



**HAL**  
open science

# Étude de vieillissement et caractérisation d'assemblage de module de puissance 40 kW pour l'aéronautique

Faical Arabi

► **To cite this version:**

Faical Arabi. Étude de vieillissement et caractérisation d'assemblage de module de puissance 40 kW pour l'aéronautique. Electronique. Université de Bordeaux, 2017. Français. NNT : 2017BORD0603 . tel-01557536

**HAL Id: tel-01557536**

**<https://theses.hal.science/tel-01557536>**

Submitted on 6 Jul 2017

**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.

THÈSE PRÉSENTÉE

POUR OBTENIR LE GRADE DE

**DOCTEUR DE**

**L'UNIVERSITÉ DE BORDEAUX**

ÉCOLE DOCTORALE SCIENCES PHYSIQUES ET DE L'INGÉNIEUR

SPÉCIALITÉ ÉLECTRONIQUE

Par Faïçal ARABI

**ÉTUDE DE VIEILLISSEMENT ET CARACTERISATION  
D'ASSEMBLAGE DE MODULE DE PUISSANCE 40 KW  
POUR L'AERONAUTIQUE**

Sous la direction de : Éric WOIRGARD et Loïc THEOLIER

Soutenue le 14 juin 2017

Membres du jury :

Mme Caroline RICHARD	Ecole Polytechnique de l'Université de Tours	Présidente du jury
M. Stéphane LEFEBVRE	SATIE, ENS Cachan	Rapporteur
Mme Catherine MUNIER	Airbus Group Innovations	Examinatrice
Mme Hélène FREMONT	Université de Bordeaux	Examinatrice
M. Mathieu MEDINA	Serma Technologies	Invité
M. Mickaël POCHERON	Microsemi	Invité
M. Eric WOIRGARD	Université de Bordeaux	Directeur de thèse
M. Loïc THEOLIER	Université de Bordeaux	Co-encadrant de thèse



*« L'imagination est plus importante que la connaissance. La connaissance est limitée, tandis que l'imagination englobe le monde entier, stimule le progrès, suscite l'évolution »*

Albert Einstein



## Remerciements

Les travaux présentés dans ce manuscrit de thèse ont été réalisés au sein de l'équipe « Puissance » du groupe « Fiabilité » du laboratoire de l'Intégration du Matériau au Système (IMS) et financés par l'organisme CORAC « Conseil de Recherche pour l'Aéronautique Civil ».

À l'issue de cette thèse, je souhaite tout d'abord remercier les directeurs successifs du laboratoire IMS, Messieurs Claude Pellet et Yann Deval, pour m'avoir accueilli au sein du laboratoire durant le déroulement de mes travaux. Je tiens également à remercier Monsieur Eric Woïgard et Madame Geneviève Duchamp qui ont dirigé successivement le groupe « Fiabilité » et Monsieur Jean-Michel Vinassa responsable de l'équipe « Puissance » de m'avoir accueilli également.

Mes remerciements les plus chaleureux s'adressent à mon directeur de thèse, Monsieur Eric Woïgard à qui je présente ma profonde gratitude. Je le remercie d'avoir su me transmettre sa passion de la recherche et ses méthodes de travail afin de garantir la rigueur qu'exigent les travaux scientifiques. Qu'il soit sincèrement remercié pour tout ce qu'il m'a appris et pour les échanges très riches que j'ai eus avec lui tout au long de ces trois années de thèse.

Je ne remercierai jamais assez Monsieur Loïc Théolier, mon co-encadrant de thèse, pour son excellent encadrement, ses multiples conseils et pour toutes les heures qu'il a consacrées à la bonne conduite de ces travaux de recherche. J'aimerais également lui dire à quel point j'ai apprécié sa grande disponibilité et son respect sans faille des délais serrés de relecture des documents que je lui ai adressés. Enfin, j'ai été extrêmement sensible à ses qualités humaines d'écoute et de compréhension tout au long de ce travail doctoral.

Je tiens à remercier tous les membres du jury de thèse : merci aux rapporteurs, Madame Caroline Richard et Monsieur Stéphane Lefebvre, d'avoir pris de leur temps

précieux pour évaluer mon travail. Merci aux examinatrices, Madame Catherine Munier et Madame Hélène Fremont, et aux invités, Monsieur Mathieu Medina et Monsieur Mickael Pocheron d'avoir accepté de participer au jury et examiné mon travail.

Je tiens à exprimer ma gratitude à Jean-Yves Deletage pour son aide, sa disponibilité, ses conseils sur l'utilisation des équipements et ses rapides interventions pour dépanner la machine virtuelle ou les serveurs de simulation durant les 3 années de thèse.

Je remercie également tous les membres permanents ou de passages de l'équipe « Puissance », que j'ai côtoyé avec plaisir au cours de ces trois dernières années : Alexandrine, Jean-Michel, Stéphane, Olivier, Isabelle, François, Raphael, Wissam, Akram, Houssam, Fedia, Mohammed, Ayat, Maxime, Antoine, Issam, Pierre, Cyril, Romain, Yuanci, et bien évidemment Omar (ami, collègue, compatriote et ancien voisin) sans oublier mes trois stagiaires que j'ai encadrés avec plaisir Adrien, Arthur et Benoît.

Je remercie tous les collègues que j'ai côtoyés à l'IMS durant ces trois années : Siham, Youssef, John, Aurore, Mohammad, Chadi, Lhassan, Antoine, Tayeb, Hajar, et Nassim. Je remercie toutes les personnes du laboratoire IMS et en dehors du laboratoire pour leurs enthousiasmes, leurs "créativités" ainsi que pour leurs travaux sans lesquels cette thèse n'aurait pas lieu d'être.

Un infini remerciement à mes parents, ma mère Aïcha pour sa présence, ses encouragements et ses conseils judicieux qui sont pour moi les piliers fondateurs de ce que je suis et de ce que je fais et mon père Jaouad pour sa contribution forte, son optimisme et son soutien absolu. J'adresse également une pensée spéciale à mes sœurs Kaoutar et Maria et à mes frères Hicham et Mehdi pour leur attention sans faille, dont les encouragements et l'amour inconditionnel m'accompagnent depuis toujours. Je dédie ce mémoire aux membres de ma famille en témoignage de leur confiance et de leur soutien.

## Table des matières

REMERCIEMENTS.....	3
LISTE DES ABREVIATIONS .....	11
LISTE DE GRANDEURS PHYSIQUES .....	13
INTRODUCTION GENERALE.....	15
<b>I. ÉTAT DE L'ART DES ASSEMBLAGES D'ELECTRONIQUE DE PUISSANCE ET DES MECANISMES DE</b>	
<b>DEGRADATION .....</b>	<b>20</b>
I.1 INTRODUCTION.....	20
I.2 LE PROJET GENOME .....	21
I.2.1 <i>Le concept</i> .....	21
I.2.2 <i>Les partenaires</i> .....	21
I.2.3 <i>Les enjeux et les objectifs</i> .....	23
I.3 LES ASSEMBLAGES D'ELECTRONIQUE DE PUISSANCE .....	23
I.3.1 <i>Généralités</i> .....	23
I.3.2 <i>Les puces semi-conductrices</i> .....	24
I.3.3 <i>Les substrats</i> .....	26
I.3.4 <i>Les semelles</i> .....	29
I.3.5 <i>Le joint d'attache</i> .....	30
I.3.6 <i>Les interconnexions</i> .....	38
I.3.7 <i>Les semelles</i> .....	41
I.3.8 <i>Le système de refroidissement</i> .....	42
I.3.9 <i>Les boîtiers et les encapsulations</i> .....	42
I.4 LES MECANISMES DE DEFAILLANCE .....	43
I.4.1 <i>Joint d'attache</i> .....	43
I.4.2 <i>Substrat céramique métallisé</i> .....	54
I.4.3 <i>Fils de câblage</i> .....	55
I.5 CONCLUSION.....	56
<b>II. PRESENTATION DES ESSAIS DE VIEILLISSEMENT ET DES DIFFERENTES METHODES D'ANALYSE.....</b>	<b>58</b>
II.1 INTRODUCTION.....	58
II.2 DESCRIPTIF DES ESSAIS DE VIEILLISSEMENTS ACCELERES .....	59
II.2.1 <i>Descriptif du profil de mission</i> .....	59
II.2.2 <i>Vieillissement par cyclage thermique en Variation Rapide de Température</i> .....	60
II.2.3 <i>Vieillissement par cyclage thermique CHOC</i> .....	62



II.3	DESCRIPTIF DES MOYENS D'ANALYSES DE DEFAILLANCES .....	64
II.3.1	<i>Moyens d'analyse non destructifs</i> .....	64
II.3.2	<i>Moyens d'analyse destructifs</i> .....	73
II.4	VALIDATION ET DESCRIPTION DES VEHICULES DE TESTS .....	82
II.4.1	<i>Validation des véhicules de tests</i> .....	83
II.4.2	<i>Descriptif des véhicules de tests</i> .....	85
II.5	CONCLUSION .....	86
<b>III.</b>	<b>ÉVALUATION DE LA FIABILITE DES DIFFERENTS TYPES D'ASSEMBLAGE .....</b>	<b>90</b>
III.1	INTRODUCTION .....	90
III.2	TENUE D'ACCROCHE DES FILS DE CABLAGE .....	90
III.2.1	<i>La force d'arrachement</i> .....	90
III.2.2	<i>La zone d'arrachement</i> .....	91
III.3	TENUE EN TENSION DES CERAMIQUES .....	93
III.4	MESURE DE LA RESISTANCE THERMIQUE.....	96
III.4.1	<i>Véhicules de tests assemblés par film d'argent fritté</i> .....	96
III.4.2	<i>Véhicules de tests assemblés par brasure AuSn</i> .....	101
III.5	ESSAI DE CISAILLEMENT .....	107
III.5.1	<i>Véhicules de tests assemblés par film d'Ag fritté</i> .....	107
III.5.2	<i>Véhicules de tests assemblés par brasure AuSn</i> .....	114
III.6	RECAPITULATIF DES RESULTATS .....	114
III.7	CONCLUSION.....	116
<b>IV.</b>	<b>MODELISATION DES MECANISMES DE DEGRADATION DUS AU VIEILLISSEMENT SEVERE .....</b>	<b>120</b>
IV.1	INTRODUCTION.....	120
IV.2	ÉTUDE ET COMPREHENSION DES MECANISMES DE DEFAILLANCE DU JOINT DE BRASURE AU <sub>2</sub> SN PENDANT LE VIEILLISSEMENT VRT [-55/+175] °C .....	120
IV.2.1	<i>Étude de l'élargissement des lacunes au niveau du joint de brasure AuSn</i> .....	120
IV.2.2	<i>Étude de la propagation de fissures entre les lacunes pendant le vieillissement VRT [-55/+175] °C par simulation</i> .....	130
IV.3	ÉTUDE THERMOMECHANIQUE DE LA DEGRADATION DES SUBSTRATS DE PUISSANCE SOUMIS A DES VIEILLISSEMENTS A HAUTE TEMPERATURE [-55/+245] °C .....	148
IV.3.1	<i>Descriptif des véhicules de tests</i> .....	148
IV.3.2	<i>Description de l'expérimentation</i> .....	149
IV.3.3	<i>Le vieillissement accéléré</i> .....	149
IV.3.4	<i>Observation des dégradations apparaissant durant le vieillissement sur le substrat-AMB</i> .....	150
IV.3.5	<i>Simulation de l'effet thermomécanique des cycles VRT [-55/+245] °C</i> .....	151

IV.4 CONCLUSION.....	157
<b>CONCLUSION GENERALE.....</b>	<b>159</b>
<b>BIBLIOGRAPHIE .....</b>	<b>163</b>



## Liste des abréviations

AC	: Puce SiC reportée avec la brasure AuSn sur un substrat AMB-Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> Curamik
AD	: Puce SiC reportée avec la brasure AuSn sur un substrat AMB-AlN Dow
AK	: Puce SiC reportée avec la brasure AuSn sur un substrat AMB-Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> Kyocera
AuGe	: Or-Germanium
AuSn	: Or-Étain
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	: Alumine
AlN	: Nitrure d'aluminium
AMB	: Active Metal Brazing
CDT	: Coefficient de dilatation thermique
CND	: Contrôle non destructif
CZM	: Cohesive Zone Model
DBC	: Direct Bonding Copper
EDX	: Energy Dispersive X-Ray Spectrometry
GaN	: Nitrure de gallium
GENOME	: GEStioN OptiMisée de l'Energie
IMC	: InterMetallic Compound
MAB	: Microscopie Acoustique à Balayage
MEB	: Microscopie Electronique à Balayage
MÉF	: Modélisation par Éléments Finis
Mohs	: Mineral Hardness Scale
SC	: Puce SiC reportée avec film d'Ag fritté sur un substrat AMB-Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> Curamik
SK	: Puce SiC reportée avec film d'Ag fritté sur un substrat AMB-Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> Kyocera
SiC	: Carbure de silicium
Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	: Nitrure de silicium
SMI	: Substrat Métallique Isolé
VRT	: Variation rapide de température
VT	: Véhicules de tests
VT1	: Véhicules de tests non-fonctionnels
VT2	: Véhicules de tests fonctionnels



## Liste de grandeurs physiques

$a$	: Rayon de la lacune
$C_i$	: Paramètres de contrôle du taux de variation du module d'écrouissage
$E$	: Module d'Young
$E_g$	: Bande interdite
$FA$	: Facteur d'accélération
$i$	: Nombre des modèles cinématiques
$K_I$	: Facteurs d'intensité des contraintes en Mode I
$K_{IC}$	: Ténacité du matériau
$P$	: Puissance
$t_1$	: Nombre de cycles en CHOC [-40/+125] °C pour que la tenue en cisaillement des puces atteigne le critère de défaillance
$t_2$	: Nombre de cycles en VRT [-55/+175] °C pour que la tenue en cisaillement des puces atteigne le critère de défaillance
$T_1$	: Température de l'enceinte climatique à la température ambiante
$T_2$	: Température de l'enceinte climatique à l'état chaud
$T_3$	: Température de l'enceinte climatique à l'état froid
$T_a$	: Température de la face arrière du substrat
$T_{amb}$	: Température ambiante
$T_j$	: Température de jonction
$R_{th}$	: Résistance thermique
$Y$	: Facteur géométrique dépendant de la forme de la fissure
$\alpha_i$	: Coefficient de dilatation thermique de la couche $i$
$\{\alpha\}$	: Tenseur de rappel
$\hat{\epsilon}^{pl}$	: Déformation plastique cumulée
$\gamma_i$	: Module d'écrouissage initial
$\{s\}$	: Déviateur des contraintes
$\nu$	: Coefficient de poisson



## **Introduction générale**

---

La demande d'optimisation des performances des aéronefs, la diminution des coûts d'exploitation et d'entretien et la réduction des émissions de gaz ont souligné le regain de pression de l'industrie aéronautique vers le concept d'un plus grand nombre d'appareils électriques. Plus précisément, le concept « avion plus électrique » prévoit l'utilisation de l'énergie électrique pour tous les systèmes non propulsifs.

Traditionnellement, ces systèmes non propulsifs sont entraînés par une combinaison de différentes sources de puissance secondaires telles qu'hydraulique, pneumatique, mécanique et électrique. Les avancées technologiques récentes dans le domaine de l'électronique de puissance, les actionneurs électro-hydrauliques, les systèmes de commande de vol, les systèmes de génération et de conversion de courant ont inauguré l'ère de l'avion plus électrique.

L'adoption de cette dernière est perçue comme un catalyseur essentiel pour l'industrie aéronautique afin d'étudier de nouvelles solutions techniques en termes de miniaturisation des assemblages de puissance et d'amélioration de leur fiabilité. En effet, les dispositifs d'électronique de puissance se voient confrontés à une demande de réduction de poids, d'encombrement et de coût.

Un autre sujet de préoccupation est la suppression des substances trop dangereuses telle que le plomb communément utilisé dans les brasures pour assembler les modules de puissance. En effet, parmi les objectifs de la directive européenne RoHS (Restriction of the use of certain Hazardous Substances) figure l'interdiction de l'utilisation de six substances chimiques jugées dangereuses pour l'homme et l'environnement dans les systèmes électriques et électroniques (plomb, mercure, cadmium, chrome hexavalent, les polybromobiphényles et les polybromodiphényléthers). De ce fait, plusieurs études de recherche se sont donc orientées vers le remplacement des alliages à base de plomb par de nouveaux alliages de brasure, et vers les développements de technologies alternatives pour l'assemblage de modules de puissance.

Les assemblages de puissance sont soumis, lors de leur utilisation, à de fortes contraintes thermomécaniques liées aux contraintes thermiques environnementales. La température ambiante



peut être élevée jusqu'à 200 °C en aéronautique en raison de l'environnement confiné et de la localisation des convertisseurs à proximité des actionneurs à commander. Il en résulte des profils de mission contraignant les assemblages de puissance de façon thermomécanique. Les niveaux de température réduisent la fiabilité et les cyclages en température sont un facteur aggravant de dégradation.

L'objectif de ces travaux de recherche qui s'inscrivent dans le cadre du projet GENOME « GEstioN OptiMisée de l'Energie », est de proposer une méthodologie d'estimation de la fiabilité fondée sur l'analyse de mesures de dégradation et de comprendre les mécanismes de défaillances. En effet, les outils expérimentaux et numériques doivent être utilisés afin de développer de véritables méthodologies d'interprétation et d'analyse qui vont nous permettre de suivre l'évolution des paramètres physiques, d'identifier les mécanismes de défaillances probables et de les comprendre.

En raison de certaines propriétés physiques, de la réglementation RoHS et des exigences de l'aéronautique, la brasure AuSn et le film d'Ag fritté ont été choisis comme technologies potentielles de report des semi-conducteurs pour l'assemblage des modules d'électronique de puissance dans le cadre du projet GENOME.

Nous aborderons dans le premier chapitre, une présentation du projet GENOME dans lequel s'inscrivent les travaux de cette thèse. Nous continuerons par la présentation des différents constituants d'un assemblage de puissance ainsi que les actuelles technologies de report. La partie suivante développera un état de l'art concernant des différents types de défaillances des modules de puissance obtenues par des travaux de recherches antérieurs. Le but de ce chapitre est de situer nos missions par rapport aux travaux de recherche qui ont été menés sur l'étude des technologies alternatives expérimentées. Cela est nécessaire pour obtenir des modules de puissance en accord avec la réglementation et d'accroître la robustesse en environnement sévère.

Le second chapitre de ce manuscrit, présente une étude préliminaire de la méthodologie d'évaluation de la fiabilité des modules de puissance avant d'être mise en pratique au travers de vieillissements accélérés. Le but de ce chapitre est d'asseoir la méthodologie de caractérisation afin de garantir les analyses qui en découlent. Il s'agit des analyses mécaniques (tenue en cisaillement), thermiques (résistance thermique), électriques (tenue en tension des céramiques). Le choix de conception et de la configuration des véhicules de tests a été fait de telle sorte que ces derniers puissent respecter les conditions de manipulations pour les différentes méthodes d'analyse.

Le chapitre suivant est consacré aux résultats et analyses destructives et non-destructives obtenus sur des véhicules de tests assemblés suivant deux technologies de report de puces différentes. Le choix du vieillissement accéléré s'est finalement porté sur les vieillissements passifs à variation rapide de température et des chocs thermiques air/air. Ces deux vieillissements ont été choisis avec deux différentes amplitudes afin d'évaluer d'une part l'influence de la vitesse de variation de température et d'autre part, l'influence de l'amplitude sur la fiabilité de l'assemblage de puissance. L'analyse de la microstructure a eu lieu pour comprendre les mécanismes de défaillance obtenus tout en s'intéressant aux limites des vieillissements accélérés.

Au regard de ces résultats, le but du quatrième chapitre est de mettre en lumière les limitations des vieillissements accélérés sévères, car de nouvelles défaillances, non visibles dans les profils de missions sont apparues. Pour ce faire, nous allons approfondir la compréhension de ces modes en commençant tout d'abord par l'étude de la réaction de l'interface diode/substrat pendant des cycles de variation rapide de température (VRT) [-55/+175] °C. Dans un second temps, nous analyserons le comportement de la brasure lors de contraintes thermiques passives. Enfin, ce chapitre se termine par une étude de l'un des modes de dégradations observés dans des substrats de puissance soumis à des vieillissements à haute température [-55/+245] °C.



# CHAPITRE I

## État de l'art des assemblages d'électronique de puissance et des mécanismes de dégradation

### Sommaire

---

---

I.1	INTRODUCTION .....	20
I.2	LE PROJET GENOME .....	21
I.2.1	<i>Le concept</i> .....	21
I.2.2	<i>Les partenaires</i> .....	21
I.2.3	<i>Les enjeux et les objectifs</i> .....	23
I.3	LES ASSEMBLAGES D'ELECTRONIQUE DE PUISSANCE .....	23
I.3.1	<i>Généralités</i> .....	23
I.3.2	<i>Les puces semi-conductrices</i> .....	24
I.3.3	<i>Les substrats</i> .....	26
I.3.4	<i>Les semelles</i> .....	29
I.3.5	<i>Le joint d'attache</i> .....	30
I.3.6	<i>Les interconnexions</i> .....	38
I.3.7	<i>Les semelles</i> .....	41
I.3.8	<i>Le système de refroidissement</i> .....	42
I.3.9	<i>Les boîtiers et les encapsulations</i> .....	42
I.4	LES MECANISMES DE DEFAILLANCE .....	43
I.4.1	<i>Joint d'attache</i> .....	43
I.4.2	<i>Substrat céramique métallisé</i> .....	54
I.4.3	<i>Fils de câblage</i> .....	55
I.5	CONCLUSION.....	56

---

---

# **I. État de l'art des assemblages d'électronique de puissance et des mécanismes de dégradation**

## **I.1 INTRODUCTION**

L'électronique de puissance comprend tous les dispositifs électroniques qui permettent de moduler et de convertir l'énergie électrique. L'électronique de puissance s'intéresse aux composants électroniques, aux convertisseurs et à la commande de ces derniers. C'est la raison pour laquelle elle fait appel à de puissants outils de simulation et de caractérisation et s'appuie sur d'autres disciplines scientifiques [1], [2] comme la chimie, la physique et/ou les mathématiques.

Les recherches en électronique de puissance ont pour objectif actuel l'amélioration de la fiabilité des composants électroniques constituant les différents types de convertisseurs utilisés actuellement, et ceci dans des applications haute température. La fabrication de composants de puissance à base de carbure de silicium (SiC) permet de les faire fonctionner à des températures pouvant aller jusqu'à 300 °C. Le silicium présente plus de limitations au niveau physique du matériau qu'au niveau des technologies d'assemblages. Le SiC est un matériau semi-conducteur grand gap permettant d'obtenir des courants de fuite inverse qui restent faibles à haute température, d'augmenter les fréquences de commutation ainsi que la densité de puissance et d'avoir un champ critique beaucoup plus élevé que celui du silicium. Et enfin ses propriétés mécaniques lui permettent d'être employé dans des milieux hostiles et dans des installations nucléaires ou spatiales [3].

L'utilisation du carbure de silicium dans des modules de puissance à haute température pose le problème du choix de la technologie d'assemblage. La technologie choisie doit respecter la réglementation RoHS qui vise à interdire le plomb dans tous les secteurs. En plus, elle doit tenir à la haute température. En effet, les environnements d'utilisation des modules de puissance sont de plus en plus sévères. Ensuite, l'auto-échauffement des semi-conducteurs augmente avec l'application de puissance plus élevée. La majorité des matériaux et technologies actuels ne permettent pas de répondre à ces problématiques. Des innovations sont nécessaires surtout en ce qui concerne les matériaux et les techniques d'assemblages de puissance dans le but d'assurer une bonne tenue mécanique, thermique et électrique des différents composants d'un module de puissance.

Nous verrons dans ce chapitre, une présentation détaillée du projet GENOME, le concept, les partenaires, les objectifs et les enjeux. Dans un second temps, nous allons voir une définition des constituants d'un assemblage de puissance ainsi que les actuelles technologies de report. Par la suite, nous construirons un état de l'art concernant les différents types de défaillances des modules de puissance obtenus par les travaux de recherches antérieurs.

## **I.2 LE PROJET GENOME**

La majeure partie des travaux présentés dans ce manuscrit ont été réalisés dans le cadre de la participation au projet GENOME (GESTioN OptiMisée de l'Energie), qui est une plate-forme de démonstration pilotée par Zodiac Aerospace et Airbus. Ce projet vise à promouvoir de nouvelles architectures de gestion énergétique dans le cadre de l'avion plus électrique.

### **I.2.1 Le concept**

Le projet GENOME a été mis en place par le CORAC (CONseil pour la Recherche Aéronautique Civile) dans le cadre du PIA français (Programme d'Investissements d'Avenir).

Le CORAC a été créé à partir d'engagements pris fin 2007 lors du « Grenelle de l'Environnement ». Il regroupe l'ensemble des acteurs français du secteur du transport aérien, tels que l'industrie aéronautique, les compagnies aériennes, les aéroports, les institutionnels et ministères concernés. La mise en place du CORAC s'inscrit dans une volonté de mise en cohérence des efforts de recherche et d'innovation dans le domaine aéronautique, notamment pour la préservation de l'environnement et le développement durable.

### **I.2.2 Les partenaires**

Ce projet GENOME a été mené en collaboration avec plusieurs industriels et instituts français.

- Labinal Power Systems (LPS), aujourd'hui SAFRAN ELECTRICAL & POWER occupe une position mondiale de premier plan dans le domaine de la conception, de la production, de l'installation et de la maintenance des systèmes de câblages électriques, de l'ingénierie et de la technique associées sur les marchés aéronautiques, spatiaux et de défense. LPS a la responsabilité du suivi des activités, l'analyse des résultats et la validation des livrables ;
- Microsemi, une société qui offre un portefeuille complet de solutions de semi-conducteurs et de systèmes pour les secteurs de l'aérospatiale et de la défense. Elle a fourni les composants et elle a assemblé les véhicules de tests pour tous les partenaires du projet ;

- SERMA Technologies est spécialisée dans l'analyse, le contrôle, la mesure et les tests pour les composants et les systèmes dans les domaines de l'électronique et des matériaux. SERMA possède une grande expérience dans ce domaine et a participé fortement à l'étude de fiabilité des véhicules de tests. Elle a fait une étude de vieillissement et de caractérisation des modules de puissance ;
- Ampère est une unité mixte de recherche spécialisée dans l'exploitation de l'énergie dans les systèmes en relation avec leur environnement. Elle a réalisé la caractérisation électrique des composants et de leurs assemblages ;
- Laplace est une unité mixte de recherche qui s'intéresse aux domaines d'applications englobant la production, le transport, la gestion, la conversion et l'usage de l'électricité. Elle a fait une étude de caractérisations électriques en température de l'encapsulant et de mesures de décharge partielle sur le module de puissance à plusieurs puces (en anglais MCPM ou Multi Chip Power Module) ;
- Airbus Group Innovation (AGI) est le laboratoire central de recherche du groupe Airbus. Dans le projet GENOME, il se chargeait de faire une étude de vieillissement et caractérisation électrique des modules de puissance.
- IMS, une unité mixte de recherche, développe des technologies alternatives à la filière silicium pour l'élaboration de dispositifs électroniques innovants jusqu'à l'ingénierie des systèmes hétérogènes. Elle a apporté sa contribution dans l'évaluation de la fiabilité et de la durée de vie des modules de puissance ainsi que l'analyse des différentes dégradations obtenues lors des vieillissements thermiques de profils différents par rapport aux partenaires pour pouvoir comparer l'influence de chaque profil.

Le projet a connu différentes étapes faisant appel aux compétences de chacun des participants. Il a tout d'abord été nécessaire de choisir les motifs, les matériaux d'assemblage, le type de substrat et les composants pour fabriquer les véhicules de tests, tout en prenant en compte les conditions des essais. Pour cela, de multiples essais préalables ont été menés par les différents participants. Ce choix a également dû prendre en considération l'encombrement de cet équipement afin de parvenir à une meilleure fabrication des véhicules de tests qui a été faite par la suite par Microsemi. Une fois les véhicules de tests fabriqués, le projet s'est orienté vers l'évaluation de la fiabilité. L'IMS s'est attaché à analyser les mécanismes de défaillances du module en fonction de différents types de vieillissement.

### **I.2.3 Les enjeux et les objectifs**

Les aéronefs modernes consomment beaucoup d'énergie, qu'il s'agisse d'énergie propulsive ou pour d'autres usages ; cette énergie est indispensable pour la cabine, les passagers, comme pour l'alimentation des calculateurs de vols. Il y a là un véritable enjeu car cette énergie est fournie par les moteurs et donc par le kérosène. Il s'avère essentiel d'optimiser la gestion des sources d'énergie, sans mettre en péril les objectifs de sécurité et en réduisant les émissions. Ces actions font parties du PIA dont l'exécution se poursuit aujourd'hui. C'est dans ce cadre que s'inscrit le projet GENOME.

GENOME a pour mission de développer de nouvelles architectures de gestion énergétique, dans le contexte de l'avion plus électrique, avec des gains tant sur le plan de l'impact environnemental que sur celui de la compétitivité des générations futures d'avions. La rupture de l'avion tout électrique est l'une des opportunités pour renforcer la compétitivité de toute la filière française, en se démarquant des technologies actuelles à faibles potentiels d'amélioration. L'électronique de puissance est une technologie clé.

## **I.3 LES ASSEMBLAGES D'ELECTRONIQUE DE PUISSANCE**

### **I.3.1 Généralités**

Un assemblage d'électronique de puissance appelé souvent un module de puissance est un dispositif constitué des composants électroniques (diode, IGBT, MOSFET) assemblés sur des substrats qui sont isolants électriquement et conducteurs thermiquement [4]. Ces composants électroniques sont reportés dans la majorité des cas par des joints brasés ou frittés.

Les modules de puissance sont boulonnés à une semelle qui favorise l'évacuation de la chaleur générée par les composants lors du cycle de fonctionnement. En électronique de puissance, ces composants sont intégrés dans des boîtiers adaptés à chaque besoin. Un boîtier avec une seule puce à l'intérieur est dénommé « composant discret » et un boîtier avec plusieurs puces est appelé « un module ». Dans un sens plus large, il n'est plus question de boîtier mais de conditionnement (packaging en anglais). Ce conditionnement est une union de plusieurs éléments plus ou moins critiques, indispensables au bon fonctionnement du système souhaité. La Figure.I-1 illustre la forme générale d'un module de puissance et représente tous ses constituants. Les connexions internes des puces sont effectuées à l'aide des fils de câblage, des rubans ou des assemblages double face. L'ensemble est ensuite recouvert soit par une un gel soit par un boîtier



qui correspond à un module de puissance afin de protéger les interconnexions. La prise en considération des paramètres thermiques (résistance thermique), électriques (tenue en tension), mécaniques (rupture de l'interface, dégradation des matériaux) et chimiques (diffusion) est incontournable dans la fabrication industrielle d'un module de puissance [5].

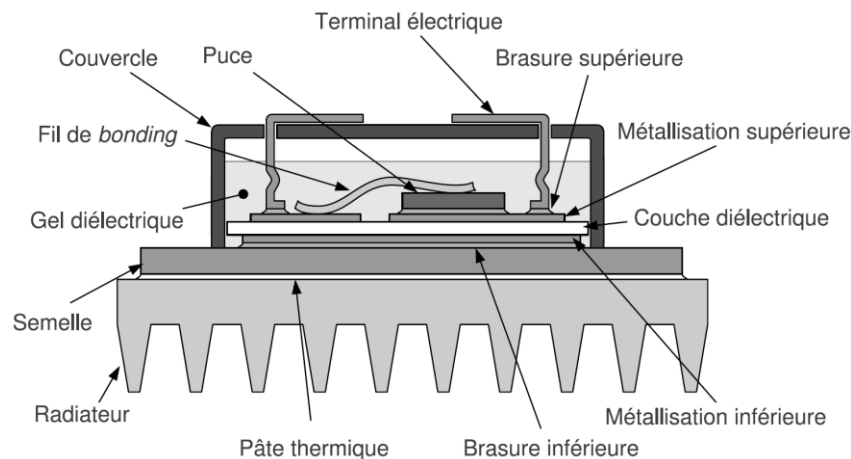


Figure.I-1 : Vue en coupe d'un module de puissance

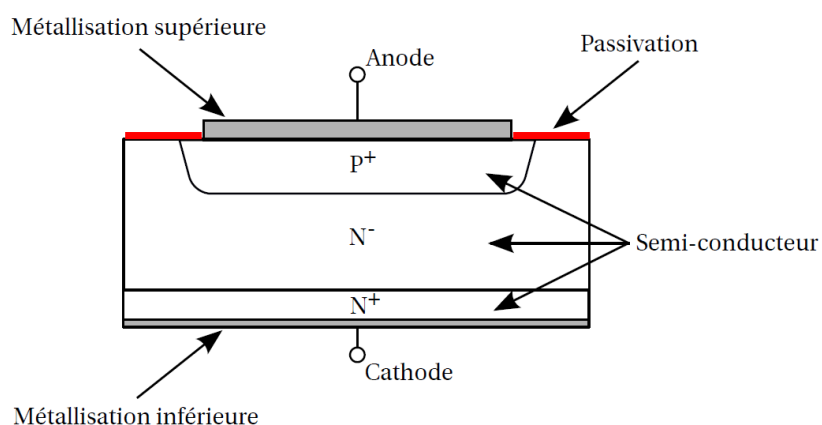
### I.3.2 Les puces semi-conductrices

Les puces semi-conductrices sont les éléments actifs d'un module de puissance. Les puces doivent posséder des caractéristiques thermiques, mécaniques et électriques particulières. Cela nécessite des matériaux adaptés à leur fabrication. Cette dernière est réalisée en plusieurs étapes telles que : le dépôt d'oxyde grille, la création des jonctions, la réalisation des contacts ohmiques par métallisation et le dépôt des passivations primaires et secondaires permettant de réduire les risques de rupture diélectrique et de limiter les courants de fuite de surface de la puce [6].

Les puces d'électronique de puissance ont une structure verticale comme présentée sur la Figure.I-2 [7]. Les faces inférieures et supérieures jouent un rôle électrique. Cela nécessite une attache de puce qui assure trois principales fonctions : la dissipation thermique, la tenue mécanique et la connexion électrique.

Le silicium (Si) est le matériau le plus utilisé pour la réalisation de semi-conducteurs de puissance. En effet, la production industrielle des puces en Si est maîtrisée depuis plusieurs décennies [8]. Cependant, pour les applications en environnement sévère (haute température, haute tension...), le silicium ne peut pas être utilisé en raison de son champ de claquage limité et de sa

faible largeur de bande interdite. Des nouveaux matériaux ont donc été étudiés par les équipes de J.B. Casady [9], T. Miyajima [10] et G. Civrac [11] pour répondre à ces besoins particuliers.



**Figure.I-2 : Vue en coupe d'un semi-conducteur (Diode)**

Parmi ces matériaux, nous trouvons ceux à base de gallium comme le nitrure de gallium (GaN). Plusieurs études sont actuellement en cours en vue d'approfondir les connaissances concernant le semi-conducteur GaN. Néanmoins, il est a priori conclu que ses propriétés sont insuffisantes pour réaliser des composants de puissance fiables pour les applications haute température [12]. En revanche, le carbure de silicium (SiC) qui a été découvert par H. Moisson [13] aux États-Unis à l'état naturel dans les fragments d'une météorite, peut être considéré comme un candidat intéressant pour la fabrication de composants haute tension ou haute température. En effet, ce matériau répond au maximum des spécificités exigées pour la réalisation des composants pour les applications à haute température [14]–[16]. Le SiC possède :

- Une liaison covalente d'énergie 5 eV, avec une contribution d'environ 12 %. En effet, c'est la faible valeur des longueurs de liaison dans SiC (approximativement 0,194 nm dans le polytype cubique) qui explique les excellentes propriétés physico-chimiques du matériau [15] ;
- Une large bande interdite ( $2,3 \text{ eV} < E_g < 3,3 \text{ eV}$  selon le polytype) induisant un champ de claquage élevé et une concentration de porteurs intrinsèques plus faible que celle du Si, ce qui lui permet de fonctionner à haute température ;
- Un bon module de Young et une bonne dureté ( $\approx 9,3$  Mohs « Mineral Hardness Scale ») très proche de celui de diamant ( $\approx 10$  Mohs). De ce fait, le SiC est utilisé souvent comme abrasif [17] ;

- Une bonne conductivité thermique ( $\approx 400 \text{ W/m.K}$ ), une bonne chaleur spécifique et une bonne stabilité thermique avec un Coefficient de Dilatation Thermique (CDT) de l'ordre de  $2,2 \text{ ppm/}^\circ\text{C}$ .

### I.3.3 Les substrats

Le substrat assure l'isolation électrique et la conduction thermique entre les puces semi-conductrices et le support sur lequel le module de puissance est fixé. En effet, le substrat doit favoriser l'évacuation de la chaleur dissipée par la puce semi-conductrice vers le système de refroidissement. Enfin, son rôle thermomécanique est d'atténuer l'écart de dilatation thermique entre la semelle et les composants semi-conducteurs. La fonction diélectrique est assurée par des céramiques ou des diélectriques organiques [18]. Les substrats céramique restent les plus utilisés dans l'électronique de puissance du point que leurs propriétés physiques sont adaptées aux applications à forte température. Actuellement, les céramiques les plus utilisées pour la réalisation de substrats de puissance sont : l'alumine  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , le nitrure de silicium  $\text{Si}_3\text{N}_4$  et le nitrure d'aluminium  $\text{AlN}$ . Les propriétés physiques de ces 3 diélectriques sont représentées dans le Tableau.I-1 [19]–[22]. Les substrats existent sous différentes formes, les trois principales sont [23] : le substrat métallique isolé, le substrat céramique métallisé et le substrat céramique brasé.

**Tableau.I-1: Comparatif des propriétés physiques de 3 diélectriques utilisés pour la réalisation des substrats**

Céramique	Conductivité Thermique [W/m. K]	(CDT) [ppm/°C]	Résistance diélectrique [kV/mm]	Dureté (Mohs)	Ténacité ( $\text{MPa} \times \text{m}^{1/2}$ )
$\text{AlN}$	82,3 - 170	4,6 - 5,7	15	5	3,5
$\text{Si}_3\text{N}_4$	35	3,4	17,7	9	5 - 8
$\text{Al}_2\text{O}_3$ (99,5 %)	35	8,4	15	9	4,5

#### I.3.3.1 Le substrat métallique isolé

Le substrat métallique isolé SMI (IMS, Insulated Metal Substrate en anglais) est généralement constitué d'un feuillard de cuivre électro-déposé de  $35 \mu\text{m}$  d'épaisseur, d'une couche d'isolant électrique mais conductrice thermique, d'épaisseur comprise entre  $50$  et  $100 \mu\text{m}$  et d'une plaque métallique, souvent en aluminium, de  $1$  à  $3 \text{ mm}$  d'épaisseur [24] (Figure.I-3).

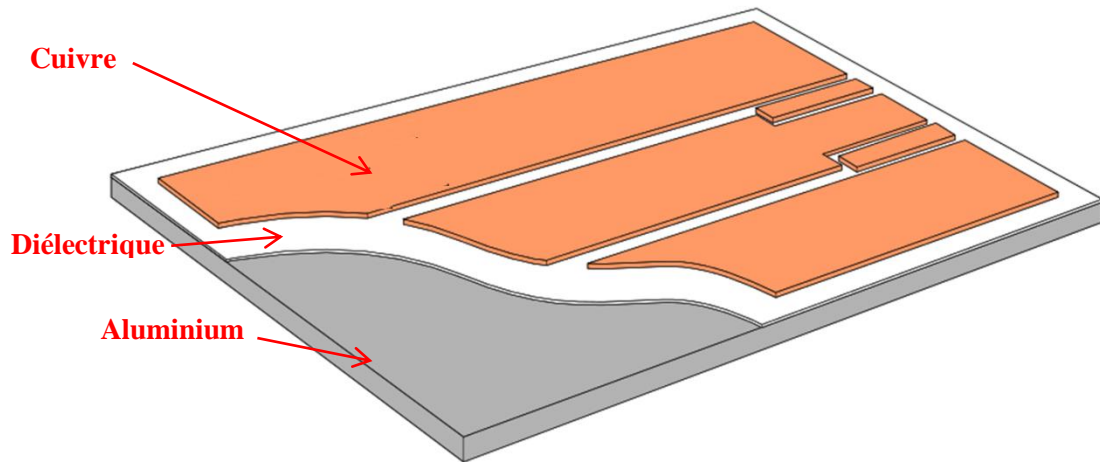


Figure.I-3 : Substrat métallique isolé

Le substrat métallique isolé reste le moins utilisé dans les applications à haute température. En effet, la couche diélectrique, réalisée en époxy ou en polyimide possède une conductivité thermique très faible qui ne favorise pas l'évacuation de chaleur, sans compter le fait qu'elle perd ses propriétés à partir de 150 °C [25], [26]. La valeur ajoutée de ce type de substrat réside dans le fait que la couche d'aluminium épaisse joue le rôle d'une semelle favorisant ainsi la miniaturisation des boîtiers. Ce type de substrat est essentiellement destiné pour les circuits pour éclairage LED.

### I.3.3.2 Le substrat DBC (Direct Bonded Copper)

Le substrat DBC (Direct Bonded Copper), qui signifie directement lié au cuivre, désigne un processus dans lequel la céramique (Nitrure d'aluminium AlN ou oxyde d'aluminium Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> de 300 à 700 µm d'épaisseur) et les deux métallisations de cuivre (150 à 300 µm d'épaisseur) sont assemblées sans métal d'apport [27]. La Figure.I-4 représente les différentes étapes de fabrication d'un substrat DBC.

L'épaisseur de la couche de la métallisation d'un substrat DBC ne dépasse pas la moitié de l'épaisseur de la couche de la céramique. Ce type de substrat a fait preuve d'une bonne solution pour l'isolation électrique et thermique. En effet, le substrat DBC possède une capacité de transport de courant suffisamment élevé et un CDT proche de celui du silicium [28].

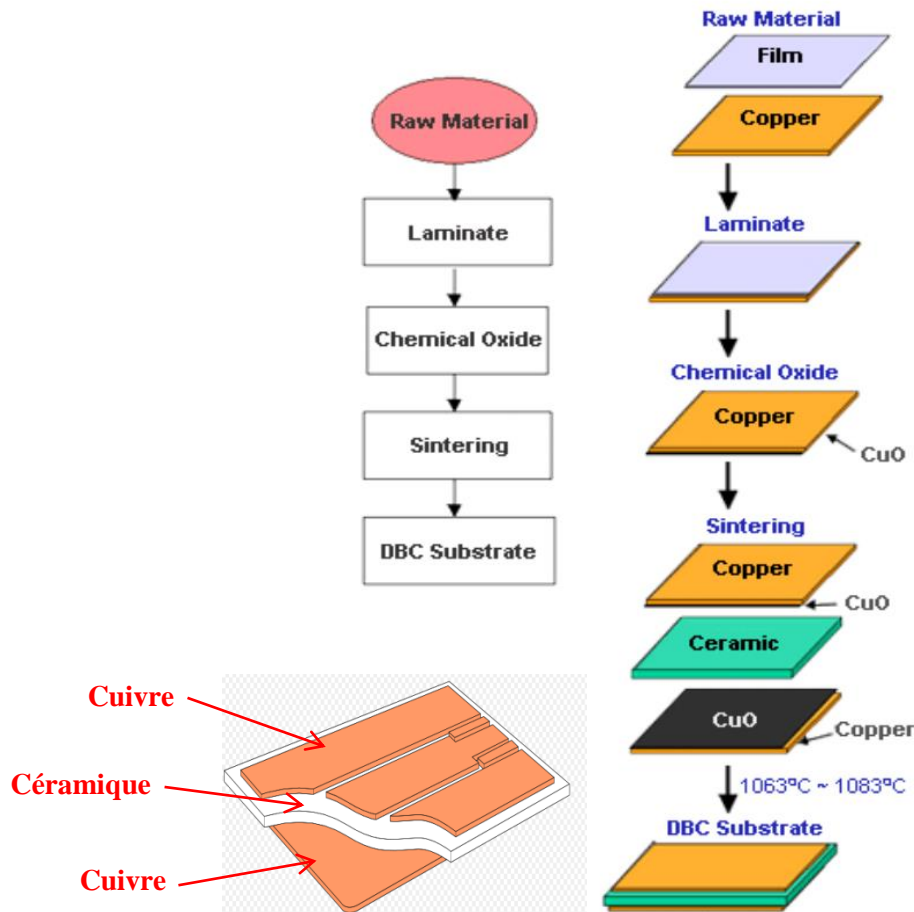


Figure.I-4 : Représentation des étapes de fabrication d'un substrat DBC « Direct Bonded Copper »

### I.3.3.3 Le substrat AMB (Active Metal Braze)

Le substrat AMB est constitué d'une céramique sur les faces de laquelle sont brasées des couches de métallisation (aluminium ou cuivre) d'une épaisseur de 200  $\mu\text{m}$  à 500  $\mu\text{m}$ . La différence entre les deux substrats AMB et le DBC réside dans la technique d'attache entre la céramique et la métallisation. En effet, il est incontournable d'utiliser un métal d'apport pour réaliser une brasure entre les deux types de matériaux pour le substrat AMB, contrairement au DBC qui ne nécessite pas de brasure. L'assemblage des métallisations en cuivre sur la céramique  $\text{Si}_3\text{N}_4$  se réalise à l'aide de la brasure Ti/Ag/Cu à très haute température. Cet assemblage a montré une bonne tenue en tension et une bonne résistance d'isolement après 5000 cycles de vieillissement thermique (de  $-60^\circ\text{C}$  à  $+175^\circ\text{C}$ ) par Kyocera [29]. L'avantage du substrat AMB se définit dans sa bonne conductivité thermique. Cette dernière peut être diminuée par diffusion de l' $\text{O}_2$  dans les interfaces lors de l'assemblage des substrats. La Figure.I-5 représente les différentes étapes de fabrication d'un substrat DBC.

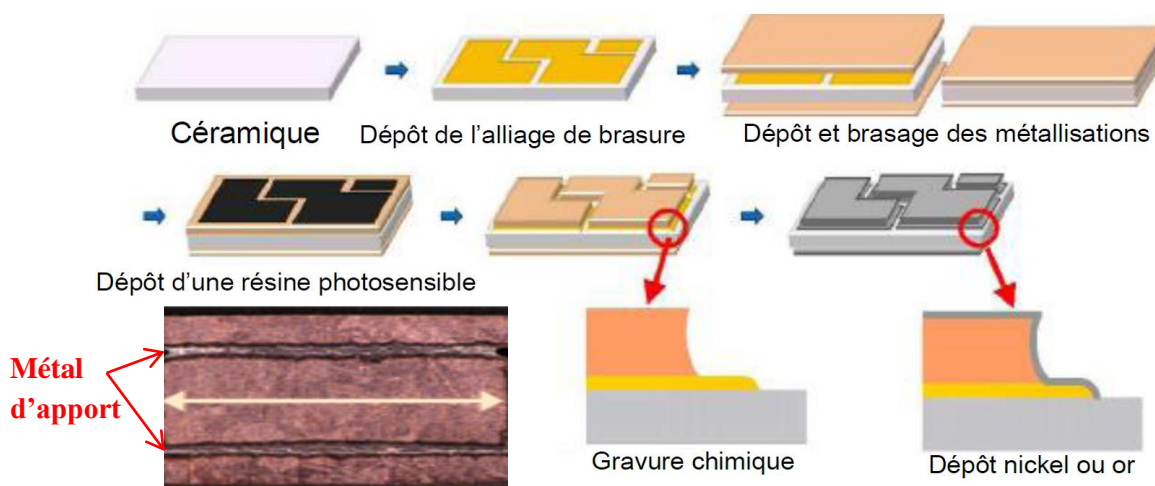


Figure.I-5 : Représentation des étapes de fabrication d'un substrat AMB « Active Metal Braze»

### I.3.4 Les semelles

Les semelles jouent un rôle primordial dans l'évacuation des calories produites par l'échauffement des composants semi-conducteurs lors de leur fonctionnement. En effet, la semelle est l'élément du module de puissance qui joue le rôle de liaison entre l'assemblage (puces / substrat) et le refroidisseur. Elle permet d'assurer un bon échange thermique dans le but de favoriser la dissipation de la chaleur générée par l'auto-échauffement du composant [30]. De bonnes propriétés thermomécaniques sont donc nécessaires afin d'obtenir une bonne liaison. Les semelles sont généralement composées en cuivre ou en Al-SiC qui possèdent une conductivité thermique élevée. Des alliages de cuivre tels que Cu-W et Cu-Mo ou du Kovar (Fe-Ni-Co) sont également utilisés pour leurs faibles CDT. Le Tableau.I-2 représente un récapitulatif des propriétés thermomécaniques de ces matériaux [30], [31].

Tableau.I-2 : Récapitulatif de propriétés thermomécaniques utilisées pour fabriquer les semelles

Matériau	CDT (ppm/K)	Conductivité thermique (W/m.K)	Densité (g/cm <sup>3</sup> )
Cu	17,8	398	8,96
AlSiC	7,5 - 12	180	3
CuW	6,5 - 8,3	180 - 200	15,7-17
CuMo	7-8	160 - 170	10
Kovar	5,2	11 - 17	8,359

### **I.3.5 Le joint d'attache**

Le joint d'attache est un joint qui sert à reporter la puce semi-conductrice sur le substrat ou à assembler le substrat et la semelle. Une conductivité électrique et thermique élevées ainsi qu'une bonne tenue mécanique sont des propriétés indispensables qu'un joint de report doit posséder pour assurer le bon fonctionnement du module de puissance. Les procédés d'assemblage les plus utilisés dans le domaine de l'électronique de puissance sont le brasage et le frittage.

#### **I.3.5.1 Brasage**

Le joint d'attache brasé est constitué principalement d'un alliage métallique, qui se présente sous forme de pâte, de crème ou de préforme contenant l'alliage et différents additifs. Ces derniers favorisent le mouillage avec les interfaces des matériaux constituant le module de puissance et permettent de prévenir la formation d'oxyde. Le procédé de brasage se déroule en trois étapes :

- Dépôt de la pâte à braser par sérigraphie;
- Refusion de l'ensemble suivant un profil de température adapté ;
- Refroidissement de l'assemblage jusqu'à la température ambiante afin de limiter la croissance des intermétalliques.

Il existe une grande variété d'alliages de brasure :

- Les alliages à base d'étain (Sn) et de plomb (Pb) sont les plus courants en électronique de puissance. Ces brasures font référence parmi les nombreux alliages de brasures existants. Par exemple, l'alliage Sn63Pb37 est très utilisé pour les applications à basse température et l'alliage Pb95Sn5 pour les applications à haute température. Ces alliages devaient être remplacés vu que le plomb fait partie des 6 substances interdites par la directive européenne RoHS. Cela a conduit au développement de nouveaux alliages.
- Les alliages à base d'or sont utilisés pour les brasures entre la puce et le substrat : les deux principales brasures sont l'AuSn et l'AuGe dont les températures de fusion sont respectivement de 278 °C et de 356 °C. Ces brasures sont aussi adaptées à la haute température. La brasure eutectique 80Au20Sn pourrait supporter ces niveaux de contraintes thermiques. La brasure AuSn est parfaitement adaptée au travail à réaliser lors de cette thèse : elle est donc sélectionnée et sera abordée dans la suite de ce chapitre.

- Il existe aussi d'autres alliages qui sont très ductiles tels que PbAg et SAC (SnAgCu) (avec un point de fusion inférieur à 300 °C). Il a été démontré que ces brasures subissent de nombreuses déformations au palier du refroidissement lors du cyclage thermique [32].

Les différents alliages peuvent être classés selon le domaine d'application (Figure.I-6) [33] ainsi que leurs propriétés mécaniques, thermiques et électriques, qui sont présentées dans le Tableau.I-3 et le Tableau.I-4 [34], [35] :

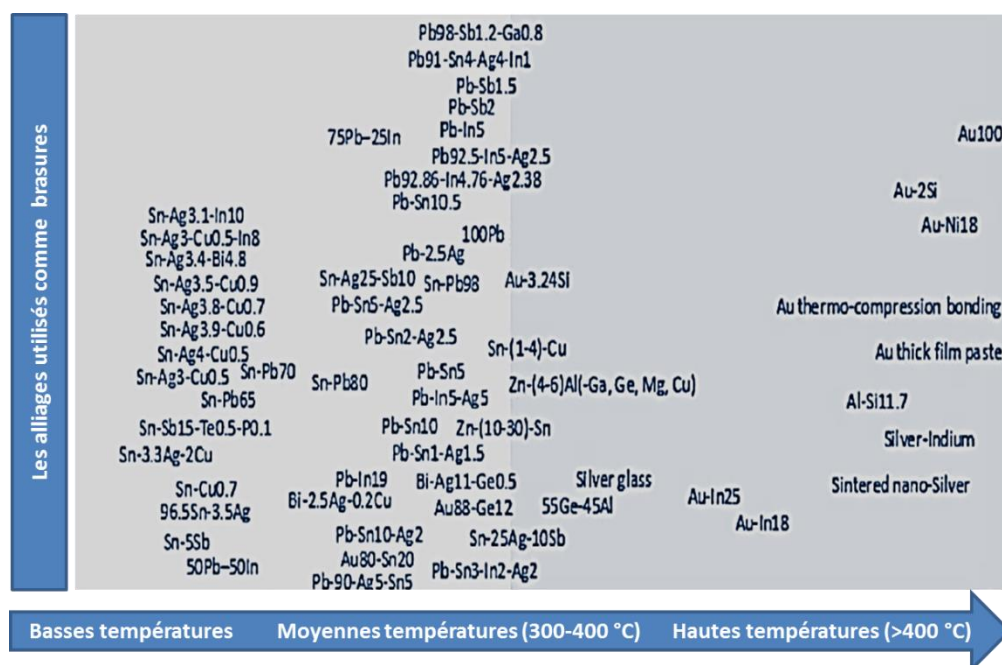


Figure.I-6 : Récapitulatif des différents alliages de brasure pour l'assemblage de puces de puissance pour des applications haute et basse températures

Tableau.I-3 : Propriétés des alliages de brasure pour les applications à basse température

Composition de l'alliage de brasure	Température de fusion (°C)	Module d'Young (GPa)	CDT (ppm/°C)	Conductivité Thermique (W/m.K)	Résistivité Electrique (μΩ.m)
63Sn/37Pb	183	40	25	51	14,7
95,5Sn/4Ag/0,5Cu	216	30	23	55	15
96,5Sn/3,5Ag	221	50	20	30-40	15
99,3Sn/0,7Cu	227	-	23	2	15
58Bi/42Sn	195	42	15	19	35
52In/48Sn	215	23	20	34	15
77,2Sn/20In/2,8Ag	220	35-50	23	55	-
96,2Sn/2,5Ag/0,8Cu/0,5Sb	217-220	30	23	55	15



**Tableau.I-4 : Propriétés des alliages de brasure pour les applications à haute température**

<b>Composition de l'alliage de brasure</b>	<b>Température de fusion (°C)</b>	<b>Module d'Young (GPa)</b>	<b>CTE (ppm/°C)</b>	<b>Conductivité Thermique (W/m.K)</b>	<b>Résistivité Electrique (<math>\mu\Omega.m</math>)</b>
<b>95Pb/5Sn</b>	315	20	28,7	35	-
<b>95,5Pb/2Sn/2,5Ag</b>	300	13,8	25	23	229
<b>97,4Pb/2,6Ag</b>	262	-	-	8	-
<b>88Au/12Ge</b>	360	70	13	44	-
<b>80Au/20Si</b>	363	-	12,3	27	-
<b>94Zn/6Al</b>	381	-	-	-	-
<b>65Au/35Sb</b>	357	-	-	-	-
<b>80Au/20Sn</b>	350	68	16	58	16

### **I.3.5.2 Frittage**

Le frittage est une technologie d'assemblage permettant d'obtenir un matériau massif à partir d'une pâte chauffée à une température inférieure au point de fusion du matériau. Une fois le procédé de frittage terminé, les propriétés du matériau sont semblables à celles du matériau massif. Concernant les attaches des puces semi-conductrices, des pâtes de particules d'argent sont mises en œuvre en-dessous de 300 °C et sont disponibles sur le marché. Cette pâte contient en plus des particules d'argent, des produits chimiques qui sont souvent des liants ou des solvants. La mise en œuvre à une température d'à peu près 250 °C permet d'éliminer la majorité de ces solvants et de réaliser le frittage de pâte.

Le frittage de pâte d'argent classique se faisait à des températures élevées. Cependant, il s'est avéré que ces températures étaient insupportables pour les puces semi-conductrices. D'où l'élaboration du frittage de pâte d'argent à basse température qui suit un cycle thermique d'une montée de 13 °C/min, d'un palier (maintien) de 10 min et d'une descente en température de -26 °C/min comme le montre la Figure.I-7 [35].

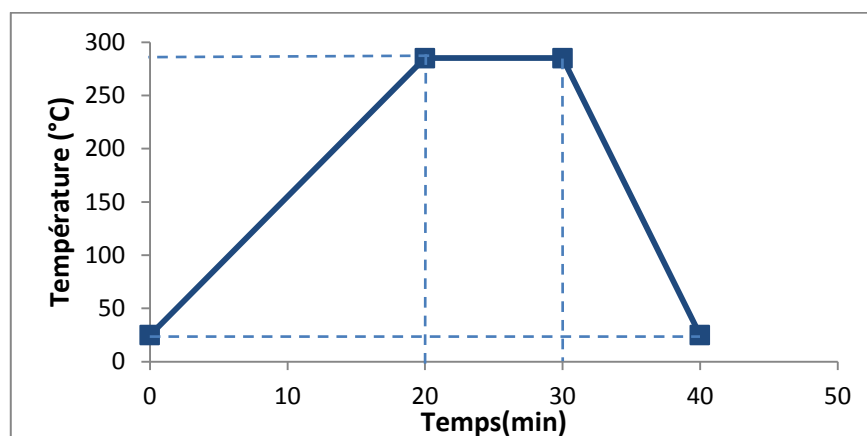


Figure.I-7 : Cycle thermique d'un procédé de frittage pour une pâte d'argent donnée

La technologie de report par frittage permet un meilleur maintien de la position de la puce à cause de l'absence de la phase liquide. Des études de vieillissement accéléré par cyclage passif ont montré une fiabilité accrue par rapport à toutes autres technologies que ça soit nouvelles ou classiques. En effet, avec une épaisseur inférieure, les joints de report de pâte d'argent frittés permettent d'obtenir des caractéristiques comparables, voire supérieures aux joints brasés (conductivité thermique 2 à 4 fois supérieure) (Tableau.I-5)[36].

Le frittage en phase solide est un processus qui se déroule en trois étapes : le déliantage, le frittage et la dilatation de l'échantillon [35].

Tableau.I-5 : Comparaison entre les propriétés des alliages de brasure et celles de l'argent fritté

Matériau	Conductivité thermique (W/m.K)	Température de fusion (°C)	Résistivité Electrique ( $\mu\Omega.m$ )	Epaisseur du joint ( $\mu m$ )	CTE (ppm/°C)	Module d'Young (GPa)
95Pb/5Sn	35	315	-	200	28,7	20
96,5Sn/3,5Ag	30-40	221	15	200	20	50
67Sn/37Pb	51	183	14,7	200	25	40
Ag fritté	240	961	1,55	20	19	76

**Le déliantage**, sert à évacuer des différents composés organiques (liant, diluant, solvants, additifs) qui enrobent les particules du matériau à fritter. Le déliantage est réalisé aux températures de vaporisation de ces différents composés chimiques. Le choix de la vitesse de déliantage est très important. En effet, une vitesse trop élevée peut générer des fissures dans l'échantillon fritté dues à des bulles de gaz emprisonnées dans le joint.

**Le frittage** se déroule en trois sous-étapes, une fois le déliantage terminé. Ces dernières sont différenciées par le taux de la porosité du joint au cours du temps. La qualité du frittage peut être

déterminée en mesurant sa densification. Plus le taux de porosité est faible, plus la pureté du joint est élevée et donc, plus le joint est robuste.

- La première sous-étape est le réarrangement des grains engendré par l'évacuation des additifs pendant l'étape de déliantage. Cette étape prendra fin une fois que les joints de grains apparaissent entre les grains. Ces joints de grains sont généralement formés par la diffusion de matière à la surface des grains Figure.I-8 [5], [37]. La densité théorique après la fin de cette étape est de l'ordre de 65 % ;
- La deuxième sous-étape est le passage de la densification du joint de 65 % à 92 %. Cette étape se caractérise par la formation des ponts entre les grains comme le montre la Figure.I-8. Cet échange de matière a pour effet l'augmentation de la taille des grains. Cela permet de réduire la porosité ouverte du joint et de réduire son volume et donc d'augmenter sa densité ;
- La troisième sous-étape est le passage de la densification du joint de 92 % à 99 % de la densité théorique par l'élimination de la porosité fermée. La Figure.I-9 représente l'évolution de la densité au cours des trois sous-étapes de densification du frittage en phase solide.

Dans une étude menée par l'équipe de T. Youssef [38], Il a été observé que le taux de porosité avait un effet considérable sur les propriétés thermiques et mécaniques du frittage d'Ag. Par conséquent, il a été mis en évidence que les paramètres thermomécaniques étaient grandement liées au taux de porosité présent dans le joint d'attache. Cette porosité peut évoluer avec le processus de frittage. En effet, le taux de porosité a passé d'environ 16% pour la haute pression et la haute température à presque 37% pour le frittage à basse pression et à basse température [39].

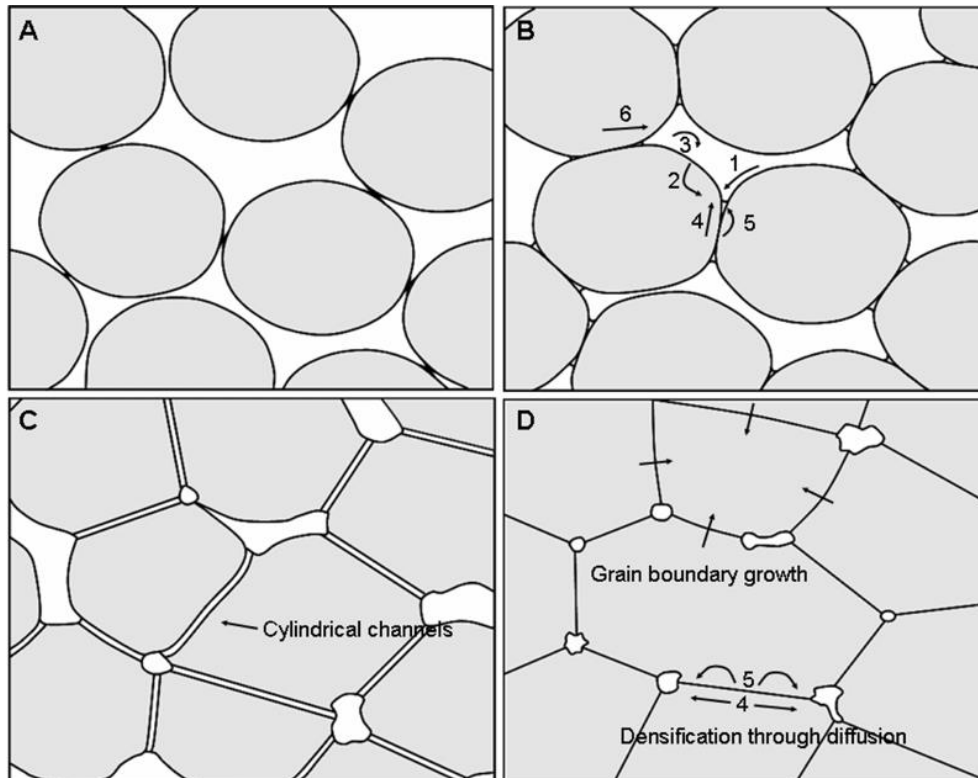


Figure.I-8 : Schématisation des 4 étapes du procédé de frittage en phase solide.

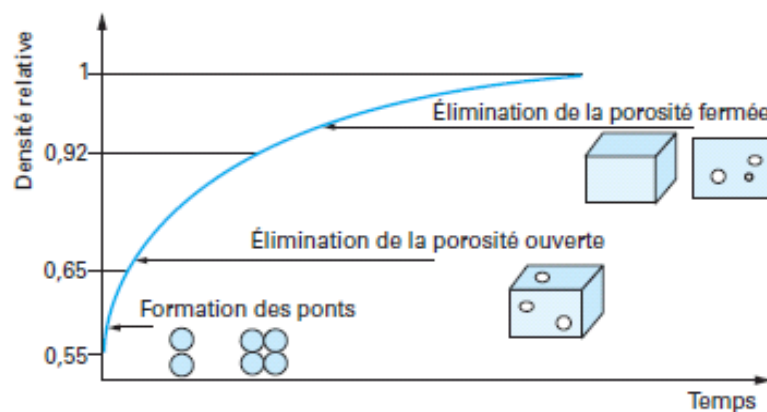
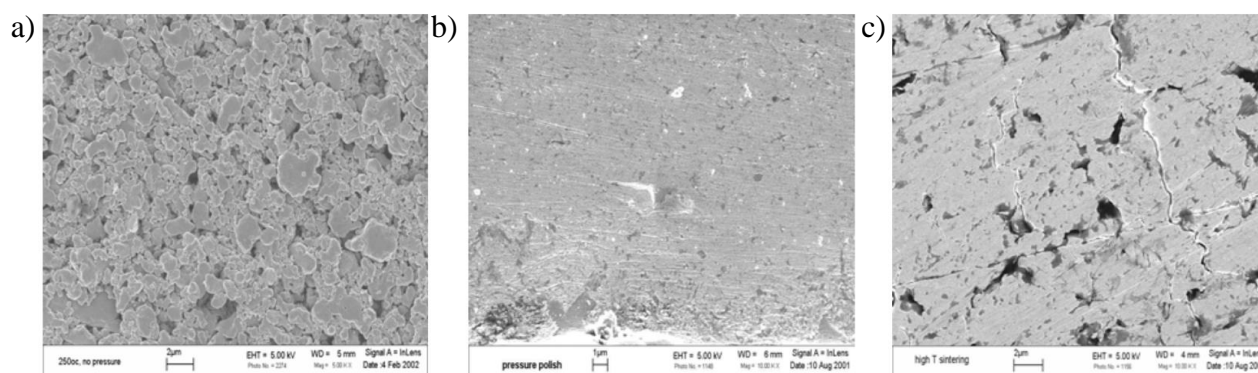


Figure.I-9 : Évolution de la densité au cours des étapes de densification du procédé de frittage

La Figure.I-10 montre des images de microsections du joint de pâte d'argent frittée à trois conditions différentes [40] : a) à une température de 50 °C sans aucune pression, b) à une température de 250 °C sous une pression appliquée de 10 MPa et puis finalement c) à une température de 800 °C sans aucune pression. Les images obtenues à l'aide des observations au MEB montrent que la pression appliquée améliore de manière significative le processus de densification même à une température aussi basse que 250 °C. Nous croyons que la pression contribue au processus de densification en éliminant une partie des pores par compression /

déformation et en augmentant la surface de contact entre les particules d'argent, ce qui accélère la réduction de la surface libre.



**Figure.I-10 : Images MEB du joint d'argent fritté a) à 50 °C sans pression b) à 250 °C avec une pression de 10 MPa et c) à 800 °C sans pression**

**La dilatation** se réalise au cours du refroidissement pour certains alliages métalliques par le biais d'une réorganisation des atomes suite à la construction de nouvelles liaisons atomiques. Concernant le frittage d'argent, il existe trois types : le frittage utilisant la micro-pâte d'argent fritté, le frittage utilisant la nano-pâte d'argent fritté et le frittage utilisant le film d'argent fritté.

**Le frittage utilisant la micro-pâte d'argent** consiste à reporter la puce sur le substrat métallisé tout en utilisant la micro-pâte d'argent frittée. La température de mise en place de cette technique est de l'ordre de 250 °C, incontestablement inférieure à la température de fusion de l'argent (961°C). Les avantages de cette technologie de report s'expliquent par : [41]

- une conductivité thermique et électrique élevée ;
- un taux de porosité inférieur à 15 % ;
- un temps de procédé court ;
- une réduction de contrainte thermomécanique.

Le frittage utilisant la micro-pâte d'argent nécessite une pression de l'ordre de 30 MPa pour assembler les composants [42]. Cela représente un risque important de fissuration de la puce fragile. De nombreuses études sur le frittage ont montré l'existence d'une solution permettant la réduction de la pression nécessaire pour le report de puce. Cette solution consistait à utiliser des particules d'argent de taille plus petite (à l'échelle nanométrique).

**Le frittage utilisant la nano-pâte d'argent** est identique à la précédente à l'exception de la taille des grains de l'argent. En effet, la taille des particules utilisée dans cette technique est de l'ordre du nanomètre. L'objectif d'utiliser la nano-pâte est de réduire la pression appliquée sur le

composant lors de son assemblage (de 4 à 10 MPa environ) [43] au lieu de 30 MPa pour le frittage utilisant la micro-pâte d'argent. Cette réduction de pression va nous permettre d'éviter la fissuration des puces semi-conductrices. Un autre avantage des brasures à base de nanoparticules d'argent réside dans sa très grande versatilité du fait des nombreuses compositions chimiques accessibles, permettant de choisir à façon les propriétés de la pâte (température de frittage, mouillage...) et de moduler la microstructure finale [44].

Lors d'une étude de fiabilité sur des joints frittés avec la nano-pâte d'Ag menée par Heraeus, il a été observé que cette technique restreindrait l'épaisseur du joint d'Ag fritté. Cette épaisseur ne dépasse pas 25  $\mu\text{m}$  à la fin du procédé de frittage. Une couche du joint fritté avec une épaisseur plus élevée risque de se fissurer, alors qu'une faible épaisseur du joint d'Ag pourrait conduire à une faible tenue mécanique du composant. En effet, cette épaisseur s'avère parfois insuffisante pour compenser la rugosité de surface de la métallisation supérieure de substrat comme le montre la Figure.I-11 [41]. Le joint fritté avec la nano pate d'Ag présente tout de même un taux de porosité de l'ordre de 30 à 40%. De nombreuses études sont menées actuellement dont le but est de réduire le taux de porosité dans le joint fritté. Une solution était de fabriquer des nano-films d'argent pré-déliantés.

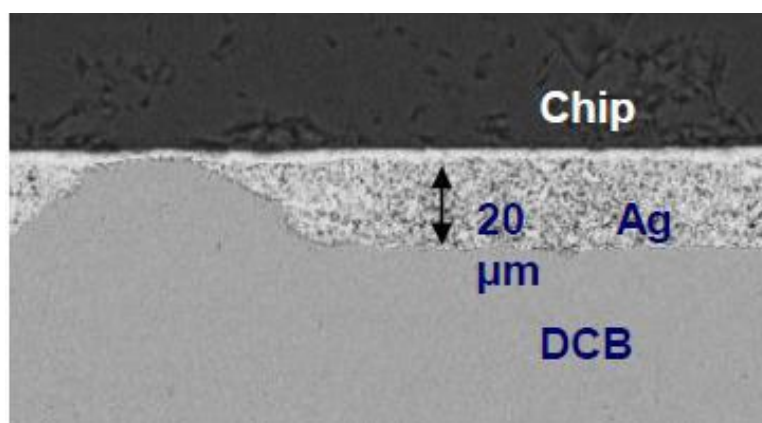


Figure.I-11 : La rugosité assez importante d'un composant assemblé par frittage d'Ag sur un substrat

**Les nano-films d'argent frittés** sont des films se composant de particules d'argent nanométrique qui subissent une diffusion atomique pour fusionner ensemble à 180-300 °C pour former un joint d'argent nano-poreux mais principalement métallique (point de fusion 961 °C). L'assemblage des puces utilisant les films frittés ne nécessite pas une étape de déliantage. En effet, l'évacuation des différents composés organiques (liant, diluant, solvants, additifs) qui enrobent les particules du matériau à fritter est réalisée pendant la fabrication des films. Ce type de film, qui coûte entre le prix d'un adhésif conducteur et celui de l'eutectique AuSn, a montré une fiabilité

mécanique supérieure et un rendement thermique plus élevé que la brasure or-étain [45]. En plus de la brasure AuSn, le film d'argent fritté Argomax® 8020 d'Alpha a été également sélectionné pour l'assemblage des véhicules de tests du projet GENOME. Ce film est spécialement développé pour le report de pièces à l'aide d'un procédé de frittage basse pression conçu pour des productions en série. Le film Argomax® 8020 engendre une conductivité thermique et électrique élevées ainsi qu'une bonne adhérence entre les différentes couches constituant l'assemblage. Les avantages de cette technologie de report s'expliquent par [46] :

- une fiabilité et une performance élevées ;
- un format de film pratique pour le report des composants semi-conducteurs ;
- une longue durée de conservation à température ambiante ;
- une haute conductivité thermique (200-300 W/mK) ;
- une haute conductivité électrique ;
- une faible pression de frittage ;
- une température d'assemblage (200-300 °C) adaptées au packaging des semi-conducteurs ;
- une bonne adhérence avec les substrats AMB et DBC de finition or ou argent.

### **I.3.6 Les interconnexions**

#### **I.3.6.1 Le câblage filaire**

Le câblage par fil est le plus utilisé pour réaliser les connexions électriques internes dans le domaine de l'électronique de puissance. Leur rôle est de relier électriquement les puces semi-conductrices au substrat et les puces semi-conductrices aux connecteurs externes. En électronique de puissance, le fort courant commuté par les puces nécessite des interconnexions de très faibles résistivités. De ce fait, de nombreux fils de câblage peuvent être mis en parallèle. Les matériaux les plus utilisés pour la fabrication des fils de câblage sont Au, Ag, Al et Cu. Ces derniers sont les plus utilisés grâce à leur conductivité électrique élevée. Les deux méthodes de fabrication des fils de câblage sont : le wedge bonding et le ball bonding. La Figure.I-12 montre les différentes étapes des deux méthodes [47].

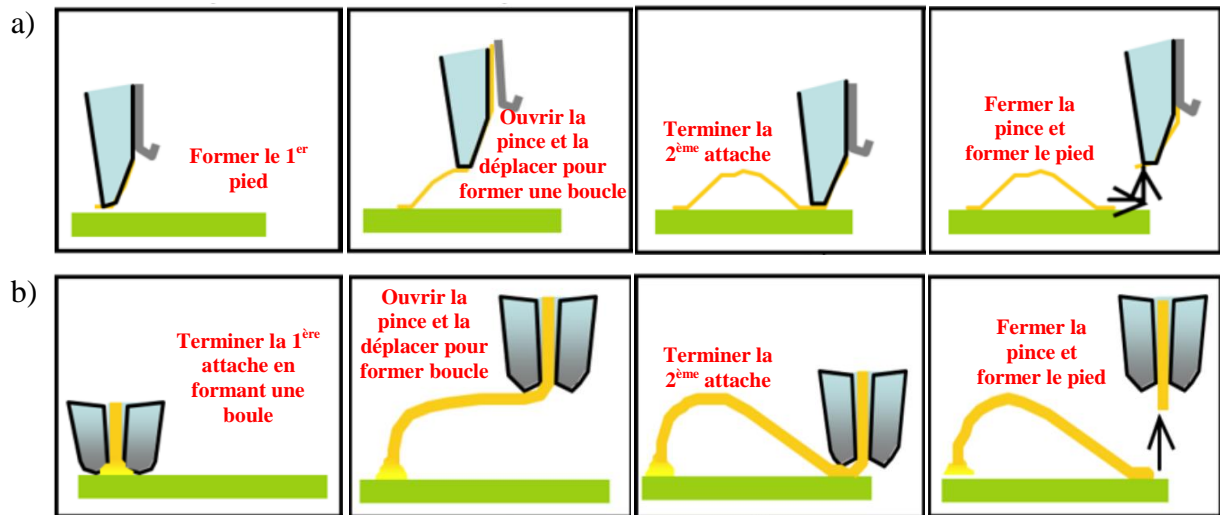


Figure.I-12 : Représentation simplifiée de la fabrication d'une interconnexion typique a) wedge bonding  
b) ball bonding

Le **wedge bonding** est une méthode qui se réalise à température ambiante. Un fil, le plus souvent en aluminium est amené par l'outil, puis appliqué sur le plot à souder. La liaison entre le fil et la zone à connecter s'effectue en combinant pression et vibration ultrasonore [48], [49]. Cette technique permet la brasure des fils de gros diamètres dans le but d'injecter des forts courants.

Le **ball bonding** est une technique destinée aux fils de câblage en or dont la section n'excède pas 75  $\mu\text{m}$ . Cette technique est réalisée à chaud, nécessitant une température de procédé variant de 100 °C à 500 °C. Elle consiste en la formation d'une boule (FAB) « free air ball » au bout du fil qui ensuite permet de former l'attache avec la puce et le substrat par thermocompression ou par brasure thermosonique. De plus cette technique a l'avantage d'être multi directionnelle dans la continuité du fil. La Figure.I-13 présente la forme du pied du fil obtenue après les deux techniques [50].



Figure.I-13 : Type de câblage filaire et tête du capillaire associé



### I.3.6.2 Les rubans

Le câblage par ruban est une alternative au câblage par fil. Les outils actuels permettent de faire des câblages de ruban de taille 80 mils x 8 mils [34]. Il a été prouvé qu'en terme de conductivité, un ruban est l'équivalent de 5 fils de câblage en Al de diamètre de 400  $\mu\text{m}$  (surface 3 fois supérieure, conductivité 1,5 fois supérieure) [51]. Cependant, pour que cette attache soit fiable, il faut que la métallisation des puces et le ruban soient du même matériau.

L'équipe de S. Jacques [52] a étudié l'évaluation de fiabilité des rubans en Al lors des applications de cycles thermiques pour pouvoir la comparer à celle des fils de câblage en Al. Les résultats des essais expérimentaux suivis des analyses de défaillance ont montré une meilleure robustesse et une durée de vie environ 2,3 fois supérieure pour l'assemblage par rubans. La Figure.I-14 présente deux formes différentes de rubans utilisées pour faire les interconnexions des composants [34].

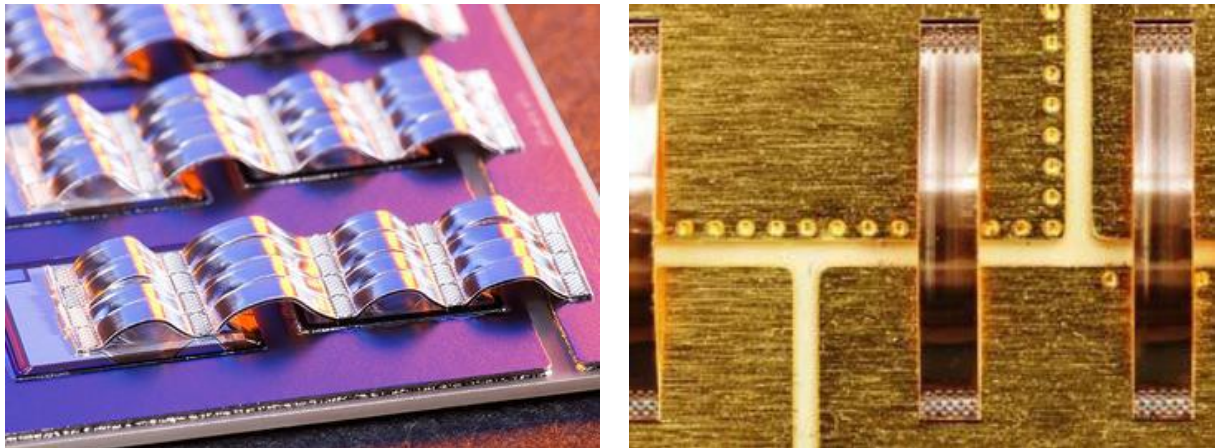


Figure.I-14 : Images de deux formes différentes de rubans

### I.3.6.3 L'assemblage double face

Afin d'assurer une meilleure dissipation thermique, les calories générées par l'auto-échauffement des puces de puissance doivent être évacuées. Des systèmes de refroidissement à double face peuvent être une solution. Il s'agit d'un assemblage de puissance 3D. Cet assemblage est réalisé en intercalant la puce entre deux substrats. En effet, les connexions électriques en face supérieure des composants peuvent être remplacées par un second substrat assurant une meilleure dissipation thermique par rapport à de simples fils de câblage. En effet, l'équipe de M. Barriere [53] a conclu que l'assemblage de puissance 3D étudié possédait des caractéristiques similaires, niveaux de courants, tensions de claquage, tension de seuil. Dans une autre étude, un prototype double face

fonctionnel assurant la fonction pont de diodes a été réalisé et évalué par des caractérisations mécaniques, thermiques, optiques et électriques. Il a été observé qu'une structure double face a permis d'obtenir une réduction significative (~50%) de la résistance thermique par rapport à un assemblage simple face [35].

En théorie, un assemblage double face (Figure.I-15 [54]) est analogue à 2 résistances thermiques identiques en parallèle, la résistance thermique totale de cet assemblage est donc la moitié de la résistance de celle d'un assemblage simple face.

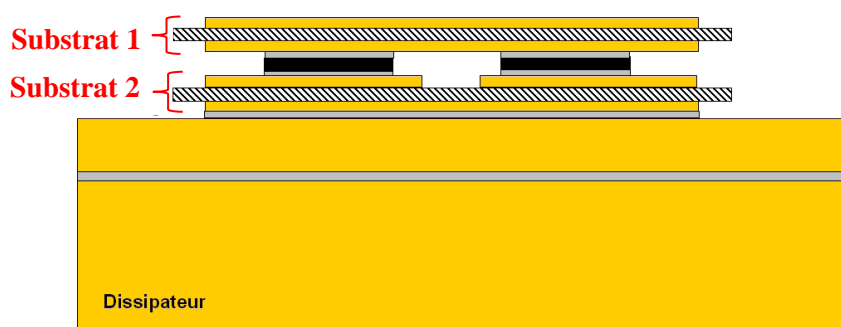


Figure.I-15 : Représentation schématique d'un assemblage double face

### I.3.7 Les semelles

La semelle représente la couche de liaison entre la combinaison substrat et puces, et le refroidisseur. Son rôle est de favoriser un bon échange thermique afin d'évacuer les calories générées lors de l'auto-échauffement du composant. La semelle doit posséder de bonnes propriétés mécaniques et thermiques pour obtenir une bonne liaison. Les matériaux tels que le cuivre (Cu), l'alliage aluminium-carbure de silicium (Al-SiC), le cuivre tungstène (Cu-W) et le cuivre molybdène (Cu-Mo) sont les plus utilisés à cause de leur bonne conductivité thermique. Les semelles en cuivre nécessitent une couche de nickel afin d'obtenir une transition plus adaptée entre les coefficients de dilatation thermiques des différentes couches. Le Tableau.I-6 présente les propriétés physiques des quatre matériaux utilisés dans la fabrication des semelles [35].

**Tableau.I-6 : Propriétés physiques des matériaux utilisés dans la fabrication des semelles**

Matériau	CTE (ppm/°C)	Conductivité thermique (W/m.°C)	Densité (g/cm <sup>3</sup> )
Cu	17	398	8,96
Al-SiC	7,5 - 12	180	3
Cu-W	6,5 - 8,3	180 - 200	15,7 - 17
Cu-Mo	7-8	160 - 170	8,359

### I.3.8 Le système de refroidissement

Le système de refroidissement est vissé directement sur la semelle. Il permet de conserver le module de puissance en dessous de sa température de jonction critique. Les boîtes à eau et les radiateurs sont deux systèmes permettant d'assurer une température basse au niveau de la semelle [55]. La quantité de chaleur à évacuer par le module de puissance est liée par les composants et l'environnement.

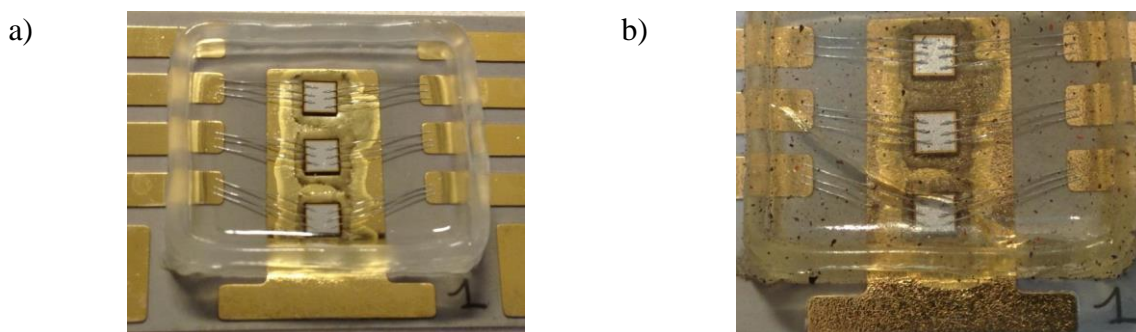
### I.3.9 Les boîtiers et les encapsulations

Une fois tous les constituants assemblés, le module de puissance est inséré dans un boîtier. Ce dernier représente une consolidation face aux contraintes mécaniques ainsi qu'une protection contre les agents environnementaux. En effet, cette protection sert à isoler les puces semi-conductrices ainsi que leurs connexions du milieu extérieur en assurant les connexions électriques du module de puissance avec les circuits externes. Le boîtier est généralement réalisé en métal pour les applications à haute température ou un matériau polymère tel que le téflon, le PEEK, etc.

Afin d'assurer la fermeture du boîtier et de protéger les composants du module de puissance, nous avons besoin de déposer sur les composants et l'assemblage un encapsulant. Ce dernier est sous forme d'un gel polymère, il permet de protéger l'assemblage des attaques d'agents environnementaux tels que les produits chimiques, l'humidité et la poussière. Plusieurs types de matériaux d'encapsulation ont été étudiés afin d'être conforme aux exigences du domaine de l'aéronautique : une faible perméabilité aux gaz, aux agents chimiques et à l'humidité, une bonne tenue thermique et une bonne isolation électrique. Nous trouvons parmi ces matériaux le silicone, le parylène, l'acrylique, l'époxy et le polyuréthane [7].

La Figure.I-16 montre la dégradation du gel encapsulant d'un véhicule en fonction du vieillissement en variation rapide de température de -55 °C à +245 °C. Il a été observé que lors du retrait du gel, ce dernier se fissure instantanément d'un bout à l'autre sous l'effet d'un scalpel. Cela

explique que le gel présente d'importantes contraintes. Cette observation a été faite dans le cadre d'une étude réalisée par l'équipe de W. Sabbah [56].



**Figure.I-16 : Images des VTs brasés AuGe a) avant et b) après vieillissement en cyclage thermique VRT de -55 °C à +245 °C**

#### **I.4 LES MECANISMES DE DEFAILLANCE**

La fiabilité des modules de puissance dans l'environnement aéronautique est une problématique majeure en électronique de puissance. Afin de répondre aux attentes et exigences du domaine de l'aéronautique, les études de compréhension des mécanismes de défaillance qui conduisent à la perte de fiabilité des modules sont nécessaires. Le report de puces semi-conductrices de puissance sur des substrats tout en utilisant des brasures permet la formation d'un module de puissance. Dans cette partie nous nous intéressons aux dégradations qui apparaissent dans les joints d'assemblage d'un module de puissance pendant son fonctionnement. Notamment, les défauts thermomécaniques des joints de report, les défauts d'isolation électrique des diélectriques constituant les substrats et les défauts liés à la fatigue des fils de câblage. Par contre, les dégradations des composants, d'encapsulation et de boîtier ne seront pas traitées dans cette partie car ils ne font pas partie des travaux effectués dans le cadre de cette thèse.

##### **I.4.1 Joint d'attache**

La fatigue des joints d'assemblage est considérée comme étant un phénomène majeur affectant la fiabilité des modules de puissance. L'assemblage des couches de matériaux avec une grande différence de dilatation thermique est à l'origine de la fatigue dans les joints d'assemblage. En effet, une fois l'assemblage soumis à une variation de température, le matériau avec le plus grand CDT subit des contraintes de compression et celui avec le plus petit CDT subit quant à lui des contraintes de traction. De ce fait, le joint entre les deux matériaux subit une contrainte de cisaillement. Le cyclage thermique génère une répétition de cette contrainte compression / traction. Cette dernière peut entraîner la fatigue puis la fissuration du joint de report comme le montre la

Figure.I-17 [7]. Le cyclage thermique peut également générer un délaminage au niveau d'une des interfaces puce / joint ou joint / métallisation. Des fissures thermomécaniques peuvent se former entre les différentes interfaces et plus précisément au niveau des singularités géométriques, qui sont des endroits plus fragiles thermo-mécaniquement. Dans le projet GENOME, deux technologies d'assemblage ont été utilisées pour l'assemblage des véhicules de tests : la brasure eutectique AuSn et le film de nanoparticules d'Ag. Dans cette partie nous allons nous intéresser aux dégradations connues de ces deux technologies de report.

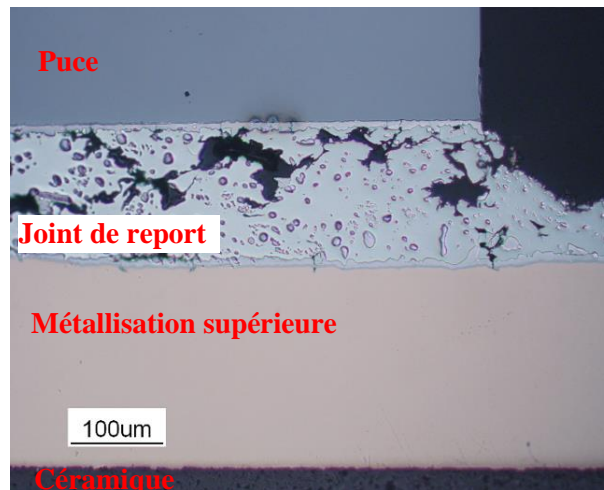


Figure.I-17 : Apparition de fissuration du joint de report

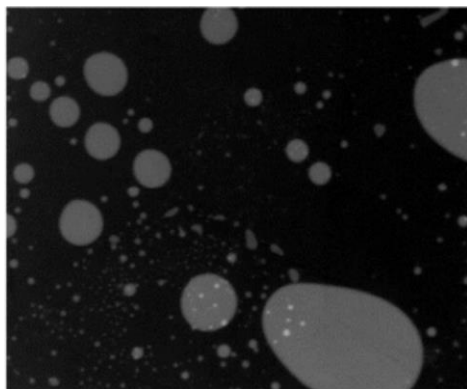
#### I.4.1.1 Brasure Eutectique AuSn

L'alliage de brasure eutectique Au<sub>80</sub>Sn<sub>20</sub> a été appliqué dans des assemblages de semi-conducteurs et d'autres industries depuis des années. La brasure AuSn est considérée comme l'une des technologies prometteuses pour la haute température. En raison de certaines propriétés physiques, l'alliage Au / Sn devient petit à petit l'un des meilleurs matériaux pour l'assemblage des modules d'électronique de puissance. Cependant, l'augmentation du taux de lacunes dans les brasures AuSn est l'un des nombreux facteurs critiques qui régissent la fiabilité du joint d'attache [57], [58]. Les lacunes peuvent dégrader la robustesse mécanique du joint de report et par conséquent, affectent la fiabilité et la performance thermique de l'assemblage [59].

En outre, la croissance des composés intermétalliques dans les brasures peut affecter négativement la fiabilité. Certaines des phases AuSn peuvent également avoir un effet négatif sur la tenue mécanique du joint de report en raison de leur nature fragile [60], [61].

#### **I.4.1.1.1 L'influence des lacunes dans les brasures sur la fiabilité des modules de puissance**

Les lacunes persistent toujours dans la brasure AuSn comme dans la majorité des brasures malgré l'effort continu dans les industries électroniques pour produire de meilleurs joints d'attache. Ces lacunes sont identifiées de façon non destructive à l'aide de l'imagerie par rayons X (Figure.I-18) et de microscope acoustique à balayage ou d'une manière destructive par un procédé de micro-section et de polissage [62], [63].



**Figure.I-18 : Une image aux rayons X montrant la distribution des lacunes dans un joint de brasure**

Plusieurs études ont été réalisées par différentes unités de recherche sur les causes de présence des lacunes dans les brasures ainsi que leur influence sur la fiabilité des modules de puissance. Il a été démontré que la ségrégation et la formation de matériaux tels que les oxydes, le carbone et l'oxyde de silicium pendant la refusion lors du brasage font partie des causes de présence des lacunes dans les brasures [64].

La présence de lacunes dans le joint d'attache a un effet néfaste sur la fiabilité des dispositifs. En effet, il est bien connu que la présence des lacunes dans la couche de brasure tend à générer une contrainte localisée dans le joint d'attache, ce qui peut provoquer une fissuration lorsqu'ils sont soumis à un cycle thermique. La présence de lacunes peut influencer également et d'une manière défavorable la résistance thermique de l'assemblage et, par conséquent, affecter la fiabilité du module de puissance.

Plusieurs études ont rapporté l'effet des lacunes sur la performance mécanique des brasures. Par exemple :

- W. H. Zhu [65] a étudié l'influence des lacunes sur la fiabilité des brasures de matrice de billes (en anglais Ball Grid Array ou BGA). Il a conclu que les lacunes réduisaient la durée de vie en fatigue des brasures.
- L. J. Ladani [66] a utilisé la Modélisation par Éléments Finis tridimensionnels (MÉF-3D) pour étudier l'effet de la taille, de l'emplacement et de l'espacement des lacunes sur la fiabilité des brasures sans plomb dans le packaging BGA. Ses résultats ont montré que la zone d'initiation des fissures était près des lacunes.
- Z. Bin [67] a étudié l'effet des lacunes sur la fiabilité de la fatigue thermique de BGA en utilisant la technique de sous-modélisation (en anglais sub-modeling) qui représente une approche de modélisation permettant de résoudre une petite partie d'un modèle plus grand, avec des maillages et des résultats plus raffinés. Il a indiqué que la position et la taille des lacunes devraient être prises en compte lors de l'établissement des normes pour l'inspection des lacunes de brasure.
- Q. Yu [68] a examiné l'effet des lacunes sur la résistance à la fatigue thermique des brasures de boîtiers à échelle de puce (en anglais chip-scale packages ou CSP). Son estimation de la durée de vie en fatigue en utilisant la loi de Miner a montré que les lacunes ont non seulement un effet sur l'initiation des fissures, mais aussi sur leur propagation.
- J. Chang [69] a utilisé des simulations MÉF pour étudier les effets de la taille et de l'emplacement des lacunes sur la fiabilité de la brasure Sn-Ag-Cu utilisée pour le report du dissipateur thermique. Leurs résultats ont montré que la taille des lacunes n'a pas d'effet significatif sur la distribution contrainte / déformation de la brasure, sauf lorsque la lacune est située près des coins de la couche de brasure.
- J. Lau [70] a également rapporté des résultats similaires mais pour des packagings de semi-conducteurs différents.

La plupart des études antérieures suggèrent que le degré d'influence des lacunes dépendrait non seulement de la taille des lacunes, mais aussi de leur distribution et localisation. Par conséquent, la caractérisation de la distribution / localisation et de la taille des lacunes est indispensable pour comprendre l'influence microstructurale d'une lacune sur la déformation de la brasure.

Certaines précautions lors des procédés d'assemblages sont prises afin d'éviter la formation de ces inclusions gazeuses. Comme par exemple, l'utilisation de four sous atmosphère contrôlée ainsi

que le contrôle des profils de températures de brasures et de recuit afin de prévenir la croissance de couches intermétalliques fragiles. Ce phénomène de croissance de l'IMC reste encore à l'heure actuelle un problème dans les assemblages de grandes dimensions [35].

#### **I.4.1.1.2 Influence du changement de phases et de croissance de l'IMC dans la brasure sur la fiabilité des modules de puissance**

La brasure or-étain a été largement utilisée dans de nombreux domaines tels que l'ingénierie mécanique, les installations aérospatiales et les dispositifs électroniques. La tenue mécanique de la brasure sur un substrat métallisé se réalise en formant des composés intermétalliques (IMC) entre les différents matériaux constituant l'interface. La couche IMC peut affecter négativement la fiabilité des joints en raison de leur croissance excessive ainsi que leur fatigue thermique pendant le cyclage thermique. Par conséquent, la connaissance des réactions inter-faciales entre la brasure Au-Sn et le substrat métallisé avec une finition Ni / Au dans le packaging microélectronique est essentielle.

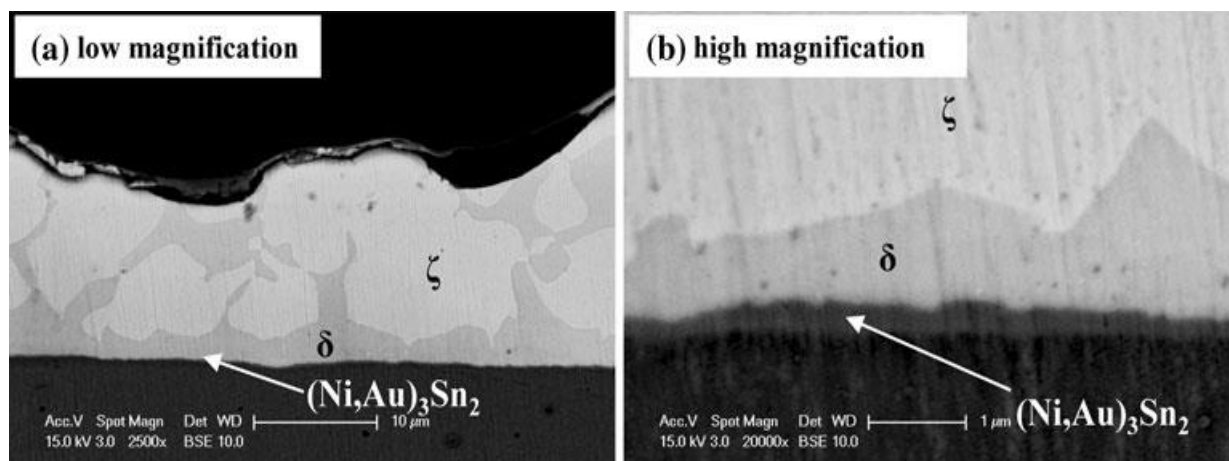
La combinaison Au / Sn forme un système de diffusion rapide et plus particulièrement quand le substrat dispose d'une finition Ni / Au. La diffusion de l'or de la couche de finition dans la couche de brasure eutectique AuSn peut conduire à la formation de plusieurs phases qui sont dans le sens d'augmentation du taux d'or : Sn, AuSn (phase  $\delta$ ), AuSn Eutectique, Au<sub>5</sub>Sn (phase  $\zeta'$ ), Au<sub>10</sub>Sn (phase  $\beta$ ) et Au. Ces phases intermétalliques sont des composés binaires stœchiométriques qui sont généralement très fragiles. Cela peut provoquer des fissurations au niveau du joint de brasure [71]. Dans le Tableau.I-7 [72], la structure cristalline et les propriétés thermomécaniques des différentes phases Au-Sn sont résumées.



**Tableau.I-7 : Vue d'ensemble des propriétés structurales et thermomécaniques des phases Au-Sn pertinentes**

Phase	Sn	AuSn (phase $\delta$ )	AuSn Eutectique	Au <sub>5</sub> Sn (phase $\zeta'$ )	AuSn (phase $\zeta$ )	Au <sub>10</sub> Sn (phase $\beta$ )	Au
Structure cristalline	Tétragonal	Hexagonal	-	Trigonal	Hexagonal	Hexagonal	Cubique à faces centrées
Température de fusion (°C)	232	419	278	190	522	532	1064
Densité (kg/m <sup>3</sup> )	7290	11700	14700	16300	-	-	19320
Module de Young (GPa)	41	70 - 87	69 - 74	62 - 76	58	88	77,2
Module de cisaillement (GPa)	16	25	25	22	20	-	27,2
Limite d'élasticité (MPa)	220	-	275	-	-	-	120
Coefficient de poisson	0,33	0,3	0,4	0,4	0,4	0,33	0,42
Conductivité thermique	63	-57	27,3	-	-	-	301
Type de matériau	Ductile	Fragile	-	Fragile	Fragile	-	Ductile

La Figure.I-19 représente des analyses optiques à l'aide de la microscopie électronique à balayage après une micro-section d'un composant brasé sur un substrat à l'aide de la brasure AuSn [73]. Il a été observé la formation de AuSn (phase  $\delta$ ) AuSn (phase  $\zeta$ ), en plus de la présence d'un intermétallique composé du Ni, Au et Sn, dans l'interface entre la brasure et le substrat.



**Figure.I-19 : Analyses optiques MEB de la couche transversales de l'évolution de l'IMC à l'interface Au-Sn / finition Ni**

### I.4.1.1.3 Délaminage de la brasure

Le délaminage est un phénomène qui se produit dans la majorité des cas à cause de la différence de coefficient de dilatation thermique entre le substrat métallisé et la semelle ou entre le substrat et la puce [74], [75]. Des contraintes mécaniques importantes sont principalement localisées à la périphérie de la brasure. La Figure.I-20 montre des images prises à l'aide de la Microscopie acoustique à balayage (MAB) pendant chaque sortie de 100 cycles thermiques  $[-55/+150]$  °C de 0 à 500 cycles [76]. Ces images mettent en évidence l'évolution du délaminage de la brasure d'un prélèvement à l'autre. Ce phénomène a une influence importante sur la résistance thermique de l'assemblage vu qu'il réduit la surface de conduction. Son impact est plus important lorsqu'il est localisé dans la brasure sous la puce. L'avantage d'une analyse par microscopie acoustique est de permettre de visualiser le phénomène de délaminage, contrairement à l'imagerie par rayons X. Et ceci, sans avoir à réaliser de micro-section [27].

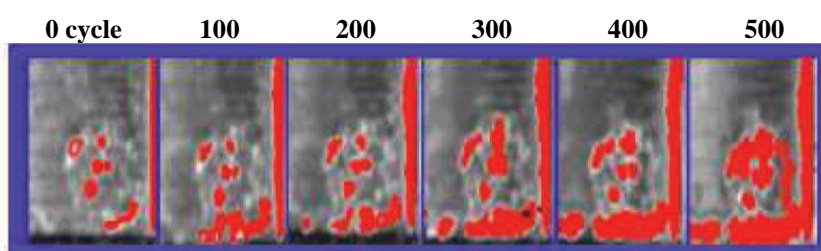


Figure.I-20 : Évolution du délaminage du joint de report brasé tous les 100 cycles  $[-55/+150]$  °C

L'interface entre la céramique et le cuivre est la zone principale d'apparition de délaminage. Les perforations (trous gravés) aux arêtes des pistes de cuivre permettent de réduire les contraintes mécaniques. Ces perforations sont appelés « dimples » comme le présente la Figure.I-21. De ce fait, la probabilité d'apparition du phénomène de délaminage diminue malgré une augmentation possible de la résistance thermique [77], [78].

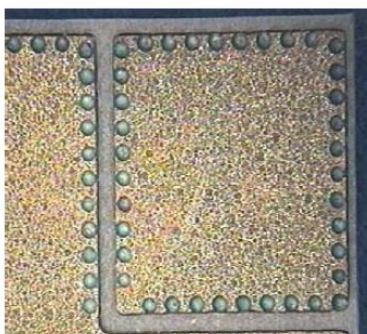
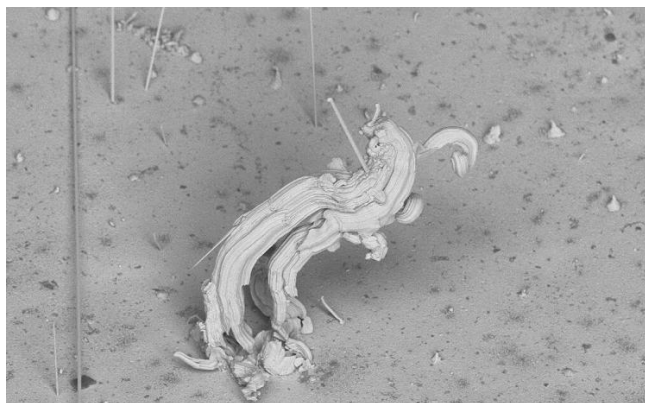


Figure.I-21 : Vue de dessous d'un substrat avec des perforations

Des simulations thermomécaniques ont montré que l'avantage des perforations réside dans la réduction des contraintes de cisaillement sur les bords des métallisations [34]. De ce fait, les perforations apportent un retard à l'apparition de la défaillance. La longueur de la perforation a également un effet significatif sur la fissure sous cyclage thermique à haute température [79]. En revanche, la réalisation de ces perforations augmente la difficulté et le coût de fabrication [80].

#### **I.4.1.1.4 Influence de la croissance des filaments sur la fiabilité des modules de puissance**

La brasure AuSn est une des technologies d'assemblage utilisées dans le projet GENOME. C'est pour cette raison que nous nous intéressons au phénomène de croissance de filaments d'étain appelés aussi trichites (en anglais whiskers) présenté sur la Figure.I-22 [81]. Avec les restrictions de la directive RoHS sur l'utilisation du plomb, les filaments d'étain sont devenus un sujet d'inquiétude dans le domaine de l'électronique de puissance. En effet, la croissance des filaments est considérée comme un risque pour les assemblages électroniques car elle peut briser les composants et créer un court-circuit [82]. Ce phénomène de croissance de trichites était inhibé par la présence de plomb dans les brasures [35].



**Figure.I-22 : Image par microscope électronique à balayage d'un filament d'étain long et plusieurs filaments très courts**

Plusieurs recherches se poursuivent afin de trouver des solutions pour ralentir la croissance de filament ou bien minimiser le risque de leur formation. Leur croissance dans la brasure peut conduire à un court-circuit. En effet, plusieurs filaments, provenant de différentes couches conductrices, peuvent se rejoindre. Parmi les mécanismes qui peuvent créer ce phénomène nous trouvons : les contraintes en compression, les températures de fonctionnement fluctuantes, l'humidité et la différence entre les CDT des matériaux des différentes couches constituant un module de puissance [35].

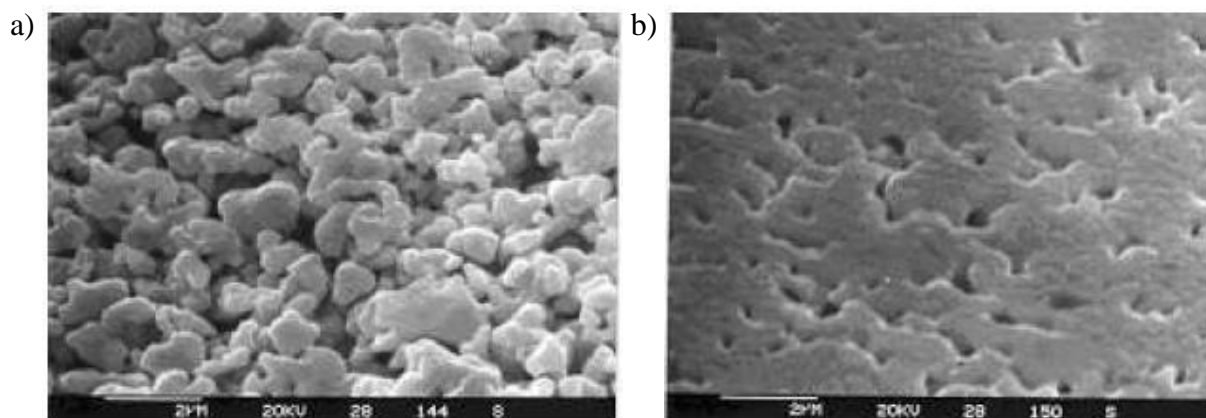
### **I.4.1.2 Pâte d'argent fritté**

Différentes pâtes d'argent ont été réalisées à partir de micro-poudres et de nano-poudres, commercialisées par plusieurs fournisseurs tels que Heraeus, NBETech, Henkel ou Alpha. En 2012, l'arrivée de la technologie d'assemblage de modules de puissance à haute température par frittage de nanoparticules est annoncée par Infineon. Le principal enjeu des pâtes constituées de particules nanométriques est de pouvoir réduire la pression ainsi que la température d'assemblage par rapport aux pâtes contenant de micro-poudres. Néanmoins, de nombreuses recherches sont actuellement en cours pour modifier la composition des additifs et la morphologie des particules présents dans la pâte afin de faire face aux craintes suscitées par l'utilisation de nanoparticules.

#### **I.4.1.2.1 Influence de la porosité du joint fritté sur la fiabilité des modules de puissance**

Le procédé de frittage de microparticules ou de nanoparticules d'argent constitue un joint fritté à porosité importante. Cette dernière affecte grandement les propriétés thermiques et mécaniques des matériaux. Dans une étude réalisée par l'équipe de T. Youssef [83], il a été observé que les différentes propriétés d'un matériau peuvent varier en fonction de son taux de porosité. Cette équipe a étudié à l'aide des simulations thermomécaniques, l'évolution du module de Young en fonction du taux de porosité. Il a été constaté que le module de Young décroît avec la croissance de la porosité. En effet, une croissance de porosité de 10% génère une diminution du module de Young de 4%.

La Figure.I-23 montre que la porosité dépend de la nature des particules de pâte utilisée pour le frittage (nanoparticules ou microparticules d'argent). Cette porosité varie également en fonction de la pression et la température lors du procédé de frittage. En effet, pour un procédé de frittage à haute température et haute pression, le joint contenait une porosité de 16% [84] et pour un procédé de frittage à basse température et basse pression, le joint contenait cette fois-ci une porosité de 37% [39].



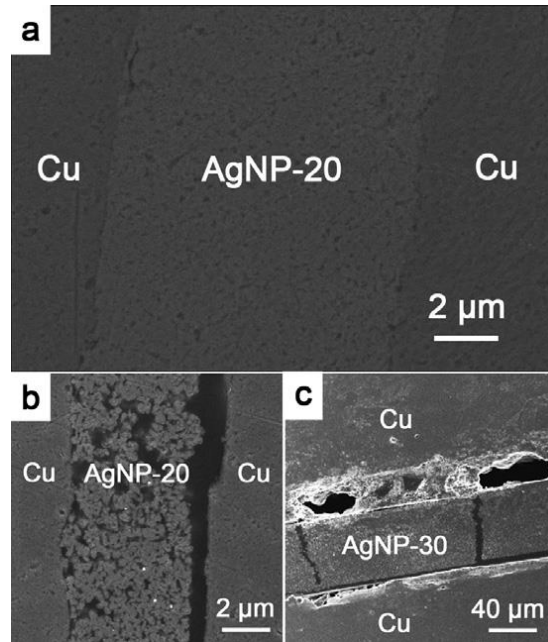
**Figure.I-23 : Porosité du joint fritté à 250 °C et 10 MPa avec des a) microparticules et b) nanoparticules d'argent**

#### **I.4.1.2.2 Influence de l'épaisseur du joint et de la température de frittage sur la fiabilité des modules de puissance**

D'un point de vue théorique, l'épaisseur du joint d'Ag fritté impacte peu la résistance thermique de l'assemblage du fait que l'argent est un métal possédant une conductivité thermique importante. Cependant la densité est un facteur primordial pour la bonne dissipation thermique.

L'équipe de H. Yu [85] a montré que la résistance thermique optimale du joint à base de nanoparticules d'Ag provient de la minceur, la conductivité thermique élevée de l'argent et des propriétés de frittage à basse température. En effet, cette équipe a fait une étude sur 3 joints : le premier et le deuxième sont d'une épaisseur de 20  $\mu\text{m}$  frittés à 250 °C et 200 °C, respectivement, et le troisième est d'une épaisseur de 30  $\mu\text{m}$  fritté à 150 °C.

Les résultats expérimentaux obtenus ont montré que la couche d'Ag de 20  $\mu\text{m}$  frittée à 250 °C, est généralement dense, à l'exception de quelques petits pores de 50 nm comme le montre la Figure.I-24-a.



**Figure.I-24 : Apparition de défauts dans des joints de nanoparticules d'Ag de a) 20  $\mu\text{m}$  d'épaisseur frittée à 250 °C b) 20  $\mu\text{m}$  frittée à 200 °C et c) 30  $\mu\text{m}$  frittée à 150 °C - images par MEB**

La résistance thermique mesurée pour cet échantillon était très faible, cela signifie que les petits pores n'ont pas d'impact significatif sur le transfert de chaleur. Par contre, pour la couche d'Ag frittée à 200 °C de 20  $\mu\text{m}$  d'épaisseur (Figure.I-24-b), le joint était poreux. En plus, un délaminage a été observé entre le joint et la métallisation de cuivre. Cela a généré une résistance thermique assez importante. Finalement, pour la couche d'Ag frittée à 150 °C de 30  $\mu\text{m}$  (Figure.I-24-c), il a été observé de grandes lacunes dans l'interface entre le joint et la métallisation de cuivre. Cela peut justifier la grande valeur obtenue de la résistance thermique pour cet échantillon.

#### **I.4.1.3 Migration électrochimique et propagation des dendrites d'Ag dans les céramiques**

La migration d'Ag représente une inquiétude pour la fiabilité des modules de puissance. En effet, sous certaines conditions environnementales telles qu'un taux élevé d'humidité, une haute température et une haute tension appliquée, un filament conducteur (appelé aussi dendrite) se développe de la cathode vers l'anode, ce qui provoque un court-circuit dans le pire cas mais bien souvent ça commence par des fuites.

Avec le développement de dispositifs microélectroniques, la technologie de packaging électronique joue un rôle plus important dans l'amélioration de la performance des dispositifs électroniques. Étant donné que les composants électroniques deviennent de plus en plus miniaturisés, le risque de défaillance dû à la migration augmente. La cinétique de migration de

l'argent dépend fortement du type de matériau diélectrique, de la température, de la polarisation en courant continu, de l'écartement des électrodes et de l'humidité [86].

L'équipe de G. Q. Lu [87] a montré à l'aide de l'expérimentation que la durée de vie de l'assemblage augmente en diminuant la polarisation, en augmentant la distance entre les 2 électrodes et en diminuant la température comme le montre la Figure.I-25.

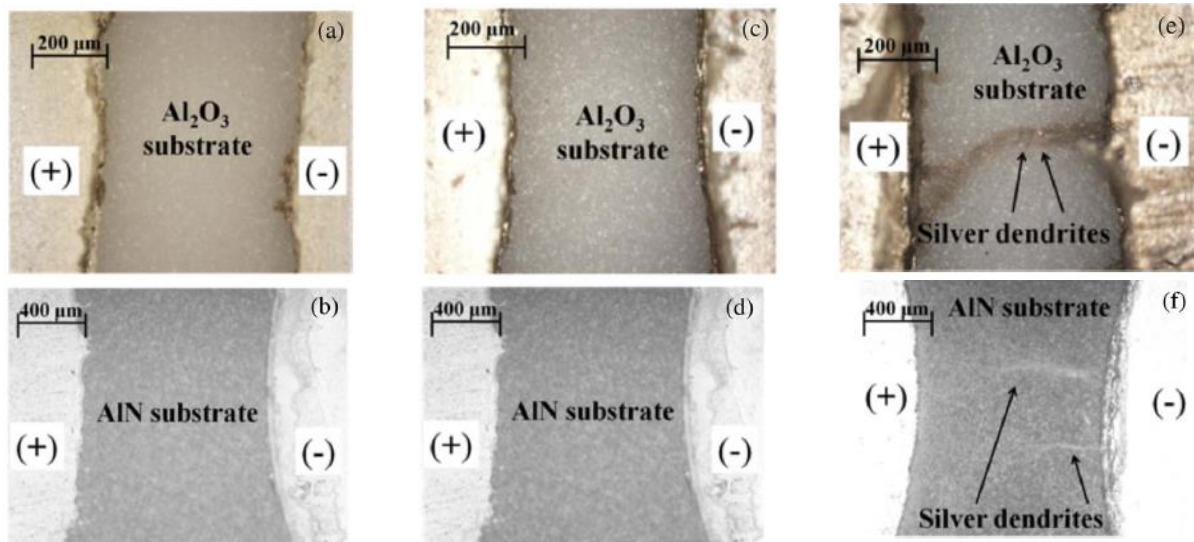
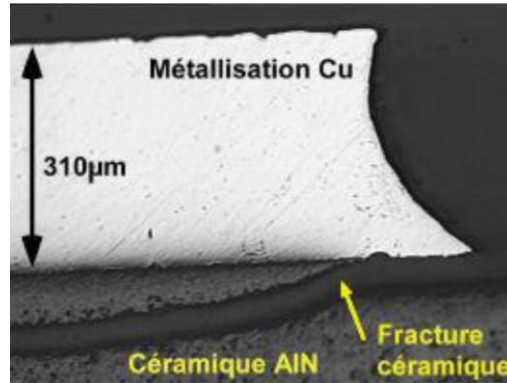


Figure.I-25 : Images optiques des électrodes d'argent: (a) et (b) avant test de migration, (c) et (d) après 30 min à 500 °C sans polarisation, (e) et (f) après 30 min à 500 °C polarisés à 50 V

#### I.4.2 Substrat céramique métallisé

La fissuration de la céramique d'un substrat métallisé cuivre est un mécanisme de défaillance largement étudié dans le domaine de l'électronique de puissance [55], [79], [88]. Cette dégradation est généralement due à l'érouissage et le durcissement de cuivre par cyclage thermique qui génère une augmentation des contraintes mécaniques subies par la céramique jusqu'à atteindre la limite de rupture de celle-ci [89]. Cela peut créer une fissure dans la céramique comme montrée sur la Figure.I-26 [90] et, par conséquent, dégrader les performances thermiques du module de puissance.

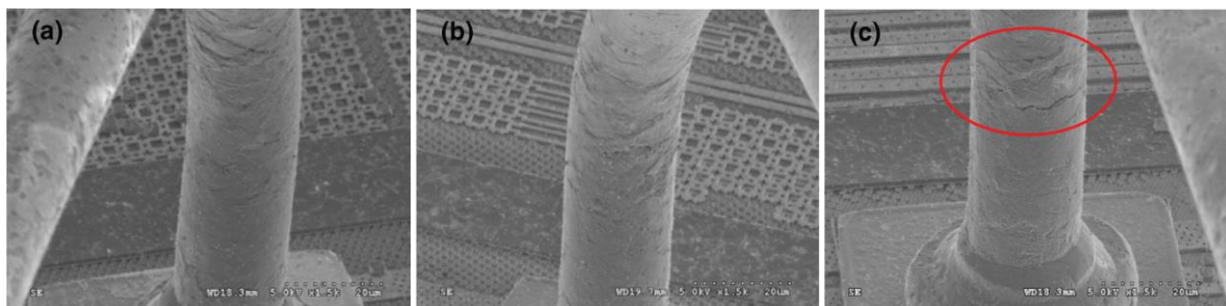


**Figure.I-26 : Fissure dans la céramique d'un substrat de puissance après un cyclage thermique passif de -30 °C à 180 °C**

### I.4.3 Fils de câblage

Le câblage filaire reste à l'heure actuelle la méthode d'interconnexion la plus utilisée dans les assemblages de puissance. Le rôle principal d'un fil de câblage est de fournir des signaux électriques entre la puce et son packaging. Sa défaillance peut être nuisible à la fonctionnalité globale d'un module de puissance. Le décollement ou la fissuration des pieds des fils de câblage sont les mécanismes de défaillance les plus typiques qui apparaissent lors du vieillissement.

Dans une étude de fiabilité des fils de câblage, il a été observé que la force d'arrachement des fils diminuait au fur et à mesure que le nombre de cycles thermiques augmente. Cette diminution était significative entre 600 et 700 cycles. D'un autre côté, la comparaison de la micrographie MEB des fils à différents cycles de température a montré que les fils présentent plus de fissures après 700 cycles comme montré sur la Figure.I-27 [93]. Ceci explique la diminution significative de la force d'arrachement après 700 cycles.



**Figure.I-27 : Des images par SEM montrant la dégradation en fonction du cyclage thermique [-65/+175] °C a) 400 b) 600 et c) 700 cycles**



## I.5 CONCLUSION

L'électronique de puissance fait référence à l'ensemble des concepts, techniques et méthodologies relatifs à la conversion d'énergie. De plus en plus de systèmes électroniques embarqués sont présents afin de répondre à la nécessité de la miniaturisation des systèmes, qui rend l'influence des agents d'environnements plus sévère qu'auparavant. De ce fait, l'étude de la structure et de la composition d'un module de puissance était nécessaire. Cette étude, nous a été fort utile pour une meilleure sélection des différents composants (puces semi-conductrices, substrats et semelle) utilisés dans le projet GENOME.

Le choix des deux technologies d'assemblage de report de puces par une technique mature telle que la brasure AuSn ainsi qu'une technique innovante et prometteuse telle que le nano-film d'argent a été justifié. En effet, de nombreuses recherches sont actuellement en cours sur la technologie de report de puce par frittage d'argent qui pourrait être un bon alternatif de la technologie de brasage d'alliage métallique pour les hautes températures.

Dans les chapitres suivants, nous nous intéresserons dans un premier temps à la validation de la méthodologie d'analyse de fiabilité des modules de puissance afin de garantir la validité des résultats obtenus. Par la suite nous allons davantage étudier la fiabilité des joints de report de puce par frittage d'argent et par brasage or-étain (AuSn) selon deux différents profils de vieillissement. Enfin, nous allons mettre en lumière les limitations des vieillissements accélérés sévères en se basant sur les natures des dégradations obtenues.

## **CHAPITRE II**

### **Présentation des essais de vieillissement et des différentes méthodes d'analyse**

#### **Sommaire**

---

---

II.1	INTRODUCTION .....	58
II.2	DESCRIPTIF DES ESSAIS DE VIEILLISSEMENTS ACCELERES .....	59
II.2.1	<i>Descriptif du profil de mission</i> .....	59
II.2.2	<i>Vieillissement par cyclage thermique en Variation Rapide de Température</i> .....	60
II.2.3	<i>Vieillissement par cyclage thermique CHOC</i> .....	62
II.3	DESCRIPTIF DES MOYENS D'ANALYSES DE DEFAILLANCES .....	64
II.3.1	<i>Moyens d'analyse non destructifs</i> .....	64
II.3.2	<i>Moyens d'analyse destructifs</i> .....	73
II.4	VALIDATION ET DESCRIPTION DES VEHICULES DE TESTS .....	82
II.4.1	<i>Validation des véhicules de tests</i> .....	83
II.4.2	<i>Descriptif des véhicules de tests</i> .....	85
II.5	CONCLUSION .....	86

---

---

## II. Présentation des essais de vieillissement et des différentes méthodes d'analyse

### II.1 INTRODUCTION

Le projet GENOME (GESTioN OptiMisée de l'Energie) s'intéresse à des solutions de packaging haute-température pour des modules de puissance 40 kW embarqués en aéronautique. Les travaux envisagés porteront sur l'étude de fiabilité des dispositifs de l'électronique de puissance. Cette dernière est évaluée dans la majorité des cas par des essais de vieillissement accélérés. Le but de ces essais est de limiter la durée des campagnes d'essai. Le choix du type de tests de vieillissement est très important. En effet, un vieillissement accéléré doit permettre de faire vieillir un composant, un assemblage, un module dans des conditions extrêmes sans pour autant engendrer des défaillances qui ne seraient pas apparues dans le profil de mission.

Il existe différents types de vieillissements accélérés répartis en deux grandes catégories que sont les tests actifs et les tests passifs, relatifs au fait que le composant à vieillir va être activé électriquement durant le vieillissement ou non. Il existe différents types de tests passifs comme par exemple les variations rapides de température (VRT), ou encore les chocs thermiques liquide/liquide ou air/air, qui sont des tests de vieillissement souvent moins compliqués à mettre en place puisque l'on se dégage de toute alimentation ou appareillage de mesure électrique, qui dans ces cas-là sont importants du fait du volume qu'ils occupent. En revanche, les tests actifs tels que les auto-échauffements nécessitent de grosses alimentations afin de pouvoir fournir des puissances importantes pour l'auto-échauffement des composants, ainsi que des circuits de mesure en temps réel eux aussi gourmands en place.

Le choix s'est finalement porté sur les vieillissements passifs VRT et choc thermique air/air avec différentes amplitudes afin de déterminer l'élément le plus sévère entre la vitesse de variation de température et l'amplitude sur la fiabilité de l'assemblage de puissance.

L'étude de l'assemblage du composant avant et après vieillissement est alors réalisée pour déterminer l'impact du vieillissement thermique sur l'ensemble des matériaux de l'assemblage. Il existe différentes techniques de caractérisation :

- une approche non destructive (CND : Contrôle Non Destructif) à l'aide de la microscopie acoustique, de l'imagerie par rayon X et par mesure de la résistance thermique ;

- une approche destructive par les techniques de microsection, avec l'observation visuelle à l'aide de la microscopie électronique à balayage (MEB), par cisaillement de puce, par arrachement de fils de câblage et par mesure de la tenue en tension des céramiques.

La conception et la configuration des véhicules de tests vont être choisies de telle sorte que ces derniers puissent respecter les conditions de manipulations pour les différentes méthodes d'analyses.

## **II.2 DESCRIPTIF DES ESSAIS DE VIEILLISSEMENTS ACCELERES**

L'objectif principal du vieillissement accéléré réside dans la minimisation du temps d'essais en accélérant l'apparition et l'évolution des mécanismes de défaillances sur une période raisonnable, pour évaluer la durée de vie d'un dispositif, suivant le domaine d'application et le type du véhicule de test à étudier. Le choix du type de vieillissement accéléré dépend de la défaillance à observer, à analyser et du profil de mission. En électronique de puissance, ces essais tournent généralement autour de deux types de cyclage thermique, actif et passif. Notre étude s'est essentiellement focalisée sur le cyclage thermique passif VRT et CHOC que nous allons décrire dans ce chapitre.

### **II.2.1 Descriptif du profil de mission**

Un profil de mission représentatif du fonctionnement réel des assemblages est élaboré pour effectuer des corrélations entre deux indicateurs. Le premier est un indicateur de la fatigue des assemblages obtenus avec le profil de mission, soit par modélisations soit par expérimentation et le deuxième est un indicateur des vieillissements accélérés. Cette corrélation pourra nous permettre d'estimer la durée de vie des assemblages pour un profil de mission donné.

Le profil de mission réel a été fourni par Labinal Power Systems (LPS) dans le cadre du projet GENOME et, est présenté sur la Figure.II-1. LPS souhaite que les assemblages de puissance aient une durée de vie / MTTF (Mean Time To Failure, temps moyen avant défaillance en français) estimée à 150 000 FH (Flying Hours / heures de vol en français) suivant ce profil. Notre travail n'est pas d'estimer un MTBF, mais de s'appuyer sur le profil de mission pour définir les plages de température des vieillissements accélérés.

Il est néanmoins important d'insister sur le fait qu'il est possible de trouver une relation entre le nombre de vols et le nombre de cycles de vieillissement accéléré. Par contre, remonter au MTTF est difficile, car cette durée est dépendante de la durée de vol et du nombre de vols estimé.

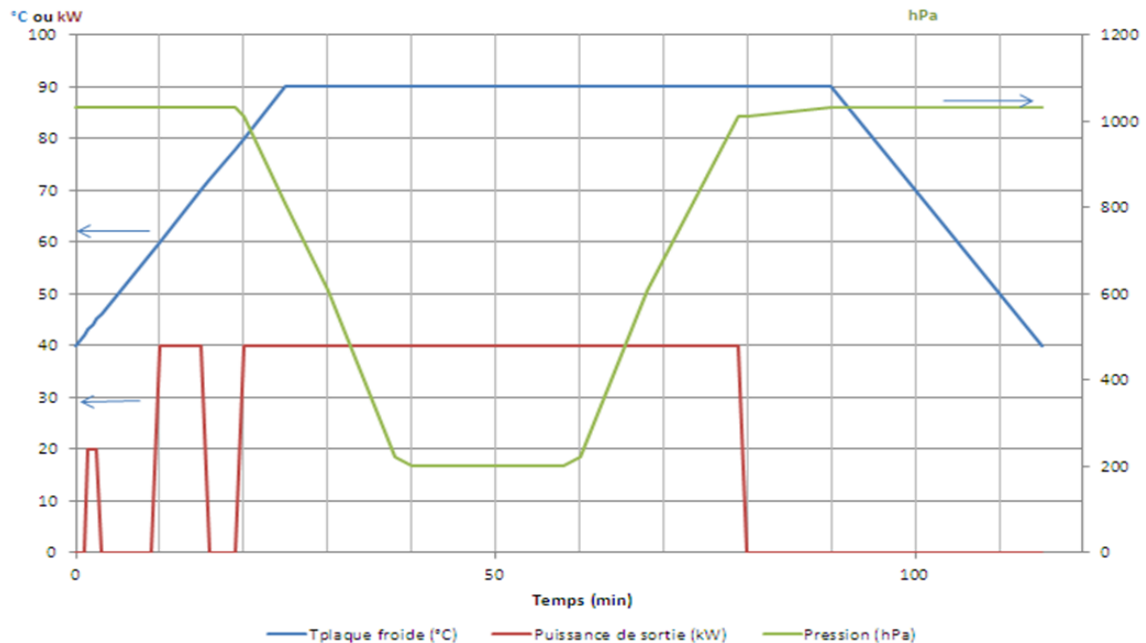


Figure.II-1 : Profil de mission des assemblages de puissance GENOME

## II.2.2 Vieillessement par cyclage thermique en Variation Rapide de Température

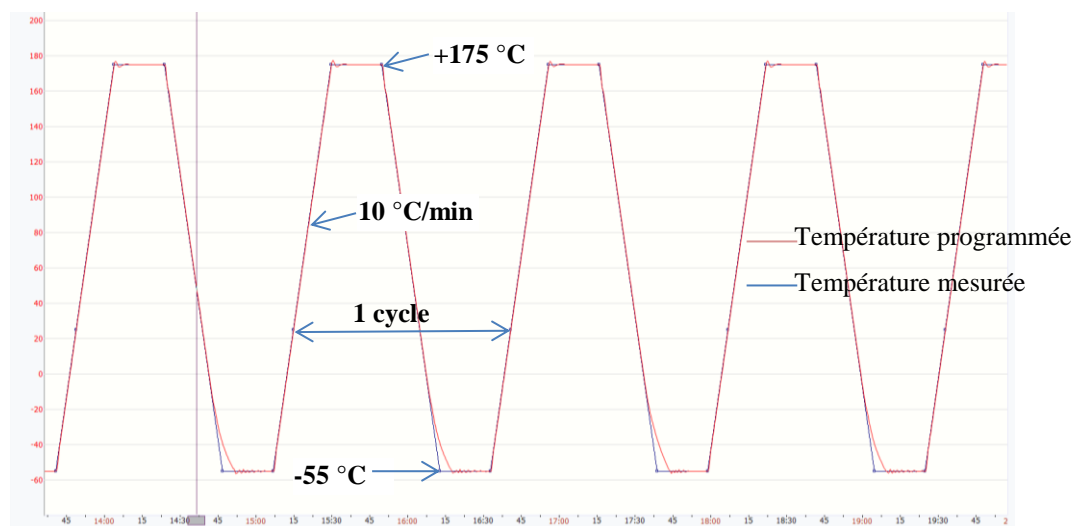
Le vieillissement par cyclage thermique en VRT est réalisé avec une enceinte climatique de forte puissance permettant de faire des cycles Chaud/Froid avec des pentes de variation de température très rapides (de 3 à 15 °C/min selon les gammes de température). Concernant le domaine aéronautique, les dispositifs de puissance peuvent être localisés sur des freins ou des réacteurs qui présentent des environnements très sévères. En effet, au cours d'un vol, la variation de la température ambiante peut conduire à un cyclage thermique entre -55 °C et +200 °C, avec des pentes thermiques de l'ordre de  $\pm 10$  °C/min [92]. Les équipes de P. Cluskey [93] et W. Wonrak [94] ont étudié la fiabilité des modules de puissance vis-à-vis des vieillissements par cyclages thermiques et ont démontré la prépondérance des défaillances d'origine thermomécaniques, liées aux différences entre les coefficients de dilatations thermiques (CDT) des matériaux de différentes couches constituant un assemblage de puissance.

Actuellement, les enceintes climatiques capables d'effectuer des cycles thermiques à très haute température peuvent aller jusqu'à 300 °C. Pour mener à bien notre étude et pour éviter tout retard, le lot de véhicules de tests destinés au VRT a commencé le vieillissement dans une enceinte climatique (réf. Climats Excal 90T-55/4) localisée à l'Institut de Maintenance Aéronautique (IMA) et a enchaîné le vieillissement dans une enceinte (réf. Climats Excal 1423-TE) dont dispose le laboratoire IMS (Figure.II-2).



**Figure.II-2 : Enceinte climatique Climats Excal 1423-TE d'une seule chambre permettant de réaliser des essais de vieillissement passif de type VRT**

L'enceinte climatique à l'IMA dispose d'une seule chambre dont la température varie entre le froid ( $-55\text{ °C}$ ) et le chaud ( $+180\text{ °C}$ ). Lors de l'utilisation de la température maximale de la machine ( $180\text{ °C}$ ), cette dernière enclenche sa sécurité lorsqu'il y a un dépassement ( $182\text{ °C}$ ), donc l'arrêt du cyclage. De ce fait, pour éviter ce type d'arrêt en cours de cyclage, nous nous sommes limités à une température maximale de cyclage de  $175\text{ °C}$ , soit un delta en température de  $230\text{ °C}$ . La durée de notre cycle est de 86 minutes, soit 20 minutes par palier et 23 minutes par transition entre paliers (Figure.II-3).



**Figure.II-3 : Profil de cyclage en variation rapide de température de 20 minutes par palier et  $10\text{ °C/min}$**

Cet essai intégrait un thermocouple interne propre à l'enceinte climatique. Il a été révélé une pente un peu plus grande que  $10\text{ °C/min}$  avant d'atteindre la température basse à savoir  $-55\text{ °C}$ . Le palier de la basse température a donc une durée réelle légèrement raccourcie comme le montre la Figure.II-3.

### II.2.3 Vieillissement par cyclage thermique CHOC

A l'opposé du cyclage thermique VRT qui s'est déroulé dans une seule chambre effectuant les deux chargements chaud et froid, le cyclage thermique CHOC air-air se déroule dans une enceinte climatique à deux chambres (la chambre inférieure pour le froid et la chambre supérieure pour le chaud). Le lot de véhicules de tests destiné au CHOC a pu être vieilli dans une enceinte climatique air-air (réf. Climats Excal 65CT-4) dont dispose le laboratoire IMS (Figure.II-4).



**Figure.II-4 : Enceinte climatique Climats Série CTr bi-chambre permettant de réaliser des essais de vieillissement passif de type CHOC**

Les véhicules de tests sont mis sur une nacelle intégrée, qui transite rapidement d'une chambre à l'autre avec une période définie par l'utilisateur afin de réaliser le profil de cyclage thermique. La durée de notre cycle est de 40 minutes, soit 20 minutes par palier. Un essai de contrôle de la température dans l'enceinte climatique a été réalisé sur un seul cycle dans le but de définir le cycle réel de température que percevra le véhicule de test. Cet essai intégrait un thermocouple interne propre à l'enceinte climatique. Il a été relevé une pente d'environ  $68\text{ °C/min}$  avant d'atteindre les températures extrêmes et des paliers d'une durée réelle de 15 minutes au lieu de 20 minutes (Figure.II-5).

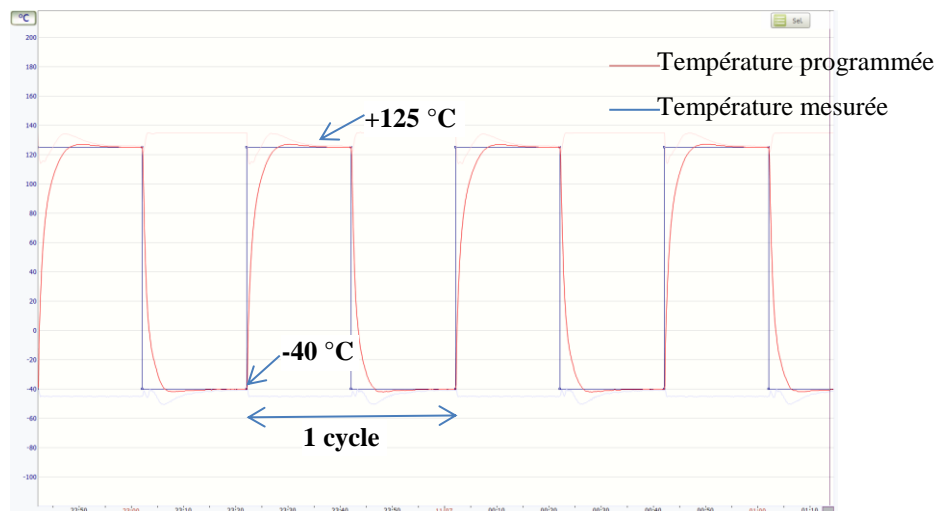


Figure.II-5 : Profil de cyclage en variation rapide de température « CHOC » de 20 minutes par palier

Comme il a été déjà mentionné, l'un des objectifs de cette thèse est de pouvoir comparer l'influence des deux types de vieillissement CHOC et VRT vis-à-vis des deux amplitudes du cyclage  $[-55/+175]$  °C et  $[-40/+125]$  °C selon la nature des mécanismes de défaillance obtenus. Pour ce faire, il est possible de recourir aux résultats de notre partenaire Serma Technologies qui ont été obtenus lors du cyclage thermique CHOC  $[-55/+175]$  °C de 20 min par palier. Ce dernier jouera le rôle d'intermédiaire entre nos deux types de vieillissement VRT  $[-55/+175]$  °C et CHOC  $[-40/+125]$  °C (Figure.II-6).

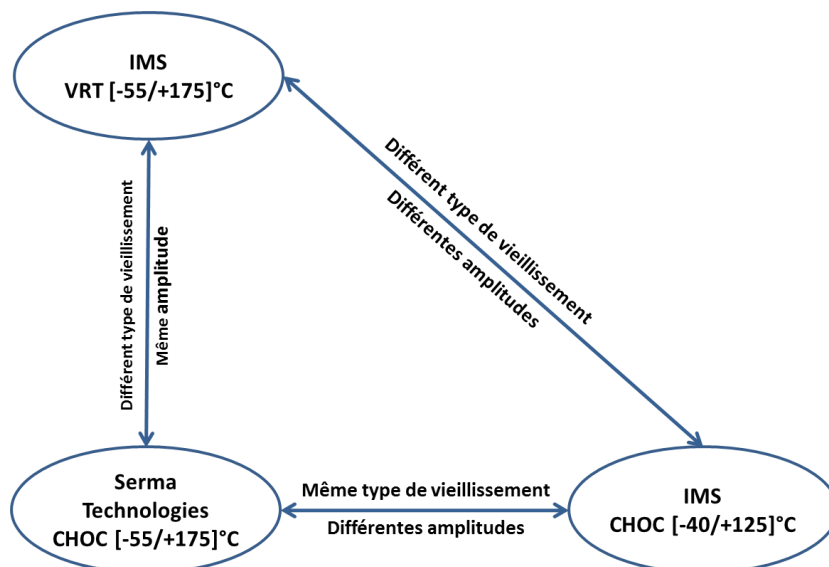


Figure.II-6 : Lien entre les différents essais de vieillissements utilisés



## **II.3 DESCRIPTIF DES MOYENS D'ANALYSES DE DEFAILLANCES**

### **II.3.1 Moyens d'analyse non destructifs**

L'évaluation de la tenue des dispositifs électroniques lors de la phase de fabrication ou lors de la mise au point d'un nouveau procédé est indispensable pour améliorer leur fiabilité. Cependant, il existe une variété de techniques de contrôles non-destructifs suivant les défaillances à observer. Dans notre cas d'étude, nous nous intéressons au joint d'attache. La mesure de la résistance thermique et l'observation aux rayons X ont été utilisées pour détecter les lacunes et suivre leurs évolutions.

#### **II.3.1.1 Mesure de la résistance thermique**

L'analyse de dissipation thermique en électronique de puissance est très importante en raison de la densité toujours croissante des composants sur des substrats dont les dimensions connaissent une progression inverse.

Parmi les caractéristiques des joints de report en électronique, la conduction thermique est très importante dans le monde de l'électronique de puissance. En effet, c'est au travers de cette interface que va se produire la grande majorité du transfert calorifique. Généralement, les phénomènes de transfert par convection et par rayonnement sont assez faibles par rapport à la conduction pour que l'on puisse les négliger.

Le problème du transfert thermique est donc d'une importance capitale dans le cas des composants de puissance. Les cycles d'échauffement et refroidissement successifs dans l'assemblage vont se transmettre et ainsi faire travailler les matériaux constitutifs tout au long de la vie de l'assemblage, modifiant ainsi sa capacité à dissiper de la chaleur.

La résistance thermique de l'assemblage, exprimée en °C/W ou K/W, est la résistance que présente un dispositif à l'évacuation des calories qui lui sont apportées, ou qu'il produit. Cet indicateur a été utilisé comme paramètre représentatif de la fatigue induite dans l'assemblage durant son cycle de vie. Cette dernière évolue petit à petit au fur et à mesure de la dégradation du joint d'attache rendant plus difficile la dissipation de la chaleur.

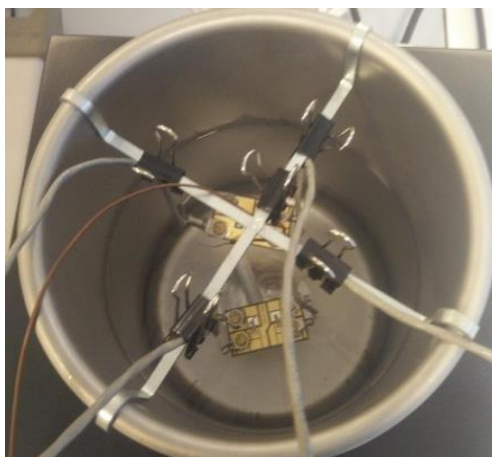
Les mesures de la résistance thermique ont été réalisées à l'aide d'un analyseur thermique (ANATECH PHASE 10) localisé au sein du laboratoire IMS (Figure.II-7). Il est composé d'un

générateur de tension à faible courant, d'une alimentation externe pour les forts courants (jusqu'à 100 A), et d'une boîte à eau reliée à un cryostat pour la régulation de la température.



**Figure.II-7 : Photographie du banc de mesure de la résistance thermique (ANATECH PHASE 10) localisé au sein du laboratoire IMS**

Les mesures se déroulent en deux phases, la première est la calibration et la seconde la caractérisation thermique de l'assemblage. La calibration s'effectue par l'immersion des VTs dans un fluide diélectrique « Galden D02 » [95] (Figure II-8), ce dernier est monté en température à l'aide d'une plaque chauffante.



**Figure II-8 : Image du bain de calibration**

Ensuite lors du refroidissement, plusieurs mesures sont relevées tous les 5 °C allant de 90 °C à 30 °C. La température maximale de calibration 90 °C a été choisie de telle façon qu'elle soit supérieure à la température de jonction lors de la mesure de la résistance thermique. Un courant constant de 5 mA est injecté dans la diode. Ce courant est choisi faible afin d'éviter un auto-échauffement de la puce. Finalement, la caractéristique « variation de la tension de la jonction P-N en fonction de la température » est tracée et la pente et l'abscisse à l'ordonnée sont enregistrées. La Figure.II-9 représente la pente et l'abscisse à l'origine de la caractéristique obtenue après l'étape de calibration d'une diode Schottky. Cette étape de calibration a été faite pour chaque sortie. Cela nous a permis de prendre en compte le vieillissement de la diode servant de capteur et ainsi recalibrer l'équation chute de tension/température pour garantir la mesure de température.

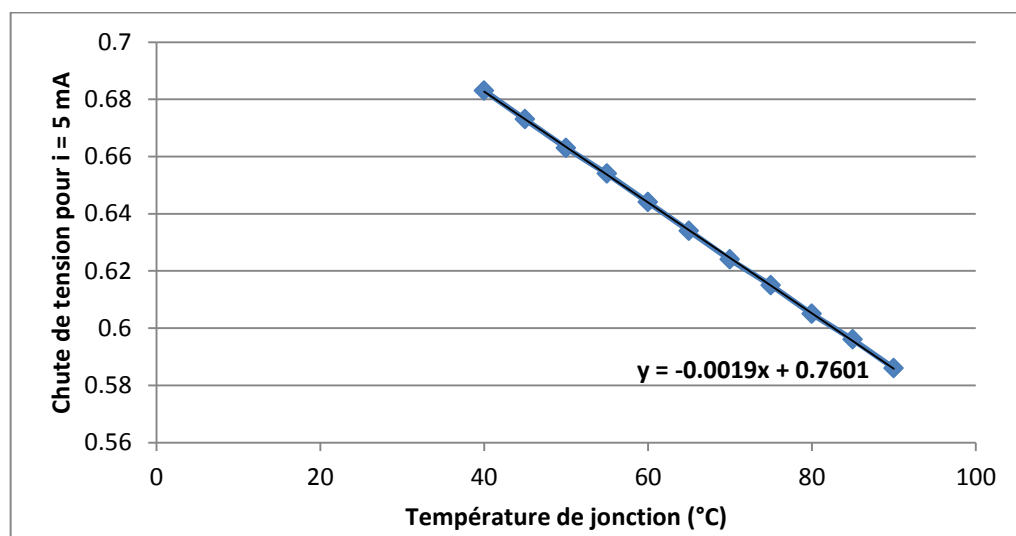
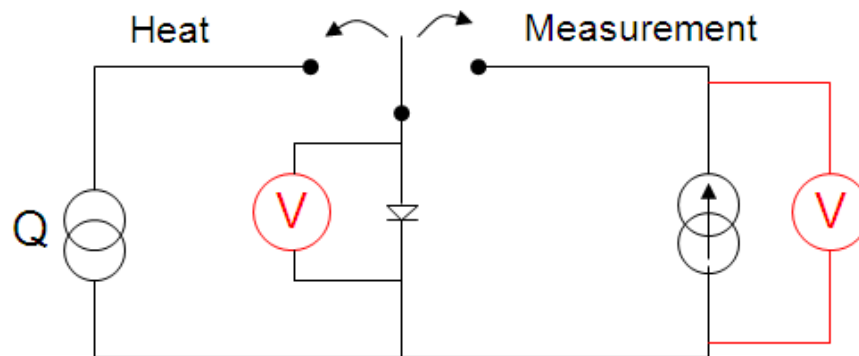


Figure.II-9 : La caractéristique obtenue après l'étape de calibration d'une diode Schottky

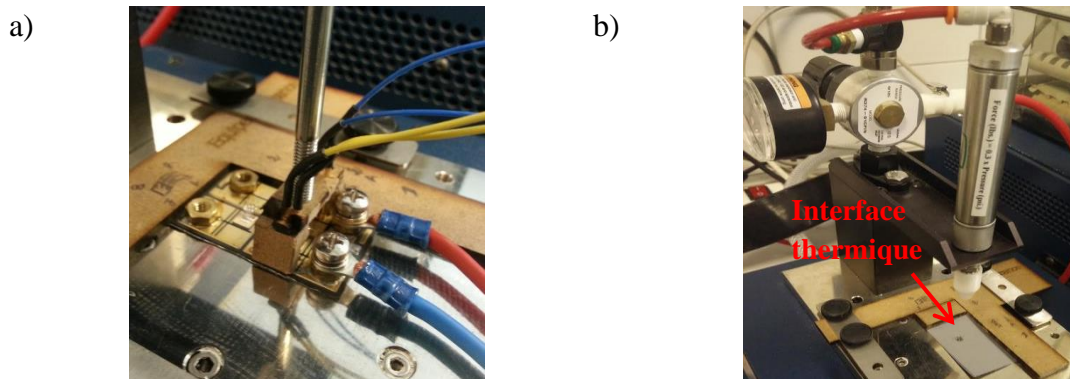
Après cette étape de calibration, l'ensemble est placé sur une boîte à eau régulée à 18 °C (Figure.II-11-a) afin de mesurer sa résistance thermique. Cette dernière est effectuée automatiquement par le delta Vbe-mètre de phase 10, et peut être expliquée en deux étapes :

- Dans la première étape, le composant est échauffé en continu avec un fort courant via les écrous qui ont été soudés aux électrodes de diode jusqu'à ce qu'il atteigne un équilibre thermique (Figure.II-11-a). Il en résulte une augmentation de la température de jonction de la diode.
- La source d'alimentation est ensuite déconnectée pour une durée très courte (quelques microsecondes), et un courant de faible valeur est injecté dans le composant comme le montre la Figure.II-10. Cette valeur est identique à celle utilisée lors de la calibration. De ce

fait, la caractéristique « variation de la tension de la jonction P-N en fonction de la température » obtenue après la calibration est utilisée pour déterminer la température de jonction atteinte par le composant. En effet, le banc de mesure surveille la tension  $V$  aux bornes du composant afin d'en déduire la température de jonction.



**Figure.II-10 : Description schématique des deux étapes de mesure de la résistance thermique : échauffement et mesure**



**Figure.II-11 : Images du a) positionnement et serrage de l'assemblage sur la boîte à eau  
b) positionnement de l'interface thermique entre la plaque métallique et le VT**

Le delta Vbe-mètre affiche ensuite la puissance injectée dans le composant, la résistance thermique d'assemblage instantanée et la résistance thermique d'assemblage moyenne.

Les interfaces thermiques sont des éléments prépondérants dans le traitement de la dissipation thermique. Ces interfaces thermiques sont utilisées pour optimiser la dissipation de chaleur. Dans notre cas, ces interfaces ont été utilisées pour deux raisons : favoriser l'évacuation de chaleur et amplifier la valeur mesurée de la résistance thermique de l'assemblage vu que le niveau de précision de l'Anatech analyseur de phase 10 est proportionnel à la valeur de la résistance thermique mesurée. Les véhicules de test GENOME présentent de très faibles résistances thermiques. De ce fait, nous avons pensé à l'utilisation de l'interface thermique. Par conséquent, la

valeur de la résistance mesurée englobera la résistance thermique de l'assemblage ainsi que celle de l'interface thermique.

En revanche, les mesures n'étaient pas reproductibles dans le cas où nous avons utilisé ces interfaces thermiques. En effet, la mesure dépend de la zone de l'interface thermique où le thermocouple est positionné. Notre but était d'évaluer l'évolution de résistance thermique avant, pendant et après vieillissement tout en gardant la même installation et les mêmes paramètres de manipulation. Cela justifie l'utilisation des interfaces thermiques trouées lors de nos essais de mesure de résistance thermique, qui permet de mettre le thermocouple en contact direct avec la face arrière du substrat (Figure.II-11-b). De ce fait, la  $R_{th}$  de l'interface thermique ne fera pas partie de la  $R_{th}$  de l'assemblage.

Pour que la machine donne des valeurs précises de la mesure de la résistance thermique, il faut que la différence entre la température de jonction et la température face arrière soit supérieure à 10 °C. L'objectif était de remplir cette condition sans dépasser le courant maximal de nos diodes, à savoir 20 A. Cet objectif s'avère difficile à atteindre surtout avec l'enlèvement de l'interface thermique qui augmente la résistance thermique et donc écarte  $T_j$  de  $T_a$ . Après plusieurs essais avec différentes valeurs de courant injecté, nous avons atteint une différence de 20 °C entre  $T_j$  et  $T_a$  en injectant un courant de 17 A. Au final, Le courant choisi était de 18 A. En pratique, la défaillance est considérée comme occurrente après une augmentation de 20% de la valeur de la résistance thermique par rapport à la valeur obtenue avant vieillissement [96].

La résistance thermique en régime permanent est calculée par le delta Vbe-mètre suivant la formule Éqn.II-2. Les paramètres  $T_j$ ,  $T_a$  et  $P$  sont respectivement, la température de jonction, la température de la face arrière du substrat et la puissance injectée.

$$R_{th} = \frac{\Delta T}{P} = \frac{T_j - T_a}{P} \quad \text{Éqn.II-1}$$

La précision de la mesure de résistance thermique est calculée à partir de la formule Éqn.II-2 [35]. La précision des thermocouples est considérée à  $\pm 1$  °C. Ce qui nous permet d'obtenir une précision de mesures comprise entre 3 % et 6 % avant vieillissement.

$$\text{Précision (\%)} = \frac{\pm 1}{T_j - T_a} * 100 \quad \text{Éqn.II-2}$$

Lorsque la mesure de la résistance thermique augmente, la différence entre  $T_j$  et  $T_a$  augmente et donc la précision diminue. On peut conclure que la précision de mesures sera toujours comprise entre 3 % et 6 % pendant vieillissement.

### **II.3.1.2 Observation au rayons X**

En électronique de puissance, l'analyse par rayons X est très utilisée pour la détermination du taux de lacunes dans le joint de report de composant, pouvant dégrader les performances de l'assemblage. Le pourcentage de lacunes dépend bien entendu des moyens qui ont été mis en œuvre pour réaliser un assemblage. Mais un excès de lacunes peut affecter considérablement la durée de vie du composant.

Ce test est non destructif pour l'échantillon et très fiable par rapport à d'autres techniques. Le rayonnement synchrotron est devenu en quelques années la principale source de rayons X. Il est émis par des électrons qui sont accélérés par des champs magnétiques dans des machines construites à la base pour étudier la physique des particules. Ce rayonnement est très intense et sa brillance peut atteindre plus de mille fois celle d'un tube à rayons X, ce qui a ouvert de nouvelles opportunités dans de nombreux domaines : possibilité de faire des images sur des objets qui absorbent très peu les rayons X, possibilité de faire des hologrammes et possibilité d'étudier la structure de la matière dans des conditions extrêmes de pression et de température régnant au centre de la terre.

Dans le cas de notre étude, la machine de radiographie par rayons X (réf. 112059) du fabricant Fein Focus localisée au sein du laboratoire IMS a été utilisée (Figure.II-12). Le but est de déterminer le taux de lacunes présent dans le joint de report de puce, composé soit d'alliage métallique « Or-Étain » (brasure) soit d'une couche de film d'argent frittée.

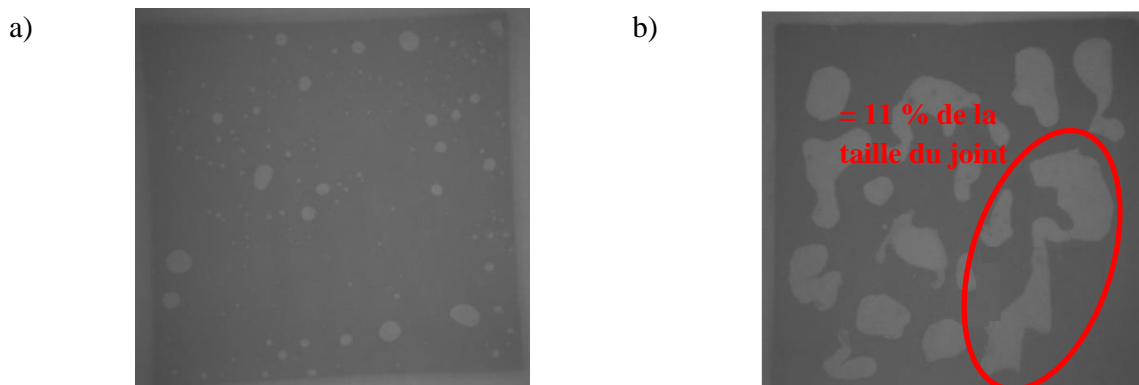


**Figure.II-12 : Machine de Rayon X « Fein Fox » présente au sein du laboratoire IMS**

Dans le domaine de l'aéronautique, le joint d'attache doit satisfaire deux conditions afin de présumer que le véhicule de test est acceptable. Les deux conditions, déterminées selon la règle du métier communément utilisée par les entreprises de l'assemblage de l'électronique de puissance, dont la fonction thermique du joint de report est également prise en considération, sont :

- le taux de lacunes devra être inférieur à 10 % sur la totalité de la surface du joint qui recouvre la puce ;
- la taille de chaque lacune ne devra pas dépasser 5 % de la totalité de la surface du joint recouvrant la puce.

La Figure.II-13 montre deux images aux rayons X prises avant vieillissement de deux véhicules de tests utilisant le report de puce par brasure AuSn.



**Figure.II-13 : Exemples de détection de lacune dans deux joints de report de puce par rayons X a) moins de 10 % b) plus que 10 %**

Ces deux images montrent deux taux de lacunes différents dans le joint de report. Le joint de report du véhicule de test présenté sur la Figure.II-13-a est considéré fiable vu qu'il ne dépasse pas le critère de défaillance à savoir 50 % par rapport à la taille totale du joint. En plus, aucune lacune ne dépasse 10 % de la taille du joint. Par contre, La Figure.II-13-b présente un joint de report peu fiable du fait de la présence d'une lacune dont la taille dépasse 10 % de celle du joint. Etant donné que le rayonnement X traverse l'ensemble des matériaux constituant le véhicule de test à analyser, on observe la présence de matières, mais pas la cohésion des assemblages. Il est donc impossible d'observer le délaminage entre les différentes couches ou la fissuration longitudinale du joint d'attache de la puce après un vieillissement thermique. Dans ce cas, une analyse acoustique s'avère nécessaire.

### II.3.1.3 La microscopie acoustique à balayage

La microscopie acoustique à balayage (MAB) est une technique non-destructive. Elle repose sur la modification d'une onde acoustique par les propriétés mécaniques des différents matériaux qu'elle traverse. Un transducteur, utilisé en émission et en réception, est porté par un système de balayage mécanique sur trois axes (x,y,z). L'onde acoustique est véhiculée par un milieu de couplage (eau déminéralisée), et le faisceau réfléchi est traité et converti pour construire une image numérisée de l'échantillon à analyser (Figure.II-14) [97].

À chaque changement de milieu, donc à chaque interface, il y a une réflexion partielle de l'onde incidente avec une amplitude et une phase dépendantes de l'impédance acoustique des matériaux du milieu sortant et du milieu entrant. La signature ultrasonore obtenue est extrêmement riche et peut être exploitée de différentes façons en fonction du mode de balayage associé. Les deux modes les plus employés sont le mode B-SCAN effectuant une analyse dans un plan parallèle au faisceau, et le mode C-SCAN dans un plan perpendiculaire au faisceau (Figure.II-15) [98].

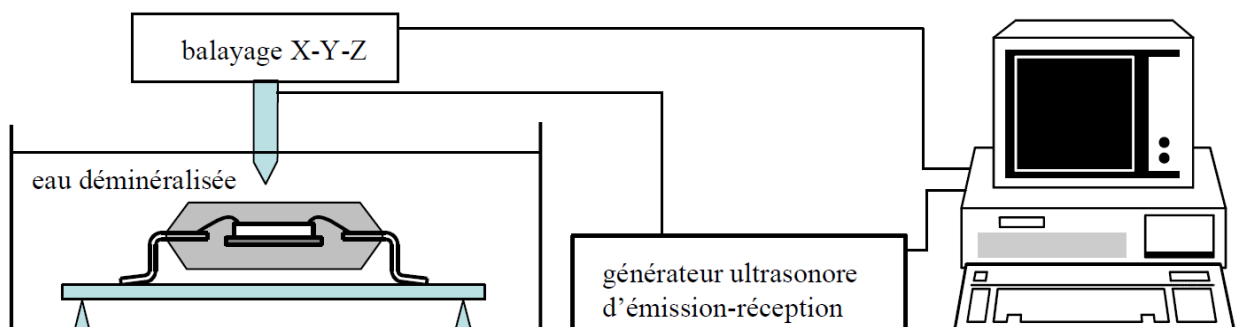
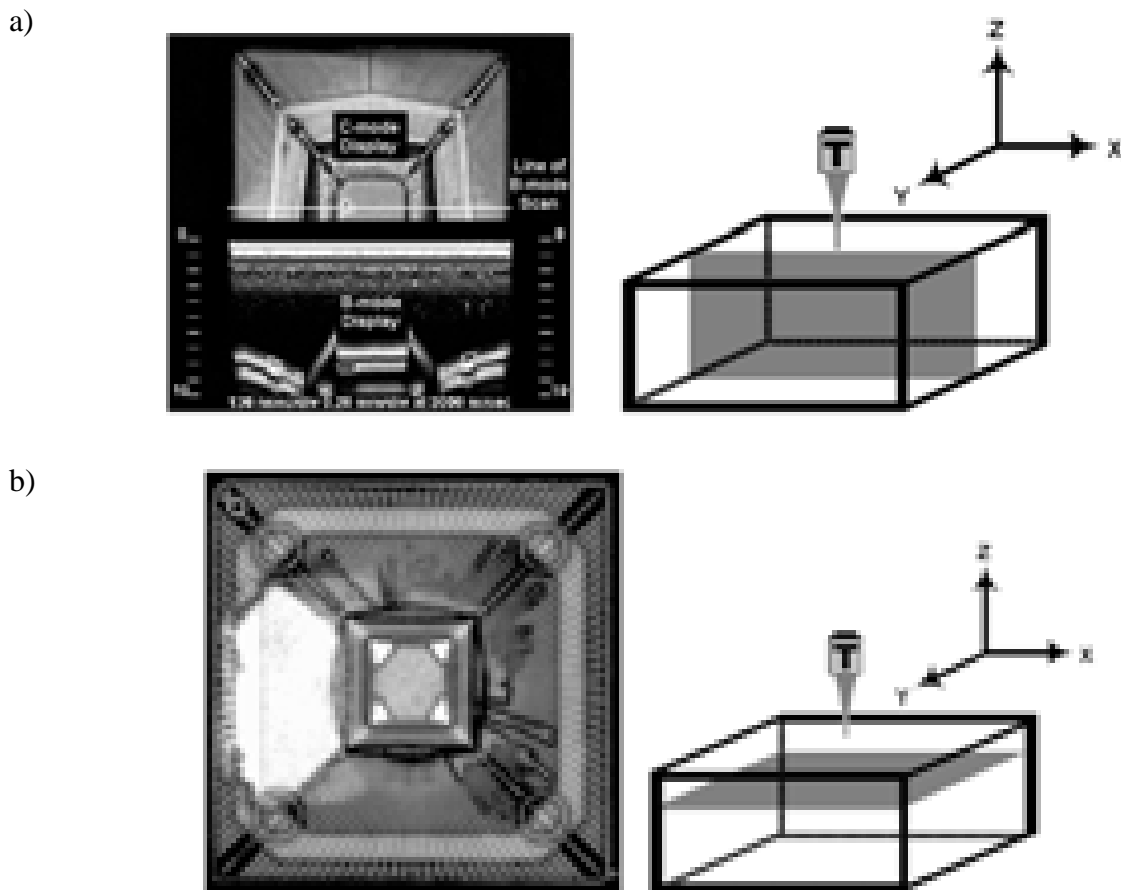


Figure.II-14 : Synoptique d'un microscope acoustique à balayage

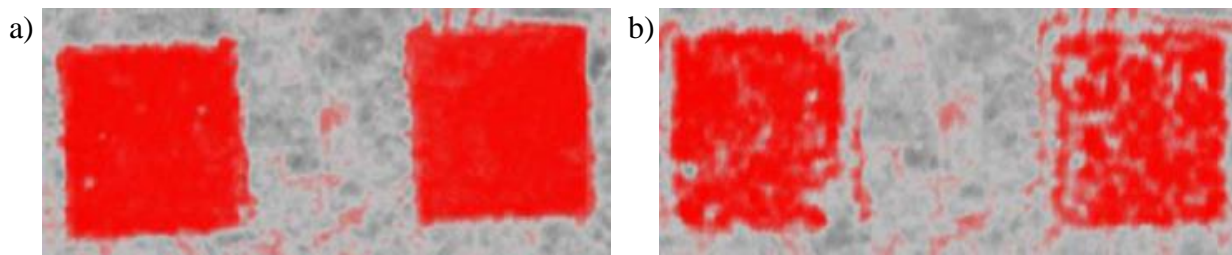




**Figure.II-15 : Image obtenue en mode a) B-SCAN : coupe de l'assemblage. B) C-SCAN montrant un délaminage**

De la même manière que pour les systèmes à rayon X, et au prix d'un temps de traitement supplémentaire, un système de tomosynthèse numérique peut être ajouté au microscope acoustique pour obtenir des images en trois dimensions. La grande sensibilité des ondes ultrasonores à la présence d'air fait de la microscopie acoustique l'instrument idéal pour détecter les délaminages dans les assemblages microélectroniques. La présence d'une lame d'air même inférieure à  $1\ \mu\text{m}$  est détectable.

Une analyse acoustique a été réalisée par W. Sabbah [41] dans laquelle il a été révélé un délaminage au bout de 2500 cycles du joint d'argent fritté sur les côtés de puces comme le montre la Figure.II-16.



**Figure.II-16 : Images acoustiques a) avant vieillissement et b) après vieillissement (2500 cycles) de véhicules de tests utilisant le report de puce par frittage de nano pâte d'argent**

Les imageries par microscopie acoustique de nos véhicules de tests vont être réalisées à l'aide d'un microscope acoustique localisé au sein de la société Serma Technologies qui fait partie des partenaires du projet GENOME.

### **II.3.2 Moyens d'analyse destructifs**

Afin de mieux comprendre l'origine physique des modes de défaillance qui ont pu être détectés par les méthodes non destructives présentées dans la section II.3.1, l'étude des changements de la microstructure des véhicules de tests par les méthodes destructives nous a été indispensable.

#### **II.3.2.1 Essai de cisaillement de la puce**

L'essai de cisaillement est un test destructif dont le but consiste à appliquer une contrainte de manière parallèle ou tangentielle à une face d'un matériau, par opposition aux contraintes normales qui sont appliquées de manière perpendiculaire.

Des travaux similaires réalisés par F. Le Hénaff ont montré des tenues en cisaillement de 40 MPa pour des puces reportées par pâte d'argent nanométrique avec pression [35]. Dans notre cas,  $40 \text{ MPa} = 4 \text{ kg/mm}^2 = 92 \text{ kg/puce}$ . Afin d'effectuer ces tests sans endommager le matériel, il est nécessaire d'utiliser des équipements certifiés pour 100 kg.

Donc le test de cisaillement sera réalisé à l'aide d'une machine de cisaillement « Dage 4000 » tout en utilisant une cartouche de 100 kg (Figure.II-17). Le véhicule de tests est placé sur la platine, le marteau est réglé à une hauteur supérieure à l'épaisseur du joint d'attache (fritté  $22 \mu\text{m}$  et brasé  $50 \mu\text{m}$ ). Ensuite la machine déplace le marteau exerçant une force sur la puce. La pression augmente petit à petit jusqu'à l'arrachement de la puce. Le parallélisme du marteau par rapport à la puce peut-être ajusté tout en utilisant une binoculaire, cela nous permettra de réduire le risque de casser la puce durant le cisaillement.



Figure.II-17 : Image de la machine de cisaillement Dage 4000

La vitesse d'application de la charge durant le test de cisaillement a été fixée à une valeur de  $100 \mu\text{m/s}$ . Ce choix était un compromis, car, une vitesse très grande pourrait créer des défauts et donc donner des mesures erronées et une vitesse très petite pourrait faire intervenir d'autres phénomènes comme le fluage lors de notre essai de cisaillement. La hauteur à laquelle la tête est placée au-dessus du substrat pendant le test était fixée à  $20 \mu\text{m}$  plus grande que l'épaisseur du joint de report, pour que le contact entre la puce et le marteau soit suffisant, comme le montre la Figure.II-18.

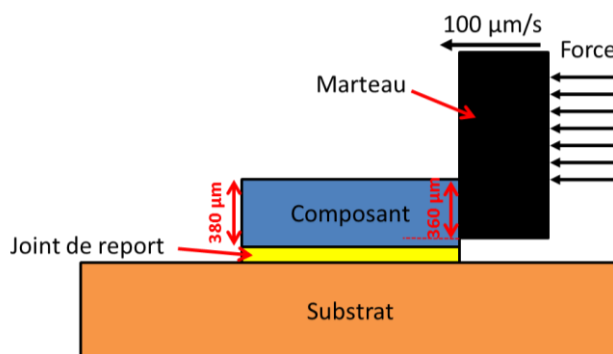


Figure.II-18 : Schématisation du positionnement du marteau par rapport au VT pour le test de cisaillement

Le critère de défaillance du test cisaillement a été déterminé selon la norme « MIL-STD-883 METHOD 2019.9 DIE SHEAR STRENGTH » [99] qui indique une tenue de  $5 \text{ kg}$  équivalent à  $2,18 \text{ MPa}$  pour le test d'arrachement de composant GENOME de taille  $(4,79 \times 4,79 \text{ mm}^2)$ . Un faible écart-type indiquera en effet un procédé d'assemblage bien maîtrisé.

Il existe 4 zones d'arrachement :

- Dans le joint de report (Par fissuration) ;
- Au niveau de l'interface Puce/Joint (Par délaminage) ;
- Au niveau de l'interface Joint/Métallisation (Par délaminage) ;
- Au niveau du composant (Par fissuration).

En électronique de puissance, la mauvaise adhésion d'une couche ou la forte courbure d'un substrat peut être due à la présence de contraintes résiduelles au niveau des matériaux. Ces contraintes résiduelles peuvent changer les caractéristiques d'une couche telle que sa résistivité électrique ou sa résistance à la propagation de fissures par fatigue. De ce fait, les essais de cisaillement vont nous permettre d'obtenir un ordre de grandeur de la tenue d'accroche de la puce et suivre les critères définis dans la norme militaire US [41], [99].

### **II.3.2.2 Essai d'arrachement des fils de câblages**

Dans le domaine de l'électronique de puissance, les connexions électriques entre les semi-conducteurs et la partie anode de la métallisation du substrat sont réalisées par des fils de câblages. Les techniques utilisées pour effectuer ces connexions sont le wedge bonding ou le ball bonding. Ces techniques sont décrites au premier chapitre. Le matériau du fil de câblage est de l'aluminium, de l'or ou du cuivre. La tenue à l'arrachement des fils de câblages est très importante pour la fiabilité des modules de puissance. L'essai d'arrachement des fils de câblage (Pull Test en anglais) est un test destructif qui permet de mesurer la force d'arrachement de fils. Cette dernière peut être utilisée pour vérifier l'uniformité des fils. Le mode opératoire de ce test contient deux étapes :

- Positionnement d'un crochet sous le fil de câblage ;
- Application d'une force de traction jusqu'à l'arrachement de fil ;
- Mesure de la force d'arrachement.

Cette mesure ainsi que la zone d'arrachement sont notées pour notre étude statistique. Il existe trois modes principaux de rupture du fil de câblage (Figure.II-19):

- La rupture du fil au niveau du crochet « A » ;
- La fracture du pied au niveau du coude du fil (coté substrat « B1 » et composant « B2 ») ;
- L'arrachement (soulèvement) du fil de câblage au niveau du pied (cotés substrat « C1 » et composant « C2 »).

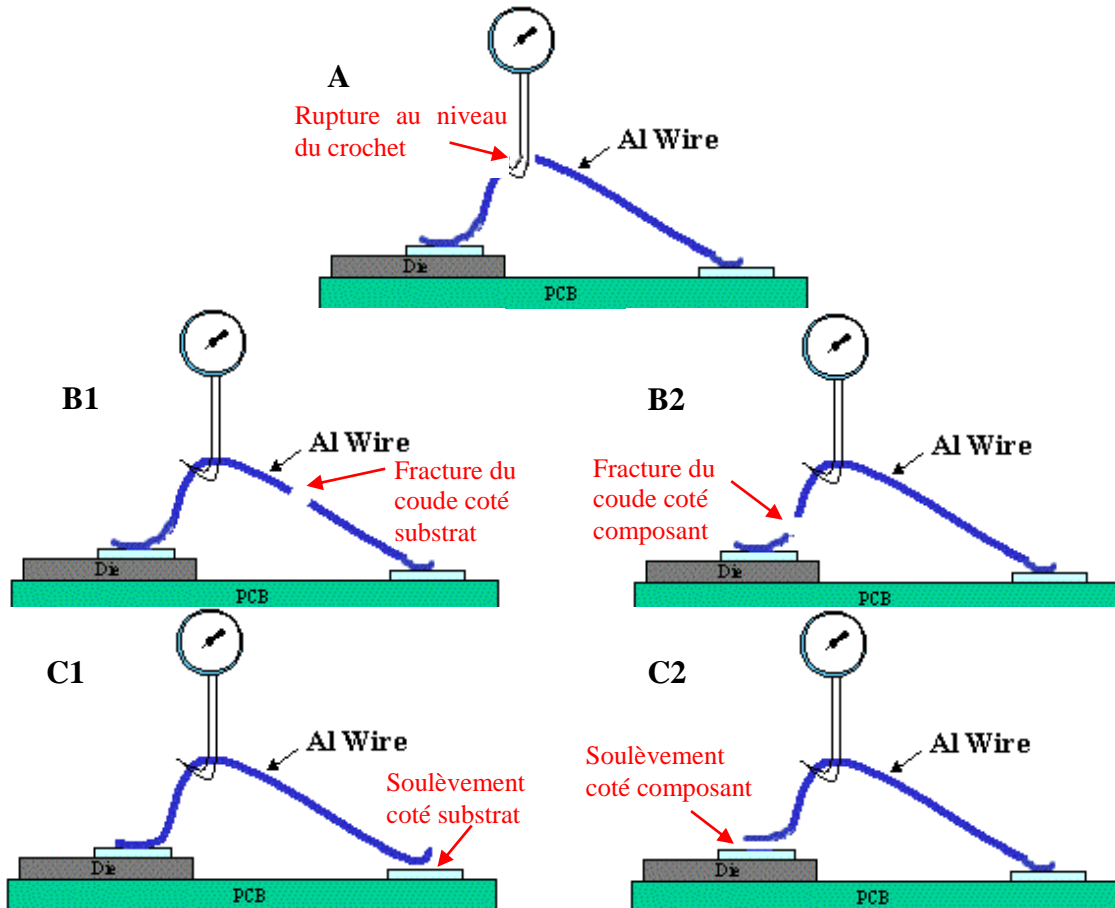


Figure.II-19 : Les cinq principales zones de rupture du fil de câblage lors de l'essai d'arrachement

Ce test est réalisé avec la même machine de cisaillement, seulement, la cartouche est changée, 1 kg au lieu de 100 kg. Le crochet est placé au sommet du fil de câblage. La vitesse d'application de la charge durant le test a été fixée à une valeur de 250  $\mu\text{m/s}$ . Dans cet essai, le premier cas est celui souhaité (au milieu du fil de câblage). Cela prouve que le câblage est optimal aux deux extrémités du fil.

### II.3.2.3 Micro-section

#### II.3.2.3.1 Mode opératoire

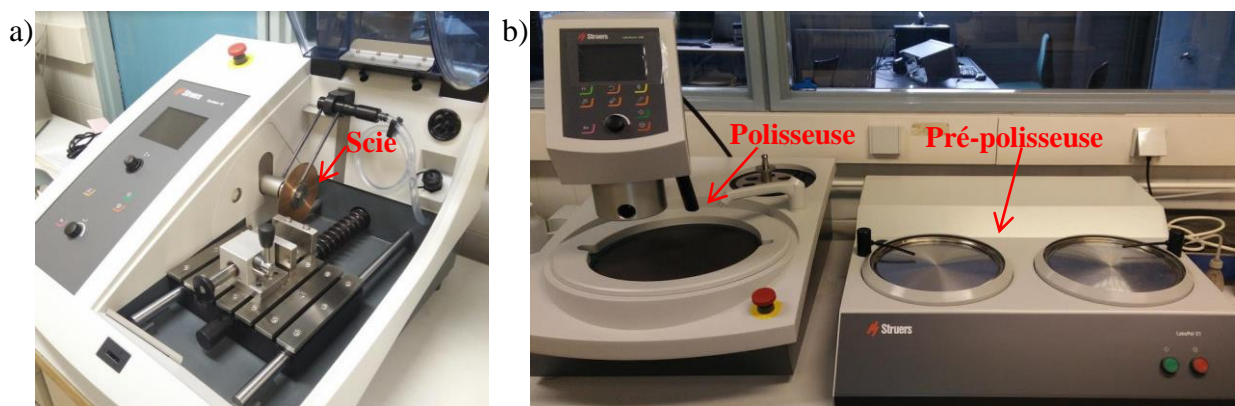
La micro-section est la seule technique qui permet d'étudier la microstructure d'un assemblage. C'est une analyse destructive consistant à retirer une partie de l'assemblage pour avoir accès directement aux zones concernées par une défaillance. La micro-section s'avère difficile dans le cas où le composant est en carbure de silicium (SiC). Pour mener à bien cette analyse, nous avons élaboré un protocole de micro-section qui nous a permis d'obtenir des résultats irréprochables par la suite.

La première étape de la micro-section est l'enrobage. Cette étape consiste à mettre l'échantillon dans un moule, le maintenir droit à l'aide d'un clip, le recouvrir d'une résine obtenue d'un mélange d'une poudre et d'un durcisseur. Après démoulage, l'échantillon enrobé est découpé à proximité de la zone à analyser sans toucher le composant. Cette étape de découpe est réalisée à l'aide d'une tronçonneuse (Figure.II-20-a) et d'une scie diamantée.

La deuxième étape est le pré-polissage, qui permet de polir rapidement à l'aide des disques diamantés à grande taille de grains et de se rapprocher assez rapidement de la zone d'intérêt. Ceci est réalisé à l'aide d'une pré-polisseuse « Labo Pol 21 » de Struers disponible à l'IMS. Le grand souci de cette étape est d'obtenir une planéité irréprochable vu que la pré-polisseuse utilisée est manuelle et la pression et le maintien ne sont pas maîtrisés.

La troisième étape est le polissage, qui consiste à éliminer toutes les rayures causées par le pré-polissage petit-à-petit avec des draps magnétiques de polissage soie tissée de tailles allant de 9  $\mu\text{m}$  à 1  $\mu\text{m}$ . Pour chaque drap on utilise une suspension diamantée équivalente. Cette étape de polissage est réalisée avec une polisseuse « Labo Pol 30 » de Struers disponible à l'IMS.

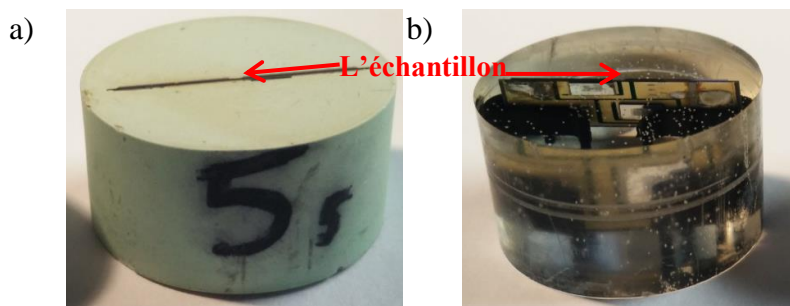
La dernière étape est le polissage final chimique, qui a pour but d'éliminer les bavures et les particule de l'ensemble de la surface. Cette étape de 20 à 25 secondes est réalisée à l'aide d'un drap floqué noir « MD-Chem » et une suspension à la silice colloïdale non-cristallisante « OP-S ».



**Figure.II-20 : Images de a) la tronçonneuse b) la pré-polisseuse et polisseuse disponibles au laboratoire IMS**

Deux résines d'enrobage différentes à froid ont été utilisées dans le cadre du projet GENOME. La première est une résine acrylique « DuroCit-3Kit » (Séchage 30 min sous une cloche de verre). Cette résine a été choisie pour sa dureté. Elle offre une netteté des bords et une planéité excellente. Par contre, il s'est avéré qu'elle dégaze beaucoup et donc difficile à atteindre le niveau de vide requis pour le microscope électronique à balayage. Pour remédier à ce problème, la résine à froid

transparente « CaldoFix-2Kit » qui nécessite une polymérisation en étuve d'une 1h30 à 70 °C pour débullage et séchage a été choisie pour remplacer la résine acrylique. La Figure.II-21-a montre un échantillon enrobé avec la résine acrylique verte et la Figure.II-21-b montre un autre échantillon enrobé avec la résine transparente. Le Tableau.II-1 présente les différentes étapes de pré-polissage, de polissage et de finition.



**Figure.II-21 : Deux échantillons enrobés d'une résine à froid a) verte chargée DuroCit-3Kit b) transparente CaldoFix-2Kit**

**Tableau.II-1 : Descriptif des différentes étapes de polissage pour la micro-section**

Phase	Matériel	Suspension	Critère d'arrêt	Vitesse Tr/min	Méthode
Pré-polissage	Disque diamanté 40 $\mu\text{m}$	Eau	Zone d'intérêt atteinte Planéité irréprochable	150	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Maintenir l'échantillon de telle sorte que le mouvement de grains soit perpendiculaire au joint de report pour éviter la détérioration de ce dernier.</li> <li>• Effectuer des translations radiales</li> <li>• Tourner l'échantillon à 180° entre chaque 10 - 15 translations</li> </ul>
	Disque diamanté 20 $\mu\text{m}$	Eau	Surface obtenue plane	150	
Polissage	Drap 9 $\mu\text{m}$ MD Plan 9	Suspension diamantée 9 $\mu\text{m}$ DiaPro Plan 9	Élimination de toutes les rayures 20 $\mu\text{m}$	150	
	Drap 6 $\mu\text{m}$ MD Dac 6	Suspension diamantée 6 $\mu\text{m}$ DiaPro Sat 6	Élimination de toutes les rayures 9 $\mu\text{m}$	150	
	Drap 3 $\mu\text{m}$ MD Dur 3	Suspension diamantée 3 $\mu\text{m}$ DiaPro Dac 3	Élimination de toutes les rayures 6 $\mu\text{m}$	150	
	Drap 1 $\mu\text{m}$ MD Nap 1	Suspension diamantée 1 $\mu\text{m}$ DiaPro Nap 1	Élimination de toutes les rayures 3 $\mu\text{m}$	150	
Finition	Drap OP Shem	Silice colloïdale non-cristallisante OP-S	20-25 secondes	150	

### II.3.2.3.1 Microscopies optique et électronique à balayage

La microscopie électronique à balayage (MEB) est une des méthodes d'observation et d'analyse les plus utilisées dans la science des matériaux. Cette technologie a permis, du fait de sa profondeur de champ, l'observation du relief d'échantillons massifs.

Le microscope électronique à balayage n'a pas le même principe de fonctionnement qu'un microscope optique. En effet, il n'y a pas formation d'une image par une lentille objectif comme cela est le cas en microscopie optique et en microscopie électronique en transmission mais l'image est formée de manière séquentielle en balayant la surface de l'échantillon et en recueillant les particules émises.

La Figure.II-22 résume les composants essentiels d'un microscope électronique à balayage. Le microscope et notamment la cathode est placée dans un vide plus ou moins poussé qui dépend de la nature du filament (10-5 torr pour un filament de tungstène à 10-11 torr pour un canon à émission de champ).

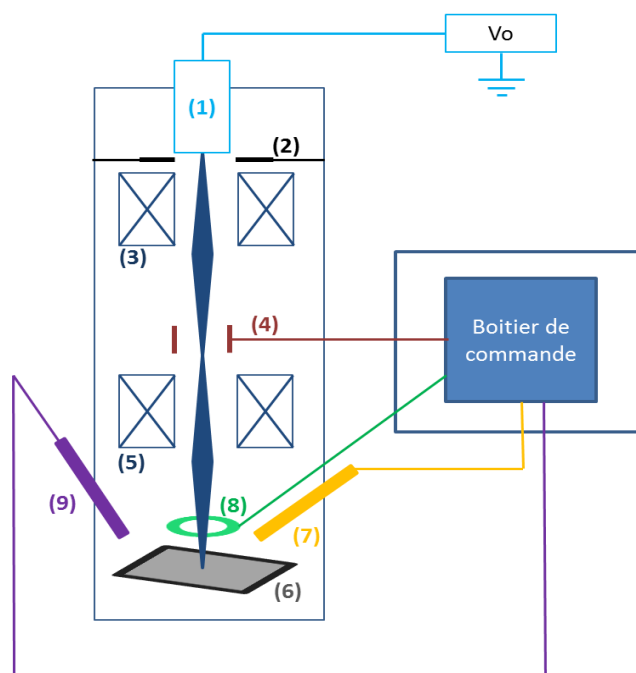


Figure.II-22 : Les composants essentiels d'un microscope électronique à balayage

Le canon à électrons (1) est un des composants essentiels d'un MEB. En effet, il produit un faisceau d'électrons qui viendra balayer la surface de l'échantillon. Son principe est d'extraire les électrons d'un matériau conducteur vers le vide où ils sont accélérés par un champ électrique. L'anode est à la masse (2). Le filament est soit un filament de tungstène, de LaB6 ou à effet de champ. Le système des condenseurs (3) permet de former une image réduite du cross-over qui est, ensuite projeté par une lentille « objective » sur l'objet. Ces condenseurs permettent d'agir sur l'ouverture du faisceau et donc la taille de la sonde d'analyse (jusqu'à 0.5 nm).



Le système de balayage (4) formé par les bobines de déflexion permet de déplacer la sonde sur l'objet. Le grandissement est déterminé entre l'amplitude du balayage image et celui de l'objet. Ce spot est ensuite projeté sur l'échantillon par une lentille objectif (5). L'échantillon (6) est porté par une platine excentrique permettant de déplacer l'échantillon dans les trois directions. Différents types de détecteurs servent à compter les particules émises : détecteurs d'électrons secondaires (7), de rayons X (8) ou d'électrons rétrodiffusés (9).

Les signaux provenant des détecteurs produisent sur un écran fluoresçant une image en noir et blanc. On peut également numériser les images et traiter l'information (traitement du contraste, intégration, filtrage, ...). Le détecteur d'électrons rétrodiffusés est généralement placé plus verticale sur l'échantillon (afin de récolter le maximum d'électrons rétrodiffusés) et donc la vision du relief ne sera pas très bonne avec ce détecteur. Les reliefs sont plus flagrants avec les secondaires.

En revanche, les rétrodiffusés sont plus utilisées pour visualiser les différents matériaux et phases d'une structure. En effet, les éléments chimiques possédant un numéro atomique élevé (charge positive du noyau plus grand) produisent d'avantage d'électrons rétrodiffusés que ceux ayant un numéro atomique faible. Les zones de l'échantillon avec numéro atomique élevé seront donc plus blanches que celles ayant un numéro atomique faible. On appelle cela le contraste de phase. Cette particularité est fortement appréciée pour juger de l'homogénéité chimique d'un échantillon avant par exemple de l'analyser. Comme il a été déjà mentionné, la microscopie électronique à balayage est une technologie qui repose sur l'interaction électrons-matière. L'échantillon à analyser doit être conducteur. Pour ce faire, l'échantillon doit au préalable être métallisé. De ce fait, l'observation au MEB, réalisée après l'étape de polissage, nécessite une préparation de l'échantillon qui se déroule comme suivant :

- Dépôt d'une couche de métallisation d'argent sur l'échantillon à l'exception de la zone à observer ;
- Dépôt d'une fine couche de carbone (de l'ordre de 12-15 nm d'épaisseur) sur la zone à observer (Figure.II-23).



Figure.II-23 : échantillon métallisé à la laque d'argent

Le composant peut être étudié par la suite par analyse EDX (Energy Dispersive X-ray Analysis) qui permet de visualiser, d'identifier et d'analyser les différents éléments présents dans les couches de l'assemblage.

#### II.3.2.4 Mesure de la tenue en tension des diélectriques

L'étude de la tenue en tension des céramiques est primordiale pour bien comprendre le phénomène de diffusion de métaux dans les isolants utilisés pour la réalisation des différents types de substrat en électronique de puissance. Comme il a été déjà mentionné dans le chapitre I, dans certaines conditions environnementales telles que taux d'humidité élevé, haute température et haute tension appliquée, un filament conducteur (appelé aussi dendrite) se développe de la cathode vers l'anode, ce qui provoque un court-circuit. Le but de cette étude est d'évaluer la qualité des isolants d'un matériel électrique, de contrôler la résistance d'isolement d'un matériel. En effet, la grandeur de cette mesure nous permettra de prévoir s'il y a un risque d'apparition et/ou propagation de ces dendrites en fonction du vieillissement.

Le projet GENOME se focalise sur deux types de céramique : il s'agit du nitrure d'aluminium (AlN) et du nitrure de silicium ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ). Dans le but de valider le mode opératoire de cet essai, nous avons pensé dans un premier temps à placer la face inférieure (Cathode) de la métallisation du substrat de véhicule de test sur une plaque métallique qui est par la suite connectée à son tour à la masse comme le montre la Figure.II-24.

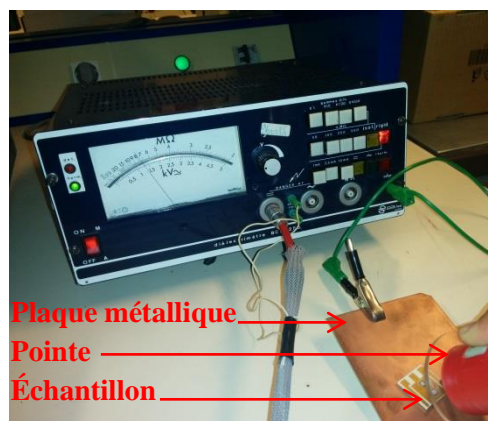


Figure.II-24 : Poste d'essais de rigidité diélectrique d'une capacité 5 kV

Néanmoins, sous de fortes tensions, les électrons qui composent les atomes des molécules de l'air sont littéralement arrachés à leur orbite de valence pour participer à la conduction électrique. Pour éviter le contact avec l'air (3 kV/mm), nous avons utilisé le « Galden D02 » qui a une rigidité diélectrique de 40 kV/mm. Ce dernier est un liquide diélectrique très utilisé dû à ses bonnes propriétés diélectriques. Par conséquent, le mode opératoire défini a été modifié. La plaque métallique a été remplacée par une boîte métallique remplie du Galden. L'échantillon est immergé dans cette dernière. La pointe est connectée sur la face supérieure du substrat (Anode). On augmente petit à petit la valeur de la tension jusqu'à l'obtention d'un amorçage (étincelle). La valeur doit être lue au moment où ce dernier se produit (Figure.II-25). Le claqué-mètre disponible à l'IMS a une capacité de 5 kV (DC).

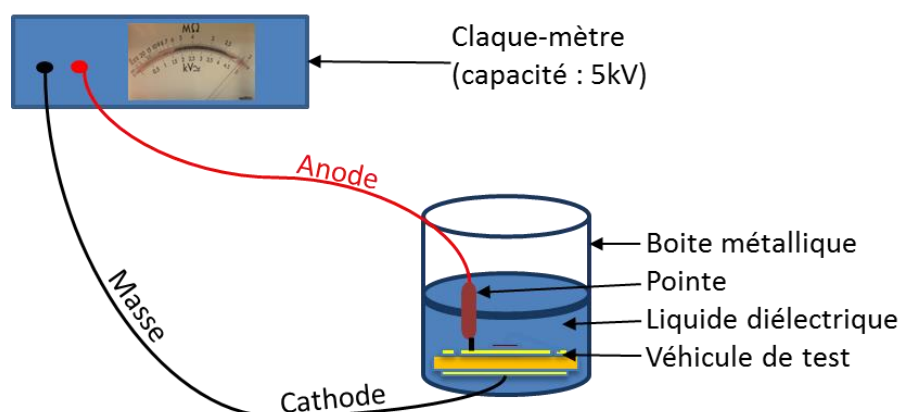


Figure.II-25 : Le banc d'essai utilisé pour mesurer la tenue en tension des diélectriques

#### II.4 VALIDATION ET DESCRIPTION DES VEHICULES DE TESTS

Après avoir défini la méthodologie de l'étude de fiabilité des modules de puissance dans le but de garantir l'exploitabilité des résultats, nous allons présenter une étude de validation de véhicules

de tests. En effet, la première étape du projet GENOME est de valider les configurations des véhicules de tests en concertation avec les différents partenaires.

#### II.4.1 Validation des véhicules de tests

##### II.4.1.1 Validation des véhicules de tests non-fonctionnels

Dans le cadre du projet GENOME, il a été proposé de faire deux configurations de VT.

- Le premier, nommé VT1, pour les tests destructifs tels que la microsection, le cisaillement de puce, l'arrachement de fils de câblage et la mesure de la tenue en tension des céramiques.
- Le deuxième, nommé VT2, pour les tests non-destructifs tels que la microscopie acoustique, l'imagerie par rayon X et la mesure de la résistance thermique.

Dans le but de valider les VT1, nous avons réalisé un prototype de véhicule de test de puissance tout en faisant un compromis coût / qualité des résultats. Le nombre minimal de mesures pour l'obtention de résultats significatifs est 5. Nous avons découpé un substrat 2" par 1" pour obtenir un VT1 sur lequel nous avons reporté cinq diodes silicium par résine époxy chargée à l'argent comme le montre la Figure.II-26. Nous avons volontairement allongé le substrat pour pouvoir le manipuler facilement.

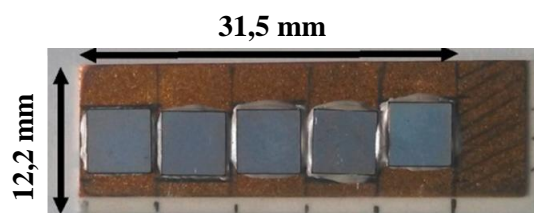
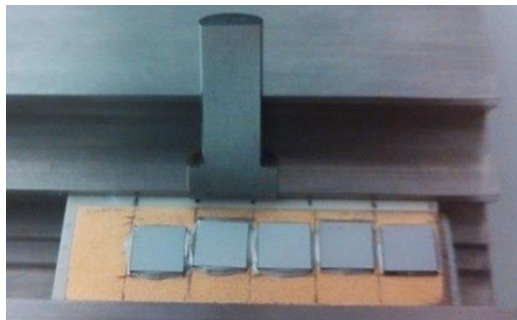


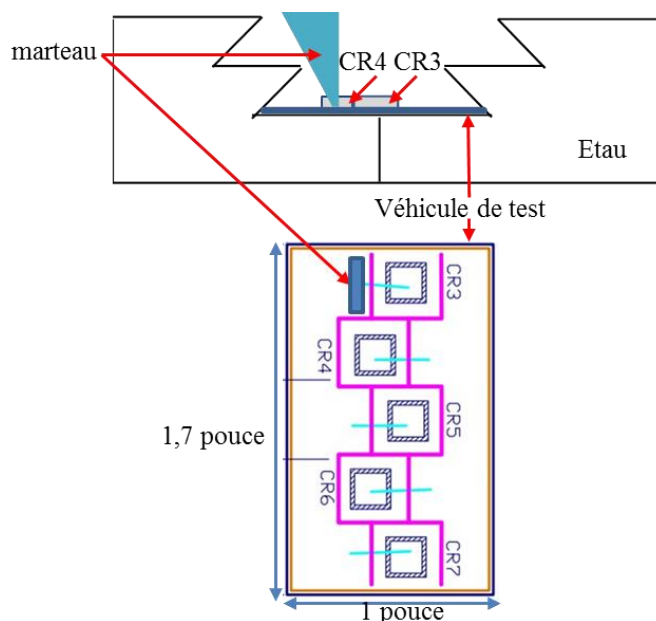
Figure.II-26 : Prototype de VT EP réalisé par IMS.

Par contre, cette configuration ne permet pas de réaliser ce test dans de bonnes conditions. En effet, il est nécessaire de placer correctement le marteau contre la puce pour la mesure de la tenue en cisaillement. Le laboratoire est équipé d'un marteau de 9 mm de large pour les tests de plus de 10 kg. Dans la configuration actuelle, il est impossible de placer le marteau contre une seule diode. L'espace entre les puces est trop faible (Figure.II-27).



**Figure.II-27 : Photographie du marteau et du substrat.**

Une solution est de réaliser un VT1 sur des substrats plus grands. La Figure.II-28 propose un substrat de taille optimale (1,7" x 1") ayant 5 diodes SiC espacées de 5 mm afin de pouvoir pousser chaque diode toute seule. Il va falloir faire le test de cisaillement pour les puces CR3, CR5 et CR7 et tourner de 180 ° le substrat afin de le faire pour les puces CR2 et CR4.



**Figure.II-28 : Schéma de principe de la nouvelle configuration du véhicule de tests, montrant le positionnement du marteau pour le cisaillement de la diode CR3.**

Il a été proposé de connecter chacun des composants au substrat par 8 fils d'aluminium d'un diamètre de 254  $\mu\text{m}$  (10 Mils). Cette configuration nous permettra de faire 40 essais d'arrachement de fils de câblage par substrat. Ce nombre nous permet de dire que les résultats vont être statistiquement significatifs et donc tirer une conclusion fiable sur l'évolution de la dégradation des fils de câblage au fur et à mesure du vieillissement.

### II.4.1.2 Validation des véhicules de tests fonctionnels

Dans le but de valider les VT2, il a été décidé de reporter deux diodes fonctionnelles CR1 et CR2 sur un substrat AMB. Cette configuration nous permettra de faire deux mesures de résistance thermique par échantillon. 4 écrous d'alimentation ont été soudés, 2 pour chacune des diodes. La Figure.II-29 montre l'implémentation des deux diodes, les motifs de la métallisation supérieure représentant leurs électrodes et les écrous d'alimentation sur le substrat. Chaque type d'assemblage contient 4 VTs. De ce fait, nous aurons 8 mesures de résistance thermique par type. Cela nous permettra d'obtenir une estimation représentative de la résistance thermique.

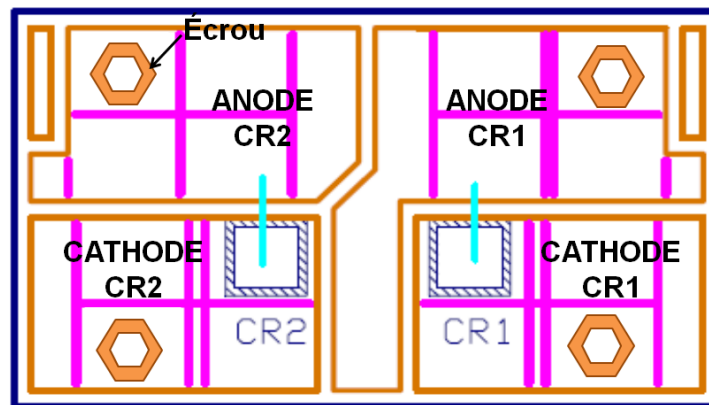


Figure.II-29 : Implémentation des deux diodes fonctionnelles sur le véhicule de test

### II.4.2 Descriptif des véhicules de tests

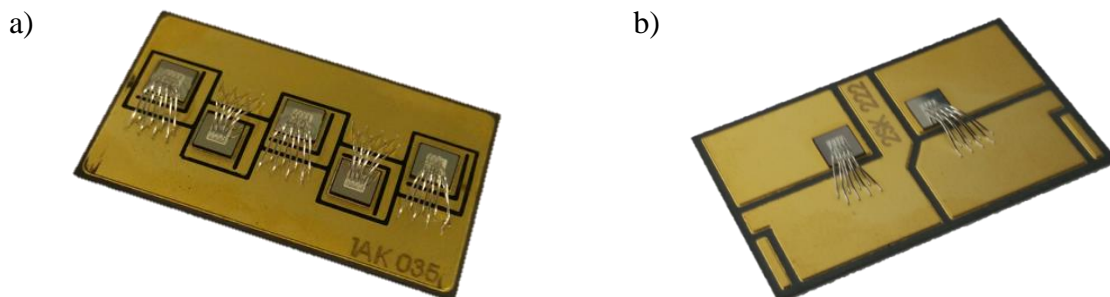
Afin d'étudier la fiabilité des modules de puissance, 124 véhicules de tests ont été assemblés par la société Microsemi tout en prenant en compte les conceptions et configurations recommandées par les différents partenaires. Chaque série se différencie soit par le type de technologie de report (Brasure eutectique AuSn ou film d'argent fritté Agromax<sup>®</sup> 8020 film), soit par le type de la céramique utilisée dans les substrats (AlN de la société Dowa, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> de la société Kyocera et Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> de la société Curamik). Les composants de tous les véhicules de tests sont des diodes SiC (CREE 1200 V / 15 A) de dimensions 4,79 x 4,79 mm<sup>2</sup>.

Après validation des configurations proposées, deux types de véhicules de tests ont été réalisés (Figure.II-30) :

- VT1 : 5 diodes non-fonctionnelles sur un substrat avec câblage, mais sans connexions externes pour les tests destructifs ;

- VT2 : 2 puces électriquement fonctionnelles sur un substrat avec câblage et connexions externes pour les tests non-destructifs.

Au final, nous allons étudier deux lots de 62 véhicules de tests chacun (42 VT1 et 20 VT2). Chacun de ces lots va être vieilli par un type de vieillissement en cyclage thermique différent. Le premier lot en variation rapide de température avec une grande amplitude et le deuxième en variation brusque de température avec une amplitude moyenne. Dans chacun des lots, on trouve 5 sous-lots qui représentent les 5 types d'assemblage présentés dans le Tableau.II-2.



**Figure.II-30** : Les véhicules de test, montrant les composants SiC (4,79 x 4,79 mm<sup>2</sup>), connectées avec 8 fils de câblages d'aluminium de 250 µm de diamètre, a) VT<sub>1</sub> et b) VT<sub>2</sub>

**Tableau.II-2** : Descriptifs des véhicules de tests

Type d'assemblage	Nombre de VT <sub>1</sub>	Nombre de VT <sub>2</sub>	Joint d'attache		Substrat	
			Technologie de report	Épaisseur du joint	Type de céramique	Epaisseurs substrat Cu/céramique/Cu
SK	28	8	Sinter Ag	22 µm	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> Kyocera	300/320/200 (µm)
AK	28	8	AuSn	50 µm	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> Kyocera	300/320/200 (µm)
SC	0	8	Sinter Ag	22 µm	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> Curamic	300/320/300 (µm)
AC	0	8	AuSn	50 µm	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> Curamic	300/320/300 (µm)
AD	28	8	AuSn	50 µm	AlN Dowa	300/640/300 (µm)

Les synthèses de sorties (Read Out ou RO en anglais) et les tests de chacun des deux lots : VRT [-55/+175] °C et CHOC [-40/+125] °C sont présentées dans les annexes 1 et 2, respectivement.

## II.5 CONCLUSION

La rupture du joint d'attache est considérée comme étant la principale défaillance dans un assemblage vieilli thermiquement. Par exemple, la présence des lacunes après le procédé de mise en œuvre de l'assemblage dans le joint de report brasé est très fréquente. Le suivi de l'évolution de ces lacunes durant le vieillissement est effectué dans un premier temps par des analyses non

destructives. Dès l'apparition d'une forte variation, des analyses destructives peuvent être réalisées permettant d'obtenir des informations détaillées sur l'évolution de la microstructure des différentes couches lors du vieillissement thermique.

Dans la première partie de ce chapitre, nous avons présenté les types de vieillissements accélérés passifs et les moyens d'analyses que nous utiliserons dans la suite de ce mémoire. Le but était d'évaluer l'évolution des propriétés électro-thermo-mécaniques pendant le vieillissement. De ce fait, une validation du protocole de mesure de tous les essais a été réalisée tout en gardant la même installation et les mêmes paramètres de manipulation tout au long de notre étude.

Dans la deuxième partie de ce chapitre, nous avons réalisé une étude de validation des véhicules de test. En effet, plusieurs choix concernant les configurations de véhicules de tests sur lesquels toutes nos études vont porter ont été proposés par les différents partenaires. Après concertation avec ces derniers, la configuration choisie du véhicule de test est celle qui nous a permis de faire les essais dans de bonnes conditions.

Le but de ce chapitre était de montrer que la méthodologie choisie est irréprochable pour que les résultats obtenus puissent être exploitables. Les résultats de tous ces essais qui ont été effectués pour étudier la fiabilité des véhicules de tests réalisés avec deux technologies de report de puce seront présentés dans le chapitre suivant.





## CHAPITRE III

### Évaluation de la fiabilité des différents types d'assemblage

#### Sommaire

---

---

III.1	INTRODUCTION .....	90
III.2	TENUE D'ACCROCHE DES FILS DE CABLAGE .....	90
III.2.1	<i>La force d'arrachement</i> .....	90
III.2.2	<i>La zone d'arrachement</i> .....	91
III.3	TENUE EN TENSION DES CERAMIQUES .....	93
III.4	MESURE DE LA RESISTANCE THERMIQUE.....	96
III.4.1	<i>Véhicules de tests assemblés par film d'argent fritté</i> .....	96
III.4.2	<i>Véhicules de tests assemblés par brasure AuSn</i> .....	101
III.5	ESSAI DE CISAILLEMENT .....	107
III.5.1	<i>Véhicules de tests assemblés par film d'Ag fritté</i> .....	107
III.5.2	<i>Véhicules de tests assemblés par brasure AuSn</i> .....	114
III.6	RECAPITULATIF DES RESULTATS .....	114
III.7	CONCLUSION .....	116

---

---

### III. Évaluation de la fiabilité des différents types d'assemblage

#### III.1 INTRODUCTION

Les performances d'une brasure se jugent notamment sur sa capacité à conserver ses propriétés en cours de fonctionnement, notamment lors du vieillissement accéléré avec des cycles thermiques. La microstructure du matériau joue un rôle crucial dans la manière dont le matériau réagit à une telle contrainte. Comme nous l'avons indiqué au chapitre I, le film d'argent fritté et la brasure eutectique AuSn sont des candidats prometteurs pour les applications à hautes températures et pour remplacer les brasures hautes températures au plomb. Ils offrent en effet de meilleures performances mécaniques, thermiques et électriques.

Des analyses mécaniques (tenue en cisaillement), thermiques (résistance thermique), électriques (tenue en tension des diélectriques) présentées au chapitre II, nous ont permis de caractériser les performances des assemblages réalisés et vieillis selon différents profils de température de cyclage thermique passif.

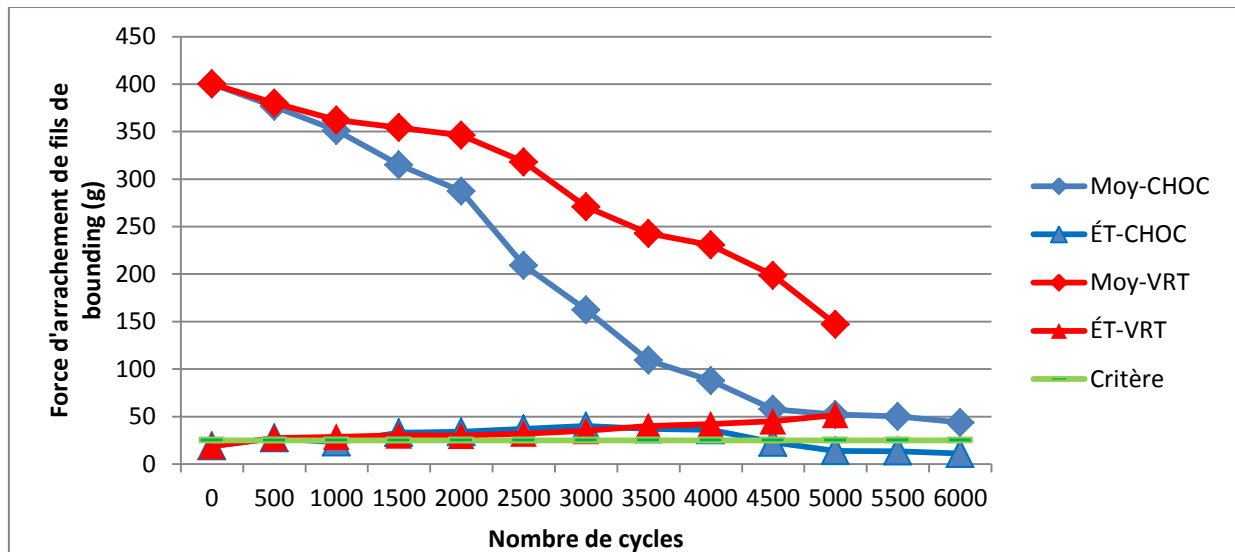
Ce chapitre est consacré aux résultats et analyses destructives et non-destructives obtenus sur des véhicules de tests assemblés suivant deux technologies de report de puces différentes (film d'argent fritté et brasure AuSn). Ces véhicules de tests ont été vieillis en cyclages thermiques CHOC et VRT dans le but de comparer leurs influences sur les tenues mécanique, thermique et électrique des VTs. Une caractérisation de la microstructure a eu lieu pour comprendre les mécanismes de défaillance obtenus.

#### III.2 TENUE D'ACCROCHE DES FILS DE CABLAGE

##### III.2.1 La force d'arrachement

La tenue des fils de câblage ne dépend ni du type de la céramique ni du joint de report, c'est pour cela qu'on ne faisait pas de différence entre les types de véhicules de tests. Cette méthode de mesure a été appliquée sur 3 véhicules de test de VT1 de type SK, AK et AD. Comme mentionné au Chapitre II, le VT1 est constitué de 5 puces SiC (CREE 1200 V/20 A) de dimension 4,79 x 4,79 mm<sup>2</sup>, reportées sur un substrat Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> métallisé Cu avec une finition Ni/Au. Chaque puce a été câblée avec 8 fils d'aluminium de diamètre 250 µm (10 mil) sans gel encapsulant. Ce qui nous a permis de faire 120 mesures pendant chaque prélèvement.

La Figure.III-1 représente la moyenne, l'écart type et le critère de défaillance de la tenue d'accroche des fils de câblage pendant les deux cyclages thermiques CHOC [-40/+125] °C et VRT [-55/+175] °C. Le critère de défaillance a été défini à 25 grammes selon la norme « MIL STD-883 METHOD 2011.7 » [100].

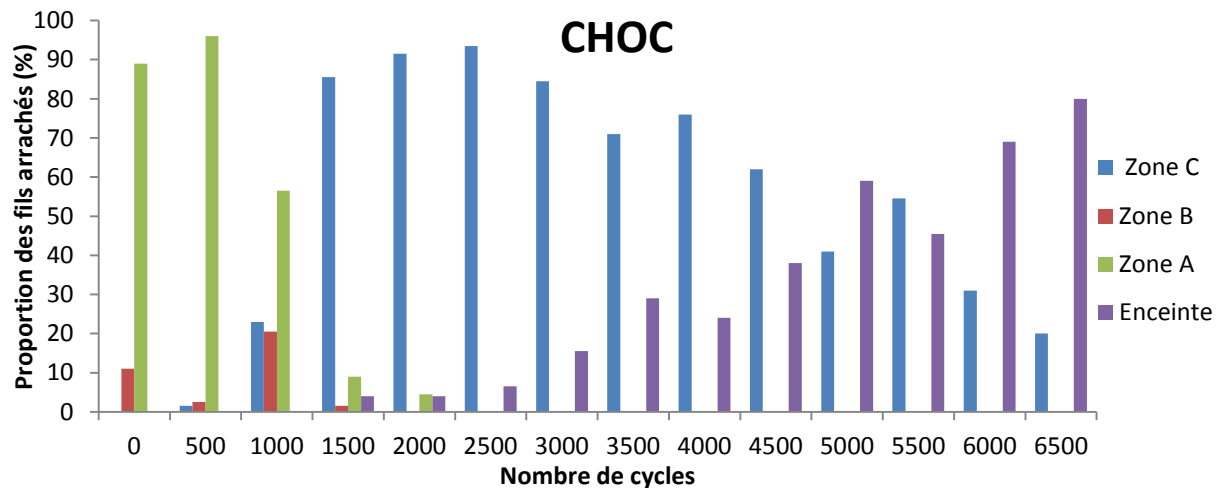


**Figure.III-1 : Suivi de l'évolution de la force d'arrachement des fils de câblage pendant les cyclages CHOC thermique [-40/+125] °C et VRT [-55/+175] °C**

Concernant le CHOC [-40/+125] °C, la force d'arrachement des fils de câblage diminue avec l'augmentation du nombre de cycles du vieillissement. La valeur de la force d'arrachement se rapproche du critère de défaillance après 6000 cycles. Quant au vieillissement VRT [-55/+175] °C, la force d'arrachement diminue d'un prélèvement à l'autre sans atteindre le critère de défaillance. Ces résultats nous permettent de conclure que la dégradation des fils de câblage est plus forte pour une variation rapide de température, même d'amplitude moindre.

### III.2.2 La zone d'arrachement

Comme il a déjà été mentionné au chapitre II, il existe trois modes principales de rupture du fil de câblage, soit une rupture au niveau du crochet (zone A), soit une rupture au niveau du coude du fil (zone B), soit une rupture au niveau du pied (zone C). La Figure.III-2 montre la proportion des fils arrachés dans chaque zone de rupture ainsi que la proportion de fils tombés dans l'enceinte thermique à chaque sortie.

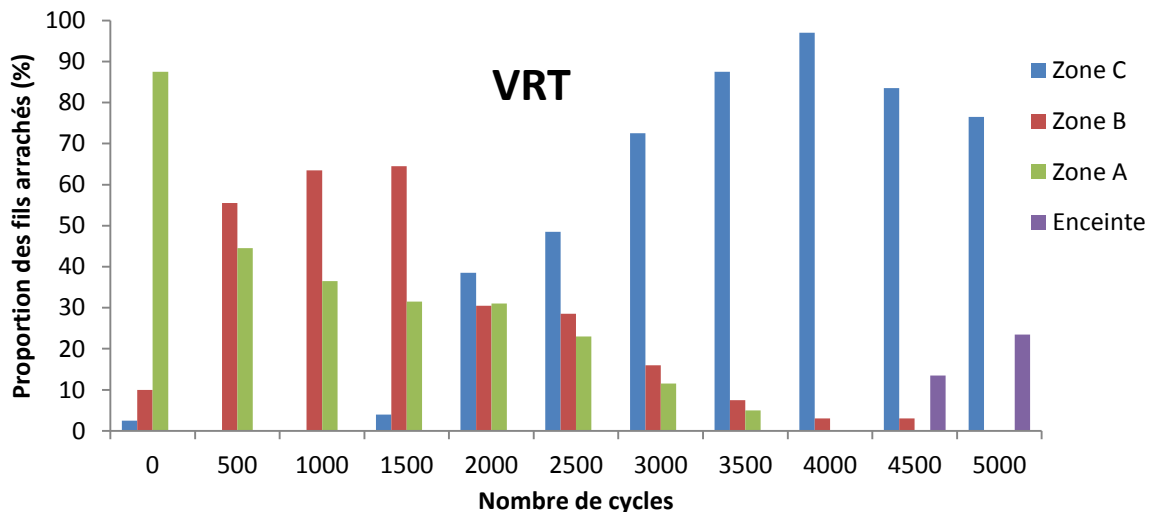


**Figure.III-2 : Évolution des proportions des fils de câblage arrachés pour chaque zone en fonction du nombre de cycles CHOC [-40/+125] °C**

La proportion des fils tombés dans l'enceinte thermique augmente avec le nombre de cycles de vieillissement et atteint 80 % après 6500 cycles, la proportion des fils de câblage arrachés au niveau du crochet (zone A) varie de 90 % avant vieillissement à 0 % après 2500 cycles et l'inverse se produit pour les fils de câblage arrachés au niveau du pied (zone C) qui augmente jusqu'à 100 % à 2500 cycles (Figure.III-2).

À partir de 2500 cycles un fil de câblage peut-être arraché soit avec le pull test au niveau du pied (zone C) soit tombé dans l'enceinte, la quantité de ces fils a atteint 80 % après 6500 cycles et les 20 % des fils restant ont été arrachés au niveau du pied (zone C).

La Figure.III-3 présente la proportion des fils arrachés dans chaque zone de rupture et la proportion des fils tombés dans l'enceinte thermique à chaque sortie pendant le vieillissement VRT [-55/+175] °C.



**Figure.III-3 : Évolution des proportions des fils de câblage arrachés pour chaque zone en fonction du nombre de cycles VRT [-55/+175] °C**

La proportion de fils de câblage arrachés au niveau du crochet (zone A) diminue de 86% initialement à 0 % après 4000 cycles. L'arrachement au niveau de la cheville (zone B) augmente de 10 % initialement à 70 % à 1500 cycles pour tendre vers 0 % à 5000 cycles. L'arrachement au niveau du pied (zone C) augmente de 0 % initialement jusqu'à atteindre 95 % à 4000 cycles (Figure.III-3).

À partir de 4500 cycles, les fils de câblage commencent à tomber dans l'enceinte thermique et atteignent 23 % à 5000 cycles, le restant étant arraché au pied du fils de câblage.

Il a été observé que les proportions des fils de câblage arrachés entre 0 et 5000 cycles CHOC [-40/+125] °C sont presque les mêmes que celles obtenues entre 0 et 3500 cycles. Ce qui confirme que le vieillissement CHOC [-40/+125] °C est plus sévère pour les fils de câblage que le vieillissement VRT [-55/+175] °C. Cela nous permet de conclure que la dégradation de la tenue d'accroche des fils de câblage dépend beaucoup plus de la vitesse de variation de température.

### III.3 TENUE EN TENSION DES CERAMIQUES

L'objectif de cet essai est de prévoir si, pour un substrat composé d'une céramique (AlN ou Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>), il y a un risque de voir apparaître le phénomène d'électro-migration [2]. L'électro-migration est un phénomène qui apparaît lorsque la densité de courant traversant un matériau dépasse une certaine limite. En fait, lorsqu'un courant électrique traverse un conducteur, une partie du mouvement des électrons est transférée aux atomes du conducteur ce qui engendre le déplacement de ces atomes dans le même sens du flux d'électrons sous la forme de filaments appelés

« dendrites » [2]. Cette mesure de la tenue en tension du diélectrique est réalisée à l'aide d'un diélectrique-mètre de capacité 5 kV DC.

Le but est d'évaluer l'influence du vieillissement sur la tenue en tension des diélectriques et de vérifier que les vieillissements accélérés ne font pas apparaître de « dendrites ».

Dans le cas où un diélectrique est soumis à une tension dépassant une certaine valeur appelée tension de claquage, un arc électrique apparaît dans l'isolant. C'est cette valeur-là qui décrit l'état de santé de l'isolant pendant le vieillissement. L'étude statistique n'a pas été faite étant donné que le nombre de VT par sortie limité à un par type d'assemblage. Avant vieillissement, la tenue en tension initiale du diélectrique de tous les types d'assemblage a dépassé la capacité du diélectrique-mètre disponible à l'IMS à savoir 5 kV DC.

Les Tableau.III-1 à Tableau.III-3 présentent les évolutions de la tenue en tension des diélectriques pour ces deux types vieillissement CHOC [-40/+125] °C et VRT [-55/+175] °C pour les 3 types du VT1. Aucune relation entre le nombre de cycles de vieillissement et l'évolution de la tenue en tension des céramiques utilisées ( $\text{Si}_3\text{N}_4$  et AlN) n'a pu être déduite. Les valeurs obtenues confirment que la mesure dépend du véhicule de test utilisé. Une autre observation qui s'impose, c'est que les essais de vieillissement réalisés n'ont pas fait apparaître de dendrites.

**Tableau.III-1 : Suivi de la tenue en tension des substrats SK pendant le vieillissement en cyclage CHOC thermique [-40/+125] °C et VRT [-55/+175] °C**

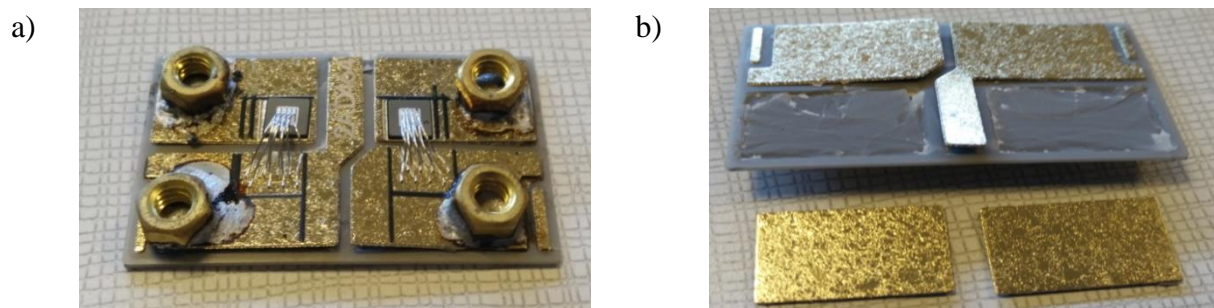
Cycles		0	500	1000	1500	2000	2500	3000	3500	4000	4500	5000	5500	6000
Tenue en tension (kV)	CHOC	>5	3,5	4,8	>5	4,2	3,8	>5	5	>5	3,5	>5	>5	>5
	VRT	>5	>5	>5	>5	>5	5	>5	>5	4,5	>5	>5		

**Tableau.III-2 : Suivi de la tenue en tension des substrats AK pendant le vieillissement en cyclage CHOC thermique [-40/+125] °C et VRT [-55/+175] °C**

Cycles		0	500	1000	1500	2000	2500	3000	3500	4000	4500	5000	5500	6000
Tenue en tension (kV)	CHOC	>5	5	>5	>5	>5	5	>5	>5	3,5	4	4,8	>5	>5
	VRT	>5	>5	>5	>5	>5	5	>5	5	>5	4,2	>5		

Concernant les substrats AlN Dowo des VTs brasés, il s'est avéré qu'il y a un début de délaminage des motifs de la métallisation supérieure après 2000 cycles CHOC [-40/+125] °C. Ces VTs sont donc considérés comme défailants (Figure.III-4-a), par contre le test de tenue en tension a été fait jusqu'à 3000 cycles parce que il y avait toujours un ou deux motifs qui tenaient encore

d'où la possibilité de faire le test. Cette dégradation de délaminage a été obtenue après 500 cycles en VRT [-55/+175] °C (Figure.III-4-b).



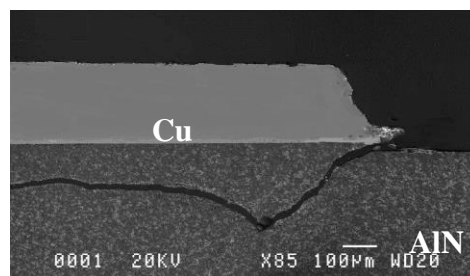
**Figure.III-4 : Délaminage de la métallisation Cu après a) 2000 cycles CHOC [-40/+125] °C b) 500 cycles VRT [-55/+175] °C**

La Figure.III-5 montre une image obtenue à l'aide du MEB après une microsection réalisée sur un substrat AMB Cu/AlN/Cu vieilli 2000 cycles en CHOC [-40/+125] °C. Il a été observé une fissure propagée dans la couche de céramique AlN, qui a été initiée au coin de la métallisation supérieure cuivre de substrat. C'est pour cette raison que la mesure de la tenue en tension n'a pas pu être réalisée.

**Tableau.III-3 : Suivi de la tenue en tension des substrats AD pendant le vieillissement en cyclage CHOC thermique [-40/+125] °C et VRT [-55/+175] °C**

Cycles		0	500	1000	1500	2000	2500	3000
Tenue en tension (kV)	CHOC	>5	>5	3,5	3,5	5	5	>5
	VRT	>5						

Pour les trois types d'assemblage, la valeur minimale de la tenue en tension des diélectriques obtenue est 3,5 kV. Cette valeur reste loin du critère de défaillance selon la norme « MIL-STD-883E METHOD 1003 - INSULATION RESISTANCE » [1].



**Figure.III-5 : Microsection d'un VT de type AD vieilli 2000 cycles en CHOC [-40/+125] °C**

Le phénomène de claquage dans les isolants solides est un phénomène aléatoire [102]. Effectivement, aucune tendance à l'évolution de la tenue en tension n'a pu être déduite. Par contre, pour les 3 VT1 étudiés, aucune observation d'apparition de dendrites n'a été faite, et ceci, pour les



deux essais de vieillissement réalisés. En fait, 6500 cycles VRT ou 6500 CHOC de vieillissement ne sont pas suffisants pour faire apparaître ce phénomène d'apparition de dendrites. Il se peut que ce phénomène soit un mécanisme de défaillance propre au vieillissement actif.

### **III.4 MESURE DE LA RESISTANCE THERMIQUE**

La résistance thermique d'un élément exprime sa résistance au passage d'un flux de conduction thermique. Minimiser cette résistance permet d'augmenter la puissance électrique dissipée. Cette méthode de mesure a été appliquée sur 20 véhicules de test de type 2 (VT2), 4 de chaque type, SK, AK, SC, AC et AD. Le VT2 est constitué de 2 diodes SiC fonctionnelles. Ces lots nous ont permis de réaliser 8 mesures par type d'assemblage.

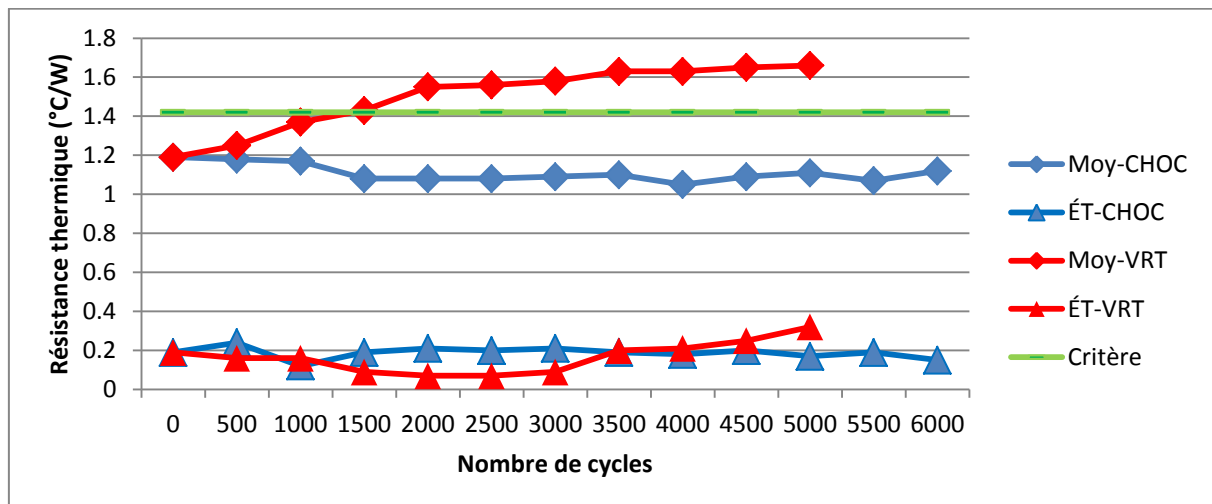
Comme il a été mentionné au chapitre II, les critères de défaillance de chacun des types d'assemblage sont fixés à une augmentation de résistance thermique de 20 % par rapport à la valeur obtenue avant vieillissement.

#### **III.4.1 Véhicules de tests assemblés par film d'argent fritté**

Ce film a été utilisé pour assembler un lot de véhicule de tests. Des micro-sections ont été réalisées après assemblage et ont montré que l'épaisseur moyenne du film d'argent est de 22  $\mu\text{m}$ .

##### **III.4.1.1 Les VTs de type SK**

La Figure.III-6 représente l'évolution de la moyenne, l'écart type et le critère de défaillance de huit mesures de la résistance thermique des VTs de type SK.



**Figure.III-6 : Suivi de l'évolution de la résistance thermique des VTs de type SK vieillissés en cyclages CHOC thermique [-40/+125] °C et VRT [-55/+175] °C**

La résistance thermique a été mesurée après chaque prélèvement tous les 500 cycles pendant les deux cyclages thermiques CHOC [-40/+125] °C et VRT [-55/+175] °C. Concernant le vieillissement thermique CHOC [-40/+125] °C, il a été observé que la moyenne de la résistance thermique a diminué de 10 % après 1000 cycles avant de se stabiliser sans dépasser le critère de défaillance. Ce phénomène de diminution de résistance thermique pourrait être attribué à une densification de la couche d'argent fritté qui se poursuit lors des vieillissements thermiques. Le frittage n'aurait été a priori pas terminé après le procès d'assemblage.

Tous les fils de câblage ont été arrachés pour la dernière sortie qui a été planifiée à 6500 cycles du vieillissement CHOC [-40/+125] °C, par conséquent, la mesure de résistance thermique n'a pas pu être faite.

Concernant le vieillissement VRT [-55/+175] °C, la mesure de la résistance thermique a augmenté d'un prélèvement à l'autre et a dépassé le critère de défaillance après 2000 cycles. Nous avons continué le vieillissement jusqu'à 5000 cycles parce que ce type de vieillissement est sévère et 20 % d'augmentation de R<sub>th</sub> nous paraît insuffisant comme critère de défaillance sachant que la précision de la mesure est comprise entre 3 % et 6 %.

Pour approfondir notre étude et justifier cette forte variation de résistance thermique obtenue après 2000 cycles, deux analyses optiques ont été faites avant et après vieillissement dans le but d'étudier la microstructure. Pour chacune des analyses, un VT de type SK a été choisi.

Les VTs frittés non-vieillis ont permis d'observer une couche d'argent uniforme (Figure.III-7-a), l'épaisseur moyenne de la couche d'argent est de 22  $\mu\text{m}$ . Après 500 cycles de vieillissement  $[-55/+175]$  °C, les VTs assemblés par frittage d'argent présentent visuellement des ondulations de cuivre à l'interface joint/ métallisation supérieure et des fissures dans le joint de report (Figure.III-7-b). Ces fissures s'élargissent au fur et à mesure que le vieillissement continue. Il en a résulté une augmentation de la résistance thermique. Le phénomène d'ondulation de cuivre sera étudié en détail dans le chapitre IV.

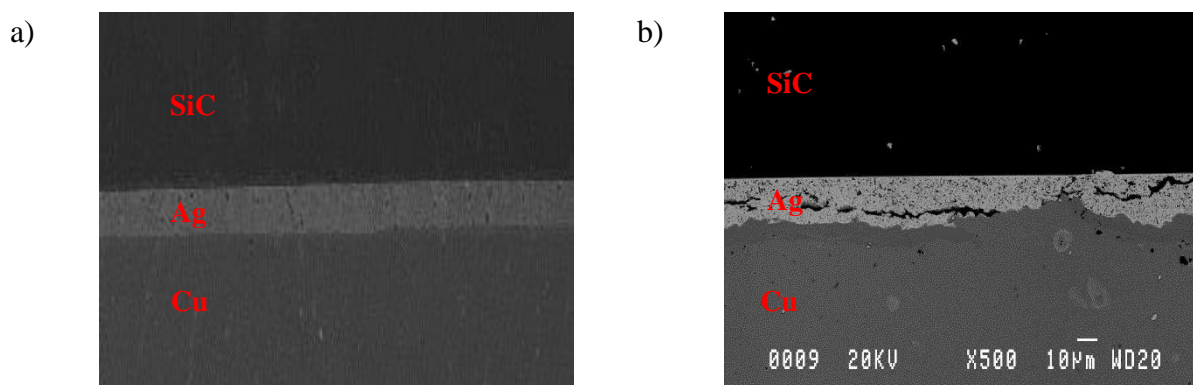


Figure.III-7 : Images par MEB des VTs de type SK a) avant vieillissement et b) après 2000 cycles

#### III.4.1.2 Les VTs de type SC

La Figure.III-8 représente l'évolution de la moyenne, l'écart type et le critère de défaillance de huit mesures de la résistance thermique des VTs de type SC.

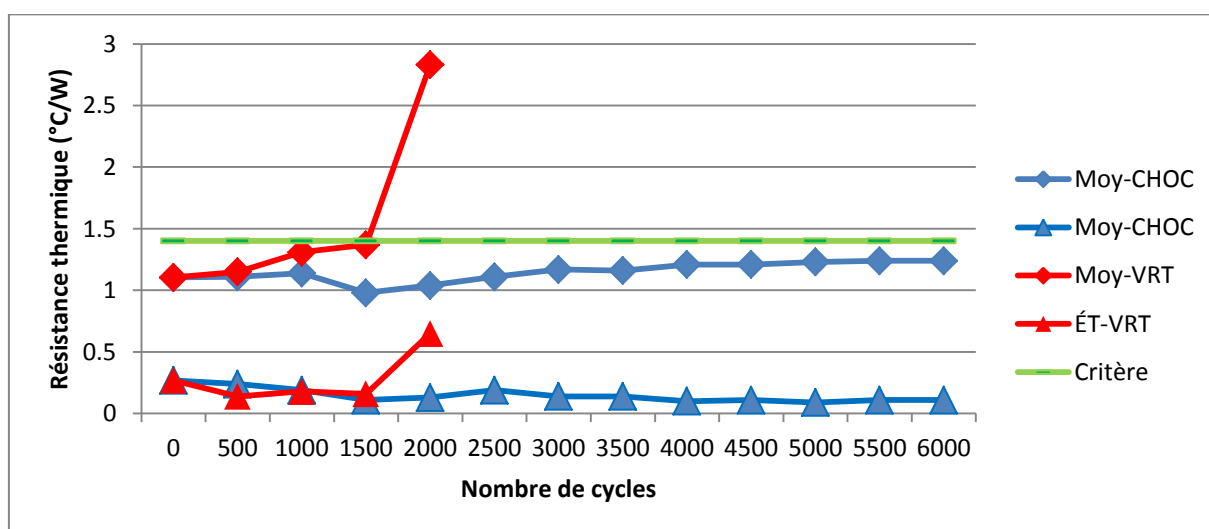


Figure.III-8 : Suivi de l'évolution de la résistance thermique des VTs de type SC vieilliss en cyclage CHOC thermique  $[-40/+125]$  °C et VRT  $[-55/+175]$  °C

La mesure de la résistance thermique a été mesurée après chaque prélèvement tous les 500 cycles pendant les deux cyclages thermiques CHOC [-40/+125] °C et VRT [-55/+175] °C. Concernant le CHOC [-40/+125] °C et comme précédemment, il a été observé que la moyenne de la résistance thermique a diminué de 10 % après 1000 cycles puis a augmenté petit à petit d'un prélèvement à l'autre avant de se stabiliser sans dépasser le critère de défaillance. Cette diminution peut s'expliquer par le fait que la densification de la couche d'argent était peut être incomplète. Au cours du vieillissement, le frittage continue et donc la couche d'argent fritté se densifie.

Quant au cyclage thermique en variation rapide de température VRT [-55/+175] °C, la mesure de la résistance thermique obtenue avant vieillissement était de 1,15 °C/W. Cette valeur de Rth a augmenté d'environ 5 % d'un prélèvement à l'autre jusqu'à 1500 cycles où elle a atteint le critère de défaillance à savoir 1,4 °C/W (20 % d'augmentation). Après 2000 cycles la mesure de la résistance thermique, de tous les VTs de ce type d'assemblage, a connu une très forte variation d'environ 150 % d'augmentation.

Afin de justifier cette forte variation de résistance obtenue après 2000 cycles de vieillissement, une analyse au microscope électronique à balayage (MEB) a été faite sur un VT vieilli 2000 cycles. Un délaminage a été observé entre la puce et le joint d'attache initié à l'extrémité de la puce (Figure.III-9). Cette dégradation se corrèle avec l'augmentation de la résistance thermique étant donné que l'air, présent entre les couches séparées, augmente localement la résistance thermique. Ce délaminage a continué à se propager sous forme d'une fissure horizontale. Ensuite, de nombreuses fissures verticales se sont propagées à partir de la fissure horizontale comme montrées sur la Figure.III-9.

Il a été constaté une ondulation de la métallisation cuivre à la périphérie de la puce. En effet, la rugosité du cuivre a augmenté, pendant le vieillissement, comme le montre la Figure.III-9. Cette légère déformation peut être expliquée par la différence entre les coefficients de dilatation thermique (CDT) de la puce, du joint, de la finition et du substrat céramique métallisé (Cu/Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/Cu). Une étude approfondie sur l'ondulation de cuivre sera présentée dans le chapitre IV.

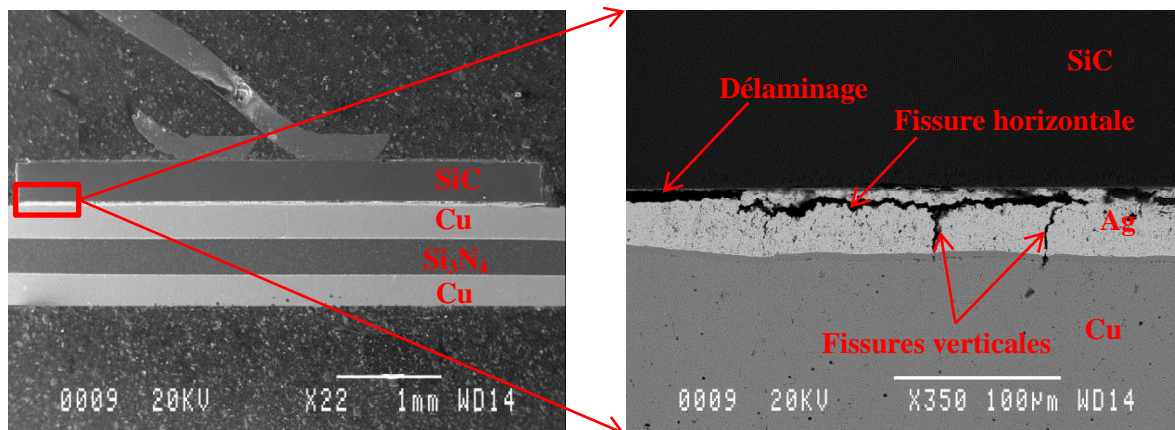


Figure.III-9 : Images par MEB au niveau du joint d'un VT de type SC vieilli 2000 cycles VRT [-55/+175] °C

Les deux types de VT assemblés par film d'Ag fritté SK et SC ont subi une fissuration après vieillissement. Plusieurs hypothèses peuvent être envisagées pour expliquer ce phénomène de fissuration :

- Il est connu que le joint d'argent fritté est enclin au fluage à des températures élevées. Par conséquent, une accumulation de déformations plastiques peut conduire à l'initiation et à la propagation de fissures [3].
- Le choix d'une pression optimale lors du procédé du frittage est primordial. En effet, lors d'une étude de caractérisation de la nano et de la micro-pâte d'argent menée par Zhiye Zhang [40], des observations au MEB ont indiqué que la pression appliquée aide le processus de densification même à une température aussi basse que 250 °C. La pression contribue au processus de densification en éliminant une partie des pores par compression/déformation mais aussi en augmentant la zone de contact entre les particules d'argent. Dans le cas où la pression est inférieure à l'optimum, le taux de pores dans le joint de report sera assez important après assemblage. Cela peut conduire à l'initiation et à la propagation de fissures. Dans l'autre cas où la pression est supérieure à l'optimum, le processus de fabrication peut devenir compliqué et une légère irrégularité lors de l'application de la pression peut conduire à la fissuration de la puce ou/et du substrat, d'où la difficulté d'optimiser la valeur de la pression.
- L'assemblage des couches de matériaux avec une grande différence de dilatation thermique est à l'origine de la fatigue dans les joints d'assemblage. En effet, une fois l'assemblage soumis à une variation de température, le matériau avec le plus grand CDT subit des contraintes de compression et celui avec le plus petit CDT subit quant à lui des contraintes de traction. De ce fait, le joint entre les deux matériaux subit une contrainte de cisaillement.

Le cyclage thermique génère une répétition de cette contrainte compression / traction. Cette dernière peut entraîner la fatigue puis la fissuration du joint de report.

### III.4.2 Véhicules de tests assemblés par brasure AuSn

#### III.4.2.1 Les VTs de type AD

La Figure.III-10 représente l'évolution de la moyenne, l'écart type et le critère de défaillance de huit mesures de la résistance thermique des VTs assemblés par brasure AuSn et composés d'une céramiques AlN-Dowa (AD).

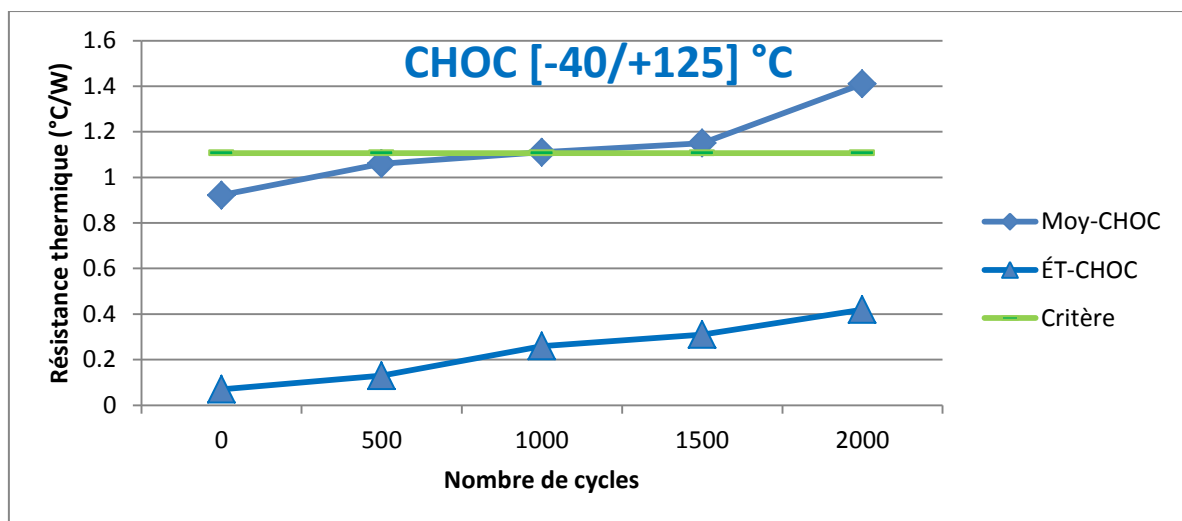


Figure.III-10 : Suivi de l'évolution de la résistance thermique des VTs de type AD vieillissant en cyclage CHOC thermique [-40/+125] °C

Il a été observé que la moyenne de la résistance des véhicules de test utilisant le report de puce par brasure AuSn sur des substrats composés de la céramique AlN Dowa a augmenté d'un prélèvement à l'autre, et dépassé le critère de défaillance qui a été fixé à une augmentation de 20 % par rapport à la valeur initiale à 1000 cycles et a continué d'augmenter.

Tous les échantillons de ce type de VT ont subi un délaminage des motifs de la métallisation supérieure comme le montre la Figure.III-4. Ce délaminage peut être produit à cause du grand écart entre les coefficients de dilatation thermique de la métallisation cuivre et de la couche diélectrique AlN, qui sont respectivement  $15,4 \text{ ppm.K}^{-1}$  et  $3,6 \text{ ppm.K}^{-1}$  [5]. Il en a résulté une augmentation de la résistance thermique après 2000 cycles thermiques (Figure.III-10).

Le suivi de l'évolution de la résistance thermique de ce type de VT vieillissant en cyclage VRT thermique n'était pas possible car la métallisation supérieure de tous les véhicules de tests a été

enlevée après 500 cycles. Ce type d'assemblage a été considéré comme défaillant après 500 cycles de vieillissement VRT (Figure.III-4-b).

### III.4.2.2 Les VTs de type AC

La Figure.III-11 représente l'évolution de la moyenne, l'écart type et le critère de défaillance de huit mesures de la résistance thermique des VTs assemblés par brasure AuSn et composés d'une céramique  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Curamik (AC). Concernant le CHOC  $[-40/+125]$  °C, il a été observé que la moyenne de la résistance thermique augmente petit à petit jusqu'à 6000 cycles sans dépasser le critère de défaillance. Des micro-sections ont été réalisées pour comprendre ces petites variations, alors qu'aucun changement au niveau de la microstructure n'a été observé.

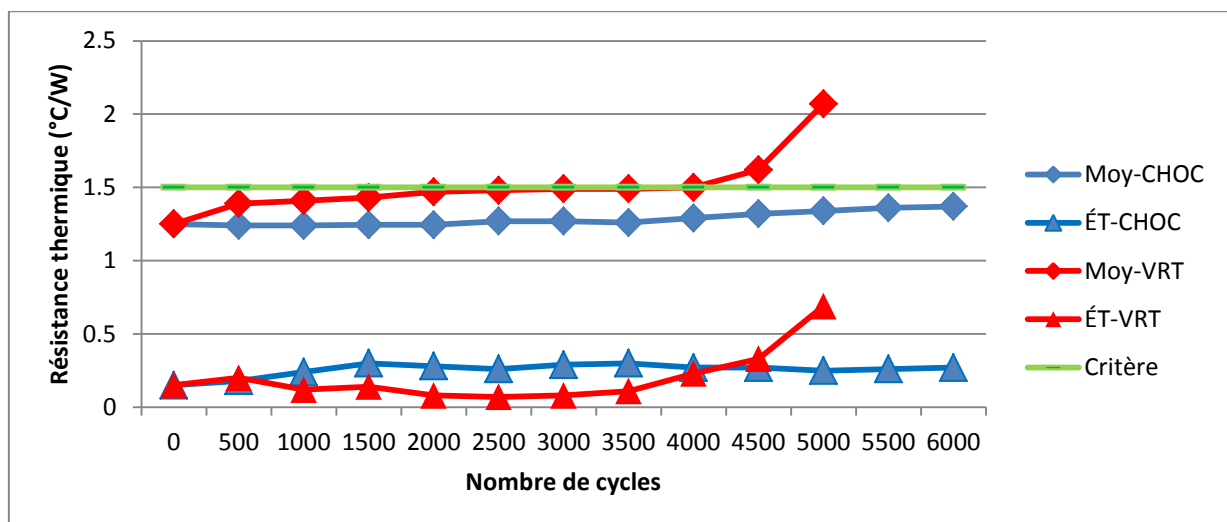
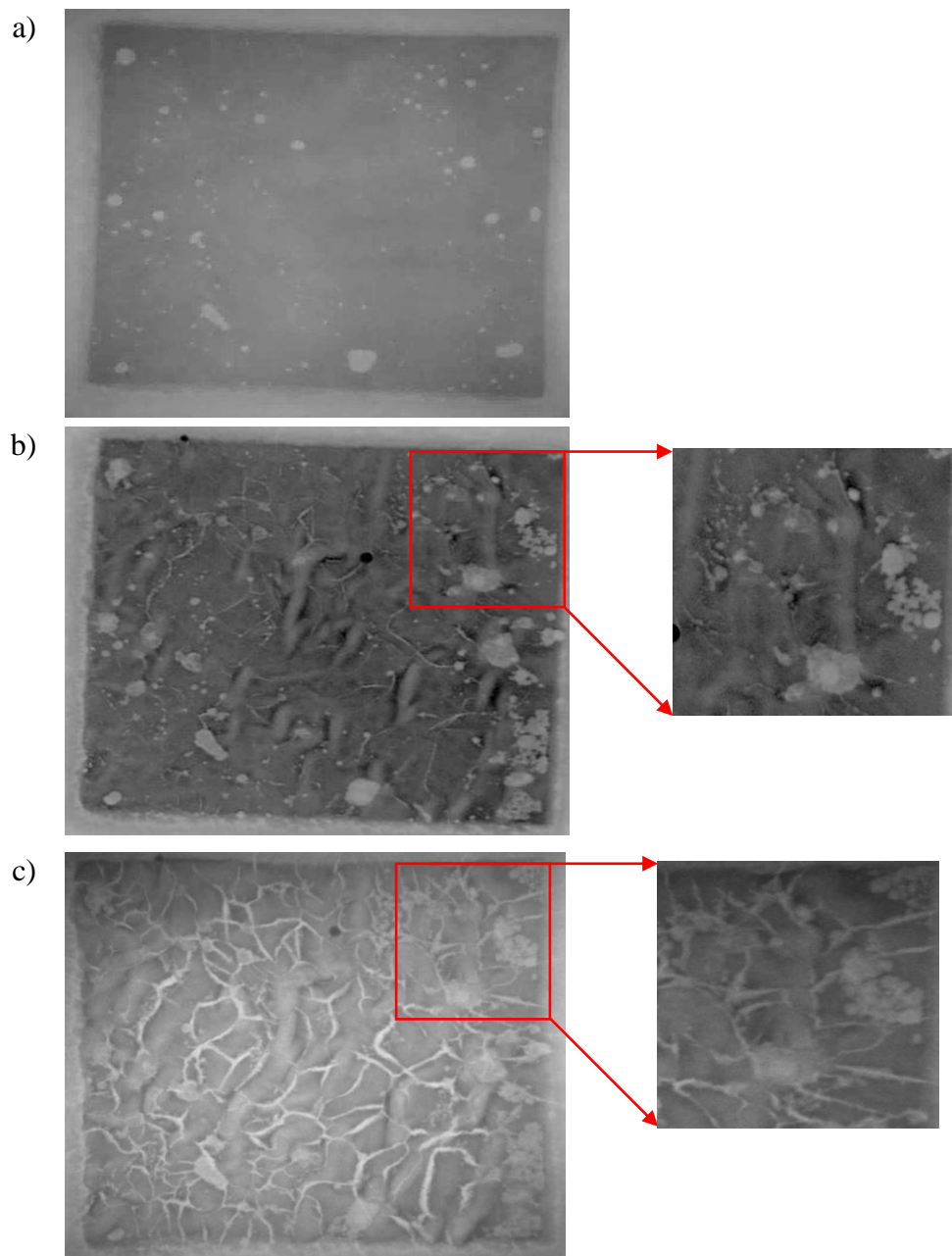


Figure.III-11 : Suivi de l'évolution de la résistance thermique des VTs de type AC vieilliss en cyclage CHOC thermique  $[-40/+125]$  °C et VRT  $[-55/+175]$  °C

Quant au cyclage thermique en variation rapide de température VRT  $[-55/+175]$  °C, ce type des véhicules de test présente la plus lente dégradation thermique des 5 types d'assemblage étudiés. En effet, c'est après 4000 cycles que la résistance thermique a atteint le critère de défaillance, c'est-à-dire 20 % d'augmentation par rapport à la valeur initiale. La valeur de résistance thermique a atteint 2,1 °C/W à 5000 cycles. Cela représente une augmentation relative de 35 % par rapport à la valeur obtenue à 4500 cycles (1,6 °C/W) et 75 % par rapport à la valeur obtenue avant vieillissement (1,25 °C/W).

Dans cette partie d'étude, pour chacun des prélèvements, tous les échantillons issus du même type d'assemblage ont été déposés dans des porte-échantillons adaptés au diffractomètre rayons X. Il a été observé que le taux de lacunes a augmenté après 500 cycles comme le montrent les deux

premières images (0 et 500 cycles) par RX de la Figure.III-12. Cela implique nécessairement un réajustement de la microstructure.



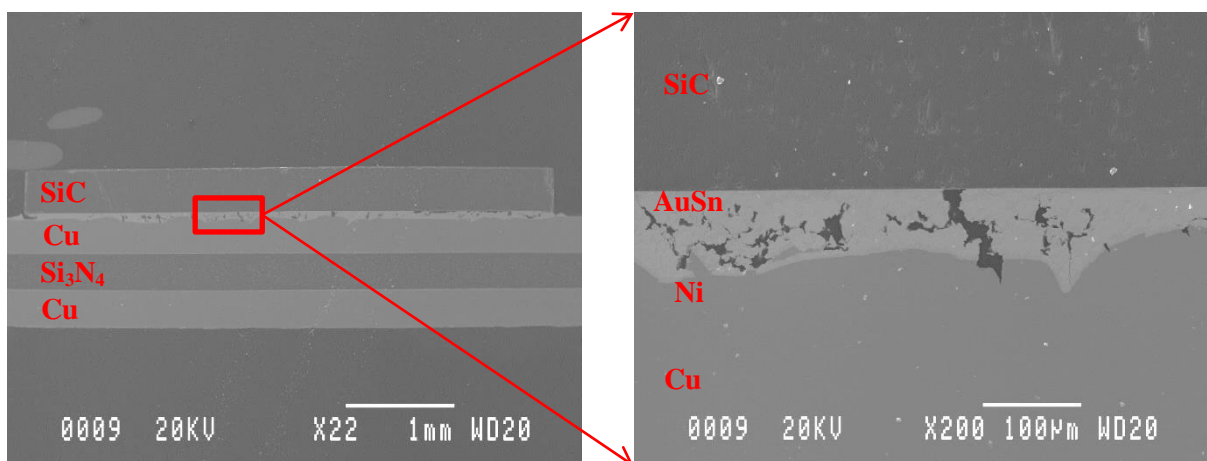
**Figure.III-12 : Évolution de la dégradation du joint de brasure d'un VT de type AC par analyse aux RX vieilli par VRT [-55/+175] °C a) à 0 cycle, b) à 500 cycles et c) à 5000 cycles**

Ce résultat d'augmentation des tailles de lacunes corrèle avec l'augmentation de résistance thermique entre 0 et 500 cycles. En effet, il est connu que lorsque la taille des lacunes augmente dans le joint de report, la conduction thermique diminue et donc la dissipation thermique diminue.



Après 500 cycles aucun changement n'a été observé sur les tailles des différentes lacunes. Le taux de lacunes est resté stagnant depuis le prélèvement de 500 cycles. Néanmoins, une apparition de fissures longitudinales entre les différentes lacunes a été observée sur tous les véhicules de tests de ce type d'assemblage (AC), ces fissures se densifient et s'élargissent au fur et à mesure que le vieillissement thermique continue comme le montre la Figure.III-12. Cela justifie les petites variations de  $R_{th}$  après 500 cycles. En effet, les fissurations longitudinales impactent peu la résistance thermique car elles diminuent peu la surface de conduction. En outre, une apparition de vagues avec différents contrastes a été observée après 500 cycles. Ces vagues deviennent de plus en plus flagrantes au fur et à mesure du vieillissement comme le montre la 3<sup>ème</sup> image (500 cycles) de la Figure.III-12. Il a été observé que ces vagues sont toutes dans une direction privilégiée de haut en bas. Les VTs ont été vieillis en variation rapide de température de  $-55\text{ }^{\circ}\text{C}$  à  $175\text{ }^{\circ}\text{C}$ , le joint de brasure se dilate au refroidissement et se contracte de façon inverse au cours du chauffage. Il est possible que ce chargement cyclique traction-compression, exerçant des contraintes au niveau de l'interface AuSn/Cu, ait créé ces ondulations au niveau de cette interface AuSn/Cu.

Une analyse au microscope électronique à balayage (MEB) sur un véhicule de test vieilli en cyclage thermique en variation rapide de température  $[-55/+175]\text{ }^{\circ}\text{C}$ , est faite dans le but de mieux comprendre les différentes dégradations visualisées à l'aide des rayons X. La Figure.III-13 montre que le joint de report n'est plus uniforme après vieillissement, le taux des lacunes a augmenté, ce résultat est en corrélation avec les images obtenues par Rayon X.



**Figure.III-13 : Vue en coupe d'un assemblage de type AC (Images par MEB après 500 cycles)**

Une ondulation de la métallisation supérieure en contact avec le joint de report a été observée après 500 cycles comme montré sur la Figure.III-13. Ces résultats présentent une bonne concordance avec ceux fournis par les rayons X qui ont montré l'apparition des vagues avec

différents contrastes après 500 cycles. Il a été observé également l'existence de fissures dans la barrière Ni après 500 cycles de vieillissement. Ces fissures s'élargissent au fur et à mesure du vieillissement.

### III.4.2.3 Les VTs de type AK

La Figure.III-14 représente l'évolution de la moyenne, l'écart type et le critère de défaillance de huit mesures de la résistance thermique de VTs assemblés par brasure AuSn et composés d'une céramiques  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Kyoramik (AK). Cette dernière a été mesurée après chaque prélèvement tous les 500 cycles pendant les deux vieillissements thermiques CHOC  $[-40/+125]$  °C et VRT  $[-55/+175]$  °C.

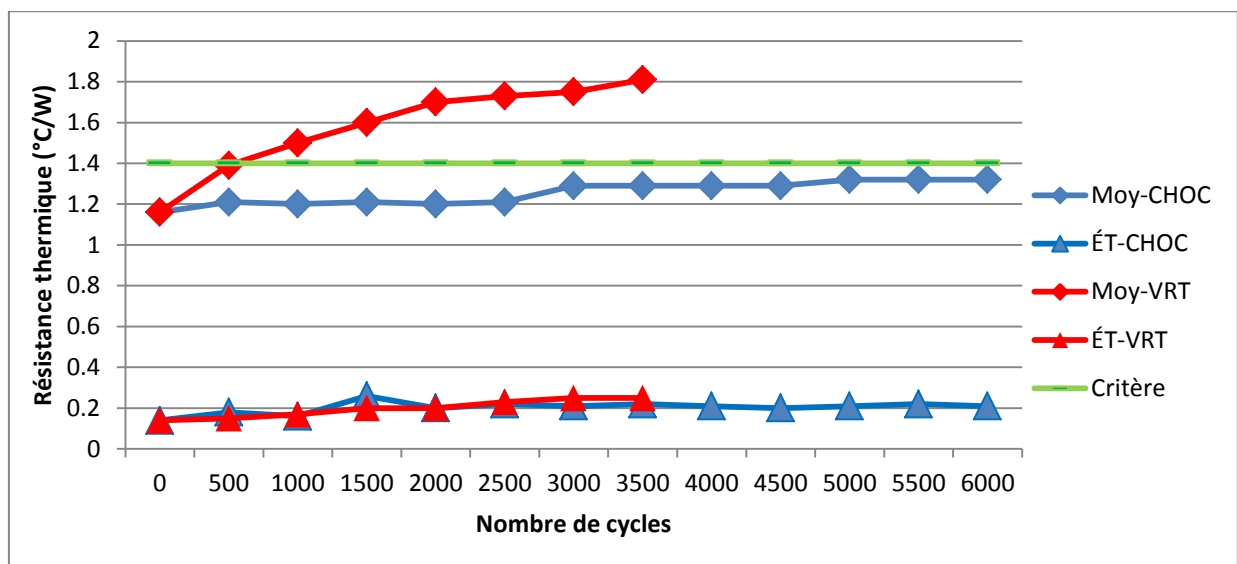
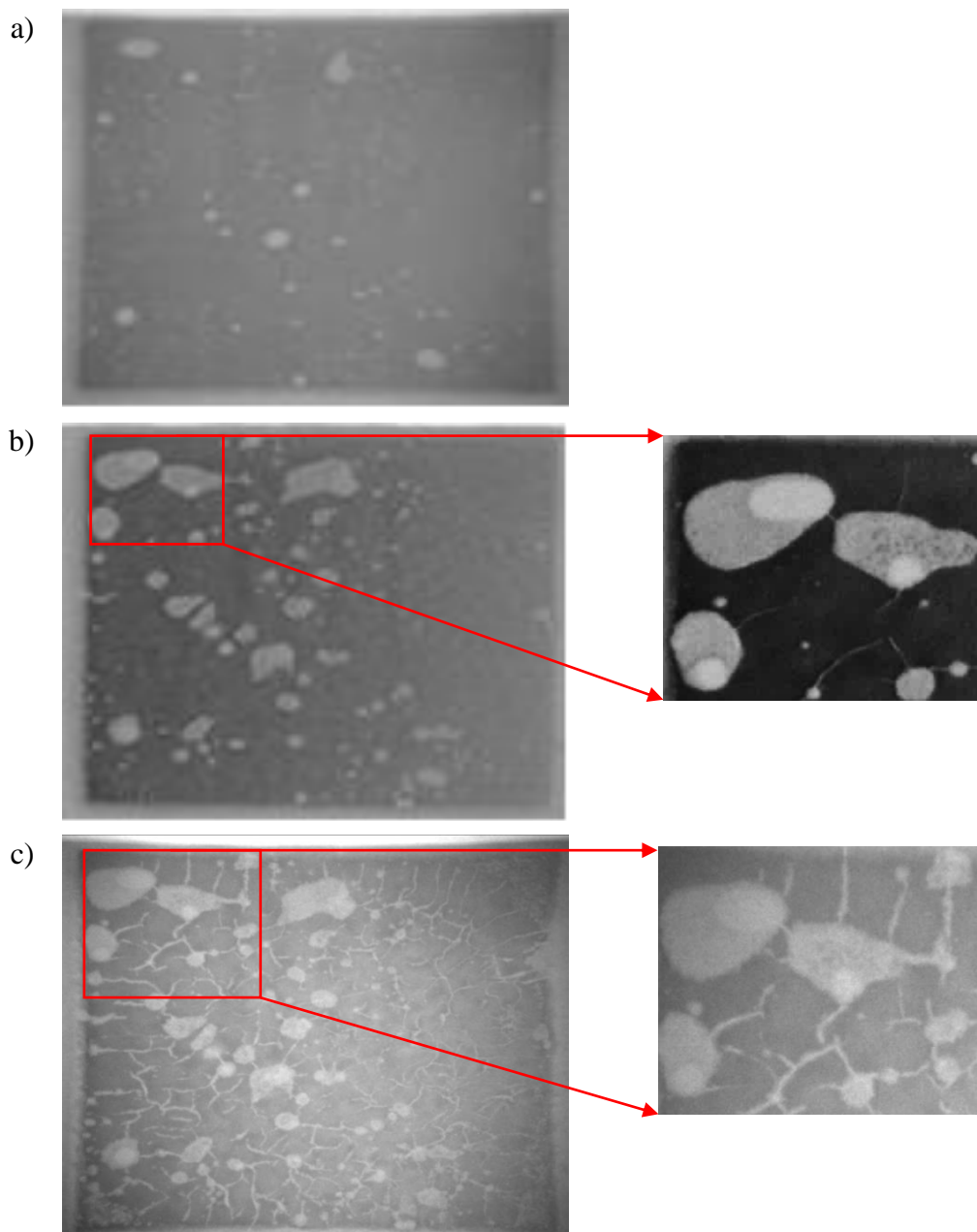


Figure.III-14 : Suivi de l'évolution de la résistance thermique des VTs de type AK vieillis par CHOC thermique  $[-40/+125]$  °C et VRT  $[-55/+175]$  °C.

Concernant le CHOC  $[-40/+125]$  °C, il a été observé que la moyenne de la résistance thermique a augmenté de 8 % après 3000 cycles avant de se stabiliser sans dépasser le critère de défaillance. L'origine de cette petite variation n'a pas pu être déterminée vu qu'aucun changement de la microstructure n'a été observé. Néanmoins, étant donné que la précision de mesure est comprise entre 3 % et 6 %, il est fort probable que cette variation ne dépasse pas 2 %, d'où stabilité de la microstructure.

À propos du vieillissement en cyclage thermique en VRT  $[-55/+175]$  °C, à 500 cycles la mesure de la résistance thermique a augmenté de 20% et atteint le critère de défaillance puis a continué d'augmenter mais avec une pente plus petite que celle obtenue entre 0 et 500 cycles.

Dans cette partie d'étude, pour chacun des prélèvements, tous les échantillons issus du même type d'assemblage ont été déposés dans des porte-échantillons adaptés au diffractomètre rayons X. Il a été observé que le taux de lacunes a augmenté après 500 cycles pour tous les échantillons. Les deux premières images par Rayons X de la Figure.III-15 montrent la différence au niveau de la microstructure de la brasure AuSn entre avant vieillissement et après 500 cycles.



**Figure.III-15 : Évolution de la dégradation du joint de brasure d'un VT de type AK par analyse aux RX vieilli par VRT [-55/+175] °C » a) à 0 cycle, b) à 500 cycles et c) à 2500 cycles**

Il a été constaté que toutes les lacunes initiales ont été élargies après 500 cycles. Ce résultat se corrèle bien avec l'augmentation de résistance thermique entre 0 et 500 cycles. Une augmentation de la taille des lacunes diminue la surface de conduction et donc diminue la dissipation thermique.

Toutes les images par Rayons X faites pendant les prélèvements entre 500 cycles et la fin du vieillissement ont montré que le taux de lacunes n'a pas été changé. Par contre, une apparition des craquelures longitudinales entre les différentes lacunes est observée comme pour les autres véhicules de tests assemblés par brasure AuSn (AC), ces craquelures se densifient et s'élargissent au fur et à mesure du vieillissement. Il en a résulté l'augmentation de  $R_{th}$  observée entre 500 et 3000 cycles. Une étude approfondie de ce phénomène de propagation de fissures ainsi que celui d'élargissement de lacunes va être présentée au chapitre suivant.

### **III.5 ESSAI DE CISAILLEMENT**

#### **III.5.1 Véhicules de tests assemblés par film d'Ag fritté**

Pour chaque sortie, la mesure a été faite pour un seul VT, qui contient 5 diodes. Cela nous a permis de faire 5 mesures par type d'assemblage. La mesure de la tenue en cisaillement a été réalisée après chaque prélèvement tous les 500 cycles pendant les deux cyclages thermiques CHOC  $[-40/+125]$  °C et VRT  $[-55/+175]$  °C. À cause des grandes variations obtenues et pour pouvoir comparer l'influence des valeurs extrêmes sur la moyenne, nous avons choisi d'utiliser le diagramme en boîte à moustache.

On appelle boîte à moustache d'une série, la représentation graphique montrée sur la Figure.III-16. Elle est composée de deux rectangles et de deux segments dont les longueurs correspondent aux paramètres de la série, représentés sur un axe gradué.

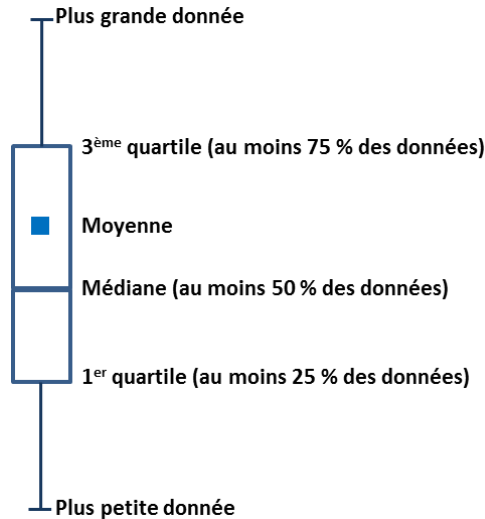


Figure.III-16 : Représentation graphique d'une boîte à moustache

### III.5.1.1 Vieillessement thermique en CHOC [-40/+125] °C

La Figure.III-17 représente l'évolution de la tenue de cisaillement de puces reportées avec le film d'argent fritté à chaque sortie de vieillissement thermique en CHOC [-40/+125] °C.

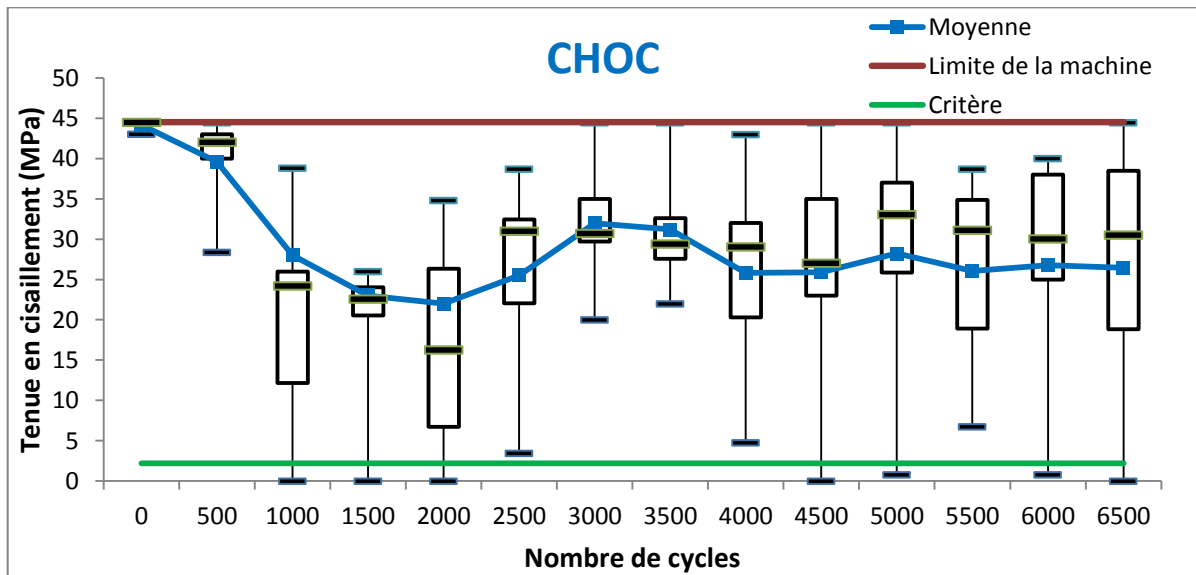
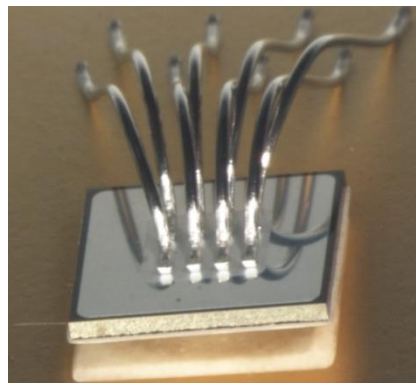


Figure.III-17 : Suivi de l'évolution de la tenue en cisaillement des puces des VTs SK en cyclage CHOC thermique [-40/+125] °C

La limite de la machine, ramenée à la surface de la puce est de 45 MPa. Elle est en rouge sur la Figure. Le critère de défaillance selon la norme « MIL-STD-883 METHOD 2019.9 » est de 2,18 MPa. Un bon cisaillement doit présenter une valeur moyenne la plus haute possible avec une boîte la plus petite possible. Dans notre cas, des différences nettes apparaissent entre les mesures de

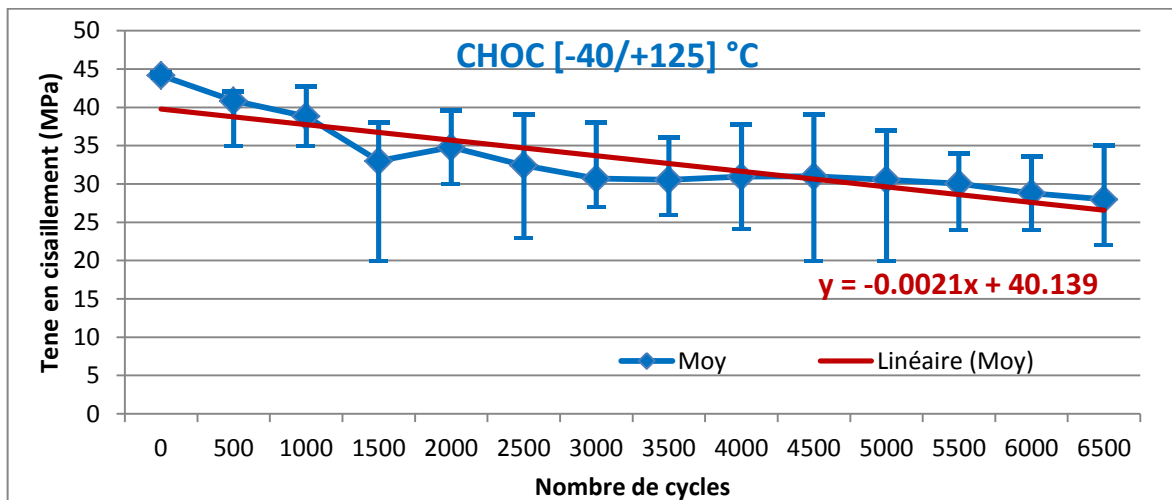
cisaillement de diodes de la même configuration d'assemblage. La valeur de la moyenne de la tenue en cisaillement diminue de 45 MPa avant vieillissement jusqu'à 22 MPa à 2000 cycles de vieillissement, puis augmente jusqu'à 35 MPa à 3000 cycles de vieillissement puis diminue à nouveau et se stabilise à 22 MPa.

Il est intéressant de rappeler que les valeurs extrêmes influencent beaucoup la valeur moyenne car le calcul se fait sur 5 valeurs. Par exemple, pour les sorties entre 1000 cycles et 2500 cycles, des diodes ont été arrachées avec une contrainte nulle ou presque nulle, cela a diminué la valeur de la moyenne d'où la courbure convexe. Il s'agit de diodes qui ont été arrachées lors de l'essai du pull-test. Autrement dit, en faisant le test d'arrachement des fils de câblage, la puce a été arrachée comme le montre la Figure.III-18.



**Figure.III-18 : Image d'un composant assemblé utilisant le film d'Ag fritté arraché après 2500 cycles en vieillissement VRT [-55/175] °C lors du pull-test pour les fils de câblage**

Le joint de report est resté collé à la puce, cela nous interroge sur l'adhésion entre la métallisation et le joint de report. Par contre pour les sorties 3000 et 3500 cycles, nous avons obtenu des valeurs extrêmes de tenue en cisaillement proches de la limite de la machine d'où la courbure concave de la courbe. Cette grande différence de force d'arrachement entre les composants d'un même véhicule de test montre une difficulté d'obtenir les mêmes conditions d'assemblage. En effet, un manque de planéité du substrat laisse envisager une pression effective différente sur l'ensemble des puces. La forte variété obtenue laisse entrevoir une amélioration du procédé de report d'autant plus que la valeur de la contrainte d'arrachement n'atteint pas le critère de défaillance après vieillissement. La Figure.III-19, reprend les valeurs précédentes mais cette fois-ci, nous avons éliminé les deux valeurs extrêmes. Seulement 3 valeurs parmi 5 ont été prises en considération.



**Figure.III-19 : Suivi de l'évolution de la tenue en cisaillement des puces des VTs SK en cyclage CHOC thermique [-40/+125] °C**

Cette figure montre que la valeur de la tenue en cisaillement diminue d'un prélèvement à l'autre à l'exception de deux sorties (1500 et 3000 cycles) où la moyenne ne suit pas la même tendance. Les mesures obtenues lors de ces deux sorties ont montré une grande dispersion. Ensuite, nous avons choisi la meilleure courbe de tendance pour la courbe représentant l'évolution de la tenue en cisaillement vis-à-vis du vieillissement. La courbe de tendance linéaire est particulièrement adaptée aux ensembles de mesures obtenues de toutes les sorties à l'exception de 3 prélèvements (0, 1500 et 3000 cycles) dans lesquelles la dispersion des valeurs autour de cette valeur centrale est considérable.

L'Éqn.III-1 nous permet de déterminer à partir de quel nombre de cycles la tenue en cisaillement dépassera le critère de défaillance qui a été déterminé à 2,18 MPa selon la norme MIL.

$$y = -0,0021x + 40,139 \quad \text{Éqn.III-1}$$

Après le calcul, on obtient  $x = 18075$  pour  $y = 2,18$ , c'est-à-dire que c'est après 18075 cycles de vieillissement CHOC [-40/+125] °C que la tenue en cisaillement atteindra le critère de défaillance.

### III.5.1.2 Vieillissement thermique en VRT [-55/+175] °C

La Figure.III-20 représente l'évolution de la tenue de cisaillement de puces reportées par film d'argent fritté en fonction du nombre de cycles du vieillissement thermique en VRT [-55/+175] °C.

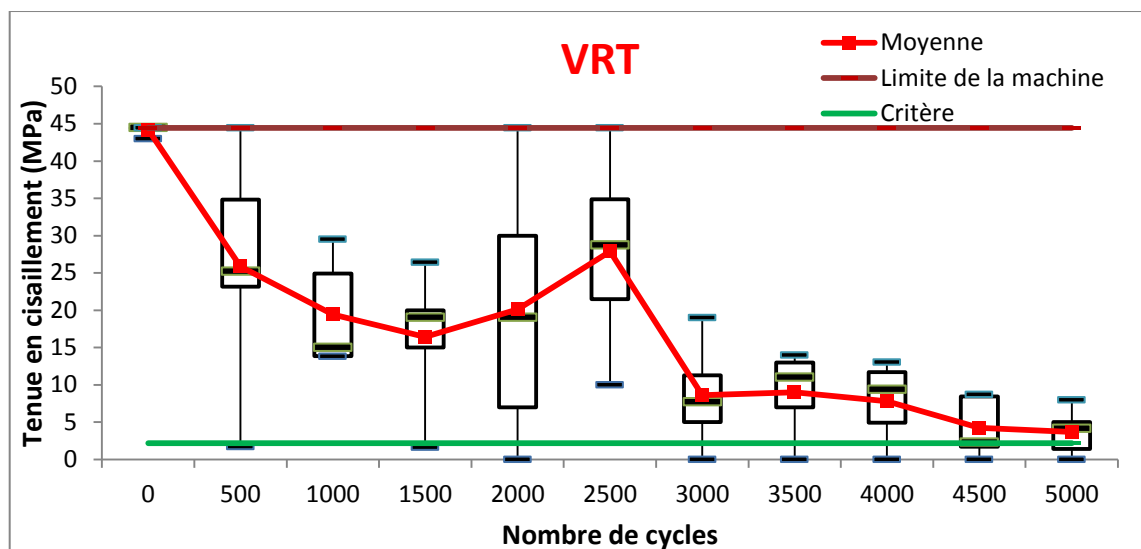


Figure.III-20 : Suivi de l'évolution de la tenue en cisaillement des VTs SK en cyclage VRT [-55/+175] °C

La valeur de la moyenne de la tenue en cisaillement diminue de 45 MPa avant vieillissement jusqu'à 16 MPa après 1500 cycles de vieillissement et augmente jusqu'à 27 MPa après 3000 cycles puis diminue à 7 MPa à 3000 cycles.

Pour les sorties 2000 et 2500 cycles, les valeurs maximales des tenues en cisaillement des diodes étaient égales à la limite de la machine (45 MPa), cela a significativement augmenté la valeur de la moyenne d'où la courbure concave au milieu de la courbe.

Pour la Figure.III-21, nous avons éliminé les deux valeurs extrêmes comme précédemment. Seulement 3 valeurs parmi 5 ont été prises en considération.



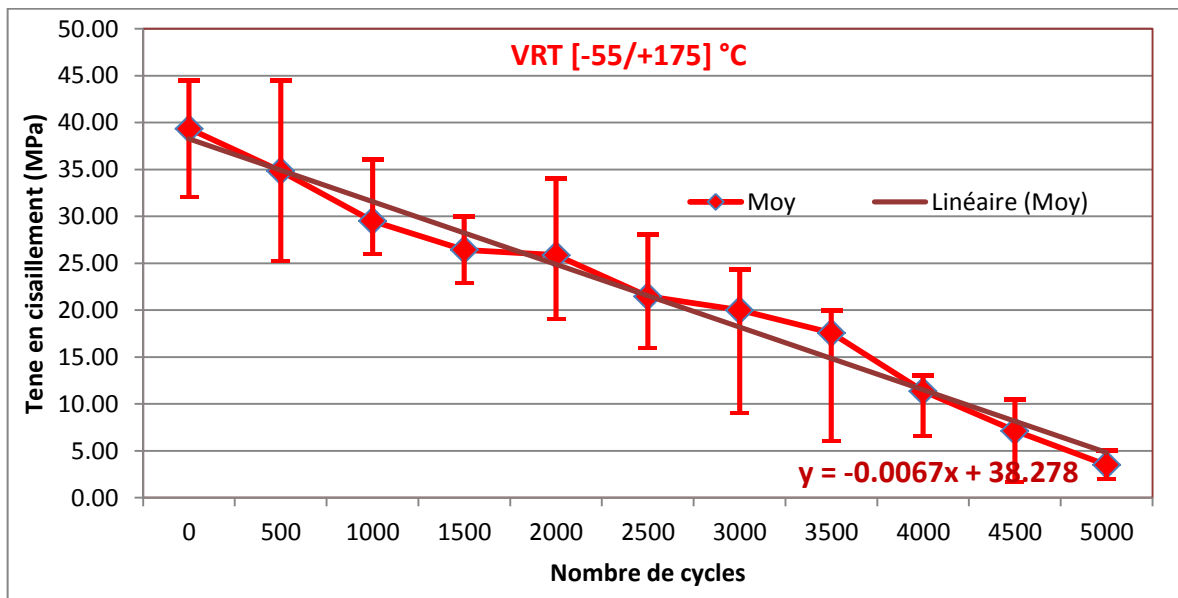


Figure.III-21 : Suivi de l'évolution de la tenue en cisaillement des puces des VTs de type SK en cyclage VRT [-55/+175] °C

Cette figure montre que la tenue en cisaillement diminue d'un prélèvement à l'autre. Autrement dit, l'évolution de la tenue en cisaillement suit une seule tendance en fonction de vieillissement. Comme précédemment, nous avons choisi la meilleure courbe de tendance pour la courbe représentant l'évolution de la tenue en cisaillement vis-à-vis du vieillissement. C'est la courbe de tendance linéaire qui a été choisie grâce à sa bonne représentativité.

L'Éqn.III-2 nous permet de déterminer à partir de quel nombre de cycles, la tenue en cisaillement dépassera le critère de défaillance choisi.

$$y = -0,0067x + 38,278$$

Éqn.III-2

D'après cette équation, on obtient  $x = 5387$  pour  $y = 2,18$ . Cela signifie que la tenue en cisaillement des puces atteindra le critère de défaillance après 5387 cycles de vieillissement VRT [-55/+175] °C.

On peut ainsi conclure que l'influence du VRT [-55/+175] °C est beaucoup plus importante que le CHOC [-40/+125] °C. Cette forte variation peut être justifiée de la même façon que l'augmentation de la  $R_{th}$ , c'est-à-dire par l'apparition de délaminage ainsi que l'évolution des fissurations verticales et horizontales dans les joints film d'argent fritté.

L'accélération d'un essai de vieillissement est généralement obtenue par une augmentation, par rapport aux niveaux réels du profil de mission retenu, des niveaux de contraintes des agents d'environnements influant sur le mécanisme de vieillissement considéré. Cette accélération est souvent exprimée par le Facteur d'Accélération (FA) correspondant donc au rapport entre la durée réelle liée au profil de mission pour atteindre un niveau d'endommagement donné et la durée de l'essai dit accéléré pour atteindre ce même niveau d'endommagement.

Le profil de mission qui a été choisi pour les assemblages réalisés dans le cadre du projet GENOME a été donné pour une température de fonctionnement de  $-55\text{ °C}$  à  $+90\text{ °C}$  avec une durée de vie objective estimée à 150 000 FH (heures de vol). Ce profil de mission présenté sur la Figure.II-1, n'a pas été modélisé afin de pouvoir comparer avec les résultats expérimentaux obtenus lors des vieillissements accélérés.

Néanmoins, il est également utilisé, un facteur d'accélération entre un état 1 et un état 2 ( $FA_{1/2} = \frac{t_1}{t_2}$  avec  $t_2$  la durée d'exposition dans l'état 2 provoquant les mêmes dommages qu'une exposition de  $t_1$  dans l'état 1) [6].

En appliquant cette formule sur notre cas d'étude, on obtient :

$$FA_{1/2} = \frac{t_1}{t_2} = \frac{18075}{5387} = 3,36$$

Avec :

$t_1$  : le nombre de cycles en CHOC  $[-40/+125]\text{ °C}$  pour que la tenue en cisaillement des puce atteigne le critère de défaillance.

$t_2$  : le nombre de cycles en VRT  $[-55/+175]\text{ °C}$  pour que la tenue en cisaillement des puce atteigne le même critère de défaillance à savoir  $2,18\text{ MPa}$  selon la norme « MIL ».

Cette valeur du facteur d'accélération  $FA_{1/2}$  obtenue entre les deux états mentionnés ci-dessus, montre que l'impact du vieillissement par cyclage thermique VRT  $[-55/+175]\text{ °C}$  sur l'endommagement du joint d'attache « film d'argent fritté » est assez important par rapport au cyclage thermique CHOC  $[-40/+125]\text{ °C}$ .

### III.5.2 Véhicules de tests assemblés par brasure AuSn

La tenue en cisaillement des véhicules de test assemblés par brasure AuSn n'a pas pu être mesurée car la force de cisaillement de puces dépasse la limite de la machine à savoir 100 Kg. En effet, après 6500 cycles de vieillissement thermique CHOC [-40/+125] °C, la valeur de la tenue en cisaillement des composants brasés AuSn dépasse toujours la capacité de la machine disponible à l'IMS (Dage 100 kg) eq. 44,5 MPa. La même observation s'applique pour le vieillissement VRT [-55/+175] °C. En effet, après 5000 cycles, la valeur de la tenue en cisaillement des composants brasés AuSn dépasse toujours la capacité de la machine.

Ces résultats montrent que la tenue mécanique de la brasure AuSn peut être qualifiée mais pas quantifiée avec les moyens disponibles. Par ailleurs, aucune estimation de la durée de vie de l'assemblage en se basant sur l'évolution de la tenue en cisaillement pendant le vieillissement accéléré ne peut être réalisée.

### III.6 RECAPITULATIF DES RESULTATS

Pour le vieillissement CHOC [-40/+125] °C, les fils de câblage des véhicules de tests SK, AK, SC et AC sont tous tombés dans l'enceinte climatique, pour la sortie de 6500 cycles ce qui justifie l'arrêt des mesures de résistance thermique à 6000 cycles. Le type d'assemblage AD a subi un enlèvement de métallisation à cause de la fissuration de la céramique AlN. Cela nous permet de recommander la céramique Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> pour les prochaines études de fiabilité des modules de puissance.

Concernant le vieillissement VRT [-55/+175] °C, les véhicules de tests brasés AK, AC et AD ont subi une ondulation de la métallisation supérieure de cuivre dans la périphérie de puce, un élargissement de lacunes dans le joint de report après 500 cycles et une propagation de fissures entre lacunes à partir de 500 cycles. Ces dégradations qui ont été répercutées sur la mesure de résistance thermique en subissant des fortes variations vont être étudiées de manière approfondie dans le chapitre suivant.

Concernant les véhicules de tests frittés SK et SC qui ont à leur tour subi une grande variation de la résistance thermique à cause de la fissuration du joint d'attache de puce, plusieurs hypothèses ont été discutées dans le but de trouver l'origine de cette dégradation.

Les Tableau.III-4 et Tableau.III-5 récapitulent les dégradations obtenues sur les différents types d'assemblage ainsi que leurs temps d'apparition pendant les cyclages passifs CHOC [-40/+125] °C et VRT [-55/+175] °C.

**Tableau.III-4 : Récapitulatif des résultats obtenus des tests destructifs et non lors du vieillissement CHOC [-40/+125] °C**

Type d'assemblage / Type de vieillissement	CHOC [-40/+125] °C	
	2000 cycles	6500 cycles
<b>Film fritté-Ag / Kyocera (SK)</b>		Tous les fils de câblage sont tombés
<b>Brasure-AuSn / Kyocera (AK)</b>		Tous les fils de câblage sont tombés
<b>Film fritté-Ag / Curamik (SC)</b>		Tous les fils de câblage sont tombés
<b>Brasure-AuSn / Curamik (AC)</b>		Tous les fils de câblage sont tombés
<b>Brasure-AuSn / Dowa (AD)</b>	Enlèvement de la métallisation $\Delta R_{th} > 20 \%$	

**Tableau.III-5 : Récapitulatif des résultats obtenus des tests destructifs et non lors du vieillissement VRT [-55/+175] °C**

Type d'assemblage / Type de Vieillissement	VRT [-55 °C/+125 °C]			
	500 cycles	2000 cycles	2500 cycles	5000 cycles
<b>Film fritté-Ag / Kyocera (SK)</b>		Fissuration du joint fritté $\Delta R_{th} > 40 \%$		
<b>Brasure-AuSn / Kyocera (AK)</b>	Élargissement de lacunes Ondulation de cuivre $\Delta R_{th} > 20 \%$		Fissuration Longitudinale du joint brasé $\Delta R_{th} > 40 \%$	
<b>Film fritté-Ag / Curamik (SC)</b>		Fissuration du joint fritté $\Delta R_{th} > 40 \%$		
<b>Brasure-AuSn / Curamik (AC)</b>	Élargissement de lacunes Ondulation de cuivre $\Delta R_{th} > 20 \%$			Fissuration Longitudinale du joint brasé $\Delta R_{th} > 40 \%$
<b>Brasure-AuSn / Dowa (AD)</b>	Enlèvement de la métallisation $\Delta R_{th} > 20 \%$			

### III.7 CONCLUSION

L'essai de vieillissement en cyclage thermique CHOC [-40/+125] °C a révélé des dégradations au niveau des fils de câblage. En effet, il a été observé que tous les fils de câblage ont été arrachés après 6500 cycles pour les VTs assemblés avec de la céramique Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> des deux sociétés Kyocera et Curamik. Le vieillissement en cyclage thermique CHOC [-40/+125] °C était plus sévère concernant la tenue des fils de câblage que celui en cyclage thermique à variation rapide de température VRT [-55/+175] °C. En effet, la vitesse de décroissance est plus grande dans le CHOC que dans la VRT. Autrement dit, la tenue d'accroche des fils de câblage dépend plus du changement brusque de la température que de l'amplitude. Le cyclage thermique CHOC [-40/+125] °C n'a révélé aucune défaillance autre que l'arrachement des fils de câblage. Dans un assemblage plus réaliste, les fils de câblage sont protégés par un gel encapsulant. Cette configuration pourrait ralentir leur dégradation.

L'augmentation de la Rth a été plus rapide sous VRT [-55/+175] °C que sous CHOC [-40/+125] °C. D'un autre côté, une variation de même calibre a été observée lors des cycles thermiques CHOC [-55/+175] °C réalisé par notre partenaire Serma technologies. Cela nous permet de conclure que ces grandes variations de Rth, provoquées par les changements de la microstructure, sont dues aux grandes amplitudes.

Des dégradations (fissurations verticales et horizontales ainsi que des délaminages) ont été observées au niveau de la microstructure des VTs assemblés par film d'argent fritté vieillis en VRT [-55/+175] °C, ce qui était en corrélation avec les variations de la résistance thermique et la tenue en cisaillement obtenues.

Il a été révélé également que la tenue mécanique de la brasure AuSn peut être qualifiée mais pas quantifiée avec les moyens disponibles. En effet, la valeur de la tenue en cisaillement des composants brasés AuSn dépasse toujours la capacité de la machine disponible à l'IMS à savoir 44,5 MPa pour nos véhicules de tests.

Un élargissement de taille des lacunes et une propagation de fissures ont été observés pendant le cyclage thermique VRT [-55/+175] °C sur les VTs assemblés par brasure AuSn. Il s'est avéré que ces dégradations sont nouvelles. Par conséquent, le choix de profil de température peut être remis en question et une limitation de sévérité de profil de température doit être envisagée pour éviter de produire des dégradations qu'on ne trouve pas en réalité. Cela nous permet de proposer de garder les profils de l'automobile qui sont définis dans « AEC-Q101 Stress Test

Qualification » [106] où la plage de température pour les semi-conducteurs et leur assemblage est comprise entre  $-40\text{ °C}$  et  $+125\text{ °C}$  pour la majorité des cas d'étude.



## **CHAPITRE IV**

### **Modélisation des mécanismes de dégradation dus au vieillissement sévère**

#### **Sommaire**

---

---

IV.1	INTRODUCTION.....	120
IV.2	ÉTUDE ET COMPREHENSION DES MECANISMES DE DEFAILLANCE DU JOINT DE BRASURE AuSn PENDANT LE VIEILLISSEMENT VRT [-55/+175] °C .....	120
IV.2.1	<i>Étude de l'élargissement des lacunes au niveau du joint de brasure AuSn .....</i>	<i>120</i>
IV.2.2	<i>Étude de la propagation de fissures entre les lacunes pendant le vieillissement VRT [-55/+175] °C par simulation.....</i>	<i>130</i>
IV.3	ÉTUDE THERMOMECHANIQUE DE LA DEGRADATION DES SUBSTRATS DE PUISSANCE SOUMIS A DES VIEILLISSEMENTS A HAUTE TEMPERATURE [-55/+245] °C .....	148
IV.3.1	<i>Descriptif des véhicules de tests .....</i>	<i>148</i>
IV.3.2	<i>Description de l'expérimentation .....</i>	<i>149</i>
IV.3.3	<i>Le vieillissement accéléré .....</i>	<i>149</i>
IV.3.4	<i>Observation des dégradations apparaissant durant le vieillissement sur le substrat-AMB .....</i>	<i>150</i>
IV.3.5	<i>Simulation de l'effet thermomécanique des cycles VRT [-55/+245] °C.....</i>	<i>151</i>
IV.4	CONCLUSION.....	157

---

---



## **IV. Modélisation des mécanismes de dégradation dus au vieillissement sévère**

### **IV.1 INTRODUCTION**

Le troisième chapitre a permis de révéler des dégradations au niveau du joint de report brasé par AuSn vieilli par VRT [-55/+175] °C. En effet, un élargissement des lacunes a été observé à 500 cycles. Ensuite, une propagation de fissures transversales entre lacunes a été observée à partir de 500 cycles. Ces fissures deviennent plus flagrantes au fur et à mesure du vieillissement.

Ce chapitre propose d'approfondir l'étude de ces modes de dégradation observés dans la brasure. Pour ce faire, nous allons étudier dans un premier temps la réaction des interfaces diode/joint et joint/substrat pendant des cycles de variation rapide de température (VRT) [-55/+175] °C. Les résultats de l'étude détaillée sur la réaction des interfaces liée à l'élargissement des lacunes vont accroître la compréhension de la fiabilité des joints de brasure AuSn.

Dans un second temps, nous allons présenter des simulations par éléments finis qui nous ont permis d'étudier l'influence des lacunes sur l'initiation de fissure. Cette étude se fait en visualisant la concentration de contraintes dans le joint et plus précisément aux contours des lacunes. Ensuite, l'influence du cyclage thermique sur la propagation de fissure sera présentée. Nous allons étudier également, l'influence des tailles de lacunes ainsi que les distances entre les lacunes sur la propagation de fissures. Finalement, nous présenterons une méthode de prédiction des chemins possibles de propagation de fissures. Le principe de cette méthode est la désactivation consécutive des éléments les plus contraints.

Dans la troisième partie de ce chapitre, nous allons analyser un des modes de dégradations observés dans les substrats de puissance soumis à des vieillissements à haute température [-55/+245] °C. Cette étude a été réalisée à l'aide de simulations afin de trouver l'origine de cette dégradation. D'autres simulations ont été faites afin de déterminer des pistes pour atténuer cette dégradation voire de l'éliminer.

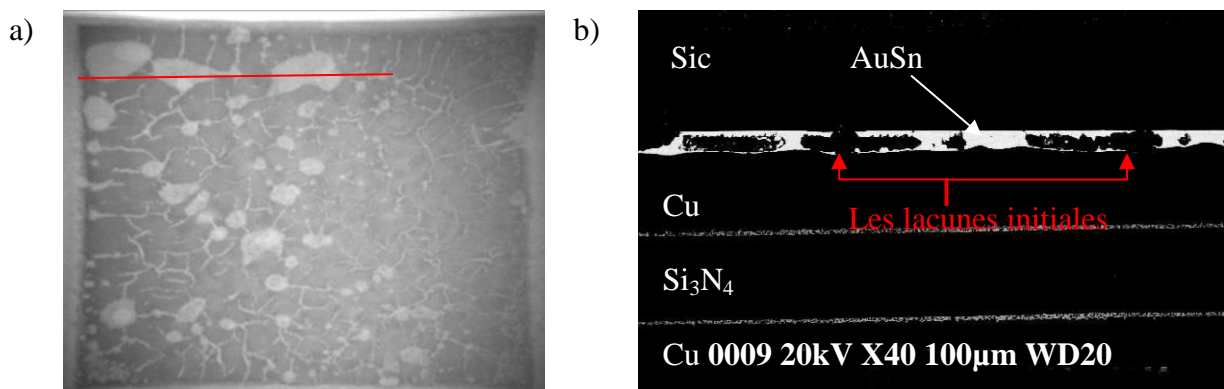
### **IV.2 ÉTUDE ET COMPREHENSION DES MECANISMES DE DEFAILLANCE DU JOINT DE BRASURE AUSN PENDANT LE VIEILLISSEMENT VRT [-55/+175] °C**

#### **IV.2.1 Étude de l'élargissement des lacunes au niveau du joint de brasure AuSn**

Dans le chapitre précédent, nous avons souligné que les lacunes initiales du joint de brasure, pour les véhicules de tests composés des puces reportées sur des substrats Curamik et Kyocera, ont

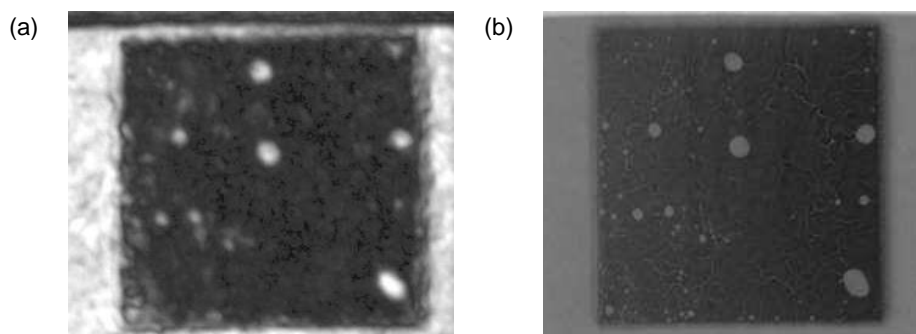
été élargies après 500 cycles. Pour mieux comprendre ce phénomène d'élargissement de lacunes et pour étudier la structure interne de ce type d'assemblage, nous avons réalisé des microsections.

La Figure.IV-1-b montre une image MEB par détection des électrons rétrodiffusés du même véhicule de tests après 2500 cycles de vieillissement. Cette image met en évidence la différence entre les lacunes initiales et leur expansion. Elle montre que l'épaisseur des lacunes initiales sont plus grandes que les épaisseurs de leur extension, d'où la différence du contraste observé aux rayons X (Figure.IV-1-a).



**Figure.IV-1: Images du joint de brasure après 2500 cycles a) par analyse aux RX b) par MEB-rétrodiffusé au niveau de la ligne rouge de l'image (a)**

En complément, des analyses de la structure du joint de report de puce après 2000 cycles ont été faites à l'aide d'un microscope acoustique à balayage (MAB) (Figure.IV-2-a). Comme il a été déjà présenté au chapitre II, le MAB est particulièrement utile pour l'inspection des petits dispositifs optiques complexes. Dans notre cas, il a pu discriminer un peu de délaminage (moins de 2 % de la superficie totale du joint) au niveau des bords du joint de brasure. Cela n'a pas été observé à l'aide d'inspection aux rayons X (Figure.IV-2-b).



**Figure.IV-2 : Images du même véhicule de test après 2000 cycles à l'aide de a)Rayons X b) MAB.**

### IV.2.1.1 Etude de l'interface joint/substrat après le vieillissement des VTs AK

Dans le but d'améliorer la compréhension du phénomène de croissance des lacunes, deux lots d'échantillons ont été sélectionnés et examinés à l'aide du MEB. La Figure.IV-3-a présente une vue de coupe d'un assemblage AK avant vieillissement. Il a été constaté que l'épaisseur du joint de brasure était uniforme avant vieillissement. Cependant, la Figure.IV-3-b montre que la rugosité de la surface supérieure de la métallisation de substrat a été augmentée après 500 cycles de vieillissement. On note une augmentation de la rugosité d'une trentaine de micromètres et de nombreux reliefs sont apparus dans l'interface Au-Sn/Ni/Cu (représenté en Figure.IV-3-b).

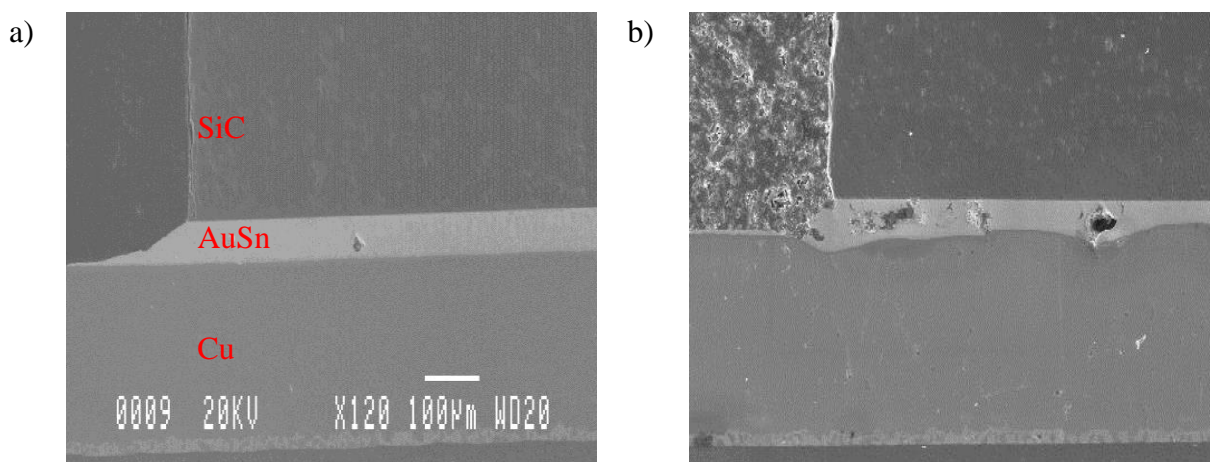


Figure.IV-3 : Vue en coupe d'un assemblage AK MEB a) avant vieillissement et b) après 500 cycles

La Figure.IV-4 montre la différence de rugosité de surface entre la zone où se trouve le joint de report de puce (zone 1) et la zone libre qui ne contient pas de puce (zone 2).

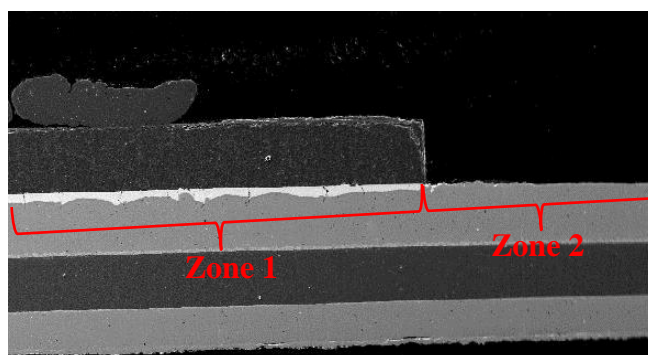
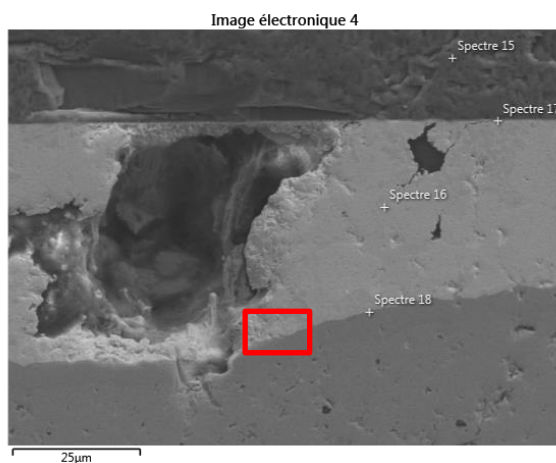


Figure.IV-4 : Vue en coupe d'un assemblage AK par MEB montrant l'état de surface de la métallisation avec et sans report

Cette Figure.IV-4 montre également qu'il y a une ondulation de cuivre au niveau de la périphérie de puce (zone 1). Par contre, aucune ondulation n'est observé dans la zone 2 où il n'y a pas de report. Ce constat nous permet de faire l'hypothèse que cette ondulation due à l'interdiffusion entre les matériaux de l'interface

#### IV.2.1.2 Microanalyse de l'interface du joint de brasure AuSn/substrat par EDX après 2500 cycles vieillissement des VTs AK

Pour savoir si la croissance de l'intermétallique est à l'origine de ce phénomène d'ondulation au niveau de l'interface Cu/AuSn, une analyse d'énergie dispersive par rayons X (EDX) a été faite sur un assemblage AK. Cette analyse a été faite plus précisément sur une zone où le cuivre est très déformé et contenant une lacune. Quatre spectres ont été choisis dans différentes zones afin d'avoir le maximum d'informations sur les éléments présents dans le joint de report et les interfaces. La Figure.IV-5 montre le choix des zones des spectres.



**Figure.IV-5 : Image MEB montrant la déformation du cuivre et les zones de spectres choisis**

Les spectres choisis dans la Figure.IV-5 ont montré la présence des éléments C, O, Si, Ni, Cu, Sn et Au comme le montre la Figure.IV-6.

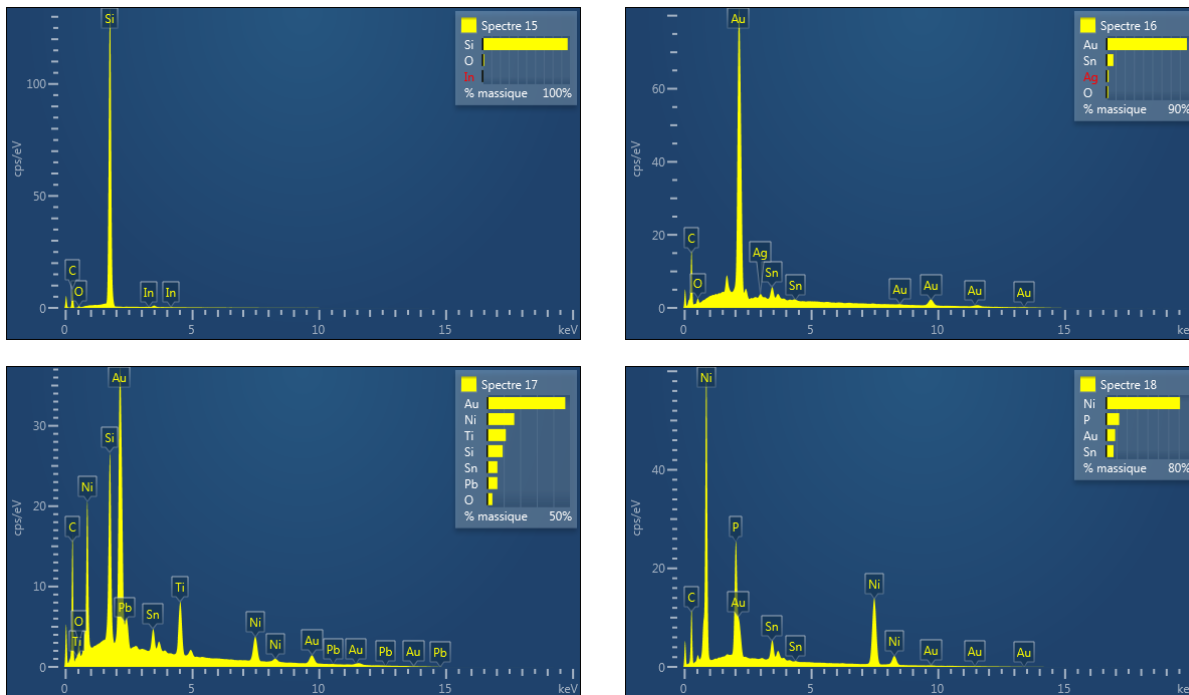


Figure.IV-6 : Spectres des alliages d'un assemblage AK vieilli par VRT [-55/+175] °C

Le spectre 15 a été placé au niveau de la diode en carbure de silicium. Il a été observé la présence de silicium en haute teneur et du carbone en très petite teneur, ce qui confirme la composition du SiC. Le spectre 16, se situe au milieu du joint de brasure Au-Sn. Il montre la présence de 90 % d'or. Cela signifie que le joint de brasure Au-Sn n'est plus eutectique dans ce point étant donné que l'alliage eutectique de l'AuSn contient 20 % d'étain et 80 % d'or comme le montre la Figure.IV-7 [107].

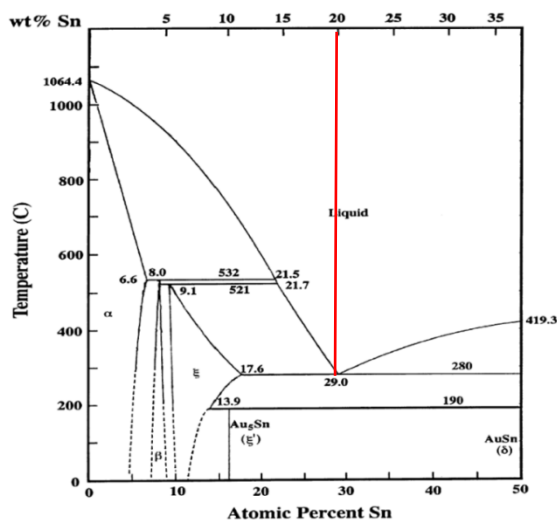


Figure.IV-7 : Diagramme de phases binaire Au-Sn (côté riche en Au)

Le spectre 17 se situe dans l'interface SiC/Au-Sn et montre la présence de 50 % d'or et 50 % d'autres matériaux à savoir Ni, Sn, Si, C et Ti. La métallisation face arrière de la puce est constituée d'une barrière de Ni et Ti, ce qui explique le spectre 17. Finalement le spectre 18 à l'interface AuSn/Ni montre la présence de Ni en grande quantité, de l'or et de l'étain et une petite teneur de phosphore qui est intégré au nickel dans le but d'améliorer ses propriétés (Figure.IV-5).

Les différentes images de la Figure.IV-8 présentent chacune un matériau. L'or en rouge, le nickel en vert, l'étain en jaune carmin et le cuivre en bleu.

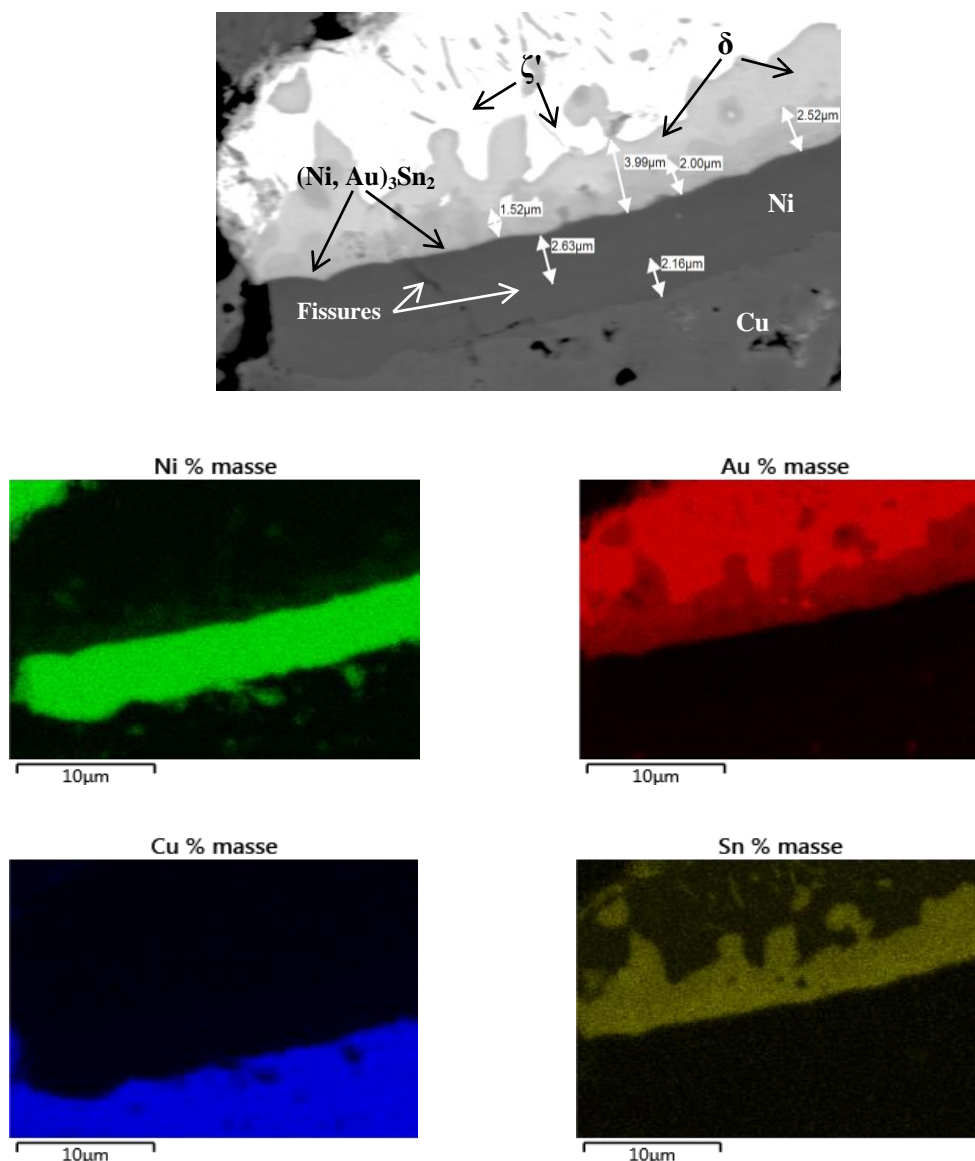


Figure.IV-8 : Images par analyse EDX au niveau de l'interface brasure AuSn/métallisation cuivre d'un assemblage AK vieilli 2000 cycles par VRT [-55/+175] °C (zone rouge Figure.IV-5)

Le joint de brasure a été examiné à l'aide du MEB et analysé avec EDX en mode rétrodiffusé afin d'évaluer la microstructure du joint de brasure. Les données EDX montrent l'existence de trois compositions dans le joint d'attache. Elles peuvent être distinguées avec la différence de contraste. Le côté riche en Au du système binaire Au-Sn, représenté sur la Figure.IV-7, met en évidence la composition eutectique: Au-20Sn (en% en poids [108]) ainsi que les phases  $\zeta'$  ( $\text{Au}_5\text{Sn}$ ) et  $\delta$  ( $\text{AuSn}$ ) en séquence d'une teneur croissante en Sn.

Comme on s'y attendait, la microstructure du joint de brasure était composée de ces deux phases. Le joint Au-Sn et la couche de finition Au qui a été plaquée sur le substrat ont été entièrement transformés en (phase  $\zeta$ ) et (phase  $\delta$ ).

En outre, une couche très mince, compacte et uniforme de la composition de l'intermétallique (IMC) comportant les 3 matériaux Au, Sn et Ni, a été observée au niveau de l'interface entre la brasure Au-Sn et le substrat AMB- $\text{Si}_3\text{N}_4$  (Figure.IV-8). La composition chimique exacte de l'IMC au niveau de l'interface n'a pas pu être identifiée vu que la couche IMC est trop mince (environ 100 nm). Cette phase pourrait être  $(\text{Ni}, \text{Au})_3\text{Sn}_2$ . Des résultats similaires ont été observés au cours des cycles thermiques par Jeong Won *et al.* [109] et ZX Zhu *et al.* [110], dans lesquels les réactions entre les différents matériaux de l'interface Au-20Sn / Ni /Cu ont été étudiées.

Il a été constaté que l'IMC  $(\text{Ni}, \text{Au})_3\text{Sn}_2$  avait été formé à l'interface entre le joint de brasure Au-Sn et la finition du substrat Ni/Au. D'après Figure.IV-9, la section isotherme du système ternaire Au-Ni-Sn à température ambiante [111], certaines phases binaires qui étaient présentes dans le système, comme AuSn,  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  et  $\text{Ni}_3\text{Sn}_2$ , avait une solubilité très élevée pour le troisième élément. Cette solubilité est due aux similitudes entre les propriétés chimiques et physiques de Au et Ni. Apparemment, Au s'est rapproché du réseau  $\text{Ni}_3\text{Sn}_2$  avant qu'il soit substitué par les atomes de nickel, entraînant la formation de la couche  $(\text{Ni}, \text{Au})_3\text{Sn}_2$  IMC à l'interface sous forme d'une coquille [112].

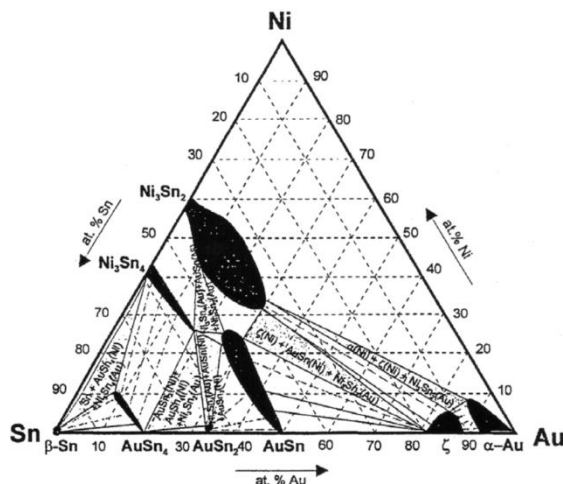


Figure.IV-9 : Composition de l'alliage ternaire Au-Ni-Sn à la température ambiante

La Figure.IV-8 montre également l'existence de fissures dans la barrière de Ni (5  $\mu\text{m}$ ) déposée sur le substrat AMB-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> d'un véhicule de test vieilli après 2000 cycles [-55/+175] °C en cyclage thermique. Le nickel est utilisé comme additif, car les phases stables formées dans le système binaire Ni-Sn se développent plus lentement que l'intermétallique composé du cuivre. En outre, le nickel a de bonnes caractéristiques de mouillage avec l'étain. Par conséquent, le Ni a été largement utilisé comme additif pour renforcer le joint de brasure et améliorer la structure de l'interface entre la brasure AuSn et la métallisation supérieure cuivre du substrat AMB [58]. Une couche plus épaisse de nickel s'avère nécessaire pour limiter la diffusion d'atomes entre le cuivre de la métallisation supérieure du substrat et les atomes d'étain du joint de brasure. Une couche plus épaisse de nickel peut améliorer la ténacité de cette barrière vu que le chemin de la fissure va être plus long et donc une durée de propagation de fissure plus longue. Il est possible qu'une barrière de nickel soit nécessaire pour améliorer la durée de vie de module de puissance sous des contraintes thermiques aussi sévères (cyclages thermiques passifs allant de -55 °C à +175 °C). La composition d'une couche fine de l'intermétallique (Ni, Au)<sub>3</sub>Sn<sub>2</sub> ne s'avère pas suffisante pour induire la déformation de la métallisation supérieure cuivre de substrat.

#### IV.2.1.3 Discussion

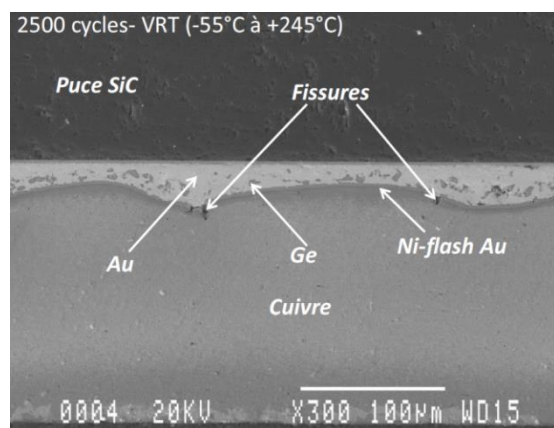
Pour mieux comprendre ce phénomène de reliefs qui apparait dans la surface supérieure de la métallisation supérieure, plusieurs facteurs possibles ont été analysés :

- Le premier point est la différence de coefficient de dilatation thermique qui peut provoquer une expansion à pression constante des matériaux de l'interface joint/métallisation occasionnée par leur réchauffement pendant le vieillissement. Les coefficients de dilatation



thermique des deux couches AuSn eutectique et Cu sont presque similaires ( $CDT_{Cu} = 15,6$  ppm.K<sup>-1</sup> et  $CDT_{AuSn} = 16,3$  ppm.K<sup>-1</sup>). Cette hypothèse semble donc loin d'être la cause principale de cette ondulation de cuivre surtout quand le joint de brasure est un eutectique.

- Le phénomène d'ondulation de cuivre a été trouvé et étudié par P. Liu [113]. Il a été constaté que tous les joints vieillis présentaient une structure d'IMC duplex ; à savoir une couche de  $(CuNi)_6Sn_5$  très proche de la brasure et adjacente à la métallisation supérieure cuivre du substrat. Une croissance significative a été observée de cette couche d'IMC au fur et à mesure du vieillissement, ce qui a généré une ondulation au niveau de l'interface brasure/substrat. Ce point a été éliminé vu qu'aucune croissance d'IMC n'a été observée durant tout le vieillissement dans notre cas (Figure.IV-8).
- Il a été observé des cassures locales de la couche de nickel-flash or entraînées par des ondulations de la couche de métallisation de cuivre. Ces ondulations démontrent les fortes contraintes appliquées lors des essais de vieillissement. On observe une migration d'étain vers la métallisation du substrat et une migration d'or vers le composant semi-conducteur. Cela a généré une interface cuivre/étain. Les coefficients de dilatation thermique des deux couches AuSn et Cu sont différents ( $CDT_{Cu} = 15,6$  ppm.K<sup>-1</sup> et  $CDT_{Sn} = 23,6$  ppm.K<sup>-1</sup>). Une différence de CDT peut provoquer une expansion à pression constante des matériaux de l'interface joint/métallisation occasionné par leur réchauffement pendant le vieillissement et donc des reliefs comme montre la Figure.IV-3-b. Ce phénomène d'ondulation a été trouvé par W. Sabbah [56] pour des VTs assemblés par la brasure AuGe (Figure.IV-10). Par contre, il n'a pas été observé une migration de germanium vers la métallisation du substrat. On peut conclure que ce n'est pas à cause de la migration de l'étain que cette ondulation de cuivre a eu lieu.



**Figure.IV-10 : Image MEB d'un véhicule de test brasé AuGe vieilli 2500 cycles en variation rapide de température (de -55 °C à +245 °C)**

- Dans cet assemblage, le seul matériau ductile est le cuivre. C'est donc le seul à se déformer d'une manière importante sous des contraintes thermomécaniques. Dans le cas où la brasure utilisée pour assembler les véhicules de tests a un comportement purement viscoplastique (PbSnAg par exemple), c'est la brasure qui aurait joué le rôle du matériau ductile et subir ces déformations. Ces contraintes sont les plus fortes sous le joint de brasure. C'est donc dans cette zone qu'apparaît le phénomène d'ondulation du cuivre. Le joint de brasure se dilate au refroidissement et se contracte de façon inverse au cours du réchauffement. Par contre, la métallisation inférieure de cuivre se contracte au refroidissement et se dilate au cours du réchauffement.

En effet, lorsque la température de l'enceinte  $T_1$  est la même que celle ambiante  $T_a$ , aucune déformation n'est envisagée vu qu'il n'y a pas de différence de température.

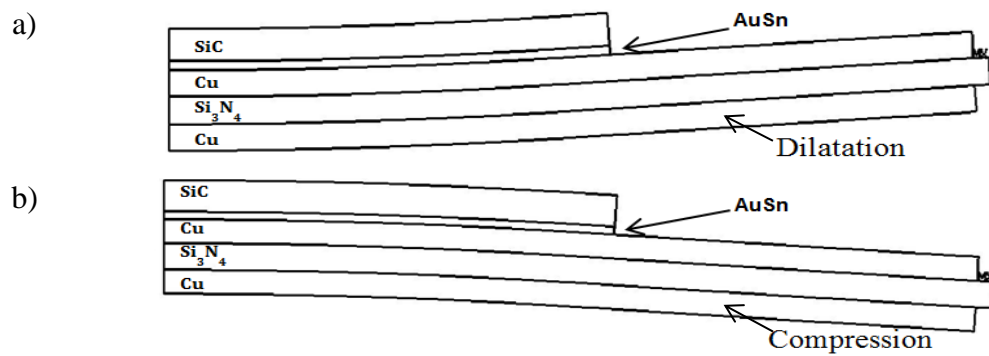
$$T_1 = T_{amb} \quad \alpha_1(T_1 - T_{amb}) = \alpha_2(T_1 - T_{amb}) = \alpha_3(T_1 - T_{amb}) = 0 \quad \text{Éqn.IV-1}$$

Après augmentation uniforme de la température, la température de l'enceinte  $T_2$  est supérieure à la température ambiante  $T_a$ , chaque couche se déforme selon son CDT ( $\alpha$ ). Par exemple, la métallisation inférieure se dilate et le joint de report se contracte comme le montre la Figure.IV-11-a.

$$T_2 > T_{amb} \quad \alpha_1(T_2 - T_{amb}) \neq \alpha_2(T_2 - T_{amb}) \neq \alpha_3(T_2 - T_{amb}) \quad \text{Éqn.IV-2}$$

Après diminution uniforme de la température, la température de l'enceinte  $T_3$  est inférieure à la température ambiante  $T_a$ , chaque couche se déforme selon son CDT mais inversement au refroidissement. Par exemple, la métallisation inférieure se contracte alors que le joint de report se dilate comme le montre la Figure.IV-11-b.

$$T_3 < T_{amb} \quad \alpha_1(T_3 - T_{amb}) \neq \alpha_2(T_3 - T_{amb}) \neq \alpha_3(T_3 - T_{amb}) \quad \text{Éqn.IV-3}$$



**Figure.IV-11 : Comportement d'un assemblage de différents matériaux à a) température chaude et b) température froide**

Ce chargement cyclique traction-compression pousse le joint d'AuSn à s'adapter avec les différentes ondulations concaves et convexes, par conséquent, les tailles des lacunes augmentent en s'étirant. L'élargissement des lacunes serait donc dû à cette ondulation. Étant donné que l'ondulation ne s'est pas aggravée à partir de 500 cycles de vieillissement, la taille des lacunes est restée stagnante entre 500 et 3000 cycles.

Dans un assemblage plus réaliste, les véhicules de tests ne sont pas composés que de substrats et de puces reportées par la brasure AuSn mais aussi d'une semelle qui sert à dissiper la chaleur. Dans le cas où le véhicule de test se compose aussi d'une semelle, il y aura certainement des contraintes au niveau de l'interface substrat/semelle. Par contre, cette semelle va surtout limiter les déformations du substrat au niveau de l'interface substrat/joint et donc potentiellement ce qui a été constaté n'apparaîtra pas dans la réalité.

#### **IV.2.2 Étude de la propagation de fissures entre les lacunes pendant le vieillissement VRT [-55/+175] °C par simulation**

La modélisation par éléments finis (MÉF) est une technique numérique utilisée pour résoudre les problèmes comportementaux (thermique, mécanique, micro-électronique, etc.) de structures macroscopiques ou microscopiques dans une configuration donnée (environnement extérieur, condition initiales, chargement appliqué, etc.). De nombreux logiciels permettent des analyses uni ou multi-physiques (Ansys, Sentaurus, Comsol, Abaqus, etc.). C'est une technique qui fournit des résultats très proches du comportement réel. La modélisation par éléments finis repose sur une discrétisation de la structure en un nombre important d'éléments finis. Les solutions de chaque élément fini sont ensuite rassemblées en une solution complète et développée de la structure. Une discrétisation de la structure avec un nombre d'éléments finis élevé est très importante. En effet, elle permet d'obtenir une solution complète, détaillée et proche au comportement réel. Par contre,

cela engendre une augmentation du temps de calcul et de l'espace de stockage. Un compromis entre la précision des résultats et le temps de calcul est donc nécessaire. La modélisation par MÉF est de plus en plus employée afin d'estimer la fiabilité des assemblages de puissance, mais on peut l'utiliser aussi pour comprendre les causes principales d'un mécanisme de défaillance non accessible par analyse optique ou physique et donc proposer des solutions pour y remédier.

L'approche multi-physique a été choisie pour mener à bien notre étude sur le comportement thermomécanique des assemblages de puissance. De ce fait, le logiciel de modélisation par éléments finis ANSYS a été utilisé. Afin de comprendre le comportement thermomécanique des assemblages réalisés par la brasure AuSn, plusieurs étapes ont été nécessaires. L'objectif de la première étude est d'évaluer les contraintes équivalentes générées par les différentes lacunes obtenues après le procédé de brasage. De plus, nous avons fait une étude sur l'influence du refroidissement et de l'échauffement sur la propagation de fissures. La seconde partie est le prolongement de l'étude sur le comportement thermomécanique de nos assemblages brasés afin, de comprendre si la présence et l'élargissement des lacunes sont des critères d'apparition de fissure, de trouver les directions de propagations de fissure et finalement de simuler le chemin qu'une fissure peut suivre pendant sa propagation.

#### **IV.2.2.1 Simulation thermomécanique d'un véhicule de test assemblé par brasure AuSn**

Cette partie a pour but d'améliorer la compréhension du comportement du joint de report AuSn qui a été utilisé pour l'assemblage des VTs AK. Pour ce faire, des simulations thermomécaniques ont été réalisées afin d'évaluer les contraintes équivalentes générées par les différentes lacunes obtenues après le procédé de brasage. Une autre étude a été réalisée sur l'influence des paliers de refroidissement et d'échauffement du profil de vieillissement VRT [-55/+175] °C sur la propagation de fissures.

##### **IV.2.2.1.1 Comportement des différentes couches d'un assemblage de puissance**

Il existe dans la littérature de nombreuses lois comportementales permettant de modéliser tout type de matériaux en fonction du domaine et de la nature des sollicitations auxquelles ils sont soumis. La simplicité d'un modèle fait partie des critères de sélection de ce dernier. De plus, il doit être capable de représenter l'état du matériau dans son domaine de sollicitation, afin d'assurer la qualité, la pertinence et l'exploitabilité des résultats de simulation. Les paramètres utilisés pour la configuration du modèle sont souvent issus de la littérature, et permettent d'avoir une représentation approximative des structures réelles à modéliser. Cette démarche permet d'avoir une

idée du comportement global des structures ou encore comparer différents cas de figures. Toutefois, elle reste insuffisante quand il s'agit de calculs de fiabilité. En effet, il est important de s'assurer que le modèle utilisé soit le plus représentatif possible du système réel et qu'il soit valable pour tout le domaine de sollicitation (thermique, mécanique, etc.).

Les modèles comportementaux utilisés pour les différentes pièces sous test devraient permettre de reproduire le comportement global des assemblages observé en mesure. En s'appuyant sur les propriétés physiques des matériaux, leurs domaines de sollicitation (chargements thermiques cycliques, contraintes mécaniques, limites d'élasticités, températures, etc.) et de l'analyse des défaillances (rupture des puces et substrats avec écrouissage des métallisations, fatigue des joints de brasure), nous avons réparti les différentes couches étudiées en fonction de leur type de déformation, comme indiqué ci-dessous :

- Les puces semi-conductrices (SiC) et les diélectriques des substrats ( $\text{Si}_3\text{N}_4$  et AlN) ont des comportements thermoélastiques avec rupture brutale sans déformation permanente, ils sont supposés thermoélastiques linéaires fragiles.
- L'analyse des défaillances a montré que les métallisations Cu et Al pouvaient plastifier d'une manière considérable à l'issue du vieillissement thermique passif, jusqu'à la rupture mécanique des substrats. Ces métallisations sont supposées avoir un comportement thermoélasto-plastique [114].
- La finition Nickel/Or n'a pas été prise en considération. Il a été démontré tout en utilisant des simulations par MÉF que lorsque l'épaisseur totale de cette finition ne dépasse pas  $10\ \mu\text{m}$ , l'influence thermomécanique de cette finition sur l'assemblage est négligeable [115].
- Quant aux brasures, la déformation viscoplastique devient prédominante par rapport aux déformations élastiques et plastiques instantanées lorsque la température absolue de fonctionnement dépasse la moitié de son point de fusion. Pour une bonne approximation du comportement, il est recommandé de prendre en considération ces trois types de déformation, elles sont supposées thermoélasto-viscoplastiques.

Les matériaux retenus à l'issue de la proposition des solutions d'assemblage (cf. chapitre I) sont récapitulés dans le Tableau.IV-1 pour les différentes couches constituant notre assemblage de puissance.

**Tableau.IV-1 : Récapitulatif des matériaux employés dans les assemblages.**

Couches	Matériaux	Épaisseurs (µm)
Puce	SiC	380
Brasure	Au80Sn20	50
Métallisation supérieure	Cu	300
Céramique	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	320
Métallisation inférieure	Cu	300

### Lois de comportement des métallisations

Le modèle élastoplastique avec écrouissage cinématique est le modèle qui a été retenu dans le cadre de cette étude pour les métallisations en cuivre. Pour rappel, l'écrouissage d'un métal est le durcissement sous l'effet de sa déformation plastique. Les modèles d'écrouissage cinématiques sont beaucoup plus performants que les modèles à écrouissage isotrope, dans la description des comportements cycliques, ils permettent une meilleure retranscription de l'effet de Bauschinger souvent observé expérimentalement lorsque l'on soumet un véhicule de test sous chargement cyclique traction-compression. Cet effet se traduit par un écrouissage dans le sens de la traction, mais un adoucissement dans le sens de la compression.

D'autre part, le comportement plastique du cuivre était décrit par la modèle d'écrouissage cinématique non-linéaire dépendant de la température Chaboche parce qu'il prend en compte l'effet de la température.

La fonction de rendement du modèle d'écrouissage cinématique non-linéaire Chaboche est illustré par l'Éqn.IV-4 [116].

$$F = \sqrt{\frac{3}{2} (\{s\} - \{\alpha\})^T [M] (\{s\} - \{\alpha\}) - Y} = 0 \quad \text{Éqn.IV-4}$$

Où  $\{s\}$  représente le déviateur des contraintes,  $\{\alpha\}$  est le tenseur de rappel et  $Y$  fait référence à la limite d'élasticité du matériau.

Le tenseur de rappel  $\{\alpha\}$  du modèle Chaboche est défini par l'Éqn.IV-5 et l'Éqn.IV-6 :

$$\{\alpha\} = \sum_{i=1}^n \{\alpha_i\} \quad \text{Éqn.IV-5}$$

$$\{\Delta\alpha_i\} = \frac{2}{3} C_i \{\Delta\varepsilon^{pl}\} - \gamma_i \{\alpha_i\} \Delta\varepsilon^{pl} + \frac{1}{C_i} \frac{dC_i}{d\theta} \Delta\theta \{\alpha\} \quad \text{Éqn.IV-6}$$

Avec :

$\hat{\varepsilon}^{pl}$  : La déformation plastique cumulée

$\theta$  : La température

$C_i$  : Le module d'écrouissage initial

$\gamma_i$  : Les paramètres de contrôle du taux de variation du module d'écrouissage avec l'augmentation de la déformation plastique

$i$  : Le nombre des modèles cinématiques, ici,  $i = 1, 2$ .

Dans l'Éqn.IV-6, le premier terme représente le module d'écrouissage, le second terme représente l'effet non linéaire. L'ensemble des paramètres du modèle Chaboche du cuivre pour trois différentes températures est présenté dans le Tableau.IV-2 [117]. L'assemblage est sollicité en cyclage thermique entre  $-55$  °C et  $+175$  °C, avec une rampe de  $10$  °C/min et un temps de maintien de 20 minutes.

**Tableau.IV-2 : Récapitulatif des paramètres du modèle Chaboche pour le cuivre pour trois différentes températures**

Temp (°C)	$C_1$ (MPa)	$\gamma_1$	$C_2$ (MPa)	$\gamma_2$
<b>20</b>	54,04	962	721	1,1
<b>50</b>	52,88	1000	700	1,1
<b>150</b>	45,76	1100	600	1,1

### Lois de comportement des brasures

En général, comme présenté au chapitre 1, la différence des coefficients de dilatation thermique (CTE) entre les matériaux des composants assemblés est à l'origine de la majorité des défaillances des modules d'électronique de puissance, notamment, les alliages de brasure [118]. Ces contraintes génèrent des déformations à différents niveaux dans la structure qui peuvent conduire à une défaillance comme la fissuration des brasures et le décollement des puces semi-conductrices.

De nombreux phénomènes sont observés au cours de la mise en service du composant au niveau des joints de report et plus particulièrement au niveau des alliages de brasure. Le manque de données sur la fatigue thermomécanique de la brasure 80Au20Sn nous a empêché de faire une

estimation de la durée de vie de cet assemblage de puissance. Cependant, sur une large amplitude de température, la brasure 80Au20Sn est généralement fragile en raison du manque de déformation plastique avec une très haute limite d'élasticité [119]–[122]. En raison de la haute résistance, la brasure AuSn a tendance à avoir de très bonnes caractéristiques de fatigue. Une autre préoccupation est la formation d'intermétalliques. Les phases intermétalliques sont des composés binaires stœchiométriques qui sont généralement très fragiles, et s'il y a une couche épaisse de cette phase, il peut provoquer des fissurations au niveau du joint de brasure [123].

Une étude faite par M. W. Beranek [119] a montré que le fluage de l'AuSn était très faible et donc négligeable. Il a été observé avec des simulations par MÉF que la déformation plastique maximale d'environ 0,055% est développée à travers le régime de température. Ceci permet d'obtenir une référence pour estimer que la brasure 80Au20Sn aurait un comportement élastique.

### **Récapitulatif des paramètres**

Les paramètres thermophysiques ( $\alpha$ : CTE, E: module de Young,  $\nu$ : coefficient de Poisson) des différents matériaux constituant nos assemblages sont donnés dans le Tableau.IV-3 [124].

**Tableau.IV-3 : Propriétés thermoélastiques des constituants de l'assemblage**

<b>Matériaux</b>	<b><math>\alpha</math> (ppm/°C)</b>	<b>E (GPa)</b>	<b><math>\nu</math></b>
<b>Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub></b>	3,4	317	0,25
<b>Cuivre</b>	17,8	110	0,34
<b>80Au20Sn</b>	16	69-74	0,4
<b>SiC</b>	4,5	410	0,28

#### **IV.2.2.1.2 Modélisation du joint de brasure AuSn**

##### **Modèle utilisé**

Pour toutes les simulations thermomécaniques de cette étude, le substrat Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-AMB avec métallisations de cuivre utilisé dans l'expérimentation a été modélisé (Figure.IV-12). En raison de l'absence de symétries planaires, toute la géométrie du substrat a été étudiée. Les lacunes initiales observées en utilisant les rayons X ont été prises en compte et distribuées de la même manière comme montrées sur la Figure.IV-13.



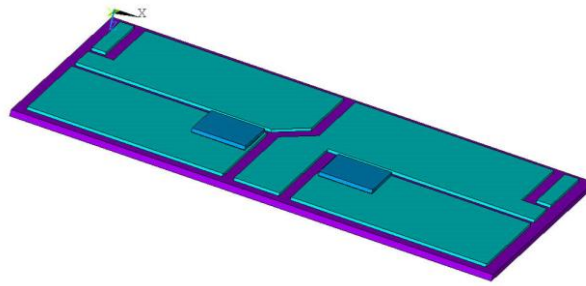


Figure.IV-12 : Modèle d'assemblage

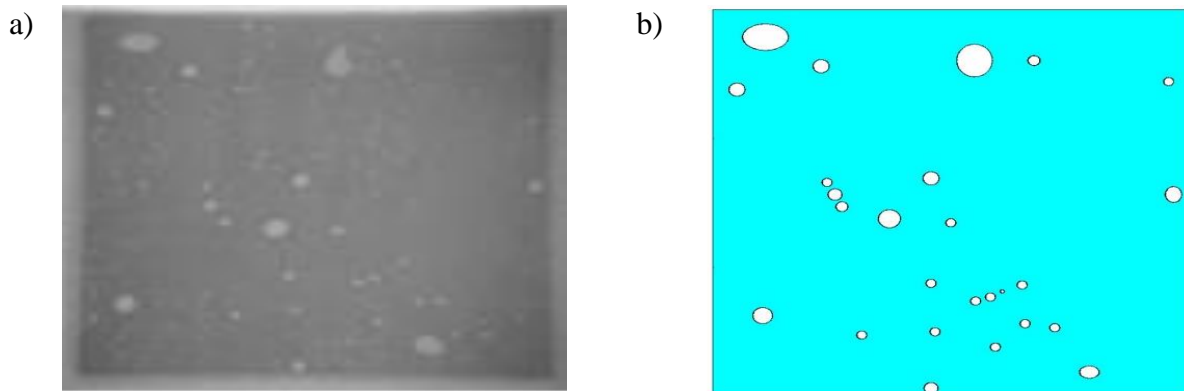


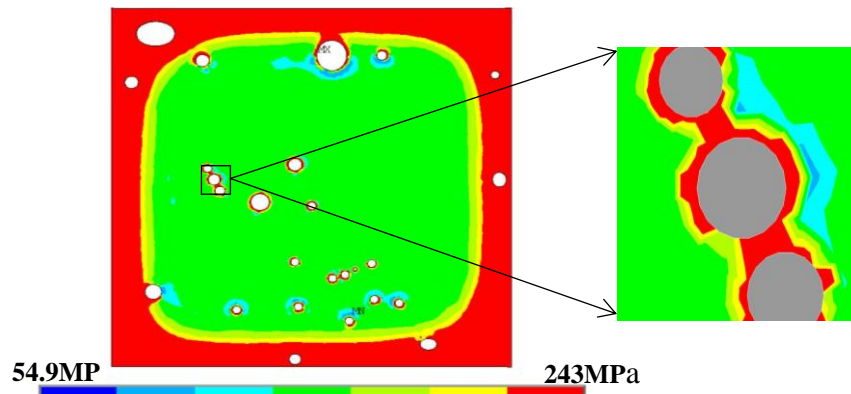
Figure.IV-13 : Les lacunes initiales a) du joint obtenu à l'aide de l'analyse par RX et b) prises en considération dans l'étape de modélisation

### Paramètres de calcul

Par hypothèse, l'ensemble a été défini à 280 °C comme température de référence (température de refusion de la brasure AuSn) sans contraintes ni déformations résiduelles. Le processus d'assemblage de puce est modélisé et la variation de température a été appliquée selon le profil indiqué dans la Figure.II-3.

#### **IV.2.2.1.3 Résultats de l'étude de l'influence des contraintes thermomécaniques**

Pour la variation de température de -55 °C à +175 °C, les contraintes équivalentes de Von Mises résultantes ont été simulées pour un cycle. Les résultats montrent que la contrainte équivalente maximale de Von Mises se concentre au niveau des bords du joint de report et aussi au niveau des contours des lacunes (Figure.IV-14). Ce résultat est en corrélation avec les résultats expérimentaux obtenus concernant la propagation des fissures transversales entre les lacunes (Figure.III-15) et le délaminage sur les bords du joint de report des puces (voir Figure.IV-2-b).



**Figure.IV-14 : Distribution des contraintes équivalentes simulées au niveau du joint de report à 25 ° C**

Il est bien connu que la fissuration commence généralement au point où la contrainte de traction est la plus élevée, puis elle se propage à la surface sous forme d'une ou plusieurs fissures. Dans notre cas, les fissures commencent à partir des lacunes en raison de contraintes de traction élevées localisées au niveau de leur contour (Figure.IV-14). De chaque lacune, plusieurs fissures peuvent se développer en suivant des chemins quelconques. De ce fait, la probabilité que ces fissures se rejoignent est importante. La valeur de contraintes maximales après un seul cycle de vieillissement [-55/+175] °C au niveau des contours des lacunes est 243 MPa, cette valeur est censée augmenter au fur et à mesure du vieillissement jusqu'à atteindre la limite d'élasticité de l'AuSn (275 MPa) [125].

#### **IV.2.2.1.4 Résultats de l'étude de l'influence des chargements basse et haute températures**

Dans notre étude, nous supposons donc, que la contrainte de traction uniforme  $\sigma$  au niveau des contours des lacunes est assez grande pour que le critère de fracture décrit dans la partie IV.2.2.2.1 soit atteint. De cette façon, nous savons que la fissure initiale se propage. La question qui se pose alors : quelle est la direction de cette propagation?

Pour répondre à cette question, les vecteurs des trois contraintes principales sont tracés et les fissurations qui peuvent être engendrées dans le joint de brasure AuSn sont représentées sur la Figure.IV-15.

Les Figure.IV-15-a et Figure.IV-15-b montrent ces vecteurs, respectivement, sous des charges thermiques de +175 °C et -55 °C. Il faut noter que la longueur et la direction du vecteur représentent l'amplitude et la direction des contraintes principales, respectivement.

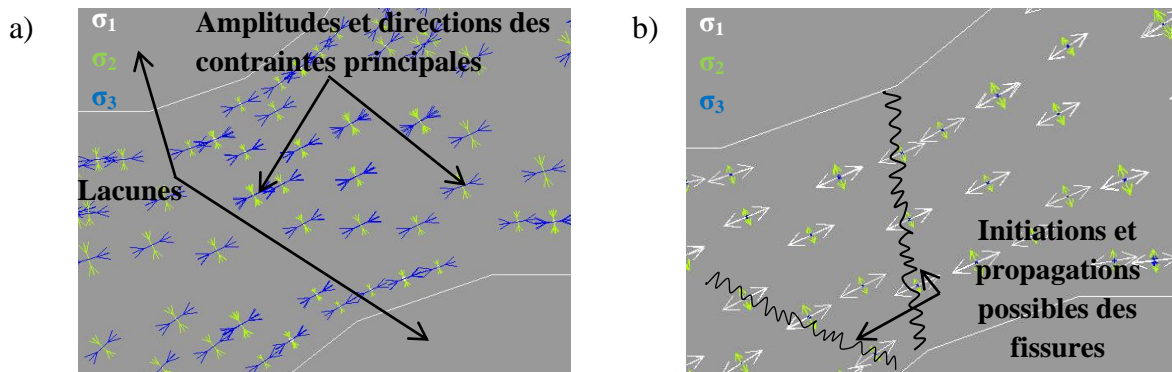


Figure.IV-15 : Vecteurs de contraintes principales entre deux lacunes à a) +175 °C et b) -55 °C

Par convention, nous prenons  $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$ , la première composante  $\sigma_1$  de contrainte normale est la contrainte de traction maximale, si  $\sigma_3 < 0$ , alors  $\sigma_3$  correspond à une contrainte de compression maximale. Les résultats impliquent l'initiation de la fissure du joint de brasure AuSn tout au long de la direction normale à la contrainte principale de traction maximale (vecteur blanc sur la Figure.III-15-b). La propagation de fissure a lieu lors des charges de refroidissement, plutôt que pendant les charges d'échauffement, en raison de l'amplitude significative du vecteur de la contrainte de traction  $\sigma_1$  lors des charges de refroidissement.

Une bonne répartition des lacunes pourrait avoir comme résultat une augmentation de la ténacité et donc une augmentation de la durée de vie de l'assemblage. En effet, il a été observé qu'il y avait peu de fissures dans la zone où les lacunes sont loin les unes des autres comme montré sur la Figure.III-15. D'une manière identique, la Figure.IV-14 a montré que les contraintes équivalentes étaient faibles dans la même zone.

#### IV.2.2.2 Études et compréhension de la propagation fragile des fissures entre lacunes

Parmi les approches permettant de modéliser la propagation de fissures dans une structure on trouve la mécanique linéaire de la rupture et les modèles de zones cohésives (CZM ou cohesive zone model en anglais). La mise en œuvre directe des modèles de zones cohésives dans le cadre de la méthode des éléments finis, ne semble toutefois opérationnelle que lorsque le trajet de fissuration est connu au préalable [126]. Par conséquent, nous avons choisi d'utiliser la mécanique linéaire de la rupture.

Plusieurs modélisations ont été développées de façon à analyser le rendu du modèle d'endommagement pour un cas standard de la bibliographie. Plusieurs géométries ont été envisagées afin de mieux comprendre la propagation de fissures : l'initiation de rupture, l'influence

d'une lacune sur le trajet d'une fissure, la propagation de fissure entre deux lacunes, l'interaction entre deux fissures et puis finalement la modélisation du chemin de la propagation de fissure. Pour simplifier l'étude, nous avons choisi de réaliser des simulations 2D. Cela nous aidera également à suivre le chemin de la fissure. En effet, en simulation 3D, il est recommandé que le nombre des éléments dans l'épaisseur d'une couche soit au minimum égal à 3. Dans cette configuration, il est fortement probable que la fissure suit un chemin dans les 3 dimensions et il est donc impossible de suivre ce chemin.

#### IV.2.2.2.1 Les différents modes de ruptures et critère de rupture

Afin de comprendre le phénomène de propagation de fissures entre les lacunes, plusieurs étapes ont été nécessaires. Dans un premier temps, il est indispensable d'identifier le mode de rupture appliqué à notre cas d'étude. Ensuite, nous allons définir le critère à partir duquel, il y a propagation de la fissure.

Concernant les modes de propagation de fissures, il existe trois façons d'appliquer une force pour permettre à une fissure de se propager (Figure.IV-16) [127] :

- Mode I : Une contrainte de traction normale au plan de fissure ;
- Mode II : Une contrainte de cisaillement agissant parallèlement au plan de la fissure et perpendiculaire au front de fissure ;
- Mode III : Une contrainte de cisaillement agissant parallèlement au plan de la fissure et parallèlement au front de fissure.

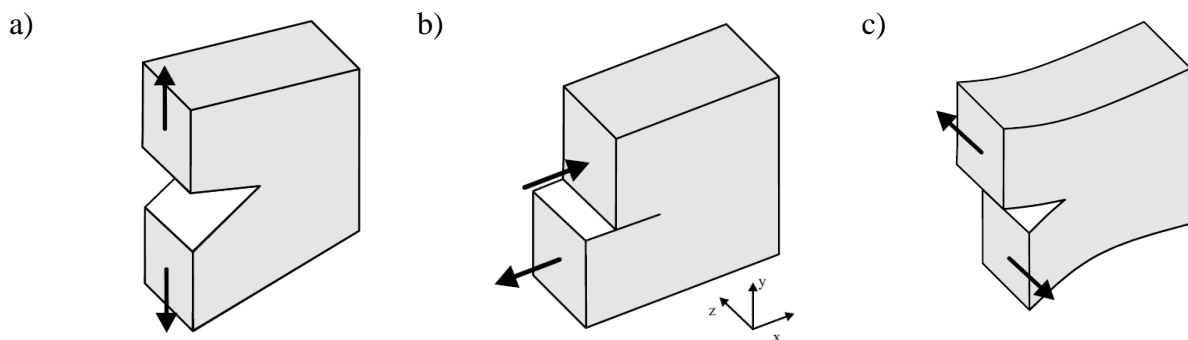


Figure.IV-16 : les 3 modes de rupture a) Mode I, b) Mode II et c) Mode III

Dans le premier cas, la fissure se propage dans le matériau sous contraintes de traction. Par contre, dans les cas II et III, les surfaces de la fissure glissent l'une sur l'autre, la propagation de fissure se fait alors pas cisaillement. Les résultats de l'étude précédente ont montré que l'initiation de la fissure du joint de brasure AuSn était tout au long de la direction normale à la contrainte principale de traction maximale  $\sigma_1$ . Cela implique qu'il s'agit du Mode I de rupture.

Quant au critère de propagation de fissure, une étude a été menée par G. Irwin [128], elle porte sur les facteurs d'intensité des contraintes, et plus précisément sur le mode I, qui est le mode d'ouverture, caractérisé par le facteur  $K_I$ .

G. Irwin postule qu'il existe une valeur critique de  $K_I$ , appelée ténacité (et noté  $K_{IC}$ ), en deçà de laquelle la fissure n'évolue pas. Une fois cette valeur critique atteinte, la fissure avance. La ténacité  $K_{IC}$  est une caractéristique du matériau, indépendante de la géométrie ou du chargement du VT. En résumé, l'Éqn.IV-7 énonce le critère d'évolution de la fissure :

$$\begin{cases} \text{si } K_I < K_{IC} \text{ aucune évolution de la fissure} \\ \text{si } K_I = K_{IC} \text{ la fissure avance} \end{cases} \quad \text{Éqn.IV-7}$$

Dans le cas où les dimensions des lacunes sont très petites par rapport à celles de la plaque, le facteur d'intensité des contraintes correspondant au mode I de rupture [129] est donné par l'Éqn.IV-8 :

$$K_I = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad \text{Éqn.IV-8}$$

Avec :

$a$  : rayon de lacune

$Y$  : un facteur géométrique dépendant de la forme de la fissure, dans le cas d'une fissure elliptique  $y = \frac{b^2}{a}$  et  $y = 1$  dans le cas d'une fissure circulaire.

On peut conclure de l'Éqn.IV-7 et l'Éqn.IV-8 que pour qu'une fissure se propage, il faut que :

$$\sigma \geq \frac{K_{IC}}{Y\sqrt{\pi a}} \quad \text{Éqn.IV-9}$$

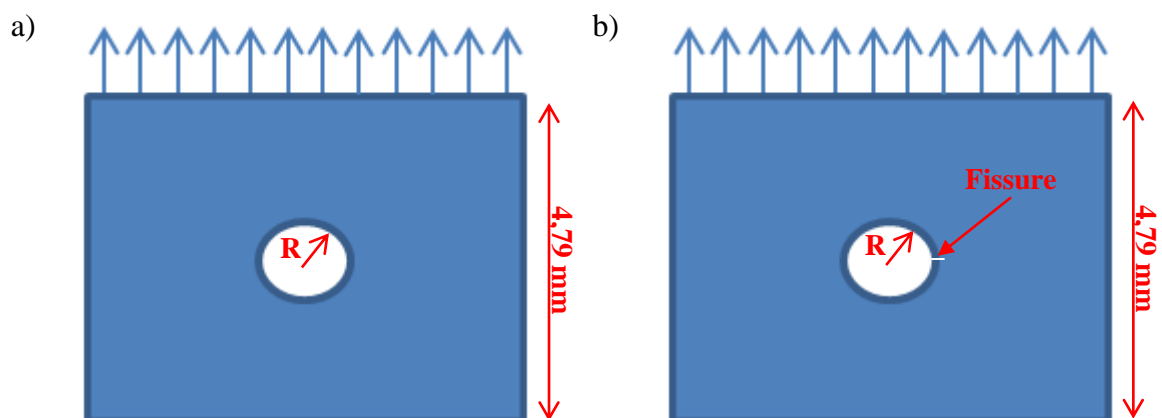
À cause du manque de données sur la ténacité de l'AuSn ( $K_{IC}$ ), nous l'avons calculé en se basant sur l'hypothèse présentée par l'Éqn.IV-10 :

$$K_{IC(Au80Sn20)} = 80\% \times K_{IC(Au)} + 20\% \times K_{IC(Sn)} \quad \text{Éqn.IV-10}$$

#### IV.2.2.2.2 Étude de l'influence d'une lacune sur l'initiation de fissure

Après avoir identifié le mode de rupture appliqué dans notre cas d'étude et déterminé le critère de propagation de fissure, nous allons étudier l'influence d'une lacune sur l'initiation et la propagation de fissure. Pour ce faire, nous allons modéliser un essai de traction sur une plaque de microstructure avec une lacune au centre, représentée sur la Figure.IV-17-a. Le rayon de lacune choisi est de 200  $\mu\text{m}$ , cette valeur représente le rayon moyen des lacunes obtenues par observation RX. Les dimensions de la plaque carrée sont 4,79 mm de côté. Dans la deuxième configuration, présentée sur la Figure.IV-17-b, nous avons pris en compte une petite fissure dans la géométrie pour pouvoir étudier son influence sur les contraintes thermomécaniques.

Concernant les conditions aux limites, le bord inférieur est fixé dans les sens horizontal et vertical, tandis que le bord supérieur est fixé à la direction horizontale et l'échantillon est chargé de façon monotone dans la direction verticale (Figure.IV-17). En effet, ce choix a été fait en se basant sur les résultats des simulations effectuées dans la partie IV.2.2.1.4. Il a été conclu que pour reproduire des vecteurs de traction dans la même direction obtenue sur la Figure.IV-15, il fallait exercer une force à la direction verticale du bord supérieur. Par hypothèse, le chargement était choisi unidirectionnel.

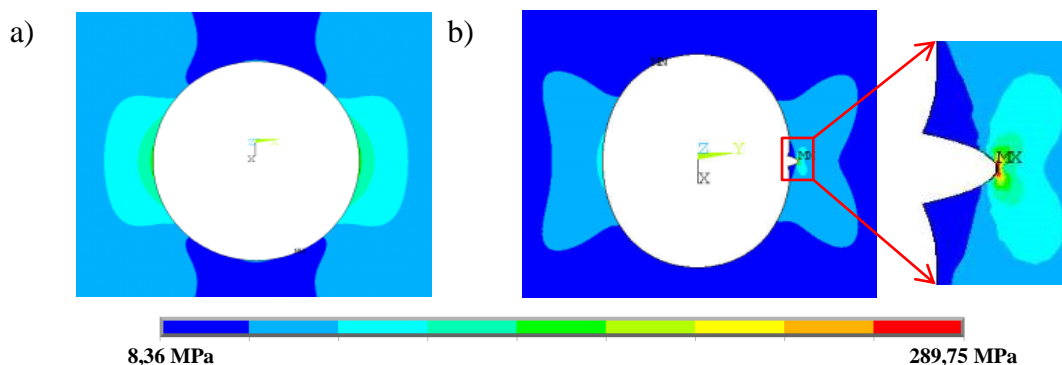


**Figure.IV-17 : Géométrie de la plaque représentant le joint de report des puces AuSn et le sens du chargement a) avant fissuration b) après fissuration**

Après une analyse préliminaire, le maillage est raffiné dans les zones où les fissures peuvent se propager. Normalement, la courbe contrainte/déformation suit une trajectoire linéaire jusqu'à ce que la fissure soit pleinement développée depuis la position initiale. Ensuite, la charge tombe presque verticalement à zéro. La Figure.IV-18 représente les tracés de contour après un cycle thermique de vieillissement  $[-55/+175]$  °C de la contrainte maximale équivalente aux alentours de la lacune avant

et après initiation de fissure. Ces tracés de contour sont représentés avec la même légende afin de pouvoir les comparer. Après le chargement, les contraintes se développent et se concentrent sur le plan médian perpendiculaire à la direction de chargement. Les fissures s'initient une fois que le critère de rupture est rempli.

Une fois la fissure initiée, les contraintes se concentrent au front des fissures (Figure.IV-18-b) en favorisant leur propagation. Les craquelures, commençant de différentes lacunes, pourraient se croiser pendant le vieillissement. Ces résultats sont en corrélation avec les résultats expérimentaux obtenus auparavant, la propagation des fissures transversales entre les lacunes (Figure.III-15). Nous allons maintenant étudier l'influence de la taille des lacunes sur la fiabilité du joint de report de puces.



**Figure.IV-18 : Distribution des contraintes équivalentes simulées au niveau du joint de report au contour d'une lacune, de la simulation MÉF à 25 ° C @avant fissuration b) après fissuration**

#### IV.2.2.2.3 Étude de l'influence de la taille des lacunes sur les contraintes thermomécaniques

Nous avons réalisé une autre étude afin d'approfondir la compréhension du mécanisme de propagation de fissures entre lacunes. Il s'agit de l'influence des tailles des lacunes sur la propagation de la fissure. La Figure.IV-19-a montre les résultats d'une simulation par MÉF d'un joint de brasure AuSn contenant deux petites lacunes et la Figure.IV-19-b montre les résultats de la simulation d'un joint contenant deux grandes lacunes. Ces deux géométries ont été choisies en gardant la même distance entre les contours des deux lacunes et non pas entre leurs centres. Cette distance a été fixée à 2 mm et les rayons des petites et des grandes lacunes sont 150  $\mu\text{m}$  et 300  $\mu\text{m}$ , respectivement. Les conditions aux limites sont les mêmes que l'étude précédente. Il a été observé que la contrainte générée devient plus importante en diminuant le diamètre de la lacune. En effet, la contrainte maximale obtenue au niveau de la grande lacune ( $r = 300 \mu\text{m}$ ) vaut 141 MPa alors qu'elle vaut 146 MPa au niveau de la petite lacune ( $r = 150 \mu\text{m}$ ). Les contraintes maximales présentent une différence de l'ordre de 3%, cette dernière peut-être attribuée à la finesse du

maillage. En effet, la taille du maillage est proportionnelle à la taille des lacunes, plus la lacune est petite plus le maillage sera fin. Cela nous permet de conclure que la taille des lacunes n'a pas d'influence sur les contraintes mécaniques dans le joint de report.

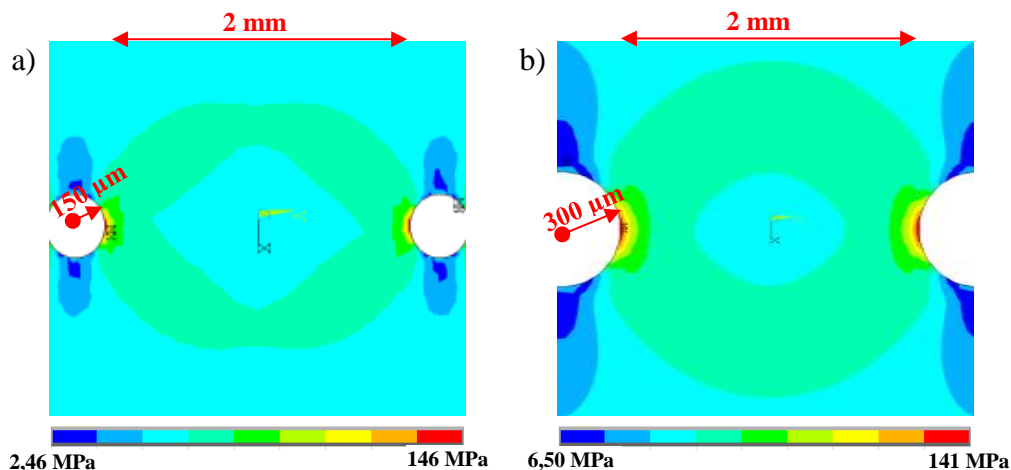


Figure.IV-19 : Distribution des contraintes équivalentes simulées au niveau du joint de report de la simulation par MEF à 25 °C entre deux a) petites lacunes b) larges lacunes.

#### IV.2.2.2.4 Étude de l'influence de la distance entre les lacunes sur les contraintes thermomécaniques

Il a été observé que la majorité des fissures se situait entre les lacunes qui sont proches les unes des autres (Figure.III-15), cette étude va porter sur l'influence de la distance entre les lacunes sur les contraintes thermomécaniques. Nous avons fait varier la distance entre les deux lacunes et la valeur de la contrainte équivalente a été enregistrée pour chaque distance. La Figure.IV-20 montre que lorsque la distance entre les lacunes augmente, la valeur de la contrainte équivalente diminue.

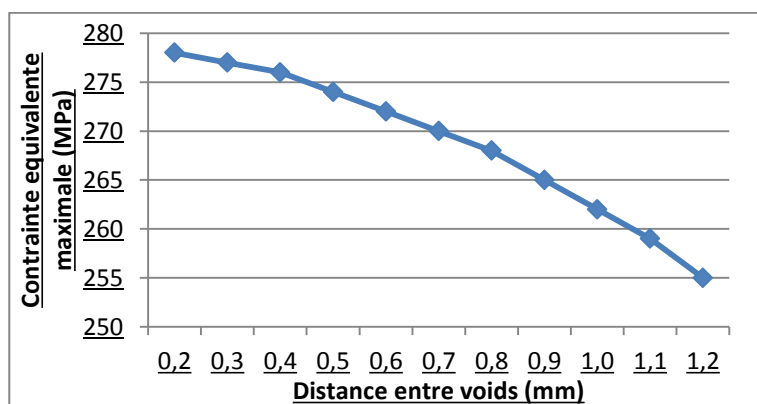


Figure.IV-20 : Les contraintes équivalentes simulées au niveau du joint de report en fonction de la distance entre les lacunes

La Figure.IV-21-b représente les contraintes équivalentes entre deux lacunes sur le joint de brasure dont la distance entre les lacunes a été multipliée par 6 par rapport à la Figure.IV-21-a. Les



contraintes ont nettement baissé entre les lacunes dans le joint, ce qui le rend moins sensible à l'apparition de fissures entre les lacunes. L'augmentation de la distance entre les lacunes réduit l'apparition et la propagation de la dégradation observée.

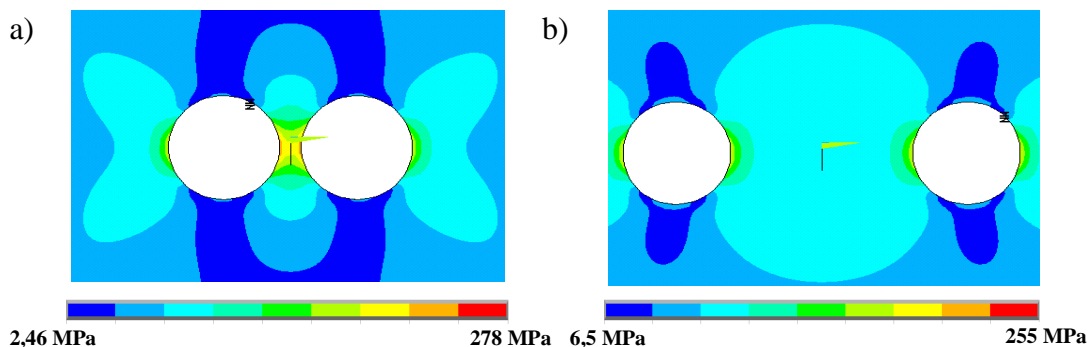


Figure.IV-21 : Distribution des contraintes équivalentes simulées à 25 °C au niveau du joint de report entre deux lacunes avec une distance de a) 0,2 mm, b) 1,2 mm

#### IV.2.2.2.5 Étude de la direction de la propagation de fissure

Après avoir étudié l'influence de la taille de lacunes ainsi que la distance entre les lacunes sur l'initiation et la propagation de fissures, nous allons étudier la direction de propagation de fissure. Les Figure.IV-22-a et Figure.IV-22-b montrent la distribution de la contrainte équivalente simulée entre 3 lacunes alignées et 3 lacunes non alignées. Il a été constaté que la majorité des fissures suivent le chemin le plus court entre deux lacunes. On peut conclure que si les lacunes sont bien réparties et non concentrées, nous aurons une augmentation de la ténacité et donc une augmentation de la durée de vie de l'assemblage.

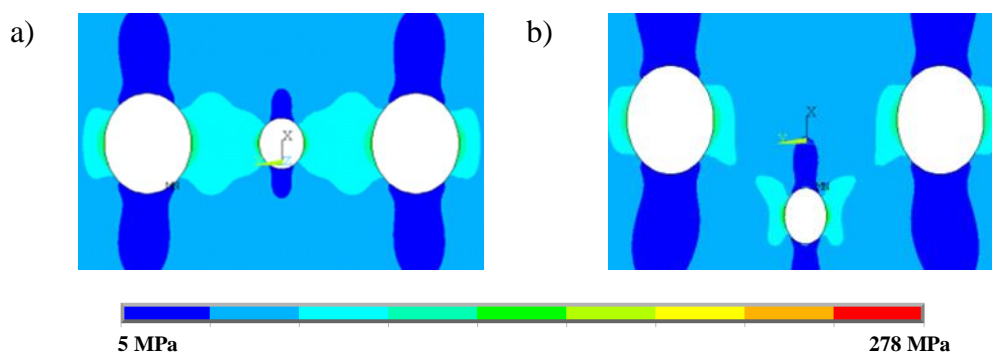


Figure.IV-22 : Distribution des contraintes équivalentes simulées à 25 °C au niveau du joint pour a) 3 lacunes alignées, b) 3 lacunes non alignées

#### **IV.2.2.2.6 Prédiction du chemin de propagation de fissure avec la méthode de désactivation des éléments les plus stressés**

Afin de prédire le chemin de propagation de fissure transversale entre deux lacunes, nous avons réalisé des simulations 2D. Ces dernières nous ont permis d'établir un algorithme permettant de générer la trajectoire de la fissure propagée. Cet algorithme se base sur la désactivation des éléments les plus contraints. Le critère de propagation s'appuie sur l'accumulation de contraintes de traction. Par ailleurs, une étude similaire a été menée par T. Youssef sur la propagation de fissures dans le joint de report [34]. La portée de cette étude était sur des simulations 3D dont le critère de propagation de fissures s'appuyait sur l'accumulation de la DED (Densité d'Énergie de Déformation). Cette étude s'avère critiquable étant donné que la désactivation des éléments 3D implique nécessairement un enlèvement de matière et donc un changement de structure. Par contre, l'utilisation de la modélisation 2D nous permettra de raffiner le maillage sans augmenter grandement le temps de calcul. Ce raffinement aura comme avantage, un enlèvement de matière minimal comparé à la modélisation 3D.

Nous avons caractérisé la fatigue thermomécanique du joint par un seuil, à partir duquel le joint ne pourra plus accumuler de contraintes supplémentaires, provoquant l'initiation d'une fissuration. Cette dernière permettra la relaxation de la contrainte accumulée. Le critère a été défini dans la partie IV.2.2.2.1. En effet, la fissure se propage si la contrainte de traction uniforme appliquée dépasse le critère de propagation de fissure. La Figure.IV-23 montre l'algorithme que nous avons suivi pour prédire la trajectoire de la propagation de fissure.

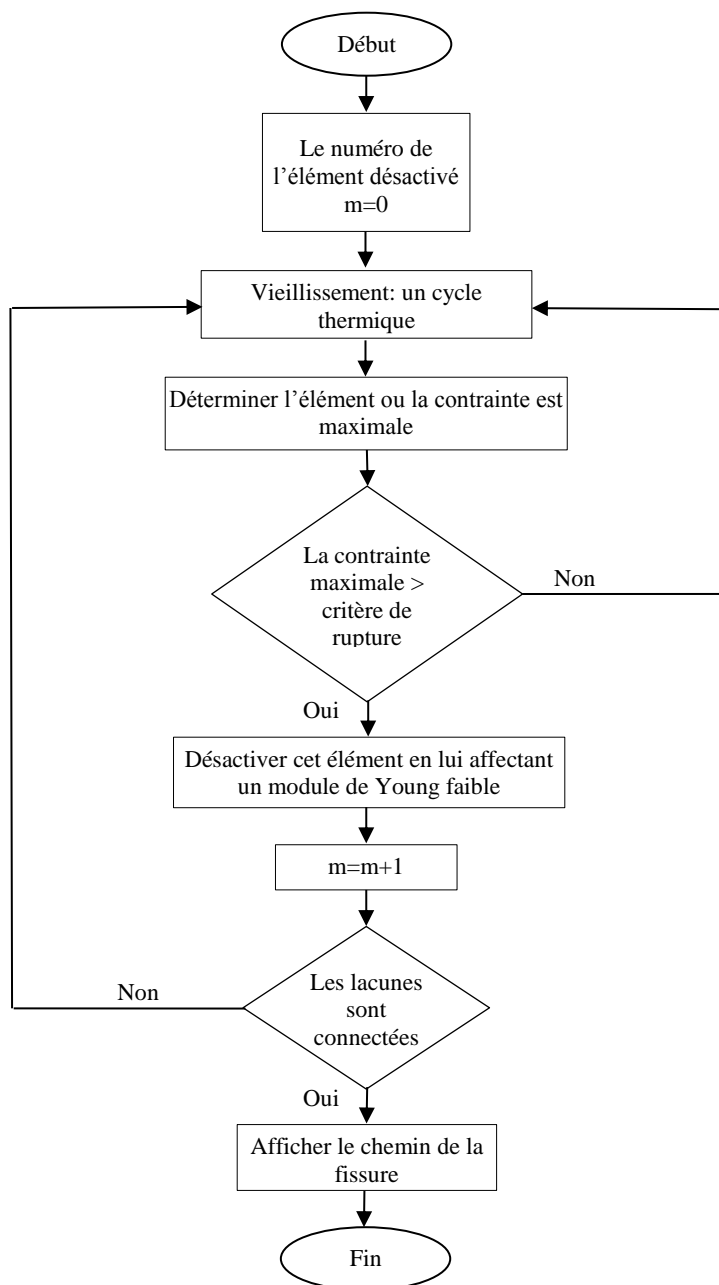
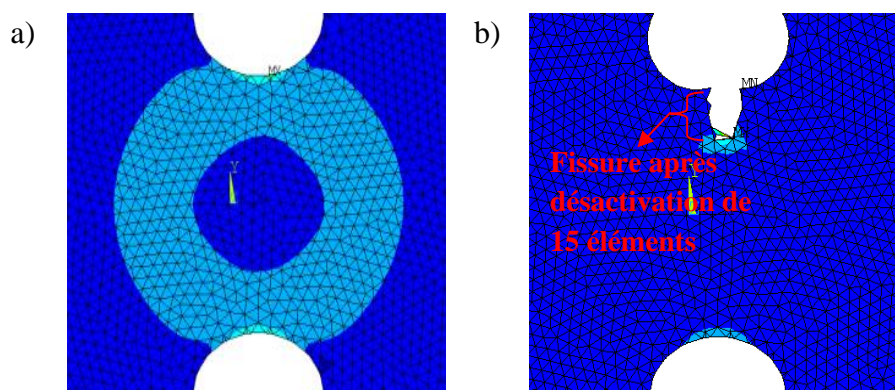


Figure.IV-23 : Algorithme de propagation de fissure et de génération du chemin de fissure

Après un cycle thermique VRT [-55/+175] °C, les contraintes sont affichées et l'élément le plus stressé est déterminé. Si la contrainte dans cet élément dépasse le critère de défaillance défini dans la partie IV.2.2.2.1, cet élément est désactivé. La désactivation d'un élément se réalise généralement en changeant ses propriétés physiques. Dans notre cas, nous avons remplacé le module de Young par une valeur très faible. Cela signifie que l'élément est désactivé mécaniquement. Si la contrainte dans l'élément ne dépasse pas le critère de défaillance défini, le

VT subit un autre cycle de vieillissement. Cette boucle est répétée plusieurs fois et prendra fin une fois que la fissure est propagée entre les deux lacunes.

L'ensemble des éléments retirés sont sauvegardés dans un fichier pour pouvoir tracer le chemin par la suite. En effet, le résultat final de cet algorithme est la génération du chemin de la fissure (point de départ, point d'arrivée, sens et direction). Nous désactivons les éléments les plus stressés au fur et à mesure que le vieillissement continue jusqu'à ce que les lacunes soient reliées par un chemin de fissuration. La Figure.IV-24-a représente les contraintes équivalentes entre deux lacunes sur le joint de brasure après une seule exécution de la boucle de l'algorithme, un seul élément a été désactivé, par contre elle a été exécutée 15 fois sur la Figure.IV-24-b.



**Figure.IV-24 : Distribution des contraintes équivalentes simulées au niveau du joint de report après l'exécution de l'algorithme a) 1 fois and b) 15 fois.**

L'évolution du joint de brasure AuSn pendant le cyclage thermique haute température [-55/+175] °C a été examinée. Les tailles initiales des lacunes ont été augmentées au fur et à mesure du vieillissement jusqu'à 500 cycles et sont restées stagnantes jusqu'à défaillance des VTs après 2500 cycles de vieillissement. Une propagation de fissures transversales au niveau du joint de brasure est apparue au cours du vieillissement. Ces microfissures ont été propagées plus précisément entre les différentes lacunes du joint de brasure. Il a été démontré que la propagation des fissures survenue pendant le cyclage thermique est de nature thermomécanique en utilisant des simulations par MÉF tant que la contrainte équivalente maximale se situait au niveau des contours des lacunes. En raison de la contrainte de traction générée à des charges de refroidissement, les différentes fissures avaient tendance à se propager entre les différentes lacunes. Les simulations par MÉF basées sur la rupture fragile ont mis en évidence le début de la propagation des fissures, la direction de la fissure et le moyen de prédire le chemin de la propagation de fissure.

### IV.3 ÉTUDE THERMOMECHANIQUE DE LA DEGRADATION DES SUBSTRATS DE PUISSANCE SOUMIS A DES VIEILLISSEMENTS A HAUTE TEMPERATURE [-55/+245] °C

Au-delà des VTs du projet GENOME, nous avons effectué des vieillissements accélérés sur des modules de puissance haute température essentiellement destinés à des applications aéronautiques. Pour ce faire, il était nécessaire de les solliciter très sévèrement. Des cycles thermiques [-55/+245] °C ont été donc appliqués sur ces assemblages, composés d'une puce de puissance reportée par joint fritté sur un substrat AMB-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> métallisation Cu avec une finition Ni/Au. Le report de la puce sur le substrat par frittage de pâte d'argent va incontestablement augmenter sa robustesse aux cycles thermiques passifs [-55/+140] °C [130]. Cela induit une migration des zones fragiles du joint vers d'autres zones de l'assemblage de puissance [131], [132]. L'objet de cette partie est d'étudier une des conséquences sur le substrat de l'augmentation de la différence de température de ces cycles thermiques passifs.

#### IV.3.1 Descriptif des véhicules de tests

Les VTs se composent de diodes en carbure de silicium (SiC) 15 A – 1200 V (CREE), reportées sur des substrats céramiques Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> métallisés cuivre avec une finition nickel flash or. Le joint entre la puce et substrat est composé de microparticules d'argent frittées (Figure.IV-25).

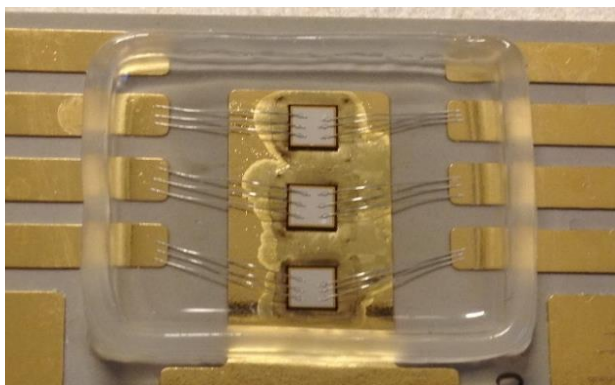


Figure.IV-25 : VT composé de 3 diodes SiC reportées par frittage de pâte d'argent sur un substrat Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>

Un câblage filaire en aluminium des puces a été réalisé dans le but de suivre l'évolution de la résistance thermique lors des essais de vieillissement thermique accéléré. Un gel silicone haute température « NUSIL 8250 » recouvre les éléments actifs afin d'éviter leur dégradation lors des manipulations. Les épaisseurs des différentes couches constituant l'assemblage sont données par le Tableau.IV-4.

**Tableau.IV-4 : Épaisseurs des différentes couches constituant l'assemblage**

	<b>SiC</b>	<b>Ag</b>	<b>Au</b>	<b>Cu</b>	<b>Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub></b>	<b>Cu</b>	<b>Ni</b>
<b>Épaisseur (µm)</b>	200	30	0,05	150	320	150	3

### IV.3.2 Description de l'expérimentation

Les véhicules de test ont été vieillis par des cycles thermiques VRT (Variation Rapide de Température) de -55 °C à +245 °C. La durée de maintien aux paliers de température haute et basse est de 30 minutes et la pente de transition entre les deux paliers est de 10 °C/min. Tous les VT ont été insérés dans l'enceinte climatique avant vieillissement. Puis au bout d'un certain nombre de cycles, des VTs sont prélevés pour une série d'analyses allant du non destructif (RX, scan acoustique, Rth) aux destructifs (cisaillement, microsection).

### IV.3.3 Le vieillissement accéléré

Une augmentation de la rugosité de surface de la métallisation inférieure du substrat apparaît sur l'ensemble des VTs vieillis en VRT. Le motif gravé sur la métallisation supérieure se reflète et s'imprime sur la métallisation inférieure. L'aspect visuel montre que la métallisation s'est dégradée au niveau des zones où se trouvent les motifs gravés sur la surface supérieure (Figure.IV-26) avec une rugosité de surface très importante (de l'ordre d'une dizaine de micromètres mesurés au profilomètre). Cette dégradation est spécifique à ce type de cyclages thermiques. En effet, elle n'a pas été observée sur les mêmes véhicules de test soumis à plus de 2500 cycles thermiques par chocs [-55/+180] °C.



**Figure.IV-26 : Empreinte des motifs de la métallisation supérieure du substrat sur la métallisation inférieure**

### IV.3.4 Observation des dégradations apparaissant durant le vieillissement sur le substrat-AMB

Nous avons fait une étude dans l'objectif d'analyser l'apparition du motif de la surface supérieure sur la métallisation inférieure. Plusieurs fissures ont été observées dans la zone dégradée comme le montre la figure Figure.IV-27.

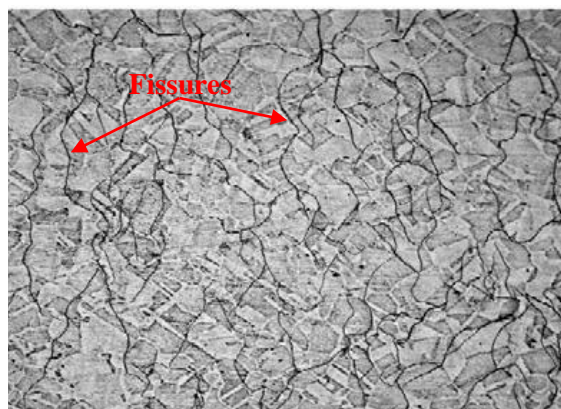


Figure.IV-27 : Image de la zone dégradée de la surface arrière de la métallisation inférieure du substrat

Une microanalyse par EDX a été réalisée sur la zone perturbée de la métallisation dans l'objectif de déterminer le taux d'or et de nickel (Figure.IV-28). Il s'est avéré après l'analyse de plusieurs spectres relevés que la couche totalement fissurée est celle du nickel. Il est également montré qu'à l'intérieur des fissures, le cuivre s'est oxydé. Cette dégradation est rédhibitoire et peut se répercuter sur la tenue d'accroche des puces.

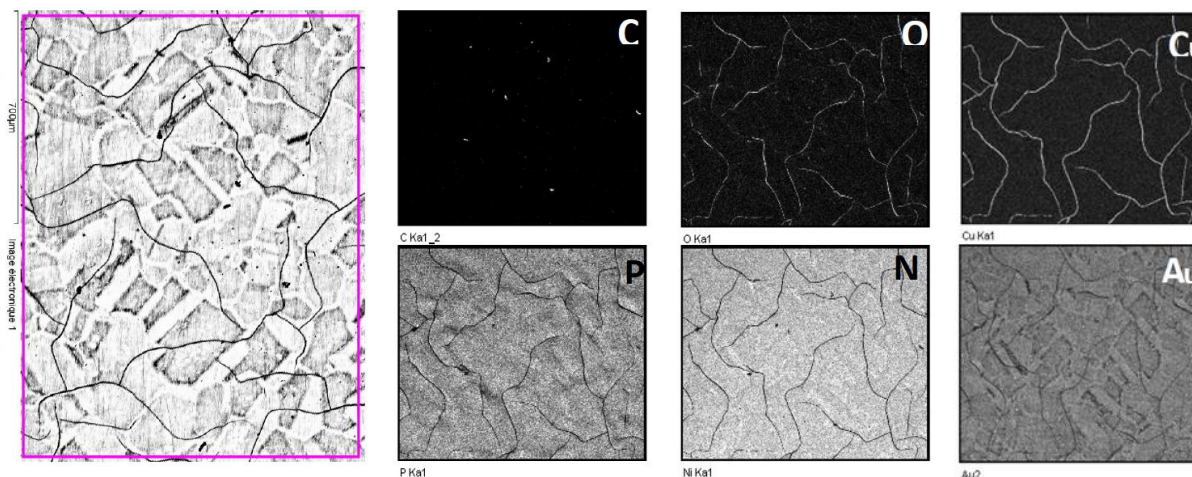


Figure.IV-28 : Image EDX de la zone perturbée de la métallisation de la face inférieure du substrat

Des cycles thermiques à différences élevées de température entre paliers haut et bas ont montré l'apparition de dégradations rédhibitoires par fissuration de la couche de nickel sur la couche de métallisation inférieure au niveau des zones où se trouvent les motifs gravés de la surface supérieure du substrat. Les tests ont été effectués sur des assemblages puce substrat, qui ne sont pas fixés sur une semelle dissipatrice. L'objectif de cette étude est de démontrer par des simulations thermomécaniques que l'origine de l'apparition de ce type de dégradations est exclusivement la conséquence des contraintes thermomécaniques engendrées dans le substrat par les dilatations différentielles du cuivre et de la céramique. En effet, seule la modélisation du comportement thermomécanique des cycles de vieillissement sur le substrat permet d'isoler les phénomènes thermomécaniques et d'examiner si l'effet sur la métallisation inférieure est reproduit, comme l'a montré l'expérimentation.

### IV.3.5 Simulation de l'effet thermomécanique des cycles VRT [-55/+245] °C

#### IV.3.5.1 Effet d'un cycle du vieillissement thermique sur les contraintes équivalentes de la métallisation inférieure du substrat

Pour toutes les simulations thermomécaniques de cette étude, seul un quart du substrat est modélisé (Figure.IV-29) du fait de la présence de deux symétries planaires. Le modèle utilisé est le substrat AMB Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> métallisé cuivre utilisé dans l'expérimentation. Les couches de nickel et le flash d'or n'ont pas été modélisés [115]. Par hypothèse, le substrat est considéré à 25 °C (température de référence) sans contraintes ni déformations résiduelles. Les températures lui sont appliquées selon le profil indiqué dans la partie IV.3.2. La céramique est considérée comme un matériau fragile et le cuivre comme un matériau plastique.

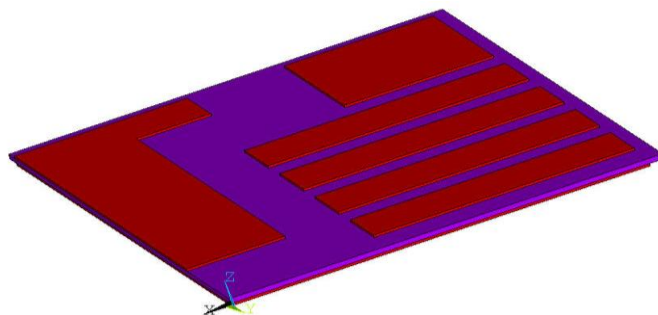


Figure.IV-29 : Représentation du modèle substrat

A l'issue de l'application d'un cycle thermique, à la température de référence, l'empreinte des motifs du cuivre gravé de la face supérieure se distingue sur la face inférieure (Figure.IV-30-a). Le phénomène décrit dans le chapitre précédent est clairement d'origine mécanique sous l'effet des



cycles thermiques. Les contraintes observées sont homogènes (Figure.IV-30-b), ce qui peut expliquer, lors de l'expérimentation, les raisons de l'apparition de fissurations de surface ou de modification de rugosité et l'absence de délaminage.

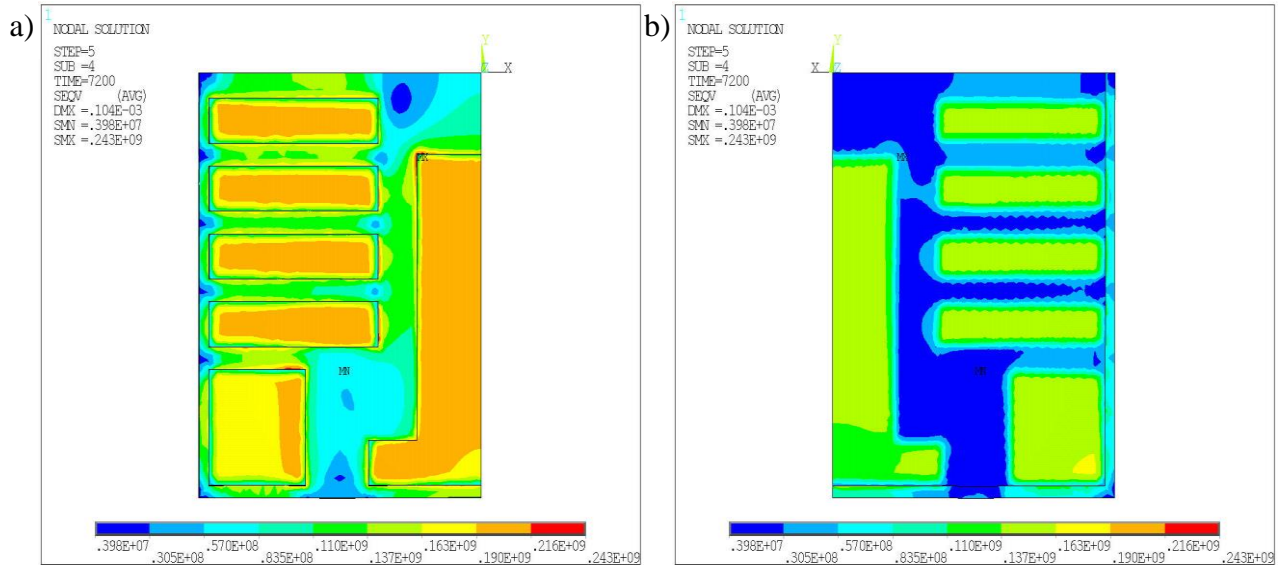
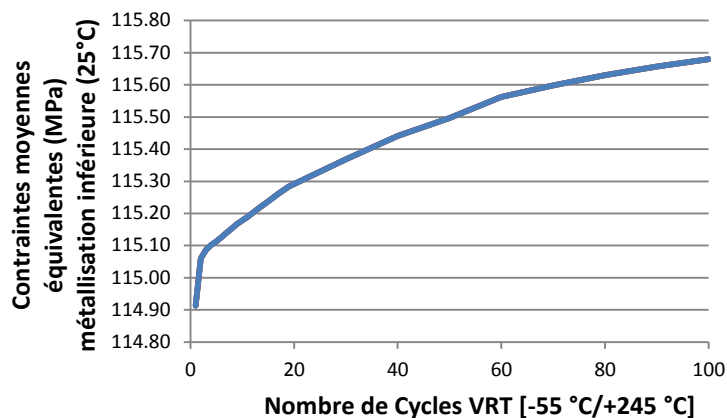


Figure.IV-30 : Contraintes équivalentes (Pa) sur la surface supérieure (a) et inférieure du substrat (b)

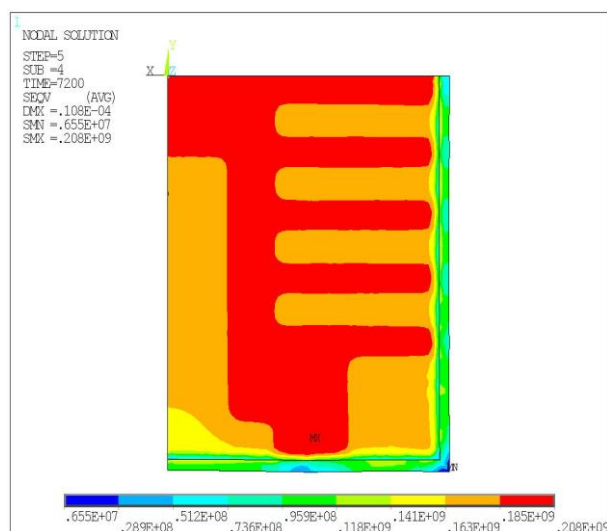
#### IV.3.5.2 Evolution de la contrainte équivalente moyenne de la métallisation inférieure du substrat en fonction du nombre de cycles

La courbe (Figure.IV-31) montre l'accroissement de l'accumulation des contraintes de Von Mises (valeur quadratique moyenne des contraintes en un point) moyennées sur l'ensemble de la métallisation inférieure du substrat. Elle peut donner une indication approximative du nombre de cycles subis par le substrat avant rupture de sa métallisation.



**Figure.IV-31 : Contrainte moyenne dans la métallisation inférieure en fonction du nombre de cycles thermiques**

Si l'origine de ces dégradations est thermomécanique, elle peut avoir trois causes principales : effet de la contrainte mécanique diffusée dans le substrat durant les cycles, effet de la déformation ou du gauchissement du substrat, ou effet cumulé des deux phénomènes. Pour répondre à cette interrogation, une simulation d'un cycle thermique a été effectuée sur un substrat dont seuls les déplacements dans le plan du substrat ont été autorisés empêchant tout gauchissement. Les résultats des contraintes équivalentes sur la couche de métallisation ne montrent pas d'atténuation de l'effet de report du motif de la surface supérieure (Figure.IV-32). Il en résulte que la cause de la dégradation, est principalement due aux contraintes de cisaillement des plages de report qui se transmettent sur la couche de métallisation inférieure.



**Figure.IV-32 : Contraintes équivalentes (Pa) sur la métallisation de cuivre de la surface inférieure du substrat, dont le gauchissement en z est empêché**

Les pistes d'amélioration de la robustesse aux cycles thermiques sévères de ce type d'assemblage vont dans le sens d'une diminution de l'effet de dilatation différentielle entre la couche de métallisation et la céramique. La partie suivante aborde la quantification de l'influence de certains choix technologiques sur les contraintes équivalentes de la métallisation inférieure (critère d'optimisation).

### IV.3.5.3 Optimisation des choix technologiques du substrat afin de réduire ou de supprimer l'apparition de ces dégradations

#### IV.3.5.3.1 Influence des dimensions des plages de report de la couche de métallisation supérieure

L'objectif de cette simulation est d'argumenter sur la taille des plages de report de la métallisation supérieure et de trouver la taille optimale thermo-mécaniquement. Cette simulation a montré que les dimensions des plages de report n'influençaient pas l'empreinte de ses motifs en surface inférieure. Les contraintes de Von Mises calculées en surface inférieure sont du même ordre de grandeur que pour un substrat gravé avec des plages plus petites (Figure.IV-33).

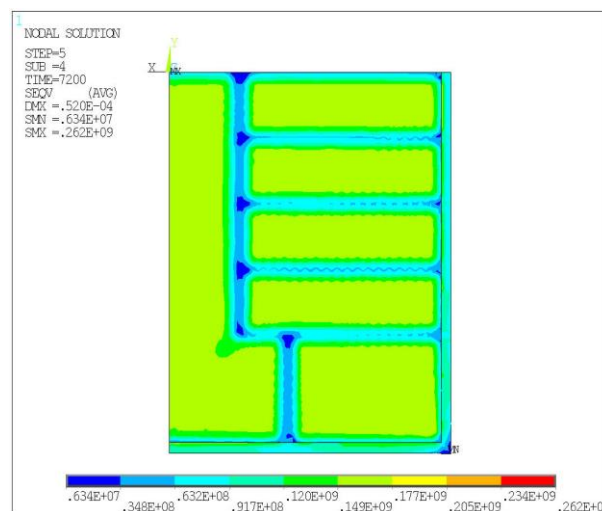
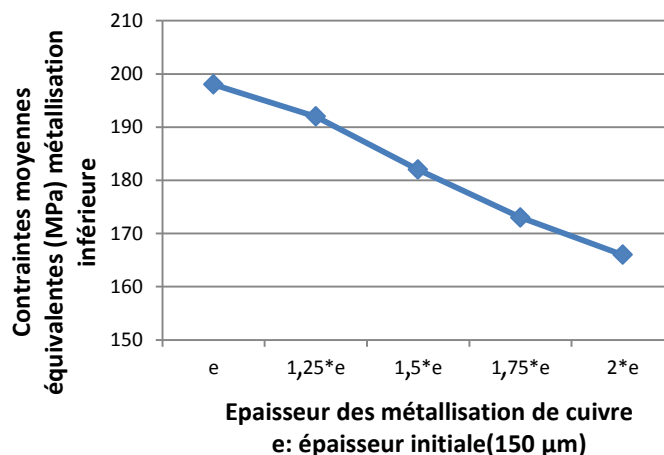


Figure.IV-33 : Contraintes équivalentes (Pa) sur la métallisation de cuivre de la surface inférieure du substrat, dont les dimensions des plages de report en surface supérieure ont été augmentées

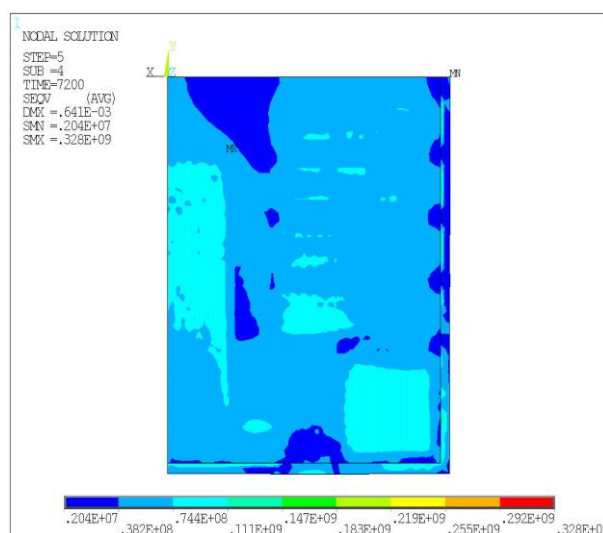
#### IV.3.5.3.2 Influence de l'épaisseur du cuivre

La variation de l'épaisseur de cuivre a une influence significative sur le critère choisi après simulation de l'effet d'un cycle thermique. La Figure.IV-34 donne l'évolution de la contrainte équivalente moyenne en métallisation inférieure en fonction de l'épaisseur du cuivre des deux couches de métallisation après application d'un cycle thermique.



**Figure.IV-34 : Contrainte moyenne dans la métallisation inférieure en fonction de son épaisseur**

La Figure.IV-35 représente les contraintes équivalentes sur la métallisation face inférieure dont l'épaisseur a été variée entre 1 et 2 fois par rapport à l'épaisseur initiale. L'empreinte des plages de report a quasiment disparu et les contraintes moyennes ont nettement baissé en surface de métallisation, par contre elles ont augmenté dans l'ensemble du substrat, ce qui le rend plus sensible à l'apparition de délaminage des couches de métallisation. L'augmentation de l'épaisseur des métallisations réduit l'apparition de la dégradation observée, mais va probablement en générer une nouvelle en favorisant le délaminage des couches.



**Figure.IV-35 : Contraintes équivalentes (Pa) sur la métallisation de cuivre (d'épaisseur 300 µm) de la surface inférieure du substrat**

#### IV.3.5.3.3 Influence du coefficient de dilatation thermique des couches de métallisation

La Figure.IV-36 donne l'évolution de la contrainte équivalente moyenne en métallisation inférieure en fonction du coefficient de dilatation des deux couches de métallisation après application d'un cycle thermique. Le résultat montre clairement qu'une couche de métallisation dont le coefficient de dilatation se rapproche de celui de la céramique augmente la robustesse aux cycles thermiques sévères et atténue considérablement l'apparition de cette dégradation, comme on pouvait le prévoir.

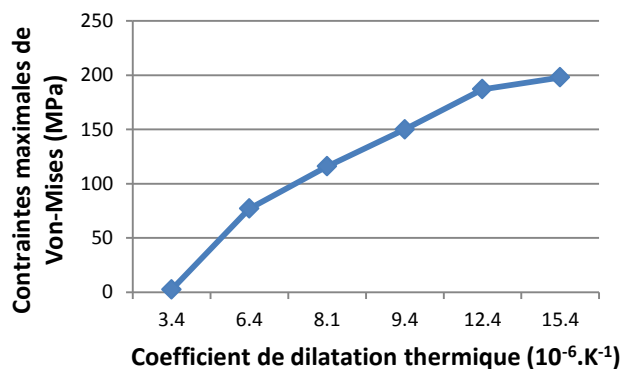


Figure.IV-36 : Contrainte maximale dans la métallisation inférieure en fonction de son coefficient de dilatation

L'étude décrite dans cette partie a montré que des dégradations survenues lors de cycles thermiques sévères à  $\Delta T$  élevée sont d'origines thermomécaniques. Cette constatation oriente les solutions proposées pour en réduire les apparitions. Tout choix technologique permettant de réduire la dilatation différentielle entre les couches de métallisation et la céramique est pertinent.

Les vieillissements accélérés ont été appliqués sur des assemblages composés de puces reportées sur leur substrat, qui était ainsi libre de toute contrainte. La simulation conduite sur un substrat dont les déformations n'ont pas été autorisées en dehors de son plan ne montre pas d'atténuation du phénomène de report des motifs de la face supérieure sur la face inférieure de métallisation. Il est donc probable que dans une configuration plus réaliste, dans laquelle le substrat est reporté sur une semelle dissipatrice, le phénomène se manifeste également.

Les simulations thermomécaniques ont montré des pistes pour atténuer cette dégradation voire l'éliminer. Les solutions pour limiter ce phénomène seraient de disposer d'une métallisation avec un coefficient de dilatation proche de celui de la céramique.

#### IV.4 CONCLUSION

Dans ce chapitre, une présentation détaillée de l'analyse de tous les modes de défaillances obtenus sur les véhicules de tests de puissance a été menée. Ces derniers ont été vieillis avec des cyclages passifs de différentes amplitudes de températures. Chacune des amplitudes a donné naissance à différentes dégradations. Les résultats de l'étude détaillée sur la réaction de l'interface liée à l'élargissement des lacunes ont été discutés et analysés. Des simulations 2D ont montré que le joint de brasure se dilate au refroidissement et se contracte de façon inverse au cours du chauffage à cause de l'assemblage. Ce chargement cyclique traction-compression pousse le joint AuSn à s'adapter avec les différentes ondulations concaves et convexes. Par conséquent, la taille des lacunes augment en s'étirant.

Une variété de simulation nous a permis d'étudier dans un premier temps l'influence des lacunes sur l'initiation de fissure. Cette étude a été faite en visualisant la concentration de contraintes dans le joint et plus précisément aux contours des lacunes. Ensuite, l'influence de maintien à charges de chauffe et du refroidissement du cyclage thermique sur la propagation de fissure a été présentée. Finalement, nous avons étudié l'influence des tailles de lacunes ainsi que les distances entre les lacunes.

Il a été également établi un algorithme de prédiction des chemins possibles de propagation de fissure entre lacunes en se basant sur la méthode de désactivation des éléments les plus contraints.

Dans la troisième partie de ce chapitre, nous avons analysé les modes de dégradations observés dans les substrats de puissance soumis à des vieillissements à haute température [-55/+245] °C.

Il a été démontré à l'aide des simulations par MÉF que ce type de dégradation est d'origine thermomécanique. Nous avons présenté par la suite des pistes afin d'atténuer cette dégradation voire de l'éliminer à l'aide de différentes simulations thermomécaniques.

Les analyses des différents mécanismes obtenus à hautes températures sont présentées dans ce chapitre. Ces analyses confirment notre hypothèse faite dans le chapitre III concernant le choix du profil de température qui doit être remis en question. En effet, une limitation de sévérité de profil de température doit être envisagée pour éviter de produire des dégradations qui pourraient ne pas être générés en profil de mission réel.



## **Conclusion générale et perspectives**

Le développement de l'avion plus électrique implique une utilisation accrue des modules d'électronique de puissance. Leur intégration dans un environnement aéronautique pose de nombreuses questions en termes de durabilité et de fiabilité. En effet, l'environnement soumet les composants à des contraintes combinées de fortes amplitudes pour lesquelles les modules sont sensibles. La présence croissante de l'électronique dans les systèmes embarqués soulève inévitablement la problématique de l'espace occupé par les systèmes électroniques. La miniaturisation des assemblages de puissance est donc un passage obligé afin de répondre à cette contrainte d'espace. Cependant, la nécessité de la miniaturisation des systèmes a pour inconvénient la réduction de la durée de vie des assemblages à cause de contraintes plus sévère.

Les travaux de cette thèse s'inscrivent dans le cadre du projet GENOME (GEstioN OptiMisée de l'Energie). Ce projet s'intéresse à des solutions de packaging haute-température pour des modules de puissance 40 kW embarqués en aéronautique et à l'étude de fiabilité des dispositifs d'électronique de puissance.

La fiabilité des modules de puissance est un domaine qui évolue continuellement. La caractérisation de leurs matériaux et de leurs structures occupe une grande partie du champ de recherche actuel. Cette préoccupation s'explique par leur disposition au sein du système. La rupture du joint d'attache est considérée comme étant la principale défaillance dans un assemblage vieilli thermiquement. De ce fait, la plus grande attention de ce mémoire a été portée sur la fiabilité du joint de report de la puce mais en parallèle à cela, la tenue d'accroche des fils de câblage et la tenue en tension des céramiques ont été étudiées. De ce fait, des véhicules de tests issus de différents procédés de mise en œuvre par frittage de nano-film d'argent et par brasage d'or-étain (AuSn) ont été assemblés.

Dans ce mémoire, nous avons fait dans un premier temps une étude de compréhension de la structure et de la composition d'un module de puissance. Cette étude, nous a été fort utile pour une meilleure sélection des différents composants (puces semi-conductrices, substrats et semelle) utilisés dans le projet GENOME qui a également été présenté.



Les types de vieillissement accéléré passif et les moyens d'analyses utilisés dans le cadre de cette thèse ont été présentés dans le deuxième chapitre. Le but était de préparer tous les équipements pour évaluer l'évolution des propriétés électro-thermo-mécaniques pendant le vieillissement. En effet, une étude de validation du protocole de mesure de tous les essais et de configuration des véhicules de tests ont été réalisées. Cette validation a été faite après concertation avec les différents partenaires. Ces véhicules de tests ont été vieillis avec deux cyclages passifs différents : en VRT [-55/+175] °C et en CHOC [-40/+125] °C. Chacun de ces essais a produit des dégradations différentes.

Les essais de vieillissement en cyclage thermique ont montré que la tenue d'accroche des fils de câblage dépend plus de la vitesse de variation de la température que de l'amplitude. Cette variation de température avait une grande influence sur la zone d'arrachement. En effet, après des études statistiques, il a été conclu que la diminution de la force d'arrachement du fils de câblage était due à la dégradation du pied du fil car c'est la proportion de fils arrachés au niveau du pied augmentait au fur et à mesure que le vieillissement avançait.

Néanmoins, l'essai de vieillissement en cyclage thermique en VRT [-55/+175] °C était plus sévère concernant la résistance thermique. D'un autre côté, une variation du même calibre a été observée lors du cyclage thermique CHOC [-55/+175] °C réalisé par notre partenaire Serma technologies, ce qui nous a permis de conclure que ces grandes variations de  $R_{th}$ , provoquées par les changements de la microstructure, sont dues aux grandes amplitudes et non pas à la vitesse de variation de température.

Des dégradations telles que des fissurations verticales et horizontales par rapport au plan du joint ainsi que des délaminages ont été observées à l'aide de la microscopie au niveau de la microstructure des VTs assemblés par le film d'argent fritté vieillis en VRT [-55/+175] °C, ce qui était en corrélation avec les variations de la résistance thermique et la tenue en cisaillement obtenus.

Il a été révélé également que la tenue mécanique de la brasure AuSn peut être qualifiée mais pas quantifiée. En effet, la valeur de la tenue en cisaillement des composants brasés AuSn dépasse toujours la capacité de la machine du cisaillement disponible à l'IMS pour nos véhicules de tests.

Un élargissement de lacunes, une propagation de fissures longitudinales et une ondulation de cuivre au niveau de l'interface joint/métallisation cuivre supérieure ont été observés pendant le cyclage thermique VRT [-55/+175] °C sur les VTs assemblés par brasure AuSn. Une analyse

détaillée de tous les modes de défaillances, obtenus sur les véhicules de tests de puissance assemblés par brasure AuSn en vieillissement sévère, a été menée dans le dernier chapitre. Les résultats de cette étude sur la réaction de l'interface liée à l'élargissement des lacunes ont été discutés et analysés. Il a été démontré que le chargement cyclique traction-compression pousse le joint AuSn à s'adapter avec les différentes ondulations concaves et convexes. Par conséquent, les tailles des lacunes augmentent en s'étirant.

Des simulations MÉF 3D ont été réalisées afin de caractériser l'influence des lacunes sur l'initiation et la propagation de fissure. Il a été observé que la concentration de contraintes est dans le joint et plus précisément aux contours des lacunes. L'influence des paliers de maintien à charges de chauffe et de refroidissement lors du cyclage thermique, des tailles des lacunes, et finalement, des distances entre ces dernières, a été étudiée dans la première partie de ce chapitre.

Une méthode pour la simulation de propagation bidimensionnelle en se basant sur la concentration des contraintes thermomécaniques a été élaborée, et ceci en désactivant les éléments les plus contraints. En effet, après la désactivation d'un élément, la simulation de contraintes est refaite dans le but de déterminer le deuxième élément le plus stressant et ainsi de suite.

Lors d'une étude sur la fiabilité des substrats de puissance soumis à un vieillissement VRT à haute température  $[-55/+245]$  °C, une augmentation de la rugosité de surface de la métallisation inférieure du substrat est apparue sur l'ensemble des VTs. Le motif gravé sur la métallisation supérieure se reflète et s'imprime sur la métallisation inférieure. Une série de simulations numériques a été effectuée pour étudier les modes de dégradations observés dans les substrats de puissance soumis à un vieillissement VRT à haute température  $[-55/+245]$  °C. Il a été démontré que l'origine de l'apparition de ce type de dégradations était exclusivement la conséquence des contraintes thermomécaniques engendrées dans le substrat par les dilatations différentielles du cuivre et de la céramique. Autrement dit, cette dégradation est d'origine thermomécanique. Nous avons présenté par la suite des pistes afin d'atténuer cette dégradation voire de l'éliminer à l'aide de différentes simulations thermomécaniques.

Après une étude bibliographique approfondie, il s'est avéré que l'élargissement de lacunes et la propagation de fissures longitudinales sont de nouvelles dégradations. Par conséquent, le choix du profil de température pourrait être remis en question et une limitation de sévérité de profil de température pourrait être une solution pour éviter de produire des dégradations qui pourraient ne pas être générés en profil de mission réel. Cela nous permet de proposer de garder les profils de

l'automobile où la plage de température pour les semi-conducteurs et leurs assemblages est comprise entre  $-40\text{ °C}$  et  $+125\text{ °C}$  pour la majorité des cas d'étude.

Concernant les perspectives, dans un cas plus réaliste où le véhicule de test se compose aussi d'une semelle, il y aura certainement des contraintes au niveau de l'interface substrat/semelle. Par conséquent, cette semelle va peut-être limiter les déformations du substrat au niveau de l'interface substrat/joint. Donc il serait intéressant d'étudier l'influence de la semelle sur la déformation de l'assemblage de puissance.

Il serait judicieux de déterminer le nombre de cycles au moment du changement de phases. Malheureusement nous n'avons pas fait de prélèvements avant 500 cycles à cause du nombre limité des VTs, mais il est fort probable que le changement de phase a eu lieu avant les 500 cycles. Pour s'y rapprocher, une modification de la synthèse des sorties, comme par exemple une sortie tous les 50 cycles, s'avère nécessaire.

Pour étudier la limitation de sévérité des profils, nous proposons d'étudier des profils intermédiaires. Cela peut nous donner des indications sur le seuil de température qu'il ne faut pas dépasser afin de respecter la définition du vieillissement accéléré.

Et finalement, Il serait intéressant aussi d'étudier l'effet du cyclage actif sur la propagation de fissure. En effet, les électrons dans un métal se mettent en mouvement et peuvent se cogner aux atomes et donc favorisant la propagation de fissure.

## Bibliographie

---

- [1] J.-L. Fock-Sui-Too, « Caractérisation et modélisation de composants IGBT et diode PIN dans leur environnement thermique sévère lié aux applications aéronautiques », Thèse, Université Paul Sabatier - Toulouse III, 2010.
- [2] B. Allard, « L'électronique de puissance: Bases, perspectives, guide de lecture », *Tech. Ing. Génie Électr.*, vol. D4, n° D3060, 2006.
- [3] K. Isoird, « Etude de la tenue en tension des dispositifs de puissance en carbure de silicium par caractérisations OBIC et électrique », Thèse, INSA de Lyon, 2001.
- [4] B. Boursat, « Comprendre les problèmes de procédé de l'électronique de puissance », *Alstom PEARL Janvier*, 2006.
- [5] A. Masson, « Mise en œuvre de techniques d'attaches de puces alternatives aux brasures pour des applications haute température », Thèse, INSA de Lyon, 2012.
- [6] S. Zelmat, « Etude des propriétés électriques d'un matériau polyimide à haute température : application à la passivation des composants de puissance en carbure de silicium », Thèse, Université Toulouse III - Paul Sabatier, 2006.
- [7] R. Riva, « Solution d'interconnexions pour la haute température », Thèse, INSA de Lyon, 2014.
- [8] A. Masson, « Processing of alternative die attaches techniques for high temperature application », Theses, INSA de Lyon, 2012.
- [9] J. B. Casady et R. W. Johnson, « Status of silicon carbide (SiC) as a wide-bandgap semiconductor for high-temperature applications: A review », *Solid-State Electron.*, vol. 39, n° 10, p. 1409-1422, oct. 1996.
- [10] T. Miyajima, N. Tokura, et H. Kazukuni, « Silicon carbide semiconductor device », U.S. Patent No. 5,976,936. Washington, DC: U.S. Patent and Trademark Office, 1999.
- [11] G. Civrac, *Vers la réalisation de composants haute tension, forte puissance sur diamant CVD. Développement des technologies associées*. Toulouse, INPT, 2009.
- [12] S. Kako, C. Santori, K. Hoshino, S. Götzinger, Y. Yamamoto, et Y. Arakawa, « A gallium nitride single-photon source operating at 200 K », *Nat. Mater.*, vol. 5, n° 11, p. 887-892, 2006.
- [13] M. Choueib, « Etude des propriétés physiques de nanofils individuels de Carbure de Silicium par émission de champ », Thèse, Université Claude Bernard-Lyon I, 2009.
- [14] M. M. Jury, « Conception, Réalisation et Caractérisation d'interrupteurs (thyristors et JFETs) haute tension (5kV) en carbure de silicium », Thèse, INSA de Lyon, 2004.
- [15] C. Eaborn, « Gmelin Handbook of Inorganic Chemistry, Silicon Carbide, Supplement Volume B2, Part1 », in *ISBN 3-540-93526-6. Springer-Verlag, Berlin*, 1986.

- [16] R. W. Johnson, C. Wang, Y. Liu, et J. D. Scofield, « Power device packaging technologies for extreme environments », *IEEE Trans. Electron. Packag. Manuf.*, vol. 30, n° 3, p. 182–193, 2007.
- [17] G. L. Harris, *Properties of silicon carbide*. Iet, 1995.
- [18] « AI Technology. Manufacturer of adhesives, thermoplastic, thermal management material and specialty materials serving the semiconductor and electronic packaging industry ». [En ligne]. Disponible sur: <http://www.aitechnology.com/>.
- [19] « Silicon Nitride Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, website of material properties ». [En ligne]. Disponible sur: <http://matweb.com>.
- [20] M. Pecht, R. Agarwal, F. P. McCluskey, T. J. Dishongh, S. Javadpour, et R. Mahajan, *Electronic packaging materials and their properties*. CRC press, 1998.
- [21] J. H. Harris, « Sintered aluminum nitride ceramics for high-power electronic applications », *J. Miner. Met. Mater. Soc.*, vol. 50, n° 6, p. 56–60, 1998.
- [22] « Ceramic Grinding: Hard Technical Ceramics ». [En ligne]. Disponible sur: <http://www.ferroceramic.com/>.
- [23] L. Ménager, « Contribution à l'intégration des convertisseurs de puissance en 3D », Thèse, INSA de Lyon, 2008.
- [24] E. Woïgard, « Contribution à l'étude d'une intégration hybride adaptée à l'électronique automobile », Thèse, Université de Bordeaux, 1992.
- [25] W. W. Sheng et R. P. Colino, *Power electronic modules: design and manufacture*. CRC press, 2004.
- [26] J. Redoutey, « Circuits hybrides de puissance », *Cent. Marseille*, 2011.
- [27] L. Zhang, « Etude de fiabilité des modules d'électronique de puissance à base de composant SiC pour applications hautes températures », Thèse, Université de Bordeaux, 2012.
- [28] « DPC (Direct plated Copper) Substrat-Meilleure gestion thermique ». [En ligne]. Disponible sur: <http://metallized-ceramic.ready-online.com>.
- [29] « Ceramic Packages for Power Electronics | Ceramic Packages | Products | KYOCERA ». [En ligne]. Disponible sur: <http://global.kyocera.com/prdct/semicon/semi/power/>.
- [30] M. Occhionero, R. Adams, et K. Fennessy, « A new substrate for electronic packaging: aluminum silicon carbide (AlSiC) composites », in *Proceedings of the Forth Annual Portable by Design Conference, Electronics Design*, 1997, p. 24–27.
- [31] S. Dimitrijević et P. Jamet, « Advances in SiC power MOSFET technology », *Microelectron. Reliab.*, vol. 43, n° 2, p. 225–233, 2003.
- [32] M. Ciappa, « Lifetime prediction on the base of mission profiles », *Microelectron. Reliab.*, vol. 45, n° 9–11, p. 1293–1298, sept. 2005.
- [33] V. R. Manikam et K. Y. Cheong, « Die attach materials for high temperature applications: a review », *IEEE Trans. Compon. Packag. Manuf. Technol.*, vol. 1, n° 4, p. 457–478, 2011.

- [34] T. Youssef, « Modélisation multiphysique d'un assemblage de puissance haute température destiné à l'environnement aéronautique », Thèse, Université de Bordeaux, 2016.
- [35] F. Le Henaff, « Contribution à l'étude, la mise en œuvre et à l'évaluation d'une solution de report de puce de puissance par procédé de frittage de pâte d'argent à haute pression et basse température », Thèse, Université de Bordeaux, 2014.
- [36] C. Gobl, *Sinter Technology Enhances Power-Module Robustness*. 2009.
- [37] S. H. Yoon *et al.*, « Sintering and consolidation of silver nanoparticles printed on polyimide substrate films », *Macromol. Res.*, vol. 17, n° 8, p. 568–574, 2009.
- [38] T. Youssef *et al.*, « Power modules die attach: A comprehensive evolution of the nanosilver sintering physical properties versus its porosity », *Microelectron. Reliab.*, vol. 55, n° 9, p. 1997–2002, 2015.
- [39] S. Zabihzadeh, « Microstructure and thermo-mechanical behaviors of thin layers of porous nanocrystalline silver », in *From Nano to Micro Power Electronics and Packaging International Workshop, IMAPS*, 2014, vol. 16.
- [40] Z. Zhang, « Processing and characterization of micro-scale and nanscale silver paste for power semiconductor device attachment », Virginia Polytechnic Institute and State University, 2005.
- [41] W. Sabbah, « Contribution à l'étude des assemblages et connexions nécessaires à la réalisation d'un module de puissance haute température à base de jfet en carbure de silicium (SiC) », Université de Bordeaux, 2013.
- [42] F. Le Henaff, S. Azzopardi, J.-Y. Delétage, E. Woïrgard, S. Bontemps, et J. Joguet, « Frittage de nano-pâte d'argent : impact de la métallisation du substrat sur la tenue à la fatigue thermique des assemblages de puissance », in *Electronique de Puissance du Futur*, France, 2012.
- [43] M. Barrière *et al.*, « Silver sintered double-sided cooling power package process for controlled Si power semiconductor devices with aluminum top-metallization », in *Integrated Power Packaging (IWIPP), 2015 IEEE International Workshop on*, 2015, p. 103–106.
- [44] J. Scola *et al.*, « Brasure à base de nanoparticules d'argent : évolution en temps réel de la microstructure et de la résistance », in *Symposium de Génie Électrique 2014*, Cachan, France, 2014.
- [45] G. Dutt, « Alpha : LED Die Attach Technologies », présenté à Lighting Exhibition Show, Guangzhou, China, 2015.
- [46] « Alpha assembly solutions, Argomax 8020 Film ». [En ligne]. Disponible sur: <http://alphaassembly.com>.
- [47] « IMAPS - Webinar sponsored by Palomar guide of modern wedge bonding », 2016. [En ligne]. Disponible sur: [http://www.imaps.org/webcasts/2016April12\\_Palomar.htm](http://www.imaps.org/webcasts/2016April12_Palomar.htm).
- [48] M. Schneider-Ramelow et C. Ehrhardt, « The reliability of wire bonding using Ag and Al », *Microelectron. Reliab.*, vol. 63, p. 336–341, 2016.

- [49] H. Zhang, F. Wang, D. Zhang, Y. Hou, et T. Xi, « A new automatic resonance frequency tracking method for piezoelectric ultrasonic transducers used in thermosonic wire bonding », *Sens. Actuators Phys.*, vol. 235, p. 140–150, 2015.
- [50] I. W. Qin, « Wire Bonding: the Preferred Interconnect Method », *Chip Scale Rev.*, 2002.
- [51] N. Marengo, M. Kontek, W. Reinert, J. Lingner, et M.-H. Poech, « Copper ribbon bonding for power electronics applications », in *Microelectronics Packaging Conference (EMPC)*, 2013, p. 1-4.
- [52] S. Jacques, R. Leroy, et M. Lethiecq, « Impact of aluminum wire and ribbon bonding technologies on D2PAK package reliability during thermal cycling applications », *Microelectron. Reliab.*, vol. 55, n° 9–10, p. 1821-1825, août 2015.
- [53] M. Barrière, S. Azzopardi, et R. Roder, « Procédé de frittage de pâte d'argent double face adapté aux composants silicium avec métallisation supérieure aluminium », présenté à JCGE, 2015.
- [54] M. Rizzi, « Contribution à l'étude de la fiabilité des modules de puissance pour application automobile », Thèse, Université de Bordeaux, 2008.
- [55] L. 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 », Thèse, École normale supérieure de Cachan-ENS Cachan, 2006.
- [56] W. Sabbah et E. Woïgard, « Analyses destructives & non destructives des VTs vieillissés par cyclage thermique de -55°C à +245°C ». 2014.
- [57] F. W. Gayle *et al.*, « High temperature lead-free solder for microelectronics », *JOM J. Miner. Met. Mater. Soc.*, vol. 53, n° 6, p. 17–21, 2001.
- [58] A. Arbor, « NCMS lead-free solder project final report », *Natl. Cent. Manuf. Sci.*, 1997.
- [59] G. Parent, « Evaluation de la durée de vie de composants électroniques de puissance commerciaux soumis à plusieurs tests de vieillissement et détermination des mécanismes de défaillance », Thèse, INPT de Toulouse, 2016.
- [60] P. Liu, P. Yao, et J. Liu, « Evolutions of the interface and shear strength between SnAgCu-xNi solder and Cu substrate during isothermal aging at 150° C », *J. Alloys Compd.*, vol. 486, n° 1, p. 474–479, 2009.
- [61] T. A. Siewert, J. C. Madeni, et S. Liu, « Formation and growth of intermetallics at the interface between lead-free solders and copper substrates », in *Proceedings of the APEX Conference on Electronics Manufacturing, Anaheim, California*, 2003, vol. 23, p. 583–594.
- [62] G. Matljasevic et C. C. Lee, « Void-free Au-Sn eutectic bonding of GaAs dice and its characterization using scanning acoustic microscopy », *J. Electron. Mater.*, vol. 18, n° 2, p. 327–337, 1989.
- [63] L. Benabou, V. Etgens, Q. B. Tao, et others, « Finite element analysis of the effect of process-induced voids on the fatigue lifetime of a lead-free solder joint under thermal cycling », *Microelectron. Reliab.*, vol. 65, p. 243–254, 2016.

- [64] A. Haque, B. H. Lim, A. Haseeb, et H. H. Masjuki, « Die attach properties of Zn–Al–Mg–Ga based high-temperature lead-free solder on Cu lead-frame », *J. Mater. Sci. Mater. Electron.*, vol. 23, n° 1, p. 115–123, 2012.
- [65] W. H. Zhu, S. Stoeckl, H. Pape, et S. L. Gan, « Comparative study on solder joint reliability using different FE-models », in *Electronics packaging technology, 2003 5th conference (EPTC 2003)*, 2003, p. 687–694.
- [66] L. J. Ladani et A. Dasgupta, « Effect of voids on thermomechanical durability of Pb-free BGA solder joints: Modeling and simulation », *J. Electron. Packag.*, vol. 129, n° 3, p. 273–277, 2007.
- [67] Z. Bin et Q. Baojun, « Effect of voids on the thermal fatigue reliability of PBGA solder joints through submodel technology », in *Electronics Packaging Technology Conference, 2008. EPTC 2008. 10th*, 2008, p. 704–708.
- [68] Q. Yu, T. Shibutani, D.-S. Kim, Y. Kobayashi, J. Yang, et M. Shiratori, « Effect of process-induced voids on isothermal fatigue resistance of CSP lead-free solder joints », *Microelectron. Reliab.*, vol. 48, n° 3, p. 431–437, mars 2008.
- [69] J. Chang, L. Wang, J. Dirk, X. Xie, et others, « Finite element modeling predicts the effects of voids on thermal shock reliability and thermal resistance of power device », *Weld. J.*, vol. 85, n° 3, p. 63–70, 2006.
- [70] J. Lau, S. Erasmus, et S. Pan, « Effects of voids on bump chip carrier (BCC++) solder joint reliability », in *Electronic Components and Technology Conference, 2002. Proceedings. 52nd*, 2002, p. 992–1000.
- [71] G. S. Matijasevic, C. Y. Wang, et C. C. Lee, « Thermal stress considerations in die-attachment », in *Thermal Stress and Strain in Microelectronics Packaging*, Springer, 1993, p. 194–220.
- [72] T. A. Tollefsen, A. Larsson, O. M. Løvvik, et K. Aasmundtveit, « Au-Sn SLID bonding—properties and possibilities », *Metall. Mater. Trans. B*, vol. 43, n° 2, p. 397–405, 2012.
- [73] J.-W. Yoon et S.-B. Jung, « Investigation of interfacial reaction between Au–Sn solder and Kovar for hermetic sealing application », *Microelectron. Eng.*, vol. 84, n° 11, p. 2634–2639, 2007.
- [74] H. Ye, M. Lin, et C. Basaran, « Failure modes and FEM analysis of power electronic packaging », *Finite Elem. Anal. Des.*, vol. 38, n° 7, p. 601–612, 2002.
- [75] H. Lu, C. Bailey, et C. Yin, « Design for reliability of power electronics modules », *Microelectron. Reliab.*, vol. 49, n° 9, p. 1250–1255, 2009.
- [76] D. C. Katsis, « Thermal characterization of die-attach degradation in the power MOSFET », Thèse, Virginia Tech, 2003.
- [77] D. C. Hopkins, « Bus Bar System - Direct Bonded Copper », présenté à Power Packaging Meeting, Université at Buffalo, 2003.
- [78] N. Y. Shammass, « Present problems of power module packaging technology », *Microelectron. Reliab.*, vol. 43, n° 4, p. 519–527, 2003.



- [79] G. Dong, G. T. Lei, X. Chen, K. Ngo, et G. Lu, « Edge tail length effect on reliability of DBC substrates under thermal cycling », *Solder. Surf. Mt. Technol.*, vol. 21, n° 3, p. 10-15, juin 2009.
- [80] L. Xu, M. Wang, Y. Zhou, Z. Qian, et S. Liu, « An optimal structural design to improve the reliability of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-DBC substrates under thermal cycling », *Microelectron. Reliab.*, vol. 56, p. 101-108, janv. 2016.
- [81] D. Kostic, « Lead-free - An Update », présenté à Electronics Reliability, The Aerospace Corporation GEOINT DEVELOPMENT OFFICE, Août-2011.
- [82] M. J. Bozack, S. K. Snipes, et G. N. Flowers, « Methods for fast, reliable growth of Sn whiskers », *Surf. Sci.*, vol. 652, p. 355-366, oct. 2016.
- [83] T. Youssef *et al.*, « Power modules die attach: A comprehensive evolution of the nanosilver sintering physical properties versus its porosity », *Microelectron. Reliab.*, vol. 55, n° 9-10, p. 1997-2002, août 2015.
- [84] V. Caccuri, « Etude des propriétés mécaniques de technologies de report de puce pour électronique de puissance: influence du vieillissement. », Thèse, ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique-Poitiers, 2014.
- [85] H. Yu, L. Li, et Y. Zhang, « Silver nanoparticle-based thermal interface materials with ultra-low thermal resistance for power electronics applications », *Scr. Mater.*, vol. 66, n° 11, p. 931-934, 2012.
- [86] E. Ando et M. Miyazaki, « Moisture degradation mechanism of silver-based low-emissivity coatings », *Thin Solid Films*, vol. 351, n° 1, p. 308-312, 1999.
- [87] G.-Q. Lu, W. Yang, Y.-H. Mei, X. Li, G. Chen, et X. Chen, « Migration of Sintered Nanosilver on Alumina and Aluminum Nitride Substrates at High Temperatures in Dry Air for Electronic Packaging », *IEEE Trans. Device Mater. Reliab.*, vol. 14, n° 2, p. 600-606, 2014.
- [88] L. Dupont, Z. Khatir, S. Lefebvre, et S. Bontemps, « Effects of metallization thickness of ceramic substrates on the reliability of power assemblies under high temperature cycling », *Microelectron. Reliab.*, vol. 46, n° 9, p. 1766-1771, sept. 2006.
- [89] J. Schulz-Harder et K. Exel, « Recent developments of direct bonded copper (DBC) substrates for power modules », in *Electronic Packaging Technology Proceedings, 2003. ICEPT 2003. Fifth International Conference on*, 2003, p. 491-496.
- [90] M. Bouarroudj-Berkani, « Etude de la fatigue thermo-mécanique de modules électroniques de puissance en ambiance de températures élevées pour des applications de traction de véhicules électriques et hybrides », Thèse, École normale supérieure de Cachan - ENS Cachan, 2008.
- [91] M. Chan, C. M. Tan, K. C. Lee, et C. S. Tan, « Non-destructive degradation study of copper wire bond for its temperature cycling reliability evaluation », *Microelectron. Reliab.*, vol. 61, p. 56-63, 2016.
- [92] T. Lhommeau, « Modes de défaillance et fiabilité des modules IGBT en contraintes aéronautiques », Thèse, Toulouse, INPT, 2007.
- [93] P. McCluskey *et al.*, « Packaging of power electronics for high temperature applications », *Adv. Microelectron.*, vol. 25, p. 19-24, 1998.

- [94] W. Wondrak, « Physical limits and lifetime limitations of semiconductor devices at high temperatures », *Microelectron. Reliab.*, vol. 39, n° 6, p. 1113–1120, 1999.
- [95] « Galden D02TS PFPE Electronic Reliability Testing Fluid », *Applied Thermal Fluids*. [En ligne]. Disponible sur: <http://www.appliedthermalfluids.com>.
- [96] D. O. Neacsu, *Switching Power Converters: Medium and High Power, Second Edition*, vol. Thermal management and reliability. CRC Press, 2013.
- [97] L. Bechou, « Conception et réalisation d'un système ultrasonore à balayage appliqué au diagnostic de défauts dans les microassemblages. Contribution à l'aide à l'interprétation par traitement de l'image et du signal », 1998.
- [98] JEDEC, « Standards & Documents Search: Acoustic microscopy for nonhermetic encapsulated electronic components ». [En ligne]. Disponible sur: <http://www.jedec.org/standards-documents>.
- [99] Department of Defense, « MIL-STD-883, Method 2019.9 - Shear Test », in *Test Method Standard Microcircuits*, 2009.
- [100] Department of Defense, « MIL-STD-883, Method 2011.7 - Pull Test », in *Test Method Standard Microcircuits*, 1991.
- [101] M. Carchia, *Fiabilité électronique / électrique*. Carnegie Mellon University, 1999.
- [102] K. Djedjiga, « Modélisation de la rupture diélectrique dans les céramiques à haute teneur alumine soumise à des contraintes électriques. », Thèse, Université Mouloud Maameri, Tizi Ouzou, 2012.
- [103] J. Li, C. M. Johnson, C. Buttay, W. Sabbah, et S. Azzopardi, « Bonding strength of multiple SiC die attachment prepared by sintering of Ag nanoparticles », *Journal of Materials Processing Technology*, p. 299–308, janv-2015.
- [104] CoorsTek and Ceramic Industry, « Key Features/Benefits of Some Advanced Technical Ceramics used in power electronic substrates ». [En ligne]. Disponible sur: <https://www.ceramicindustry.com>.
- [105] ASTE, *Annexe générale climatique Tome 3 de détermination de l'environnement à simuler*. 2010.
- [106] Automotive Electronics Council (Component Technical Committee), « Stress Test Qualification for Automotive Grade Discrete Semiconductors », 29-juin-2005.
- [107] J. Ciulik et M. R. Notis, « The Au/Sn phase diagram », *J. Alloys Compd.*, vol. 191, n° 1, p. 71–78, 1993.
- [108] T. B. Massalski, H. Okamoto, P. Subramanian, et L. Kacprzak, « Binary Alloys Phase Diagrams (ASM International, Materials Park, Ohio, 1990) », *Vol II*, 2001.
- [109] J.-W. Yoon, B.-I. Noh, et S.-B. Jung, « Interfacial reaction between Au–Sn solder and Au/Ni-metallized Kovar », *J. Mater. Sci. Mater. Electron.*, vol. 22, n° 1, p. 84–90, 2011.
- [110] Z. X. Zhu, C. C. Li, L. L. Liao, C. K. Liu, et C. R. Kao, « Au–Sn bonding material for the assembly of power integrated circuit module », *J. Alloys Compd.*, vol. 671, p. 340–345, 2016.
- [111] S. Anhock, H. Oppermann, C. Kallmayer, R. Aschenbrenner, L. Thomas, et H. Reichl, « Investigations of Au-Sn alloys on different end-metallizations for high temperature

- applications [solders] », in *Electronics Manufacturing Technology Symposium, 1998. IEMT-Europe 1998. Twenty-Second IEEE/CPMT International*, 1998, p. 156–165.
- [112] M. Schaefer, R. A. Fournelle, et J. Liang, « Theory for intermetallic phase growth between Cu and liquid Sn-Pb solder based on grain boundary diffusion control », *J. Electron. Mater.*, vol. 27, n° 11, p. 1167–1176, 1998.
- [113] P. Liu, P. Yao, et J. Liu, « Evolutions of the interface and shear strength between SnAgCu-xNi solder and Cu substrate during isothermal aging at 150°C », *J. Alloys Compd.*, vol. 486, n° 1-2, p. 474-479, nov. 2009.
- [114] E. Woïrgard, F. Arabi, W. Sabbah, D. Martineau, L. Theolier, et S. Azzopardi, « Identification and analysis of power substrates degradations subjected to severe aging tests », *Microelectron. Reliab.*, vol. 55, n° 9, p. 1961–1965, 2015.
- [115] T. Youssef, E. Woïrgard, S. Azzopardi, D. Martineau, et R. Meuret, « Multi-physics modelling of thin films: optimization for finite elements simulations tools », in *Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation and Experiments in Microelectronics and Microsystems (EuroSimE), 2015 16th International Conference on*, 2015, p. 1–5.
- [116] J.-L. Chaboche, « Constitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity », *Int. J. Plast.*, vol. 5, n° 3, p. 247–302, 1989.
- [117] Guangcheng Dong, Guangyin (Thomas) Lei, Xu Chen, Khai Ngo, et Guo-Quan Lu, « Edge tail length effect on reliability of DBC substrates under thermal cycling », *Solder. Surf. Mt. Technol.*, vol. 21, n° 3, p. 10-15, juin 2009.
- [118] J. W. Evans, D. Kwon, et J. Y. Evans, *A Guide to Lead-Free Solders: Physical Metallurgy and Reliability*, ed. W. Engelmaier. London: Springer, 2007.
- [119] M. W. Beranek, M. Rassaian, C. H. Tang, C. L. St John, et V. A. Loeb, « Characterization of 63Sn37Pb and 80Au20Sn solder sealed optical fiber feedthroughs subjected to repetitive thermal cycling », *Adv. Packag. IEEE Trans. On*, vol. 24, n° 4, p. 576–585, 2001.
- [120] K.-A. Lee, Y.-M. Jin, Y. Sohn, J. Namkung, et M.-C. Kim, « Continuous strip casting, microstructure and properties of Au-Sn soldering alloy », *Met. Mater. Int.*, vol. 17, n° 1, p. 7–14, 2011.
- [121] J. C. McNulty, « Processing and reliability issues for eutectic AuSn solder joints », in *International Microelectronics and Packaging Society. Permission granted from the 41-International Symposium on Microelectronics (IMAPS) Proceedings*, 2008, p. 909–916.
- [122] « D. R. David, R. Hsiao, J. R. Loomis, J. M. Park, & J. D. Reid, U.S. Patent No. 5,280,414. Washington, DC: U.S. Patent and Trademark Office, 1994. J. Lemaître, J.-L. Chaboche, “Mécanique des Matériaux solides”, Edition Dunod, 1985. » .
- [123] G. S. Matijasevic, C. Y. Wang, et C. C. Lee, « Thermal stress considerations in die-attachment », in *Thermal Stress and Strain in Microelectronics Packaging*, Springer, 1993, p. 194–220.
- [124] « Online Materials Information Resource - MatWeb ». [En ligne]. Disponible sur: <http://matweb.com/>.
- [125] T. Zhou, T. Bobal, M. Oud, et J. Songliang, « Au/Sn Solder Alloy and Its Applications in Electronics Packaging », *Coining Inc*, 1999.

- [126] S. Cuvilliez, « Passage d'un modèle d'endommagement continu régularisé à un modèle de fissuration cohésive dans le cadre de la rupture quasi-fragile », Thèse, Paris, ENMP, 2012.
- [127] G. R. Irwin, « Handbuch der physik », *Vol VI Springer Berl. 1958 P*, vol. 49, p. I4, 1958.
- [128] G. R. Irwin, « Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate », *Spie Milest. Ser. MS*, vol. 137, n° 167-170, p. 16, 1997.
- [129] M. Patricio et R. Mattheij, « Crack propagation analysis », *CASA Rep.*, p. 07-03, 2007.
- [130] F. Le Henaff, S. Azzopardi, J. Y. Deletage, E. Woïrgard, S. Bontemps, et J. Joguet, « A preliminary study on the thermal and mechanical performances of sintered nano-scale silver die-attach technology depending on the substrate metallization », *Microelectron. Reliab.*, vol. 52, n° 9-10, p. 2321-2325, sept. 2012.
- [131] L. Dupont, S. Lefebvre, Z. Khatir, et S. Bontemps, « Evaluation of substrate technologies under high temperature cycling », in *Integrated Power Systems (CIPS), 2006 4th International Conference on*, 2006, p. 1-6.
- [132] Y. Wang, X. Dai, G. Liu, Y. Wu, D. Li, et S. Jones, « Integrated Liquid Cooling Automotive IGBT Module for High Temperatures Coolant Application », in *Renewable Energy and Energy Management; Proceedings of PCIM Europe 2015; International Exhibition and Conference for Power Electronics, Intelligent Motion*, 2015, p. 1-7.

# Annexes

## Annexe 1 : Synthèse des sorties du lot CHOC [-40/+125] °C

Essai	Durée	Nombre de VT minimum	Analyse	Analyste
CHOC thermique [-40/+125] °C 20 min / 20 min	0 h (RO_00)	1/14 VT1 SK 1/14 VT1 AK 1/14 VT1 AD	Cisaillement de puce ST, arrachement de fil PT et test de claquage de céramique sur 1 VT1 de chaque type	IMS
		4/4 VT2 SK 4/4 VT2 AK 4/4 VT2 SC 4/4 VT2 AC 4/4 VT2 AD	Rth sur tous les VT RX sur tous les VT	IMS
	333 h (RO_01) 500 cycles	3 x (1/13) VT1	ST, PT et test de claquage sur 1 VT1 de chaque type	IMS
		5 x (4/4) VT2	Rth sur tous les VT RX sur tous les VT	IMS
	666 h (RO_02) 1000 cycles	3 x (1/12) VT1	ST, PT et test de claquage sur 1 VT1 de chaque type	IMS
		5 x (4/4) VT2	Rth sur tous les VT RX sur tous les VT	IMS
	1000 h (RO_03) 1500 cycles	3 x (1/11) VT1	ST, PT et test de claquage sur 1 VT1 de chaque type	IMS
		5 x (4/4) VT2	Rth sur tous les VT RX sur tous les VT	IMS
	1333 h (RO_04) 2000h	3 x (1/10) VT1	ST, PT et test de claquage sur 1 VT1 de chaque type	IMS
		5 x (4/4) VT2	Rth sur tous les VT RX sur tous les VT	IMS
	1666 h (RO_05) 2500cycles	3 x (1/9) VT1	ST sur 1 VT1 de chaque type	IMS
		5 x (4/4) VT2	Rth sur tous les VT RX sur tous les VT	IMS
	2000 h (RO_06) 3000 cycles	3 x (1/8) VT1	ST sur 1 VT1 de chaque type	IMS
		5 x (4/4) VT2	Rth sur tous les VT RX sur tous les VT	IMS
	2333 h (RO_07) 3500 cycles	3 x (1/7) VT1	ST, PT et test de claquage sur 1 VT1 de chaque type	IMS
		5 x (4/4) VT2	Rth sur tous les VT RX sur tous les VT	IMS
	2666 h (RO_08) 4000 cycles	3 x (1/6) VT1	ST, PT et test de claquage sur 1 VT1 de chaque type	IMS
		5 x (4/4) VT2	Rth sur tous les VT RX sur tous les VT	IMS
	3000 h (RO_09) 4500 cycles	3 x (1/5) VT1	ST sur 1 VT1 de chaque type	IMS
		5 x (4/4) VT2	Rth sur tous les VT RX sur tous les VT	IMS
	3333 h (RO_10) 5000 cycles	3 x (1/4) VT1	ST, PT et test de claquage sur 1 VT1 de chaque type	IMS
		5 x (4/4) VT2	Rth sur tous les VT RX sur tous les VT	IMS
	3666 h (RO_11) 5500 cycles	3 x (1/3) VT1	ST, PT et test de claquage sur 1 VT1 de chaque type	IMS
		5 x (4/4) VT2	Rth sur tous les VT RX sur tous les VT	IMS
4000 h (RO_12) 6000 cycles	3 x (1/2) VT1	ST, PT et test de claquage sur 1 VT1 de chaque type	IMS	
	5 x (4/4) VT2	Rth sur tous les VT RX sur tous les VT	IMS	
4333 h (RO_13) 6500 cycles	3 x (1/1) VT1	ST, PT et test de claquage sur 1 VT1 de chaque type	IMS	
	5 x (4/4) VT2	Rth sur tous les VT RX sur tous les VT	IMS	

## Annexe 2: Synthèse des sorties du lot VRT [-55/+175] °C

Essai	Durée	Nombre de VT minimum	Analyse	Analyste
VRT [-55/+175] °C 20 min / 20 min 10 °C/min	0 h (RO_00)	1/14 VT1 SK 1/14 VT1 AK 1/14 VT1 AD	Cisaillement de puce ST, arrachement de fil PT et test de claquage de céramique sur 1 VT1 de chaque type	IMS
		4/4 VT2 SK 4/4 VT2 AK 4/4 VT2 SC 4/4 VT2 AC 4/4 VT2 AD	Rth sur tous les VT RX sur tous les VT	IMS
	716 h (RO_01) 500 cycles	3 x (1/13) VT1	ST, PT et test de claquage sur 1 VT1 de chaque type	IMS
		5 x (4/4) VT2	Rth sur tous les VT RX sur tous les VT	IMS
	1433 h (RO_02) 1000 cycles	3 x (1/12) VT1	ST, PT et test de claquage sur 1 VT1 de chaque type	IMS
		5 x (4/4) VT2	Rth sur tous les VT RX sur tous les VT	IMS
	2150 h (RO_03) 1500 cycles	3 x (1/11) VT1	ST, PT et test de claquage sur 1 VT1 de chaque type	IMS
		5 x (4/4) VT2	Rth sur tous les VT RX sur tous les VT	IMS
	2866 h (RO_04) 2000 cycles	3 x (1/10) VT1	ST, PT et test de claquage sur 1 VT1 de chaque type	IMS
		5 x (4/4) VT2	Rth sur tous les VT RX sur tous les VT	IMS
	3583 h (RO_05) 2500 cycles	3 x (1/9) VT1	ST sur 1 VT1 de chaque type	IMS
		5 x (4/4) VT2	Rth sur tous les VT RX sur tous les VT	IMS
	4300 h (RO_06) 3000 cycles	3 x (1/8) VT1	ST sur 1 VT1 de chaque type	IMS
		5 x (4/4) VT2	Rth sur tous les VT RX sur tous les VT	IMS
	5016 h (RO_07) 3500 cycles	3 x (1/7) VT1	ST, PT et test de claquage sur 1 VT1 de chaque type	IMS
		5 x (4/4) VT2	Rth sur tous les VT RX sur tous les VT	IMS
	5733 h (RO_08) 4000 cycles	3 x (1/6) VT1	ST, PT et test de claquage sur 1 VT1 de chaque type	IMS
		5 x (4/4) VT2	Rth sur tous les VT RX sur tous les VT	IMS
	6450 h (RO_09) 4500 cycles	3 x (1/5) VT1	ST sur 1 VT1 de chaque type	IMS
		5 x (4/4) VT2	Rth sur tous les VT RX sur tous les VT	IMS
	7166 h (RO_10) 5000 cycles	3 x (1/4) VT1	ST, PT et test de claquage sur 1 VT1 de chaque type	IMS
		5 x (4/4) VT2	Rth sur tous les VT RX sur tous les VT	IMS
	7883 h (RO_11) 5500 cycles	3 x (1/3) VT1	ST, PT et test de claquage sur 1 VT1 de chaque type	IMS
		5 x (4/4) VT2	Rth sur tous les VT RX sur tous les VT	IMS
	8600 h (RO_12) 6000 cycles	3 x (1/2) VT1	ST, PT et test de claquage sur 1 VT1 de chaque type	IMS
		5 x (4/4) VT2	Rth sur tous les VT RX sur tous les VT	IMS
9316 h (RO_13) 6500 cycles	3 x (1/1) VT1	ST, PT et test de claquage sur 1 VT1 de chaque type	IMS	
	5 x (4/4) VT2	Rth sur tous les VT RX sur tous les VT	IMS	





# **Étude de vieillissement et caractérisation d'assemblage de module de puissance 40 kW pour l'aéronautique**

## **Résumé**

Ces travaux s'inscrivent dans le cadre du projet GENOME (GESTION OptiMisée de l'Energie). Ce projet s'intéresse aux solutions de packaging haute-température pour des modules de puissance 40 kW embarqués en aéronautique. Ils s'intègrent dans l'étude de fiabilité des modules de puissance, notamment, les solutions alternatives aux alliages de brasure. De par leurs propriétés physiques, l'argent et l'or-étain ont été sélectionnés comme techniques d'assemblage afin d'étudier et d'évaluer leur fiabilité. Pour ce faire, une méthodologie d'étude de fiabilité des modules de puissance a été définie dans le but de garantir l'exploitabilité des résultats. Ensuite, des analyses destructives et non-destructives ont été réalisées sur des véhicules de tests. Ceux-ci ont été vieillis en cyclages thermiques suivant différents profils afin de comparer leurs influences sur la fiabilité des VTs. L'étude du comportement thermomécanique des assemblages de puissance a été réalisée à l'aide de modélisations par éléments finis. Une méthodologie d'évaluation de la fiabilité des assemblages, basée sur l'étude de la contrainte thermomécanique accumulée dans les couches de joints métalliques, au cours de vieillissements accélérés, est développée. Un deuxième axe devrait permettre de comprendre les modes de défaillance, afin de mettre en lumière les limitations des vieillissements accélérés sévères.

**Mots clés : assemblages de puissance, fiabilité, packaging, AuSn, film d'Ag fritté, techniques d'assemblages sans plomb, RoHS, modélisations par éléments finis.**

## **Ageing test and reliability characterization of power electronic assemblies 40 kW for aeronautics**

### **Abstract**

This work is part of "GENOME" project which focuses on high-temperature packaging solutions for electronic power modules. Its mission is to study the reliability of power modules, in particular, the die attach layer. Due to the physical properties of silver and gold-tin, they were selected as die bonds to assess the evolution of their reliability during ageing. In order to achieve this, an appropriate methodology of the power modules reliability has been defined in order to guarantee the results exploitability. Destructive and non-destructive analyzes were carried out on samples aged by different profiles of thermal cycling. These analyzes allowed us to compare the influence of each cycling profile on the reliability of samples. A study of the thermomechanical behavior of power assemblies was carried out using finite element modeling (FEM). A methodology for evaluating the reliability of assemblies during accelerated ageing is developed. A second axis allows us a better understanding of the failure modes and their effects. It also highlights the limitations of severe accelerated ageing. Consequently, the choice of temperature profile is questioned and a limitation of the temperature profile severity must be considered, in order to avoid producing degradations that are not actually found in mission profile.

**Keywords: power module, reliability, packaging, silver paste sintering technology, lead-free die-attach technology, RoHS, FEM analysis.**