HAL
open science

Substrat architecturé et brasure composite sans plomb pour l'électronique de puissance des véhicules électriques ou hybrides : conception et procédés

Abderrahmen Kaabi

To cite this version:

Abderrahmen Kaabi. Substrat architecturé et brasure composite sans plomb pour l'électronique de puissance des véhicules électriques ou hybrides : conception et procédés. Matériaux. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2011. Français. NNT : 2011ENMP0024 . pastel-00626665

HAL Id: pastel-00626665

https://pastel.hal.science/pastel-00626665

Submitted on 26 Sep 2011

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.

ParisTech
INSTITUT DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES
PARIS INSTITUTE OF TECHNOLOGY

MINES ParisTech

École doctorale n° 432 : Sciences des Métiers de l'Ingénieur

Doctorat ParisTech

T H È S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École nationale supérieure des mines de Paris

Spécialité Sciences et Génie des matériaux

présentée et soutenue publiquement par

Abderrahmen KAABI

22 avril 2011

Substrat architecturé et brasure composite sans plomb pour l'électronique de puissance de véhicules électriques ou hybrides

Conception & Procédés

Architectured substrate and composite lead-free solder for power electronic of electrical and hybrid vehicles

Design & Processes

Directeur de thèse : **Yves BIENVENU**
Co-directeur de thèse : **David RYCKELYNCK**

Jury

M. Pierre MONTMITONNET, Directeur recherche CNRS, Cemef, Mines-ParisTech	Président
Mme Muriel BRACCINI, Chargée de recherche CNRS, SIMaP, Université Grenoble	Rapporteur
M. Jean-François SILVAIN, Professeur, ICMCB, CNRS	Rapporteur
M. Daniel TRIAS, Responsable R&D, Serma Technologies,	Examinateur
M. Bertrand PIERRE, Responsable R&D, Griset S.A, Groupe Diehl	Examinateur
M. Yves BIENVENU, Professeur, Mines-ParisTech	Directeur de thèse
M. David RYCKELYNCK, Maitre de Recherche, Mines-ParisTech	Directeur de thèse

T H È S E

MINES ParisTech
Centre des Matériaux – UMR CNRS 7633
B.P.87 - 91003 EVRY Cedex

à la mémoire de mon père
à ma mère
à mes sœurs et mes frères
à toute personne ayant, un jour, une place dans mon cœur

« La vérité scientifique sera toujours plus belle que les créations de notre imagination et que les illusions de notre ignorance »
Claude Bernard (1813-1878)

Remerciements

« Se réunir est un début ; rester ensemble est un progrès ; travailler ensemble est la réussite », je commence par ces mots d'Henry FORD (Industriel américain, 1863-1947) pour souligner que ce travail n'aura vu le jour sans la contribution des nombreuses personnes. Certains ont contribué au financement ou à l'encadrement, d'autres ont assuré un soutien moral….Des Hommes et bien sûr des Femmes qui ont donné de leurs temps, leurs savoir faire, soutien … afin de mener ce travail à bien et au bout.

Après les trois ans en formation doctorale, je dirai que cette thèse est comme un puzzle : un travail de patience et de construction dont laquelle chaque pièce est unique et chaque contribution est déterminante. Sans les pièces et les contributions, la cohérence n'est nulle part et le tableau est incompréhensible.

Cette thèse s'est déroulée au Centre des Matériaux de l'Ecole de Mines de Paris, sous la direction de Mr. Estéban BUSSO, je lui adresse toute ma reconnaissance.

Je tiens à remercier mon directeur de thèse Mr. Yves BIENVENU qui a dirigé ce travail tout au long de ces trois années. Il a su conduire mes recherches en me faisant découvrir la métallurgie des poudres et le colaminage. Il a toujours été disponible pour d'intenses et rationnelles discussions malgré ses nombreux engagements. Pour tout cela, sa confiance et son soutien, je le remercie vivement. Je remercie également mon co-directeur de thèse Mr. David RYCKELYNCK. Il m'a accompagné dans mes idées, parfois folles et irréalistes. Je le remercie pour sa générosité, son assurance, sa confiance et ses aides considérables.

J'adresse mes remerciements aux membres du jury d'avoir accepté d'évaluer ce travail, notamment les rapporteurs Mme. Muriel BRACCINI et Mr. Jean François SILVAIN pour l'intérêt qu'ils ont porté à mon travail ainsi que leurs commentaires et les diverses discussions. Je tiens à exprimer ma profonde gratitude à Mr. Pierre MONTMITONNET, qui m'a fait l'honneur de présider le jury de thèse. J'exprime également mes reconnaissances aux examinateurs Mr. Bertrand PIERRE et Mr. Daniel TRIAS et aux invités Mr. Moussa GOMINA et Mr. Jonathan IDRAC.

Je remercie mes partenaires dans le projet MENKAR : Valeo, Renault, Molex, Cetim, Griset S.A., Serma Technologie, Egide, LNE, Inrets et UVSQ. Particulièrement, je remercie Mr. PIERRE et Mr. IDRAC, Mme FONT, Mr. MORELLE et Mr. TAN, qui ont notablement contribué à ma compréhension du problème industriel et m'ont aidé à développer des essais ou à fabriquer des ébauches de substrats. Je tiens à remercier identiquement Mme E. GUENE et Mme A. LAUGT (Inventec, groupe Dehon) pour la poudre SnAgCu et les crèmes à braser ainsi que pour leurs conseils et leur intérêt dans nos développements.

Je remercie particulièrement et chaleureusement Mr. Christophe COLIN et Mr. André PINEAU, l'équipe C2P (V. GUIPONT et F. BORIT), le personnel de l'atelier mécanique (G. CASSAS, R. CLUZET, M. ROUSSELOT, J. MEURIN, J.P. ETOURNEAU et F. BLUZAT) et l'équipe AMI (F. GRILLON, F. GASLAIN, G. FROT et L.T. MINGAULT), ainsi que les ingénieurs et les techniciens du Centre des Matériaux : S. CLEMENT, J. VALY, Y. FAVRY, M. RAMBAUDON, S. DUVINAGE, O. DELHOMME, F. DI RIENZO, Y. AURIAC et B. RAVIART.

Mes remerciements vont aussi à l'équipe administrative : A. PIANT, D. BROUSSAUD, L. LOCICERO, C. COCAIN, C. ROUIL, K. SAR, O. ADAM, D. DAQUIN, V. MATOS et S. BONNEVILLE.

Je tiens à remercier aussi D. MISSOUM, F. AZZOUZ, F. DAIM, H. ZEJLI, Y. MADI, M. BOUSSUGE, S. FOREST, A.F. GOURGUES, G. CAILLETAUD et A. KOSTER.

Finalement, je n'oublie évidemment pas mes amis du Centre de matériaux : Thomas, Abdenour, Emmanuel, Olivier, Karine, Elodie, Jianqiang, Delphine, Laure-Line, Régis, Bahram, Mamadou, Caroline, Faten, Kais, Frédéric, Michael…., mes amis de CNRT-Caen : Adila, Chahid, Djamel, Driss, David, Julien, Jean-Pierre, Aurélie, Fanny …, ainsi que Nathmi, Fethi, Binh-Minh, Anis, Abdelmonem, Mabrouka, Nadhir, Massaoud, Sirine et Sami.

A. KAABI

Table des matières

Introduction générale : Vers une voiture mécatronique **1**

Chapitre I : Bibliographie : Matériaux pour le substrat et la brasure d'électronique de puissance **5**

1- Introduction 5

2- Conditions de fonctionnement électroniques dans une automobile 6

2.1- Conditions électriques 6

2.2- Conditions environnementales 6

3- Module électronique de puissance 7

4- Pertes thermiques dans un module de puissance : 9

5- Contraintes résiduelles dans un assemblage multicouche et multimatériaux : 10

5.1- Approche heuristique 10

5.2- Modèle à N barres d'Iancu 11

5.3- Modèle élastoplastique unidirectionnel (plasticité parfaite) 13

5.4- Contraintes au voisinage des bords 14

6- Développement de matériaux architecturés en mécanique des matériaux. 17

6.1- Recherche de propriétés antagonistes 17

6.2- Couplages physiques et critères de performance 18

6.3- Recherche de la solution optimale et méthodes de conception 18

6.4- Les moyens d'agir à différentes échelles 21

6.5- Conclusion sur les matériaux architecturés 22

7- Matériaux pour des performances thermomécaniques efficaces dans les modules d'électronique de puissance 23

7.1- Substrat à dilatabilité contrôlée pour les modules électroniques de puissance 23

7.1.1- Matériaux conventionnels 23

7.1.2- Matériaux composites pour le substrat des modules électroniques de puissance 25

7.1.2.1- Métal-SiC 25

7.1.2.2- Métal-Alumine 26

7.1.2.3- Métal-Diamant 26

7.1.2.4- Métal-Fibres de carbone 27

7.1.2.5- Métal-Mousse de graphite 28
7.1.2.6- Composites Métal-Métal : colaminé Cu-Mo et Cu-FeNi 29
7.1.3- Synthèse sur les matériaux pour le substrat 30
8- Conclusion du chapitre I 32

Chapitre II : Conception et optimisation du substrat architecturé 33
1- Introduction 33
2- Modélisation et analyse d'assemblage de puissance : quel substrat ? 34
2.1 Influence de la nature du substrat sur la thermique de l'assemblage 35
2.2 Influence de la nature du substrat sur la mécanique de l'assemblage 37
2.3 Synthèse et conclusion 39
3- Conception paramétrée du substrat architecturé 41
3.1- Limitation du coefficient de dilatation thermique 41
3.2- Amélioration de la conductivité thermique 44
3.3- Substrat architecturé 49
3.4- Synthèse sur la démarche de conception d'un substrat architecturé 50
4- Optimisation du substrat architecturé 52
4.1- Paramètres influençant sur la performance thermique du matériau architecturé. 52
4.2- Démarche d'optimisation 53
4.3- Modèle géométrique. 56
4.4- Le modèle thermique 56
4.5- Le modèle thermomécanique 57
4.6- Configurations étudiées 58
4.7- Influence des ponts thermiques sur la température du substrat. 59
4.8- Influence des épaisseurs sur la température du substrat 62
4.9- Influence des ponts thermiques sur la dilatation thermique et la conductivité thermique 65
4.10- Influence des ponts thermiques sur les contraintes dans la structure 68
4.10.1- Contraintes dans le substrat architecturé soumis à un écart constant de température 69
4.10.2- Contraintes dans le substrat architecturé soumis à un flux thermique constant 72
4.11- Performance thermique et configuration optimale du substrat architecturé 75
4.12- Influence de nombre de couches sur la thermique du substrat architecturé 77
5- Risques associés au développement du substrat architecturé. 79
5.1- Risque de déformation indésirable 79
5.2- Risque de l'obtention du substrat à ponts thermiques 79

5.3- Conclusion 80
6- Conclusion du chapitre II 81

Chapitre III : Procédés de mise en forme et propriétés physiques du substrat architecturé 82
1- Introduction 82
2- Méthode proposée pour la fabrication du substrat à ponts thermiques 83
2.1- Introduction 83
2.2- Détermination du procédé d'obtention 83
2.3- Conclusion 89
3- Placage multimatériaux à froid par colaminage 90
3.1- Introduction 90
3.2- Préparation de surface 90
3.3- Placage par colaminage : mécanisme d'adhérence 92
3.3.1 – Principe 92
3.3.2 - Mécanisme d'adhésion 93
3.3.3 - Modèles de prédiction de la qualité de l'adhésion 98
3.3.3.1- Modèle de Vaidyanath (1959) 98
3.3.3.2- Modèle de Wright (1978) 100
3.3.3.3- Modèle de Bay : 1er version (1979) 100
3.3.3.4- Modèle de Bay amélioré (1981) 101
3.4- Traitement de consolidation 104
3.5- Conclusion 105
4- Colaminage à froid pour l'obtention le substrat à ponts thermiques 107
4.1- Sélection des matériaux de l'étude 107
4.2- Caractérisations des matériaux étudiés 109
4.2.1- Mesures de dureté 109
4.2.2- Influence de préparation de surface sur la dureté 110
4.2.3- Influence de la température sur la dureté 112
4.3- Obtention des ponts thermiques par projection dynamique de poudres 115
4.3.1- Mode opératoire 115
4.3.2- Observations microscopiques 115
4.3.3- Influence de la température et du temps de traitement sur la dureté du cuivre obtenu par Cold Spray® 119
4.4- Obtention des ponts thermiques sans apport de matière: Essais de pénétration 121
4.5- Mécanisme d'adhésion par placage à froid (colaminage) pour l'obtention d'un substrat 123

à ponts thermique
4.5.1- Introduction 123
4.5.2- Mode opératoire d'élaboration des échantillons 123
4.5.2.1- Préparation des surfaces par brossage mécanique 123
4.5.2.2- Assemblage par placage à froid : colaminage, mode expérimental 125
4.5.2.3- Traitement de consolidation et diffusion 125
4.5.3- Analyse micrographiques d'adhésion obtenue par colaminage et mécanismes de remplissage des trous 126
4.5.4- Analyse de la zone de transition et de la diffusion 131
4.5.5- Conclusion 135
5- Etude des propriétés physiques du substrat architecturé à ponts thermiques 136
5.1- Influence de la température sur la conductivité thermique des substrats CPTh 136
5.2- Influence de la température sur la dilatabilité thermique des substrats CPTh 137
5.3- Influence de la température sur conductivité thermique des substrats CPTh 139
5.4- Performance du substrat architecturé 140
5.5- Conclusion 141
6- Vers l'industrialisation du substrat architecturé à ponts thermiques 142
7- Conclusion du Chapitre III 146

Chapitre IV : Développement d'une brasure composite ; Structure, procédés et caractérisation 147
1- Introduction 147
2- Brasures pour les modules de puissance 148
2.1 - Mécanismes de défaillance des brasures 148
2.1.1 - Endommagement par fluage 148
2.1.2 - Endommagement en fatigue 149
2.1.3 - Autres mécanismes d'endommagement 149
2.2 - Matériau pour brasures électroniques sans plomb 150
2.2.1 - Nano et microparticules d'argent 151
2.2.2 - Alliages binaires 152
2.2.3 - Alliages ternaires et quaternaires 155
2.2.4 - Composites pour les brasures à dilatabilité contrôlée 158
2.3 - Synthèse sur les brasures 161
3- Approche de la conception paramétrée d'une brasure composite architecturée. 162
3.1 - Conception d'une brasure composite architecturée 162
3.2 - Choix des matériaux 168

3.3 - Choix du procédé d'élaboration 170
3.4 - Conclusion 174
4- Poudres pour brasures composites 175
4.1 - Introduction 175
4.2 - Caractéristiques des poudres sélectionnées 175
4.2.1 Poudres $Sn_{95,5}Ag_4Cu_{0,5}$ 175
4.2.2 Poudre de Cuivre 176
4.2.3 Poudre de SiC 177
4.2.4 Poudre de Molybdène 178
4.3 - Conclusion 178
5- Crème composite à braser 179
5.1- Introduction 179
5.2- Élaboration 179
5.3- Détermination de la température du brasage par thermogravimétrie 179
5.4- Mouillabilité 180
5.5- Conclusion 182
6- Conclusion du chapitre VI 183

Chapitre V : Mise en forme et propriétés des brasures composites 184
1- Introduction 184
2- Élaboration des brasures composites avec des particules réfractaires et du cuivre 185
3- Observations macroscopiques des brasures composites 188
4- Observations microscopiques des brasures composites 192
4.1- Composites SnAgCu-Mo-Cu 192
4.2- Composites SnAgCu-SiC-Cu 195
5- Caractérisations physiques des brasures composites obtenues par métallurgie des poudres 199
5.1- Détermination de la porosité 199
5.2- Dilatation thermique 202
5.3- Dureté Vickers 203
5.4- Conductivité électrique 204
5.5- Conductivité thermique 205
6- Vieillissement thermique des brasures composites et évolutions structurales 209
6.1- Évolutions structurales de la brasure composite SnAgCu-Mo-Cu 209
6.2- Évolutions structurales de la brasure composite SnAgCu-SiC-Cu 211
6.3- Mécanisme de diffusion les brasures composites SnAgCu-Mo-Cu et SnAgCu-SiC-Cu 212

6.4- Considérations sur la diffusion à l'état solide dans les brasures composites 219
6.5- Comportement des brasures composites en cyclage thermique 224
7- Conclusion du chapitre V 226

Conclusions et Perspectives **227**

Références bibliographiques

Annexe

Introduction générale

Contexte industriel

De l’électronique à la mécatronique automobile

Contexte de l'étude

Vers une voiture mécatronique

Dans le cadre de ce travail, nous avons choisi de développer des matériaux architecturés pour la mécatronique automobile. Une analyse et une compréhension approfondie des phénomènes métallurgiques et mécaniques liés aux interactions entre le matériau et son environnement ont été abordées. La nature des processus en œuvre dans le matériau isolé et entre le matériau et son environnement physique a été étudiée. L'environnement physique comprend à la fois les besoins fonctionnels (propriétés), les contraintes technologiques (faisabilité industrielle), les exigences économiques (prix concurrentiel) et les limitations sociologiques puis réglementaires (matériaux dangereux).

Au début de XXe siècle, l'automobile devient populaire grâce à l'évolution de l'industrie mécanique et des nouveaux besoins apparaissent tels que la sécurité et le confort des usagers. Naturellement, les systèmes électriques commencent à prendre une place importante dans la conception de l'automobile, par exemple la manivelle a été remplacée par le démarreur électrique (1911) pour offrir un certain confort aux utilisateurs.

En 1947, trois ingénieurs américains des laboratoires Bell (John Bardeen, Walter Brattain et William Schockley) présentent pour la première fois un dispositif qui permet de détecter et d'amplifier les courants électriques, appelé « transistor ». Très rapidement, ce dispositif a connu un énorme développement. Aussitôt, l'industrie automobile se servira du progrès technologique de l'électronique pour améliorer la voiture. En 1965, la première boite de vitesse à commande électronique a été inventée. Dix ans plus tard (1975), la société Bosch a présenté la première génération de l'A.B.S électronique (Anti-Block-System). Ce dernier permet d'empêcher le blocage des roues en cas de freinage d'urgence et évite le dérapage, la sécurité de l'usager s'en trouve renforcée.

L'évolution de la technologie « silicium » a accéléré de même le développement de l'informatique. Grâce au micro-processeur contenant des centaines de millions de transistors, des logiciels ont été créés pour implémenter des algorithmes de calcul. Ces micro-processeurs ont trouvé rapidement leur place dans l'industrie automobile. Aujourd'hui, l'automobile est équipée d'un écran de bord qui permet de commander de nombreuses fonctions. Très bientôt, l'automobile sera plus performante et devra avoir une interaction active et en temps réel avec son environnement. L'automobile de demain devra assurer une sécurité active, un confort supérieur et une gestion efficace de sa consommation d'énergie. Chaque voiture sera identifiée par sa propre adresse IP (*Internet Protocol*) permettant de gérer des fonctions dites MONET (*MOtor NETwork*) telles que le Control Network (ABS, Allumage, injection, etc), le Body Network (Air conditionné, éclairage, etc.) et le Multimedia Network (GPS, camera de recul, etc.). Demain, le conducteur, l'automobile et l'environnement seront en communication intelligente et permanente. Pour atteindre ces objectifs, l'automobile sera une

alliance de la mécanique, de l'électronique de puissance, de l'informatique et de l'automatique, c'est l'automobile de la mécatronique.

Deux aspects justifient la pénétration de la mécatronique dans l'automobile ; un aspect technologique et un aspect socioéconomique.

Pour l'aspect technologique, la fusion de l'électronique et de la mécanique dans un système unique a pour but de supprimer les interfaces entre la commande et l'actionneur. Ces interfaces, qu'on appelle la « connectique », ont été longtemps considérées comme une source prépondérante de défaillance. Les systèmes dans l'automobile de demain sont des modules électroniques de puissance directement intégrés dans les mécanismes mécaniques. En outre, les fonctions, qui ont été depuis quelques années des options, sont devenues aujourd'hui des obligations. Leur intégration dans l'automobile amène une croissance de la puissance électrique utilisée, et conduit à une augmentation du nombre de modules électroniques par véhicule. Par exemple, on ne comptait que trois modules électroniques par voiture dans les années 70, alors qu'aujourd'hui, l'utilisation d'un GPS, un système anti-patinage, un antivol, un blue-Thooth et un climatiseur demande au moins une vingtaine de modules électroniques. Hier, avec un nombre réduit de modules de puissance, il était possible de confiner l'électronique dans le tableau de bord. Demain, par manque d'espace, les modules devront être placés sous le capot et intégrés sur l'organe mécanique.

En ce qui concerne l'aspect socio-économique, la production mondiale d'automobiles a augmenté de 4% en 2006 par rapport à 2005 soit environ 69 millions de véhicules. En France, 2,5 millions de personnes (soit environ 10% de la population française active) sont liées au secteur automobile qui représente environ 10% de la valeur ajoutée de l'industrie française, 15% des investissements et 13% des exportations en 2007. Pour ces raisons, le secteur de l'industrie automobile est considéré comme un moteur économique et social dans tous les pays producteurs. Face à la concurrence mondiale, les constructeurs français doivent maîtriser les nouvelles technologies pour conserver et développer leur part du marché. Ils sont amenés à développer la mécatronique automobile pour satisfaire au mieux les attentes des clients. Dans ce contexte, le projet MENKAR du pôle de compétitivité MOV'EO vise à mettre en place une nouvelle filière d'électronique de puissance à travers une collaboration transversale entre Renault, Valeo, Serma Technologies, Molex, Egide, Cetim, Griset S.A, LNE, Inrets, Armines, UVSQ et Mines-ParisTech afin de conserver et de développer l'emploi en France.

Le projet MENKAR a pour objectif de remplacer les systèmes mécaniques et hydromécaniques par des actionneurs électriques et d'introduire des modifications sur les assemblages de puissance pour renforcer la fiabilité. Actuellement, deux types de technologies distinctes sont utilisés pour réaliser les fonctions de puissance. La première est un assemblage des composants de type D^2PAK montés sur un substrat métallique isolé (Insulated Métal Substrate). La deuxième utilise des semi-conducteurs assemblés sur un substrat en céramique avec revêtements de cuivre (Direct Bonded Copper « DBC »). Ces deux technologies présentent des limitations pour l'application mécatronique automobile et une fiabilité insuffisante dans l'environnement sévère des actionneurs (sous le capot : température, vibration, chocs thermiques, etc.), un coût de réalisation prohibitif et une inadaptation aux formes non rectangulaires des actionneurs.

Un axe de recherche innovant pour la mécatronique automobile a été ouvert grâce à un projet européen nommé PEPPER, qui a montré que les composants électroniques peuvent être soudés sur des bandes métalliques (en cuivre) à l'aide d'une source de chaleur localisée et de courte durée. Néanmoins, le coefficient de dilatation linéique du substrat en cuivre est différent de celui du semi-conducteur en silicium, ce qui limite en conséquence la fiabilité des assemblages réalisés.

Le projet MENKAR s'applique aux procédés et aux matériaux pour le nouveau boitier mécatronique à travers quatre axes :

- **Axe 1** : Développement d'un substrat idéal pour le support des connexions en face arrière des semi-conducteurs. Ce substrat idéal sera réalisé à partir des bandes métalliques découpées. Il profitera des avancées les plus récentes dans le domaine des matériaux composites conducteurs thermiques et électriques
- **Axe 2** : Amélioration des connexions des faces supérieures et inférieures des semi-conducteurs de puissance. Aujourd'hui, c'est une source de défaillance dans ce type d'assemblage. Il s'agit d'amener une autre rupture technologique dans les matériaux de connexion à fort courant ainsi que dans les technologies de leur interface avec la puce de puissance.
- **Axe 3** : Élaboration de nouveaux équipements associés à la mise en œuvre de ces nouveaux matériaux et nouveaux procédés. Cet axe concerne principalement l'assemblage par laser.
- **Axe 4** : Mise en œuvre de tests pour la maîtrise de la fiabilité des systèmes mécatroniques de puissance. Cet axe concerne le développement de démonstrateurs de système mécatronique de puissance.

Dans ce contexte, l'objectif de cette thèse est de proposer des solutions technologiques pour résoudre le problème de la dilatation différentielle dans un assemblage de modules électroniques de puissance pour la mécatronique automobile par la conception et la mise en œuvre de matériaux architecturés pour le substrat et la brasure.

Dans le chapitre I, nous présenterons une revue bibliographique sur les différents matériaux pour le substrat destiné aux modules électroniques de puissance, ainsi que les modèles thermiques et mécaniques de ces assemblages. Nous montrerons également les limitations de ces matériaux pour l'application mécatronique automobile. Les matériaux pour la brasure seront présentés dans le chapitre IV.

Dans le chapitre II, nous détaillerons les éléments de développement d'un matériau architecturé pour le substrat et la démarche numérique d'optimisation. Nous proposons un substrat comprendrait deux couches extérieures en cuivre et une couche intermédiaire en matériau à dilatabilité thermique limitée ainsi que des courts-circuits thermiques en matériau conducteur reliant la face supérieure du substrat à celle inférieure afin de favoriser le transfert thermique dans l'épaisseur.

Dans le chapitre III, nous décrirons d'une part les différents matériaux et technologies de mise en forme utilisés pour la fabrication du substrat. Nous montrerons aussi les différentes techniques expérimentales exploitées pour la caractérisation métallographique, thermique, et mécanique du substrat architecturé.

Le chapitre IV est consacré aux brasures composites sans plomb. Dans ce chapitre, nous proposerons deux brasures composées d'une matrice SnAgCu renforcée par des particules dures (Mo ou SiC). Le renfort permet de réduire le coefficient de dilatation thermique et de limiter le développement des intermétalliques. En outre, des particules de cuivre ont été introduites dans la matrice riche en étain pour orienter la formation des intermétalliques.

Dans le chapitre V, nous présenterons les méthodes d'élaboration et de caractérisation des brasures composites sans plomb. Les propriétés des brasures structurées sont liées à la composition, à la nature de l'interface renfort-matrice, au taux de charge et à la porosité. Les analyses microstructurales et les caractérisations thermiques et mécaniques révèlent les phénomènes métallurgiques (diffusion) et mécaniques (adhérence) présents, ainsi que leur influence sur le comportement de la brasure.

Chapitre I

Bibliographie

Mécatronique, Electronique de puissance, Environnement, Contraintes d'assemblage et Matériau pour le substrat

1- Introduction

Dans la technologie automobile contemporaine, les actionneurs mécaniques sont commandés par des modules électroniques de puissance par l'intermédiaire de fils électriques que l'on appelle la « connectique ». Néanmoins, les constructeurs estiment que 30% des pannes dans une voiture sont liées à l'électronique dont, 15% sont attribués uniquement à la connectique [1 et 2]. En outre, la localisation de ces pannes est devenue complexe à cause du nombre et de la longueur totale des fils électriques (environ 5 km/véhicule). La solution à ce problème consiste à remplacer la technologie actuelle par une nouvelle conception basée sur la fusion de la mécanique et de l'électronique dans un seul système appelé la «mécatronique».

Le mot « mécatronique » a été introduit en 1969 par un ingénieur de Yaskawa Electric Company ; "*The word mechatronics is composed of "mecha" from mechanism and of "tronics" from electronics*". Depuis, la définition de la mécatronique ne cesse d'évoluer. La plus récente est celle de W. Bolton (2001): "*A mechatronic system is not just a marriage of electrical and mechanical systems and is more than just a control system; it is a complete integration of all of them*".

Grâce à la mécatronique, les véhicules de demain, en particulier les voitures électriques et hybrides, comprendront des mécanismes intelligents et autonomes, par exemple un pare-brise susceptible de détecter la température et l'humidité et d'ajuster le climatiseur. En outre, la mécatronique va contribuer fortement à accomplir les défis environnementaux des constructeurs d'automobile, comme la réduction des émissions de CO_2 moyennant une gestion automatique de l'injection. L'automobile de demain sera un véhicule entièrement mécatronique intégrant dans un même système l'électronique, les actionneurs mécaniques et les algorithmes informatiques.

Dans ce contexte, le projet MENKAR a pour but de placer l'électronique de puissance le plus près possible de l'actionneur pour éliminer tous les interfaces (source de pannes) et gagner en masse (cuivre). Les systèmes électroniques seront admis directement sur les actionneurs mécaniques sans connectique.

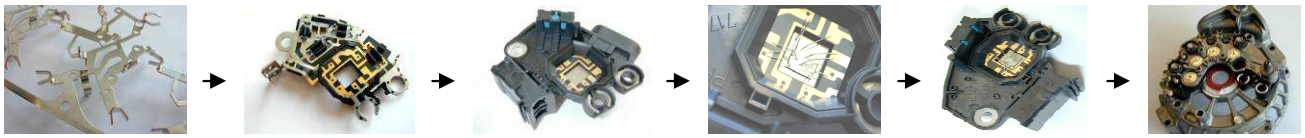


Figure I.1 : *Différentes étapes de fabrication d'un système mécatronique (alterno-démarreur)* [3]

La figure I.1 illustre un exemple d'un système mécatronique (alterno-démarreur). L'assemblage de la puce sur la pièce mécanique se fait comme suit:

a) Découpe du substrat dans des bandes généralement en cuivre nickelé,
b) Sur-moulage avec Lead-frames,
c) Pré-encapsulation,
d) Montage de la puce sur son substrat (brasage) et bonding (ultra-sons),
e) Isolation et protection,
f) Montage sur l'actionneur mécanique (exemple : alterno-démarreur),

2- Conditions de fonctionnement électronique dans une automobile

2.1- Conditions électriques.

Dans le cas des véhicules électriques et hybrides, la puissance consommée par un module est liée principalement à la puissance totale demandée par le moteur et celle produite par le générateur. Par exemple, la puissance d'alimentation d'un moteur de mini-hybride est en moyenne environ 12 à 16 KW et 30 à 50 KW à plein régime pour une tension de batterie entre 200-300V [4, 5]. D'une manière générale, la puissance totale gérée par l'ensemble des modules d'électronique de puissance (une vingtaine par voiture) est entre 50 et 100 KW (figure I.2) pour une tension d'alimentation comprise entre 600V à 1200V et un courant de l'ordre de 50A à 1000A [3].

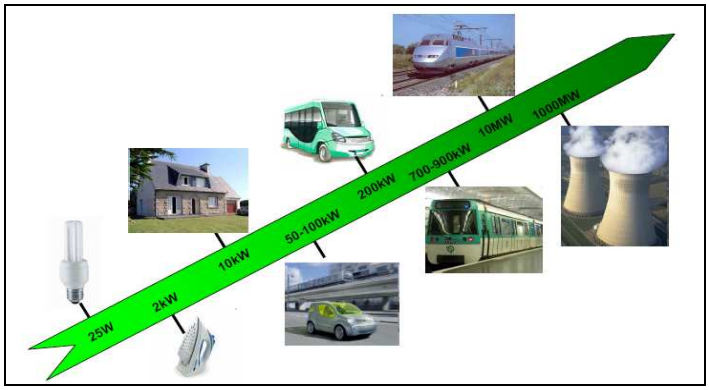


Figure I.2 *: Puissance électrique par domaine d'application* [3]

2.2-Conditions environnementales

La fusion des modules de puissance et du composant mécanique dans un seul système conduit à exposer l'électronique à un environnement sévère. Sous le capot, à côté du moteur, la température peut avoir des variations cycliques importantes (-40°C / 150°C) [6] et l'environnement est « sale » et humide. Plusieurs gaz corrosifs peuvent se présenter tels que SO_2 et NO_2 en addition à la vapeur d'eau (H_2O). L'humidité et les gaz nocifs favorisent la dégradation des systèmes électroniques par oxydation. En outre, d'autres facteurs peuvent causer les endommagements. En effet, la vibration mécanique générée par le moteur est l'origine des sollicitations mécaniques induisant des micro-déplacements et provoquant la détérioration des systèmes mécatroniques [2, 6].

La figure I.3 illustre les principaux facteurs influençant la fiabilité des systèmes électroniques. La température présente 55% des causes de défaillance [7]. En effet, dans un module de puissance, on définit « la température de jonction T_j », c'est-à-dire la température d'interface entre la zone dopée « n » et celle dopée « p » du silicium, par l'équation suivante :

$$T_j = T_A + P_T.R_{\theta JA} \qquad [1\text{-}1]$$

T_A est la température ambiante, P_T est la puissance dissipée par le semi-conducteur (la puce) et $R_{\theta JA}$ est la résistance thermique jonction-ambiante (silicium, interfaces silicium-substrat et substrat-dissipateur).

La température de jonction est donc reliée à l'ambiante au voisinage du moteur, à la puissance dissipée et aux caractéristiques thermiques des matériaux et des interfaces du module. Cette température doit être la plus faible possible (<200°C) afin de ne pas altérer la fonction électronique du semi-conducteur.

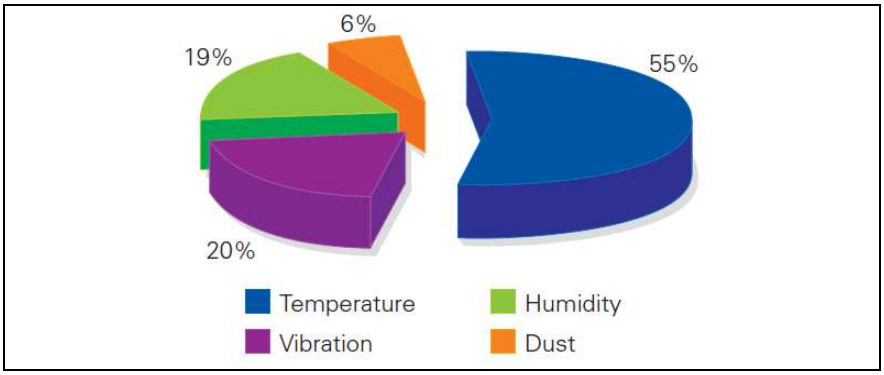


Figure I.3 *: Influence des paramètres environnementaux sur l'endommagement des systèmes électroniques* [7]

3- Module électronique de puissance

Les modules électroniques de puissance sont nombreux et diversifiés. Les constructeurs automobile utilisent couramment les modules dits « IGBT » (*Insulated Gate Bipolar Transistor*) développés initialement pour la traction électrique ferroviaire. Chaque type d'IGBT est classé en fonction de ses performances électriques et thermiques. La figure I.4 illustre un exemple d'IGBT et ses différents composants.

Un module de puissance contient donc des composants électroniques en silicium (Transistors et diodes) soudés sur un support appelé substrat. Le substrat joue un double rôle; le maintien mécanique du semi-conducteur et l'évacuation de la chaleur dissipée. En général, le substrat est un matériau multicouche à base d'une céramique telle que l'Al_2O_3, l'AlN et le BeO revêtue en cuivre sur

les deux faces [4, 8 et 9]. Les couches de cuivre sont généralement obtenues par métallisation. Du côté face supérieure (la face active), les composants électroniques sont reliés aux électrodes d'alimentation par des rubans en Al ou Al-Cu. L'ensemble est logé dans un boitier en plastique souvent en époxy. Enfin, un gel protecteur est ajouté pour fournir un appui mécanique et une barrière contre les contaminations [4, 10 et 11].

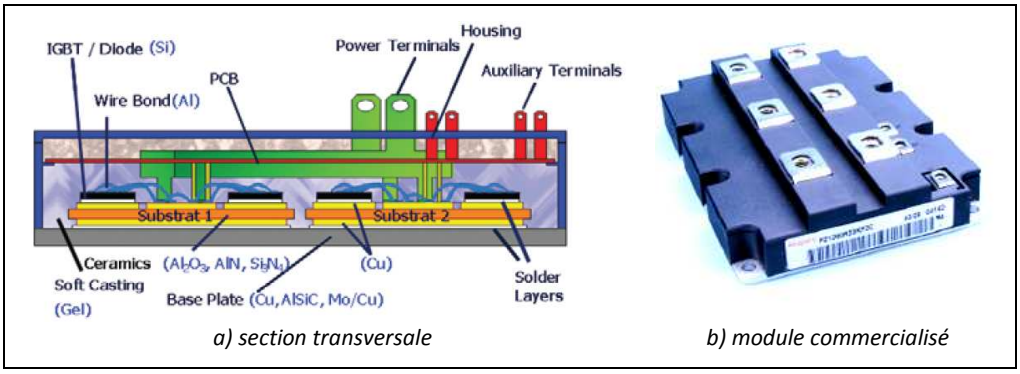


Figure I.4 : *Module électronique de puissance « IGBT »* [12]

En fonctionnement, une partie de la puissance consommée est dissipée sous forme d'un flux thermique en créant un gradient thermique dans l'assemblage. La différence entre les coefficients de dilatation thermique de la puce, du substrat, de la brasure et des fils de connexion génère des contraintes thermomécaniques qui conduisent à l'endommagement du module électronique par amorçage et propagation des fissures dans la zone de liaison Puce-Substrat, c'est-à-dire dans la brasure.

D'une manière générale, la fiabilité d'un module électronique de puissance est influencée par trois facteurs ;

- la température de jonction : elle est liée à la résistance électrique du semi-conducteur, à la puissance consommée et aux propriétés thermiques du substrat et de la brasure,
- les contraintes dans l'assemblage : ces contraintes sont liées à l'écart entre les coefficients de dilatation thermique du semi-conducteur, de la brasure, du substrat et des connexions.
- le nombre de cycles : le module de puissance chauffe en phase marche « on » et se refroidit en phase arrêt « off ». Chaque commutation (passage on ↔ off) présente un demi-cycle.

Ces trois facteurs ne sont pas indépendants et leur influence sur la fiabilité est conjuguée. Prenons l'exemple des contraintes dans l'assemblage, elles sont définies par une relation entre la température locale, les coefficients de dilatation thermique et les dimensions géométriques des composants. Souvent, une marge de sécurité est prise en considération par le fabricant lors de la conception d'un module de puissance afin que la température de jonction reste inférieure à une valeur limite, ceci induit en conséquence un coût supplémentaire sur le produit final.

4- Pertes thermiques dans un module de puissance :

La figure I.5 illustre une modélisation simplifiée du réseau de courant thermique ascendant dans un assemblage électronique. Les résistances thermiques sont définies en fonction :

- du semi-conducteur (surface, épaisseur, géométrie, emplacement, etc…)
- du substrat (matériau, épaisseur, structure)
- de la brasure (matériau, épaisseur, etc…)
- du système de refroidissement (dissipateur, graisse thermique, surface de contact, épaisseur de l'isolant électrique, etc…)

En fait, le substrat présente la plus grande contribution à la résistance thermique totale (~56%), ensuite le support en cuivre (~20%), puis la brasure (~10%). La somme des résistances thermiques des autres éléments d'assemblage ne présente que 14 % de la somme des résistances thermiques [13].

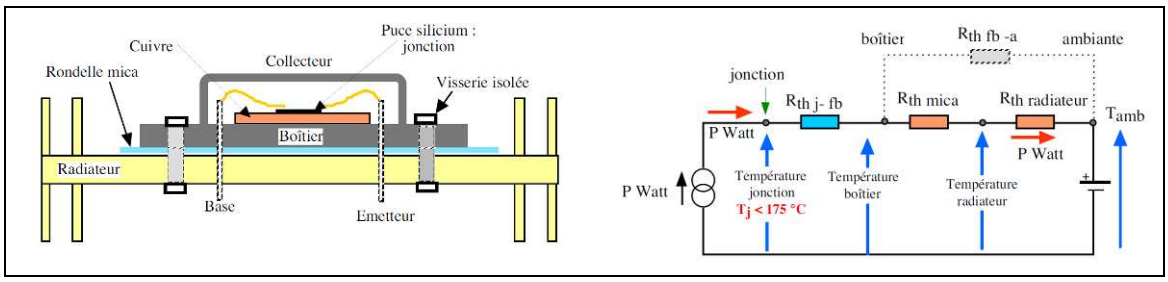


Figure I.5 *: Modèle thermique de réseau de RC d'un module de puissance d'IGBT isolé par du mica* [14]

Rappelons que la température de jonction ne doit pas dépasser une limite dans la « condition critique » de fonctionnement d'un semi-conducteur (*worst case condition*). Au-delà de cette température, un dysfonctionnement peut se produire. La condition critique de fonctionnement correspond à l'état où la dissipation du semi-conducteur et de la température ambiante sont maximales. Dans certains cas, le refroidissement par un dissipateur statique (radiateur) ne suffit pas. Pour cette raison, le refroidissement s'effectue par convection à l'aide d'un liquide comme l'eau ou un fluide réfrigérant.

Il est possible d'estimer les pertes thermiques dans un assemblage de puissance. Ces pertes se divisent en deux types ;

- Pertes par commutation (passage d'« on » vers « off » et d'« off » vers « on »),
- Pertes par conduction (résistance électrique).

Les pertes de puissance par conduction P_c dépendent de la tension V_{CM} et du courant I_{CM}. Ces pertes s'écrivent comme suit :

$$P_c = I_{CM} V_{CM} \qquad [1\text{-}2]$$

Les pertes par commutation P_s sont le produit de la fréquence de commutation f et de l'énergie de commutation par cycle E_s :

$$P_s = E_s . f \qquad [1\text{-}3]$$

E_s est la somme des énergies de mise en marche « E_{on} » et de mise en arrêt « E_{off} » à chaque cycle de commutation. La puissance totale dissipée P_T est donc la somme des puissances dissipées par commutation P_s et par conduction P_c ;

$$P_T = P_c + P_s \qquad [1\text{-}4]$$

La température de jonction T_j peut être calculée par l'équation suivante :

$$T_j = P_T R_{\theta JA} + T_A \qquad [1\text{-}5]$$

$R_{\theta JA}$ est la résistance thermique jonction-ambiante dans le module de puissance. Cette valeur est une caractéristique du module de puissance indiquée par le fabricant.

Le calcul précédent est basé sur une hypothèse très simplifiée d'équilibre thermique et il ne peut servir que pour une évaluation du premier ordre de la puissance totale dissipée et la température de jonction. En pratique, on estime le flux thermique total dissipé entre 50 et 300 W/cm²/module et la température maximale de jonction à 175°C.

5- Contraintes résiduelles dans un assemblage multicouche et multimatériaux :

La dilatation thermique différentielle peut générer des contraintes dans un assemblage multicouche et multimatériaux. Il est donc important d'évaluer ces contraintes dans un assemblage d'électronique de puissance.

5.1- Approche heuristique

Naka et al. (1989) [15] ont étudié l'assemblage céramique-métal (figure I.6) et ils ont proposé comme approche :

$$\sigma_i = A_i . \Delta\alpha . \Delta T \qquad [1\text{-}6]$$

Avec $\begin{cases} \Delta\alpha = \alpha_{métal} - \alpha_{céramique} \\ et \\ \Delta T = T_{brasage} - T_{ambiante} \end{cases}$ [1-7]

σ_i présente les contraintes résiduelles dans la céramique,

$\alpha_{métal}$ et $\alpha_{céramique}$ sont respectivement les coefficients de dilatation du métal et de la céramique.

A_i est un coefficient qui fait intervenir le module de Young et le coefficient de Poisson de la céramique.

Un cas particulier est considéré sur la figure I.6. La contrainte interne σ_1 d'un matériau *1* donné est illustrée par l'expression suivante pour un comportement élastique des deux matériaux :

$$\sigma_1 = (\alpha_2 - \alpha_1).\Delta T.\frac{E_1.S_2.E_2}{S_1.E_1 + S_2.E_2} \quad [1\text{-}8]$$

α_1 et α_2 sont les coefficients de dilatation thermique, E_1 et E_2 les modules d'Young et S_1 et S_2 les sections normales au plan du joint.

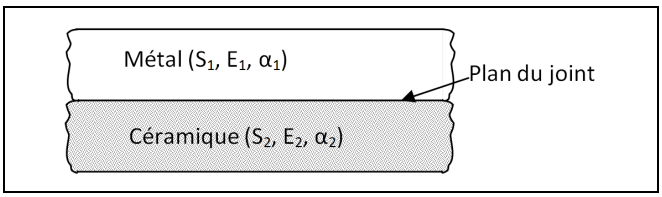


Figure I.6 *: Assemblage Métal-Céramique à 2 couches*

5.2- Modèle à N barres d'Iancu

A partir des travaux de Timoshenko et al [16] qui ont étudié le problème d'assemblage en utilisant un modèle à deux barres pour déterminer le moment de flexion, le rayon de la courbure et les contraintes, Iancu et al [17] ont construit un modèle géométrique de N barres (figure I.7). Les hypothèses considérées sont :

- état libre des contraintes à la température T_L (température de liaison),
- le comportement des matériaux reste élastique isotrope pendant le refroidissement,
- les propriétés élastiques des matériaux ne dépendent pas de la température,
- la courbure du système est gérée par un état de flexion plane.

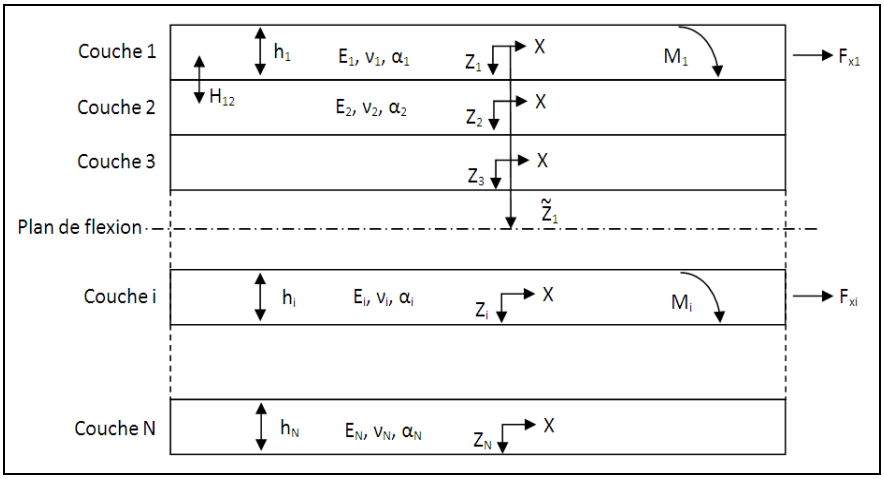


Figure I.7 *: Assemblage à N couches*

La distribution des contraintes et celle des déformations parallèles aux interfaces dans chaque couche i (i=1, 2,…….,N) s'écrivent comme suit :

$$\sigma_{xx}(z_i) = E_i(\tilde{\alpha} - \alpha_i + \frac{z - \tilde{z}_i}{\tilde{R}})\Delta T \qquad [1\text{-}9]$$

$$\varepsilon_{xx}(z_i) = (\tilde{\alpha} - \alpha_i + \frac{z - \tilde{z}_i}{\tilde{R}})\Delta T \qquad [1\text{-}10]$$

$\tilde{\alpha}$ est le coefficient de dilatation thermique moyen pour l'assemblage ;

$$\tilde{\alpha} = \frac{\sum_{i=1}^{N} E_i h_i \alpha_i}{\sum_{i=1}^{N} E_i h_i} \qquad [1\text{-}11]$$

et $\tilde{z}_i$ est la distance entre le milieu de la couche *i* et le plan de flexion de l'assemblage.

$$\tilde{z}_i = \tilde{Z} - H_i \qquad [1\text{-}12]$$

$\tilde{Z}$ est la position du plan de flexion de l'assemblage par rapport à l'axe de la couche *1* est donnée par l'équation suivante ;

$$\tilde{Z} = \frac{\sum_{i=1}^{N} E_i h_i H_i}{\sum_{i=1}^{N} E_i h_i} \qquad [1\text{-}13]$$

H_i est la distance qui sépare l'axe de la couche i de l'axe de la couche 1 ;

$$\begin{cases} H_1 = 0 \\ H_i = \sum_{j=2}^{i} \frac{h_{j-1} - h_j}{2} \end{cases} \quad [1\text{-}14]$$

Le rayon de courbure normalisé $\tilde{R}$ est donné par l'expression suivante ;

$$\frac{1}{\tilde{R}} = \frac{1}{R\Delta T} = \frac{\sum_{i=1}^{N} (\tilde{\alpha} - \alpha_i) E_i h_i H_i}{\sum_{i=1}^{N} E_i h_i \tilde{z}_i H_i - \frac{1}{12} \sum_{i=1}^{N} E_i h_i^3} \quad [1\text{-}15]$$

où R le rayon de courbure de l'assemblage

A noter que le module E_i prend en considération le module de Young E_{Mi} et le coefficient de Poisson ν_{Mi} .

$$E_i = \frac{E_{Mi}}{1 - \nu_{Mi}^2} \quad [1\text{-}16]$$

Pour un modèle à N barres, le comportement des matériaux est supposé parfaitement élastique. Dans un assemblage mécatronique, il est difficile de justifier un comportement analogue pour la brasure.

5.3- Modèle élastoplastique unidirectionnel (plasticité parfaite)

Yada et al. [18] ont proposé un modèle analytique avec une plasticité parfaite. Dans un assemblage Métal-Composite, l'indice *1* désigne le composite et l'indice *2* désigne le métal. h_1 et h_2 sont les épaisseurs (figure I.8). Les contraintes parallèles à l'interface peuvent se décomposer en deux termes :

- un terme de flexion.
- un terme de membrane,

Les contraintes dans le composite s'écrivent :

$$\sigma_{xx}(z_1) = (\sigma_{xx})_m(z_1) + (\sigma_{xx})_f(z_1) \quad [1\text{-}17]$$

et les contraintes dans le métal s'écrivent :

$$\sigma_{xx}(z_2) = (\sigma_{xx})_m(z_2) + (\sigma_{xx})_f(z_2) \quad [1\text{-}18]$$

Le modèle considère que le métal se plastifie et la limite élastique est σ_Y . Les contraintes dans le métal deviennent :

$$\begin{cases}(\sigma_{xx})_m(z_2)=\sigma_Y \\ (\sigma_{xx})_f(z_2)=0\end{cases} \qquad [1\text{-}19]$$

et les contraintes dans le composite sont données par l'équation suivante ;

$$(\sigma_{xx})_m(z_1)=\sigma_Y\left(\frac{h_2}{h_1}\right) \qquad [1\text{-}20]$$

Wittmer (1982) a calculé le rayon de courbure R dans le cas où le métal est entièrement plastifié;

$$R=\frac{1}{6}\frac{E_1}{\sigma_Y}\frac{h_1^3}{h_2(h_1+h_2)} \qquad [1\text{-}21]$$

Donc les contraintes de flexion dans le composite peuvent être déterminées en fonction du rayon de courbure R ;

$$(\sigma_{xx})_f(z_1)=-\frac{E_1}{R}(\frac{h_1}{2}+z_1) \qquad [1\text{-}22]$$

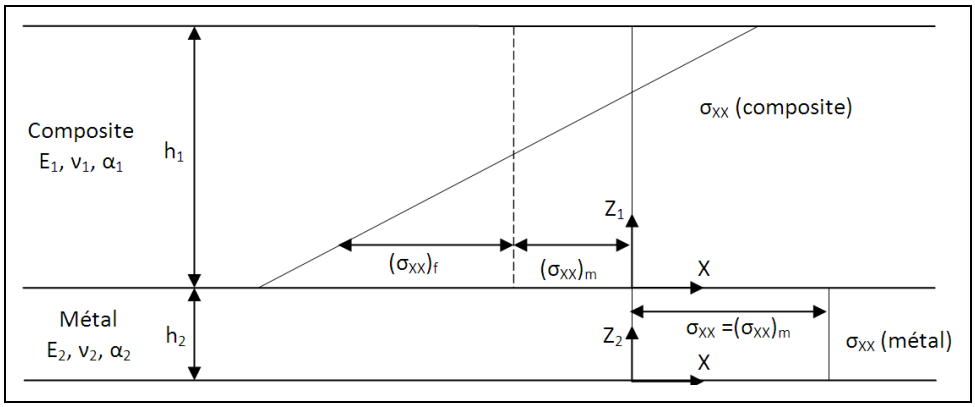


Figure I.8 *: Contraintes parallèles à l'interface pour assemblage Composite/Métal de longueur infinie avec plastification du métal*

A tire d'exemple, dans le cas d'assemblages Cuivre-Alumine (propriétés et épaisseurs données au tableau I.1), les contraintes parallèles à l'interface sont de l'ordre de 110 MPa en compression (du coté alumine) pour une variation de température ΔT égale -500°C et une limite élastique du cuivre σ_Y de l'ordre de 68 MPa.

Tableau I.1 *: Propriétés et la géométrie des matériaux*

	Module d'Young E (GPa)	Coefficient de Poisson ν	Coefficient de dilatation thermique α (10^{-6}/K)	Épaisseur de couche (mm)
Alumine	370	0,25	7,9	7
Cuivre	130	0,37	17,7	2

Jusqu'à présent, les modèles présentés utilisent uniquement des assemblages de longueur infinie. Alors que dans le cas réel et particulièrement pour un module de puissance, la taille des éléments est limitée. Dans ce cas, les bords peuvent influencer les contraintes.

5.4- Contraintes au voisinage des bords

Plusieurs modèles analytiques ont été établis pour évaluer les contraintes au voisinage des bords. Ces contraintes restent nettement supérieures à celles au sein de l'assemblage et elles sont localisées. On peut mentionner par exemple le modèle de Suhir (1986) [19] qui a étudié un assemblage Composite-Métal de longueur 2L. Les hypothèses considérées sont : bords libres et matériaux élastiques et isotropes.

Les contraintes au voisinage des bords et à l'interface dans le composite s'écrivent :

$$\begin{cases} \sigma_{xx} = \sigma_{xx\max}(1-e^{-k(L-x)}) \\ \tau_{xy} = \tau_{xy\max} e^{-k(L-x)} \\ \sigma_{yy} = \sigma_{yy\max} e^{-k(L-x)} \end{cases} \qquad [1\text{-}23]$$

Les grandeurs $\sigma_{xx\max}$, $\tau_{xy\max}$, $\sigma_{yy\max}$ et k dépendent des épaisseurs des matériaux, de la longueur de l'assemblage, des caractéristiques mécaniques, de la différence des coefficients de dilatation et de l'écart thermique. La figure I.9 illustre l'allure des contraintes au sein du composite et proche de l'interface dans un assemblage Composite-Métal pour une variation négative de la température.

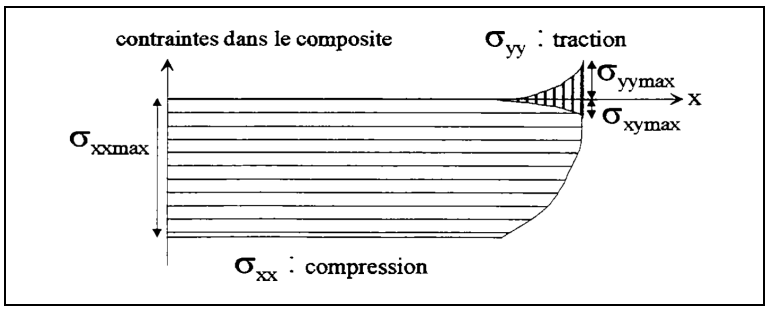


Figure I.9 *: Allure des contraintes dans un assemblage Composite-Métal pour une variation négative de la température.*

Certains auteurs considèrent que la contrainte de cisaillement est maximale près du bord, en sachant qu'elle s'annule au bord. L'utilisation de la méthode des éléments finis (MEF) a permis de vérifier cette hypothèse. Citons par exemple les travaux de Yada [18] qui a étudié l'évolution des contraintes dans une ligne parallèle à l'interface du couple Cuivre-Alumine assemblé à 500°C puis refroidi jusqu'à 20°C. Selon Yada, cette ligne se situe dans la céramique (Alumine) à 0,03 mm de l'interface pour la composante de cisaillement σ_{xy} et à 0,2 mm pour les contraintes σ_{xx} et σ_{yy}. Les propriétés des matériaux et les dimensions géométriques sont illustrées par le tableau I.2.

Tableau I.2 *: Propriétés des matériaux et dimensions géométriques*

	Module d'Young E (GPa)	Coefficient de Poisson ν	Coefficient de dilatation thermique α (10^{-6}/K)	Épaisseur de couche (mm)	Limite élastique σ_Y (MPa)
Alumine	370	0,25	7,9	7	-
Cuivre	130	0,37	17,7	2	68

Les figures I.10 et I.11 illustrent le modèle géométrique étudié par Yada et l'évolution des contraintes dans la ligne d'analyse. On constate que la contrainte σ_{xx} est nulle sur le bord libre et elle est maximale en compression lorsqu'on se rapproche du centre. Alors, la contrainte σ_{yy} est pratiquement égale à zéro au centre du matériau et elle est maximale sur le bord libre. Cette contrainte passe de la compression à la traction entre le cœur milieu de l'assemblage et l'extrémité. La contrainte de cisaillement σ_{xy} est pratiquement négligeable au centre du matériau et elle augmente du centre vers l'extrémité de l'assemblage. Le calcul numérique illustre aussi une légère baisse de la contrainte σ_{xy} près du bord libre, sachant qu'elle est nulle sur le bord.

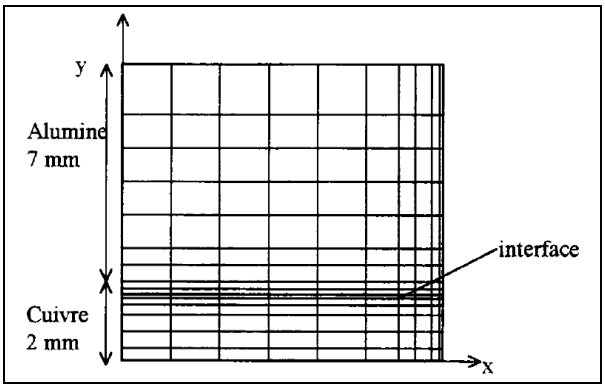


Figure I.10 *: Modèle géométrique pour assemblage Cuivre-Alumine.*

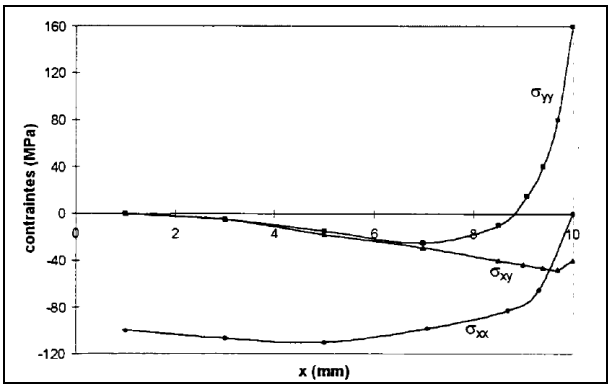


Figure I.11 *: Contraintes au sein de l'alumine dans un assemblage alumine -métal après une baisse de température de 500°C (simulation par éléments finis)* [18]

Les bords restent les endroits les plus sollicités selon les résultats de Tsai [20] sur un assemblage Acier-Laiton. Les contraintes résiduelles dans un assemblage s'écrivent comme une fonction des dimensions géométriques (les épaisseurs,…), des propriétés matériaux (E, ν, α, …) et l'écart thermique (ΔT).

Pour un assemblage mécatronique, il est important de réduire le plus possible les écarts entre les coefficients de dilatation thermique des composants afin de minimiser les contraintes. Plusieurs études ont été déjà réalisées pour mettre au point des substrats et/ou des brasures dont le coefficient de dilatation thermique est au voisinage celui du silicium, qui est de 5.10^{-6}/K.

6- Développement de matériaux architecturés en mécanique des matériaux.

6.1- Recherche de propriétés antagonistes

Dans des nombreux domaines d'applications industrielles, le matériau utilisé pour fabriquer une pièce doit présenter des propriétés spécifiques souvent antagonistes afin de remplir la fonction demandée et de garantir la fiabilité du système [21]. Plusieurs familles de matériaux ont été développées dans le but de proposer des solutions « *satisfaisantes* » telles que les matériaux composites, les matériaux fonctionnels et les matériaux nanométriques. Aujourd'hui, les matériaux dits « architecturés » présentent un axe de recherche prometteur pour résoudre de nombreux problèmes industriels. Un matériau architecturé est défini par une combinaison entre la microstructure et la superstructure [22]. D'après O. Bouaziz et al [22 et 23], ces matériaux se présentent à une échelle mésométrique où la microstructure et la géométrie sont déterminées selon les exigences fonctionnelles de la pièce, figure I.12. Néanmoins, cette définition ne permet pas d'identifier clairement la différence entre les matériaux architecturés et les autres familles de matériaux. D'ailleurs, Kromm et Al [24] définissent un matériau hybride (ou encore un multimatériau) comme suit ; « *Un matériau hybride est une combinaison de deux matériaux ou plus dans une géométrie et une échelle prédéterminées, atteignant de façon optimale un objectif technologique spécifique*», figure I.13. Pour cette raison, nous donnerons dans le chapitre II une définition détaillée des matériaux architecturés et les critères d'identification. Nous expliquerons également certaines démarches possibles pour concevoir un matériau architecturé et nous les illustrerons à travers le développement d'un substrat et une brasure pour les modules d'électronique de puissance.

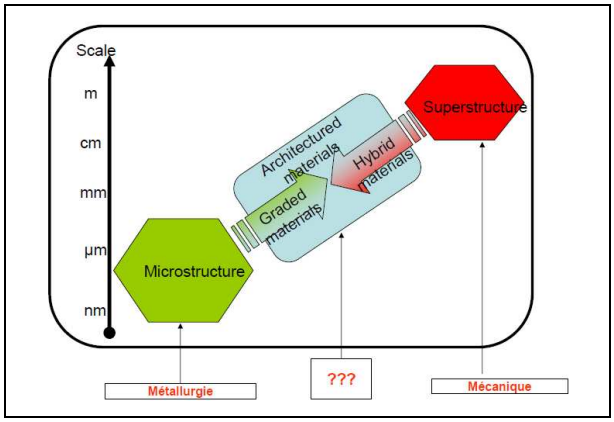


***Figure I.12**: Matériaux architecturés avec une combinaison intermédiaire de l'échelle entre la superstructure et la microstructure* [22]

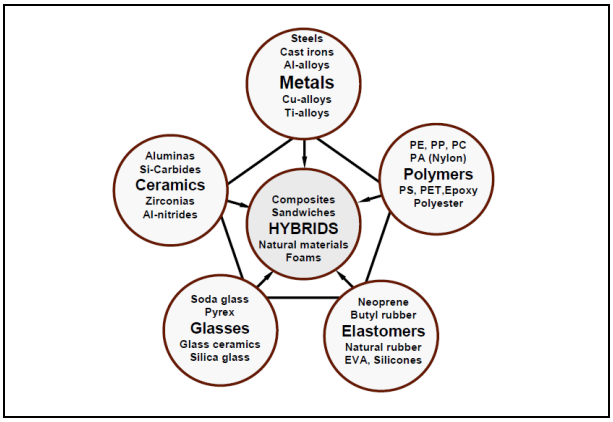


***Figure I.13**: Un matériau hybride est une combinaison d'au moins deux matériaux dans une échelle et une géométrie prédéfinies* [24]

Dans la démarche de conception d'un matériau architecturé, les propriétés recherchées peuvent être physiques (conductivité électrique, etc), mécaniques (résistance à la traction, etc), économiques (prix de revient, etc) et technologiques (comptabilité avec le procédé de mise en forme, etc). La mesure

du niveau de satisfaction des propriétés d'un matériau pour une application donnée, que nous appelons ici « *l'admissibilité d'un matériau architecturé* » et qui définit la capacité de ce matériau à remplir la fonction demandée, est généralement attribuée à un « *critère de performance* » qui relie le comportement et les propriétés du matériau à l'application [22, 23, 25 et 26].

6.2- Couplages physiques et critères de performance

La définition même d'un critère de performance pose un problème difficile dans la mesure où dans un nombre considérable de cas, ce critère est empirique et ne présente pas un phénomène physique (mécanique, etc) réel. Néanmoins, plusieurs outils ont été développés pour déterminer la solution optimale. Nous citons par exemple:

- La recherche opérationnelle représente un outil d'aide à la décision pour des problèmes combinatoires, aléatoires ou mixte. La méthode consiste à modéliser un problème par une équation mathématique (linéaire, non linéaire, polynomiale, etc). Le modèle mathématique peut être multicritère ou monocritère. Aujourd'hui, on compte de nombreuses classes de cette méthode, telles que heuristique, métaheuristique, stochastique, polynomiale, arborescente, etc [27].

- La méthode d'algorithme génétique proposée par Ashby et al [26] et appliquée à une poutre en matériau composite sollicitée en flexion. Cette approche est adapté aux problèmes multicritères et permet de déterminer une solution optimale quand l'espace des solutions est trop étendu ou en présence de multiples points optimaux.

- La méthode FAST (*Functional Analysis System Technique)* : cette méthode consiste à définir les fonctions demandées et à sélectionner plusieurs solutions dans une base de données. La solution optimale est celle qui présente l'indice de performance le plus élevé. Cet indice n'est autre que le total de points calculé par l'addition du produit du poids de chaque fonction (entre 1 : complémentaire, 5 : Vital) par le niveau de satisfaction de cette fonction (0 : non satisfait, 4 : bien satisfait) pour une solution donnée [28]. L'attribution de notes est subjective et souvent ne reflète pas les résultats expérimentaux, notamment en absence de retour d'expérience.

Dans d'autres cas, l'indice de performance peut être tout simplement une propriété (mécanique, physique, etc.) à maximiser ou à minimiser telle que le module d'élasticité (E) ou encore un rapport entre deux propriétés comme le module d'élasticité et la densité (E/ρ) [29]. Cette approche est possible uniquement pour les problèmes simples où les exigences fonctionnelles peuvent être présentées par un modèle mathématique.

6.3- Recherche de la solution optimale et méthodes de conception

Dans ce paragraphe, nous présentons les principales démarches et méthodes de conception pour mettre en œuvre de nouveaux matériaux (architecturés, fonctionnels et multimatériaux, etc). Ces méthodes intègrent principalement deux étapes : le choix des matériaux et le procédé de fabrication.

Pour obtenir un matériau optimal, de nombreuses hypothèses ont été faites afin de simplifier le problème industriel comme par exemple, l'architecture (multicouche, mousse, etc), l'échelle de combinaison (micrométrique, macrométrique, etc), etc.

La première méthode appelée « stratégie par recherche libre » consiste en un outil de sélection des matériaux et des procédés de mise en œuvre dans une base de données. La sélection se base sur des critères technologiques, économiques et environnementaux. La conception innovante se réalise grâce à la base de données qui offre une variété de combinaisons. La figure I.14 illustre la hiérarchisation des données qui permet de progresser dans la conception en entrant progressivement dans les détails. En réalité, il est impossible d'avoir une base de données regroupant la totalité des matériaux et des procédés de mise en œuvre. Cette méthode est un simple outil de traduction d'un problème industriel complexe en un problème de conception où le concepteur doit vérifier à chaque étape la compatibilité de ses choix et les compléter par des critères spécifiques à l'application.

La deuxième méthode consiste en une extension des domaines de solutions par une combinaison des matériaux afin d'aboutir à un nouveau matériau, figure I.15. Le principe a été introduit par Ashby et Brechet [30] et il a été utilisé aussi par GIACCOBI [31] pour concevoir des multimatériaux à architecture multicouche pour une canalisation sous-marine. Selon cette méthode, la solution optimale consiste en un matériau, souvent multicouche, qui présente un compromis entre les propriétés des constituants. La variable principale à optimiser est la proportion de chaque constituant.

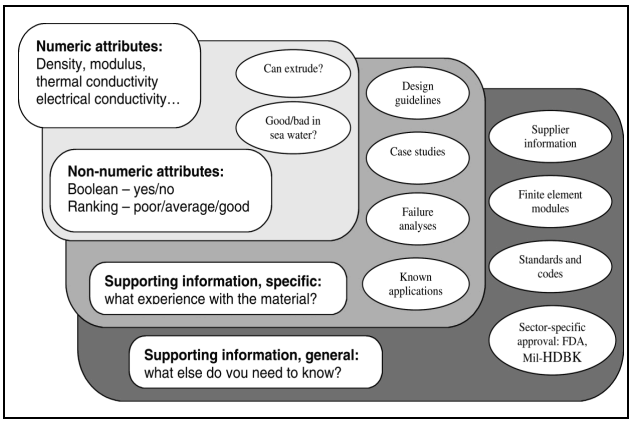


***Figure I.14**: Stratégie de sélection des matériaux et des procédés* [26]

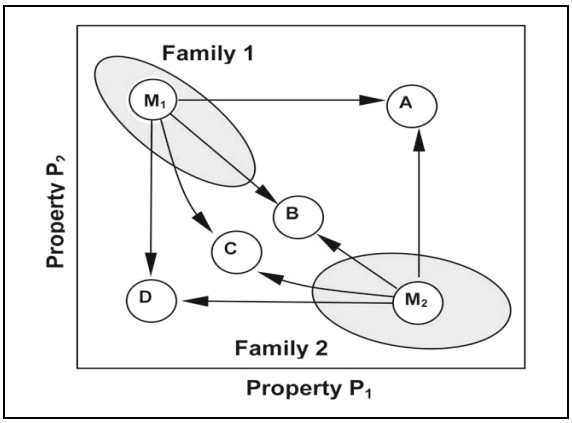


***Figure I.15**: Possibilité d'hybridation des deux matériaux par combinaison des propriétés* [24]

La troisième méthode a été proposée par Kromm [24] pour traiter le cas d'un matériau pour un réservoir de transport de matière énergétique qui impose une protection du contenu (liquide) et de l'environnement. L'étude a montré qu'aucun matériau ne peut satisfaire les contraintes imposées dans le cahier des charges et la solution finale consiste à concevoir un matériau hybride. La démarche proposée consiste à rechercher un couplage thermomécanique et thermochimique pour

définir le choix de l'architecture du matériau. Ensuite, de nouveaux cahiers des charges ont été établis pour identifier les mécanismes permettant la sélection des constituants du matériau architecturé, figure I.16.

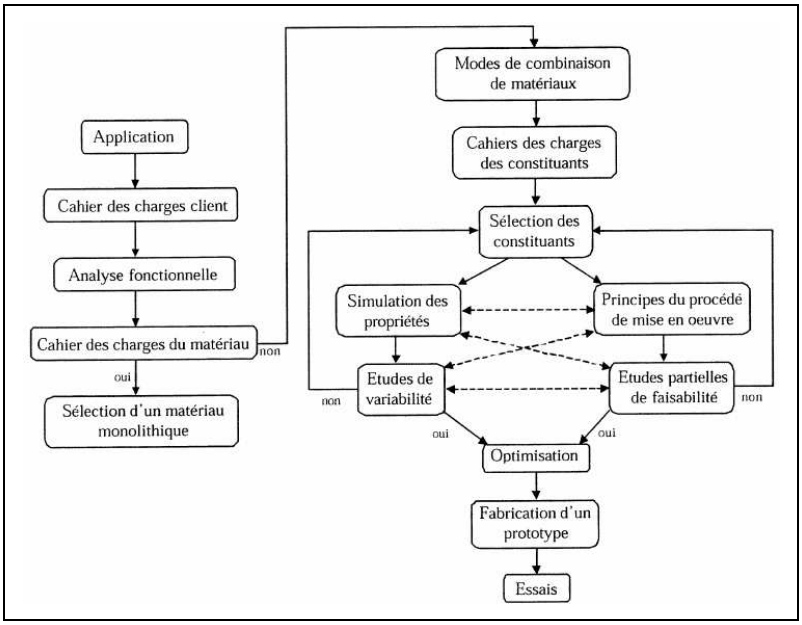


***Figure I.16**: Synthèse de la démarche de conception de multimatériau proposée par Kromm* [24]

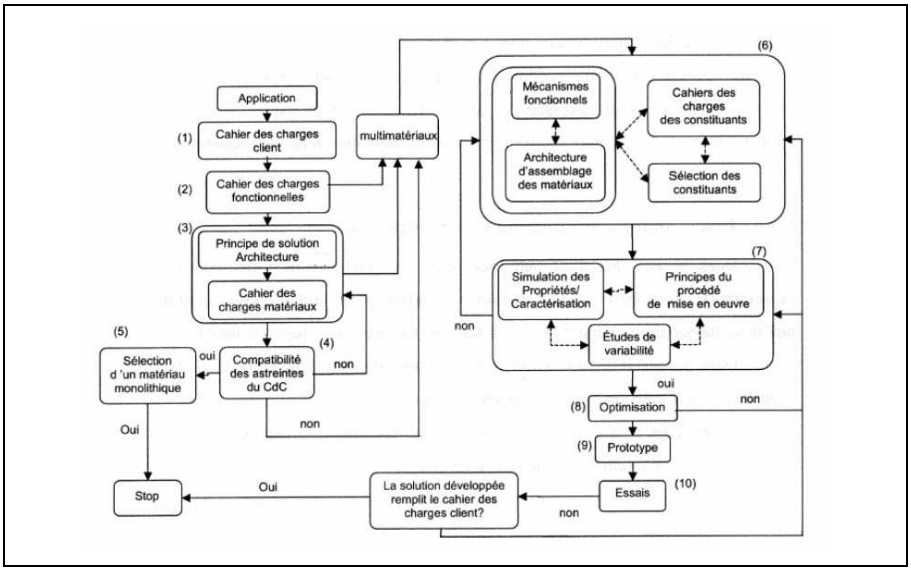


***Figure I.17**: Organigramme de conception d'un multimatériau par Castillo* [32]

La figure I.17 illustre un organigramme de la démarche de conception outil proposé par Castillo [32] pour aboutir à un matériau structuré permettant d'améliorer le comportement d'un bâti de machine outil. Cette démarche repose sur des échanges entre la phase de sélection des constituants et la phase de mise au point du procédé de fabrication. L'avantage principal de cette démarche est le couplage des plans d'expériences et de la modélisation numérique en autorisant des indices de performance alors qu'aucune relation analytique entre les exigences de cahier de charges n'était disponible (comportement thermomécanique, stabilité dynamique, équilibre économique, impact environnemental de la fabrication).

6.4- Les moyens d'agir à différentes échelles.

Les approches présentées dans le paragraphe précédent présentent des outils de conception des matériaux par un couplage des propriétés physiques et d'optimisation de la structure en fonction des exigences de cahier des charges. L'échelle de la structure finale d'un matériau architecturé peut avoir plusieurs niveaux. Les deux exemples suivants illustrent les moyens d'agir à différentes échelles. La figure I.18 montre les possibilités d'obtention des aciers architecturés par transformation locale d'une phase martensitique en une phase ferritique et vice-versa [22]. La présence de la phase martensitique assure la résistance mécanique de la structure tandis que la phase ferritique offre au matériau final une certaine ductilité. Le deuxième exemple illustré par la figure I.19 montre quatre structures différentes pour une poutre prismatique qui comprend un matériau dense (secteur en noir) et une mousse à faible densité (secteur pointillés) [30] : Cellules en forme de nid d'abeille (a), fils incorporés dans une matrice de mousse (b), les coquilles cylindriques concentriques entre une mousse (c) et les plaques parallèles en matériau dense séparées par les plaques en mousse (d). La répartition de chaque phase est définie en fonction du chargement (par exemple mécanique) et des propriétés recherchées (dilatabilité thermique, etc.). Entre deux configurations différentes, la proportion d'une phase peut passer de simple au double. Ces deux exemples montrent les moyens d'agir à différentes échelles sur la structure d'un matériau architecturé et confirment l'importance de conjuguer la microstructure à la macrostructure.

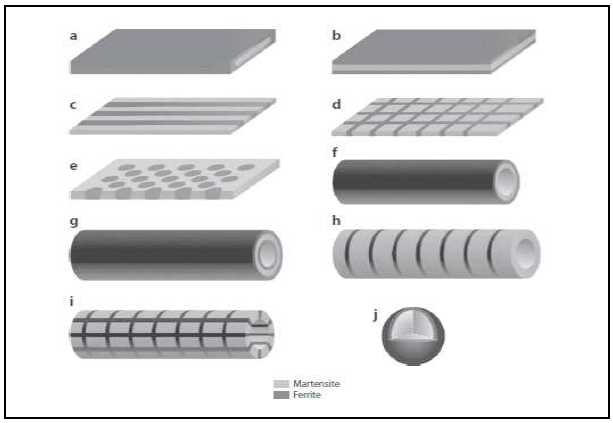


***Figure I.18**: Une illustration de diverses géométries de composites microstructurés obtenues par une transformation de phase locale (décarburation)* [22].

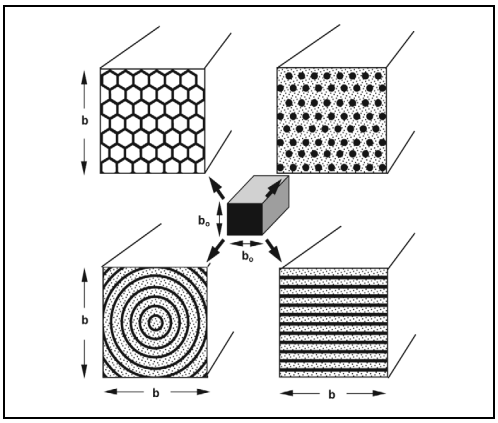


***Figure I.19**: Quatre matériaux microstructurés* [30].

6.5- Conclusion sur les matériaux architecturés

Plusieurs techniques ont été développées pour évaluer la capacité d'un matériau à répondre aux contraintes imposées, telles que l'algorithme génétique. La recherche de stratégies de développement des nouvelles structures de matériaux (macro et micro) est aussi une question importante. Aujourd'hui, de nombreux outils d'aide à la sélection des matériaux et des procédés de mise en œuvre sont disponibles. Mais, ces outils sont souvent limités par le domaine d'application (les stratifiés, par exemple). Dans d'autres cas, des hypothèses simplificatrices sont considérées afin de faciliter la recherche de la « solution matériau ». Dans le chapitre II de ce mémoire, nous proposons une méthode de développement des matériaux architecturés adaptée à notre cas (substrat et brasure pour les modules d'électronique de puissance).

7- Matériaux pour des performances thermomécaniques efficaces dans les modules d'électronique de puissance

Des nombreuses études [33, 34, 35, 36] ont été réalisées pour améliorer la fiabilité des modules d'électronique de puissance par diminution des contraintes dans l'assemblage. Pour ce faire, deux aspects ont été traités :

- Pour une température de jonction donnée (température limite), réduire la dilatation du substrat et/ou de la brasure pour minimiser les contraintes thermiques,
- Pour un flux thermique donné (flux dissipé), augmenter la conductivité thermique du substrat (et de la brasure) pour réduire la température de jonction donc minimiser les contraintes.

Les solutions au problème thermique utilisent souvent des matériaux dits « fonctionnels ». La structure et les propriétés physiques des matériaux jouent un rôle déterminant sur le comportement thermique. Ces matériaux peuvent être des alliages ou des composites. La plupart des matériaux étudiés sont destinés au substrat puisque ce dernier présente la contribution la plus élevée à la résistance thermique dans un assemblage de puissance, comme vu précédemment. D'autres études portent sur l'amélioration de la tenue mécanique en fatigue de la brasure, car elle constitue l'élément le plus fragile de l'assemblage.

Pour le substrat, on définit le matériau idéal comme étant un bon conducteur thermique à dilatabilité faible. Dans le cadre de ce travail, on traite également l'aspect mise en forme. En effet, le matériau pour le substrat doit être aussi compatible avec les procédés actuellement utilisés, en particulier la découpe mécanique et le pliage.

On définit le matériau idéal pour la brasure comme étant un alliage ou un composite dont les propriétés sont identiques à celles du substrat idéal avec une bonne mouillabilité sur le cuivre ou le cuivre nickelé, une bonne résistance en fatigue, une température de fusion comprise entre 250°C et 350°C (brasage électronique) et sans plomb. Généralement, les caractéristiques du matériau pour brasage de puissance doivent être identiques ou supérieures à celles de l'alliage Pb-5Sn, brasure habituelle pour l'électronique de puissance à ce jour.

Dans la suite de ce chapitre, nous parlerons uniquement des matériaux pour le substrat et nous présenterons les principales solutions proposées par les études antérieures pour résoudre le problème de dilatation différentielle. En ce qui concerne les brasures, nous présenterons une étude bibliographique dans le chapitre IV de ce travail.

7.1- Substrat à dilatabilité contrôlée pour les modules électroniques de puissance

7.1.1- Matériaux conventionnels

Actuellement, le cuivre est le matériau le plus utilisé pour le substrat dans un assemblage de puissance. Le cuivre « Cu-OF » est le plus pur, dans lequel le phosphore est éventuellement utilisé à

l'état de traces (<3 ppm) pour désoxyder le métal. La température de fusion de ce matériau est 1084°C et sa masse volumique est 8940 Kg/m^3 à 20°C. Le cuivre possède une résistivité électrique de 17,2 10^{-9} Ω.m (100 IACS%) et une conductivité thermique d'environ 390 W/m.K à 20°C. Son coefficient de dilatation thermique linéaire est 17,6 10^{-6}/K, c'est-à-dire trois fois plus élevé que celui du silicium (5 10^{-6}/K) mais 30% plus faible que celui de l'aluminium (23 10^{-6}/K). Parmi les autres avantages du cuivre, une large variété de traitements de surface est applicable, comme le nickelage pour freiner l'interdiffusion, et une bonne compatibilité avec les alliages à base de Sn et Pb [37, 38].

Le deuxième matériau est le carbone sous deux formes (graphite et diamant) qui offre d'excellentes propriétés thermiques. En effet, la conductivité thermique du graphite et du diamant (naturel ou artificiel) peut atteindre entre 1000 et 2000 W/m.K. Dans le cas du graphite obtenu par CVD, le carbone se développe en couches minces. Des études [7, 39] ont montré la possibilité d'orienter la structure d'un graphite pour assurer une conductivité thermique élevée dans un plan privilégié. Ce graphite est appelé « graphite hyperconductif » dont la conductivité thermique est améliorée dans la direction perpendiculaire aux feuilles**,** (figure I.20). Le coefficient de dilatation thermique est faible et peut varier entre -1 et 5 10^{-6}/K selon le type et la texture. En revanche, ce matériau est un mauvais conducteur électrique et il ne peut pas remplir seul la fonction électrique du substrat mais il peut être associé à un métal conducteur comme Cu ou Al.

Figure I.20 *: Graphite à haute conductivité [39]*

En général, les métaux réfractaires ; molybdène, niobium, etc. (T_f > 1800°C) possèdent d'excellentes propriétés thermiques pour la fonction substrat (faible coefficient de dilatation et bonne conductivité thermique). En revanche, ils sont assez mauvais conducteurs électriques. Les tableaux I.3 et I.4 comparent des matériaux conventionnels en termes de conductivité thermique et dilatation.

Sans parler de la faisabilité de mise en forme, aucun matériau conventionnel ne peut remplir la totalité des fonctions demandées, particulièrement la conductivité thermique, la dilatation thermique et la conductivité électrique. C'est pour cette raison que de nombreux travaux de recherche sont consacrés au développement des matériaux composites afin de réunir des propriétés antagonistes dans un seul matériau.

Tableau I.3 *: Les matériaux conventionnels à bonne conductivité thermique* [38]

Matériau	*Conductivité thermique à 20°C (W/m.K)*
Argent	*418*
Aluminium 1060 (O)	*234,4*
Cuivre pur	*393,9*
Cuivre désoxydé (DHP)	*418,6*
Or	*297,2*
Diamant	*1000-2600*
Molybdène	*138*
Silicium	*148*
Nobium	*53,7*
Tungstène	*174*
Vanadium	*30,7*

Tableau I.4 *: Les matériaux conventionnels à dilatation thermique faible* [38]

Matériau	Coefficient de dilatation thermique à 20°C (10^{-6}/K)
Fe-Ni36%	*2.0*
12.3Cr-0.4Ni-0.09C	*9.8*
99.9% Ti	*8.41*
Ti-8Mn	*8.64*
Chrome	*6.2*
Rhodium	*8.3*
Tungstène	*4.6*
Vanadium	*8.3*
Zirconium	*5.85*
Molybdène	*5,5*
Diamant	*1.1*

7.1.2- Matériaux composites pour le substrat des modules électroniques de puissance

De nombreux matériaux composites ont été développés pour application électronique. L'idée consiste à associer un métal conducteur et un matériau réfractaire dans une seule structure.

7.1.2.1- Métal-SiC

Les composites Al-SiC présentent un intérêt thermique pour l'électronique de puissance. En fonction de la fraction volumique du renfort (SiC) qui peut attendre 60%, le matériau montre une large gamme de coefficients de dilatation thermique. La présence de l'aluminium offre au matériau des propriétés thermiques et électriques acceptables. Un cas typique est celui de composite Al-SiC avec un coefficient de dilatation proche de 8 10^{-6}/K et une conductivité thermique voisine de 200 W/m.K pour une masse volumique de 3010 kg/m^3 [10, 40, 41 et 42]. À forte teneur en SiC, le matériau possède un haut module d'élasticité grâce au développement des interfaces entre le renfort particulaire et la matrice. En revanche, la présence du SiC rend le matériau difficilement usinable : ceci explique pourquoi la pièce est obtenue aux cotes finales dans la plupart des cas. Pour des formes assez complexes, le coût de mise en forme est relativement élevé. Les figures I.21 et I.22 illustrent respectivement une micrographie du composite Al-SiC et un boitier pour les modules de puissance.

La méthode la plus répandue pour fabriquer les composites Al-SiC est l'infiltration du métal liquide. Souvent, l'alliage Al-10Si-1Mg est renforcé par des particules de SiC pour une fraction volumique de 30% [10, 40 et 43]. L'industrie ferroviaire (traction électrique) a déjà largement adopté ce composite pour les IGBT.

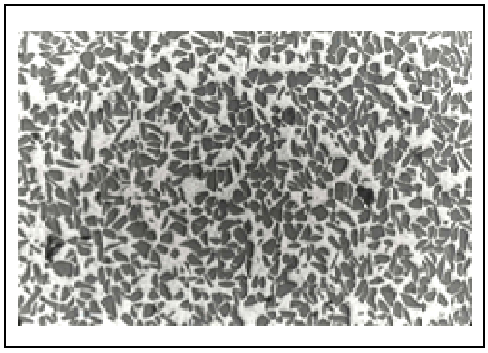


Figure I.21 *: Micrographie du composite l'Al-SiC* [43]

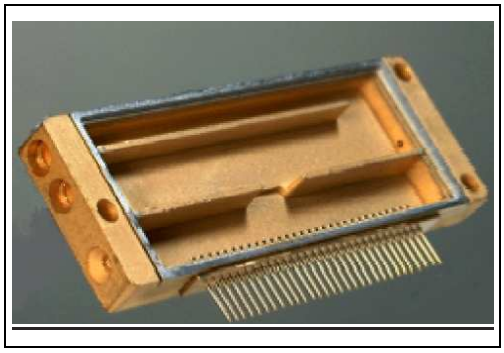


Figure I.22 *: Boitier en AlSiC pour l'électronique de puissance* [41]

Des composites Cu-SiC ont été également étudiés. Le Cu-SiC est relativement avantageux par rapport à l'Al-SiC en terme de propriétés thermiques (Conductivité thermique ~200-300 W/m.K et dilatation thermique ~4,5 10^{-6}/K). En revanche, le carbure de silicium présente une faible mouillabilité avec la matrice cuivreuse. La complexité de fabrication de Cu-SiC reste aussi une des limitations pour son application pour l'automobile [44].

7.1.2.2- Métal-Alumine

L'alumine (Al_2O_3) peut être utilisée pour renforcer un substrat en cuivre sous forme d'un multicouche ou de particules. Le cas le plus connu pour les IGBT est celui du multicouche Cu/Al_2O_3/Cu où le cuivre est déposé par voie électrolytique. D'autres études ont utilisé une technique de frittage particulière permettant d'obtenir des particules nanométriques d'Al_2O_3 uniformément dispersées au sein d'une matrice en cuivre [45]. Ces études ont montré qu'une taille fine du renfort améliore la dureté et la stabilité thermique du substrat, mais elle diminue la conductivité électrique.

7.1.2.3- Métal-Diamant

Grâce à la haute conductivité thermique du diamant, le composite Al-Diamant a été développé pour la NASA [7] afin de résoudre les problèmes de sur-échauffement des composants électroniques (550 à 600 W/m.K). La baisse du prix du diamant synthétique ces dernières années a favorisé le développement de ce composite. Le diamant a été utilisé également dans une matrice en cuivre, en argent et en magnésium avec une fraction volumique entre 60% et 80%. Pour des taux de charges importants, la conductivité thermique du composite peut atteindre 800 W/m.K et la dilatation thermique est comprise entre 5 et 8 10^{-6}/K [7, 10 et 41]. Bien que ces composites possèdent des caractéristiques thermiques intéressantes, la difficulté principale est liée à l'usinage. La mise en forme d'une pièce s'effectue dans un moule sous haute pression près des dimensions finales. La

figure I.23 illustre la morphologie des particules de diamant synthétique dispersées dans une matrice en aluminium.

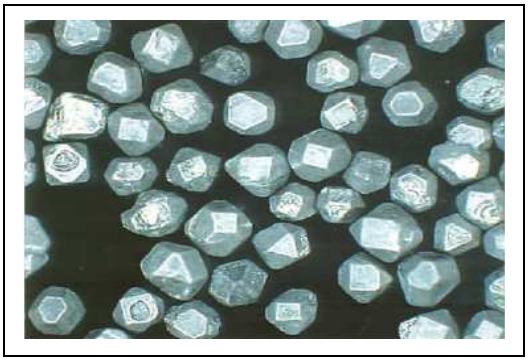


Figure. I.23 *: Diamant artificiel pour le composite Al-Diamant* [7]

7.1.2.4- Métal-Fibres de carbone

Les composites « Cuivre-Fibres de Carbone » ont été également étudiés pour application substrat, figure I.24. Généralement, la fraction volumique de fibres est de 30% à 40%. Ces composites présentent de bonnes conductivités thermique et électrique associées à une dilatabilité thermique réduite (2 à 10 10^{-6}/K). Leur densité est inférieure à celle du cuivre grâce à la faible masse volumique du carbone.

Il existe plusieurs techniques pour l'obtention de ces composites à fibres. Par exemple, une couche mince de molybdène a été déposée par CVD sur les fibres de carbone. Cette technique permet de créer une surface mouillable par le métal infiltré (Cu) sans appliquer des pressions importantes. Le Mo est insoluble dans le Cu, ceci empêche la dégradation des conductivités du matériau (thermique et électrique). La présence du molybdène permet aussi de développer des carbures à l'interface et conduit à une amélioration de la répartition de chaleur entre la matrice et les fibres. La combinaison du cuivre avec des fibres de carbone offre un matériau dont la conductivité thermique est ~400 W/m.K dans le plan et ~200 W/m.K dans l'épaisseur [7, 41, 43 et 44]. Des essais de fatigue thermique ont montré que le matériau ne présente aucune dégradation après 500 cycles entre -50°C et +125°C [7]. Ce matériau est commercialisé sous le nom « MetGraph » par la société américaine MMCC (*Metal Matrix Cast Composites*). Néanmoins, le composite Cu-Fibre de carbone n'est pas adapté aux procédés de mise en forme pour l'automobile en particulier la découpe. Une détérioration de l'interface Métal-Renfort peut se produire par déchaussement des fibres lors de la pénétration de l'outil.

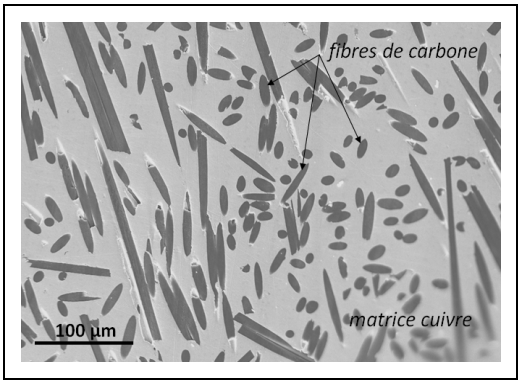


Figure I.24 *: Composite Cu-fibres de carbone (MetGraph)*

Des composites à matrice aluminium ont aussi été étudiés en particulier dans notre laboratoire (thèses S. Pelletier et C. Margueritat). Le développement de l'Al-fibres de carbone est justifié pour des raisons économiques et technologiques. La fabrication reste relativement difficile. L'infiltration du métal liquide dans une préforme fibreuse est la méthode la plus appliquée. Des traitements des surfaces ou l'utilisation d'un flux sont nécessaires pour améliorer la mouillabilité des fibres par l'aluminium fondu. Les composites Al-Fibres de carbone peuvent aussi être obtenus par pultrusion ou infiltration réactive.

7.1.2.5- Métal-Mousse de graphite

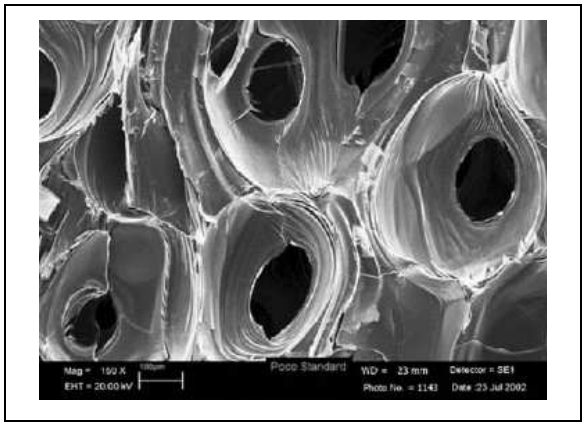


Figure I.25 *: Mousse de graphite (PocoFoam)* [7]

Le composite Cuivre–Mousse de Graphite a été développé pour remplacer le composite Cu-W. La structure de mousse facilite l'infiltration du métal (cuivre). Les propriétés mécaniques et thermiques de ce matériau sont quasi-isotropes. La conductivité thermique est voisine de 340 W/m.K et le coefficient de dilatation varie entre 5,7 et 7,4 10^{-6}/K. La difficulté principale pour ce matériau est le

contrôle de la rugosité de la surface usinée. Le Cuivre-Mousse de Graphite est utilisé principalement comme substrat de transistors de puissance et de diodes Laser pour les Émetteurs - Récepteurs de haute puissance. La figure I.25 illustre une mousse en carbone. La taille d'un brin de cellule est environ 200µm.

7.1.2.6- Composites Métal-Métal : colaminé Cu-Mo et Cu-FeNi

Contrairement aux composites Métal-Céramique, les matériaux colaminés sont des composites obtenus par plaquage à froid ou à chaud. Le soudage se développe grâce à une déformation plastique importante des métaux, puis par la diffusion suite à un traitement thermique. La réussite du colaminage nécessite une préparation rigoureuse des surfaces puisque ces dernières influent fortement sur les mécanismes du soudage par l'intermédiaire du film formé à l'interface.

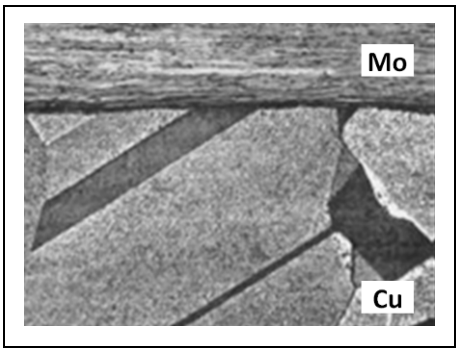


Figure I.26 *: Microstructure de l'interface Cu-Mo* [46]

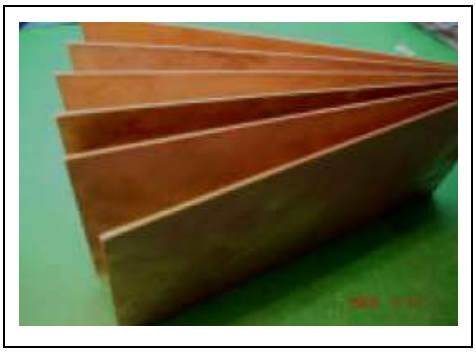


Figure I.27 *: Colaminés en Cu-Mo pour substrat* [46]

Le bi-matériau Cu-Mo est un exemple de colaminés pour substrat avec une dilatation thermique réduite et un coût relativement faible grâce à la technique de transformation sans fusion. Le composite colaminé Cu-Mo peut avoir une variété de configurations en termes d'épaisseur des couches. Par exemple, il existe des plaques colaminées de type Cu-Mo, Cu-Mo-Cu, etc. Le molybdène possède des propriétés mécaniques (E ~325GPa, ν ~0,293) nettement supérieures à celles du cuivre (E ~128GPa, ν ~0,308) et un coefficient de dilatation thermique proche de celui du silicium (~4,9 10^{-6}/K). En revanche, les conductivités thermiques du Mo et Si (Mo : ~134 W/m.K) sont plus faibles que celle du Cu (~380 W/m.K). La combinaison de deux métaux permet d'offrir un matériau relativement acceptable pour applications substrat [41 et 46]. La figure I.26 illustre la microstructure de l'interface Cu-Mo et la figure I.27 montre des plaques colaminées en Cu-Mo pour les substrats IGBT. Les coefficients de dilatation et les conductivités thermiques pour quelques configurations sont donnés dans le tableau I.5.

Des colaminés Cu-Pseudo-alliages CuMo ont été également étudiés. Le molybdène a été remplacé par le pseudo-alliage CuMo pour donner aux composites une conductivité thermique supérieure à celle du Cu-Mo. A titre d'exemple, le colaminé Cu/$MoCu_{30\%}$/Cu présente une conductivité proche de 70% de celle du cuivre avec un coefficient de dilatation thermique au voisinage de 8 10^{-6}/K dans le plan d'assemblage. Ces produits sont disponibles commercialement.

Tableau I.5 *: Propriétés thermiques des plaques colaminées en Cu/Mo/Cu* [46]

Cu/Mo/Cu	***Densité ($g.cm^{-3}$)***	***CTE ($10^{-6}K^{-1}$) dans le plan***	***Conductivité thermique ($W.m^{-1}.K^{-1}$)***	
			Dans le plan	***Hors plan***
13 / 74 / 13	9,88	5,6	200	170
1 / 4 / 1	9,75	6,0	220	180
1 / 3 / 1	9,64	6,8	240	190
1 / 2 / 1	9,52	7,8	260	210
1 / 1 / 1	9,37	8,8	310	250

La société Arcelor-Mittal Stainless Steel & Nickel Alloys (Imphy 58), spécialisée dans les alliages FeNi à dilatation contrôlée, propose des colaminés Cu-Invar®-Cu à dilatation réduite (exemple : 20-60-20). Le cuivre est miscible dans le Fe comme dans le Ni contrairement au Mo. Cette caractéristique favorise la formation d'une interface forte entre les couches par soudage à l'état solide. Le colaminage Cu-FeNi présente des propriétés thermiques comparables à celles du Cu-Mo.

7.1.3- Synthèse sur les matériaux pour le substrat

En conclusion à cette revue bibliographique sur matériaux pour le substrat, il apparait que les matériaux existants ne permettent pas de remplir la totalité des exigences demandées par les constructeurs d'automobiles. Les matériaux conventionnels à dilatabilité réduite sont généralement des matériaux durs et inadaptés à la chaîne de production mécatronique pour l'automobile.

Les matériaux composites Cu-Graphite (renfort filamentaire ou particulaire) présentent des propriétés thermiques et électriques supérieures à celles des autres composites. Le graphite apporte de nombreux avantages aux composites ; un allègement appréciable, une augmentation de la conductivité, une réduction de la dilatation et une amélioration des propriétés mécaniques. Néanmoins, le prix de revient élevé, l'endommagement lors du pliage, les problèmes d'interface, et l'inadaptabilité à la découpe mécanique sont les principales limites.

Les colaminés sont des composites relativement moins couteux que les composites à renfort céramique grâce à leur technique de mise en forme sans fusion. Ce sont des produits plats facilement adaptés à la découpe mécanique. D'ailleurs, l'association de l'alliage FeNi, par exemple, au cuivre offre au substrat une dilatabilité proche de celle du silicium. Néanmoins, l'alliage $FeNi_{36}$ limite la

diffusion de la chaleur dans l'épaisseur, c'est à dire dans la direction d'évacuation de la chaleur dissipée, ce qui engendre en conséquence une augmentation de la température de jonction.

Le graphe de la figure I.28 regroupe des matériaux utilisés pour le substrat de modules de puissance et les matériaux semi-conducteurs en fonction de leurs conductivités thermiques et leurs coefficients de dilatation thermique. Nombre d'entre eux sont des isolants électriques et d'autres sont des matériaux fragiles et durs.

Le matériau idéal pour le substrat n'existe pas dans l'ensemble des matériaux présentés précédemment. Dans ce travail de thèse, nous concevrons un matériau architecturé pour répondre à l'ensemble des contraintes imposées par le constructeur d'automobile (Renault).

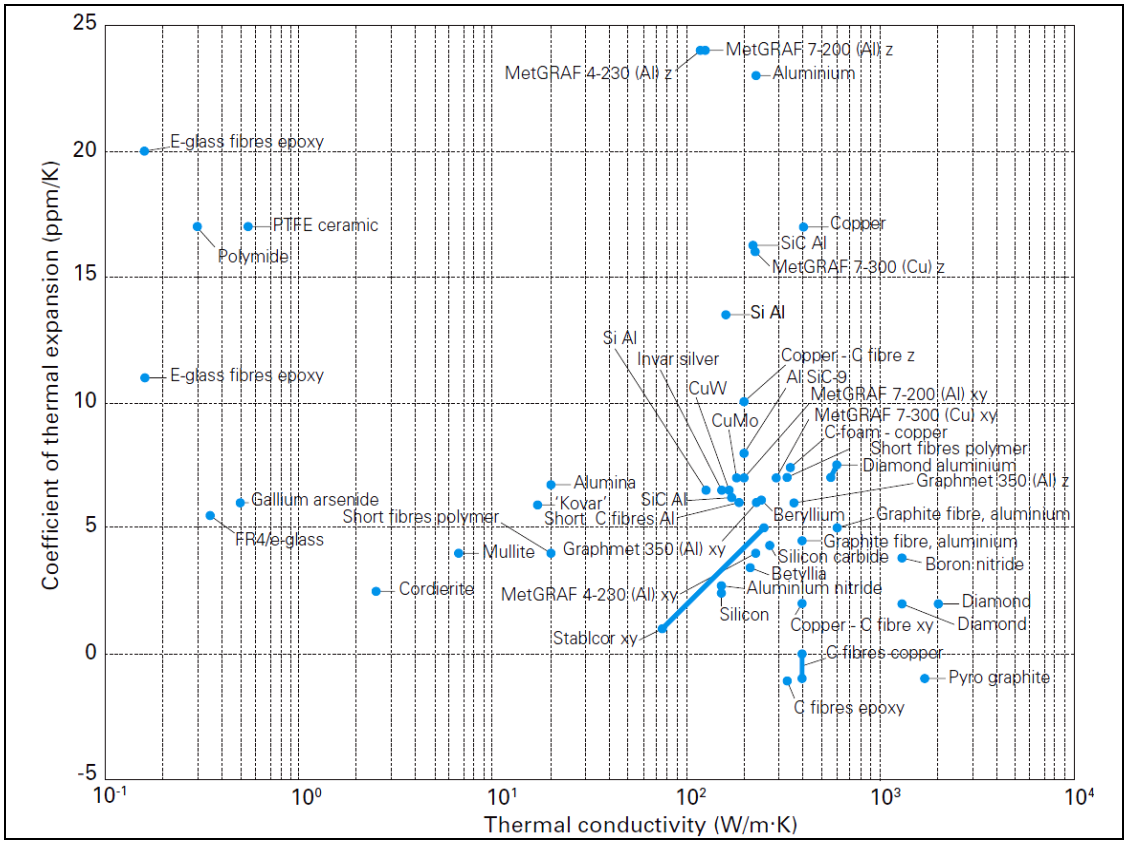


Figure I.28 *: Conductivité thermique en fonction de la dilatation thermique des matériaux pour les modules électroniques de puissance* [7]

8- Conclusion du chapitre I

Cette revue bibliographique a montré l'importance d'une gestion efficace de la chaleur dans un assemblage mécatronique. Les conditions environnementales imposent des contraintes de fonctionnement sévères. L'amélioration de la gestion thermique conduit à une amélioration de la fiabilité du système. Jusqu'à présent, le problème de fiabilité a été traité par la mise au point des substrats à faible coefficient de dilatation et des brasures (sans plomb) à bonne tenue mécanique. Les matériaux développés pour le substrat sont principalement des composites Métal-Céramique. La mise en forme assez compliquée et le coût relativement élevé limitent leur application pour la mécatronique automobile.

Il est évident que le développement des nouveaux matériaux pour la mécatronique automobile ne peut se faire que dans un contexte multidisciplinaire, impliquant un dialogue interactif entre les propriétés des matériaux et leurs structures multiéchelles (microstructure et macrostructure). Ce concept d'interaction propriétés-structure introduit une nouvelle famille de matériaux dits « architecturés ». Le développement de matériaux adéquats pour le substrat et la brasure exige l'élaboration d'une approche de conception et de mise en œuvre de ces matériaux qui doit être applicable sur le plan industriel. En outre, la conception des matériaux doit donner lieu à des réponses « satisfaisantes » pour le problème de la gestion efficace de la chaleur dans un système mécatronique. Pour cela, une analyse et une compréhension approfondie des phénomènes métallurgiques et mécaniques liés aux interactions entre le matériau et son environnement doivent être abordées. Il faut, en d'autres termes, définir les événements qui peuvent se produire dans le matériau isolé et entre le matériau et son environnement physique. L'environnement physique comprend à la fois les besoins fonctionnels (propriétés), les contraintes technologiques (faisabilité industrielle), les exigences économiques (prix concurrentiel) et les limitations sociologiques puis réglementaires (matériaux dangereux).

Chapitre II

Conception et optimisation d'un matériau architecturé pour le substrat des modules électroniques de puissance

1- Introduction

Ce chapitre traite la conception et l'optimisation par modélisations analytique et numérique d'un matériau architecturé pour le substrat des modules électroniques de puissance.

Un matériau architecturé (ou en anglais « *architectured material »*), par définition, est un corps solide dont la structure est arrangée d'une manière prédéterminée pour obtenir un matériau avec une variation des propriétés (mécanique, thermique, etc.) dans une (ou plusieurs) direction (s). Ce gradient de propriétés rend possible certaines fonctions essentielles d'usage, que les matériaux homogènes (conventionnels) ne peuvent pas assurer, ce qui explique aussi l'intérêt de ces matériaux par rapport aux matériaux composites (*par définition un composite est matériau en phase solide constitué d'au moins deux constituants dont les qualités respectives se complètent pour former un matériau aux performances globales améliorées*).

Un matériau architecturé est donc une structure monophasée ou polyphasée qui n'existe pas naturellement et qui a été obtenue par un apport d'énergie externe pour donner la forme finale où l'emplacement de chaque phase est défini avec précision afin d'offrir au matériau une (des) propriété(s) locale(s) spécifique(s). Ainsi, un matériau architecturé est un rapprochement sans échelle (de nanométrique à macrométrique) de la structure et des propriétés physiques.

Dans le cas d'un matériau architecturé polyphasé, des phénomènes physiques et métallurgiques peuvent se produire en raison de la présence de différents composants, par exemple la diffusion atomique qui tend à homogénéiser le matériau. Ces phénomènes peuvent engendrer par la suite des modifications des propriétés fonctionnelles du matériau. Afin qu'il remplisse correctement la (les) fonction(s) demandée(s), le matériau architecturé doit conserver sa structure initiale. Lorsque des évolutions structurales se développent, elles doivent être favorables pour la (les) fonction(s) du matériau. La conception des matériaux architecturés en mécatronique est donc basée sur une maîtrise de phénomènes métallurgiques, mécaniques et thermiques ayant lieu dans une structure.

La méthode de conception des matériaux architecturés peut se diviser schématiquement en deux aspects. L'un comprend l'identification des matériaux en fonction de leurs propriétés. L'autre comprend la détermination de la structure du matériau final en précisant la forme géométrique et l'emplacement de chaque composant. Le procédé d'obtention peut être déterminé en phase de conception ou ultérieurement.

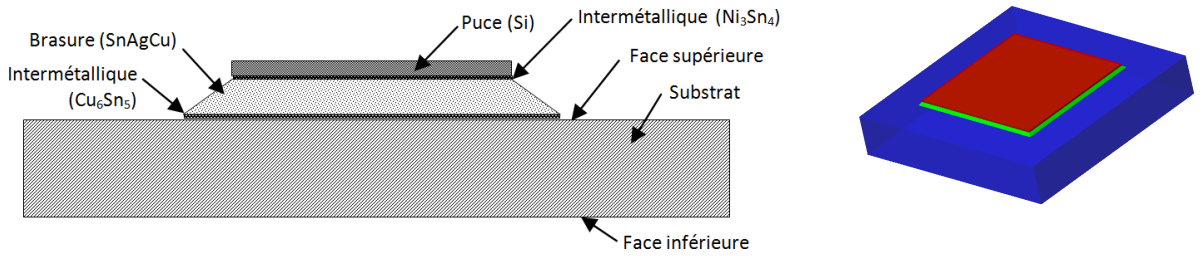
Pour la conception d'un nouveau substrat, il faut engager une démarche d'invention, de paramétrage et de dimensionnement de la structure en utilisant des méthodes numériques basées sur des modèles simplifiés décrivant la distribution de propriétés dans l'espace et en fonction des paramètres influents. D'une manière générale, la démarche d'optimisation dans notre cas s'établit par la minimisation du coefficient de dilatation thermique dans le plan d'assemblage (figure II.1) et la maximisation de la conductivité thermique dans le sens d'évacuation de la chaleur, c'est-à-dire de la face supérieure du substrat vers la face inférieure.

2- Modélisation et analyse d'assemblage de puissance : quel substrat ?

L'assemblage mécatronique constitué d'une puce en silicium reportée sur un substrat à l'aide d'une brasure SnAgCu a été modélisé pour déterminer les comportements thermiques et mécaniques du joint brasé en fonction de la nature du substrat.

L'approche de modélisation consiste à analyser trois assemblages différents afin de comprendre mieux le taux d'influence de chaque composant sur le comportement thermomécanique de l'ensemble. Ceci permet de fixer les hypothèses lors du développement du substrat et de la brasure.

En pratique, la puce électronique reçoit un dépôt de nickel sur la face inférieure (environ 2 µm) avant la réalisation du brasage. Le dépôt de nickel facilite le brasage puisque l'étain présente une très bonne mouillabilité avec le nickel. En service, la diffusion de l'étain dans cette couche transforme cette dernière en intermétallique Ni_3Sn_4. Du côté face supérieure du substrat, l'étain réagit également avec le cuivre et l'intermétallique Cu_5Sn_6 apparaît. Nous avons introduit dans le modèle géométrique ces deux couches (épaisseur de chaque couche : 10 µm) pour déterminer leur influence sur le comportement de l'assemblage. La figure II.1 illustre le modèle géométrique 3D de l'assemblage dont les dimensions ont été confirmées par notre partenaire industriel Valeo. Les propriétés des matériaux ont été obtenues d'après la bibliographie. Le calcul thermique est basé sur un modèle thermomécanique découplé. Un flux thermique surfacique de 300 W/cm² a été appliqué à l'interface Si-Ni_3Sn_4. Ce flux présente l'énergie dissipée par la puce en silicium lors du fonctionnement. Du côté face inférieure du substrat, l'évacuation de la chaleur se réalise par convection grâce à l'air environnant dont le coefficient de transfert thermique convectif, h, est 62,4 W/K.m². En effet, la face inférieure du substrat est en contact avec un dissipateur thermique. Dans le cas présent, l'échange thermique avec le dissipateur thermique est remplacé par l'air environnant.



	Puce	Brasure	Substrat
Longueur (mm)	5,115	5,215	8,115
Largeur (mm)	4,865	4,965	7,865
Épaisseur (mm)	0,07	0,1 avec dépouille 45°	1,5

Figure II.1 *: Assemblage dans un module de puissance pour le modèle géométrique*

En se basant sur l'hypothèse de deux plans de symétrie, nous modélisons un quart de l'assemblage afin de réduire le nombre des éléments et par conséquent diminuer le temps de calcul. Les

propriétés des matériaux ont été considérées indépendantes de la température. Les contraintes dans l'assemblage ont été déterminées par rapport aux propriétés des matériaux. Les déformations thermiques ont été calculées en fonction du gradient thermique dans l'assemblage et de la dilatabilité de chaque composant. L'assemblage est considéré à contrainte nulle à t=0.
Nous avons utilisé des éléments triangulaires 3D de type c3d6 pour le maillage du modèle géométrique. Ce maillage a été affiné près des bords pour avoir une précision supérieure. Le modèle comprend en totalité 160240 nœuds pour 193468 éléments. Le logiciel ZeBuLoN a été employé pour la réalisation du maillage et pour les calculs thermiques et mécaniques.

2.1 Influence de la nature du substrat sur la thermique de l'assemblage.

D'abord, nous étudions l'influence des propriétés du substrat sur le comportement thermique de l'assemblage. Nous proposons trois substrats isotropes.

- *Substrat 1* : le cuivre
- *Substrat 2* : le Metgraf qui est un composite Cu-fibres de carbone
- *Substrat 3* : un matériau virtuel

Tableau II.1 : *Propriétés mécaniques et thermiques des substrats*

	Substrat 1 (Cuivre)	Substrat 2 (Metgraf Cu-C)	Substrat 3 (Virtuel)
Conductivité thermique (W/m.K)	380	290	380
Dilatation thermique (10^{-6}/K)	16.7	6.5	5
Module d'élasticité (GPa)	120	131	120
Coefficient de Poisson	0.34	0.28	0.34
les matériaux sont considérés homogènes et isotropes			

Le premier substrat est un bon conducteur de chaleur mais son coefficient de dilatation thermique est nettement supérieur à celui de la puce électronique. Le deuxième substrat présente une conductivité thermique inférieure à celle du cuivre mais une dilatabilité thermique proche de celle du silicium. Le troisième substrat est un matériau virtuel auquel nous avons attribué les propriétés du cuivre sauf le coefficient de dilatation thermique qui est identique à celui de la puce électronique. Sur le tableau II.1, nous illustrons les propriétés de ces trois substrats et celles de la brasure, des intermétalliques (Substrat-Brasure : Inter_BI et Brasure-Puce : Inter_BS) et de la puce, sont reportées dans le tableau II.2.

Tableau II.2 : *Propriétés mécaniques et thermiques des composants d'assemblage*

	Puce (Si)	Inter_BS (Ni_3Sn_4)	Brasure (SnAgCu)	Inter_BI (Cu_6Sn_5)
Conductivité thermique (W/m.K)	147	19.6	73	34,1
Dilatation thermique (10^{-6}/K)	5	13.7	22.5	16.3
Module d'élasticité (GPa)	165	133.3	41.5	85.56
Coefficient de Poisson	0.22	0.33	0.34	0.309
les matériaux sont considérés homogènes et isotropes				

Les histogrammes de la figure II.2 illustrent la variation de la température maximale pour chaque composant d'assemblages en fonction de la nature du substrat. On constate donc :

- la distribution de la température dans un assemblage à substrat en cuivre est identique à celle de l'assemblage à substrat en matériau virtuel. En effet, ces deux matériaux possèdent la même conductivité thermique et les résistances thermiques globales de l'assemblage sont similaires. Alors pour l'assemblage à substrat en Cu-Fibres de carbone, les températures maximales des composants sont relativement supérieures mais l'écart reste inférieur à 10°C.
- le remplacement du substrat en cuivre par un matériau dont la conductivité thermique est 0,76 fois celle du cuivre entraine une augmentation de 10°C de la température de la puce.
- pour les trois substrats étudiés, la température de la puce et celle de la brasure restent nettement supérieures à la température du substrat.
- le flux de chaleur dissipé par la puce est localisé au centre de l'assemblage et il évolue rapidement dans la direction de l'épaisseur et différemment dans le plan d'assemblage.
- l'influence de deux couches d'intermétalliques sur la thermique de l'assemblage est pratiquement négligeable. En effet, du coté face inférieure du composant électronique (puce), l'intermétallique Ni_3Sn_4 possède la même température que la puce. De même, on n'enregistre pas une différence entre la température de l'intermétallique Cu_6Sn_5 et celle du substrat. Les épaisseurs de ces intermétalliques sont négligeables devant celles de la brasure et du substrat, en conséquence leurs résistances thermiques sont nettement plus faibles que les autres éléments d'assemblage
- l'épaisseur de la brasure est d'environ 100µm, pourtant l'écart de température entre la face supérieure et la face inférieure est de 10°C. Pour cette valeur, la brasure est identifiée comme élément influant sur la température de la jonction. Donc, on a intérêt à avoir des brasures à haute conductivité thermique.

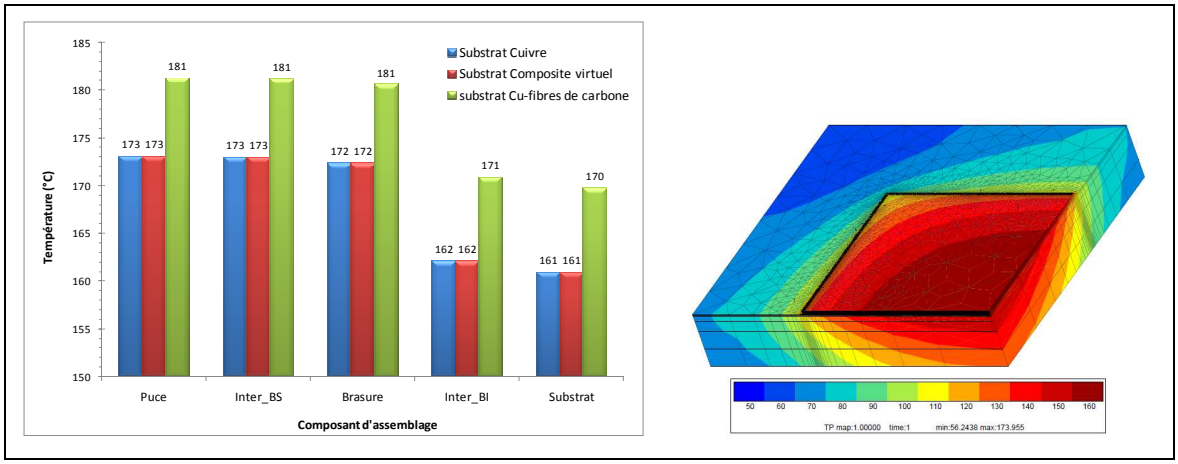


Figure II.2 *: Influence des propriétés du substrat sur la thermique de l'assemblage*
A gauche : Température maximale des composants d'assemblage. A droit : Isovaleurs de la température dans un assemblage avec un substrat à matériau virtuel

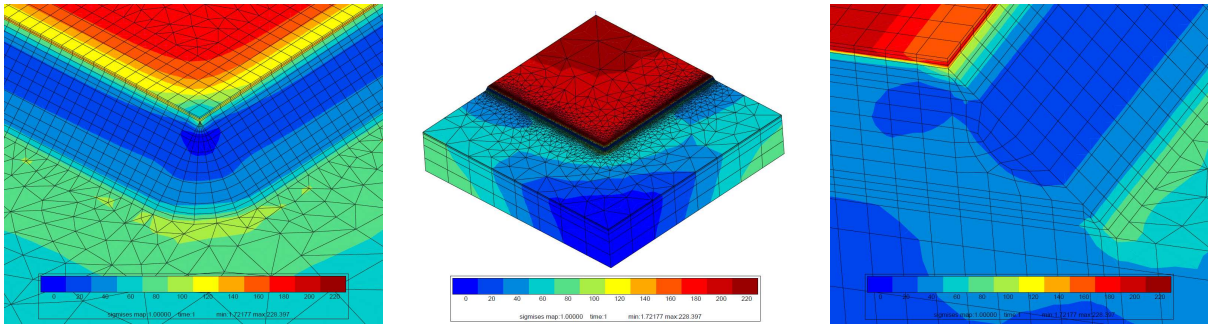
Enfin, on peut noter que la distribution de la température dans un assemblage d'électronique de puissance soumis à un flux de chaleur constant est sensible à la nature des matériaux utilisés en particulier celui du substrat qui représente la contribution principale à la résistance globale d'assemblage. L'utilisation d'un matériau à faible conductivité thermique pour le substrat conduit à une augmentation des températures dans l'assemblage et en particulier de celle de la puce et de la brasure.

2.2 Influence de la nature du substrat sur la mécanique de l'assemblage.

Sans doute, l'endommagement d'un assemblage d'électronique de puissance est lié principalement aux contraintes locales et à la nature de la sollicitation. Lorsqu'un assemblage est soumis à un gradient thermique résultant d'un flux de chaleur, la dilatation différentielle génère des contraintes. Ces contraintes peuvent produire des fissurations locales. Le cyclage thermique favorise la propagation des fissures et par la suite la rupture. Notre objectif est d'identifier les zones fortement sollicitées en fonction de la nature du substrat. Pour ce faire, à partir des résultats thermiques, nous avons calculé les contraintes pour chaque composant de l'assemblage. Dans une première approche, le modèle utilisé comprend seulement des propriétés linéaires des matériaux. La variation locale de la température permet de déterminer les déformations et les contraintes. Les champs de déplacement sont en relation avec les conditions aux limites, le champ de température et les propriétés locales des matériaux. Ce modèle ne comprend pas le comportement mécanique réel de la brasure (le comportement est élastique au lieu de viscoplastique) et l'évolution des propriétés en fonction de la température. Néanmoins, il permet d'identifier les zones fortement sollicitées dans l'assemblage. Ce dernier est considéré sans contrainte à la température ambiante (25°C).

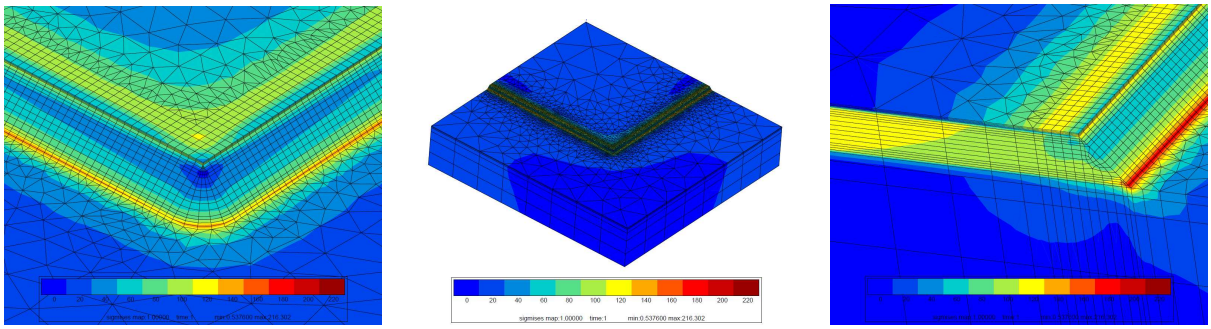
La figure II.3 illustre les isovaleurs des contraintes dans les différents assemblages avec les trois substrats décrits précédemment. Pour chaque cas, nous présentons les isovaleurs sur le plan de symétrie et au bord. Nous pouvons constater :

- par comparaison entre les trois assemblages, les plus fortes contraintes se localisent dans la brasure pour les substrats en matériau virtuel et en composite Cu-Fibres de carbone. En revanche, pour l'assemblage avec un substrat en cuivre, la puce est le composant le plus sollicité.
- les contraintes dans l'assemblage avec un substrat en matériau virtuel sont moins dramatiques que dans l'assemblage avec un substrat en Cu-Fibres de carbone. La rigidité et la dilatabilité thermique du matériau virtuel sont relativement inférieures à celles du Cu-Fibres de carbone. Bien que la différence reste inférieure à 10%, l'évolution des contraintes est significative.
- Dans le cas d'assemblage avec un substrat en Cu-Fibres de carbone, l'effet de bord est plus étendu en comparaison avec un substrat en matériau virtuel.



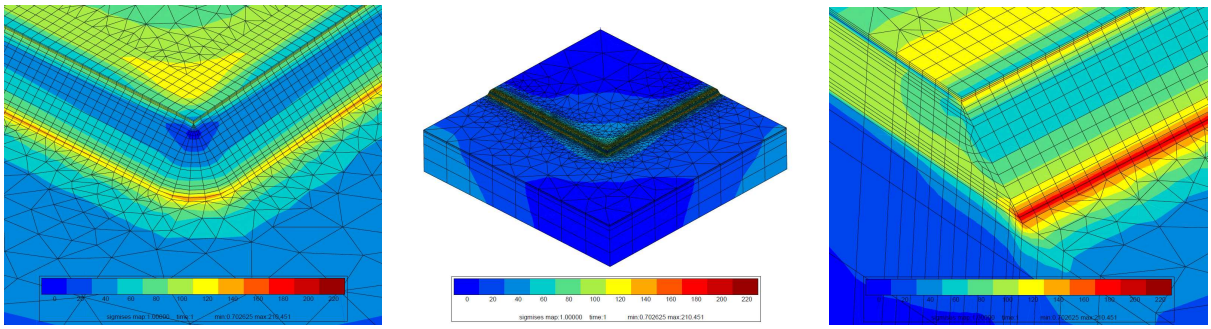
(Min :0.0 ; Max :220.0) (Min :0.0 ; Max :220.0) (Min :0.0 ; Max :220.0)

a) Cuivre



(Min :0.0 ; Max :220.0) (Min :0.0 ; Max :220.0) (Min :0.0 ; Max :220.0)

b) Matériau virtuel



(Min :0.0 ; Max :220.0) (Min :0.0 ; Max :220.0) (Min :0.0 ; Max :220.0)

c) Composite Cu-fibres de Carbone

Figure II.3 *: Influence du substrat sur la distribution des contraintes Von Mises dans un assemblage d'électronique de puissance soumis à un flux thermique de 300W/cm²*

Maintenant, nous analysons la contrainte maximale dans chaque composant de l'assemblage. Les histogrammes de la figure II.4 illustrent les contraintes maximales pour les différentes configurations étudiées.

D'abord, nous trouvons que les zones hautement sollicitées changent en fonction de la nature du substrat utilisé. En effet, pour l'assemblage avec substrat en cuivre, la contrainte maximale se trouve dans la puce en silicium et sa valeur est environ 229 MPa. Pour les deux autres assemblages, la contrainte maximale est localisée dans l'intermétallique Cu_5Sn_6 et elle est 234 et 228 MPa respectivement pour l'assemblage à substrat en matériau virtuel et l'assemblage à substrat en Cu-Fibres de carbones. Ceci indique que l'utilisation d'un substrat à faible dilatation permet d'avoir une baisse de 35% de la contrainte maximale dans la puce. En revanche, les contraintes maximales dans la brasure sont nettement supérieures, 171 MPa pour le substrat virtuel et 173 MPa pour le substrat Cu-fibres de carbone. Pour l'assemblage à substrat en cuivre, la puce est soumise à des forces de traction et les contraintes sont relativement plus élevées. Alors la brasure qui possède un coefficient de dilatation proche de celui du cuivre, suit la déformation du substrat, donc elle se comporte comme une zone de transmission des contraintes.

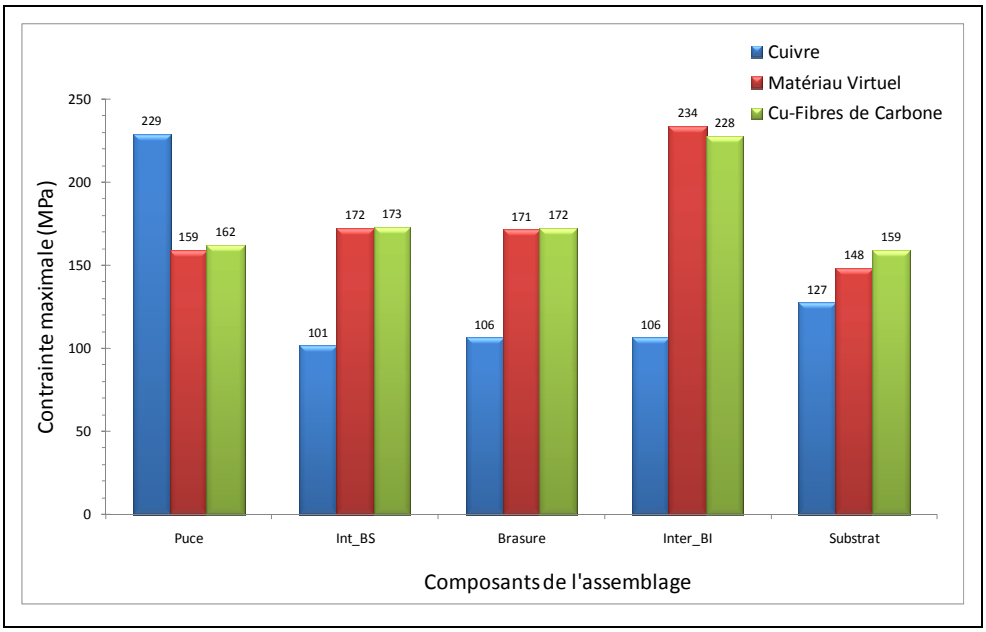


Figure II.4 *: Influence de propriétés mécaniques du substrat sur les contraintes maximales pour chaque composant de l'assemblage d'électronique de puissance*

2.3 Synthèse et conclusion.

La modélisation numérique des trois assemblages a montré que le choix de substrats à haute conductivité thermique a pour conséquence une diminution de la température de jonction de la puce électronique. En pratique, ceci indique une amélioration de la durée de vie de l'assemblage. Ensuite, le choix de substrats avec un coefficient de dilatation proche de celui de la puce a pour effet de

déplacer les contraintes maximales de la puce vers la brasure. Dans ce cas, la brasure devient un endroit hautement sollicité. Il apparaît aussi que les intermétalliques développés aux interfaces n'ont pas une influence significative sur la thermique de l'assemblage, néanmoins ils peuvent être des sites privilégiés pour l'amorçage des fissures. Typiquement, en dehors du silicium qu'on ne peut pas changer pour des raisons de fonction électronique pour l'instant (on espère que le carbure de silicium pourra remplacer le silicium et tolérer des températures de jonction plus élevées), il est recommandé d'utiliser dans un assemblage de puissance des matériaux dont les propriétés mécaniques et thermiques sont comparables, c'est-à-dire que les matériaux pour le substrat et la brasure doivent ressembler au silicium. Le substrat idéal doit posséder une bonne conductivité thermique et une dilatabilité réduite. Il doit être aussi associé à une brasure dotée de bonnes propriétés mécaniques pour résister aux contraintes ou encore à une brasure à dilatabilité thermique faible pour minimiser les contraintes résultant de la dilatation différentielle.

Dans les paragraphes suivants nous présenterons l'approche de conception et d'optimisation paramétrées d'un substrat architecturé avec des propriétés proches de celles évoquées ci-dessus. Nous traiterons la brasure dans le chapitre IV de cette thèse.

3- Conception paramétrée du substrat architecturé

Rappelons qu'un assemblage d'électronique de puissance est constitué d'un substrat revêtu (*ou en anglais « lead-frame »*) sur lequel sont brasés plusieurs composants électroniques (transistors et diodes) à l'aide d'un alliage généralement à base PbSn. Le substrat assure le maintien mécanique et le transfert thermique de la brasure vers le dissipateur thermique (figure II.5).

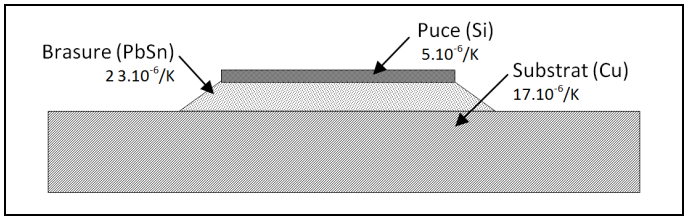


Figure II.5 *: Assemblage dans un module de puissance*

Nous cherchons à remplacer le substrat actuel en cuivre par un nouveau matériau. Ce nouveau matériau doit être un bon conducteur thermique et électrique, se dilater peu, être compatible avec les procédés de découpe, être utilisable dans une large gamme de température (-50/450°C), être susceptible de recevoir un dépôt de nickel, être capable d'assurer une durée de vie supérieure ou égale à celle d'une automobile (5000 heures), être peu couteux et ne pas être toxique.

Pour faciliter la démarche de conception du nouveau substrat, nous traitons, dans un premier temps, l'aspect « propriétés mécaniques et thermiques ». Pour ceci, nous considérons que la conception du substrat s'articule autour de trois points distincts :

- une dilatabilité thermique faible dans le plan XY,
- une bonne conductivité thermique dans la direction Z,
- un comportement plastique suffisant pour adapter les procédés de mise en forme actuels comme la découpe mécanique et le pliage.

3.1- Limitation du coefficient de dilatation thermique

Pour que le substrat présente un coefficient de dilatation thermique proche de celui du silicium, la structure du matériau doit contenir une armature bidimensionnelle en matériau à dilatabilité thermique limitée (MDTL) orientée dans le plan transversal (plan XY). Le rôle de l'armature est de limiter la dilatabilité thermique du substrat et d'offrir une amélioration des propriétés mécaniques.

L'analyse du comportement matériau se base sur des modèles simplifiés de la mécanique des matériaux. La figure II.6 montre un élément de volume représentatif pour un composite multicouche (3 couches). Le substrat, initialement en cuivre, a été renforcé par un MDTL. Les deux couches extérieures en cuivre ont été maintenues pour remplir principalement la fonction électrique du substrat et pour conserver les méthodes actuelles du brasage qui sont bien adaptées au cuivre.

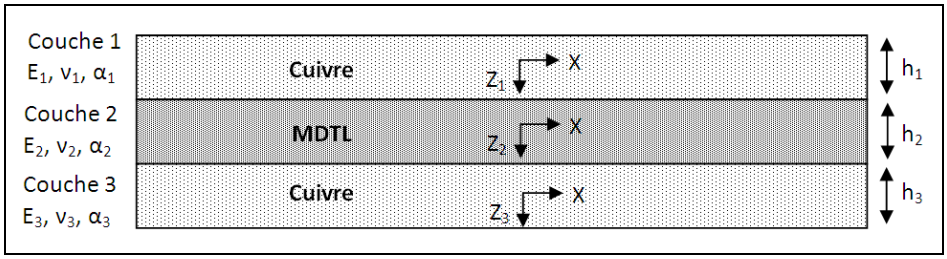


Figure II.6 *: Illustration d'un modèle géométrique pour un composite multicouche*
Cu : cuivre, MDTL : matériau à dilatabilité thermique limitée

Soit $\tilde{\alpha}$ le coefficient de dilatation homogénéisée du substrat multicouche Cu/MDTL/Cu dans le plan XY. Nous considérons ε_{xx} et ε_{yy} les déformations respectivement dans les directions X et Y. Nous supposons que $\varepsilon_{xx} = Cte$ et $\varepsilon_{yy} = Cte$.

Le coefficient de dilatation $\tilde{\alpha}$ est défini par l'équation suivante.

$$\tilde{\alpha} = \frac{\sum_{i=1}^{N} \tilde{E}_i h_i \alpha_i}{\sum_{i=1}^{N} \tilde{E}_i h_i} \qquad [2\text{-}1]$$

h_i est l'épaisseur de la couche *i* et α_i est le coefficient de la dilatation thermique.
avec

$$\tilde{E}_i = \frac{E_i}{1-\nu} \; (i = 1,2,3) \qquad [2\text{-}2]$$

La dilatation thermique homogénéisée dans les trois directions est donnée par le tenseur suivant.

$$\alpha_{jj} = \begin{pmatrix} \dfrac{\sum_{i=1}^{3} \tilde{E}_i h_i \alpha_i}{\sum_{i=1}^{3} \tilde{E}_i h_i} \\ \dfrac{\sum_{i=1}^{3} \tilde{E}_i h_i \alpha_i}{\sum_{i=1}^{3} \tilde{E}_i h_i} \\ \dfrac{\sum_{i=1}^{3} h_i \alpha_i}{\sum_{i=1}^{3} h_i} \end{pmatrix} \qquad [2\text{-}3]$$

Selon l'équation (2-1), le coefficient de dilatation thermique homogénéisé dans le plan d'assemblage dépend principalement de deux paramètres :

- L'épaisseur de la couche interne en MDTL (h_{MDTL}),
- Le coefficient de dilatation de la couche interne en MDTL (α_{MDTL}),

Le tableau II.3 illustre les propriétés thermiques et mécaniques de quelques matériaux susceptibles être utilisés comme MDTL ainsi que celles du cuivre.

Tableau II.3 : *Propriétés mécaniques et thermiques des matériaux*

Matériau	**Cu**	**$FeNi_{36}$**	**Mo**	**W**	**AlN**
Module d'élasticité (GPa)	120	140	215	410	310
Coefficient de Poisson	0,33	0,3	0,29	0,28	0,25
Coefficient de dilatation thermique (10^{-6}/K)	17	1,6	4,9	4,4	4,8
Conductivité thermique (W/m.K)	400	14,6	138	174	150

La figure II.7 montre la variation du coefficient de dilatation thermique homogénéisé en fonction de l'épaisseur de la couche en MDTL. Ces valeurs sont obtenues par le calcul analytique décrit précédemment. Le modèle analytique permet d'estimer le coefficient de dilatation thermique homogénéisé du substrat multicouche en fonction de la nature métallurgique de la couche renfort et de ses dimensions. Tous les substrats sont symétriques et ils ont été considérés sans défauts aux interfaces.

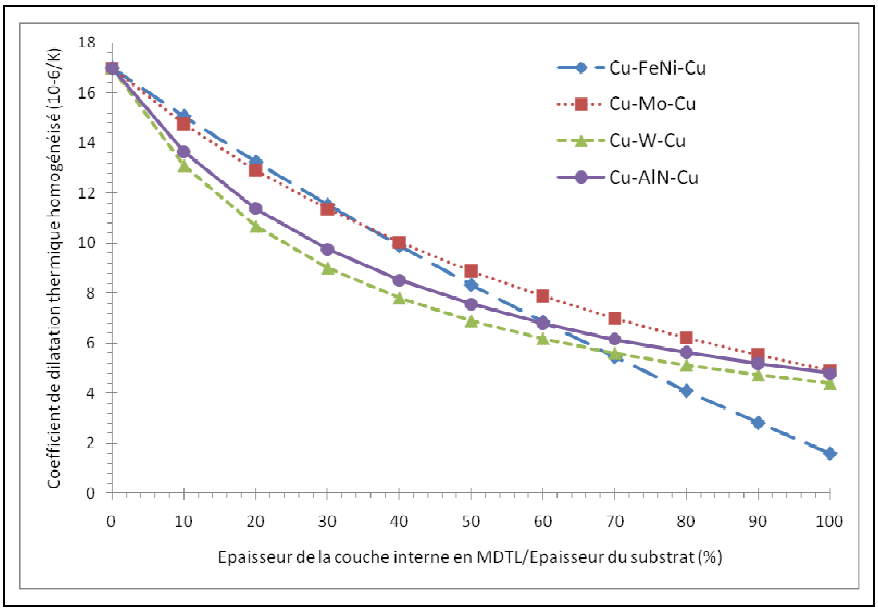


Figure II.7 *: Influence de l'épaisseur de couche en MDTL sur le coefficient de la dilatation thermique homogénéisé du substrat multicouche*

D'après les courbes de la figure II.7, nous pouvons constater que pour que le coefficient de dilatation thermique $\tilde{\alpha}$ soit inférieure 10.10^{-6}/K, la couche intermédiaire en MDTL doit avoir une épaisseur supérieure à 40% de l'épaisseur totale du substrat. A l'exception de l'assemblage avec l'alliage $FeNi_{36}$, le coefficient de dilatation thermique homogénéisé évolue lentement lorsque l'épaisseur de la couche en MDTL devient importante. En revanche, vers des épaisseurs faibles, cette évolution s'accélère. Il semble aussi que seulement les substrats Cu-$FeNi_{36}$-Cu sont aptes à avoir des valeurs inférieures à $5.\ 10^{-6}$/K.

3.2- Amélioration de la conductivité thermique

Le deuxième aspect concerne la conductivité thermique. Le substrat est un solide qui assure le transfert thermique par conduction. A une échelle nanométrique, le transfert thermique par conduction dans un solide est assuré par l'intermédiaire de l'agitation atomique (phonons) et par le nuage d'électrons pour un métal. L'approche microscopique a un intérêt pour des systèmes miniatures. Cependant, pour l'application substrat, l'approche macroscopique basée sur la loi de Fourier peut être appliquée. La théorie macroscopique de conduction de la chaleur dans un corps solide est donnée par la loi de Fourier:

$$q_n = -K_n \frac{\partial T}{\partial n} \qquad [2\text{-}4]$$

avec q_n le flux de chaleur (W/m²) dans la direction normale à la surface. K_n la conductivité thermique (W/m.K) du solide dans la direction d'écoulement de la chaleur et $\frac{\partial T}{\partial n}$ est le gradient thermique dans cette direction.

Souvent, on considère K_n comme une constante (K_n =cte). En réalité, la conductivité d'un solide est une fonction de la température ($K_n = f(T)$).

Pour un matériau isotrope (au sens thermique), le flux de chaleur s'écrit pour un transfert tridimensionnel comme suit :

$$q = iq_x + jq_y + kq_z \qquad [2\text{-}5]$$

où

$$q_x = -K\frac{\partial T}{\partial x}\ ,\ q_y = -K\frac{\partial T}{\partial y}\ \text{ et }\ q_z = -K\frac{\partial T}{\partial z} \qquad [2\text{-}6]$$

i, j et *K* sont les vecteurs unitaires définissant respectivement les directions des cordonnées x, y et z.

Dans un système cartésien, le bilan énergétique est donné par l'équation de la chaleur :

$$\frac{\partial}{\partial x}(K\frac{\partial T}{\partial x}) + \frac{\partial}{\partial y}(K\frac{\partial T}{\partial y}) + \frac{\partial}{\partial z}(K\frac{\partial T}{\partial z}) + \dot{q} = \rho C_P \frac{\partial T}{\partial t} \qquad [2\text{-}7]$$

$\dot{q}$ la puissance volumique (W/m^3), ρ la masse volumique du matériau (kg/m^3), C_P la chaleur spécifique (J/kg.K).

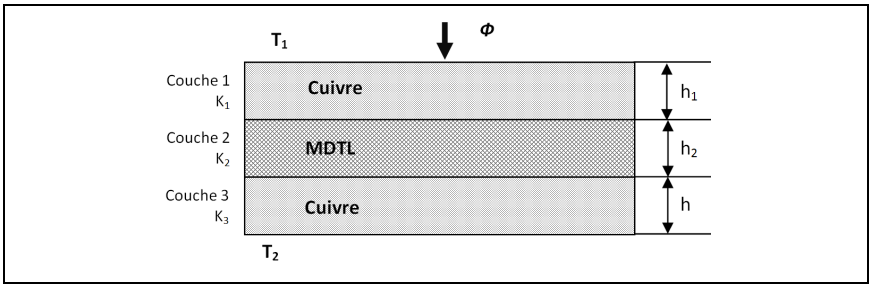


Figure II.8 *: Modélisation analytique d'un matériau multicouche Cu/MDTL/Cu*

Dans une première approche, nous considérons que le transfert thermique est assuré par conduction à travers la structure du substrat où les coefficients de transfert thermique sont indépendants de la température. Dans un modèle géométrique simplifié à trois couches (figure II.8), avec un flux de chaleur constant *Φ*, l'équation de la chaleur s'écrit en fonction de paramètres matériau pour chaque couche comme suit :

$$\phi = K_i \frac{S}{h_i} \Delta T_{i,i+1} \qquad [2\text{-}8]$$

avec

$$\Delta T_{i,i+1} = T_{i+1} - T_i \qquad [2\text{-}9]$$

On note K_H la conductivité thermique homogénéisée du substrat, pour une épaisseur donnée e :

$$\phi = K_H \frac{S}{e} \Delta T \qquad [2\text{-}10]$$

avec

$$e = \sum_{i=1}^{3} h_i \qquad [2\text{-}11]$$

ΔT est l'écart entre la température de la face supérieure et celle de face inférieure du substrat.

La conductivité thermique homogénéisée K_H s'écrit en fonction des épaisseurs et de la conductivité thermique de chaque couche K_i comme suit :

$$K_H = \frac{1}{\sum_{i=1}^{3} \frac{f_i}{K_i}} \qquad [2\text{-}12]$$

où

$$f_i = \frac{h_i}{e} \qquad [2\text{-}13]$$

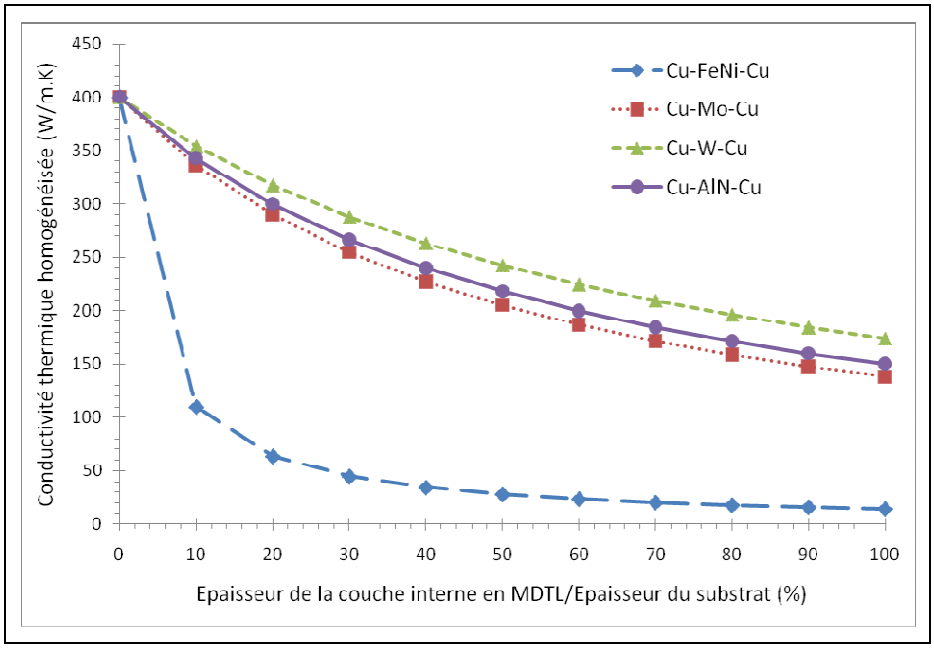


Figure II.9 *: Influence de l'épaisseur de couche en MDTL sur la conductivité thermique homogénéisée du substrat multicouche*

Nous avons calculé la conductivité thermique homogénéisée pour plusieurs couples de matériaux (Cu-$FeNi_{36}$, Cu-W, Cu-Mo et Cu-AlN). La figure II.9 montre l'évolution de la conductivité thermique homogénéisée pour chaque couple en fonction de l'épaisseur de la couche en MDTL, présentée en pourcent de l'épaisseur totale du substrat. On constate que la présence d'un MDTL réduit la quantité de chaleur transférée à travers la structure du substrat. Cet effet est plus important pour des épaisseurs élevées. En particulier, pour l'alliage $FeNi_{36}$ qui est avantageux pour la dilatation thermique, sa présence provoque une diminution de 75% de la conductivité thermique pour seulement une fraction d'épaisseur égale à 10%. La chute de la conductivité est liée à la faible conduction de l'alliage $FeNi_{36}$, 27 fois plus faible que celle du cuivre.

La figure II.10 illustre la conductivité homogénéisée en fonction de la dilatation thermique pour les différents couples de matériaux étudiés. Le Cu-W, le Cu-Mo et le Cu-AlN présentent des comportements thermiques quasi-identiques. Pour des épaisseurs faibles de la couche en MDTL, la variation de la conductivité et de la dilatation thermique est remarquable. En revanche, pour des épaisseurs assez importantes, la variation devient négligeable et elle se traduit par un écart faible entre les courbes. Dans le cas du multicouche Cu-$FeNi_{36}$, la variation de la dilatation thermique homogénéisée est quasi-régulière en fonction de l'épaisseur de la couche $FeNi_{36}$.

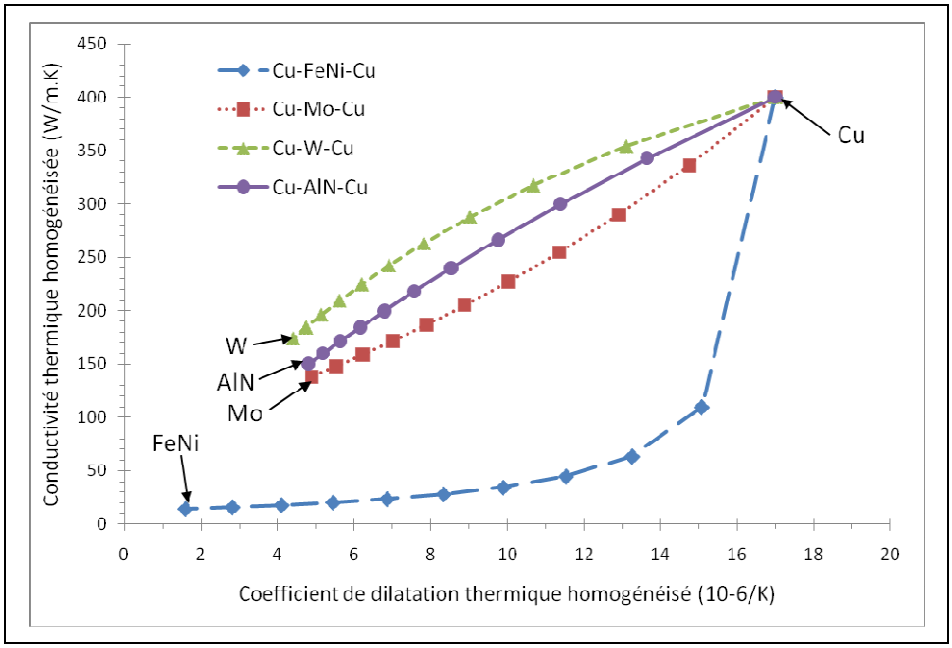


Figure II.10 *: Conductivité thermique et dilatation thermique homogénéisées pour les substrats multicouche*

D'une manière générale, pour avoir une conductivité thermique améliorée dans le sens de l'épaisseur du substrat, il suffit d'améliorer la conductivité thermique de la couche interne en MDTL sans altérer son effet sur la dilatation thermique.

La structure du substrat joue donc un rôle primordial sur sa conductivité thermique. En effet, pour un substrat multicouche, la résistance thermique équivalente R_{eq} dépend de l'orientation des couches par rapport à la direction de propagation du flux thermique. Les deux cas typiques sont l'assemblage parallèle et l'assemblage série (*figure II.11*). Pour le dernier cas, le modèle mathématique est donné par l'équation suivante :

$$R_{eq} = \sum_{i=1}^{n} R_i \qquad [2\text{-}14]$$

R_i est la résistance thermique de la couche i. R_i s'ecrit :

$$R_i = \frac{e_i}{S_i.K_i} \qquad [2\text{-}15]$$

Pour les substrats avec des murs parallèles (*figure II.11-b*), la résistance thermique est donnée par l'équation suivante :

$$R_{eq} = \frac{1}{\sum_{i=1}^{n} \frac{1}{R_i}} \qquad [2\text{-}16]$$

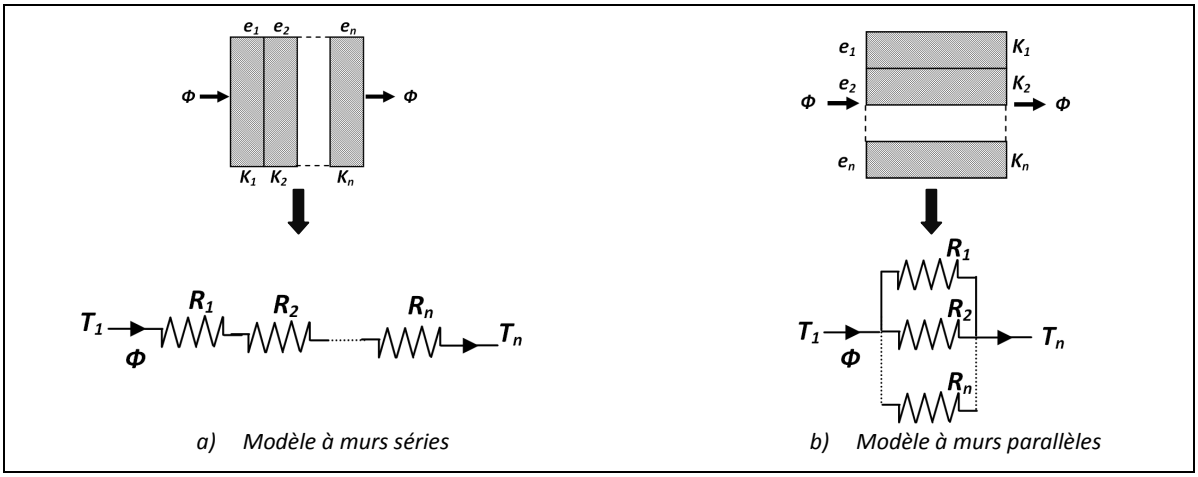


Figure II.11 *: Resistance thermique dans un assemblage multicouche : a) modèle série, b) modèle parallèle*

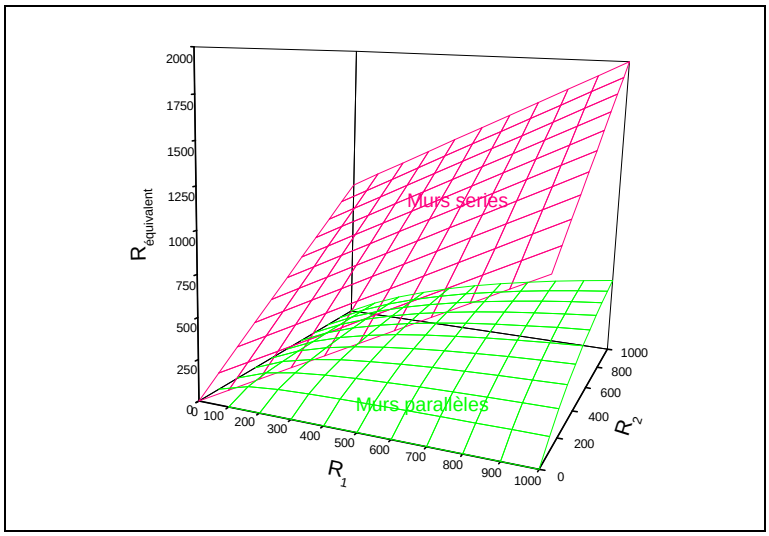


Figure II.12 *: Résistance thermique équivalente pour un substrat à deux couches de résistances thermiques R_1 et R_2*

Pour expliquer l'importance de l'orientation des couches, la figure II.12 donne la variation de la résistance thermique équivalente pour un substrat à deux couches de résistances thermiques R_1 et R_2. Pour R_1 et R_2 données, le modèle à murs parallèles présente une résistance thermique plus faible que celle du modèle à murs série. Ceci signifie que la structure est déterminante sur le comportement thermique du matériau. Pour l'application substrat, la résistance thermique dans la direction de l'épaisseur peut être diminuée tout en conservant la fraction minimale de la couche MDTL afin d'assurer une dilatabilité thermique faible. En effet, il est possible de combiner les différentes structures.

Sur le plan pratique, si un matériau conducteur, par exemple le cuivre, remplace localement le MDTL, il est possible de combiner les différentes structures. Sous l'effet d'une variation de température, la dilatabilité de la structure est pilotée principalement par le MDTL qui impose son coefficient de

dilatation thermique dans le plan alors que le matériau conducteur assure la plupart du transfert thermique à travers l'épaisseur (figure II.13).

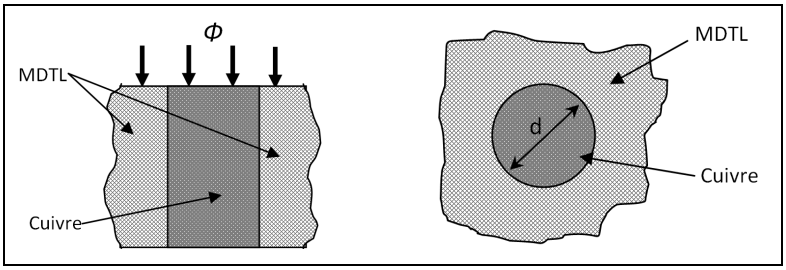


Figure II.13 *: Le cuivre remplace localement un MDTL pour améliorer la conductivité.*

3.3- Substrat architecturé

Le substrat proposé est donc un matériau multicouche constitué de deux couches de matériau conducteur électrique et thermique (Cu) et une couche centrale disposant de ponts thermiques (figure II.14). La présence d'une phase conductrice dans la couche centrale réduit la résistance thermique équivalente du substrat. La couche centrale est un matériau à dilatabilité faible pour retenir l'expansion du dispositif lors de l'échauffement. La continuité physique de chaque phase (matériau conducteur et matériau à dilatabilité limité) est un paramètre important dans la conception de la structure. Cette continuité assure l'accomplissement des fonctions attribuées à chaque matériau.

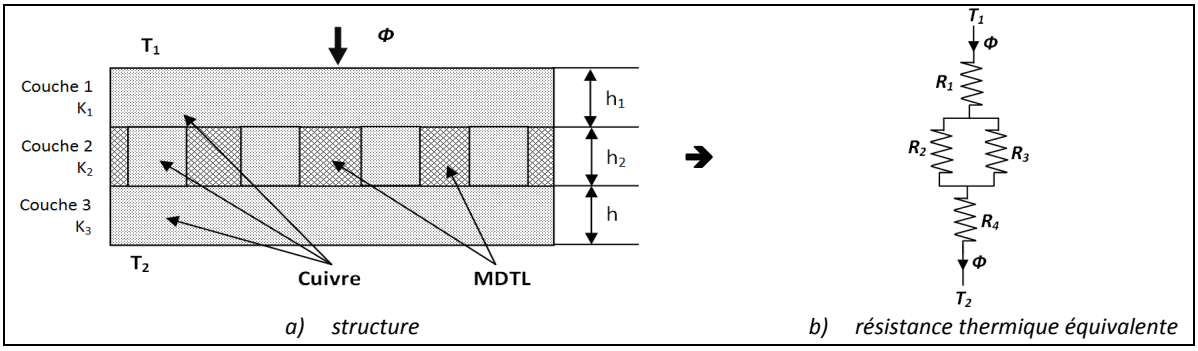


Figure II.14 *: matériau architecturé pour le substrat*

La résistance thermique du substrat est liée à sa structure, aux dimensions géométriques et aux propriétés des matériaux. Cette résistance est modélisée par un assemblage série-parallèle des résistances thermiques de phases présentes, figure II.14-b. Le modèle analytique décrit précédemment permet de déterminer la conductivité thermique homogénéisée du substrat. Les figures II.15 et II.16 illustrent la variation de la conductivité thermique homogénéisée en fonction de

l'épaisseur du MDTL et de la fraction des ponts thermiques respectivement pour les substrats Cu-Mo-Cu et Cu-$FeNi_{36}$-Cu. Les configurations étudiées sont encadrées par deux limites :

- Limite supérieure : conductivité du cuivre du Substrat,
- Limite inférieure : conductivité d'un substrat en MDTL contenant un pont thermique dont la fraction surfacique varie entre 0 à 100%.

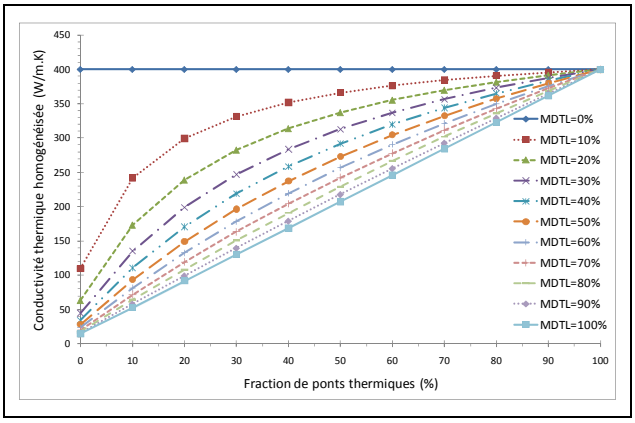


Figure II.15 *: Substrat Cu-Mo-Cu*

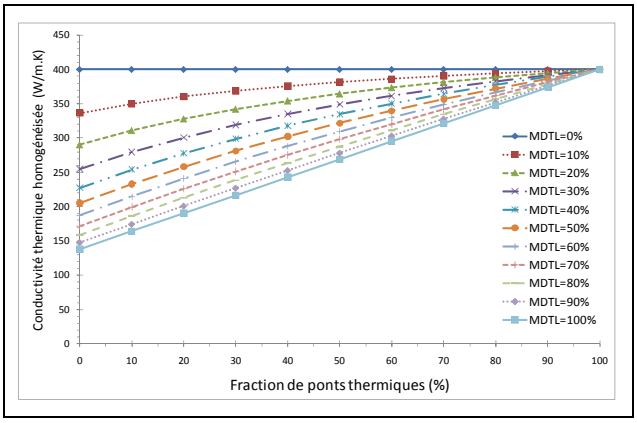


Figure II.16 *: Substrat Cu-$FeNi_{36}$-Cu*

Dans la partie analytique, nous ne traitons pas les contraintes mécaniques dans l'assemblage. Nous présenterons ces contraintes obtenues par la méthode des éléments finis dans les prochains paragraphes.

Dans l'approche de conception d'un substrat architecturé pour les modules électroniques de puissance, la performance thermique (bonne conductivité thermique et dilatabilité réduite) est caractérisée par l'ensemble des facteurs de forme macroscopique et des propriétés des matériaux. La structure finale du matériau est définie comme une répétition spatiale étendue d'une cellule élémentaire optimisée. Cette cellule possède sa propre performance thermique. La réplication de la cellule élémentaire n'entraine pas de modifications sur des propriétés optimisées.

3.4- Synthèse sur la démarche de conception d'un substrat architecturé

L'analyse de la problématique de dilatation différentielle et la méthode de conception se basent sur deux points essentiels : le premier consiste à dissocier des propriétés recherchées dans le matériau final et à les analyser séparément pour éviter les interactions fortes qui peuvent compliquer la recherche de solution. Le second consiste en un arrangement de la structure et des caractéristiques matériaux pour obtenir les propriétés recherchées. Le diagramme de la figure II.17 donne une illustration graphique de cette approche qui a été utilisée pour concevoir un matériau architecturé pour un substrat de module électronique de puissance.

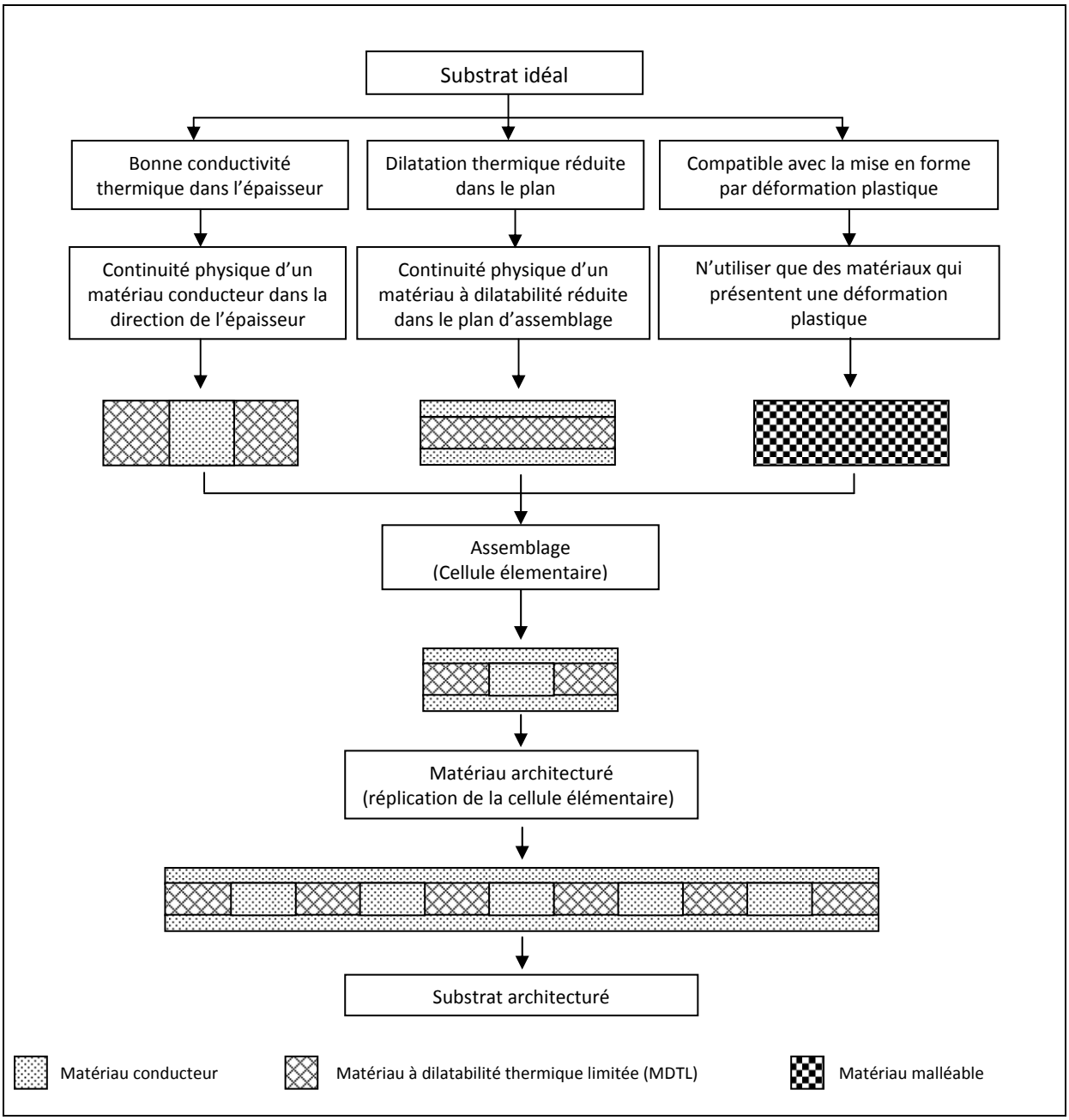


Figure II.17 *: Approche de conception d'un matériau architecturé pour les modules de puissance*

4- Optimisation du substrat architecturé

Dans cette section de chapitre nous décrirons la méthode d'optimisation de la structure du matériau architecturé pour les modules d'électronique de puissance. D'abord, nous identifierons les paramètres influents sur la performance thermique du substrat, ensuite nous évaluerons à l'aide de la modélisation numérique par éléments finis « MEF » l'influence de chacun de ces paramètres sur la conductivité thermique, la dilatation et les contraintes résultant d'un gradient thermique et de la dilatation thermique différentielle. Enfin, nous déterminerons la (les) configuration(s) optimale(s) selon les conditions d'application.

4.1- Paramètres influents sur la performance thermique du matériau architecturé.

Rappelons que le substrat architecturé, qui semble convenir à notre problème, est un matériau multicouche dont le matériau à dilatabilité thermique limitée (MDTL) est remplacé localement par le matériau conducteur (Cu) pour créer des courts-circuits thermiques entre la face supérieure et la face inférieure du substrat. Ces courts-circuits thermiques sont appelés les « *ponts thermiques* » et le substrat est donc nommé un « *matériau multicouche à ponts thermiques* », figures II.18.

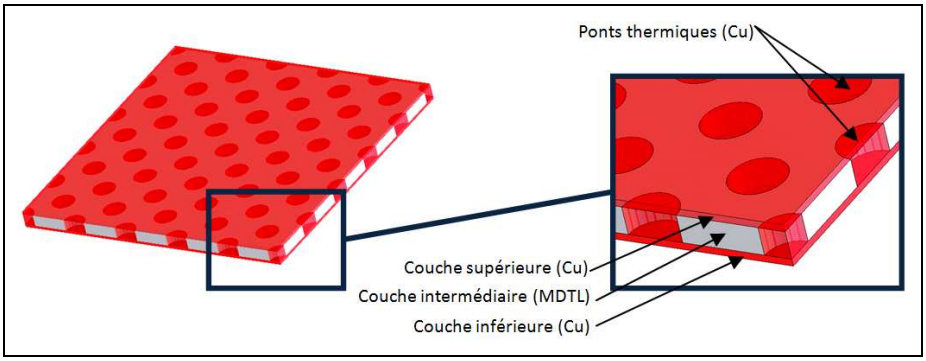


Figure II.18 *: Substrat multicouche à ponts thermiques*

De nombreux paramètres peuvent influencer les caractéristiques thermiques et mécaniques du matériau à ponts thermiques. Ces paramètres, nous les classons en deux familles : les paramètres géométriques et les paramètres métallurgiques.

Les paramètres géométriques regroupent toutes les variables définissant la structure du matériau. Nous distinguons :

- la forme des ponts thermiques (circulaire, prismatique, elliptique, etc),
- la fraction surfacique de ponts thermiques (mesurée dans un plan perpendiculaire à la direction de transfert thermique),
- la répartition des ponts thermiques (alignés ou alternés),
- le nombre de couches (3 ou 5)
- la proportion (les épaisseurs) de couches,

Les paramètres métallurgiques sont :

- la nature du matériau MDTL ($FeNi_{36}$, Mo, etc)
- la nature du matériau conducteur (Cu, Al, etc)

Pour les paramètres géométriques, nous n'étudions pas l'effet de la forme des ponts thermiques. Nous considérons que ces ponts sont circulaires et uniformément répartis (alignés). Nous nous limiterons aussi à un seul exemple pour montrer l'effet du nombre de couches. Tous les substrats étudiés sont à trois couches. Nous développerons principalement l'effet de la fraction de ponts thermiques et de la dissymétrie dans le substrat. Pour les paramètres métallurgiques, nous utiliserons le cuivre comme matériau conducteur et nous étudierons deux matériaux pour la couche intermédiaire en MDTL : l'alliage $FeNi_{36}$ et le Molybdène.

4.2- Démarche d'optimisation.

L'optimisation du substrat consiste à trouver le bon compromis entre la dilatation et la conductivité thermiques en fonction des paramètres géométriques et métallurgiques. Nous définissons un facteur de performance thermique comme le critère de sélection de la configuration optimale. Ce facteur de performance FP_i est donné par l'équation suivante pour une configuration *i* donnée:

$$FP_i = \frac{\lambda_{Ti}\lambda_{Ei}}{\alpha_i^2} \text{ (W.S.K.m}^{-2}\text{)} \qquad [2\text{-}17]$$

λ_{Ti} et α_i sont respectivement la conductivité et le coefficient de dilatation thermiques homogénéisés et λ_{Ei} la conductivité électrique. Les deux conductivités sont quasiment proportionnelles pour les métaux purs, c'est pour cela que la dilatation est prise au carré. Toutefois, la conductivité électrique a lieu dans le plan supérieur de l'assemblage, alors que la conductivité thermique a lieu dans l'épaisseur. Ayant conservé une couche de cuivre en face supérieure du substrat architecturé, la conductivité électrique n'est pas affectée par le choix des autres paramètres du substrat.

Nous considérons une valeur λ_{Ei} constante pour toutes les configurations, égale à celle du cuivre (*100% IACS*). Le facteur de performance devient :

$$FP_i = \frac{\lambda_{Ti}}{\alpha_i^2} \text{ (W.K.m}^{-1}\text{)} \qquad [2\text{-}18]$$

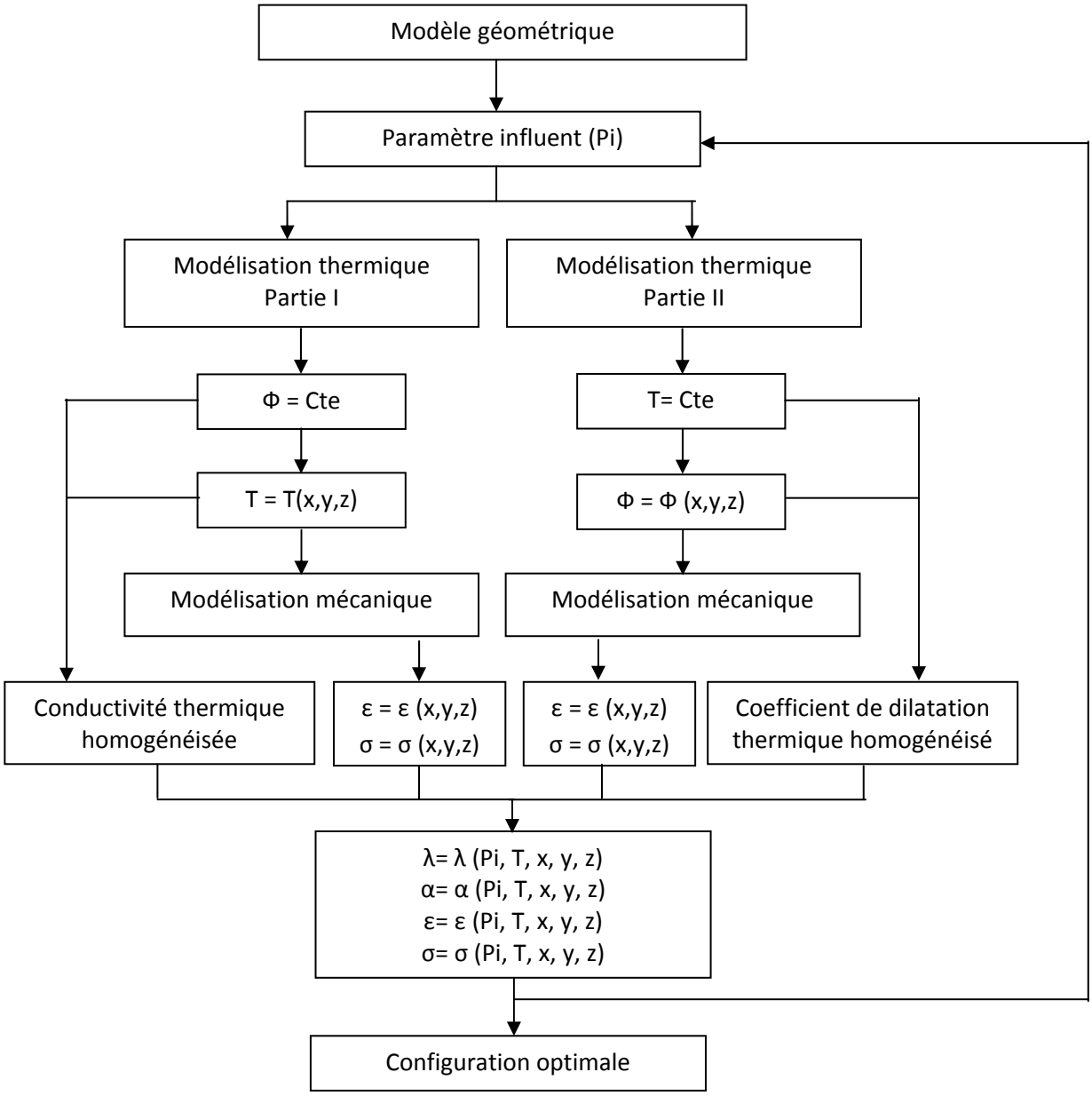
La conductivité thermique et le coefficient de dilatation thermique ont été calculés à l'aide de la méthode de modélisation par éléments finis. Cette dernière permet aussi de déterminer le comportement thermomécanique du substrat architecturé. Un modèle thermo-élastique avec des coefficients indépendants de la température a été utilisé. Le tableau II.4 illustre les propriétés des matériaux constitutifs. En réalité, l'assemblage de plusieurs matériaux révèle une zone d'interface où les propriétés des matériaux sont certainement différentes de celles des constituants (Cu, Mo, $FeNi_{36}$). Nous ne pouvons pas connaître avec précision la nature, la taille et les caractéristiques de ces zones d'interface. C'est pour cette raison que l'adhésion dans le modèle géométrique est considérée parfaite et sans défaut.

Tableau II.4 : *Propriétés mécaniques et thermiques des matériaux*

Propriétés	**Cu**	**$FeNi_{36}$**	**Mo**
Conductivité thermique λ (W/m.K)	403	14,7	138
Dilatation thermique α (10^{-6}/K)	17	1,6	4,9
Module de Young E (GPa)	120	142	329
Coefficient de Poisson ν	0,34	0,245	0,29
Densité d (g/cm^3)	8,9	8,1	10,28
Chaleur spécifique J (J/kg.K)	380	505	250

Dans un premier temps, le modèle géométrique est soumis à un flux thermique de 300W/cm² du côté de la face supérieure. La face inférieure peut échanger de la chaleur avec l'air environnant par convection, h=62,2 W/m². A l'avenir, le refroidissement sera assuré par un dissipateur thermique et probablement avec un circuit d'eau. Le gradient de température dans la structure permet de déterminer la conductivité thermique homogénéisée. Ensuite, les contraintes et les déformations générées ont été calculées en fonction de ce gradient thermique. Nous décrivons les conditions aux limites et les conditions initiales dans les prochains paragraphes.

Dans un deuxième temps, le modèle géométrique qui est considéré à contrainte nulle à la température ambiante, est chauffé à 200°C. La dilatation thermique homogénéisée a été déterminée par le rapport entre la déformation de la structure et l'écart de température. Les contraintes dans l'assemblage ont aussi été étudiées. L'analyse des contraintes permet d'identifier les zones les plus sollicitées et de prévoir aussi les premiers sites d'endommagement. La configuration retenue est donc celle qui présente un facteur de performance thermique le plus élevé. La figure II.19 donne une illustration graphique de cette approche d'optimisation.



Pi : Paramètre i, Φ : Flux thermique ($W.m^{-2}$), T : température (°C), λ : conductivité thermique ($W.m^{-1}.K^{-1}$), α : coefficient de dilatation thermique (K^{-1}), ε : déformation ($m.m^{-1}$), σ : contrainte (MPa)

Figure II.19 *: Démarche numérique d'optimisation du substrat architecturée*

4.3- Modèle géométrique.

Le modèle géométrique 3D a été réalisé à l'aide du code de calcul ZeBuLoN. Ce modèle a été construit avec une méthode particulière afin qu'il soit possible par la suite de modifier la configuration sans changer le maillage. Il a été défini de la manière suivante :

- un seul pont thermique par surface carrée d'aire 1cm².
- 8 cercles concentriques sont définis pour avoir une fraction surfacique de ponts thermiques qui varie entre 0 et 70%.
- L'épaisseur totale du modèle géométrique est 1,5 mm.

Le maillage du modèle géométrique utilise des éléments hexaèdres à huit nœuds et prismes à six nœuds. Les mailles sont orthogonales dans l'épaisseur du substrat pour faciliter le calcul de la propagation du flux thermique. Le nombre total des éléments s'élève à 26640 pour 24695 nœuds (figure II.20). Le nombre de mailles dans l'épaisseur du modèle géométrique est égal à dix. Ceci indique que l'épaisseur minimale de deux couches externes en cuivre est 150 µm (ce qui correspond exactement à l'épaisseur d'un ruban d'alimentation électrique).

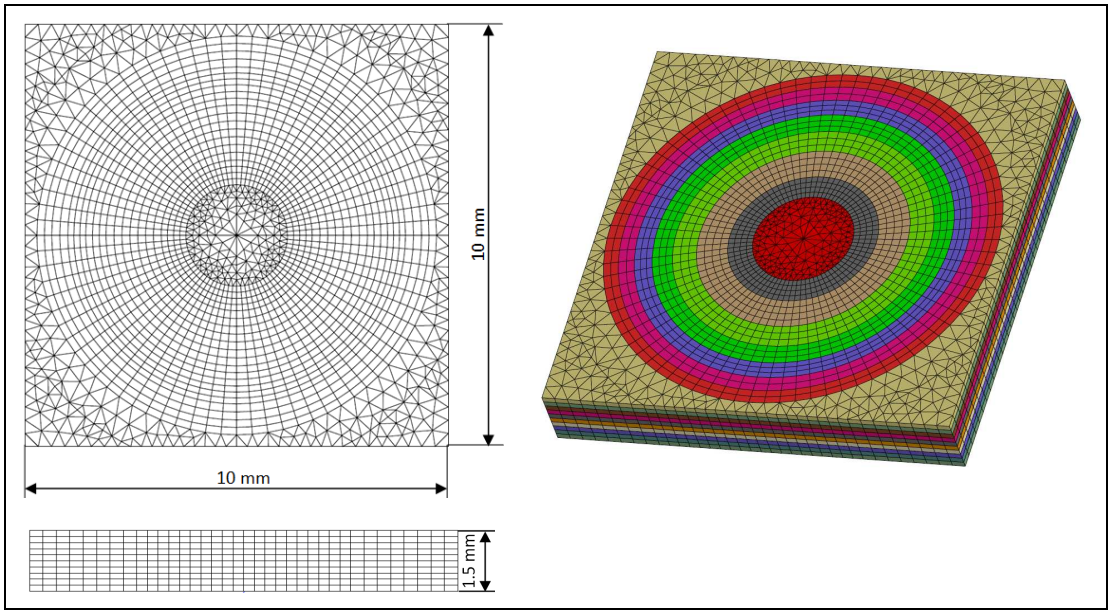


Figure II.20 *: Modèle géométrique représentatif du substrat architecturé*

4.4- Le modèle thermique

Contrairement au problème mécanique, le problème thermique n'est pas couplé à un autre problème physique. L'objet du modèle thermique est de prévoir le coefficient de conductivité thermique dans la direction de l'épaisseur. Le problème thermique est résolu sur le domaine formé

par deux sous-domaines nommés Ω_i. Ω_i sont les groupes des éléments en cuivre et en MDTL. On applique la loi de Fourier pour évaluer la température dans la structure. On suppose que la conductivité thermique de chaque constituant est isotrope et indépendante de la température. Le flux s'écrit donc:

$$\vec{\phi} = -K\overrightarrow{\nabla T} \qquad [2\text{-}19]$$

L'équation de la chaleur s'écrit donc

$$\frac{\partial}{\partial x}(K\frac{\partial T}{\partial x}) + \frac{\partial}{\partial y}(K\frac{\partial T}{\partial y}) + \frac{\partial}{\partial z}(K\frac{\partial T}{\partial z}) + \dot{q} = \rho c_P \frac{\partial T}{\partial t} \qquad [2\text{-}20]$$

Nous avons choisi un régime stationnaire, d'où :

$$\frac{\partial}{\partial x}(K\frac{\partial T}{\partial x}) + \frac{\partial}{\partial y}(K\frac{\partial T}{\partial y}) + \frac{\partial}{\partial z}(K\frac{\partial T}{\partial z}) = 0 \qquad [2\text{-}21]$$

Le substrat peut échanger de la chaleur par convection sur sa face inférieure. h est le coefficient d'échange thermique par convection (h =62,2 W/m²). Le transfert de la chaleur par convection est un phénomène surfacique qui comprend les conditions aux limites de type Fourier.

$$-K\overrightarrow{\nabla T}.\vec{n} = h(T_{si} - T_\infty)\,,\ \forall x \in \partial\Omega_{i,3} \qquad [2\text{-}23]$$

T_{si} est la température de la face inférieure et T_∞ est la température de l'air (T_{air} =25°C). $\vec{n}$ est le vecteur normal à la face inférieure du modèle géométrique. L'équation du transfert par convection relie le flux de chaleur imposé, la température de la face inférieure du substrat et la température de l'air environnant. Le gradient thermique dans la structure est obtenu par résolution de l'équation de la chaleur.

4.5- Le modèle thermomécanique

L'objet du modèle thermomécanique est de prévoir le coefficient de dilatation thermique du substrat dans le plan d'assemblage. L'état de contrainte est supposé être nul à la température ambiante (T=25°C). Le coefficient de dilatation thermique est défini par une montée uniforme en température de $T_{t=0} = 25°C$ à $T_{t=t_{final}} = 200°C$. Les déformations thermiques sont définies en fonction des propriétés suivantes des matériaux : le module de Young E_i, le coefficient de Poisson ν_i et le coefficient de dilatation thermique α_i, avec $i = \{Cuivre, MDTL\}$.

Nous supposons que les contraintes n'entrainent qu'une déformation élastique. Ce comportement élastique est défini par l'équation suivante :

$$\underset{\sim}{\varepsilon}^{e} = \frac{1+\nu}{E}\underset{\sim}{\sigma} - \frac{\nu}{E}Tr\left[\underset{\sim}{\sigma}\right]\underset{\sim}{1} \qquad [2\text{-}24]$$

ou encore

$$\varepsilon_{ij}^{e} = \frac{1+\nu}{E}\sigma_{ij} - \frac{\nu}{E}\sigma_{kk}\delta_{ij} \qquad [2\text{-}25]$$

E est module de Young et ν est le coefficient de Poisson.

La déformation totale $\underset{\sim}{\varepsilon}$ du substrat s'écrit :

$$\underset{\sim}{\varepsilon} = \underset{\sim}{\varepsilon}^{e} + \underset{\sim}{\varepsilon}^{th} \qquad [2\text{-}26]$$

où $\underset{\sim}{\varepsilon}^{th}$ est la déformation thermique, définie par l'équation suivante :

$$\underset{\sim}{\varepsilon}^{th} = \alpha(T - T_{t=0})\underset{\sim}{1} \qquad [2\text{-}27]$$

A l'équilibre, nous écrivons :

$$div\underset{\sim}{\sigma} = 0 \qquad [2\text{-}28]$$

avec

$$\underset{\sim}{\sigma}.\vec{n} = \vec{0} \text{ sur } \partial_F\Omega \qquad [2\text{-}29]$$

et

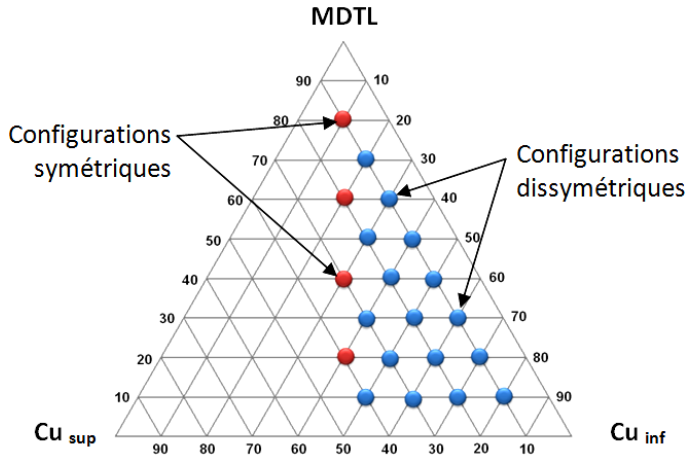
$$\vec{u} = \vec{u}_c \text{ sur } \partial_u\Omega \qquad [2\text{-}30]$$

4.6- Configurations étudiées.

Dans un premier temps, nous analysons l'influence de trois paramètres sur le comportement thermomécanique :

- La taille (fraction) de ponts thermiques (0 à 70%),
- Les épaisseurs des couches (0 à 100%) pour une épaisseur totale du substrat égale à 1,5 mm,
- La nature métallurgique du matériau à dilatabilité limitée ($FeNi_{36}$ ou Mo),

Pour une fraction de ponts thermiques et un MDTL donnés, nous avons identifié 20 configurations différentes (4 symétriques et 16 dissymétriques). Le diagramme ternaire de la figure II.21 illustre ces différentes configurations. Les trois composants MDTL, Cu_{sup} et Cu_{inf} indiquent respectivement les épaisseurs du matériau à dilatabilité thermique limitée, de la couche supérieure en cuivre et de la couche inférieure en cuivre. Le nombre total de configurations étudiés est 320 (20x8x2) pour 20 configurations, 8 fractions de ponts thermiques et 2 matériaux de la couche intermédiaire. Nous utilisons le logiciel ZeBuLoN pour simuler en 3D par éléments finis le comportement thermomécanique du substrat architecturé. Ce logiciel est développé conjointement par le Centre des Matériaux, l'ONERA et Northwest Numerics (Seattle, USA).



Configuration	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20
*Cu sup (%)	10	20	30	40	10	10	10	10	10	10	10	20	20	20	20	20	30	30	30	40
*$FeNi_{36}$/Mo(%)	80	60	40	20	70	60	50	40	30	20	10	50	40	30	20	10	30	20	10	10
*Cu inf (%)	10	20	30	40	20	30	40	50	60	70	80	30	40	50	60	70	40	50	60	50

Figure II.21 *: Diagramme de configurations étudiées pour f=cte et MDTL=Mi*

4.7- Influence des ponts thermiques sur la température du substrat.

Dans cette partie, nous étudions l'influence de la taille (fraction) de courts-circuits thermiques sur la température du matériau architecturé. Les figures II.22 et II.23 montrent la température maximale sur la face supérieure des substrats Cu/$FeNi_{36}$/Cu et Cu/Mo/Cu, respectivement. Le modèle géométrique dans ce cas est soumis à un flux constant (300 W/cm²) sur la face supérieure.

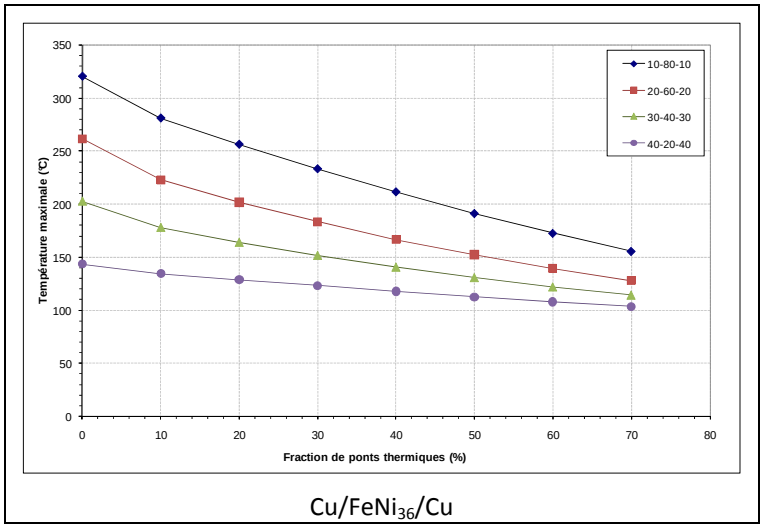


Figure II.22 *: Influence de la fraction de ponts thermiques et d'épaisseur de MDTL sur la température maximale des substrats Cu/$FeNi_{36}$/Cu*

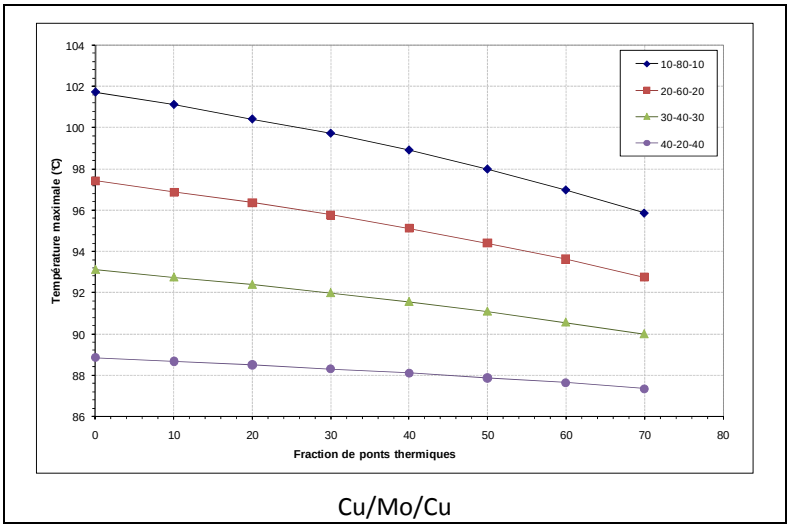


Figure II.23 *: Influence de la fraction de ponts thermiques et de l'épaisseur de MDTL sur la température maximale des substrats Cu/Mo/Cu*

Ces deux figures mettent en évidence plusieurs comportements :

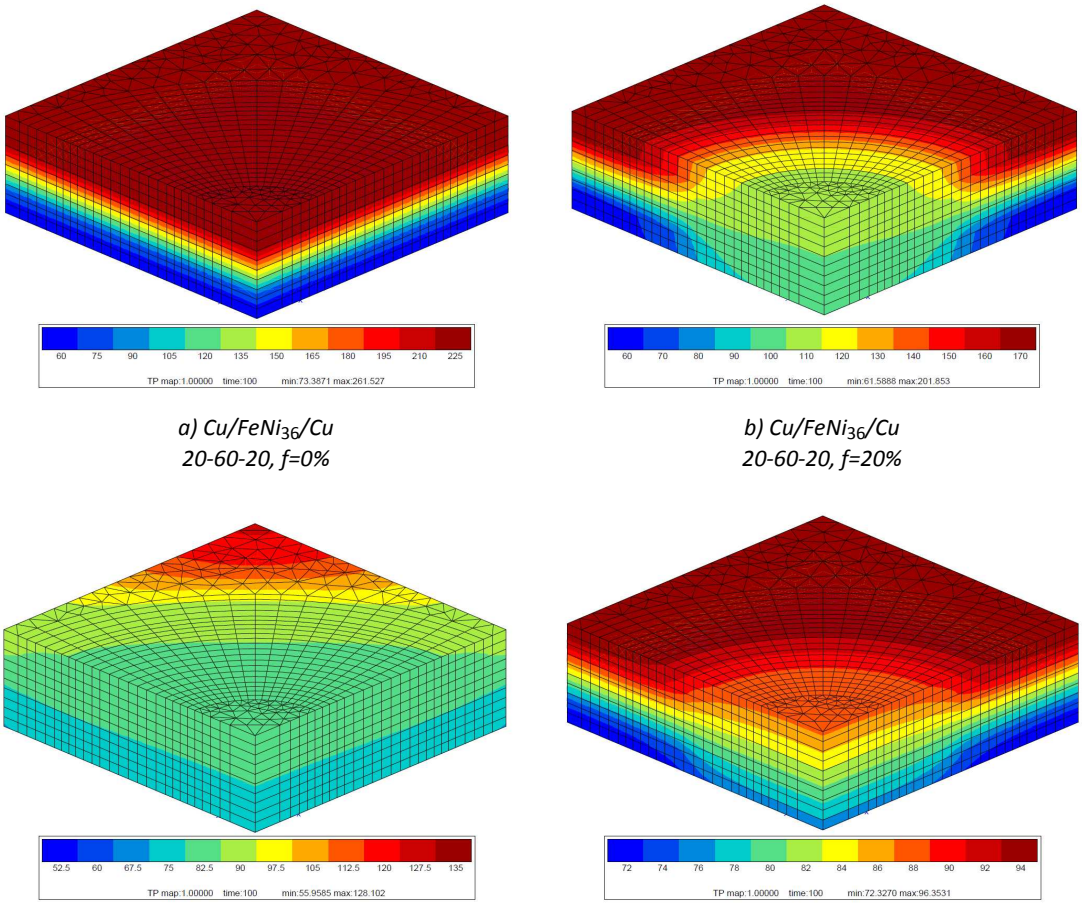
- Tout d'abord, nous constatons une diminution de la température maximale, donc une baisse de la température de fonctionnement de la puce, dans un substrat à ponts thermiques ($f \neq 0$) par rapport à la même configuration de substrat sans pont thermique ($f=0$). La baisse est plus importante pour les substrats Cu/$FeNi_{36}$/Cu que pour les substrats Cu/Mo/Cu. Par exemple dans le cas du Cu/$FeNi_{36}$/Cu 20-60-20, les températures maximales sont 261.5°C, 223.1°C et 128°C respectivement pour les fractions surfaciques de ponts thermiques 0%, 10% et 70%. Pour la même configuration mais avec un MDTL en Mo, les températures sont respectivement 97.42°C, 96.88°C et 92.74°C. Le molybdène est un bon conducteur thermique, c'est pour cette raison qu'on ne perçoit pas une diminution significative.

- La variation de la température maximale dépend de la fraction de ponts thermiques et de l'épaisseur de la couche interne en MDTL. Ces deux paramètres définissent la structure du substrat et donc la configuration optimale. Lorsque la fraction des ponts thermiques augmente, la température maximale baisse. De même, quand l'épaisseur de la couche intermédiaire en MDTL augmente, la température maximale accroît.

- Nous constatons aussi une convergence de la température maximale dans le cas des substrats Cu/$FeNi_{36}$/Cu pour des fractions de ponts thermiques élevées et des épaisseurs de cuivre importantes. Pour les substrats Cu/Mo/Cu, la convergence est quasiment atteinte puisque l'écart entre les différentes températures maximales est de l'ordre de 10°C.

- Enfin, nous pouvons signaler que les températures dans les substrats Cu/$FeNi_{36}$/Cu restent supérieures à celles des substrats Cu/Mo/Cu. Les ponts thermiques permettent d'atteindre

une baisse entre 28 et 51% de la température maximale (en °C) mais elle reste supérieure à 103°C. Dans le cas des substrats Cu/Mo/Cu, la baisse de la température est inférieure à 5% mais la température maximale reste inférieure à 100°C dans la plupart des cas.



a) Cu/FeNi$_{36}$/Cu 20-60-20, f=0%

b) Cu/FeNi$_{36}$/Cu 20-60-20, f=20%

c) Cu/FeNi$_{36}$/Cu 20-60-20, f=70%

d) Cu/Mo/Cu 20-60-20, f=20%

***Figure II.24** : Isovaleurs de la température dans ¼ du modèle géométrique*

Le gradient généré par le flux thermique joue un rôle important sur la tenue en service du substrat. En effet, les contraintes dans un assemblage multicouche et multi-matériaux sont définies en fonction de la température en chaque point de la structure. Pour des gradients thermiques élevés, les contraintes peuvent atteindre les limites de résistance de l'interface. La simulation numérique permet de déterminer ce gradient à travers la structure. La figure II.24 montre les isovaleurs de la température dans ¼ de modèle géométrique. Dans le cas d'un substrat sans pont thermique (figure II.24-a), le gradient de température est uniquement présent dans la direction de l'épaisseur. L'introduction de ponts thermiques (figure II.24-b, 2.24-c et II.24-d) favorise le transfert de la chaleur grâce à la présence du cuivre qui remplace localement le MDTL. Les zones centrales qui contiennent uniquement le cuivre sont les zones les plus froides et la variation de température y est triaxiale. En

comparant les figures II.24-b et II.24-c, on constate que l'augmentation du diamètre de pont thermique élargit la taille de la zone froide. Ceci a pour conséquence une amélioration du transfert thermique. La comparaison des températures maximales sous-estime l'effet des ponts thermiques. Entre les figures II.24-b et II.24-d, la substitution de l'alliage $FeNi_{36}$ par le molybdène entraine une baisse significative de l'écart thermique dans le substrat. En réalité, les ponts thermiques n'apportent pas sur le substrat Cu/Mo/Cu une amélioration aussi significative que celle obtenue sur un substrat Cu/$FeNi_{36}$/Cu. Ceci est dû au fait que la conductivité thermique du molybdène est 10 fois celle de l'alliage $FeNi_{36}$, presque 0,5 fois celle du cuivre.

4.8- Influence des épaisseurs sur la température du substrat.

Nous faisons également une analyse comparative de l'influence de l'épaisseur des couches en cuivre sur le gradient thermique. La figure II.25 illustre les isovaleurs de la température dans des substrats symétriques avec des épaisseurs de cuivre 0,15, 0,4 et 0,6 mm pour une même fraction des ponts thermiques (f=20%).

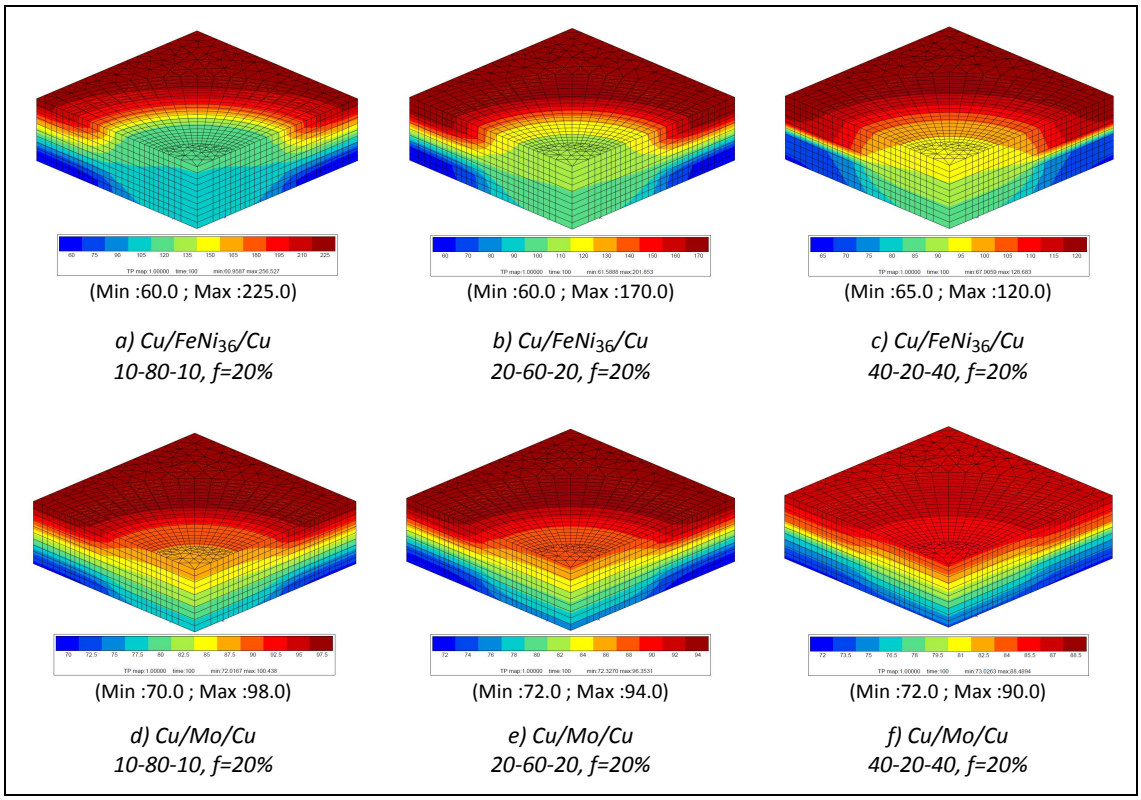


Figure II.25 *: Isovaleurs de la température dans ¼ du modèle géométrique*
effet de l'épaisseur de cuivre

En comparant les figures II.25-a, II.25-b et II.25-c, nous enregistrons une baisse significative du gradient thermique lorsqu'on multiplie par deux l'épaisseur de cuivre. En effet, les écarts entre la température maximale et la température minimale dans les substrats Cu/$FeNi_{36}$/Cu 10-80-10, 20-60-20 et 40-20-40 sont respectivement 196 °C, 140°C et 67°C et ils correspondent respectivement aux températures maximales 256°C, 202°C et 129°C. Pour les mêmes configurations mais de type Cu/Mo/Cu, les écarts sont 28°C, 24°C et 15°C respectivement pour les températures maximales 100 °C, 96°C et 89°C. La taille des zones froides est plus large quand l'épaisseur de MDTL diminue. Pour le même diamètre de pont thermique, à chaque point de la surface de la configuration 40-20-40 les températures sont quasi-identiques mais pour les configurations 10-80-10 et 20-60-20 le gradient thermique dans l'épaisseur et dans le plan sont du même ordre. Dans le premier cas, l'effet des ponts thermiques se localise au milieu du substrat.

Les configurations présentées précédemment fournissent uniquement des substrats symétriques dans lesquels la première couche en cuivre (couche supérieure) tend à homogénéiser la température. Les ponts thermiques, qui accélèrent l'évacuation du flux à travers l'épaisseur, perturbent cet équilibre. A l'interface entre la couche en MDTL et la couche inférieure en cuivre, le flux thermique est hétérogène et il est focalisé au milieu du pont thermique. La troisième couche en cuivre redistribue de nouveau ce flux avant d'atteindre la face inférieure du substrat. La participation de la couche intermédiaire en MDTL au transfert thermique dans la direction transversale est limitée. D'ailleurs, le rôle de cette couche est de fournir à la structure son coefficient de dilatation thermique. Corollairement, nous pouvons imaginer des substrats dissymétriques dans lesquels la couche intermédiaire en MDTL serve uniquement à limiter la dilatabilité dans la moitié supérieure du substrat. Bien entendu, le positionnement et les dimensions géométriques de la couche MDTL vont modifier la thermique du substrat.

La figure II.26 illustre les isovaleurs de la température pour des configurations dissymétriques pour lesquelles l'épaisseur de la couche supérieure en cuivre est égale à 300µm et la fraction surfacique de ponts thermique est d'environ 10%. A priori, l'analyse du profil thermique dans les différents substrats montre une baisse considérable de la température maximale au fur et à mesure que l'épaisseur de la couche MDTL diminue. On compare les figures II.26-a et II.26-f, la température maximale du substrat est 223°C et 113°C respectivement pour les substrats Cu/$FeNi_{36}$/Cu 20-60-20 et 20-10-70. La baisse de la température est limitée par une légère augmentation de la température minimale, environ 65°C pour la première configuration et 72,6°C pour la deuxième configuration. Ceci indique que l'écart thermique est d'autant plus faible lorsque l'épaisseur de la couche MDTL augmente. D'une manière générale, une réduction de 10% de l'épaisseur de MDLT entraine une baisse de 20% la température maximale. Nous constatons également que le gradient thermique sur la face supérieure du substrat est de plus en plus faible lorsque l'épaisseur du matériau MDTL diminue.

En observant la température des faces supérieures pour les substrats à faible épaisseur de couche MDTL, on peut constater que malgré la différence de température sur la face supérieure, le gradient reste très faible ($\Delta T < 21°C$). De plus, sur la face inférieure, la température est pratiquement

constante. Par contre pour les substrats à forte épaisseur de couche intermédiaire, le gradient thermique est nettement plus élevé sur la face supérieure (ΔT> 60°C) et la face inférieure (ΔT> 30°C).

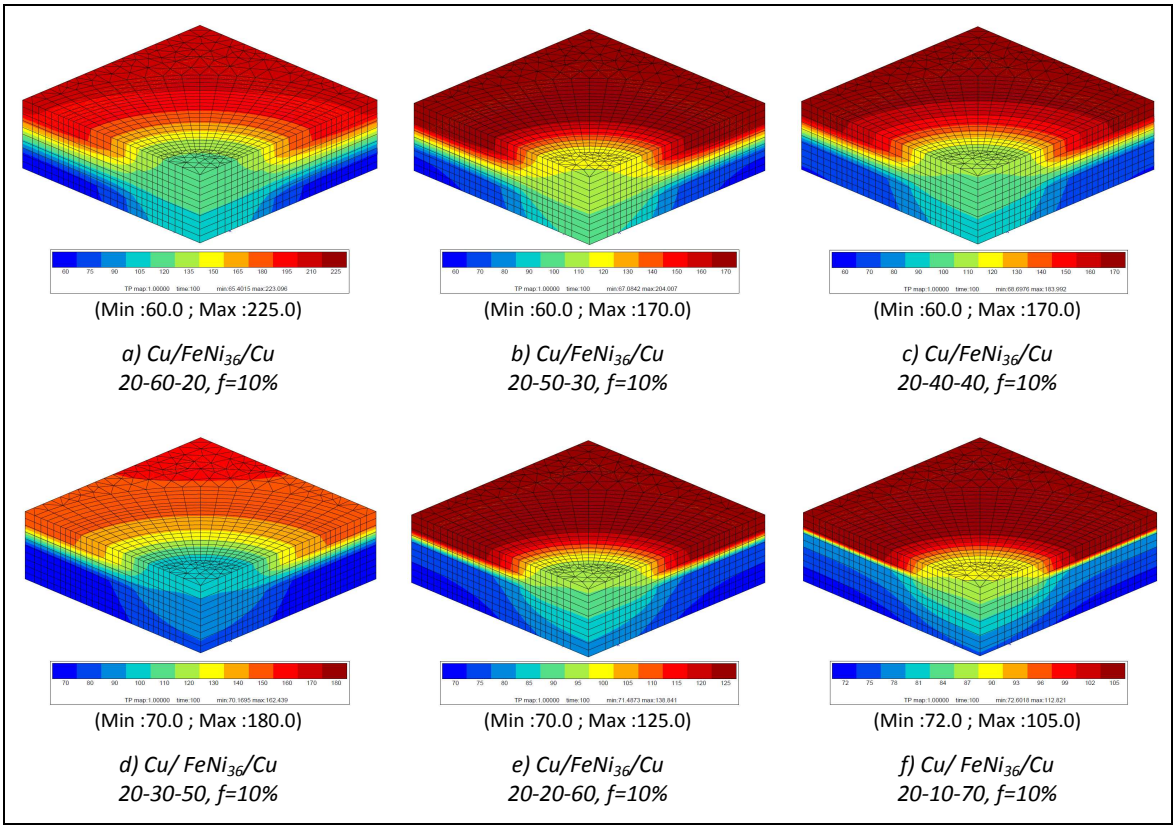


Figure II.26 *: Isovaleurs de la température dans ¼ du modèle géométrique effet de l'épaisseur de MDTL*

Dans l'épaisseur du pont thermique, la variation de la température est clairement plus rapide pour les substrats présentés par les figures II.26-d, II.26-e et II.26-f par rapport à celle dans les substrats des figures II.26-a, II.26-b et II.26-c. On peut expliquer ce phénomène par le fait que dans le cas des substrats à forte proportion de MDTL, une bonne partie du flux est transféré à travers les ponts thermiques puisque la résistance thermique du reste de la structure est nettement plus élevée (voir le modèle de la résistance thermique équivalente, figure II.14). Dans le cas des substrats à faible portion de MDTL, la différence entre le flux transféré à travers les ponts thermiques et celui par le reste de la structure est nettement inférieure aux cas précédents.

La température maximale du substrat reste un facteur déterminant de la configuration optimale. Comme nous l'avons montré dans les paragraphes précédents, les paramètres géométriques du substrat agissent profondément sur cette température. D'une manière générale, on peut retenir qu'il est important de réduire l'épaisseur de la couche intermédiaire pour avoir une température de fonctionnement convenable.

4.9- Influence des ponts thermiques sur la dilatation thermique et la conductivité thermique.

Dans un second temps, nous nous intéressons aux propriétés thermiques du substrat architecturé. Nous avons calculé une conductivité thermique homogénéisée pour chaque configuration en modifiant l'équation de la chaleur pour un matériau solide conducteur pour faire apparaitre les températures moyennes des deux faces :

$$\phi = K_H \frac{S}{e} \Delta T \qquad [2\text{-}31]$$

Avec $\Delta T = T_1 - T_2$ [2-32]

T_1 et T_2 sont respectivement les températures moyennes de la face supérieure et de la face inférieure du modèle géométrique.

Dans la modélisation d'un problème thermique, les températures sont des variables nodales. Nous avons utilisé une méthode particulière pour déterminer les températures moyennes des faces supérieure et inférieure. D'abord, les résultats de la température obtenue en 3D ont été transférés sur un nouveau modèle 2D qui possède le même maillage de la surface que le modèle géométrique 3D. Ensuite, la température moyenne a été obtenue par intégration sur la surface du substrat.

$$T_{imoy} = \frac{1}{S_i} \int_{S_i} T dS \qquad [2\text{-}33]$$

où T_{imoy} est la température moyenne de face i et S_i est la dimension de la face *i*.

L'étude numérique du comportement thermique du substrat architecturé comprend également la dilatabilité thermique homogénéisée de la structure. Pour ceci, nous considérons que la température initiale du substrat est uniforme et égale à 25°C. La température du substrat est portée à 200°C avec des déplacements sur le bord non contraints. Finalement, la dilatation thermique est obtenue par le rapport entre la déformation moyenne $\overline{\varepsilon}$ et l'écart thermique ΔT .

$$\alpha_{ij} = \frac{\overline{\varepsilon}_{ij}}{\Delta T} \ (i, j = 1, 2, 3) \qquad [2\text{-}34]$$

Avec $\overline{\varepsilon}_{ij}(\vec{u}) = \frac{1}{2} \int_{\partial\Omega} u_i . \Omega_j dT + \frac{1}{2} \int_{\partial\Omega} u_j . \Omega_i dT$ [2-35]

La figure II.27 présente la conductivité thermique en fonction du coefficient de dilatation thermique pour les 320 substrats Cu/$FeNi_{36}$/Cu et Cu/Mo/Cu ainsi que celles du cuivre, du molybdène et de l'alliage $FeNi_{36}$. On remarque que le couple Cu-Mo présente une variation quasi-linéaire, alors que le couple Cu-$FeNi_{36}$ recouvre une zone plus large. A noter que dans ce cas dernier, chaque configuration est unique. Ces résultats montrent également que la structure du matériau n'est pas indépendante des propriétés des matériaux constitutifs. Les courbes des figures II.15 et II.16, qui sont obtenues par le modèle analytique simplifié et présentées au début de ce chapitre, confirment les résultats de la simulation numérique. Dans le cas des substrats Cu-Mo-Cu, les courbes sont encadrées par deux

droites limites. La simulation numérique illustre cette variation. Dans le cas des substrats Cu/FeNi$_{36}$/Cu, la variation a une allure hyperbolique. On constate aussi que les conductivités thermiques des substrats Cu-Mo-Cu restent nettement supérieures à celles des substrats Cu/FeNi$_{36}$/Cu

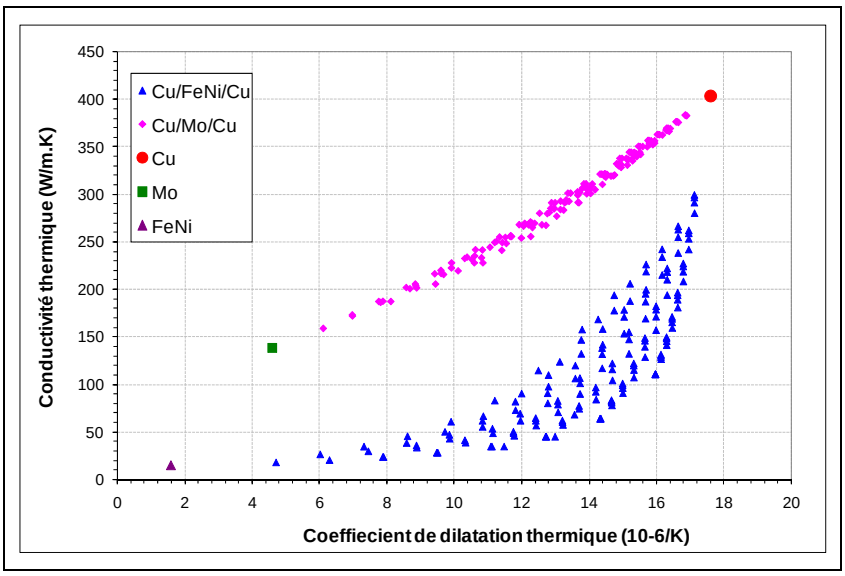


Figure II.27 *: Conductivité et dilatation thermiques homogénéisées du substrat architecturé*

Pour évaluer davantage l'influence des ponts thermiques sur les propriétés thermiques, nous analysons les deux couples séparément. D'abord, sur la figure II.28, on remarque que lorsque la fraction de ponts thermiques augmente, les propriétés thermiques des substrats Cu/FeNi$_{36}$/Cu se rapprochent de celles du cuivre. Cette évolution est définie par un vecteur qui relie la variation de la conductivité et de la dilatation à la fraction surfacique des ponts thermiques. Nous décrirons plus tard la méthode de détermination des composantes de ce vecteur. Dans le cas des substrats architecturés Cu/Mo/Cu de la figure II.29, les composantes de ce vecteur qui définissent la relation entre la structure et les propriétés thermiques sont quasi-constantes.

Pour expliquer cette différence entre les substrats Cu-Mo et Cu-FeNi$_{36}$ et pour savoir si elle est due à l'évolution de la conductivité thermique ou du coefficient de dilatation thermique, nous analysons l'influence de l'épaisseur de la couche intermédiaire en MDTL et de ponts thermiques sur les propriétés thermiques indépendamment. D'abord, les résultats des figures II.30 et II.31 montrent que pour une épaisseur donnée du MDTL, la conductivité thermique pour le couple Cu-FeNi$_{36}$ augmente d'une manière considérable lorsque la fraction surfacique de ponts thermiques s'accroît. Cette allure est quasi-linéaire (et beaucoup plus lente) pour le couple Cu-Mo. Par exemple, la différence de la conductivité thermique entre les substrats Cu-FeNi$_{36}$-Cu 10-80-10 et 40-20-40 est de plus en plus importante au fur et à mesure que le diamètre des ponts thermiques augmente. En effet, l'amélioration de la conductivité thermique est 150% et 350% respectivement pour *f= 40%* et

f=70%. Pour un substrat 10-80-10, la conductivité thermique peut avoir une amélioration de 200% et 700% respectivement pour *f= 40%* et *f=70%.* Donc pour les substrats Cu/$FeNi_{36}$/Cu, l'influence des ponts thermiques est plus remarquable aux fortes épaisseurs de MDTL. Au contraire, dans le cas des substrats Cu/Mo/Cu, les conductivités thermiques sont plus éloignées à faible fraction de ponts thermiques et elles se rapprochent à haute fraction de ponts thermiques. De toute évidence, dans les structures à forte présence de cuivre, la conductivité thermique homogénéisée est proche de celle du cuivre.

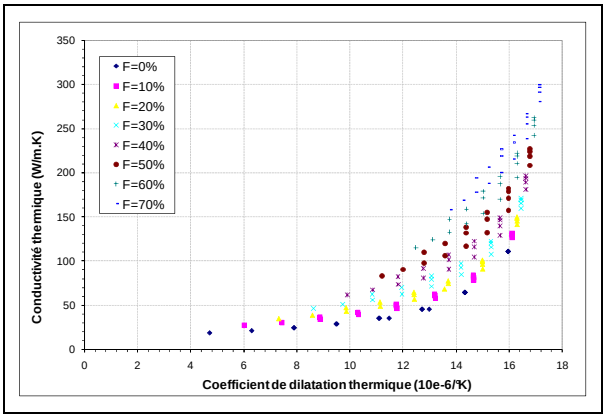


Figure II.28 *: Conductivité et dilatation thermiques homogénéisées des substrats Cu/$FeNi_{36}$/Cu*

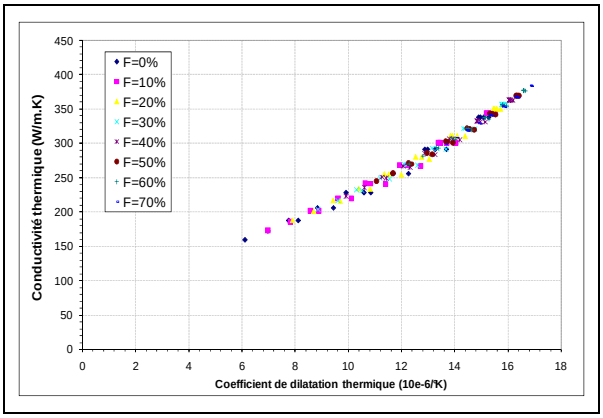


Figure II.29 *: Conductivité et dilatation thermiques homogénéisées des substrats Cu/Mo/Cu*

D'une manière générale, pour les faibles fractions de ponts thermiques, la conductivité thermique des substrats Cu/Mo/Cu reste nettement supérieure à celle des substrats Cu/$FeNi_{36}$/Cu, environ sept fois plus élevée. En revanche, pour les fortes fractions des ponts thermiques, l'écart de conductivité thermique est beaucoup plus réduit, elle est environ 2 fois plus élevée. Ceci montre que les ponts thermiques peuvent apporter des améliorations considérables à la structure lorsque la différence des conductivités thermiques entre le matériau conducteur et le MDTL est importante, c'est le cas du couple Cu-$FeNi_{36}$.

Evidemment, les ponts thermiques influencent également la dilatabilité thermique du substrat. L'utilisation d'un MDTL a pour but la limitation de la dilatabilité thermique de la structure. Néanmoins, la présence de ponts thermiques modifie le comportement thermique du substrat vis-à-vis de la chaleur. Les figures II.32 et II.33 illustrent ces modifications pour les substrats Cu/Mo/Cu et Cu/$FeNi_{36}$/Cu. Dans les deux cas, pour une épaisseur donnée de MDTL, on constate que la dilatabilité varie linéairement en fonction de la fraction des ponts thermiques. La pente de la variation diminue quant l'épaisseur de la couche intermédiaire est plus faible. Prenons comme exemple un substrat Cu/$FeNi_{36}$/Cu 10-80-10, une augmentation de 10% de la fraction de ponts thermiques engendre un accroissement d'environ 11% de la dilatabilité. Pour la même configuration mais de type Cu/Mo/Cu, la dilatabilité thermique varie d'environ 16% pour une augmentation de 10% de la fraction de ponts thermique.

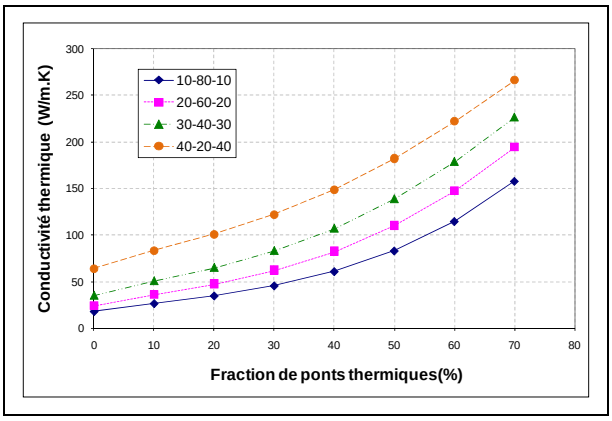


Figure II.30 *: Influence de la fraction surfacique de ponts thermiques sur la conductivité thermique homogénéisée des substrats Cu/FeNi$_{36}$/Cu*

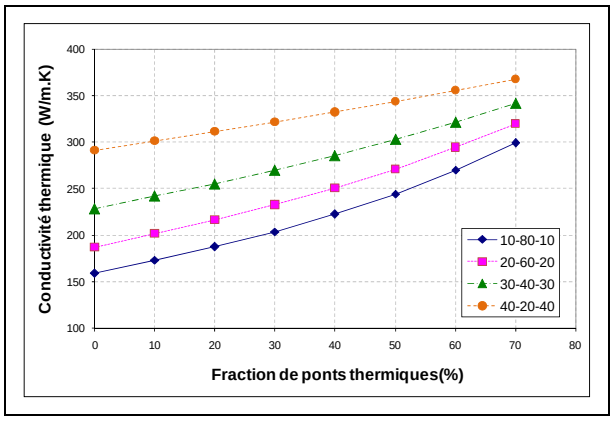


Figure II.31 *: Influence de la fraction surfacique de ponts thermiques sur la conductivité thermique homogénéisée des substrats Cu/Mo/Cu*

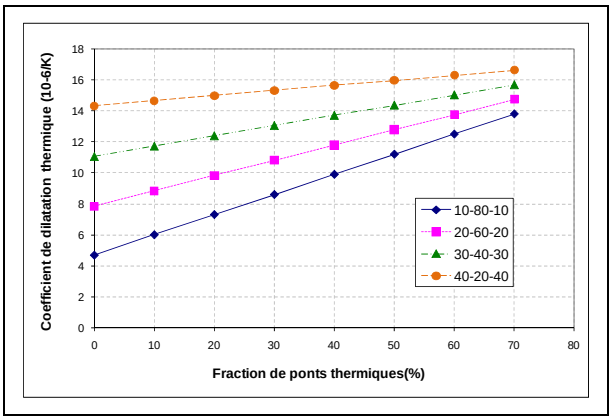


Figure II.32 *: Influence de la fraction surfacique de ponts thermiques sur la dilatation thermique homogénéisée des substrats Cu/FeNi$_{36}$/Cu*

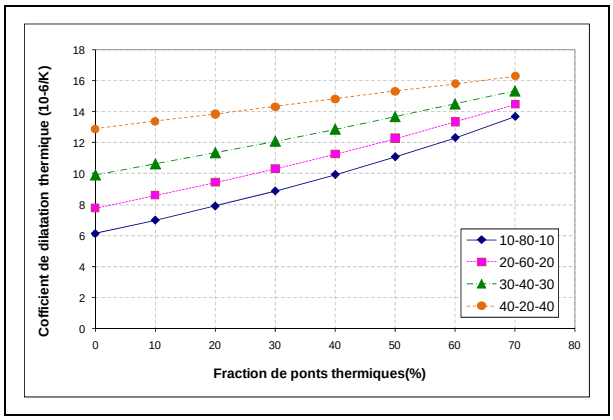


Figure II.33 *: Influence de la fraction surfacique de ponts thermiques sur la dilatation thermique homogénéisée des substrats Cu/Mo/Cu*

4.10- Influence des ponts thermiques sur les contraintes dans la structure.

A présent, nous analysons les contraintes thermomécaniques dans le substrat architecturé. L'objectif est de comprendre la manière dont ces contraintes sont distribuées à travers la structure vis-à-vis d'une variation de température. Les modèles analytiques présentés dans le chapitre bibliographie sont valables uniquement pour des assemblages multicouches. La présence de ponts thermiques dans un substrat architecturé nécessite le recours à l'utilisation de la méthode des éléments finis pour déterminer la distribution des contraintes dans des structures 3D. Il est important aussi de rappeler que la forme géométrique des ponts thermiques et leur distribution peuvent influencer les contraintes mais nous traitons ici seulement les substrats à ponts thermiques cylindriques.

Dans les paragraphes suivants, nous présenterons ces contraintes pour deux aspects distincts :

- D'abord, les études antérieures ont porté sur des assemblages multi-matériaux fonctionnant à une température donnée. Dans ce cas, une température dite « *température à contrainte nulle* » peut être la température à laquelle l'assemblage a été réalisé ou encore une température différente de la température de réalisation d'assemblage. Pour le substrat mécatronique, nous considérons l'ambiante (T=25°C) comme température à contrainte nulle. Les contraintes thermiques dues à la dilatation différentielle ont été étudiées à 200°C. Cette analyse permet de déterminer le comportement thermomécanique du substrat proprement dite mais elle ne tient pas compte de l'assemblage mécatronique (puce+brasure+substrat)

- Ensuite, la distribution des contraintes dans le substrat peut être différente par rapport au premier cas lorsqu'on considère un assemblage mécatronique. En effet, la puissance dissipée par la puce peut être présentée par un flux de chaleur uniformément répartie sur la face supérieure du substrat. Le flux thermique et le profil de composition à travers l'épaisseur déterminent la distribution de la température au sein de la structure. Chaque point de la structure possède donc sa propre température. La distribution de contraintes est associée à la fois aux propriétés matériaux et à la température locale, contrairement au cas précédent où les contraintes sont liées uniquement aux propriétés matériaux puisque la température de la structure est homogène et constante.

Nous avons identifié deux types de contraintes pour deux niveaux d'assemblage différents : un assemblage multimatériaux pour le substrat et un assemblage mécatronique qui inclut le flux dissipé.

4.10.1- Contraintes dans le substrat architecturé soumis à un écart constant de température.

À l'instant présent, la fabrication du substrat architecturé n'a pas été traitée mais pour l'approche d'optimisation nous pouvons imaginer un procédé qui permet de réaliser un substrat où les contraintes résiduelles sont nulles à la température ambiante (25°C). Dans la simulation numérique, nous considérons donc 25°C comme la température à laquelle le substrat est sans contrainte. Par la suite, une montée en température a été réalisée à 200°C. Ainsi il est possible de déterminer les contraintes et les déformations dans la structure pour un écart thermique ΔT (ΔT =175°C). Le calcul est réalisé en régime thermoélastique où les paramètres matériaux sont indépendants de la température, tableau II.4. La sollicitation à température uniforme est une sollicitation passive du substrat liée à l'évolution lente de la température extérieure.

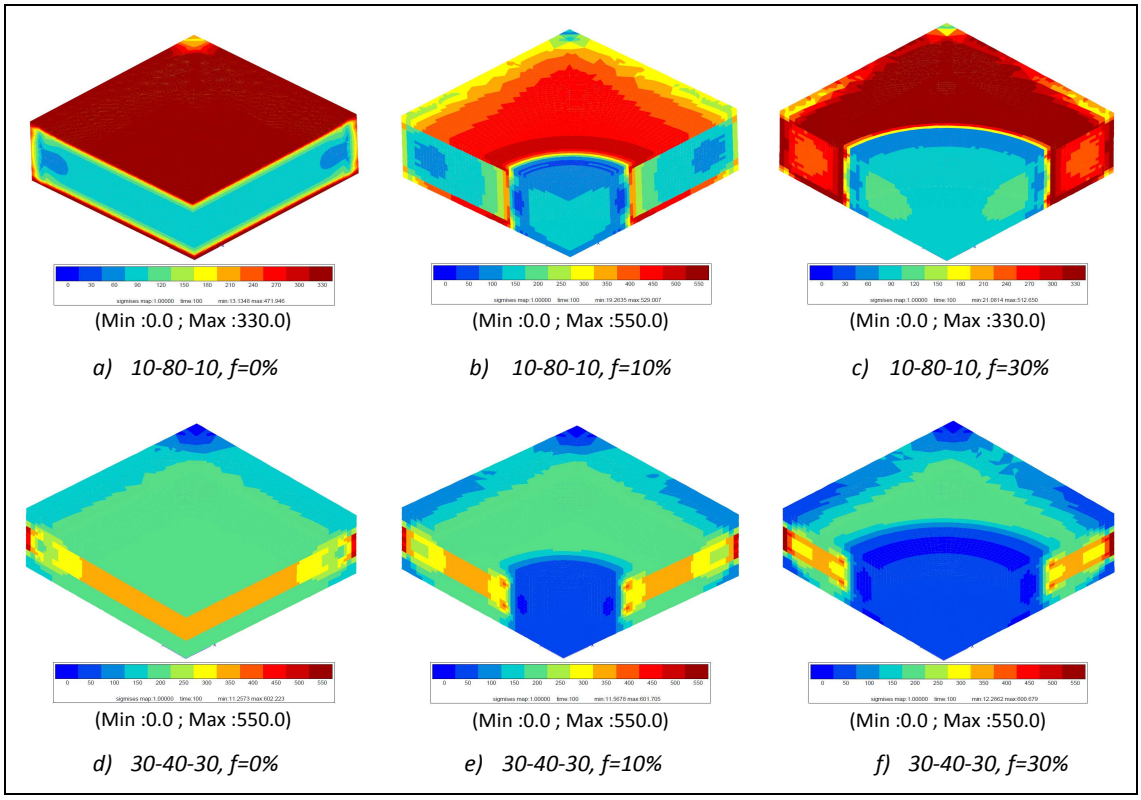


Figure II.34 *: Isovaleurs de la contrainte équivalente de Von Mises dans ¼ du modèle géométrique, influence de l'épaisseur de MDTL et la fraction de ponts thermiques (T=200 °C)*

Dans un premier temps, nous montrons la distribution de la contrainte équivalente de Von Mises dans les substrats Cu/$FeNi_{36}$/Cu. Nous prenons deux cas typiques : 10-80-10 et 30-40-30 dont les fractions de ponts thermiques sont 0% et 30%. La figure II.34 illustre la distribution de contrainte équivalente de Von Mises au point de Gauss dans les substrats architecturés. Nous pouvons constater:

- Dans le cas des substrats sans ponts thermiques (figures II.34-a et II.34-d), une concentration de contraintes dans une zone proche des bords est en accord avec les études antérieures [19, 20] réalisées sur les assemblages multicouches. On signale également que l'écart entre les contraintes dans les zones riches en cuivre et celles en MDTL diminue lorsque les épaisseurs de couches se rapprochent. Par exemple, pour le substrat 10-80-10, les contraintes Von Mises dans le cuivre sont 3 fois plus élevées que celles dans le $FeNi_{36}$. En revanche pour le substrat 30-40-30, ces contraintes sont 1.5 fois plus élevées dans $FeNi_{36}$ que dans le cuivre.

- Pour le substrat à ponts thermiques et à forte épaisseur de MDTL (figures II.34-b et II.34-c), on constate une concentration des contraintes dans les plans de jonction. Ces plans sont les interfaces entre les couches en cuivre et celles en MDTL d'une part et d'autre part les

interfaces entre les ponts thermiques et le reste de la structure, et exceptionnellement dans la ligne de jonction triple « MDTL-Couche de Cuivre-Ponts thermique ».

- Pour le substrat à ponts thermiques et à moyenne épaisseur du MDTL (figures II.34-e et II.34-f) : nous illustrons une répartition beaucoup plus homogène des contraintes entre le MDTL et le cuivre. Cette cohérence est due principalement au fait que l'alliage $FeNi_{36}$ présente des propriétés mécaniques très proches de celles du cuivre. De toute façon, les ponts thermiques restent les zones les moins sollicitées.

A la suite de ces constatations, nous avons analysé les contraintes principales dans le plan d'assemblage et dans la direction transversale en faisant évoluer la taille de pont thermique située au milieu du substrat. Nous tentons à ce niveau de mieux comprendre l'influence de ces ponts sur le comportement mécanique du substrat. Les figures II.35 et II.36 illustrent l'évolution de la contrainte $\sigma_{11_{max}}$ en fonction de la fraction surfacique de ponts thermiques pour les substrats en Cu/Mo/Cu et Cu/$FeNi_{36}$/Cu. Également, nous montrons la variation de la contrainte $\sigma_{33_{max}}$ sur les figures II.37 et II.38. D'abord sur les figures II.35 et II.36, les contraintes dans la plan d'assemblage ($\sigma_{11_{max}}$) augmentent avec la fraction surfacique de ponts thermiques. Cette augmentation est d'autant plus faible que l'épaisseur de MDTL est faible. Un point d'inflexion a été observé pour une fraction proche de 50%. Ce point indique une permutation de rôle entre le cuivre et le MDTL. A partir de ce point, ces sont les couches en cuivre qui gouvernent la rigidité du substrat. En ce qui concerne les contraintes dans la section transversale, nous remarquons d'abord que ces contraintes augmentent brusquement lorsqu'on introduit les ponts thermiques puis elles sont quasi stables. En effet, un rapport de 2 a été déterminé entre les contraintes dans une structure sans pont thermique et une autre avec une fraction de 10%. D'autre part, nous signalons que les contraintes transversales dans les substrats Cu/$FeNi_{36}$/Cu restent moins sensibles à la variation d'épaisseur du MDTL par rapport aux substrats Cu/Mo/Cu.

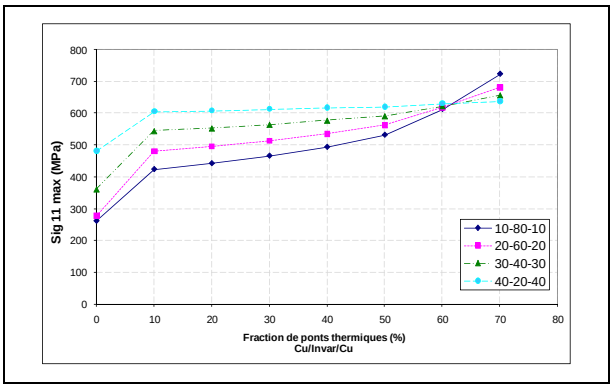


Figure II.35 *: Influence de la fraction surfacique de ponts thermiques sur les contraintes* $\sigma_{11_{max}}$ *dans les substrats Cu/$FeNi_{36}$/Cu.*

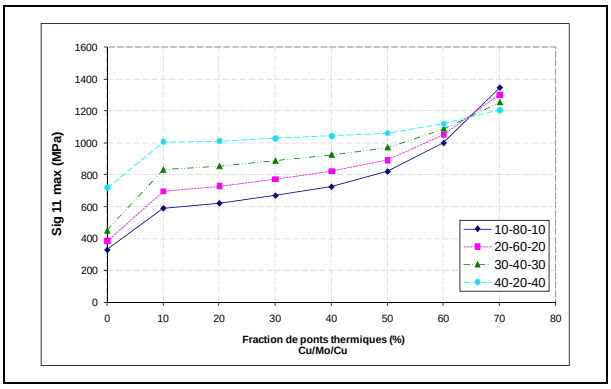


Figure II.36 *: Influence de la fraction surfacique de ponts thermiques sur les contraintes* $\sigma_{11_{max}}$ *dans les substrats Cu/Mo/Cu.*

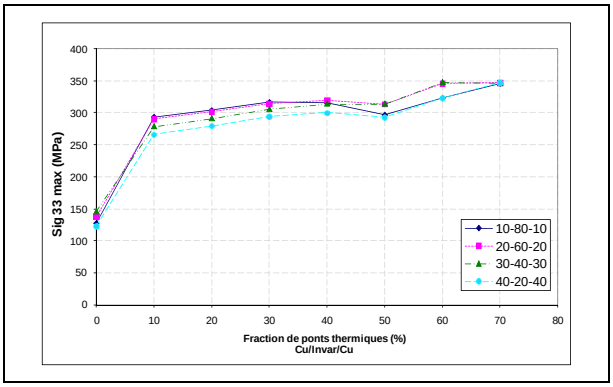


Figure II.37 *: Influence de la fraction surfacique de ponts thermiques sur les contraintes* $\sigma_{33_{max}}$ *dans les substrats Cu/FeNi$_{36}$/Cu.*

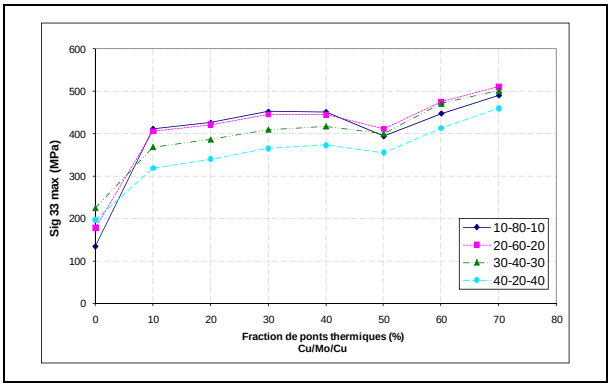


Figure II.38 *: Influence de la fraction surfacique de ponts thermiques sur les contraintes* $\sigma_{33_{max}}$ *dans les substrats Cu/Mo/Cu.*

Il est vraisemblable que les contraintes dans la structure sont liées à la « taille » de l'interface entre le matériau conducteur Cu et le MDTL ainsi qu'à la différence de rigidité. En effet, la section de l'interface dans le plan (A_{xy}) est nettement supérieure à celle dans la direction Z (A_z). La taille de l'interface dans le plan d'assemblage est donnée par l'équation suivante :

$$A_{xy} = (1 - f)a^2 \qquad [2\text{-}36]$$

Alors la taille de l'interface dans la direction des ponts thermiques est déterminée par l'équation suivante :

$$A_Z = 2.a.m\sqrt{\pi f} \qquad [2\text{-}37]$$

avec a la largeur du modèle géométrique (a=10mm), f la fraction de ponts thermiques (0.0<f<0.7) et m l'épaisseur de la couche interne (0.3<m<0.9 mm pour une épaisseur totale du substrat égale à 1.5 mm). Quelle que soit la fraction de ponts thermiques et l'épaisseur du MDTL, le calcul montre que la taille d'interface dans le plan reste toujours nettement supérieure à celle de la section transverse.

$$A_{XY} > A_Z, \forall m, \forall f$$

C'est ainsi qu'on peut expliquer la différence de sensibilité entre les contraintes longitudinales et les contraintes transversales par rapport aux deux facteurs de la structure (la fraction de ponts thermiques et l'épaisseur du MDTL).

4.10.2- Contraintes dans le substrat architecturé soumis à un flux thermique constant.

En réalité, dans un assemblage mécatronique, la température du substrat est hétérogène. En effet, le flux thermique se propage à travers la structure des zones chaudes vers les zones froides. Ce flux thermique généré par la puce traverse le substrat de la face supérieure vers la face inférieure. Or, le

substrat architecturé présente un profil de composition dans les trois directions. D'évidence, les contraintes dans la structure seront différentes de celles analysées précédemment en considérant une température identique pour tous points de la structure.

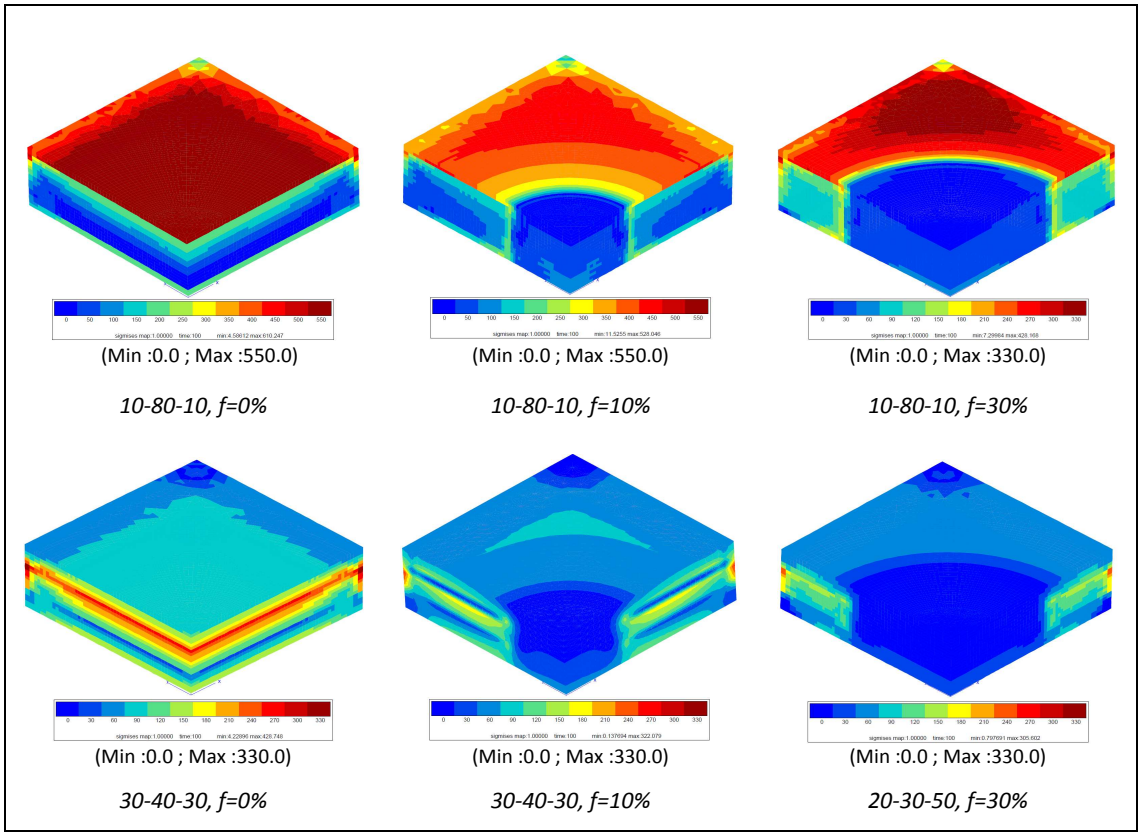


Figure II.39 *: Isovaleurs de contrainte équivalente de Von Mises dans ¼ du modèle géométrique effet de l'épaisseur de MDTL et la fraction de ponts thermiques (flux=300 W/cm²)*

La figure II.39 illustre les isovaleurs de contrainte équivalente de Von Mises dans les substrats Cu/$FeNi_{36}$/Cu 10-80-10 et 30-40-30. Cette figure montre que :

- les contraintes ne sont plus symétriques par rapport au plan milieu du substrat, bien que la structure soit symétrique. Néanmoins les interfaces Cu-$FeNi_{36}$ restent les endroits les plus sollicités dans les deux cas.
- l'effet de bord est présent et se traduit par une augmentation brusque et locale des contraintes.
- pour une épaisseur donnée de MDTL, la contrainte de Von Mises diminue quand la fraction surfacique de ponts thermiques augmente. Par exemple dans le substrat 10-80-10, les

contraintes maximales sont de 610, 528 et 428 MPa respectivement pour *f* égale à 0, 10 et 30%.

- pour une fraction surfacique de ponts thermiques donnée, la contrainte de Von Mises diminue quand l'épaisseur de MDTL augmente. A titre d'exemple, les contraintes sont de 305 MPa et 428 MPa respectivement pour *m* égale 0,6 mm et 1,2 mm.
- les ponts thermiques restent les endroits les moins sollicités dans la structure. Par analogie avec les cartes de température, nous avons montré que ces zones sont les plus froides et leur déformation thermique est très faible. Alors que la couche de MDTL s'échauffe rapidement et les déformations thermiques deviennent importantes.

Si le substrat est soumis à un flux thermique cyclique, on a intérêt à réduire ces contraintes pour augmenter la durée de vie de la structure. Les isovaleurs de contraintes présentées par la figure II.39 montrent que les structures à forte épaisseur de MDTL sont les plus sollicitées, et l'introduction des ponts thermiques aide à réduire ces contraintes. En revanche, on constate que les contraintes sont dissymétriques par rapport au plan longitudinal du substrat. Donc, on peut améliorer l'équilibre mécanique du substrat en utilisant des structures dissymétriques. La dissymétrie permet à la fois de gérer mieux la répartition de la chaleur et les déformations.

4.11- Performance thermique et configuration optimale du substrat architecturé.

Nous avons défini auparavant un facteur de performance thermique pour déterminer la configuration optimale. Les résultats présentés ont été obtenus par la modélisation du comportement thermique du substrat architecturé. La figure II.40 illustre le facteur de performance thermique pour les différentes configurations étudiées. Il est important de rappeler que ce facteur est une valeur subjective définie en fonction des conductivités et des dilatations thermiques homogénéisées. Le facteur de performance ne comprend pas le comportement mécanique du substrat dont nous avons montré l'importance précédemment. Une telle approche, pour la détermination de la configuration optimale, reste une première évaluation de la capacité de la structure à répondre aux exigences fonctionnelles. Notamment, il existe d'autres méthodes possibles comme celle qui utilise une pondération des coefficients en fonction de leur niveau d'importance dans le fonctionnement du système. D'autres études ont utilisé une méthode de recherche opérationnelle afin de déterminer les variables d'une fonction à optimiser, en se basant sur une équation de premier ordre. Dans notre approche, on se limitera à une analyse de la présentation graphique du facteur de performance thermique.

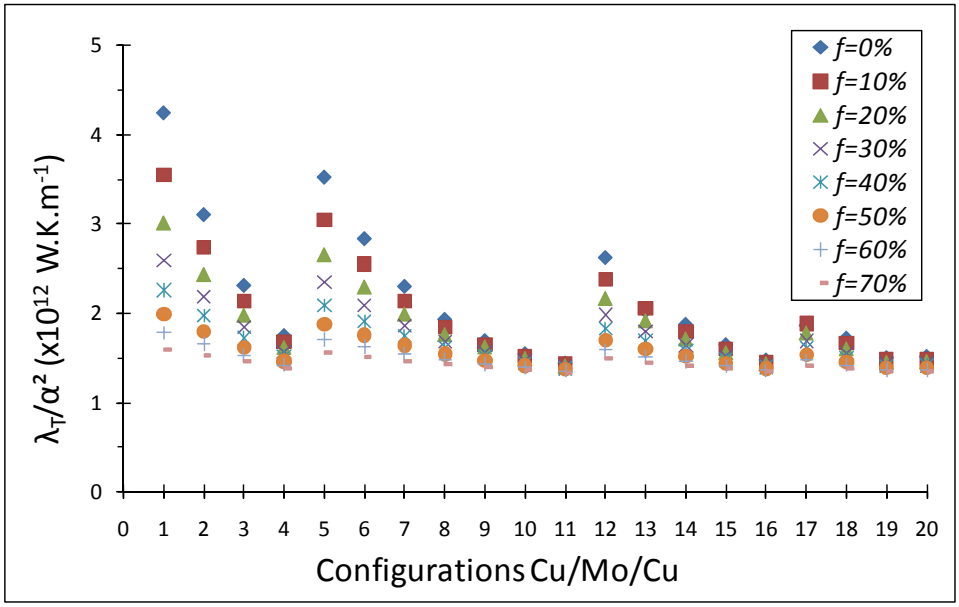
Il semble aussi indispensable d'analyser séparément les facteurs de performance thermique pour les substrats avec une couche intermédiaire en alliage $FeNi_{36}$ et celle en Mo, en raison de la différence importante entre les valeurs. Sur la figure II.40-a, on constate que les substrats Cu/Mo/Cu présentent des facteurs de performance quasi-identiques, particulièrement pour les substrats à forte épaisseur de la couche supérieure en cuivre. Les ponts thermiques n'apportent pas d'amélioration significative sur ce couple de matériaux (Cu-Mo). D'ailleurs, pour certaines configurations, les ponts thermiques augmentent considérablement la dilatabilité thermique sans accroissement notable de la conductivité thermique. Ceci explique pourquoi par exemple la configuration Cu/Mo/Cu 10-80-10 sans pont thermique présente un facteur de performance thermique supérieure à celle avec ponts thermiques.

Pour les substrats Cu/$FeNi_{36}$/Cu, le facteur de performance thermique est maximal pour les configurations à haute fraction de ponts thermiques (70%). Pour une épaisseur donnée de la couche supérieure en cuivre, le facteur de performance le plus élevé est celui de la configuration qui a une épaisseur importante de la couche inférieure en cuivre.

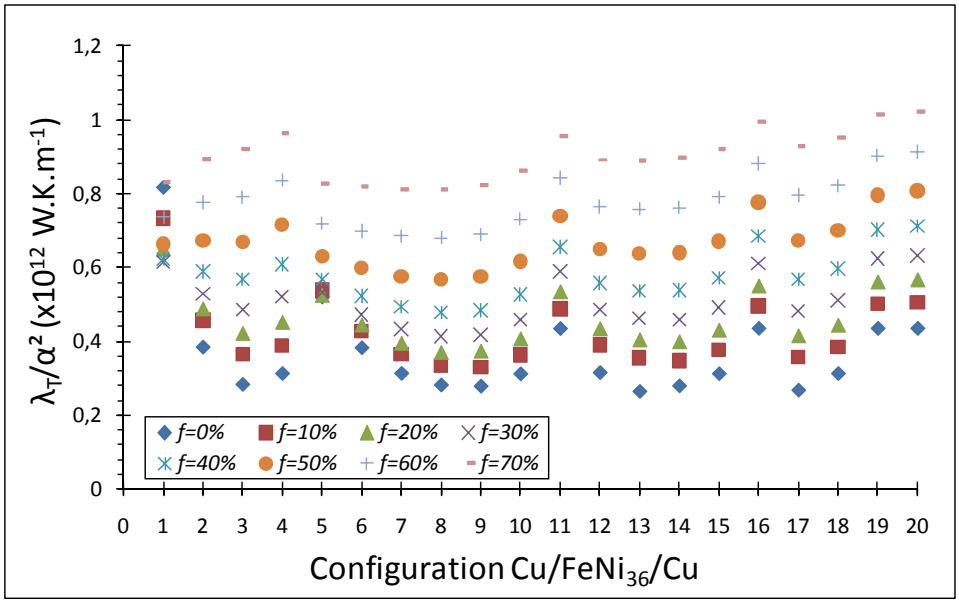
D'une manière générale, il n'existe pas une seule configuration optimale. De nombreux substrats présentent des facteurs de performance très proches. Pour cette raison, nous avons introduit d'autres critères pour sélectionner la solution finale. En effet, seuls les substrats qui remplissent les fonctions suivantes ont été retenus :

- l'épaisseur de la couche supérieure en cuivre doit être supérieure à 300 µm (> 20%) pour que la couche interne ne perturbe pas la fonction électrique du substrat.
- la dilatabilité thermique doit être inférieure à 11. 10^{-6}/K.

Finalement, les configurations retenues pour le substrat Cu/$FeNi_{36}$/Cu sont dans l'ordre décroissant: (*20-30-50, f=20%*), (*20-60-20, f=20%*) et (*30-40-30, f=20%*).



a) Performance thermique pour les substrat Cu/Mo/Cu



b) Performance thermique pour les substrat Cu/$FeNi_{36}$/Cu

Configuration	**1**	**2**	**3**	**4**	**5**	**6**	**7**	**8**	**9**	**10**	**11**	**12**	**13**	**14**	**15**	**16**	**17**	**18**	**19**	**20**
Cu sup (%)	10	20	30	40	10	10	10	10	10	10	10	20	20	20	20	20	30	30	30	40
$FeNi_{36}$/Mo(%)	80	60	40	20	70	60	50	40	30	20	10	50	40	30	20	10	30	20	10	10
Cu inf (%)	10	20	30	40	20	30	40	50	60	70	80	30	40	50	60	70	40	50	60	50

***Figure II.40**: Facteur de performance thermique pour les substrats architecturés*

4.12- Influence du nombre de couches sur la thermique du substrat architecturé.

Dans cette section nous expliquons la raison pour laquelle nous avons traité uniquement les substrats à trois couches. En effet, on s'intéresse maintenant à l'influence du nombre de couches sur les propriétés du substrat architecturé. Nous considérons deux types de substrats : les substrats à 3 couches et ceux à 5 couches. Les dimensions du modèle géométrique sont : une épaisseur de 1.5 mm et une surface de 9 mm² (3x3 mm). Les trois cas étudiés sont symétriques et présentent les mêmes proportions de cuivre et de MDTL dans l'épaisseur, ainsi que la même fraction surfacique de ponts thermiques (17.5%).

Tableau II.5 : *Influence de nombre de couche sur les propriétés du substrat*

Desig	**Couple**	**Configuration**		**F (%)**	**α_{xy} (10^{-6}/K)**	**α_z (10^{-6}/K)**	**K_Z (W/m.K)**
		(x10 .mm)	**(%)**				
A	Cu-$FeNi_{36}$	4.5/6/4.5	30/40/30	0	11.08	12.62	34.85
AT	Cu-$FeNi_{36}$	4.5/6/4.5	30/40/30	17.5	12.25	13.48	61.18
B	Cu-$FeNi_{36}$	3/3/3/3/3	20/20/20/20/20	0	11.07	12.70	34.84
BT	Cu-$FeNi_{36}$	3/3/3/3/3	20/20/20/20/20	17.5	12,26	13.52	64.69
C	Cu-$FeNi_{36}$	2/3/5/3/2	16.7/20/33.3/20/16.7	0	11.07	12.70	34.84
CT	Cu-$FeNi_{36}$	2/3/5/3/2	13.3/20/33.3/20/13.3	17.5	12.21	11.28	64.06

Le tableau II.5 illustre les propriétés thermiques homogénéisées obtenues par modélisation numérique pour les trois cas étudiés. D'après ce tableau, on constate que le nombre de couches n'a pratiquement pas d'influence significative sur les propriétés thermiques des substrats.

Analysons maintenant l'influence de nombre de couches et l'ordre d'empilement sur la température maximale du substrat. Pour ceci, un flux thermique égal à 300 W/cm² a été imposé sur la surface supérieure du modèle géométrique. La face inférieure du substrat peut échanger de la chaleur par convection avec l'air environnant dont *h* est le coefficient d'échange thermique, *h=62.2 W/m²*.

D'abord, on remarque que le nombre et l'ordre d'empilement des couches ne modifient pas la température maximale des substrats sans ponts thermiques, figure II.41. En effet, les substrats sans pont thermique « A » et « B » et « C » qui correspondent respectivement aux configurations 4.5.6/4.5, 3/3/3/3/3 et 2/3/5/3/2 présentent une température maximale d'environ 428°C. L'introduction de ponts thermiques (*f=17.5%*) baisse considérablement la température maximale et différemment pour chaque configuration. Cette baisse est plus importante pour le substrat « AT » par rapport aux substrats « BT » et « CT ». Dans le premier cas, la différence de température entre les substrats « sans » et « avec » ponts thermiques est d'environ 172°C. Pour les substrats à cinq couches, les différences de température sont 144°C et 130°C respectivement pour les configurations « BT » et « CT ». Il apparait que les substrats à trois couches et à forte épaisseur de la couche

supérieure en cuivre sont les plus avantageux pour la thermique. Entre les deux configurations « BT » et « CT », un gain de 12°C a été déterminé pour une meilleure répartition des épaisseurs. Finalement, nous favorisons l'utilisation des substrats à 3 couches pour des raisons technologiques. Dans le chapitre suivant, nous étudierons uniquement la fabrication de substrats à 3 couches.

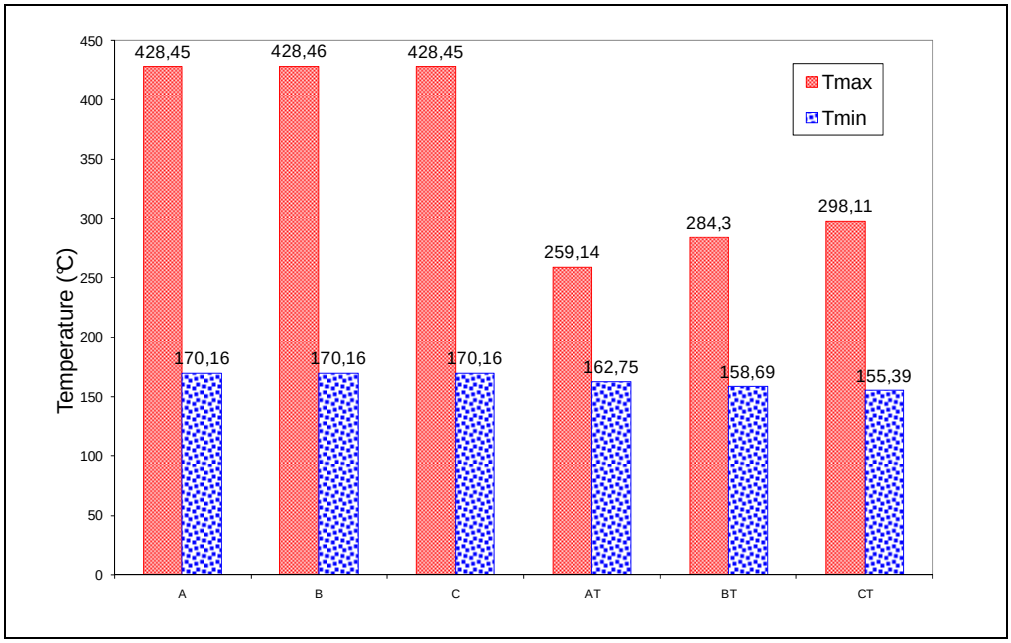


***Figure II.41**: Température maximale dans les substrats à 5 couches*
(Cu/FeNi$_{36}$/Cu/FeNi$_{36}$/Cu)
A : 4.5/6/4.5, f=0% ; AT : 4.5/6/4.5, f=17.5%
B :3/3/3/3 /3, f=0% ; BT :3/3/3/3 /3, f=17.5%
C :2/3/5/3 /2, f=0% ; CT :2/3/5/3 /2, f=17.5%

5- Risques associés au développement du substrat architecturé.

Dans cette partie nous signalons deux aspects liés à la structure du substrat architecturé à ponts thermiques. Le premier aspect consiste en un risque de déformation indésirable lié directement à un assemblage multi-matériaux. Le deuxième aspect concerne la faisabilité de réalisation du substrat et les limites technologiques ainsi que les évolutions structurales du matériau.

5.1- Risque de déformation indésirable

La forme d'un matériau est liée à l'absence des contraintes internes. En général, quel que soit le procédé de fabrication utilisé, l'assemblage de plusieurs matériaux induit des contraintes résiduelles dans la structure. Ces contraintes peuvent perturber la forme de la structure et le substrat se déforme en dissipant l'énergie emmagasinée. Pour les substrats dissymétriques à ponts thermiques, nous pouvons imaginer une déformation en flexion de la structure. La dissymétrie de la structure conduit à une perte de planéité, figure II.42. Si les contraintes résiduelles sont importantes, on peut voir apparaitre un délaminage entre les différentes couches.

La déformation de la structure ne se limite pas uniquement aux substrats dissymétriques, mais elle peut être présente dans les substrats symétriques. Lorsque la distribution de ces contraintes est hétérogène, elle peut provoquer la distorsion de la structure, figure II.43.

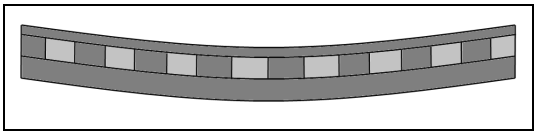


Figure II.42 *: Flexion du substrat à ponts thermiques*

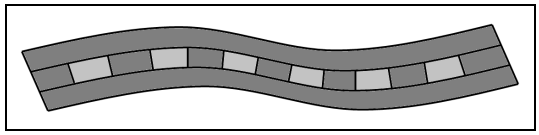


Figure II.43 *: Distorsion du substrat à ponts thermiques*

5.2- Risque technologique de l'obtention du substrat à ponts thermiques

Ces risques sont liés à la mise en place d'un nouveau produit et sont :

- faisabilité de fabrication du produit : le procédé d'obtention du substrat à ponts thermiques n'est pas encore défini, mais deux questions principales peuvent être posées : comment peut-on remplacer localement le MDTL, particulièrement pour des petits diamètres (~1 à 2 mm), et comment peut-on développer des liaisons solides entre les différents composants du substrat? Nous tenterons de répondre à ces deux questions dans le prochain chapitre.

- Limitation technologique : d'abord, celles liées à la taille des séries. En effet, le procédé d'obtention du substrat à ponts thermiques pour application automobile doit être adapté à la production en grande série (10^6 pièces/an). On ne peut pas utiliser les procédés spécifiques qui

sont relativement chers ou des techniques adaptées uniquement aux moyennes séries. En outre, nous pouvons nous trouver face à une limitation technologique même dans le cas des procédés destinés à la grande série. A titre d'exemple pour la découpe mécanique, la taille de la surface minimale est définie en fonction de l'épaisseur de la bande et la résistance des matériaux. Ceci indique qu'il est pratiquement impossible de découper des trous de faible diamètre dans des bandes épaisses en MDTL.

5.3- Conclusion

Nous avons évoqué certains risques qui peuvent empêcher le substrat « optimisé » de remplir correctement ses fonctions, et d'autres risques associés à des limitations technologiques ou à la faisabilité. L'objectif principal de signaler ces risques est de sensibiliser davantage à des phénomènes imperceptibles en phase de résolution en laboratoire d'un problème industriel par développement d'un matériau architecturé. Dans le chapitre III, nous répondrons à quelques questions en relation avec le comportement thermomécanique du substrat architecturé et le procédé de fabrication correspondant.

6- Conclusion du chapitre II.

Dans ce chapitre nous avons développé une approche de conception d'un matériau architecturé pour les modules électroniques de puissance. Nous avons décrit le substrat idéal en fonction des paramètres géométriques et des propriétés physiques. Nous avons montré également les erreurs et les risques associées au développement de ce substrat.

Tout d'abord, nous avons pu montrer grâce à la modélisation numérique que l'introduction des ponts thermiques dans un substrat multicouche permet d'améliorer la conductivité thermique dans la direction d'évacuation de la chaleur. Cette amélioration est marquée seulement pour le couple Cu-$FeNi_{36}$. Dans le cas du couple Cu-Mo, l'amélioration est peu marquée. La simulation numérique a révélé aussi le rôle de chaque composant de la structure. La première couche en cuivre (couche supérieure) distribue la chaleur sur toute la face supérieure du substrat. Les ponts thermiques accélèrent l'évacuation de ce flux à travers l'épaisseur et perturbent l'équilibre thermique. Le reste de la structure participe peu à l'évacuation de la chaleur. La troisième couche en cuivre redistribue de nouveau ce flux avant d'atteindre la face inférieure du substrat. La couche intermédiaire en MDTL a été insérée dans la structure pour limiter la dilatabilité et améliorer les propriétés mécaniques du substrat. Nous avons montré également que grâce à des structures dissymétriques, on peut améliorer la mécanique du substrat en réduisant les contraintes d'assemblage. La configuration retenue est un substrat Cu/$FeNi_{36}$/Cu (20/30/50) dont la fraction de ponts thermiques est d'environ 20%. Finalement, le calcul mécanique a montré que les contraintes d'assemblage dans les substrats Cu/$FeNi_{36}$/Cu restent inférieures à celles dans les substrats Cu/Mo/Cu. Néanmoins, cet avantage ne permet pas de confirmer une durée de vie d'assemblage Puce-Brasure-Substrat plus longue.

Cependant nous avons mentionné certains risques associés à la structure relativement complexe du substrat. A ce stade, nous devons mettre au point un procédé d'obtention du substrat architecturé pour déterminer expérimentalement ses propriétés. Ceci nous permet par la suite de valider la structure par rapport à la démarche d'optimisation et de déterminer les phénomènes physiques et métallurgiques qui peuvent se produire.

De la fabrication à la caractérisation du substrat architecturé représente le sujet du chapitre suivant pour le développement du substrat architecturé destiné à la mécatronique automobile.

Chapitre III

Substrat architecturé à ponts thermiques

Procédés de mise en œuvre & Propriétés physiques

1- Introduction

Dans le chapitre précédent, nous avons décrit l'approche de conception paramétrée d'un matériau architecturé pour le substrat des modules électroniques de puissance et nous avons procédé à l'optimisation de la structure en fonction de l'ensemble des contraintes définies dans le cahier des charges. Les conclusions de ce chapitre ont établi que la structure finale est un assemblage multicouche et comprend deux couches extérieures en métal conducteur (cuivre) et une couche intérieure perforée en matériau à dilatabilité thermique limitée « MDTL » ($FeNi_{36}$) et des liaisons métalliques en métal conducteur qui relient les deux couches extérieures à travers la couche intérieure. Ces liaisons métalliques sont appelées les « ponts thermiques » et le matériau doit comprendre entre 10 et 25% en fraction volumique de ces dernières. Enfin, la couche supérieure en cuivre doit avoir une épaisseur minimale de 300 µm et les configurations retenues sont Cu/$FeNi_{36}$/Cu 20-30-50, 20-60-20 et 30-40-30 avec f≈20% ("f" la fraction de ponts thermiques).

Dans le chapitre présent, nous avons pour objectif d'identifier le (les) procédé(s) et leurs attributs permettant l'obtention du matériau architecturé. Le choix du (des) procédé (s) dépend de nombreux facteurs : les matériaux utilisés, la forme de la pièce (bande), la précision géométrique recherchée, la cadence (grande série) et le prix de revient.

Dans un premier temps, nous décrirons la démarche utilisée pour trouver un procédé adapté à notre cas. Ensuite, nous présenterons les mécanismes du procédé de fabrication sélectionné et les principales étapes depuis la préparation des faces jusqu'au recuit de consolidation. Puis, nous aborderons, à chaque étape, les mécanismes d'adhésion entre les différents composants de la structure. Enfin, nous présenterons la méthode employée pour définir les paramètres de fabrication (température, temps, etc.).

Dans un deuxième temps, nous présenterons les moyens expérimentaux utilisés pour caractériser le matériau. La conductivité thermique, la dilatabilité et les propriétés électriques sont les principales caractéristiques examinées afin de valider le matériau architecturé par rapport aux contraintes du cahier des charges. Nous analyserons également l'influence de certains défauts sur les performances du substrat.

Dans un troisième temps, nous traitons l'aspect industrialisation du substrat. Dans ce paragraphe, nous présenterons les travaux de pré-industrialisation réalisés avec nos partenaires permettant de progresser vers l'industrialisation du substrat architecturé.

2- Méthode proposée pour la fabrication du substrat à ponts thermiques

2.1- Introduction

La réalisation d'un substrat à ponts thermiques nécessite une bonne connaissance des procédés industriels de mise en forme et une maitrise du comportement des matériaux employés. D'abord, le choix du procédé doit être compatible avec la nature métallurgique des composants. En effet, chaque procédé possède ses propres attributs qui sont applicables à une catégorie de matériaux. Par exemple, on ne peut pas faire appel à la fonderie lorsque la température de fusion du matériau est inaccessible industriellement. En outre, le procédé de mise en forme doit être capable d'assurer les précisions géométriques de la pièce. A la sortie du procédé, la qualité et la forme de la pièce doivent être conformes à la qualité et à la forme requises. En effet, la rugosité et la précision dimensionnelle de la pièce sont des critères permettant de valider la réussite du procédé. D'autre part, le procédé doit garantir également l'obtention de la structure demandée sans entraîner des modifications considérables de la filière actuelle. Pour illustrer ce point, nous prenons par exemple l'assemblage par soudage. Dans ce cas, la zone affectée thermiquement (ZAT) présente des propriétés différentes du reste du matériau, ceci peut modifier la fonctionnalité de la pièce.

En pratique, il est souvent nécessaire de recourir à plusieurs procédés pour obtenir la pièce finale. L'ensemble des procédés choisis présente « la chaine de production». Chaque procédé permet de réaliser une tache précise dans le cycle de fabrication. Pour cela, nous classons les procédés selon deux catégories : les procédés primaires sont ceux qui donnent la forme générale de la pièce et les procédés secondaires sont ceux qui apportent des modifications sur la pièce afin d'améliorer une (des) caractéristique (s) spécifique (s). Lors de la détermination de la chaine de production, il est important de prévoir les différents phénomènes qui peuvent se produire à chaque étape de la mise en forme. Ces phénomènes peuvent être par exemple une réaction chimique qui donne lieu à un nouveau composé ou encore une perte de la structure initiale à cause des contraintes résiduelles importantes qui conduisent à une distorsion de la pièce.

Le substrat est un matériau architecturé polyphasé dans lequel chaque phase possède ses propres propriétés (mécaniques, physiques, thermiques, etc.). Le procédé de mise en forme doit prendre en considération les propriétés des matériaux sélectionnés (le cuivre et alliage $FeNi_{36}$). Dans la suite de ce paragraphe, nous décrirons la démarche utilisée pour déterminer l'ensemble des procédés de mise en forme.

2.2-Détermination du procédé d'obtention

Pour définir un procédé de mise en forme du substrat architecturé, nous définissons d'abord la cellule élémentaire qui présente le matériau global. Ensuite nous dissocions cette cellule élémentaire en sous-domaines. Une cellule élémentaire du substrat architecturé comprend quatre composants :

une couche supérieure (Cu), une couche intermédiaire perforée ($FeNi_{36}$), une couche inférieure (Cu) et un pont thermique (Cu), figure III.1.

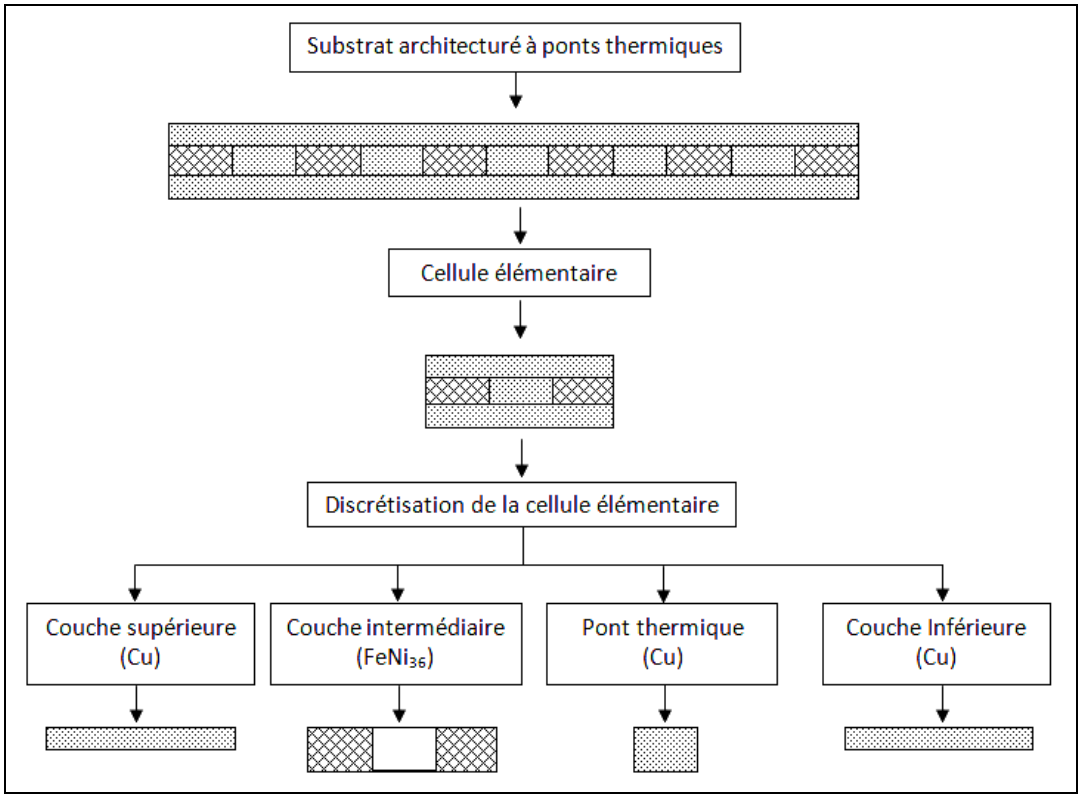


***Figure III.1**: Discrétisation du substrat architecturé en sous-domaines*

Pour obtenir la structure finale, le procédé de fabrication doit développer une adhésion entre les quatre composants. L'adhésion peut être mécanique ou chimique. Quelle que soit la nature de l'adhésion, le plus important ici est d'assurer une continuité de la matière entre les différentes phases pour conserver les propriétés de la structure et obtenir la robustesse mécanique.

Maintenant, rappelons que le matériau contient trois éléments principaux : le cuivre, le fer et le nickel. Pour obtenir une adhésion chimique, les trois éléments doivent être miscibles. La figure III.2 indique pour chaque couple de métaux la solubilité mutuelle. Pour le couple Fe-Cu, la solubilité relative du cuivre dans le fer est comprise entre 0,1 et 1%. Pour Ni-Cu, la solubilité relative est nettement plus importante et supérieure à 1% (100% dans une large gamme de température). Ce diagramme suggère la possibilité de développer une adhésion chimique entre les couches en cuivre et celle en $FeNi_{36}$. En effet, la présence de ces trois éléments donne lieu à des composés intermétalliques (diagramme de phase Cu-Fe-Ni).

	W	Mo	Cr	Co	Ni	Fe	Nb	Pt	Zr	Ti	Cu	Au	Ag	Al	Zn	Mg	Cd	Sn	Pb	In
In					Ξ			X	X	Ξ	Ξ	X	X		Ξ	X	X	X	X	Ψ
Pb								X	X	X			Ξ			Ξ	Ξ	X	Ψ	
Sn	Ξ			Ξ	Ξ		Ξ	X	Ξ	X	Ξ	X	X		Ξ		X	Ψ		
Cd			Ξ	Ξ				X	X	Ξ	Ξ	X	X		X	X	Ψ			
Mg		Ξ		Ξ					X		X	X	X	X	Ξ	Ψ				
Zn		Ξ	X	X	X	X		X		Ξ	X	X	X	X	Ψ					
Al	X	Ξ	X	Ξ	X	X	X	Ξ	Ξ	X	X	X	X	Ψ						
Ag								X	Ξ	X	Ξ	X	Ψ							
Au	X	Ξ	X	Ξ	X	X		X	X	Ξ	X	Ψ								
Cu				X	X	Ξ		X	X	Ξ	Ψ									
Ti	X	X	X	Ξ	X	X	X	X	X	Ψ										
Zr	Ξ	X	Ξ	X	Ξ		X	Ξ	Ψ											
P	X	X	X	X	X	X	X	Ψ												
Nb	X	X	X	X	X	X	Ψ													
Fe	X	X	X	X	X	Ψ														
Ni	X	X	X	X	Ψ															
Co	X	X	X	Ψ																
Cr	X	X	Ψ																	
Mo	X	Ψ																		
W	Ψ																			

X : *solubilité solide > 1%*
Ξ : *solubilité du solide entre 0,1 et 1%*
Ψ: *métaux identiques*

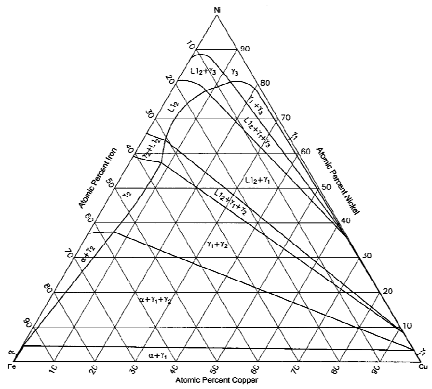


***Figure III.2**: Solubilité relative mutuelle de paires de métaux purs déduit des diagrammes de phase binaires [89], (sont repérés les métaux Fe, Ni, Cu et Mo mentionnées au le chapitre II)*

Rappelons aussi que dans la chaîne de production actuelle des pièces mécatroniques (figure I.1, chapitre I), le substrat est découpé mécaniquement dans une bande métallique. La technique la plus adaptée à l'obtention des bandes métalliques est le laminage. Cette technique est parmi les moins coûteuses. L'alliage $FeNi_{36}$ et le cuivre sont des matériaux ductiles adaptés à la mise en forme par déformation plastique telle que le laminage. Compte tenu des trois points présentés précédemment (assemblage, miscibilité et déformation plastique), nous posons la question suivante : « *Comment peut-on assembler les quatre éléments de la structure et les mettre sous forme d'une bande par le même procédé en utilisant la déformation plastique ?* »

Pour répondre à cette question, nous avons examiné les techniques industrielles permettant de développer une adhésion entre les métaux comme le cuivre et l'alliage $FeNi_{36}$ et d'offrir à la fois un produit plat. Parmi les techniques identifiées, nous nous sommes intéressés particulièrement au placage à froid par « colaminage».

Le colaminage est un procédé d'assemblage relativement simple et ne demande pas une multitude d'opérations. Ce procédé d'assemblage est basé sur la déformation plastique des métaux avec un taux de réduction important (> 50%). Les principaux avantages sont : une grande variété de dimensions de bande, une excellente précision dimensionnelle pour les machines de découpe à haut débit et une qualité de surface exceptionnelle pour les traitements de surface ultérieurs. Il est

important de signaler qu'il existe de nombreuses méthodes de plaquage de deux métaux ou plus. Le colaminage à froid à l'aide d'un laminoir est la plus adaptée à notre cas et de loin la plus économique.

Dans la plupart des cas, le colaminage est utilisé pour assembler (ou encore souder) des bandes métalliques pleines. Or dans le cas présent, le substrat à ponts thermiques présente une structure relativement complexe. La couche interne est perforée pour remplacer localement l'alliage $FeNi_{36}$ par le cuivre afin de créer les ponts thermiques. La difficulté de mise en forme est liée à la présence de ces ponts thermiques. Nous posons donc la question suivante : « *En utilisant le placage à froid, comment peut-on remplir les trous par du cuivre afin d'obtenir des ponts thermiques?* »

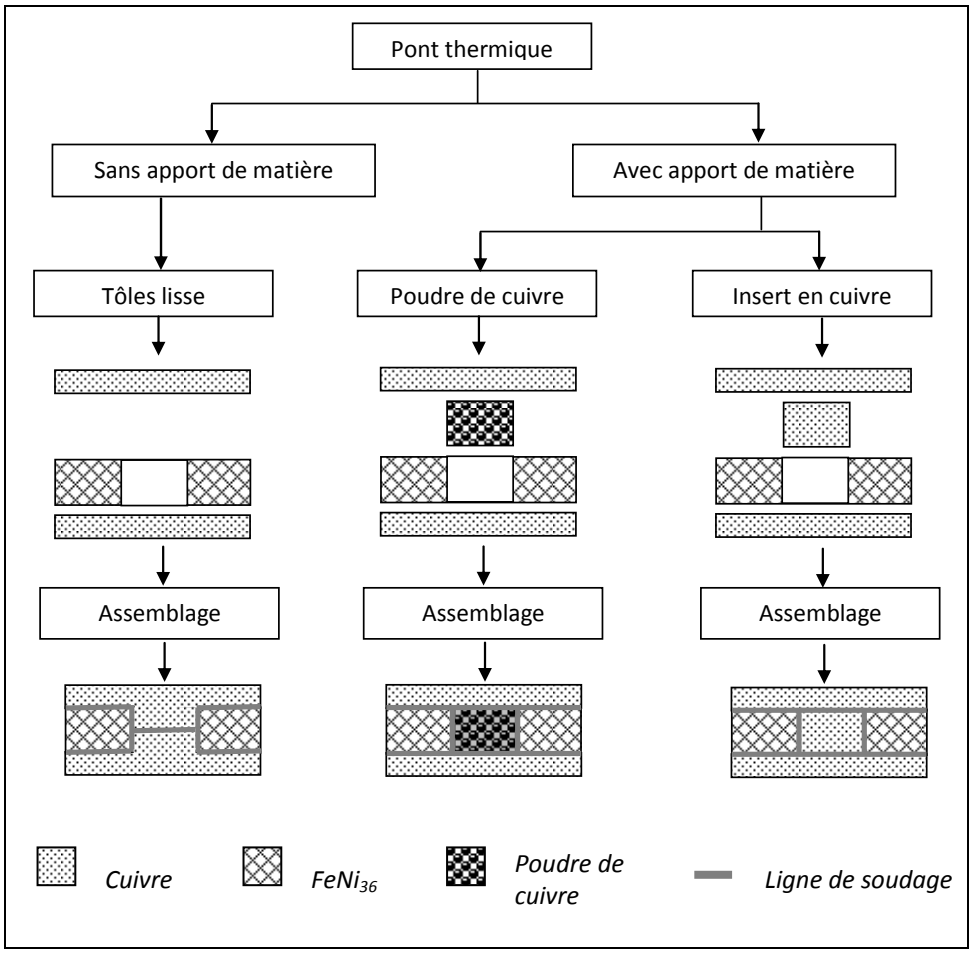


***Figure III.3**: Différents modes d'assemblage afin obtenir un pont thermique*

Pour répondre à cette question, nous proposons deux voies d'assemblage :

- La première dite sans apport de matière,
- La seconde dite avec apport de matière.

Une première manière de remplissage des trous par du cuivre est d'utiliser la déformation plastique des bandes en cuivre. Grâce à la pression exercée par le laminoir, le cuivre des couches extérieures peut pénétrer dans les trous de la bande perforée en remplissant les espaces vides. Dans ce cas, les lignes de soudage se trouvent sur les bords des ponts thermiques et au point d'intersection entre la matière venant de la couche inférieure et celle supérieure, figure III.3.

Pour la deuxième voie, le remplissage des trous par apport de matière se réalise avant le placage. Le cuivre peut être introduit soit sous forme d'une poudre ou une masse dense dite « insert métallique », figure III.3. Dans le premier cas, deux objectifs doivent être assurés : une densification de la poudre par un développement de liaison entre les particules, et un soudage entre la poudre et le reste de la structure. Dans le deuxième cas, le soudage doit être assuré entre l'insert métallique et les autres plaques. L'avantage des inserts par rapport à la poudre est l'absence de porosité. En revanche, les particules en cuivre peuvent suivre plus aisément la déformation des autres bandes lors du colaminage. Pour introduire une poudre métallique dans les trous, nous devrons imaginer un moyen technologique. Pour cela, on peut faire appel à d'autres procédés tels que la « projection dynamique de poudres à froid» ou en anglais le « Cold Spray®» qui conduisent à un insert quasi-dense [90].

En récapitulant, pour fabriquer un substrat à ponts thermiques, il faut avoir au minimum deux bandes en cuivre et une bande perforée en $FeNi_{36}$. Les bandes laminées à froid ou à chaud suivant l'art antérieur connu doivent être à l'état recuit pour supporter ultérieurement un taux de déformation important. Les espaces vides (trous) dans la bande en $FeNi_{36}$ doivent être dispersés d'une manière homogène et doivent posséder une forme géométrique prédéterminée. Par exemple, pour obtenir des ponts thermiques circulaires, les perforations initiales sont elliptiques dont l'axe secondaire est perpendiculaire au sens de colaminage.

Maintenant nous décrivons l'ensemble des étapes de fabrication pour les modes proposés. Nous commençons par le premier mode avec apport de matière en utilisant une poudre de cuivre, figure III.4. Dans la première étape, les deux faces de la bande en $FeNi_{36}$ et une face de chaque bande en cuivre doivent être brossées (étape non présentée). Le brossage permet d'éliminer les contaminations organiques et créer les « languettes » indispensables à l'adhésion par colaminage. On peut utiliser par exemple des brosses métalliques en acier inoxydable dont le diamètre de fils est de 0,3 à 0,5 mm. La vitesse de rotation des brosses peut atteindre 1250 tr/min pour une vitesse d'avance de 60 m/min. Après le brossage, les surfaces doivent être parfaitement propres sans débris ni traces d'huile. Ensuite, la bande en $FeNi_{36}$ (*2*) est superposée sur la bande en cuivre (*3*) (figure III.4-a). Une poudre de cuivre est projetée à haute pression (figure III.4-b). En pratique, la granulométrie typique de la poudre de cuivre est comprise entre 25 et 45 µm et le gaz sous une pression de 30 bars peut être de l'azote ou l'hélium ou un mélange des deux. Souvent, un chauffage du gaz entre 500°C et 600°C permet d'avoir une meilleure densité de la poudre (proche de 8,2 g/cm^3 pour le cuivre). L'excès de matière peut être éliminé par une opération de fraisage rapide (figure III.4-c). Par la suite, un traitement de détensionnement et de consolidation permet de relaxer les

contraintes internes et améliorer l'adhésion. De préférence, ce traitement est effectué sous une atmosphère contrôlée telle que l'azote. Puis, l'ensemble est colaminé avec un rapport de réduction d'au moins 50% (figure III.4-d). Nous reviendrons ultérieurement sur le mécanisme d'adhésion par placage. Des efforts de tension peuvent être appliqués sur le colaminé (7) à la sortie du laminoir (6a et 6b) pour stabiliser la structure (figure III.4-d). Une fois les trois bandes colaminées, des liaisons entre cuivre-cuivre, cuivre-$FeNi_{36}$ et les ponts thermiques sont créées. Enfin, le colaminé doit subir un traitement thermique pour favoriser l'interdiffusion.

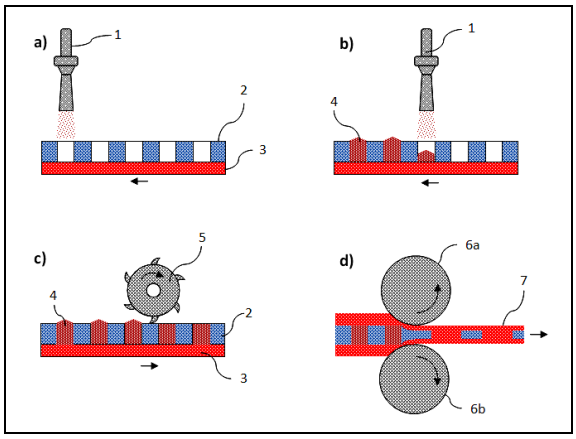


***Figure III.4**: Fabrication d'un substrat à ponts thermiques par Cold Spray®*

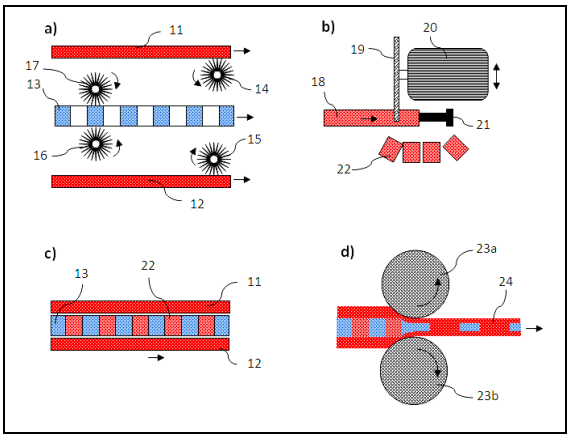


***Figure III.5**: Fabrication d'un substrat à ponts thermiques à l'aide des inserts métallique*

De la même façon que dans le cas précédent, l'obtention du substrat à ponts thermiques à l'aide des inserts métalliques se réalise comme suit : D'abord, une bande perforée en $FeNi_{36}$ (13) et les deux bandes en cuivre (11 et 12) sont brossées à l'aide de brosses métalliques (14, 15, 16 et 17) (figure III.5-a). Les inserts (22) peuvent être découpés dans une barre extrudée (18) en cuivre qui possède la même section que les trous perforés dans la bande en $FeNi_{36}$ (figure III.5-b). Les inserts peuvent être obtenus aussi par d'autres techniques comme la découpe dans une tôle en cuivre. Par la suite, les inserts sont déposés dans les trous de la bande en $FeNi_{36}$ (figure III.5-c). Leur introduction peut être effectuée grâce à un système automatisé. Lorsque l'ensemble passe dans l'entrefer du laminoir (23a et 23b), on obtient un produit composite multicouche à ponts thermiques (24) (figure III.5-d). A ce stade, le composite ne dispose pas encore d'une liaison robuste entre les différents éléments. Le produit peut être ensuite traité thermiquement pour améliorer la jonction.

La dernière méthode proposée pour obtenir un substrat à ponts thermiques consiste à utiliser des tôles lisses. Dans ce cas, la fabrication débute par une opération de découpe (figure III.6-a). Un outil constitué d'un poinçon (42) et d'une matrice (41) permet de perforer la forme souhaitée dans une tôle en MDTL ($FeNi_{36}$) (43). Des brosses métalliques (47) entrainées en rotation (~1250 tr/min) frottent une surface de chaque bande en cuivre (45 et 46) et les deux surfaces de la bande perforée en MDTL (44) afin d'éliminer les contaminations (figure III.6-b). Les épaisseurs des couches en cuivre sont déterminées en prenant en considération la moitié du volume des trous dans la bande en MDTL.

Ce volume des trous s'ajoute d'une manière équivalente aux deux bandes en cuivre. Ensuite, une étape de nettoyage (non présentée) des bandes à l'aide d'air comprimé par exemple est nécessaire pour éliminer tous les débris. Les trois bandes doivent être alors superposées (figure III.6-c) puis colaminées en un seul passage dans l'entrefer du laminoir (48a et 48b) (figure III.6-d). Le rapport de réduction est compris entre 65% et 80%. Un traitement thermique peut être effectué dans un four « statique » ou « dynamique » pour améliorer la zone de transition à l'interface. L'avantage de cette technique par rapport aux autres techniques présentées précédemment est l'utilisation de bandes lisses dites « brutes du laminage ».

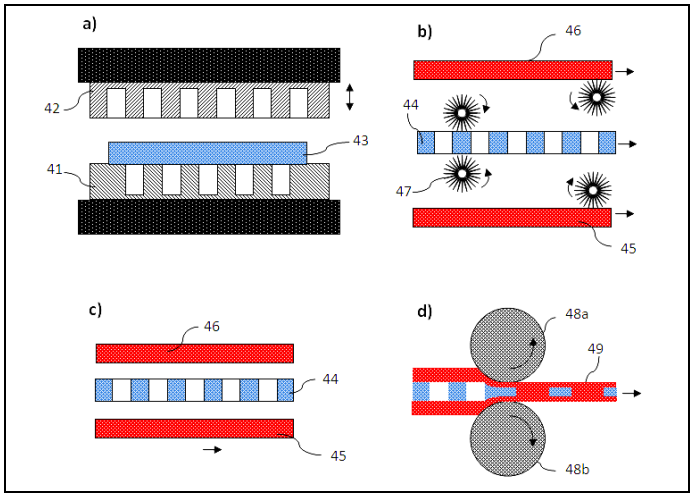


***Figure III.6**: Fabrication d'un substrat à ponts thermiques à l'aide des tôles lisses*

2.3-Conclusion

Nous avons présenté l'approche utilisée pour aboutir à une chaîne de production du substrat à ponts thermiques. Nous avons choisi le colaminage pour mettre en forme le substrat. Ce choix est justifié par les nombreux avantages de ce procédé par rapport à d'autres techniques de mise en forme. Nous avons proposé trois voies différentes afin de remplir les trous par le cuivre : projection de la poudre de cuivre à l'aide de la technique Cold Spray®, l'utilisation d'inserts en cuivre massif et l'utilisation de la déformation plastique des bandes de cuivre.

3- Placage multimatériaux à froid par colaminage

3.1-Introduction

Dans le paragraphe précédent, nous avons sélectionné le procédé du placage à froid par colaminage pour obtenir un substrat à ponts thermiques. Dans ce paragraphe, nous décrivons les principales étapes de colaminage à froid ainsi que les modèles proposés pour la prédiction du mécanisme d'adhérence. D'abord, nous commençons par présenter les différentes méthodes étudiées pour la préparation et le nettoyage de surfaces, et nous montrerons leur influence sur l'adhérence. Ensuite, nous décrirons un mécanisme basé sur la déformation des métaux permettant d'assurer l'assemblage des différents composants. Nous présenterons également les modèles antérieurs pour relier l'adhésion, les paramètres de placage et les propriétés des matériaux. Enfin, nous expliquerons l'intérêt des traitements thermiques, qui succèdent au colaminage.

3.2- Préparation de surface

La préparation des surfaces avant le placage à froid est une étape importante pour la réussite de l'adhésion. Les deux surfaces à plaquer doivent être absolument propres et débarrassées d'un film d'oxyde et des contaminations extérieures [91, 92 et 93] telles que l'huile, la graisse et la vapeur d'eau adsorbée. Ce film empêche l'adhésion en jouant le rôle d'une barrière physique. Plusieurs méthodes de préparation de la surface sont possibles [93, 94, 95, 96, 97, 98 et 99] et de nombreux auteurs ont examiné leur influence sur la qualité de l'adhésion. Trois catégories de préparations de surface sont distinguées : la première consiste en un nettoyage chimique [98 et 99]. Dans ce cas, le produit utilisé est un acide ou un solvant permettant d'éliminer les graisses. Souvent, le produit de nettoyage est adsorbé sur le métal et limite l'adhésion. La deuxième consiste en un nettoyage mécanique. Citons par exemple les travaux de Wodara et al [99] qui ont montré qu'un nettoyage mécanique est plus efficace qu'un nettoyage chimique. La troisième est une combinaison des deux techniques, un nettoyage chimique par un dégraissant, suivi d'un brossage à l'aide d'une brosse métallique. La dernière catégorie a montré des résultats nettement meilleurs que les deux précédents. D'ailleurs, de nombreux auteurs [91, 94, 98, 99, 101, 102, 103 et 104] considèrent cette combinaison comme la méthode la plus efficace. La figure III.7 montre l'effet de différents types de préparation de surface sur la liaison des plaques en aluminium [98]. L'ordre de nettoyage à un effet significatif. En effet, lorsque le nettoyage chimique est suivi d'un brossage mécanique, la résistance mécanique de l'assemblage est plus forte que lorsqu'un nettoyage mécanique est suivi d'un dégraissage, pour un même taux de réduction. Sur cette figure, nous constatons aussi qu'un dégraissage suivi d'un brossage mécanique peut donner de meilleures propriétés de liaison. Dans le cas inverse (un brossage suivi d'un dégraissage), le rapport de réduction est nettement plus élevé pour une contrainte de rupture de l'assemblage donnée. Dans le cas du polissage électrolytique, aucune adhésion n'a été observée même pour un taux de réduction important. Il est important de signaler que le brossage mécanique assure un double rôle : le nettoyage de la surface et la création

de la rugosité nécessaire pour produire des contraintes de cisaillement localisées afin de causer la rupture du film d'oxyde lors du colaminage. Ceci améliore la qualité de liaison, réduit la pression nécessaire pour amorcer l'adhésion et donne une bonne résistance de l'interface [97]. D'autres méthodes de préparation de la surface ont été étudiées dans la recherche d'une méthode optimale en fonction de la nature et les propriétés des matériaux utilisés, comme l'électrodéposition de Ni pour favoriser le colaminage du couple Cu-Cu. Néanmoins, le brossage mécanique reste la méthode adaptée pour le colaminage.

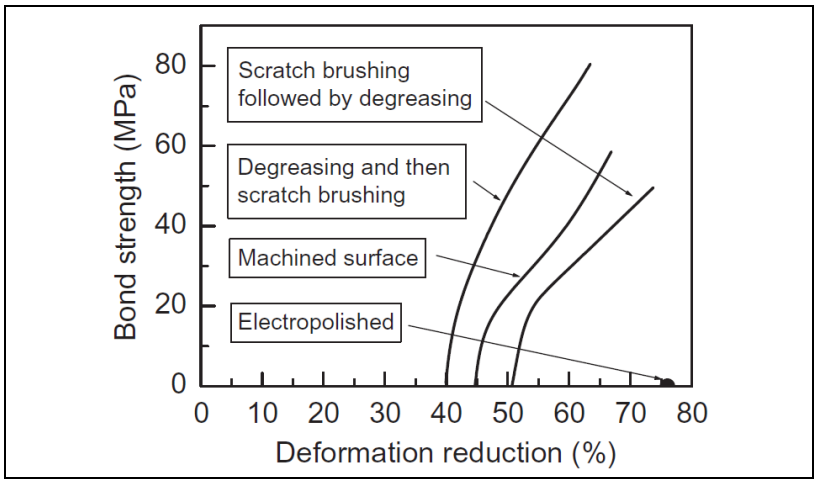


***Figure III.7**: Influence de la méthode de préparation de la surface et du taux de réduction sur la résistance de l'assemblage par déformation de tôles [98].*

Dans la suite, nous nous sommes intéressés uniquement au brossage mécanique et nous expliquerons les mécanismes proposés par les auteurs.

Bay [101] est le premier à présenter la morphologie d'une surface brossée en aluminium à l'aide d'une brosse en acier, figure III.8. Il introduit le mot « languettes » qui remplace ce qui est désigné par les auteurs précédents comme « la couche de couverture ». Ces languettes présentent une couche fragile et dure qui se détériore en phase de placage à cause de la déformation importante. La brosse utilisée est en acier avec un diamètre de poil de 300 µm. Bay considère que chaque poil engendre la formation d'une languette et dégage les dimensions d'une languette : une largeur entre 50 et 100 µm, une longueur de 300 à 400 µm et une épaisseur d'environ 10 à 50 µm. Selon Bay, la fragilité d'une languette est associée à sa dureté qui est nettement supérieure à celle du métal de base (dans le cas de l'aluminium) et aux défauts internes. La dureté d'une languette peut atteindre trois à cinq fois celle du métal de base (Al). D'autres études ont confirmé le brossage comme une opération de nettoyage de la surface et un outil de création des languettes dures et fragiles sur une fraction de la surface brossée comprise entre 35 et 45%. Le reste de la surface est recouvert par un film de contamination constitué d'oxydes et de vapeur d'eau.

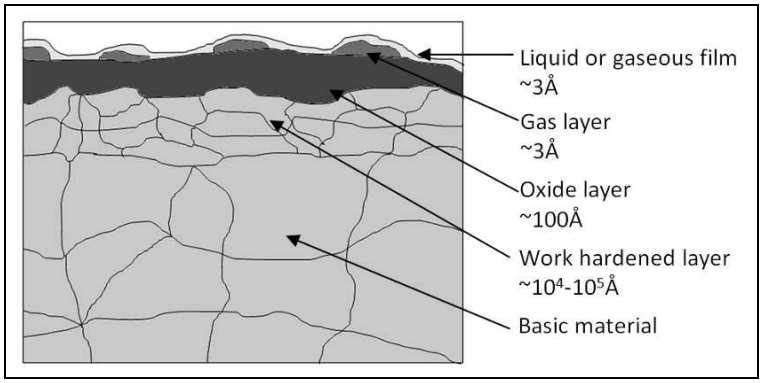


***Figure III.8**: Schématisation d'une surface brossée selon Bay [101].*

3.3- Placage par colaminage : mécanisme d'adhérence

3.3.1 - Principe

Après la préparation des surfaces, le placage se réalise par colaminage simultané de bandes à plaquer. La vitesse de colaminage est définie comme la vitesse de sortie de la bande et elle est souvent de quelques centaines de mètres par heure (de 2 à 8 m/min). Le taux de réduction, c'est-à-dire la différence entre l'épaisseur finale et l'épaisseur initiale divisée par l'épaisseur initiale, est supérieur à 50%. Dans certains cas, une traction peut être appliquée au colaminé à la sortie de laminoir. Cette force a pour rôle de stabiliser le matériau. Sous la pression importante appliquée par le laminoir qui engendre une déformation importante des constituants, les matériaux s'échauffent et la température est comprise entre 80 et 200°C selon la nuance et la réduction. Lors du refroidissement, des contraintes internes se développent et conduisent à un arc-boutement de la bande appelé « *l'effet de bilame* », sensible si elle n'est pas symétrique.

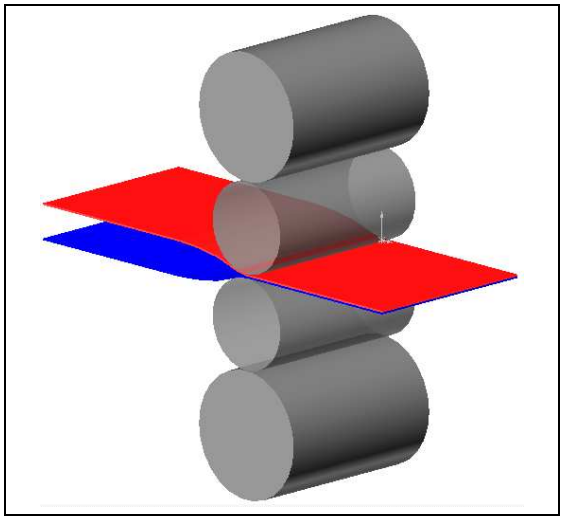


***Figure III.9**: Placage à froid par colaminage.*

La figure III.9 présente le principe de production d'un matériau bicouche par colaminage à froid. Dans le processus de fabrication, les deux feuilles métalliques sont empilées et passent ensuite ensemble entre les deux cylindres du laminoir. Le taux de déformation est suffisamment important de manière qu'une liaison entre les feuilles métalliques se produit. Le rapport de réduction élevé (généralement > 50%) produit l'échauffement des matériaux par déformation plastique, brise les films d'oxydes et expose une matière vierge nécessaire pour l'adhésion. En général, le colaminage est suivi d'un traitement de recuit et de consolidation pour développer une liaison métallurgique forte entre les différents composants à l'interface. De nombreuses études ont été réalisées sur différents couples de matériaux. La figure III.10 présente sous forme matricielle les différents couples de matériaux qui peuvent être colaminés [105].

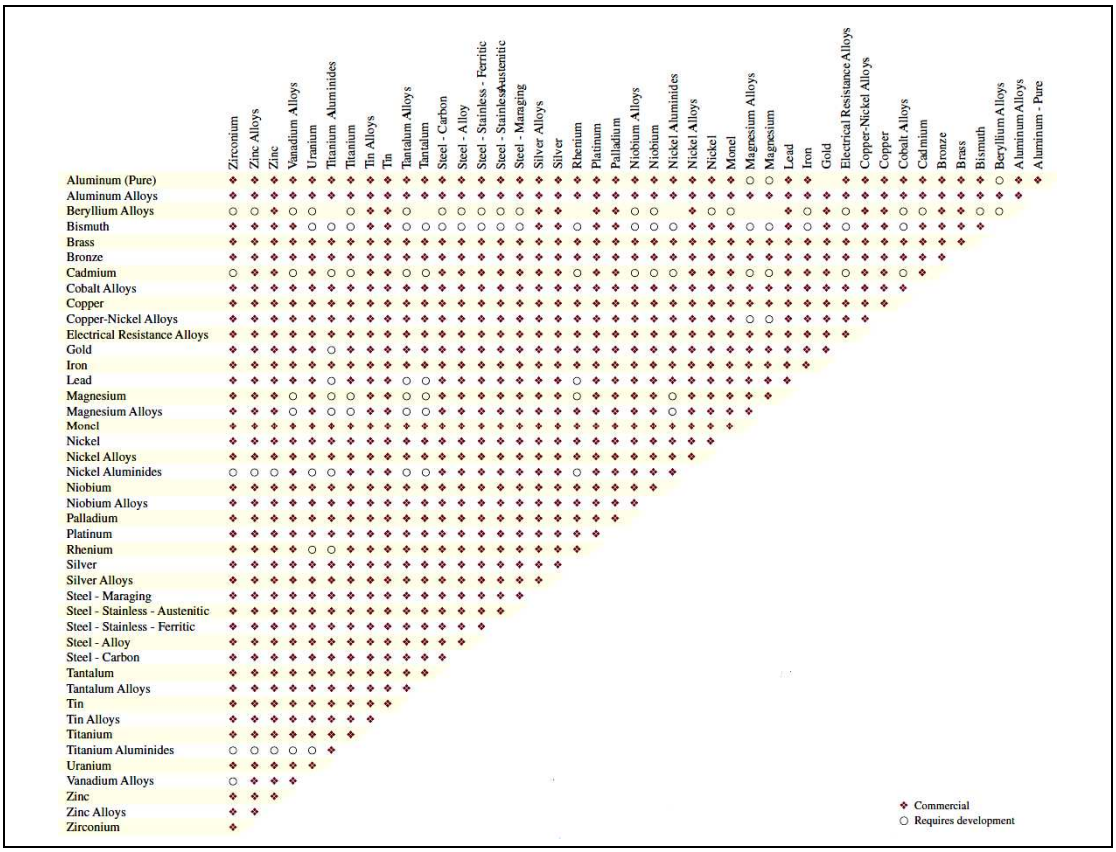


***Figure III.10**: Couple des matériaux colaminés (commercialisés et en phase de développement) [105]*

3.3.2 – Mécanisme d'adhésion

Le mécanisme de colaminage à froid a été étudié tantôt sur la base des observations en microscopie optique (MO) ou en microscopie électronique à balayage (MEB), tantôt sur la base de calculs analytiques et numériques. Aujourd'hui, on compte au minimum quatre théories :

- La théorie du film [91, 92, 106 et 107],
- La théorie d'une barrière énergétique [91 et 92],
- La théorie d'adhésion par diffusion [108],
- La théorie de recristallisation [111].

La théorie du film a été mise en place pour la première fois par Vaidyanath et Al [98]. Selon cette théorie, la pression de colaminage conduit à une déformation importante des métaux et cause la fragmentation des languettes dures et fragiles qui ont été créées lors du brossage. Des surfaces vierges, dites aussi «surfaces fraiches », apparaissent puis entrent en contact et la liaison s'établit. Pour cela, Vaidyanath et Al ont testé l'adhésion pour différents couples obtenus par placage à froid après un brossage mécaniques (Al-Al, Cu-Cu, Pb-Pb, Sn-Sn et Zn-Zn). Ils expliquent que la théorie du film repose sur un mécanisme de fragmentation, puis extrusion et enfin soudage, figure III.11. En effet :

- D'abord, le brossage élimine les oxydes et les contaminations dues au solvant adsorbé à la surface des métaux et crée une couche « fortement écrouie». Pour l'aluminium, l'épaisseur de la couche écrouie est proche de 10µm.
- Ensuite, sous l'effet de la pression de placage et de la déformation importante, les deux couches écrouies qui sont dures et fragiles se brisent en des « fragments cohérents »
- Enfin, la fragmentation des couches dures et fragiles expose de la matière vierge sans contamination et sans oxydes. La pression du placage favorise l'extrusion de cette matière vierge et l'adhésion s'établit aux points de rencontre de deux constituants.

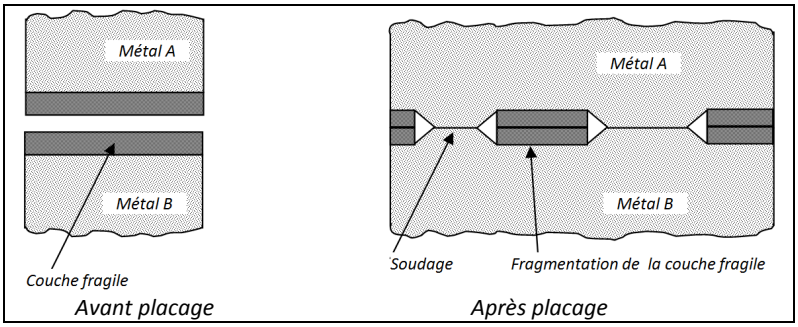


***Figure III.11**: Représentation schématique du mécanisme de fragmentation-extrusion-soudage [98]*

Ultérieurement, les observations en microscopie réalisées par des nombreux auteurs ont validé le mécanisme proposé par Vaidyanath (fragmentation-extrusion-soudage) et ont confirmé le comportement fragile de la couche crée lors de brossage. D'après Vaidyanath et al, l'augmentation de la surface soudée est liée principalement au taux de réduction R_f. En effet, une augmentation de taux de réduction conduit à une augmentation du taux d'allongement et en conséquence la surface de matière vierge est plus importante. Plus la surface de la matière vierge est importante, plus la

fraction de la surface soudée est élevée. Vaidyanath a expliqué aussi que la surface réellement soudée reste inférieure à celle de la matière vierge.

La figure III.12 illustre la succession des étapes du mécanisme fragmentation-extrusion-soudage. La position des transitions entre les étapes est en relation avec les propriétés des matériaux utilisés et les paramètres de colaminage (taux de réduction, diamètre des cylindres, etc).

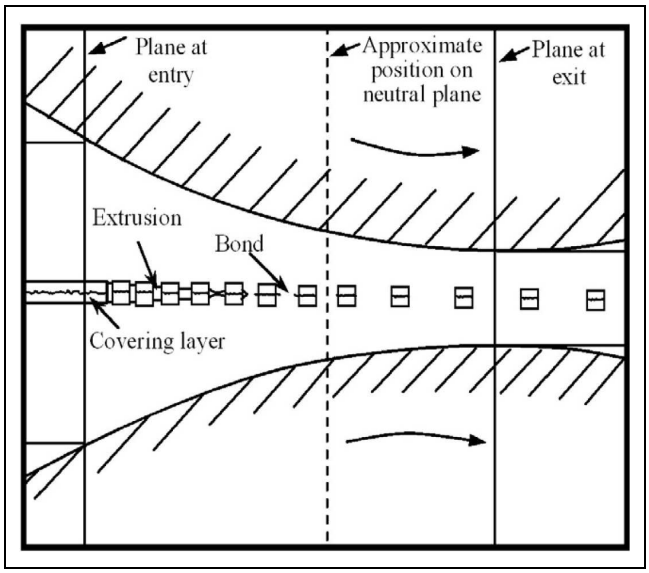


***Figure III.12**: Représentation schématique des plans de commencement de chaque étape du mécanisme de fragmentation-extrusion-soudage [91]*

Bay a regroupé les travaux antérieurs, puis il a présenté des courbes de contrainte en fonction de la surface extrudée. Il a étudié de nombreux couples et proposé un modèle amélioré. Bay montre que le brossage donne lieu à des languettes dures, fragiles et localisées qui ne recouvrent pas la totalité de la surface brossée contrairement à ses affirmations antérieures. Il définit alors trois zones distinctes : une zone sans languettes, une zone à une seule languette et une zone où les languettes se superposent. Il affirme aussi que l'adhésion peut se produire entre zones sans languettes après la rupture du film de contamination, figure III.13. Aujourd'hui, on considère que le modèle de Bay [94] est celui qui donne la description la plus complète du mécanisme d'adhésion par colaminage à froid.

Le mécanisme d'adhésion selon Bay est décrit en trois étapes :

- Dans les zones avec languettes, lorsque le seuil de déformation est atteint, les languettes dures et fragiles se fragmentent. Ensuite, l'extrusion expose la matière vierge et propre entre les morceaux de languettes fragmentées. Enfin la pression fait entrer en contact la matière vierge de deux plaques et l'adhésion s'établit.

- Dans les zones sans languettes, lorsqu'un seuil de déformation, qui peut être différent de celui des languettes, est atteint, les films de contamination riches en oxydes et en vapeur d'eau se rompent et l'adhésion se produit entre les surfaces sous-jacentes grâce à la pression du colaminage.

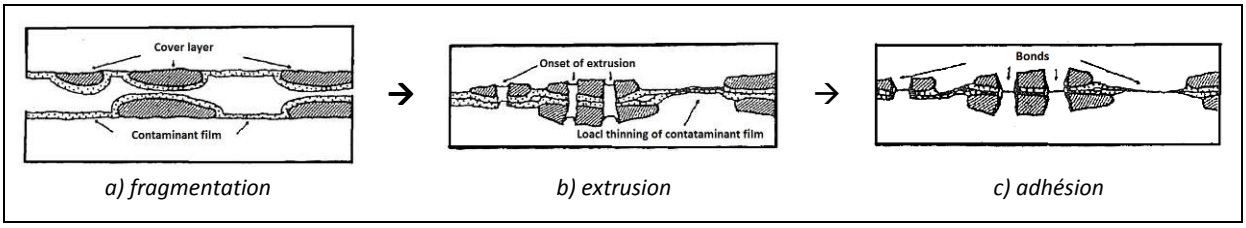


***Figure III.13**: Mécanisme de placage à froid : fragmentation-extrusion-adhésion [94]*

La figure III.14 illustre la relation entre le rapport de réduction et la résistance de l'assemblage pour différents matériaux colaminés à froid [104 et 110]. On constate que la contrainte d'adhésion ne peut être obtenue qu'à partir un taux réduction minimal, R_t. Au-delà de ce seuil (R_t), la résistance de l'assemblage augmente rapidement à l'exception des couples Pb-Pb et Sn-Sn. La résistance de l'assemblage maximale est souvent obtenue pour un rapport de réduction compris entre 60 et 70%. Le seuil minimal de taux de réduction dépend donc des matériaux utilisés. Pour des couples de matériaux « mous », il est difficile d'obtenir une résistance de l'assemblage élevée même pour des taux de réduction élevés.

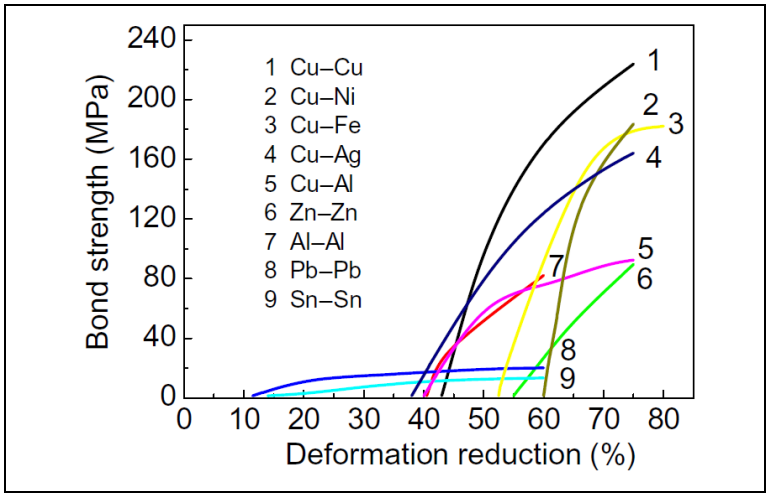


***Figure III.14**: L'adhérence en placage par colaminage mesurée par la contrainte à la rupture de l'assemblage [104 et 110]*

Certains auteurs ont étudié la possibilité de plusieurs passes de colaminage à faible taux de réduction pour obtenir l'adhésion. Les principaux couples étudiés sont Al-Al et Cu-Cu. Aucune adhésion n'a été

observée et les auteurs expliquent que le taux de réduction minimal n'est pas atteint pour que l'adhésion s'amorce.

Pour la théorie de la barrière d'énergie, Mohamed et Al [92] ont essayé de montrer que la capacité des métaux d'établir une liaison lors du colaminage à froid est liée à la différence d'énergie des défauts d'empilement dans les matériaux, au rapport à la dureté et aux propriétés mécaniques (la plasticité) des oxydes. Parks [111] considère qu'aucune liaison n'est établie entre deux surfaces mises en contact en dessous d'une barrière d'énergie. Il affirme que cette barrière énergétique doit être surmontée pour que l'adhésion se produise.

Il est important de signaler que de nombreux facteurs du colaminage peuvent influencer la qualité et la taille de la surface d'adhésion, comme le frottement entre les cylindres du laminoir et les bandes métalliques. En ce qui concerne le frottement, de nombreux cas ont été étudiés : sans lubrifiant ($\mu \approx 0{,}15$), avec légère lubrification ($\mu \approx 0{,}13$) et avec lubrification normale ($\mu \approx 0{,}11$). Les auteurs, en particulier Bay, constatent que la contrainte d'adhésion augmente lorsque le coefficient de frottement croît. Sans lubrification, la pression à l'interface est très importante, ce qui favorise l'extrusion de matière puis l'adhésion. Un deuxième facteur qui peut influencer l'adhésion est la vitesse de laminage. En général, on considère qu'une vitesse faible de colaminage favorise l'adhésion car le frottement augmente en raison de l'absence d'effet hydrodynamique (augmentation de l'épaisseur du film de lubrifiant sous emprise à grande vitesse). Un troisième facteur influent est la température de laminage. En pratique, le produit colaminé peut subir une augmentation de température même dans le cas du colaminage à froid à cause du frottement et surtout de la déformation plastique. Les essais réalisés par Vaidyanath [104] sur des plaques en aluminium ont montré que l'augmentation de la température de placage permet de baisser le seuil de réduction minimal pour déclencher l'adhésion. Le chauffage des bandes avant le colaminage permet entre autres d'éliminer certaines contaminations adsorbées à la surface et l'adhésion devient plus facile.

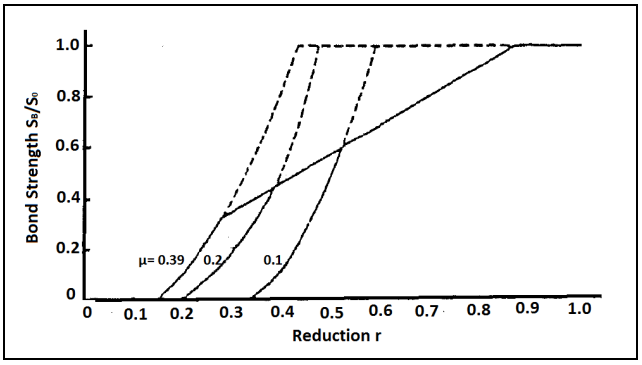


***Figure III.15**: Effets du frottement sur l'adhésion d'un colaminé Al-Al. Etude théorique [101]*

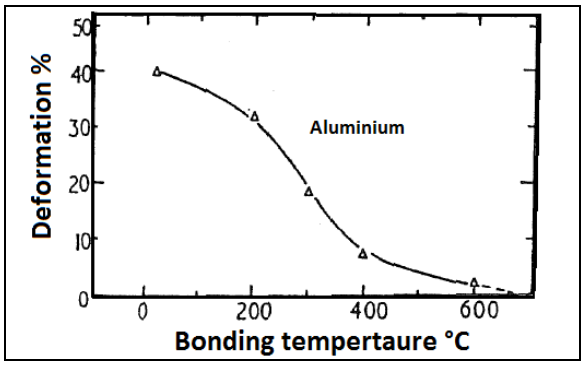


***Figure III.16**: Effets de la température sur le seuil d'établissement de l'adhésion [104]*

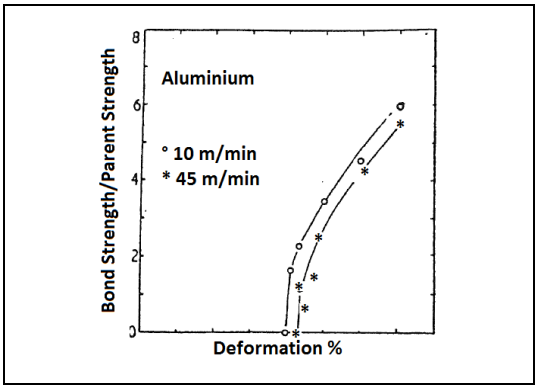


***Figure III.17**: Effets de la vitesse de laminage sur l'initiation de l'adhésion [104]*

3.3.3 – Modèles de prédiction de la qualité de l'adhésion

Les modèles proposés pour la prédiction de la résistance d'assemblages par colaminage à froid se basent sur le mécanisme de fragmentation-extrusion-soudage. Les hypothèses considérées sont :

- une déformation plastique plane des bandes métalliques pour les deux métaux,
- la couche superficielle obtenue par brossage est nettement plus dure que le matériau de base et occupe toute la surface initiale du constituant,
- la couche superficielle dure et fragile se fragmente sous l'effet de la pression du colaminage sans pré-déformation plastique,
- les liaisons métalliques entre les fragments de la couche superficielle fragile sont prises en compte dans les calculs,
- la contrainte de rupture en traction du matériau plaqué σ_{adh} est proportionnelle à la contrainte locale de rupture des liaisons créées entre fragments $\sigma_{r,l}$ dans un mode de sollicitation en déformation plane.

$$\sigma_{adh} = \alpha . A_f . \sigma_{r,l} \qquad [3\text{-}1]$$

A_f le pourcentage d'aire fraiche finale susceptible de souder par le mécanisme de fragmentation-extrusion-soudage, et α un facteur d'efficacité du mécanisme. Ce coefficient reflète le rapport entre l'aire fraiche réellement soudée et l'aire fraiche totale suite à la fragmentation des languettes.

3.3.3.1- Modèle de Vaidyanath (1959)

Le modèle proposé par Vaidyanath et son équipe [104] est le résultat de nombreuses observations sur différents couples de métaux plaqués à froid à partir d'un laminoir pilote : Al-Al, Cu-Cu, Zn-Zn et Sn-Sn. En plus des hypothèses générales énoncées précédemment, Vaidyanath a considéré aussi que:

- les faces à plaquer sont recouvertes entièrement d'une couche fragile,
- la totalité des aires fraîches obtenues par fragmentation de la couche fragile établit une soudure indépendamment du taux d'allongement de la bande et du matériau utilisé,
- la couche fragile des deux faces se fragmente comme une seule couche dès le début du colaminage en donnant lieu au phénomène de fragmentation-extrusion-soudage.

En se basant sur l'hypothèse de volume de déformation plane, le facteur A_f est identifié au taux de réduction final R_f imposé sur les constituants :

$$A_f = R_f = \frac{(l_i.e_i - l_f.e_f)}{l_i.e_i} \qquad [3\text{-}2]$$

avec $V = L_i.l_i.e_i = L_f.l_f.e_f$ et $l_i = l_f$

d'où,

$$A_f = R_f = \frac{e_i - e_f}{e_i} \qquad [3\text{-}3]$$

Pour estimer la contrainte de rupture $\sigma_{r,l}$, Vaidyanath et al ont utilisé une analogie avec des éprouvettes entaillées. La zone non soudée est assimilée l'entaille dans l'éprouvette et corolairement la zone non entaillée représente la zone soudée. La relation entre la contrainte de rupture du constituant et la contrainte locale de rupture des liaisons créées entre les fragments s'écrit :

$$\frac{\sigma_{r,l}}{\sigma_{r,s}} = 2 - R_f \qquad [3\text{-}4]$$

avec :

$\sigma_{r,s}$: Contrainte de rupture du constituant,

$\sigma_{r,l}$: Contrainte locale de rupture des liaisons créées entre les fragments,

R_f : Taux de réduction final.

D'où

$$\sigma_{adh} = R_f.(2 - R_f).\sigma_{r,s} \qquad [3\text{-}5]$$

Le modèle de Vaidyanath ne tient pas compte de la géométrie des fragments et il s'applique uniquement à des matériaux identiques. Une série d'essais a été réalisée sur différents matériaux. Les résultats montrent une bonne corrélation du modèle avec les résultats expérimentaux sur des métaux mous (Sn et Pb). Dans le cas des matériaux plus durs (cuivre, aluminium et zinc), il existe un seuil de taux de réduction en dessous duquel le soudage ne se produit pas. Les causes sont liées à la difficulté pour ces matériaux d'assurer un contact entre les surfaces des deux constituants afin de permettre un réarrangement atomique local et la création des liaisons métalliques. Pour un taux de réduction de 100%, $\sigma_{adh} = \sigma_{r,s}$.

3.3.3.2- Modèle de Wright (1978)

En se basant sur le modèle de Vaidyanath, Wright a introduit la notion de réduction seuil en rejetant l'hypothèse sur l'efficacité maximale du mécanisme de soudage indépendamment du taux de réduction. Pour cela, Wright considère que le pourcentage d'aire fraiche réellement soudée est défini par l'équation suivante :

$$\alpha.A_f = 1 - \frac{1-R_f}{1-R_t} \qquad [3\text{-}6]$$

et le modèle final proposé est :

$$\sigma_{adh} = H.(1 - \frac{(1-R_f)^2}{(1-R_t)^2}).\sigma_{r,s} \qquad [3\text{-}7]$$

avec :

H : facteur supplémentaire d'ajustement, dit aussi facteur d'écrouissage,

R_t : taux de réduction limite

Wright a montré une bonne concordance de son modèle avec les résultats expérimentaux obtenus sur le couple Al-Al.

3.3.3.3- Modèle de Bay : 1er version (1979)

Bay a commencé par la mise au point d'un dispositif expérimental basé sur le procédé d'indentation afin de simuler le placage à froid. Le dispositif permet d'étudier séparément l'influence de la pression normale d'écrasement et du taux de réduction final R_f contrairement au colaminage. Ensuite, il a introduit les concepts de la pression d'extrusion P_e, et de la pression de contact P_c pour décrire la fragmentation de la couche fragile et le soudage. La pression de contact est la différence entre la pression normale appliquée aux deux constituants et la pression d'extrusion à travers les fragments de couche fragile pour un taux de réduction donné :

$$P_c = P - P_e \qquad [3\text{-}8]$$

Afin de montrer l'effet de la pression sur l'établissement de liaison, Bay utilise les travaux de Hill et de Johnson [113 et 114] sur l'extrusion des métaux à travers une filière carrée. Il prouve que pour une pression normale P appliquée, l'augmentation de taux de réduction accroit la taille de la surface soudée grâce à l'accroissement de la pression de contact P_c. Pour estimer la contrainte de rupture locale $\sigma_{r,l}$, Bay se base sur les travaux de Conrad et al [115] et il considère que la pression de contact P_c pondérée par un facteur d'efficacité α ($\alpha = 1$) est égale à $\sigma_{r,l}$:

$$\sigma_{adh} = R_f.P_c = R_f.(P - P_e) \qquad [3\text{-}9]$$

Enfin, il admet deux limites à l'équation : Pour des taux de réduction faibles et pour des pressions normales élevées, la contrainte maximale qui peut être appliquée au décollement sur les faces en contact des constituants extrudés est égale à $\frac{2}{\sqrt{3}}.\sigma_{r,s}$ (1er limite). Alors, Pour des taux de réduction élevés et pour des pressions normales faibles, la contrainte maximale d'adhérence est égale à $\sigma_{r,s}$. Dans ce cas, la rupture se produit dans le métal de base dont la surface fraîche créée par extrusion est soudée. En revanche, l'aire occupée par les fragments ne participe pas à l'adhérence.

- $$\left.\frac{\sigma_{adh}}{\sigma_{r,s}}\right|_{\max 1} = \frac{2}{\sqrt{3}}.R_f \qquad [3\text{-}10]$$
- $$\left.\frac{\sigma_{adh}}{\sigma_{r,s}}\right|_{\max 2} = 1 \qquad [3\text{-}11]$$

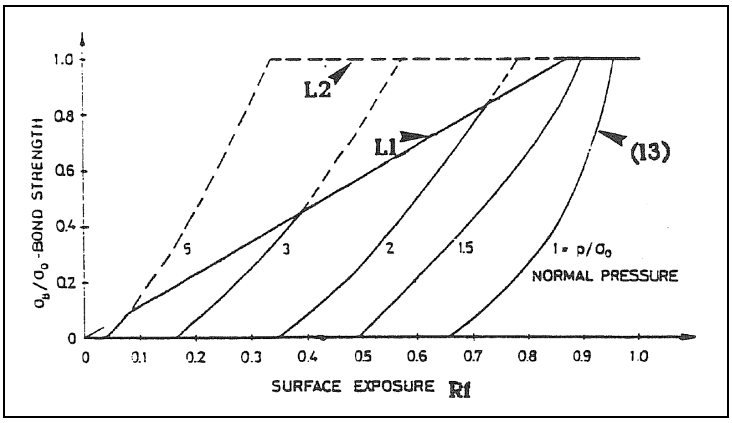


***Figure III.18**: Influence du taux de réduction R_f et du rapport (P/σ_0) sur l'adhérence, Modèle de Bay [100]*

La figure III.18 illustre les évolutions du rapport $\sigma_{adh} / \sigma_{r,s}$ en fonction du taux de réduction R_f pour différents rapports de la pression appliquée à la contrainte de rupture du constituant ($P / \sigma_{r,s}$).

3.3.3.4- Modèle de Bay amélioré (1981)

Suite à des observations métallographiques réalisées ultérieurement, Bay améliore son premier modèle. En effet, il définit la probabilité de production du mécanisme d'extrusion par la fragmentation des languettes par le paramètre ($1-\beta$). Soit S la proportion de surface non couverte par des languettes, le paramètre β qui définit la probabilité de non occurrence du mécanisme d'extrusion-soudage est donné par l'équation suivante :

$$\beta = S^2 \qquad [3\text{-}12]$$

Le nouveau modèle de Bay est représenté par l'équation suivante :

$$\frac{\sigma_{adh}}{\sigma_{r,s}} = (1-\beta).R_f.\frac{P_c}{\sigma_{r,s}} + \beta.(R_f - R_S).\frac{P}{\sigma_{r,s}} \qquad [3\text{-}13]$$

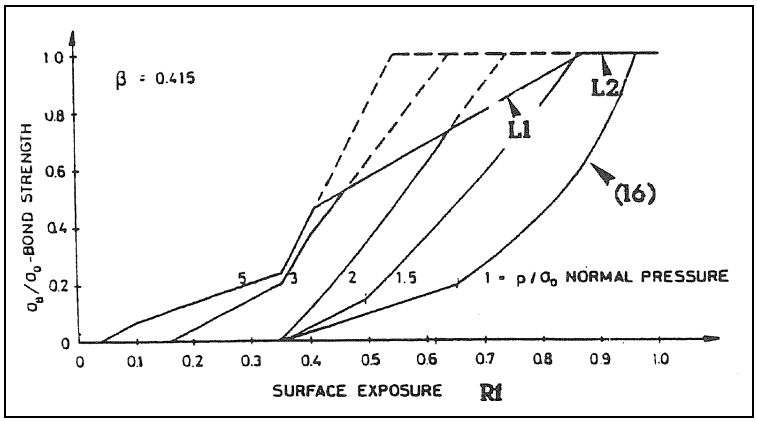


***Figure III.19**: Influence du taux de réduction R_f et du rapport (P/σ_0) sur l'adhérence, Modèle de Bay amélioré [116]*

La figure III.19 illustre l'influence du taux de réduction R_f et du rapport (P/σ_0) sur l'adhérence pour le modèle de Bay amélioré. Ce modèle prévoit une augmentation brusque de l'adhérence pour illustrer la fragmentation successive des languettes puis des couches de contamination. Dans le cas des faibles rapports $\sigma_{adh} / \sigma_{r,s}$, la pente est de plus en plus faible lorsque le rapport (P/σ_0) diminue.

Aujourd'hui, le modèle de Bay est considéré le plus efficace pour la prédiction de l'adhérence par placage à froid.

Une autre approche a été proposée par Hosseini et Kokabi [117] pour estimer l'efficacité de l'adhésion par placage à froid en étudiant l'alliage d'aluminium 5754. De même, Das et Nafari [118] ont aussi analysé l'influence de l'interaction électronique sur la liaison et ont proposé un modèle qui intègre une théorie de densité électronique. Néanmoins, les modèles théoriques proposés restent encore loin de déterminer avec précision la contrainte d'adhésion dans le cas de colaminage à froid des matériaux différents.

Li et al [119] ont analysé des différents matériaux en fonction de leur structure cristallographique et de leur dureté. La figure III.20 illustre une comparaison entre les différents matériaux plaqués à froid. Les auteurs constatent que les métaux à structure cubique faces centrées (CFC), tels que le cuivre et l'aluminium, sont les plus adaptés pour établir une liaison à froid à condition qu'ils ne présentent pas un écrouissage trop marqué.

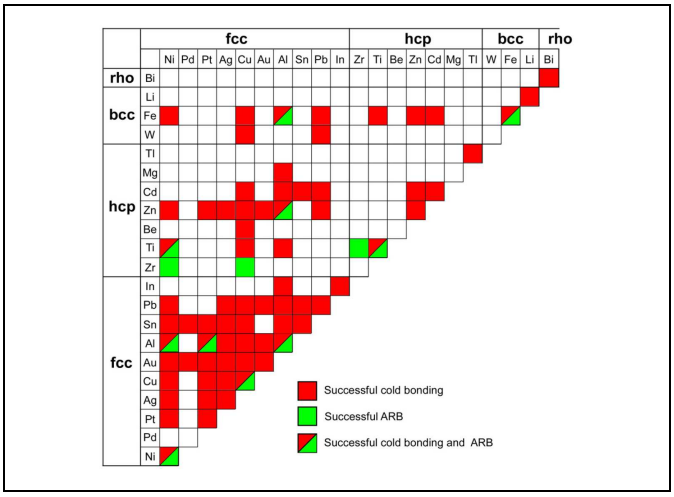


***Figure III.20**: Différents couples de matériaux obtenus par placage à froid et/ou par placage cumulatif [120]*

Les métaux à structure hexagonale, par exemple le zirconium, le cadmium, le magnésium, présentent une aptitude à établir une liaison par colaminage à froid plus faible que les métaux à structure CFC ou CC avec un seuil de déformation plus élevé et une contrainte maximale de rupture en traction inférieure. Selon Li et al, les deux couches d'oxyde se fragmentent indépendamment dans le cas des matériaux à structure hexagonale contrairement aux matériaux à structure cubique (CFC et CC) où les deux couches d'oxyde se fragmentent simultanément. Par conséquent, la liaison entre la matière vierge extrudée ne peut pas s'établir aussi facilement. En outre, Les matériaux à structure hexagonale peuvent avoir un durcissement à l'interface plus marqué. Dans ce cas, la rupture peut se produire en dehors des languettes.

De même, le taux de réduction nécessaire pour établir une liaison dépend de la dureté du métal utilisé. La figure III.21 montre que le rapport entre la dureté et le taux de réduction seuil pour différents matériaux. En général, le taux de réduction seuil augmente lorsque la dureté du matériau augmente, contrairement à ce qui a été proposé par Tylecote et al [97]. Ces derniers ont montré qu'une augmentation de la dureté du métal par pré-déformation facilite l'adhérence. D'autres auteurs [104] ont étudié l'effet de pré-déformation sur le placage à froid du cuivre et de l'aluminium. Ils ont constaté que la pré-déformation n'a pas d'effet sur l'aluminium alors que le soudage devient plus difficile dans le cas du cuivre.

La figure III.22 illustre la relation entre la dureté et le taux de réduction seuil pour quelques couples de métaux. Les différents matériaux présentent des déformations plastiques différentes lors du colaminage car ils ne possèdent pas le même comportement plastique. La diminution de la dureté ou du rapport des duretés entre deux métaux peut diminuer le taux de réduction nécessaire pour établir une liaison.

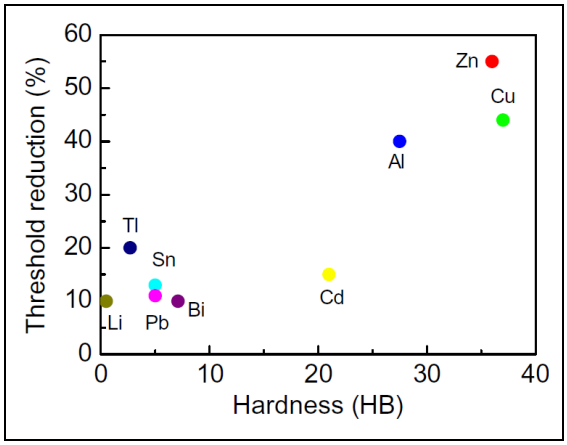


***Figure III.21**: Rapport entre la dureté et le taux de réduction seuil pour quelques métaux [120]*

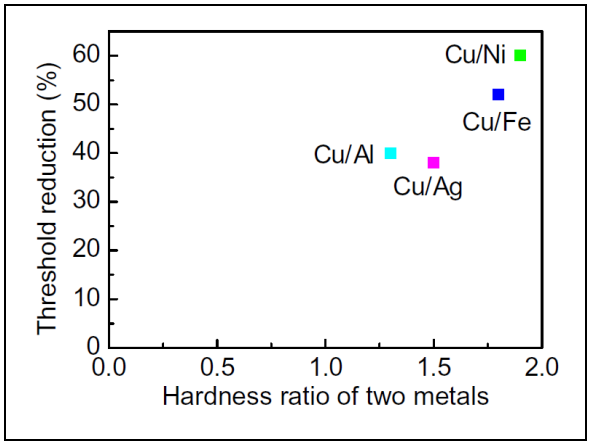


***Figure III.22**: Rapport entre taux de réduction seuil et le ratio de dureté pour quelques couples de métaux [120]*

3.4-Traitement de consolidation

Le colaminage à froid est généralement suivi d'un traitement thermique dit « recuit de consolidation» qui a pour but d'améliorer l'adhésion entre les matériaux plaqués. Le choix de la température et du temps de traitement est défini principalement par les propriétés des métaux. Certaines études ont montré que même un traitement thermique à des températures basses et pour de courtes durées peut engendrer une amélioration de la résistance d'adhésion entre les composants. Le niveau de l'amélioration est souvent plus remarquable dans le cas du placage à faible taux de déformation. Ces améliorations sont attribuées aux mouvements d'atomes activés par la chaleur. L'adhésion ne peut pas se produire sur la totalité des surfaces vierges au colaminage. Le traitement thermique permet d'améliorer l'adhésion. Lorsque le film d'oxyde est soluble dans le métal, le traitement thermique à haute température ne garantit pas l'accomplissement de la liaison [121]. Pour quelques métaux, des phases fragiles peuvent au contraire se développer à l'interface de contact [122]. Ainsi, la température et le temps optimaux sont déterminés en fonction des métaux plaqués et de la contrainte de placage.

Deux types de traitement de recuit : un recuit thermique statique encore dit « sous cloche » et le recuit thermique dynamique dit « au défilé ». Dans le premier, le temps de maintien à la température de traitement peut atteindre quelques heures sous une atmosphère protectrice. Pour le deuxième, la durée de maintien est nettement plus courte (entre 5 à 10 min).

Selon les études, l'amélioration de l'adhésion par un traitement de consolidation est expliquée par quatre mécanismes.

- Un premier mécanisme concerne le transfert d'atomes entre les deux métaux au voisinage de l'interface. Des nouvelles zones de liaison entre les deux constituants se développent. Le transport d'atomes résulte d'un mécanisme de diffusion volumique.

- Un deuxième mécanisme est basé sur la diffusion surfacique ou interfaciale comme dans un mécanisme de frittage pour aboutir à la consolidation. Ce mécanisme est le plus populaire parmi les auteurs.
- un troisième mécanisme consiste en une recristallisation et/ou une croissance de grain à l'interface qui conduit à la formation d'une nouvelle structure de grain de part et d'autre de l'ancienne frontière. Ce mécanisme aide à la formation d'une liaison métallique à l'interface. Le temps et la température sont les principaux facteurs qui influencent la taille des grains à l'interface en donnant de meilleures propriétés mécaniques. Un grossissement important des grains affaiblit la résistance mécanique du joint en cas de temps de recuit trop long.
- Un quatrième mécanisme est basé sur la dissolution des oxydes dans le métal de base sous l'effet du recuit. Les oxydes qui jouent le rôle d'une barrière en empêchant la formation des liaisons métalliques « disparaissent » alors.

D'une manière générale, l'efficacité du traitement thermique est liée à de nombreux facteurs : le temps, la température, la nature métallurgique des matériaux, les contraintes résiduelles, etc.

Le traitement thermique de consolidation peut générer certains problèmes métallurgiques et/ou mécaniques. En effet, la différence de coefficient de dilatation thermique en l'absence d'une résistance de rupture mécanique élevée au début de traitement peut entrainer l'apparition des contraintes de cisaillement à l'interface et provoquer le délaminage du produit. Un problème métallurgique peut résulter de la différence des coefficients de diffusion des constituants qui peut faire apparaitre de la porosité de Kirkendall dans une zone proche du joint de soudage. De même, un troisième composé peut se développer à l'interface en détériorant certaines propriétés du matériau plaqué.

3.5- Conclusion

Dans cette partie de chapitre, nous avons présenté le mécanisme de placage à froid par colaminage. Il apparaît que la plupart des auteurs s'accordent sur deux points essentiels. Le premier concerne le brossage mécanique, considéré comme la méthode la plus facile et la plus efficace pour la préparation des surfaces à plaquer. Le second concerne le mécanisme de fragmentation-extrusion-soudage qui est l'origine du développement des liaisons métalliques. Ce mécanisme ne peut se produire qu'à partir d'un seuil de déformation lié aux propriétés des matériaux et aux paramètres du procédé. Le traitement de consolidation ultérieur a un double rôle. Il permet d'améliorer l'adhésion en favorisant la diffusion, et de stabiliser le matériau plaqué par détensionnement des contraintes résiduelles.

Les modèles de prédiction d'adhérence proposés, notamment celui de Bay, ont montré une bonne corrélation avec les résultats expérimentaux. Néanmoins, il semble que cette corrélation est valable principalement pour les assemblages homogènes (Cu-Cu, Al-Al, etc).

A partir de ces résultats, il est clair que dans le cas du substrat à ponts thermiques, l'adhésion du cuivre sur l'alliage $FeNi_{36}$ doit être considérée spécialement du fait de la présence de trois éléments chimiques. De plus, la présence des trous, qui est essentielle pour la création des ponts thermiques comme nous l'avons montré dans la première partie de ce chapitre, va influencer l'adhésion. Le but de notre travail est plus d'expliquer le comportement des matériaux face à une déformation mécanique causée par un taux de réduction important, que de discuter le mécanisme d'adhésion. Nous nous sommes intéressés à la méthode de placage comme une technique d'obtention du substrat colaminé à ponts thermiques, car le colaminage est compatible avec une industrialisation rapide (grande série) et les pratiques actuelles de l'électronique de puissance.

4- Colaminage à froid pour l'obtention le substrat à ponts thermiques.

Dans la revue bibliographique du procédé de placage à froid par colaminage, nous avons mis en avant le mécanisme de fragmentation-extrusion-soudage et les principaux modèles de prédiction d'adhésion ainsi que les paramètres l'influençant. La partie suivante est consacrée à la réalisation du substrat à ponts thermiques selon les méthodes proposées dans la première partie de ce chapitre. Nous commencerons par une description de la mise au point du procédé. Ensuite, une étude de l'influence de certains paramètres du procédé sur la structure du substrat et ses propriétés. Enfin, nous montrerons les analyses réalisées afin de valider les paramètres du procédé.

4.1-Sélection des matériaux de l'étude

Comme nous l'avons évoqué dans le chapitre II, les matériaux sélectionnés pour obtenir le substrat architecturé pour les modèles électroniques de puissance sont le cuivre et l'Invar®. L'Invar® est un alliage FeNi austénitique qui contient 36% de Ni, avec un coefficient de dilatation thermique faible dans un domaine de température qui encadre celui de l'utilisation. Le tableau III.1 illustre la composition de cet alliage qui a été produit sous forme de laminé par la société *Imphy FeNi alloys du groupe ArcelorMittal* (Imphy, 58).

Tableau III.1 : *Composition chimique de l'Invar® (en masse %)*

Co	Ni	Fe
<0.1	36	reste

Pour déterminer l'influence du nickel sur l'adhésion ainsi que la nature métallurgique du substrat (austénitique ou ferritique), nous avons aussi sélectionné un acier ferritique à faible taux de carbone utilisé dans l'industrie automobile, le DC04-LC. La composition chimique de cet alliage est donnée par le tableau III.2.

Tableau III.2: *Composition chimique du l'acier DC04 (en masse %)*

C	P	S	Mn	Fe
0.08	0.03	0.03	0.4	reste

En ce qui concerne le cuivre, la société *Griset S.A du Groupe Diehl* (Villers Saint-Paul, 60), un des nos partenaires industriels, commercialise cinq alliages de cuivre pour l'application électronique : le FPG, le CuNiP, le Cu-DHP, le Cu-DPL et le Cu-Sn0.5.

- Le FPG est un cuivre légèrement allié en fer et en phosphore. Ce cuivre est utilisé principalement pour les substrats des transistors basse tension car il présente une bonne conductivité thermique. L'addition du fer (environ 0.1%) permet d'améliorer les propriétés mécaniques du cuivre en particulier la résistance à la traction grâce à la présence de précipités FeP.
- Le CuNiP est un cuivre développé principalement pour la fabrication des dissipateurs thermiques pour l'électronique de puissance. La présence du nickel offre au matériau une

bonne résistance mécanique grâce aux précipités NiP qui assurent une dureté relativement élevée.

- Le DLP est un cuivre légèrement dopé au phosphore. L'addition du phosphore permet de réduire le taux d'oxygène dans le matériau, en conséquence une amélioration de la conductivité thermique et électrique.
- Le DHP est un cuivre raffiné par une voie électrolytique ou thermique, dopé ensuite en phosphore pour le désoxyder. Le phosphore restant en solution engendre une légère baisse de la conductivité électrique avec une augmentation de la température de recuit.
- Le CuSn0.15 est un alliage à bonne conductivité thermique et électrique. L'application principale de ce cuivre est le dissipateur thermique pour l'électronique de puissance. L'étain en solution contrôle la dureté et la température de recuit.

La figure III.21 illustre l'évolution de la dureté en fonction de la température de recuit pour un temps de maintient de 10 min, et la figure III.22 montre la variation de la résistance à la traction en fonction de l'allongement pour les cinq alliages.

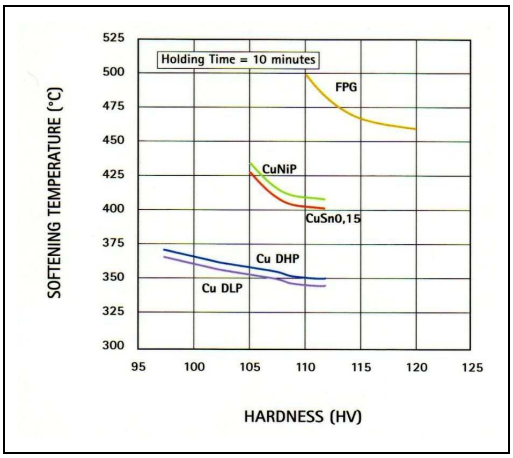


***Figure III.21**: Température de recuit en fonction de la dureté pour les différents alliages du cuivre [123]*

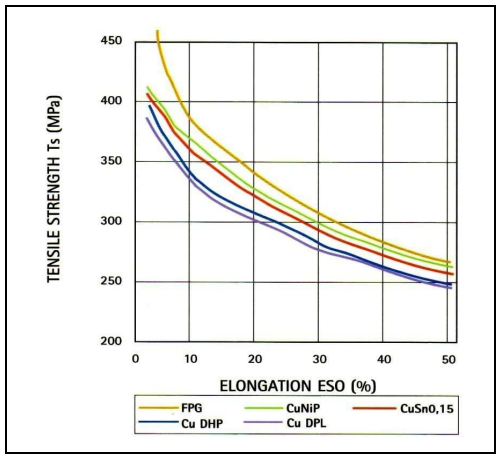


***Figure III.22**: Resistance à la traction en fonction de l'allongement max pour les différents alliages du cuivre [123]*

Parmi ces cinq alliages, nous nous sommes intéressés aux deux premiers cuivres pour leurs propriétés mécaniques et thermiques : le CuNiP et le FPG. Les tableaux III.3 et III.4 illustrent les compositions chimiques pour le FPG et le CuNiP respectivement.

***Tableau III.3 :** Composition chimique du cuivre FPG (en masse %)*

Cu	P	Fe
reste	0.05	0.1

***Tableau III.4 :** Composition chimique du cuivre CuNiP (en masse %)*

Cu	P	Ni	Zn
reste	0.001-0.02	0.02-0.3	<0.02

Le tableau III.5 illustre les propriétés physique de quatre matériaux sélectionnés.

Tableau III.5 : *Caractéristiques physiques des métaux pour le substrat (20°C) [123, 124 et 125]*

	FPG	CuNiP	Invar®	Acier DC04
Densité	8.9	8.9	8.1	7.8
Température de fusion (°C)	1070-1090	1060-1080	1450	-
Conductivité électrique (%IACS)	>85	>80	<2,5	-
Résistivité électrique (µΩcm)	<2	<2.1	75-85	-
Conductivité thermique (W/m.K)	360	330	13-14	-
Dilatation thermique (10^{-6}/K)	17.3	17.5	1.2-2	10.1-14.6
Module de Young (GPa)	128	128	140-150	210
Module de Cisaillement (GPa)	45	45	57	80
Limite élastique Re (MPa)	≥150	≤140	560	210 (max)
Limite à la rupture Rm (MPa)	300-380	290-360	450-590	270-350
Allongement à la rupture (%)	15-30	≥33	7-40	38-40
Dureté Vickers (HV) état recuit	110-120	90-110	>170	105

4.2-Caractérisations des matériaux étudiés

4.2.1- Mesures de dureté.

La dureté est utilisée pour identifier l'état métallurgique des matériaux employés (recuit ou écroui). En effet, comme on l'a montré précédemment, le colaminage est basé sur la déformation plastique. L'utilisation des matériaux à l'état recuit autorise le taux de déformation envisagé (> 60%).

Les essais réalisés sont des essais quasi-statiques d'indentation Vickers. Les charges appliquées sont comprises entre 1 et 5 kg. La température de l'essai est l'ambiante et le temps d'application de la charge est de 15 secondes. Les dimensions des éprouvettes utilisées sont 20x20x1.5 mm. La distance minimale entre deux points de mesure est environ 5 mm.

La figure III.23 illustre la contrainte à rupture en fonction de la dureté pour chaque matériau. La dureté des deux cuivres (FPG et CuNiP) est typique du cuivre à l'état recuit. En revanche, la dureté de l'Invar® est presque trois fois plus élevée que celle du cuivre et deux fois plus que celle du l'acier ferritique DC04. La limite à la rupture de l'invar® est nettement plus élevée par rapport aux deux autres métaux (l'acier et le cuivre). Les propriétés mécaniques de la surface sont importantes pour le dépôt de la poudre par projection à froid (Cold Spray®) et pour le brossage alors les propriétés mécaniques de la masse vont influencer l'écoulement de la matière en phase de colaminage.

La figure III.24 montre la dureté en fonction de la limite élastique pour chaque matériau. Entre le cuivre FPG et CuNiP, nous pouvons constater que la différence de propriétés aussi bien limite élastique que la dureté est faible, mais leurs résistances à la traction sont remarquablement distinctes, figure III.23. Nous pouvons signaler aussi que l'Invar® qui est un alliage austénitique fortement allié présente des propriétés mécaniques nettement supérieure à celles de l'acier ferritique DC04 faiblement allié. Les analyses ultérieures d'adhésion seront basées sur les propriétés mécaniques (de la surface et de la masse) des matériaux, la nature métallurgique (austénitique, ferritique) et la composition.

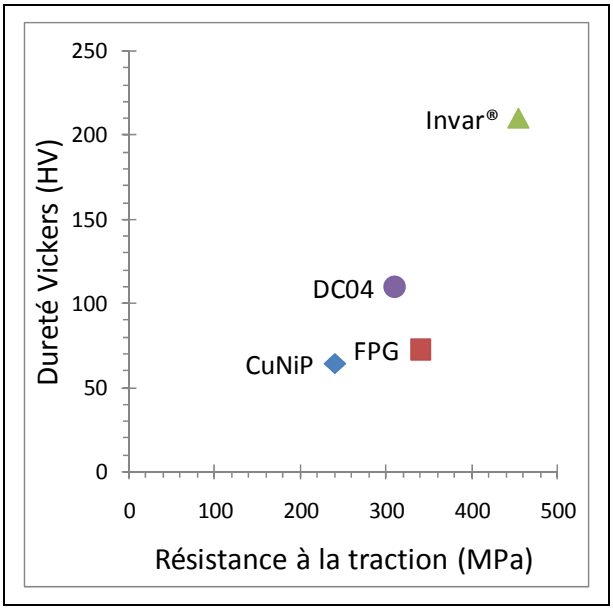


***Figure III.23**: Dureté en fonction de la résistance à la traction pour les différents matériaux*

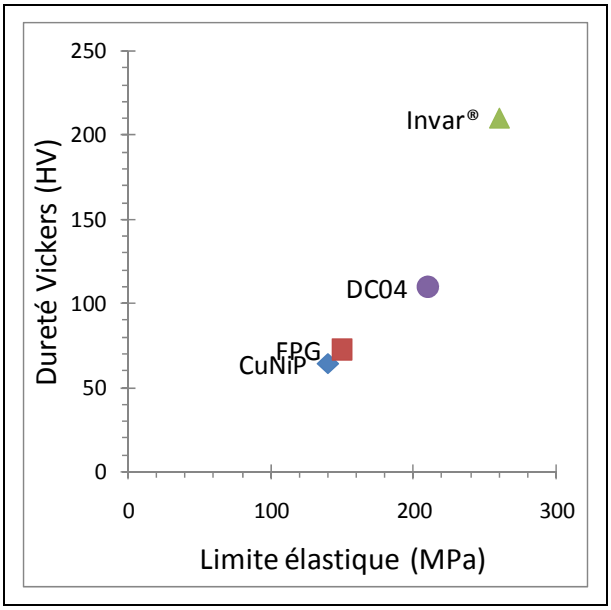
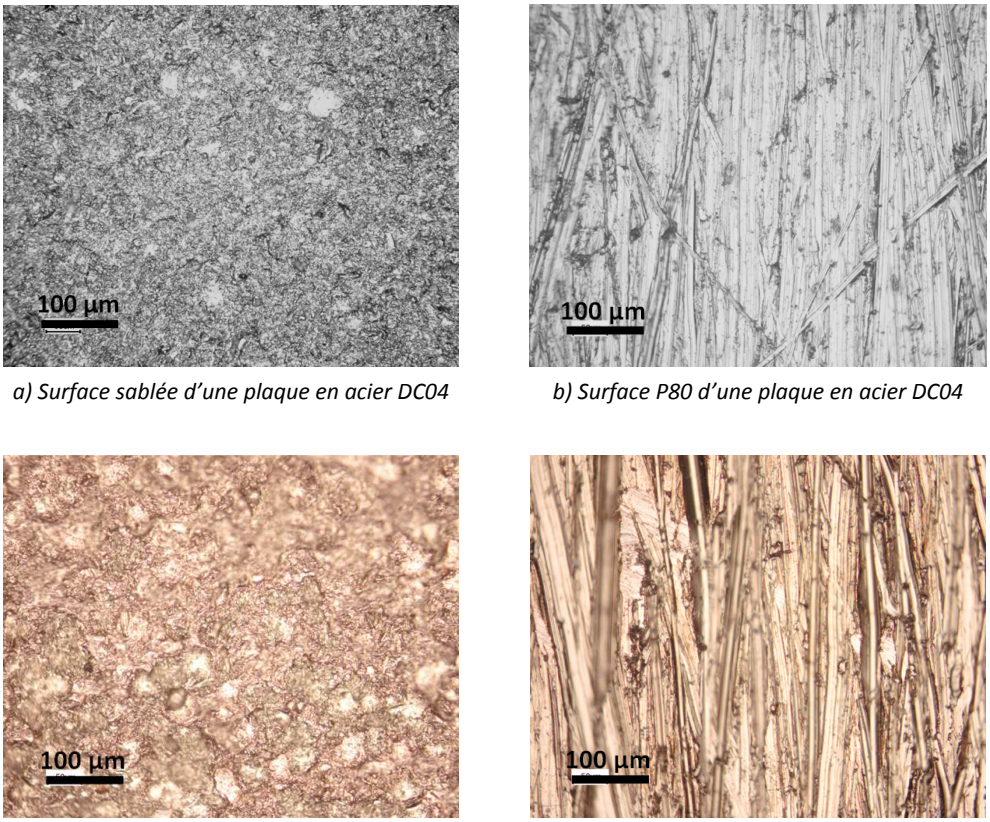


***Figure III.24**: Dureté en fonction de limite élastique pour les différents matériaux*

4.2.2- Influence de préparation de surface sur la dureté.

Nous avons présenté dans la revue bibliographique les différents types de préparations de surfaces étudiés antérieurement et nous avons retenu que le brossage est la technique la plus efficace. Néanmoins, d'autres techniques, aujourd'hui accessibles industriellement, peuvent être utilisées, en particulier le sablage et l'abrasion. Pour cette raison, nous avons essayé dans un premier temps de comprendre l'effet de la nature de préparation de la surface sur l'adhésion. Nous débutons par l'étude de la rugosité. Trois échantillons de dimensions 100x50x1.5 mm ont été traités par sablage. La taille moyenne de particules SiO_2 est d'environ 72 µm. La distance entre la buse de projection du sable et la surface de l'échantillon est d'environ 50 mm pour un angle d'attaque quasi-droit (90°). Chaque surface a subi cinq passages successifs. En outre, d'autres échantillons ont été frictionnés (abrasés) à l'aide d'un papier abrasif SiC type 80 (80 grains/cm²). Ensuite, les échantillons ont été nettoyés à l'alcool (éthanol) puis ont été séchés par l'air chaud.

La figure III.25 illustre les micrographies des surfaces sablées (figure III.25-a et 3.25-c) et frictionnées (figure III.25-b et 3.25-d) pour le CuNiP et l'acier CD04. Dans le cas des surfaces sablées, la taille des traces des impacts de particules SiO_2 sur l'acier est nettement inférieure à celles sur le cuivre. En effet, nous comptons entre 100 à 400 impacts/10000 µm² dans le cas de l'acier, contre 4 à 25 impacts/10000 µm² pour le cuivre. La détermination de nombre d'impacts par unité de surface est basée sur des observations à l'aide d'un microscope optique. La dureté et la limite élastique élevées de l'acier empêchent les particules SiO_2 de s'enfoncer profondément dans la masse, ce qui multiplie le nombre de cavités par unité de surface. En revanche, le CuNiP est un matériau doux avec des propriétés mécaniques plus faibles que celles de l'acier. Les particules de SiO_2 rencontrent une résistance relativement faible. La surface extérieure est donc remarquablement plus rugueuse où la taille d'une cavité d'impact peut attendre les 50 µm dans certains cas, soit près de la taille des particules.



a) Surface sablée d'une plaque en acier DC04

b) Surface P80 d'une plaque en acier DC04

c) Surface sablée d'une plaque en CuNiP

d) Surface P80 d'une plaque en CuNiP

Figure III.25 : *Observations micrographiques des surfaces sablées et préparées par papier P80 en CuNiP et Acier DC04*

Analysons maintenant les surfaces frictionnées (abrasées) par le papier abrasif P80 (figures III.25-b et III.25-b). Les stries sont nettement plus profondes et plus larges dans le cas du CuNiP par rapport à l'acier. En effet, une strie peut avoir une largeur de 25 µm pour le cuivre, tandis que pour l'acier elle

ne dépasse pas 18 µm. Les causes sont les mêmes que celles indiquées pour le sablage et les conséquences sur la rugosité sont illustrées dans le tableau III.6.

Les mesures de la rugosité ont été réalisées à l'aide d'un rugosimètre tactile à palpeur mécanique. La température de l'essai est l'ambiante et la longueur totale du profil est 80 µm.

Tableau III.6 : *Influence du mode de préparation de surface sur la rugosité (20°C)*

	CuNiP		**Acier DC04**	
	Sablé	**Frictionné P80**	**Sablé**	**Frictionné P80**
(1)Ra (µm)	1,94	1,93	1,27	1,29
(2)Rz (µm)	11,18	13,48	7,15	9,68
(3)Rmax (µm)	13,49	17,12	8,12	12,54
(4)Rt (µm)	14,28	17,62	8,65	13,11
(1)Ra : Rugosité arithmétique, (2)Rz : Hauteur maxi du profil, (3)Rmax, rugosité maximale, (4)Rt, écart total.				

Nous constatons que la rugosité arithmétique, qui présente la moyenne intégrale des écarts en valeur absolue, est quasiment constante pour chacun des deux matériaux indépendamment de la méthode de la préparation de la surface. Elle est nettement plus forte dans le cas du cuivre. Néanmoins, la profondeur de rugosité maximale **Rmax**, qui indique la plus grande profondeur de la rugosité isolée survenant sur la course de mesure totale, et la rugosité du profil **Rt**, qui présente l'entraxe vertical entre le point le plus haut et le plus bas du profil de rugosité filtré sur la course de référence, sont plus sensibles au mode de traitement de surface et aux propriétés mécaniques du matériau. En effet, ces deux paramètres sont plus élevés dans le cas des surfaces frictionnées par rapport aux surfaces sablées. En outre, ces deux paramètres sont plus faibles pour l'acier DC04 par comparaison au cuivre CuNiP. Il semble que l'abrasion peut favoriser une adhésion mécanique par la création de stries plus larges et profondes que le sablage.

4.2.3- Influence de la température sur la dureté

Dans un deuxième temps, nous nous sommes intéressés à l'évolution de la dureté en fonction de la méthode de traitement de surface et de la température. En effet, la création d'une adhésion à l'aide d'un mécanisme mécanique, comme le colaminage ou la projection dynamique de poudres à froid (Cold Spray®), est influencée par les propriétés mécaniques des matériaux qui sont souvent sensibles à la température. La dureté est une des propriétés qui agit sur la qualité de l'adhésion et elle est contrôlée par la température.

Pour déterminer l'évolution de la dureté en fonction de la température, un dispositif expérimental a été mis en place avec un four à radiation (2 lampes de 1000 Watts) qui fournit la chaleur demandée pour chauffer l'échantillon, un thermocouple type K au contact du matériau pour mesurer la température et un régulateur à base d'un amplificateur de signal associé à un comparateur électronique pour assurer le chauffage selon une rampe prédéfinie. Un isolant thermique en alumine a été utilisé pour limiter la propagation de la chaleur en dehors de la zone de mesure. Le dispositif

est équipé également d'un système de refroidissement à l'eau afin d'empêcher le sur-échauffement. La figure III.26 illustre le dispositif expérimental pour mesurer la dureté à chaud et la figure III.27 montre un essai de dureté à chaud en cours.

Le pénétrateur est une bille en acier extra-dur de diamètre **D** (D=5 mm). Une machine à vis INSTRON de capacité 500 daN exerce sur cette bille une force **F** (F=1kg), pendant un temps **t** donné (t=15 s). Une empreinte en forme de calotte sphérique de diamètre **d** et de profondeur **h** apparait sur la surface de l'échantillon. Le diamètre « **d** » de la calotte sphérique a été mesuré par la suite à l'aide d'un microscope optique. La dureté Brinell est définie par l'équation suivante :

$$HB = \frac{F}{\pi.d.h} \approx 0.102 \frac{2F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \qquad [3\text{-}14]$$

La mesure de la dureté est réalisée selon la Norme « *UNI 4655, UNIMET, Prove meccaniche dei materiali mettallici non ferrosi, Prova di durezza Brinell a caldo, Settembre 1987* ». La vitesse du chauffage est 10°C/min avec un temps de maintien de 30 min à la température de l'essai avant l'application de la charge sélectionnée. Le temps de maintien est de 15 s.

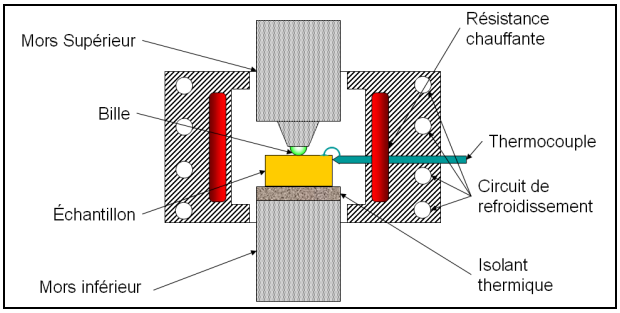


***Figure III.26**: Dispositif de mesure de dureté à haute température*

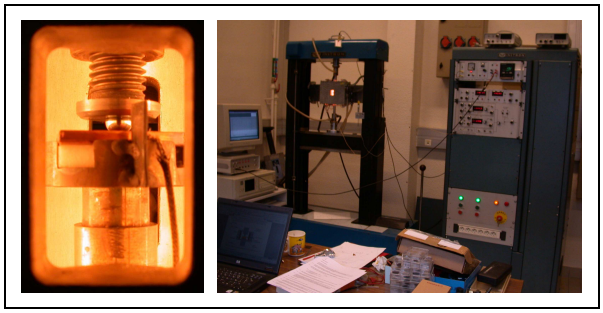


***Figure III.27**: Photos du montage réalisé pour la mesure de la dureté Brinell à haute température*

La dureté du cuivre CuNiP et de l'acier ferritique DCO4 est la moyenne de cinq mesures réalisées successivement. A la fin de l'essai, les échantillons sont oxydés (couleur gris) mais ils restent brillants en dessous de la bille.

Les valeurs de la dureté Brinell déterminées précédemment ont été converties en dureté Vickers. La relation entre les deux duretés est donnée par l'équation suivante :

$$HB \approx 0.95HV$$

La figure III.28 illustre la variation de la dureté en fonction de la température pour le CuNiP et l'acier CD04 sans et avec un traitement de surface (sablage ou abrasion). Nous constatons que l'augmentation de la température engendre une baisse considérable de la résistance mécanique du matériau. En effet, l'acier ferritique DC04 perd environ 27% de sa dureté initiale à 100°C et 23% dans le cas du cuivre. Vers des températures relativement élevées (200°C), la dureté de chaque matériau

converge vers une valeur fixe, 80 HV pour l'acier et 48 HV pour le cuivre. Une baisse de la dureté reflète une diminution de la contrainte seuil nécessaire à établir une adhésion par placage « à froid ». Nous remarquons aussi que la dureté des surfaces sablées est toujours supérieure à celle des autres surfaces abrasés ou sans traitement dites « brutes ». Les courbes de la figure III.28 nous permettent aussi d'estimer la température pour laquelle le cuivre et l'acier DC04 commencent à avoir une dégradation de leurs duretés. En effet, nous avons présenté dans la première partie de ce chapitre une méthode basée sur la projection dynamique de poudres à froid pour création des ponts thermiques. Cette technique utilise la détente de l'air comprimé pour apporter aux particules une vitesse supersonique. En pratique, l'air soufflé est chauffé à une température moyenne pour compenser le refroidissement de détente adiabatique, cela peut aussi augmenter la température du substrat en modifiant ses propriétés de surface et introduisant des changements sur le mécanisme d'adhésion. C'est aussi le cas pour le placage à froid, car un matériau soumis à un taux de déformation plastique important, voit sa température augmenter à l'interface. Le cuivre et l'acier étant des bons conducteurs thermiques, cet échauffement est moyenné dans la masse. A l'instant de la création de l'adhésion, les propriétés mécaniques des plaques métalliques sont différentes de celles mesurées à la température ambiante. Pour conclure, les essais de dureté à chaud ont montré que la dureté mesurée à l'ambiante ne représente pas la dureté réelle du substrat en phase de mise en forme, contrairement aux hypothèses considérées antérieurement.

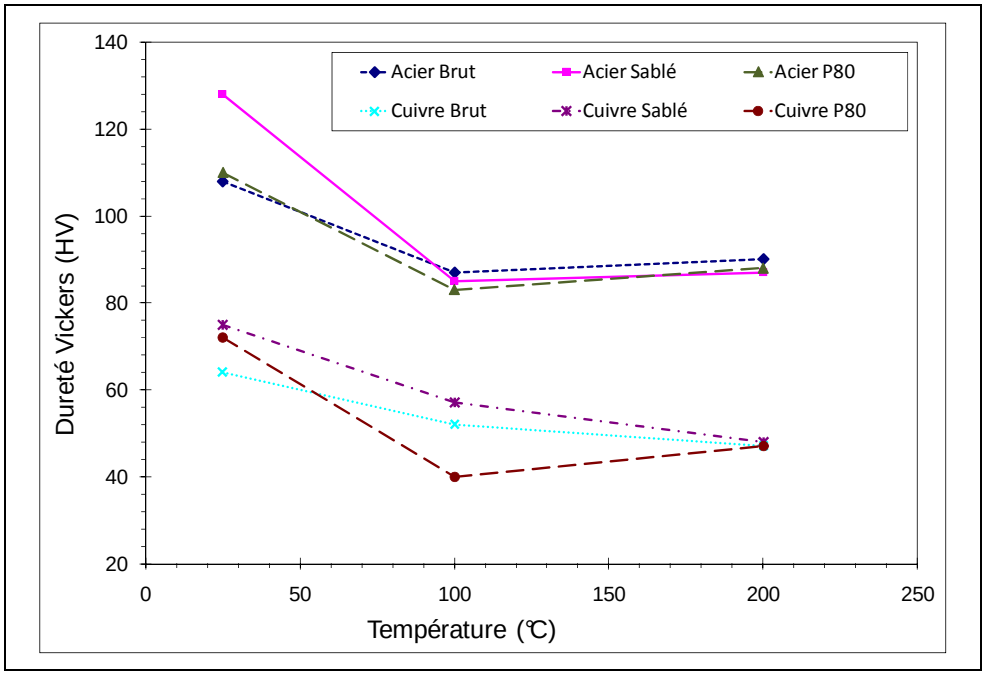


Figure III.28 : *Evolution de la dureté en fonction du traitement appliqué et de la température*

4.3- Obtention des ponts thermiques par projection dynamique de poudres

4.3.1- Mode opératoire

Afin d'obtenir des ponts thermiques, une plaque en acier ferritique (Acier Doux Recuit, DC04 SKP) de dimension 100 X 47 X 1,5 mm a été perforée. Le diamètre des trous est de 3 mm et l'entraxe est de 5 mm. Ensuite, elle est superposée à une autre plaque de même dimension en cuivre CuNiP. L'ensemble est placé sur la table d'une machine de projection de poudres à froid (*Cold Spray®*). La machine est équipée d'une tuyère de Laval et d'un robot pour les déplacements programmés. La tuyère est alimentée en permanence par la poudre de cuivre (diamètre moyen des particules ~13 µm) et l'azote sous haute pression (30 bars). La poudre de cuivre a été chauffée à 550°C et la distance entre le substrat et la tuyère de Laval est de l'ordre de 40 mm. Des mouvements de va et vient permettent de déposer le cuivre sur le substrat ferritique en remplissant les trous. 24 couches ont été déposées sur la plaque perforée (environ 75 µm/couche) et les échantillons témoins respectivement en cuivre CuNiP, Invar® et acier DC04, (figure III-29 et III-30). Les échantillons ont été nettoyés à l'aide d'un alcool (éthanol) puis séchés par air chaud avant de les fixer sur la table machine.

Le *Cold Spray®,* ou encore le « *Cold Gas-Dynamic Spraying Process »,* est un procédé basé sur l'énergie cinétique. Grâce à l'énergie stockée dans un gaz comprimé, la vitesse de projection peut atteindre 300 à 1500 m/s. A ces vitesses, la poudre qui est généralement d'une granulométrie de quelques dizaines de µm, subit une déformation importante à l'instant de son impact sur le substrat. Une déformation plastique importante peut affecter aussi la surface du substrat. La densité du matériau obtenu par Cold Spray® peut être proche de celle du même matériau dense (environ 95%).

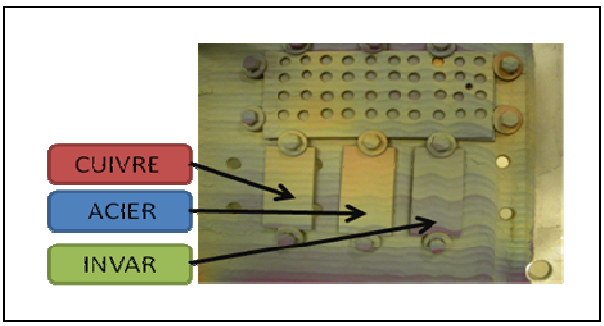


Figure III.29*: Dépôt de la poudre en cuivre sur une plaque perforée en acier doux par la technique Cold Spray®, et des échantillons témoins*

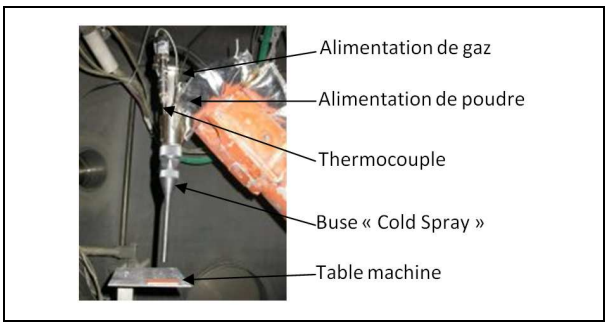


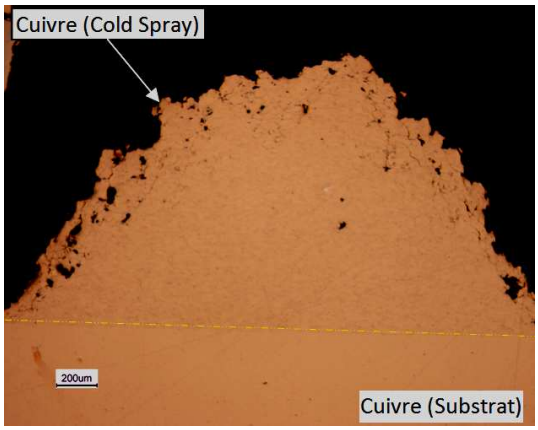
Figure III.30 *: Buse de projection dynamique par gaz froid (Cold Spray®, C2P, CdM, Mines-ParisTech)*

4.3.2- Observations microscopiques

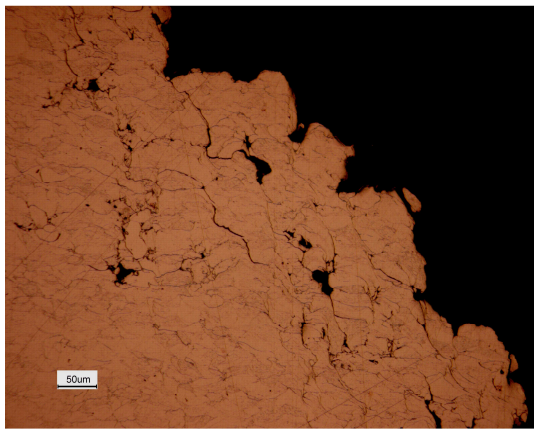
Les couches de cuivre déposées par Cold Spray® ont été caractérisées en microscopie optique afin d'évaluer l'aptitude à l'adhésion, un critère important de validation du procédé pour la mise en forme du substrat à ponts thermiques. Les observations dévoilent une différence considérable en termes d'adhésion et par rapport à la nature métallurgique des substrats. La figure III.31 montre les

observations micrographiques du cuivre obtenu par Cold Spray® et déposé sur les substrats en cuivre et en acier ferritique DC04. D'abord, il faut préciser que le diamètre de la tuyère de Laval utilisé est nettement supérieur au diamètre des trous perforés dans la plaque en acier. Pour cette raison, il a été impossible de déposer localement le cuivre et uniquement dans les endroits souhaités, comme il prévu lors de la sélection des procédés. Ceci explique aussi la présence du cuivre déposé sur la face supérieure de la plaque perforée en DC04.

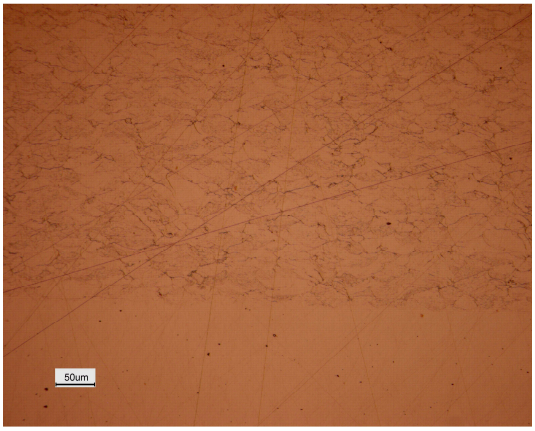
a) Micrographies d'une couche de cuivre déposée sur des substrats en cuivre CuNiP et en acier CD04



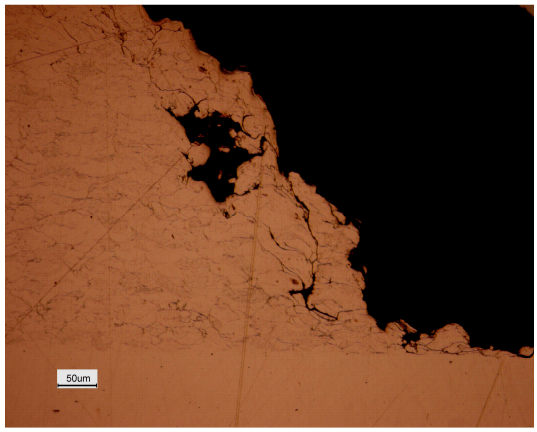
b) Interface Cu-Cu



c) Porosités dans le cuivre obtenu par Cold Spray®



d) Interface Cu-Cu,



e) Porosités dans le cuivre obtenu par Cold Spray®

Figure III.31 : *Micrographies du cuivre déposé sur le cuivre CuNiP*

Les premières constatations portent sur une analyse qualitative de l'adhésion entre le cuivre obtenu par projection dynamique et les différents substrats. Nous ne notons aucune adhésion entre la

plaque perforée en acier DC04 et le cuivre déposé. La séparation est visible à l'œil nul. Il est important de rappeler que la face supérieure du substrat n'a subi aucun traitement (ni sablage, ni abrasion) pour faciliter l'adhésion. L'absence d'adhésion peut être attribuée à la nature métallurgique des matériaux. Le DC04 est un acier ferritique dont la structure est cubique centrée tandis que le cuivre possède une structure cubique à faces centrées. En effet, les travaux de Long Li [120] ont conclu que l'établissement d'une adhésion entre deux matériaux de même nature est plus facile qu'entre deux matériaux de structures cristallographiques différentes. L'adhésion n'a pas été établie et même si elle l'a été, elle n'a pas résisté à la dilatation différentielle après refroidissement. En revanche, pour les échantillons témoins, nous constatons que le cuivre déposé a adhéré au substrat en acier DC04 uniquement dans le cas d'un traitement par abrasion.

Revenons maintenant aux figures III.31-b, III.31-d et III.31-e, les observations micrographiques illustrent une interface sans porosité entre le cuivre déposé et le cuivre CuNiP. Nous remarquons aussi que cette interface n'est pas linéaire. Chaque ondulation coïncide avec une particule de cuivre pénétrée dans le substrat. La surface du substrat en cuivre a subi une déformation plastique importante. Des mesures de dureté seront présentées ultérieurement pour confirmer cette constatation.

Les figures III.31-c et III.31-e montrent des pores dans le cuivre déposé, présents uniquement au voisinage des bords. La taille d'une porosité peut atteindre le 50x150 µm, c'est-à-dire l'équivalent de quelques dizaines de particules. L'absence de matière dans ces zones dévoile l'importance de l'incidence de l'impact sur l'adhésion. Lorsque l'angle θ entre la trajectoire de la particule et la normale locale à la surface dépasse un seuil, l'adhésion ne peut pas se produire et la particule est déviée. Cela explique aussi l'absence de porosité au cœur de la couche déposée par Cold Spray®.

Les observations micrographiques sur un échantillon témoin en Invar® ont montré une adhésion semblable à celle observée entre le cuivre déposé et cuivre CuNiP. Dans ce cas, nous proposons deux explications : premièrement, l'alliage $FeNi_{36}$ est austénitique comme le cuivre. Ceci appuie notre hypothèse précédente sur la cristallographie. La seconde est liée à la présence du nickel. En effet, les travaux de S. Guetta [90] sur l'impact d'une particule d'aluminium sur un substrat en aluminium ont montré une augmentation locale de la température avec une vitesse extrêmement élevée à l'instant de l'impact, suivie d'un refroidissement rapide. Dans notre cas, il semble que le nickel présent dans l'invar® et qui est parfaitement miscible dans le cuivre favorise l'adhésion entre la particule et le substrat au moment de collision contrairement à l'acier DCO4 où le fer et le cuivre présentent une solubilité réduite, entre 0,1 et 1% (Chapitre III. Fig.3.2). A l'instant de l'impact, la température locale du substrat augmente brusquement et peut atteindre la température de fusion des éléments présents. A cet instant, un troisième composé peut se former. La présence du nickel et celle du cuivre favorisent ce processus. Malheureusement, dans le cadre de ce travail, nous ne pouvons pas vérifier cette hypothèse puisqu'elle ne correspond pas à l'objectif de cette étude.

La réponse des surfaces testées diffère selon les échantillons et l'interprétation des essais de projection dynamique de poudres à froid est encore délicate puisque de nombreux facteurs peuvent influencer l'adhésion qui reste à quantifier d'une manière quantitative.

A la suite de ces essais, nous nous sommes intéressés maintenant aux propriétés mécaniques du cuivre obtenu par Cold Spray® afin de créer les ponts thermiques dans le substrat architecturé. La connaissance des propriétés mécaniques permet de déterminer les paramètres du traitement thermique. Nous nous limiterons à la mesure de la microdureté en raison de la complexité de réalisation d'éprouvettes à partir de la couche obtenue.

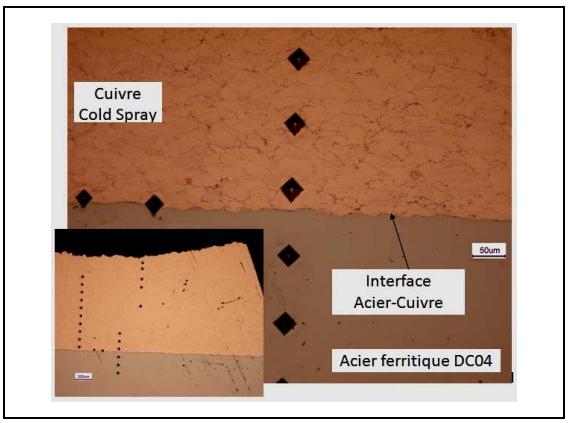


***Figure III.32**: Interface Cu-Acier DC04*

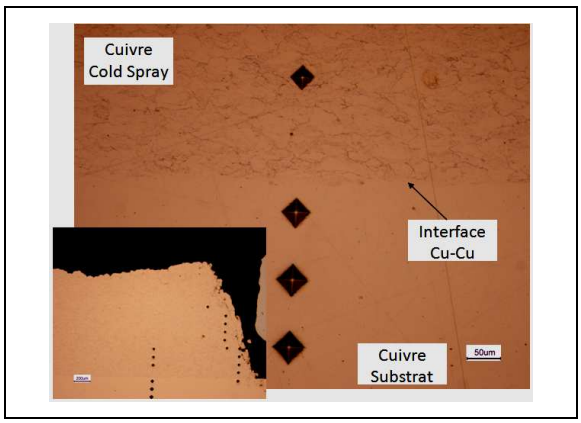
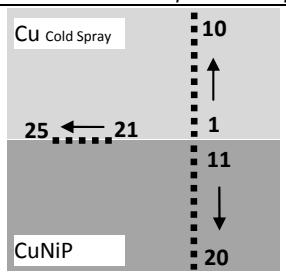


***Figure III.33** : Interface Cu-Cu*

***Tableau III.7 :** Microdureté du cuivre Cold Spray du substrat CuNiP après projection dynamique à froid*

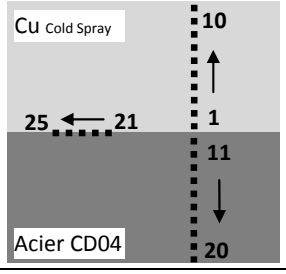
Distance entre deux points: 100µm



Point	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
D_{HV}	121	128	123	125	126	133	114	113	133	124
Point	**11**	**12**	**13**	**14**	**15**	**16**	**17**	**18**	**19**	**20**
D_{HV}	112	111	80	80	69	69	68	68	69	68
Point	**21**	**22**	**23**	**24**	**25**					
D_{HV}	125	129	122	129	128					

***Tableau III.8 :** Microdureté du cuivre déposé du substrat DC04 après projection dynamique à froid*

Distance entre deux points : 100µm



Point	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
D_{HV}	105	127	129	126	127	124	124	122	119	118
Point	**11**	**12**	**13**	**14**	**15**	**16**	**17**	**18**	**19**	**20**
D_{HV}	142	135	128	132	130	129	128	125	126	124
Point	**21**	**22**	**23**	**24**	**25**					
D_{HV}	167	180	167	178	174					

Les mesures de microdureté effectuées dans le cuivre obtenu par Cold Spray®, le CuNiP et l'acier DC04, valeurs dans les tableaux III.7 et III.8 et illustrées par les figures III.32 et III.33, ont été réalisées à l'aide d'un microduromètre type Vickers sous une charge de 100 g. La distance entre deux points

de mesure est 100 µm. Les empreintes d'indentation sont quasi-symétriques sauf à l'interface, les losanges sont asymétriques avec une moitié de taille plus petite du coté du matériau le plus dur. Nous constatons que la dureté à l'interface est toujours supérieure à celles des deux matériaux. L'impact de la poudre entraine un écrouissage surfacique des substrats, traduit par une augmentation locale de dureté qui diminue en s'éloignant de l'interface pour converger vers une valeur stable. Le cuivre obtenu par Cold Spray® présente une dureté typique de celle du cuivre écroui. Loin de l'interface (> 300 µm), l'acier DC04 et le cuivre CuNiP conservent leurs duretés initiales. La taille de zone écrouie à la surface des substrats est nettement supérieure à l'épaisseur de l'interface établie par un placage à froid. Donc pour réussir un colaminage ultérieur, les substrats comme la matière pour des ponts thermiques doivent être à l'état recuit pour assurer un taux de déformation plastique important.

Nous procéderons dans le paragraphe suivant à un traitement thermique d'adoucissement des échantillons : mais auparavant il faut déterminer le temps et la température du traitement.

4.3.3- Influence de la température et du temps de traitement sur la dureté du cuivre obtenu par Cold Spray®.

Dans les essais présentés dans le paragraphe précédent, nous avons montré que le dépôt d'une couche en cuivre sur les substrats en cuivre CuNiP et en acier DC04 provoque un durcissement des matériaux à l'interface. Nous avons constaté aussi que les particules de cuivre sont considérablement déformées à cause de la puissance d'impact assurée par la vitesse des particules. La déformation se traduit par un rapport de forme compris entre 3 et 5. Les mesures de dureté illustrent aussi des propriétés mécaniques semblables à celles du cuivre écroui. Dans ces conditions, nous devons réaliser un traitement thermique d'adoucissement avant le colaminage. Le traitement d'adoucissement offrira au cuivre la ductilité recherchée pour établir une adhésion au stade du placage à froid. Pour cette raison, nous avons analysé l'évolution de la dureté du cuivre obtenu par Cold Spray® en fonction de la température et du temps du traitement.

Des échantillons de cuivre déposé ont été traités thermiquement dans un four tubulaire sous air. Les températures du traitement thermique sont : 250, 300, 350, 400 et 450°C. Le temps de maintien varie entre 30 min et deux heures et demie avec un pas de 30 min. Les dimensions des échantillons sont 10x10x1.5 mm. A la sortie du four, les surfaces extérieures des échantillons sont oxydées. Un polissage mécanique à l'aide d'un papier abrasif en SiC (P1200) a été réalisé pour éliminer les couches d'oxydes et suivi d'un polissage à la pâte diamantée jusqu'à 1 µm. Les mesures ont été réalisées à la température ambiante et à l'aide du même micro-duromètre présenté ci-dessus. La charge appliquée est 100 g et le temps de maintien est 10 secondes.

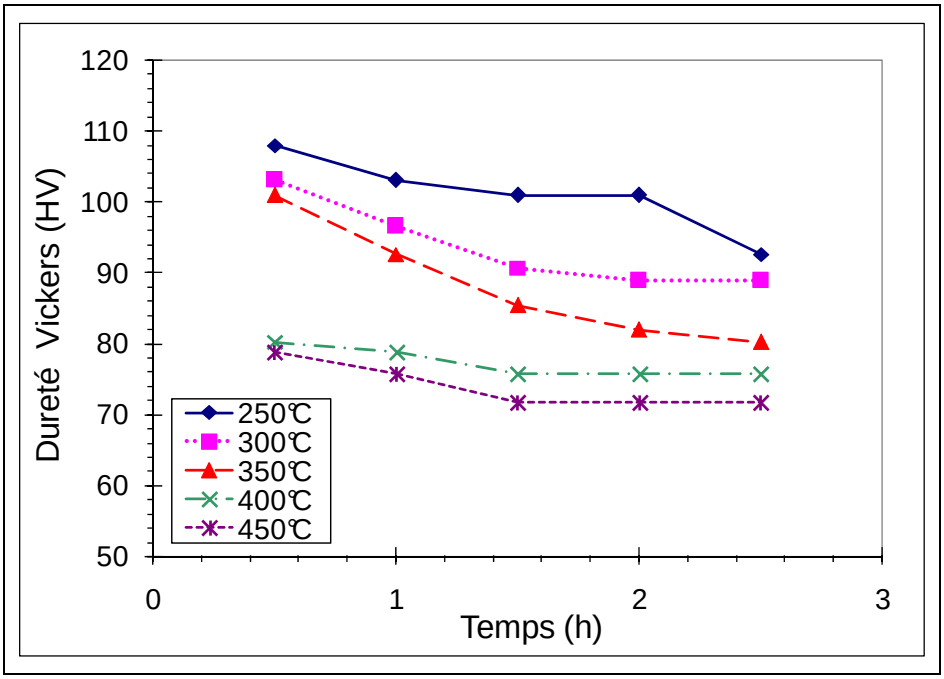


Figure III.35 : *Evolution de la microdureté du cuivre obtenu par Cold Spray® en fonction du temps et de la température du traitement*

La figure III.35 illustre l'influence du temps et de la température du traitement thermique sur la microdureté du cuivre obtenu par projection dynamique de poudres à froid. Sans traitement thermique, la microdureté initiale du cuivre est environ 124 $HV_{0.1}$. Pour des températures de traitement relativement basses (< 350 °C), un temps de traitement long (> 2h) est nécessaire pour atteindre une dureté inférieure à 90 HV. Au delà de 400°C, une demi-heure est suffisant pour baisser la dureté du cuivre de 35%, c'est-à-dire 80 HV. Aux hautes températures, la pente de variation de la microdureté est quasi-nulle. Effet, à 450°C, la différence des microduretés du cuivre pour un temps de maintien de 30 min et 2h30 reste inférieure à 5% (80 HV pour 30 min et 76 HV pour 2h30), et proche de la marge d'erreur. En revanche, à 350°C, le cuivre perd environ 0,15 HV/min. L'évolution de la microdureté en fonction de la température nous permet de choisir les paramètres de traitement thermique. Dans notre cas, les échantillons ont subi un traitement à 420 °C pendant 1h.

4.4-Obtention des ponts thermiques sans apport de matière : Essais de pénétration

Dans le chapitre II, nous avons calculé l'influence de la fraction des ponts thermiques sur les propriétés thermiques du substrat CPTh (colaminé à ponts thermiques) à l'aide de la simulation numérique. Maintenant, nous nous intéressons à créer ces ponts thermiques sans apport de matière. Le cuivre doit donc pénétrer les trous de la plaque perforée en Invar® et doit être capable de remplir la totalité des espaces vides. Le mécanisme utilisé est basé sur le comportement plastique et le principe correspond à un filage à froid du cuivre et l'Invar® ajouré constitue une filière. Le diamètre des trous et la pression appliquée sont les principaux facteurs influençant le remplissage.

L'objectif principal de l'essai de pénétration consiste à reproduire le colaminage en statique afin de déterminer la probabilité de formation des ponts thermiques. Bay [101] a utilisé un dispositif similaire pour étudier le développement d'une adhésion par placage à froid. Dans notre cas, nous utilisons deux plaques en cuivre FPG pour représenter les deux couches extérieures du substrat et une plaque intermédiaire en Invar® perforée au centre. L'épaisseur des plaques en cuivre est 1,5 mm et celà de la plaque en Invar® est 1,57 mm pour une surface 20x20 mm. Quatre diamètres ont été testés : 1, 2, 3 et 4 mm. Une pression **F** a été appliquée à l'aide d'une machine à vis INSTRON équipée d'une cellule de charge de capacité 20 tonnes. La vitesse de chargement est 1 mm/min. Les faces extérieures ont été nettoyées par polissage (P1200) suivi d'un séchage par air chaud.

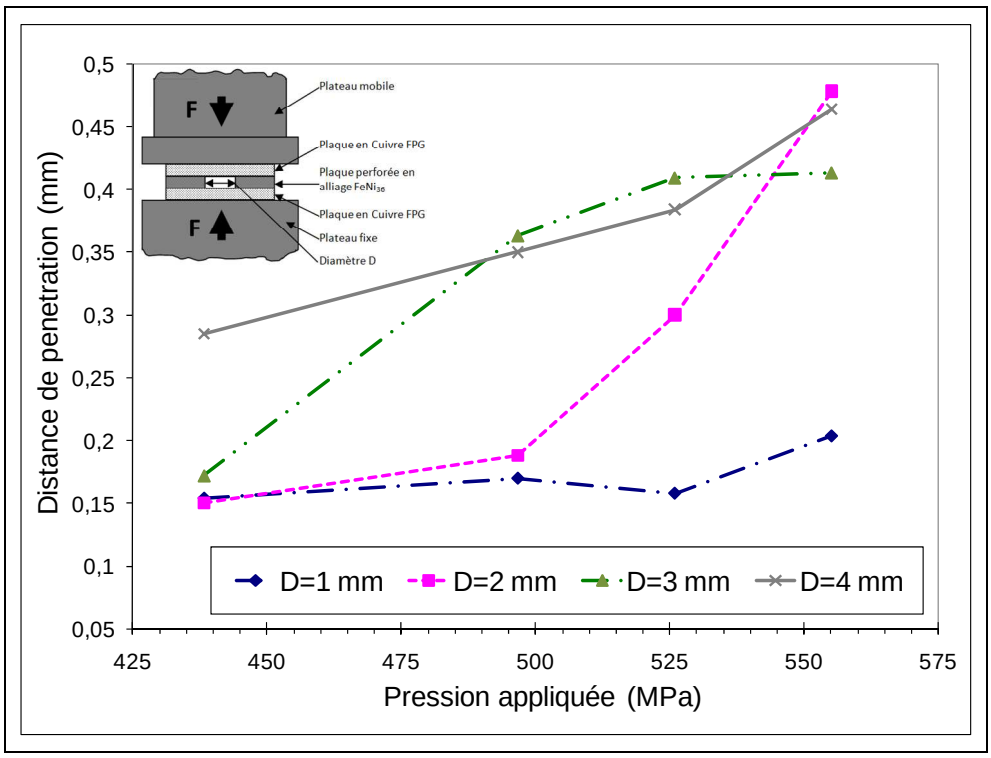


Figure III.36: *Distance de pénétration du cuivre en fonction du diamètre des trous et de la pression appliquée*

La figure III.36 illustre la profondeur de pénétration du cuivre en fonction du diamètre des trous et de la pression appliquée. Ces tests de pénétration montrent que dans le cas de diamètres inférieurs à 1 mm, le cuivre pénètre difficilement et il n'arrive pas à remplir la totalité de volume vide même à haute pression. Le taux total de remplissage reste inférieur à 40%. Lorsque le diamètre du trou est important (≥ 4 mm), le cuivre remplit environ 60% du volume vide même à la pression la plus faible et la totalité de ce volume quand la pression dépasse 500 MPa. Pour les plaques avec un trou de 2 mm, nous constatons la présence d'un seuil de pression à partir duquel la profondeur de pénétration augmente brusquement. Ce seuil présente la force minimale appliquée permettant le filage du cuivre à travers la perforation dans la plaque en Invar®. Lorsque la taille du trou est voisine de 3 mm, Le seuil de pression est plus faible que celui pour le diamètre 2 mm et le remplissage en cuivre peut atteindre la valeur maximale à une pression plus faible. Il apparaît que pour les diamètres de perforation supérieurs à 2 mm, le taux de remplissage augmente quand la pression augmente puis il converge vers un taux maximal qui correspond à l'entrée en contact des cuivres provenant de deux faces externes.

Ces essais de pénétration ont permis de tirer des conclusions quant au diamètre minimal des ponts thermiques réalisables par colaminage et sans apport de matière. L'objectif principal est de réduire le plus possible le diamètre des trous pour éviter le risque de gonflement lors de la mise en service du substrat. En revanche, si le diamètre des trous est très faible, deux limites peuvent s'imposer : la première concerne la découpe mécanique des trous dans la bande d'Invar®. La deuxième concerne le remplissage total des trous qui ne peut être assuré que si le seuil minimal de diamètre est atteint. Pour éviter ces deux alias et en se basant sur les essais de pénétration, le diamètre défini pour les ponts thermiques est 3 mm.

Pour obtenir des ponts thermiques circulaires dans l'assemblage, la découpe dans la plaque en Invar® doit avoir une forme elliptique dont les dimensions sont déterminées en fonction du taux de réduction appliqué lors du colaminage. Dans le cas présent, nous considérons les deux hypothèses suivantes pour déterminer ces dimensions :

- La pression de laminage engendre une déformation des plaques uniquement dans la direction du colaminage. Les déformations transversales sont considérées négligeables (ce n'est que partiellement vrai). Le grand axe de l'ellipse est donc égal au diamètre final.

- Les rapports des épaisseurs entre les différentes couches avant et après le colaminage sont identiques.

Pour un taux de réduction supérieur à 50% (66%), l'ellipse est définie par son grand axe de 3 mm et son petit axe de 1 mm. Les dimensions ont été calculées en supposant que la déformation des matériaux dans la direction transversale (perpendiculairement au sens du colaminage) est nulle.

4.5- Mécanisme d'adhésion par placage à froid (colaminage) pour l'obtention d'un substrat à ponts thermiques

4.5.1- Introduction

Dans la première partie de ce chapitre nous avons présenté les trois méthodes proposées pour obtenir les ponts thermiques, dont deux avec apport de matière et une sans apport de matière. Le but recherché est la mise au point d'un procédé simple permettant l'obtention de la structure finale du substrat architecturé sans introduire des modifications néfastes qui peuvent altérer le fonctionnement de l'assemblage. Le procédé du colaminage à froid a été sélectionné pour atteindre ce but. Les différents essais réalisés jusqu'à présent l'ont été dans l'objectif de déterminer les facteurs influençant les paramètres procédé dits secondaires. Dans les paragraphes précédents, nous avions étudié deux aspects : pour le remplissage par poudre, nous avions expliqué l'établissement d'adhésion par projection dynamique de poudres à froid et le traitement thermique permettant l'adoucissement les matériaux d'une part. D'autre part, nous avions déterminé la taille optimale des trous pour créer les ponts thermiques sans apport de matière. Dans cette partie de ce chapitre, nous montrerons l'influence du mode d'obtention (sans/avec apport de matière) sur l'adhésion et la structure du substrat.

4.5.2- Mode opératoire d'élaboration des échantillons

4.5.2.1- Préparation des surfaces par brossage mécanique

Le substrat architecturé comprend deux couches extérieures en cuivre, une couche intermédiaire perforée et des puits thermiques reliant la face supérieure à la face inférieure du substrat à travers la couche intermédiaire. L'assemblage de ces éléments se base sur la déformation plastique importante engendrée par le colaminage. L'étape suivante consiste à vérifier la faisabilité d'obtention d'une adhésion entre ces éléments. Nous commençons par une préparation de surface des échantillons.

a) 1er cas d'assemblage par apport de matière : remplissage par poudre de cuivre déposé

Après avoir déposé la poudre de cuivre sur le substrat en cuivre CuNiP à l'aide de la projection dynamique à froid, le reliquat de cuivre présent sur la surface supérieure de la plaque perforée en acier DC04 a été supprimé par une opération de fraisage. Ensuite, l'ensemble a subi un traitement thermique d'adoucissement à 450°C pendant 1h. L'étape suivante consiste à préparer les surfaces à plaquer. Pour cela, un support a été conçu pour maintenir les plaques lors du brossage. La brosse est en poils d'acier de diamètre 300 µm. Nous définirons plus tard des paramètres de brossage. Les deux faces de la plaque perforée en acier DC04 ainsi qu'une face d'une plaque en cuivre CuNiP ont été brossées. Pour la plaque en cuivre qui contient déjà la poudre de cuivre déposé, une deuxième brosse métallique a été utilisée dont le diamètre extérieure est 50 mm et celui des poils est 150 µm.

b) 2eme cas d'assemblage par apport de matière : Inserts métalliques

Deux plaques de CuNiP de 100x45x1.5 mm ont été découpées. Une troisième plaque en acier DC04 a été découpée aux mêmes dimensions. Pour obtenir des trous de diamètre 3 mm, un foret de diamètre 2,8 mm est utilisé pour l'ébauche du perçage. Ensuite, un alésoir de finition permet d'obtenir des trous sans bavures au diamètre souhaité. Le perçage et l'alésage ont été réalisés sur une machine d'usinage à commande numérique. L'entraxe entre deux trous est 6 mm et la précision géométrique est supérieure à 0.01 mm.

En ce qui concerne les pièces métalliques pour créer les ponts thermiques, nous avons utilisé un fil en cuivre FPG de diamètre identique à celui des trous dans la plaque perforée (3 mm). La découpe des pièces, dont l'épaisseur 1.5 mm, a été réalisée sur une mini-tronçonneuse équipée d'une meule de diamètre 10 cm et d'épaisseur 300 µm. La vitesse de découpe est environ 10 mm/min pour une vitesse de rotation du disque proche de 1500 tr/min. Un lubrifiant a été utilisé lors de la découpe pour empêcher l'échauffement du fil.

Après avoir brossé les différences faces à plaquer à l'aide de la même brosse pour le 1er cas, les inserts en cuivre ont été introduits dans les trous de la plaque perforée un par un, ensuite l'ensemble est superposé selon l'ordre souhaité (Cu-Acier-Cu).

c) Assemblage sans apport de matière : tôles lisses.

Rappelons que nous avons défini trois configurations optimales pour le substrat architecturé en Cu-$FeNi_{36}$-Cu (Chapitre II) : 33%-33%-33%, 20%-30%-50% et 30%-30%-40%. Nous essayons d'obtenir ces trois configurations par colaminage. Dans ce cas présent, l'obtention des substrats ne demande pas un apport de matière, seulement la déformation plastique importante du cuivre provenant de deux couches extérieures permet de remplir les trous dans la plaque perforée.

Nous commençons d'abord par découper les plaques dans une bande en cuivre FPG. Trois épaisseurs ont été déterminées : 0.78, 1.5 et 2mm. La longueur et la largeur des plaques découpées sont respectivement 115 mm et 50 mm.

En ce qui concerne les plaques perforées en Invar®, notre partenaire Griset S.A a sollicité la société Augé-Découpage (Besançon, 25) spécialisée dans la découpe mécanique des substrats pour l'électronique. D'abord, les plaques (50x115 mm) ont été découpées dans une bande en Invar® dont l'épaisseur est 1.57 mm. Ensuite, des trous elliptiques (1x3 mm) ont été perforés dont l'entraxe est 6 mm. Le petit axe des trous elliptiques est orienté dans la direction de colaminage. Un traitement thermique de détensionnement a été appliqué aux plaques perforées pour relaxer les contraintes résiduelles générées par la découpe mécanique. La température du traitement est 450°C pour un temps de maintien de 2 heures.

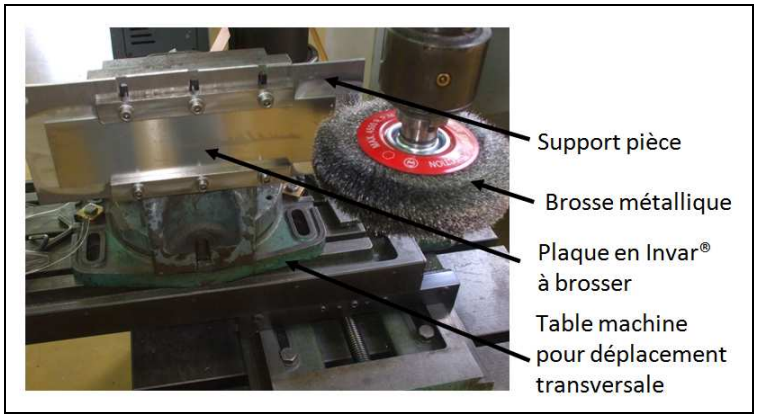


Figure III.37: *Préparation des surfaces par brossage*

L'étape suivante consiste en nettoyage des faces à plaquer par brossage mécanique. La brosse utilisée de diamètre extérieur 200 mm est en acier. Le diamètre d'un poil métallique est 300 µm. Avant le brossage, un dégraissage chimique des surfaces à l'aide d'un alcool a été réalisé pour éliminer les traces d'huile résiduelles et toute autre source de contamination. La vitesse de rotation de la brosse est 1250 tr/min et la vitesse d'avancement est environ 250 mm/min, figure III.37. Finalement, deux plaques en cuivre FPG et une plaque en Invar® ont été superposées puis colaminées. Le tableau III.8 montre les trois configurations réalisées.

Tableau III.8 : *Configurations étudiées, épaisseurs de couches avant colaminage*

	Désignation	Epaisseur de la couche supérieure en cuivre FPG (mm)	Epaisseur de la couche intermédiaire en Invar® (mm)	Epaisseur de la couche inférieure en cuivre FPG (mm)
Configuration 1	**CPTh-A**	1.5	1.57	1.5
Configuration 2	**CPTh-B**	0.78	1.57	2
Configuration 3	**CPTh-C**	1.5	1.57	2

4.5.2.2- Assemblage par placage à froid : colaminage, mode expérimental

Pour colaminer à froid, nous avons utilisé un laminoir duo de puissance 11 KW. Le diamètre des cylindres est 200 mm et la largeur utile est 200 mm. La vitesse de colaminage est 5.5 m/min. Un dispositif de guidage a été installé à l'entrée du laminoir pour assurer la perpendicularité des échantillons par rapport aux axes des cylindres, figure III.38. Nous avons choisi de piloter le laminoir en déformation imposée. Le Taux de réduction est de 66%. A la sortie du laminoir, les échantillons sont chauds et légèrement courbés, figure III.39. Les surfaces sont brillantes et propres. Aucune déchirure ou déformation indésirable n'a été observée.

Un dispositif de mesure thermique équipé d'un thermocouple type K a été utilisé pour mesurer la température de l'échantillon en sortie du laminoir. La température de l'échantillon est voisine de 95°C.

Figure III.38: *Echantillon multicouche à l'entré du laminoir*

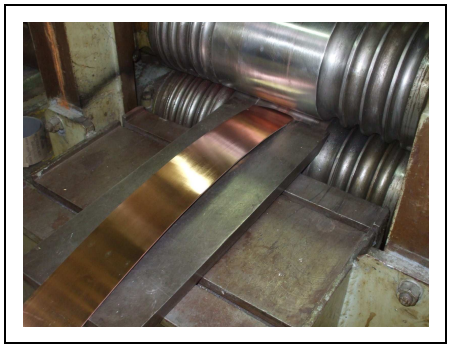


Figure III.39: *Echantillon multicouche à la sortie du laminoir*

4.5.2.3- Traitement de consolidation et diffusion

Le traitement thermique a pour but de favoriser la diffusion entre les différents constituants du substrat et de relaxer les contraintes résiduelles emmagasinées dans le matériau suite à la déformation imposée par le colaminage. Ce traitement thermique est réalisé dans un four tubulaire sous une atmosphère protectrice en argon (Ar+5%H_2) à 450°C. La vitesse de montée en température est de 10°C/min. Le choix de cette vitesse faible est lié principalement à la taille importante des échantillons et permet d'éviter tout choc thermique. La durée du palier de maintien isotherme à la température sélectionnée est deux heures. Finalement, le refroidissement est réalisé dans le four jusqu'à la température ambiante.

4.5.3- Analyse micrographique d'adhésion obtenue par colaminage et mécanismes de remplissage des trous.

Il convient à ce stade de s'interroger sur l'influence de la méthode d'élaboration sur la microstructure du substrat. L'observation d'une section transversale des substrats en microscopie optique, et l'analyse de la zone d'interdiffusion à la microsonde de Castaing, constituent nos outils de caractérisation d'interface. Nous commençons par une préparation de la surface. Les échantillons sont enrobés dans une résine époxy dont la polymérisation se développe à 50°C pendant 3 heures. Ensuite, le polissage est réalisé avec des papiers abrasifs SiC (de 80 jusqu'à 2500). Puis, un polissage de finition est exercé à l'aide de draps doux contenant une pâte diamantée (7, 3 et 1 µm) suivi par un nettoyage dans un bain d'alcool à ultrasons pour éliminer toute contamination. Finalement, les échantillons ont été séchés à l'air chaud. Vu la taille importante des échantillons (quelque cms x 1,5 mm), il était difficile d'enlever toutes les rayures par polissage manuel.

Les figures III. 40, III.41 et III.42 illustrent les observations en microscopie optique des substrats obtenus par trois méthodes proposées (Cold Spray®, Insert métallique, déformation plastique).

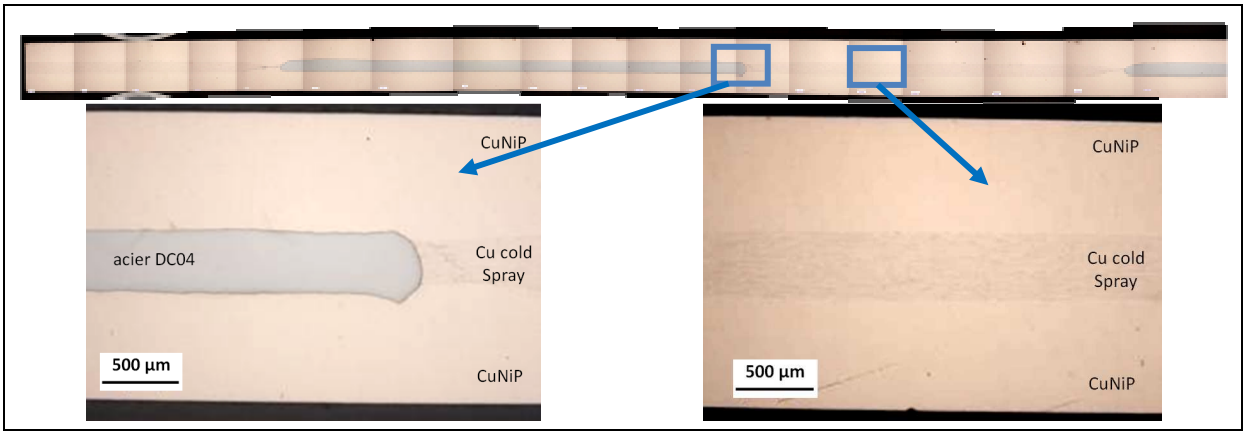


***Figure III.40**: Section transversale d'un substrat colaminé à ponts thermiques obtenu par Cold Spray®*
(CuNiP-DC04-CuNiP, 33%-33%-33%), (microscope optique)

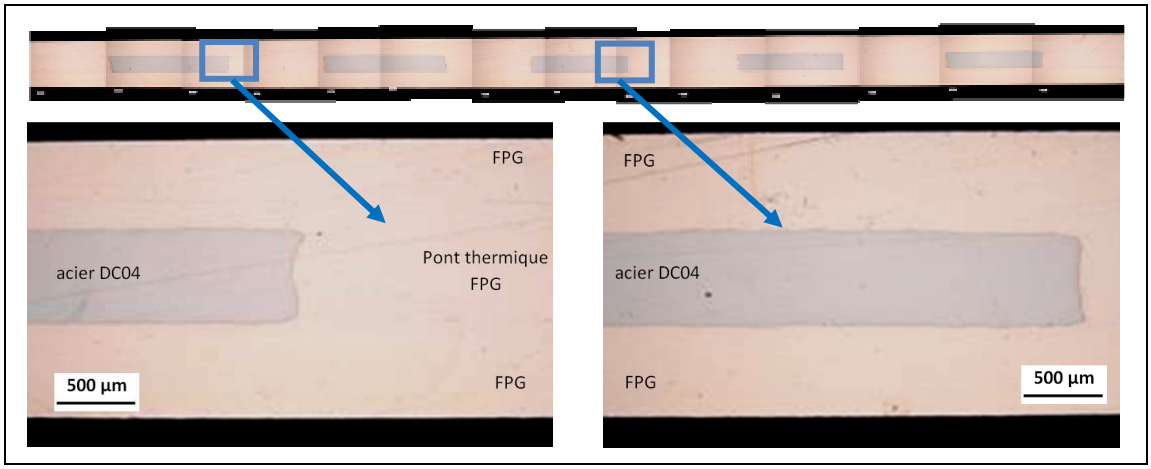


***Figure III.41**: Section transversale d'un substrat colaminé à ponts thermiques obtenu par l'introduction des inserts en cuivre FPG*
(CuNiP-DC04-CuNiP, 33%-33%-33%), (microscope optique)

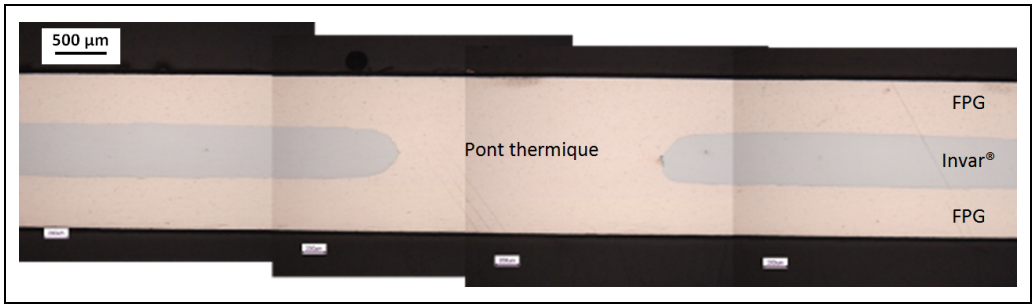


***Figure III.42**: Section transversale d'un substrat colaminé à ponts thermiques obtenu sans apport de matière*
(FPG-Invar®-FPG, 33%-33%-33%), (microscope optique)

D'abord, nous constatons une continuité de la matière à l'interface entre les différents composants du substrat indépendamment de la méthode utilisée (avec ou sans apport de matière). A cette échelle d'observation, il semble que le colaminage a permis d'établir une adhésion entre les trois couches et de créer des ponts thermiques comme prévu lors de la conception. Les surfaces extérieures des échantillons apparaissent lisses et l'épaisseur est uniforme sur toute la longueur de l'échantillon. La couche intermédiaire se trouve bien centrée à mi-épaisseur du substrat et les ponts thermiques sont équidistants. En revanche, nous constatons une différence remarquable de la forme de l'interface du pont thermique entre les trois méthodes utilisés avec trois types de paroi latérale :

- Bord circulaire, figure III.43-a : c'est le cas du substrat obtenu par apport de poudre de cuivre, déposée par Cold Spray®,
- Bord plan, figure III.43-b : ils sont présents dans le substrat obtenu par apport de matière sous la forme d'une pièce (insert) métallique.
- Bord anguleux, figure III.43-c : ils sont observés dans le substrat obtenu sans apport de matière.

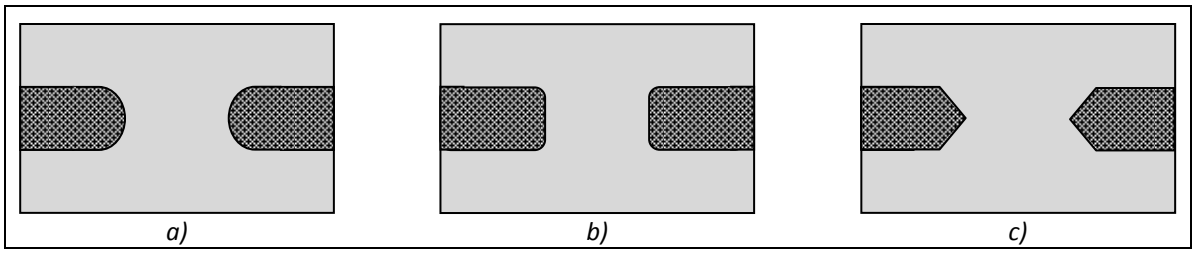
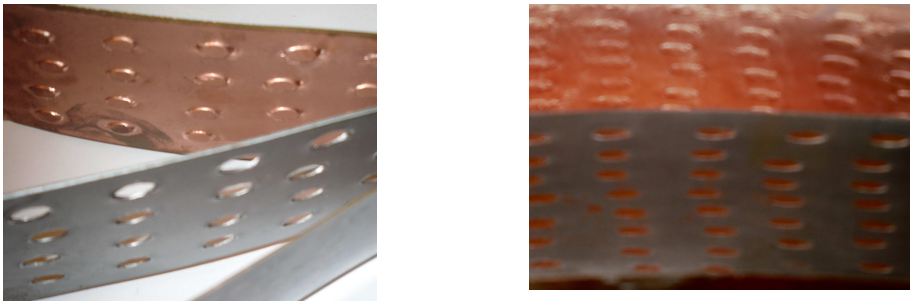


Figure III.43: *Différentes formes de bord d'un pont thermique en fonction de la méthode utilisée*

Afin expliquer l'origine de cette différence, nous analysons les différents stades du colaminage pour les trois cas. Dans ce but, nous avons utilisé des échantillons identiques à ceux réalisés selon les trois modes proposés mais nous avons empêché cette fois-ci la formation d'adhésion entre les différents constituants afin de reconstituer la déformation de chaque phase. En effet, l'adhésion par colaminage se développe grâce au mécanisme fragmentation-extrusion-soudage. L'absence des languettes, qui sont obtenues par brossage, conduit à l'insuccès de l'adhésion. Nous avons éliminé donc la phase de brossage du cycle de fabrication, et nous avons laissé les contaminations de la surface. Nous avons conservé également le même taux de réduction et les mêmes épaisseurs des plaques métalliques.

Evidement, les propriétés de surfaces non-brossées et brossées sont différentes (rugosité, dureté, etc.) et l'influence du brossage sur le comportement mécanique lors du placage à froid peut être non négligeable. Néanmoins, nous considérons l'hypothèse de l'indépendance entre le brossage et le comportement plastique des matériaux. Nous privilégions cette méthode expérimentale et nous évitons l'utilisation d'une autre méthode destructive pour séparer les composants d'un substrat réussi, afin de ne pas fausser nos résultats par des déformations additionnelles.

A la fin du colaminage, les surfaces n'adhèrent pas et l'analyse se base sur des mesures de la variation d'épaisseur des plaques et des observations microscopiques. La figure III.44 illustre deux échantillons (Cold Spray® et Sans apport de matière) où l'adhésion a été entravée lors du colaminage.

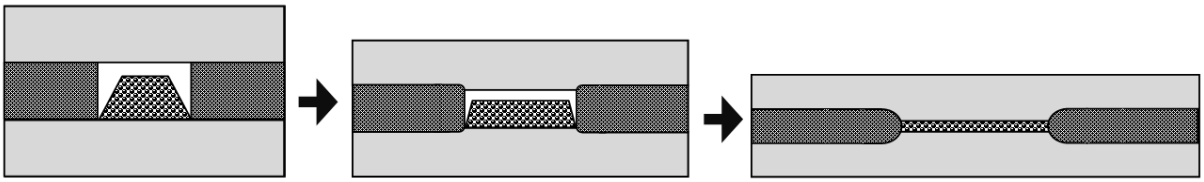


a) Remplissage sans apport de matière

b) Remplissage avec apport de matière, Cold Spray®

***Figure III.44**: Echantillons colaminés où l'adhésion a été entravée.*

Dans le cas du colaminé à ponts thermiques où les trous sont remplis par projection dynamique à froid de la poudre de cuivre, nous constatons que le volume de la matière d'apport (poudre de cuivre) est inférieur au volume initial (trous), figure III.45-a. Au premier stade du colaminage, les bandes métalliques commencent à s'étirer perpendiculairement à la direction de pression appliquée par les cylindres. Le cuivre pénètre lentement dans les trous pour combler la différence de volume, figure III.45-b. Les trous dans la plaque en Invar® jouent le rôle d'une filière. Etant donné que les propriétés mécaniques de la matière à filer (cuivre) et de la filière (Invar®) sont proches, les bords extrêmes du trou (la filière), l'endroit le plus sollicité, se déforment en passant d'un angle droit (90°) à un congé. Finalement, lorsque le taux de déformation est atteint, les bords prennent une forme circulaire et la poudre du cuivre se trouve au milieu du pont thermique (figure III.45-c) comme observé en microscopie.



a) *b)* *c)*

***Figure III.45**: Mécanisme de remplissage des trous lors du colaminage (option Cold Spray)*

Dans le dans du colaminé à ponts thermiques où un insert en cuivre a été introduit dans le trou, les bords sont parfaitement droits. L'insert métallique comble la totalité du vide (figure III.46-a) et sous

la pression du colaminage, il suit la déformation du trou sans laisser la possibilité au cuivre des bandes extérieures de s'introduire, figure III.46-b. En effet, la loi de conservation du volume, fait que l'insert en cuivre présente une barrière au changement de la forme des bords sous l'effet de la pression du laminage. Ce mécanisme continue jusqu'à obtention du taux de réduction final, figure III.46-c.

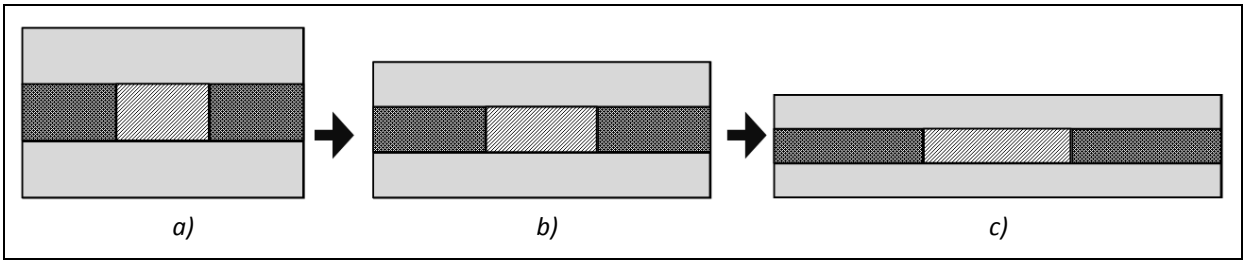


***Figure III.46**: Mécanisme de remplissage des trous lors du colaminage*

Le dernier cas concerne le colaminé à ponts thermiques obtenu sans apport de matière. Dans ce cas, deux mécanismes se produisent simultanément. En effet, lorsqu'un cylindre est soumis à une compression dans la direction de son axe, sa face latérale (surface libre) initialement droite se déforme en un « tonneau ». La surface d'un trou constitue un bord libre et sous l'effet de la pression du colaminage, le même mécanisme de mise en « tonneau » se produit identiquement sur un bord d'un trou, figure III.47-a. Néanmoins en même temps, le cuivre des bandes extérieures commence à pénétrer dans le trou pour combler le vide. Comme nous l'avons montré, la différence entre la résistance à l'écoulement de la matière à extruder (cuivre) et la limite élastique de la filière (Invar®) est relativement faible. Par conséquent, les bords se déforment. Il apparaît que l'existence simultanée des deux mécanismes donne une forme angulaire au bord, figure III.47-b. A la fin du colaminage, le trou est totalement rempli et le bord prend la forme décrite précédemment, figure III.47-c.

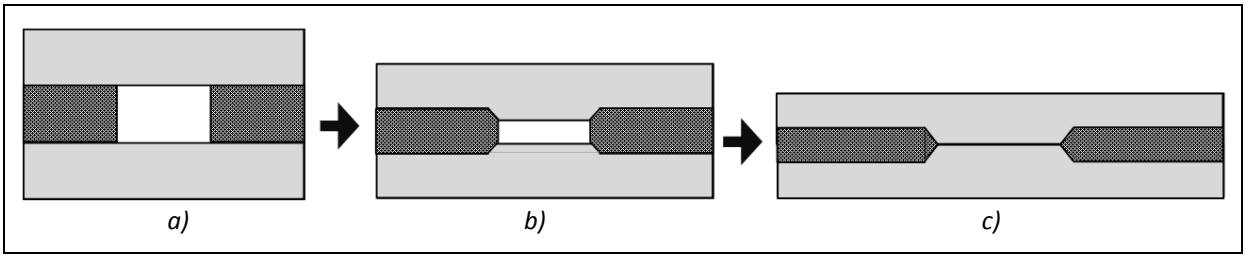


***Figure III.47**: Mécanisme de remplissage des trous lors du colaminage*

Les essais d'assemblage ont montré la faisabilité de la réalisation d'un substrat architecturé à ponts thermiques. Les trois modes proposés (sans et avec apport de matière) ont conduit à des ponts avec des bords différents. Or, en fonctionnement, le substrat se dilate et se rétracte à cause de la variation de température due à la chaleur dissipée par le semi-conducteur (On/Off). La forme du

bord peut être un facteur agissant sur la résistance du substrat au cyclage thermique. La tenue en service du colaminé à ponts thermiques présente un point de la prochaine phase de la démarche de conception paramétrée d'un substrat architecturé.

4.5.4- Analyse de la zone de transition et de la diffusion.

Pour cette étude à une échelle encore plus fine (µm), on s'intéresse uniquement aux substrats obtenus sans apport de matière avec un colaminé CuFPG-$FeNi_{36}$-CuFPG de type 33%-33%-33%. Nous avons utilisé un microscope électronique à balayage (MEB) et une microsonde de Castaing afin d'étudier la zone d'interdiffusion et d'identifier la répartition spatiale des éléments entre les deux métaux.

La figure III.48 illustre une micrographie d'une interface triple entre les deux bandes en cuivre et celle en Invar®. Une attaque chimique à base d'ammoniaque et d'eau oxygénée a été appliquée pour révéler la forme des grains. Nous pouvons constater sur cette figure la présence d'une zone d'interface d'épaisseur environ 2 µm. Cette zone est présente entre les cuivres provenant de la couche supérieure et celle inférieure, comme entre chaque couche de cuivre et l'Invar®. L'observation microscopique a montré aussi que la forme du bord d'un pont thermique est proche d'un tronc de cône, comme nous l'avions expliqué précédemment, et confirme l'établissement d'une adhésion à l'intersection des bandes en cuivre et entre cuivre et Invar®.

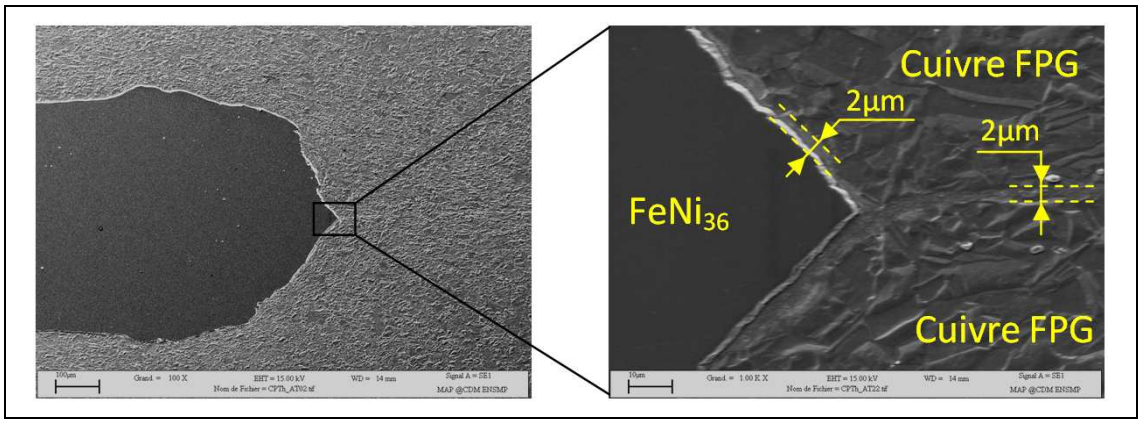
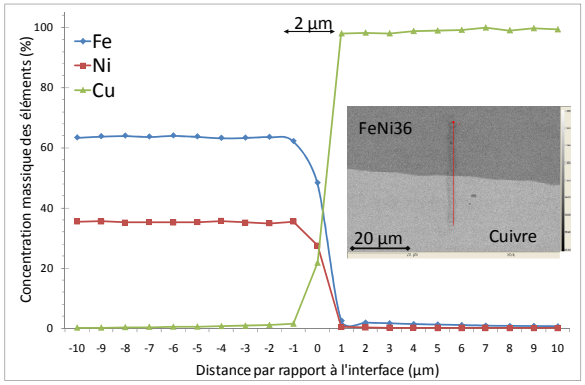


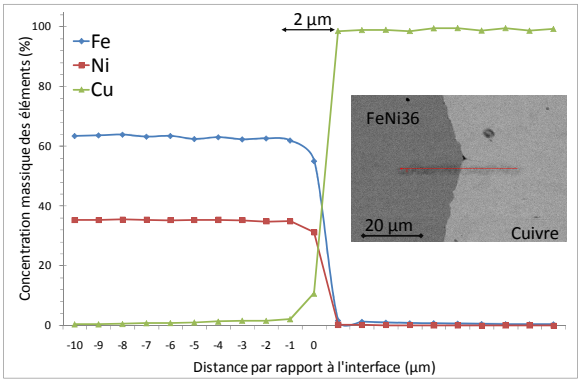
***Figure III.48**: Zone d'interface dans un échantillon colaminé à ponts thermique obtenu sans apport de matière (sans traitement thermique).*

Nous nous intéressons maintenant à la distance d'interdiffusion générée par le colaminage et le traitement thermique. Rappelons que le traitement thermique a été réalisé sous argon avec 5% d'hydrogène. La température du traitement est 450°C pour un temps de maintien de 2 heures. La vitesse de chauffage est de 10°C/min et le refroidissement a été effectué dans le four jusqu'à l'ambiante. La figure III.49 illustre le profil de concentration massique des éléments Fe, Ni et Cu au voisinage des interfaces Cuivre-Invar® en-dehors et dans un pont thermique, avant et après le

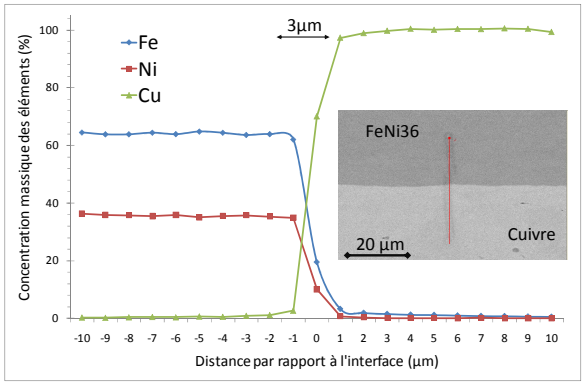
traitement thermique. Les mesures montrent que la zone d'interface en dehors du pont thermique est d'environ 2 µm avant traitement thermique et 3 µm après le traitement. En ce qui concerne la zone d'interface dans le pont thermique, proche de 3 µm avant le traitement, elle peut atteindre 5 µm après le traitement thermique. Ces résultats confirment la présence d'une adhésion à l'échelle atomique entre les différents composants du substrat et appuient les observations microscopiques précédentes. Nous pouvons constater que le traitement thermique a favorisé la diffusion entre le cuivre et l'alliage $FeNi_{36}$ et a conduit à un accroissement notable de la taille de zone de transition. Nos résultats sont en accord avec des mesures que nous avons réalisées sur un substrat commercial colaminé sans ponts thermiques de type Cu-$FeNi_{36}$-Cu où la zone de transition est 7 µm.



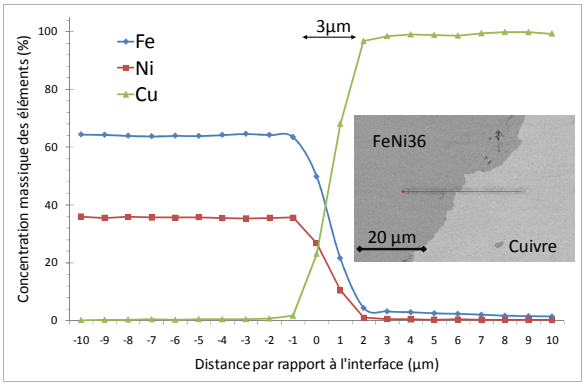
a) En-dehors du pont thermique, avant traitement thermique



b) Dans le pont thermique, avant traitement thermique



c) En-dehors du pont thermique, aprés traitement thermique



d) Dans le pont thermique, après traitement thermique

***Figure III.49**: Influence du traitement thermique sur la taille de la zone d'interface dans un échantillon colaminé à ponts thermiques obtenu sans apport de matière.*
Configuration : CuFPG-$FeNi_{36}$-CuFPG (33%-33%-33%), Traitement thermique : 450°C, 2h, Ar+5%H_2

Nous remarquons également que la zone d'interdiffusion est légèrement plus large dans le pont thermique qu'ailleurs. La différence de largeur est 1 µm et elle reste dans la limite de la résolution spatiale de la microsonde de Castaing. Nous pensons que la présence de trous favorise le mécanisme d'adhésion, particulièrement, dans la phase d'extrusion. La fraction de la surface de matière vierge

dans le pont thermique est supérieure à celle en dehors du pont thermique. Cette constatation est basée principalement sur l'absence totale des languettes à l'interface dans le pont thermique. La longueur de ces languettes aux interfaces Invar®-Cu est comprise entre 10 et 25 µm et la largeur est de 4 à 10 µm. La figure III.50 illustre les cartographies de la répartition des éléments chimiques (Cu, Fe, Ni et O) dans une languette et aux alentours. La taille de la fenêtre d'analyse est 75x75 µm. Cette languette résulte du brossage de l'Invar® car elle incorpore le fer de la brosse et l'Invar® dans une structure oxydée.

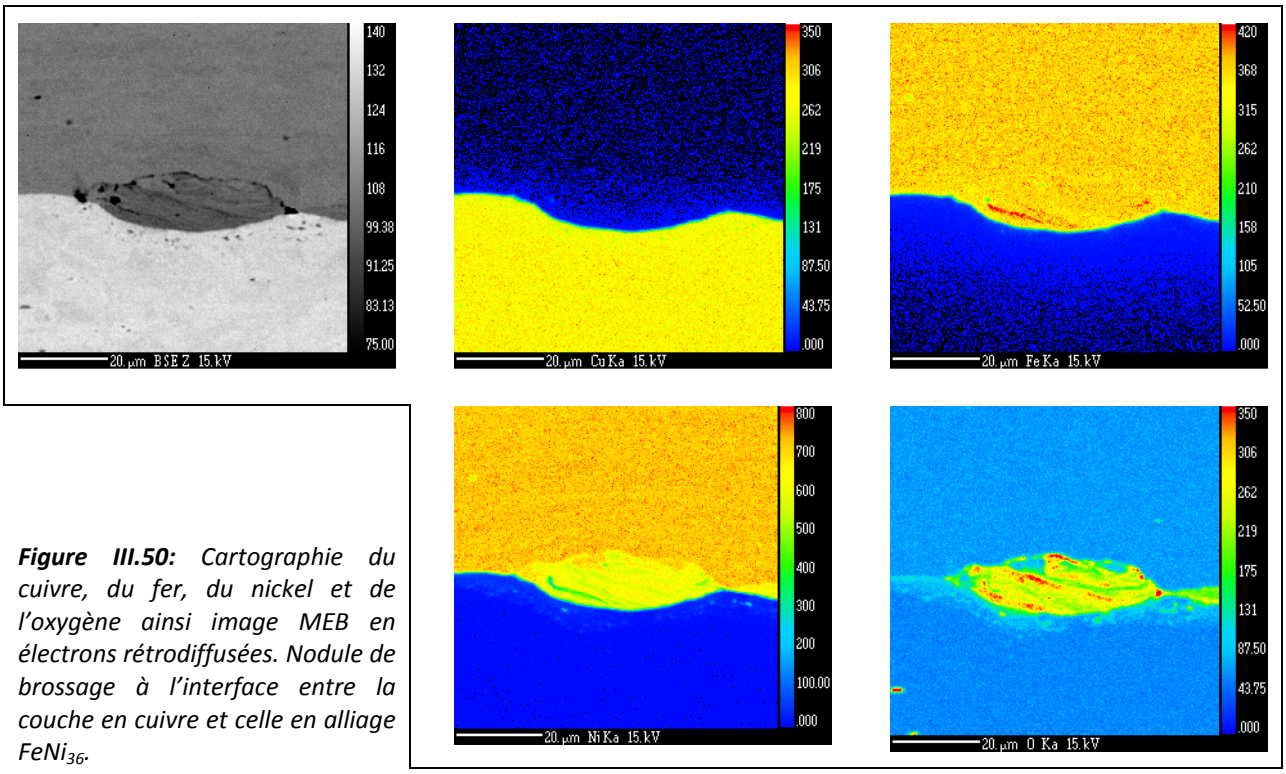


Figure III.50: *Cartographie du cuivre, du fer, du nickel et de l'oxygène ainsi image MEB en électrons rétrodiffusées. Nodule de brossage à l'interface entre la couche en cuivre et celle en alliage* $FeNi_{36}$.

Cette figure permet également de mettre en évidence un gradient de concentration et une mince couche d'interdiffusion entre le cuivre et l'alliage $FeNi_{36}$. En outre, la présence du nickel en conjonction avec le fer dans la languette montre que le substrat en $FeNi_{36}$ est l'origine de ces éléments. La présence de l'oxygène dont la distribution de concentration coïncide avec celle du fer atteste que la languette est riche en oxyde de fer. Le brossage augmente la température de surface du matériau d'une manière considérable et expose la matière vierge à l'environnement riche en oxygène. Le fer de la brosse se trouve donc avec l'oxygène et la formation de son oxyde est favorisée.

Nous avons montré sur la figure III.2 que le cuivre est partiellement miscible dans le fer et la solubilité des couples Cu-Ni et Fe-Ni est supérieure à 1%. Rappelons maintenant les règles de Hume-Rothery [136] sur les conditions nécessaires pour obtenir une solution solide avec une solubilité totale. Deux cas de figure peuvent se présenter : l'un concerne les solutions solides de substitution et l'autre concerne les solutions solides interstitielles. Dans le premier cas, lorsque les deux éléments

possèdent des propriétés chimiques et physiques semblables, une solution solide peut se former à toutes les températures inférieures à la température du solidus. Les règles générales pour que cette solution se développe sont :

- Les éléments constituant l'alliage doivent avoir la même structure cristallographique,
- Les atomes doivent avoir une taille voisine. Lorsque la différence est inférieure à 15%, la solubilité est totale. Au-delà de 15%, la solubilité devient limitée,
- Les valences des deux éléments doivent être identiques. Lorsqu'un élément possède une valence inférieure à un deuxième élément, il est susceptible de se dissoudre dans celui-ci.
- L'électronégativité du soluté et celle du solvant doivent être similaires. Dans le cas où la différence d'électronégativité est importante, un intermétallique tend à se former au lieu d'une solution solide.

Dans le deuxième cas, les règles générales pour une solution solide interstitielle sont :

- La taille des pores de la structure cristalline du solvant doit être supérieure à la taille des atomes de soluté,
- L'élément du solvant et celui de soluté doivent posséder une électronégativité similaire.

Le tableau III.9 illustre les caractéristiques des trois éléments présents dans le substrat CPTh.

Tableau III.9 : *Propriétés des composants du substrat*

	Cu	**Ni**	**Fe**
Structure cristalline	CFC	CFC	CC
Rayon atomique (Å)	1,35	1,35	1,4
Valence	1	2	2
Electronégativité (Pauling)	1,9	1,91	1,83

Le cuivre et le nickel semblent satisfaire les règles de Hume-Rothery pour une solution solide de substitution où le cuivre peut se dissoudre dans le nickel. En revanche, la structure cristallographique du cuivre est différente de celle du fer, ainsi que la valence. La solubilité entre le cuivre et le fer est très limitée bien qu'ils possèdent un rayon atomique proche. Néanmoins, si le cuivre contient des défauts cristallographiques (lacunes), le fer peut occuper ces endroits s'ils sont encore libres (présence de nickel). Dans ce cas la solution solide est interstitielle.

Rappelons que le traitement de diffusion a été réalisé à 450°C pendant 2 heures. En se basant sur les travaux de J. Priimets [137] et D.C. DEAN [138], ce traitement thermique ne permet pas d'augmenter considérablement la zone de diffusion car les coefficients de diffusion sont de l'ordre de 10^{-17} cm²/s. la vitesse de diffusion des éléments est très faible et l'évolution de la couche intermédiaire est très lente. Les profils de microanalyse par microsonde Castaing traduisent essentiellement la résolution analytique de l'appareil, plus que la variation progressive de composition. Le Traitement a principalement relaxé les contraintes résiduelles générées par le colaminage.

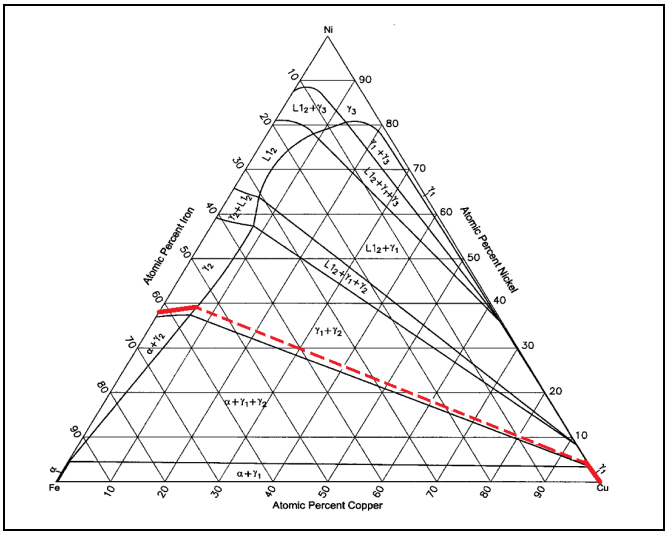


Figure III.51*: Diagramme de phase ternaire Cu-Fe-Ni, section isotherme (450°C) [126].*

La figure III.51 illustre le diagramme de phase ternaire Cu-Fe-Ni dans une section isotherme (450°C). Ce diagramme indique la possibilité de formation de deux nouvelles phases (Fe α ou $FeNi_{65}$) entre Fe-Ni et Cu-Ni sur les chemins de diffusion. A ce stade, nous ne pouvons pas déterminer avec précision le chemin exact de diffusion entre Invar® et cuivre à partir de nos mesures. Néanmoins nous en proposons un qui est, à notre avis, le plus probable. En effet, à 450°C, le fer α n'a pas été observé dans nos échantillons. Donc, $\alpha + \Upsilon_2$ "n'existe pas" et la phase Υ_2 se prolonge jusqu'à Fe (en considérant un diagramme métastable avec le fer Υ). Le cuivre doit s'enrichir légèrement en Ni avant de former Υ_2 (phase riche en Fe et Nickel). A la température du traitement, les phases gamma se rejoignent (Υ_1 et Υ_2). Depuis Fe-Ni, une progression dans le domaine métastable Υ_2, ensuite l'équilibre entre Υ_1 et Υ_2. Depuis le cuivre, la phase Υ_1 (Cu-Ni) se forme, puis l'équilibre $\Upsilon_1+\Upsilon_2$ s'établit. Nous ne disposions pas de toutes les preuves expérimentales pour éprouver ce chemin (en rouge sur la figure III.51), mais toutes les analyses sont réunies pour que le diagramme soit hors d'équilibre avec absence de la phase Fe α remplacée par la phase Fe Υ_2.

4.5.5- Conclusion.

Cette partie de ce chapitre a permis de mettre en évidence la possibilité d'obtention du substrat à ponts thermiques par placage à froid. Les observations métallographiques et les analyses à la microsonde de Castaing confirment le développement d'une liaison métallurgique entre les différents composants du substrat dans chacune de trois méthodes proposées. La transition d'un composant à l'autre reste assez brutale (de l'ordre de 5µm au plus). En outre, chaque méthode d'obtention présente son propre mode de remplissage des trous et influe différemment sur la forme finale des ponts thermiques. L'étape suivante de ce travail consiste à valider les propriétés thermiques et électriques du substrat architecturé par rapport à celles prévues lors de la conception paramétrée.

5- Etude des propriétés physiques du substrat architecturé à ponts thermiques.

Cette partie est consacrée à la détermination des propriétés du substrat architecturé. Nous nous intéressons principalement aux propriétés fonctionnelles des colaminés à ponts thermiques (conductivité thermique, résistance électrique et dilatabilité). Les essais ont été réalisés en collaboration avec notre partenaire le « Laboratoire National de Métrologie et d'Essais », (Trappes.78).

5.1- Influence de la température sur la conductivité thermique des substrats CPTh.

Les mesures de la conductivité thermique ont été réalisées en régime instationnaire et sont basées sur la relation entre la diffusivité thermique, la variation de la température, le temps et les paramètres géométriques. En effet, le profil de la température évolue selon l'équation de la conductivité thermique (2eme loi de Fourier) :

$$\frac{\partial T}{\partial t} = D_{th}\left[\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2}\right] \qquad [3\text{-}15]$$

où D_{th} est le coefficient de diffusion thermique. Ce coefficient relie la conductivité thermique λ_{th}, à la masse volumique du matériau ρ et à la chaleur spécifique massique c :

$$D_{th} = \frac{\lambda_{th}}{c.\rho} \qquad [3\text{-}16]$$

Dans le cas présent, nous considérons que le gradient de température existe uniquement dans la direction de l'épaisseur. Connaissant une solution de l'équation de la diffusion thermique, on peut déterminer le coefficient de diffusion thermique. Pour obtenir la conductivité thermique du substrat, l'évolution de la densité en fonction de la température a été également mesurée, comme la chaleur spécifique. Le dispositif de mesure consiste en une enceinte thermique dont laquelle un échantillon de dimensions 10x10x1.5 mm a été installé. Un système de chauffage est mis en contact avec l'échantillon qui est attaché à une plaque de référence instrumentée par des thermocouples. Le système d'acquisition permet d'enregistrer l'évolution de la température en fonction du temps à quatre points dont les coordonnées géométriques sont connues.

Dans le cas présent, les échantillons analysés sont trois substrats en colaminé à ponts thermiques (CPTh-A, CPTh-B et CPTh-C) et quatre matériaux composites qui peuvent être utilisés pour le substrat des modules électroniques de puissance : le MetGraf (avec et sans revêtement en cuivre), le Al-SiC et Cu-C et le colaminé Cu-FeNi-Cu(20%-60%-20%), ainsi que les deux métaux pour le substrat à ponts thermiques : Invar® et Cu-FPG.

La figure III.52 illustre l'évolution de la conductivité thermique en fonction de la température pour les différents substrats testés. Nous pouvons constater que les colaminés à ponts thermiques (CPTh-A, CPTh-B et CPTh-C) présentent une conductivité thermique nettement meilleure que celles des autres substrats colaminés et des composites. En effet, la conductivité thermique des colaminés à

ponts thermiques est comprise entre 270 et 320 W/m.K (selon la configuration), soit de 0,68 à 0,8 fois celle du cuivre, le matériau de référence. Les composites à matrice métallique (Al-SiC et Cu-Fibres de carbones) présentent une conductivité thermique proche de celle du molybdène (0,4 fois la conductivité du cuivre). En revanche, le colaminé sans ponts thermiques Cu-FeNi-Cu souffre d'une résistance thermique élevée. La conductivité thermique de ce multicouche ne dépasse pas 40 W/m.K. Ces résultats confirment le rôle assuré par les ponts thermiques et valident le concept proposé.

Il est important de signaler que les substrats CPTh présentent une légère baisse de la conductivité thermique quand la température augmente tandis que les autres substrats sont moins sensibles à la variation de la température. Pour comprendre l'origine de cette baisse, nous comparons le profil de la conductivité des substrats CPTh à ceux des composants de base (cuivre FPG et l'alliage $FeNi_{36}$). L'influence de la température sur la conductivité des substrats CPTh ressemble à celle du cuivre FPG. La conductivité du CPTh est gouvernée par le cuivre FPG. Néanmoins, la baisse de la conductivité du CPTh reste limitée, environ 0,28 W/m.K².

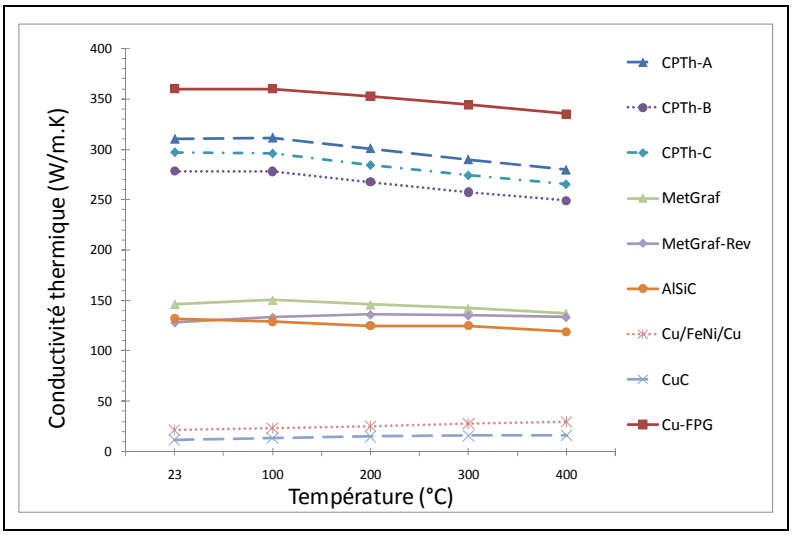


Figure III.52 : *Variation de la conductivité thermique de différents substrats en fonction de la température.*

5.2- Influence de la température sur la dilatabilité thermique des substrats CPTh.

La dilatabilité thermique est une des propriétés les plus importantes du substrat pour l'électronique de puissance. Les colaminés à ponts thermiques doivent présenter une dilatabilité dans le plan proche de celle du silicium. Pour déterminer l'influence de la température sur cette propriété, un dilatomètre vertical a été utilisé. L'échantillon est inséré entre la face d'un palpeur vertical relié à un extensomètre et la face d'un support en alumine. L'ensemble est logé dans un four dont la température est contrôlée par des résistances de chauffage entourant le tube laboratoire en

alumine, un circuit de refroidissement à eau et un ordinateur. Ce dernier permet de piloter le cycle du chauffage et d'enregistrer la température instantanée ainsi que les variations dimensionnelles de l'échantillon. Le palpeur est relié à un capteur inductif associé à un système électronique de conversion. Une légère pression est appliquée sur l'échantillon (charge= 1 g) pour maintenir le contact entre l'échantillon et le palpeur à chaque instant de l'essai. La température de l'essai est comprise entre l'ambiante et 200°C. Ce choix est justifié par le domaine de fonctionnement du substrat (ambiante/175°C). La vitesse de chauffage est 10°C/min. Les mesures ont été réalisées dans une direction perpendiculaire aux ponts thermiques des substrats CPTh, c'est-à-dire dans le plan d'assemblage. La dilatation thermique α est déterminée par l'équation suivante :

$$\alpha = \frac{1}{L_0} . \frac{\Delta L}{\Delta T} \qquad [3\text{-}17]$$

L_0 est la longueur initiale de l'échantillon et ΔL est sa variation due à une variation de température ΔT .

La figure III.53 illustre l'influence de la température sur le coefficient de dilatation thermique pour les substrats CPTh et les composites à matrice métallique.

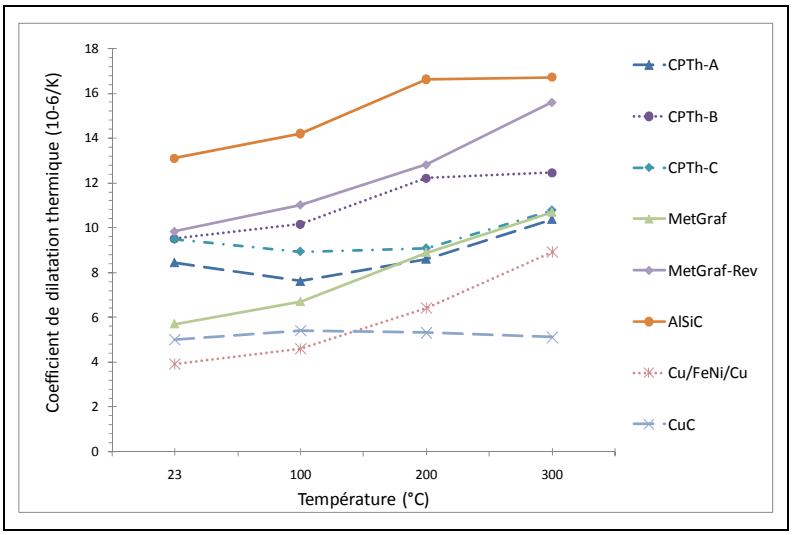


Figure III.53: *Variation du coefficient de dilatation thermique de différents substrats en fonction de la température.*

Les résultats des essais de dilatabilité thermique montrent que les substrats à ponts thermiques présentent un coefficient de dilatation compris entre 8 et 10.10^{-6}/K, environ la moitié de celui du cuivre. La présence de la couche intermédiaire en alliage $FeNi_{36}$ permet de limiter l'expansion thermique du matériau. Par comparaison aux autres substrats composites, la dilatabilité du substrat CPTh reste inférieure à celle du Al-SiC et proche de celle du composite Cu-C_{fibres} étudiés. En outre, une augmentation de 1°C de la température accroit de 1% le coefficient de la dilatation du substrat CPTh.

L'effet de la température sur l'expansion thermique du substrat architecturé semble acceptable pour l'application mécatronique.

5.3- Influence de la température sur la conductivité électrique des substrats CPTh.

En dehors de ses rôles mécanique et thermique (maintenir la puce et évacuer la chaleur dissipée), le substrat doit être aussi un bon conducteur électrique. Les mesures de la conductivité électrique ont été réalisées grâce à un dispositif expérimental conçu par le LNE, permettant la détermination de la résistivité électrique d'une éprouvette à des températures différentes. Le dispositif se base sur la méthode de Wanner et comprend deux bornes d'alimentation électriques et deux bornes de mesure de tension. L'ensemble est logé dans un four commandé par un ordinateur. L'enregistrement de la résistivité du substrat prend en considération la variation de la résistivité électrique du matériel en fonction de la température. La figure III.54 illustre l'influence de la température sur la conductivité électrique des différents matériaux testés. Nous constatons que seul le cuivre présente une conductivité électrique meilleure que celle du substrat CPTh. A l'ambiante, la conductivité électrique du colaminé à ponts thermiques est environ 70% celle du cuivre. Par contre, la conductivité électrique des autres substrats ne dépasse pas 22 MS/m, soit 57% de celle du CPTh et 40% de celle du cuivre. En outre, nous pouvons remarquer que l'augmentation de la température baisse notablement la conductivité électrique du cuivre FPG (environ 0.1MS/m.K), un des constituants du substrat architecturé. Ceci explique l'origine de la diminution de la conductivité électrique du substrat CPTh à haute température.

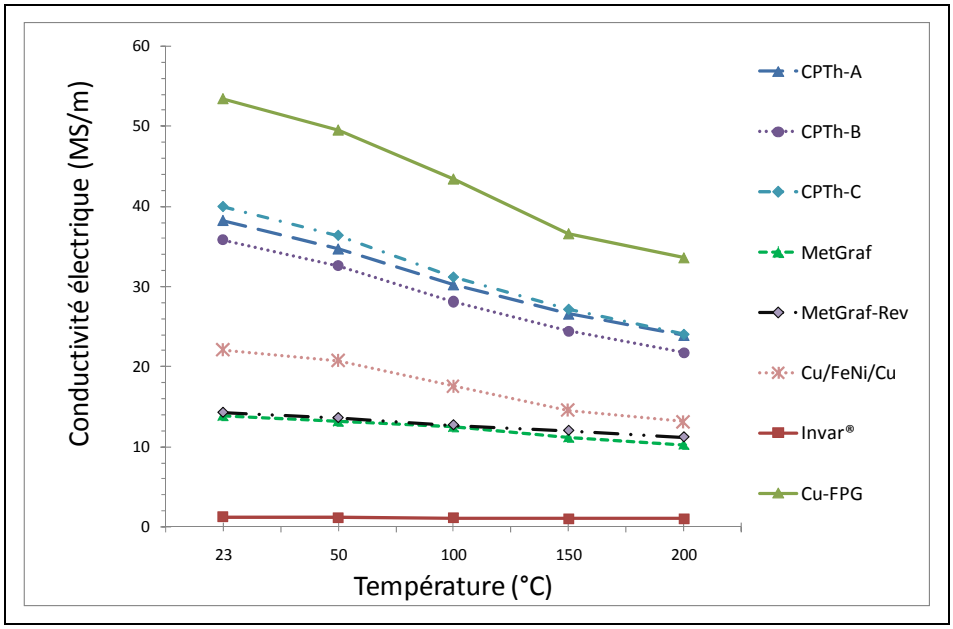


Figure III.54: *Variation de la conductivité électrique de différents substrats en fonction de la température.*

5.4- Performance du substrat architecturé.

Tout d'abord, nous commençons à comparer les substrats en fonction de deux paramètres. Les figures III.55 et III.56 illustrent respectivement la conductivité thermique en fonction de la dilatation thermique et en fonction de la conductivité électrique des différents substrats pour l'électronique de puissance.

Dans la figure III.55, nous constatons que les substrats CPTh sont les seuls matériaux qui présentent à la fois une bonne conductivité thermique et une dilatabilité faible. Entre les trois substrats CPTh, la configuration A (33%-33%-33%) possède les meilleures propriétés thermiques.

Dans la figure III.56, les substrats CPTh présentent la conductivité thermique dans la direction Z et aussi la conductivité électrique les plus élevées. Nous remarquons aussi que la conductivité électrique du CPTh-C est légèrement supérieure à celles des substrats CPth-B et CPTh-A. Néanmoins, la configuration A du CPTh conserve la meilleure conductivité thermique. Le choix entre le CPTh-A et le CPTh-C est gouverné par l'application envisagée.

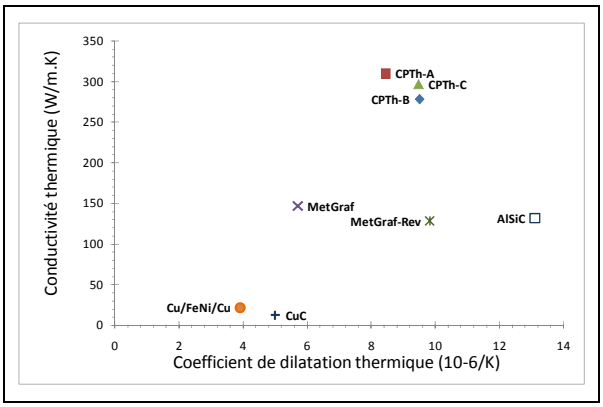


Figure III.55 : *Conductivité thermique en fonction du coefficient de dilatation thermique (à 23°C) pour les différents substrats d'électronique de puissance*

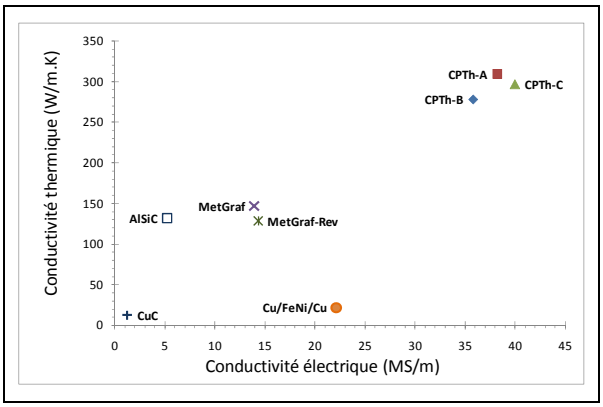


Figure III.56 : *Conductivité thermique en fonction de la conductivité électrique des substrats (à 23°C) pour l'électronique de puissance*

Rappelons que dans le chapitre II de ce mémoire, nous avons défini un indice de performance comme critère de sélection du substrat optimal. Nous utilisons maintenant un indice analogue afin de comparer les différents substrats. Le nouvel indice de performance FP_i s'écrit :

$$FP_i = \frac{\lambda_{Ti}\lambda_{Ei}}{\alpha_i} \text{ (W.MS.m}^{-2}\text{)} \qquad [3\text{-}18]$$

λ_{Ti}, λ_{Ei} et α_i sont respectivement la conductivité thermique, la conductivité électrique et le coefficient de dilatation thermique d'un substrat *i*.

Les histogrammes de la figure III.57 illustrent l'indice de performance de différents substrats. Le CPTh-A est le matériau qui possède l'indice de performance le plus élevé suivi par le CPTh-C. En

dehors du cuivre FPG, aucun matériau ne peut avoir un indice de performance supérieure à 0.3 fois celui du CPTh. La structure particulière du colaminé à ponts thermiques offre un bon compromis entre les propriétés thermiques, thermomécaniques et électriques.

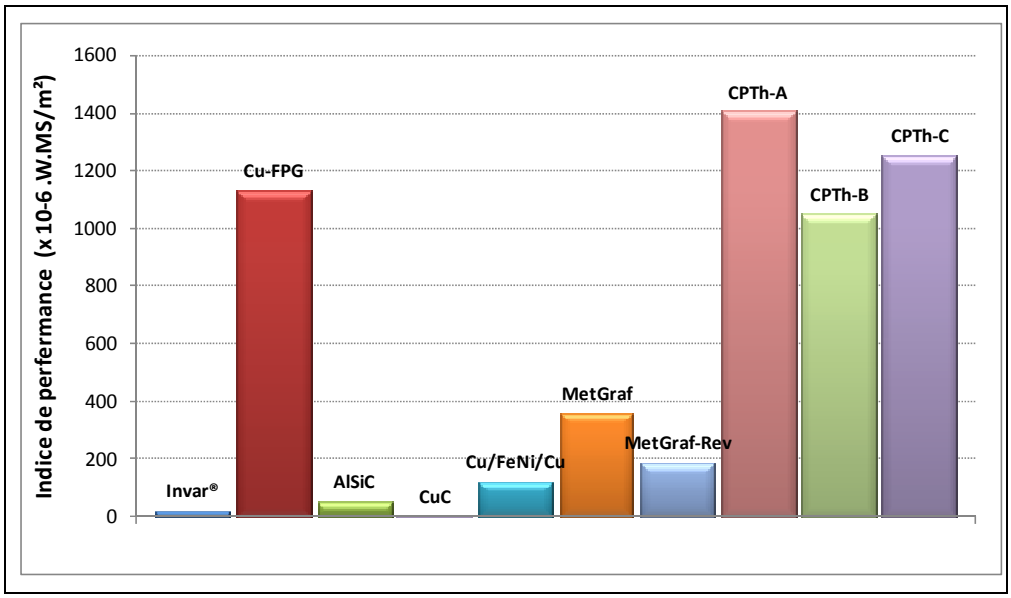


Figure III.57 : *Comparaison d'indice de performance des substrats pour l'électronique de puissance (à 23°C)*

5.5- Conclusion.

Les mesures thermiques, électriques et mécaniques ont mis en lumière une différence notable de propriétés entre le substrat architecturé à ponts thermiques et les autres matériaux utilisés aujourd'hui pour l'électronique de puissance. Le concept de la structure à ponts thermiques a permis d'avoir un bon compromis entre ces propriétés du substrat traduit par un indice de performance bien supérieur. Ces mesures prouvent l'efficacité de chaque composant du substrat CPTh, particulièrement, les ponts thermiques et la couche intermédiaire en alliage $FeNi_{36}$ à température ambiante. Ces mesures ont permis aussi de valider notre concept du substrat architecturé et ses propriétés prévues en phase de conception paramétrée et d'optimisation.

6- Vers l'industrialisation du substrat architecturé à ponts thermiques.

A ce stade et après la validation du procédé de mise en forme du substrat colaminé à ponts thermiques et ses propriétés thermiques et électriques, il convient maintenant d'analyser le comportement thermomécanique du nouveau matériau dans des conditions réelles d'usage. Pour ce faire, 50 plaques de chaque configuration du substrat (CPTh-A, CPTh-B et CPTh-C) ont été découpées dont les dimensions sont 120x60x1.5 mm. Ensuite, notre partenaire Molex a transformé ces plaques en substrats pour les modules démonstrateurs par découpe à jet d'eau et pliage. Un module démonstrateur contient trois substrats assemblés par encapsulation à l'aide d'un polymère : le substrat gauche, le substrat droit et le substrat commun (figure III.58). Les deux premiers substrats sont en colaminé à ponts thermiques et le troisième est entièrement en cuivre FPG. Chaque substrat en CPTh comprend deux zones : une zone d'assemblage de semi-conducteur et une zone d'alimentation électrique dite « borne», figure III.58.

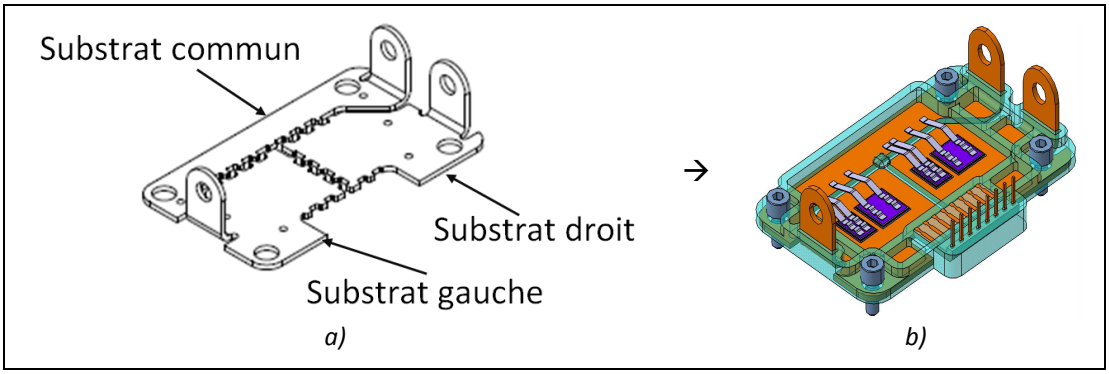


Figure III.58 : *Trois substrats pour un module démonstrateur : a) trois substrats, b) module assemblé (3 substrats, semi-conducteurs, rubans d'alimentation électrique et enrobage)*

Les premiers essais ont montré la faisabilité de réaliser des découpes sans endommager la structure du matériau. Néanmoins, certains prototypes présentent des défauts dans le rayon extérieur du pliage (rayon de pliage ~1mm). Des fissurations ont été observées lorsqu'un pont thermique (ou deux) se situent dans la zone de courbure. La taille maximale d'une fissure est 1,2 mm. La présence de ces fissures peut altérer l'alimentation électrique du substrat en modifiant sa résistance localement. Pour déterminer l'influence de ces fissures sur la fonction électrique du substrat, nous avons mis en place un dispositif expérimental adapté à la géométrie du substrat.

Ce dispositif comprend deux points d'alimentation électriques et deux points de mesures fixes. Les points d'alimentation sont installés sur les extrémités du substrat afin d'avoir des lignes de courant homogènes dans la zone d'analyse. Les deux points de mesure sont déterminés d'une manière que la zone de pliage soit incluse dans l'intervalle de mesure. Le premier point de mesure est situé à une distance de 5 mm avant le rayon de pliage tandis que le deuxième point se trouve au centre du substrat qui coïncide presque avec un axe passant par le centre de la puce après assemblage, figure III.59.

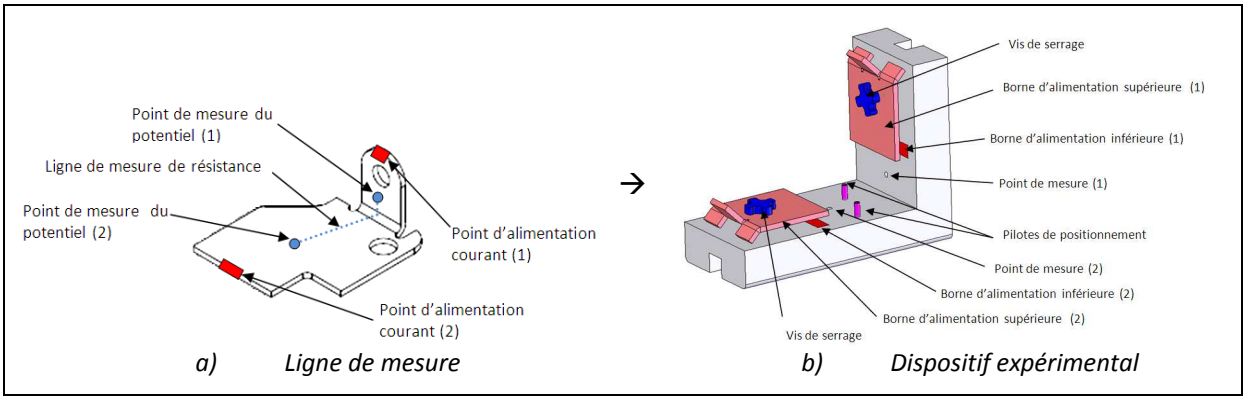


Figure III.59: *Dispositif de mesure électrique sur le substrat CPTh*

20 prototypes de chaque type substrat (gauche et droit) ont été analysés. Dans un premier temps, ces prototypes ont été classés selon quatre catégories (1, 2, 3 et 4) en fonction de la forme et de la taille des fissures, figure III.60.

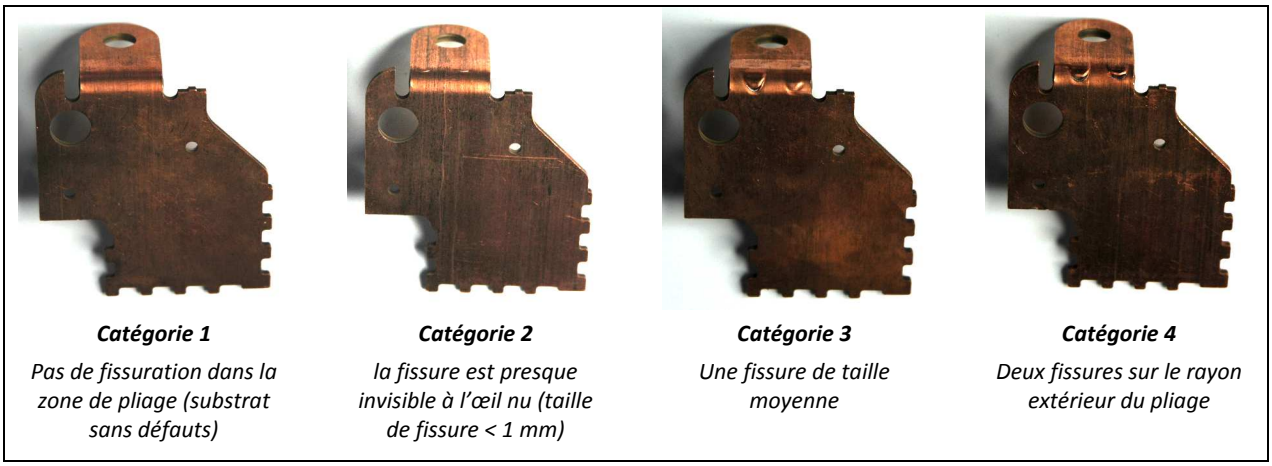
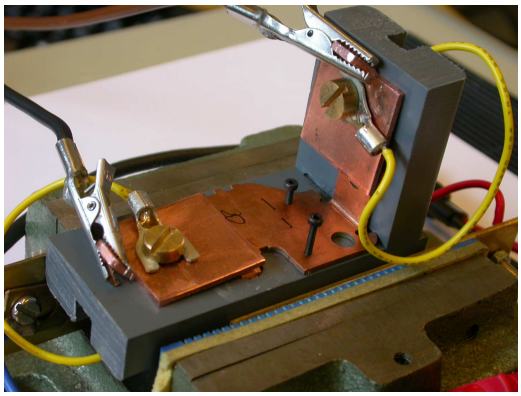


Figure III.60 *: Défauts dans les substrats découpés et pliés*

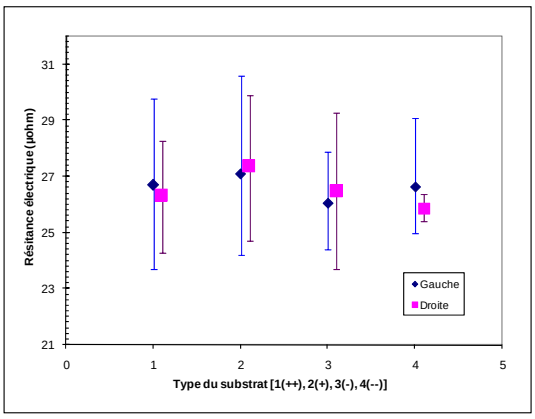
Les mesures de la résistance électrique du substrat ont été réalisées à la température ambiante sur la surface inférieure du substrat. L'alimentation électrique a été appliquée sur les faces extérieure et inférieure du substrat. La figure III.61 illustre le montage expérimental et les résultats obtenus.

On peut constater que l'intervalle d'incertitude de la résistance électrique pour une catégorie de substrat (≥ 4 échantillons/catégorie) est nettement plus large que la variation de la résistance électrique due à la présence des fissures. Ce qui signifie que l'influence des ponts thermiques sur la conductivité électrique du substrat est plus significative que la fissuration, ce qui explique aussi pourquoi, par exemple, la résistance électrique d'un substrat gauche intact (catégorie 1) est plus élevée que celle de substrat gauche fissuré (catégorie 3). En effet, la résistance électrique mesurée

entre deux points prédéfinis dépend des matériaux existant dans la ligne de mesure, de leur fraction et leur disposition (parallèle ou série). Si une ligne de mesure dans un substrat contient des ponts thermiques plus qu'une autre, la fraction surfacique du cuivre dans une section perpendiculaire au sens du courant est nettement plus importante que dans le deuxième cas. La présence du cuivre favorise la conduction électrique et baisse la résistivité.



a) Montage expérimentale



b) Résultats des mesures

Figure III.61 *: Dispositif expérimental et résultats de mesures électriques*

La figure III.62 donne une illustration graphique de quelques cas. Entre deux points de mesure (présentés en vert) et en absence de repérage lors de la découpe du substrat, des ponts thermiques (en rouge) peuvent se trouver dans la zone du pliage. La résistance électrique mesurée peut avoir des valeurs différentes en fonction de la localisation des ponts thermiques pour des substrats sans défauts. Ainsi, la résistance électrique n'est pas constante et la variation relative ne dépasse pas 20%. Dans le cas où des fissures ont été observées, des effets de défauts et des ponts thermiques coïncident. Néanmoins, la comparaison de la résistance électrique entre des substrats sans défaut (catégorie 1) et avec défauts (catégorie 2, 3 et 4) montre que l'influence des fissures reste inférieure à 4%.

Il est important de noter que certains substrats peuvent présenter des défauts internes invisibles par exemple un micro-délaminage entre le cuivre et l'invar®. La résistance électrique mesurée précédemment pourrait être déjà altérée par la présence de ce type des défauts. Pour bien évaluer cet effet, la résistance électrique doit être mesurée sur la même éprouvette avant et après pliage. Des observations microscopiques complémentaires permettent de définir la relation entre les défauts « internes » et la résistance électrique.

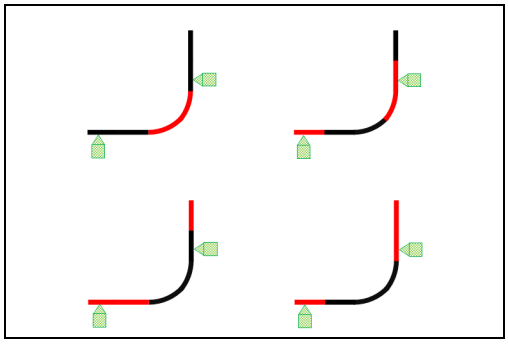


Figure III.62 *: Localisation des ponts thermiques par rapport aux points de mesure de la résistance électrique*

Suite aux essais des mesures électriques, les prototypes ont été transmis à notre partenaire industriel Valeo (Dép. 78) pour fabriquer les modules démonstrateur. La figure III.63 illustre un modèle complet avec des substrats en colaminé à ponts thermiques.

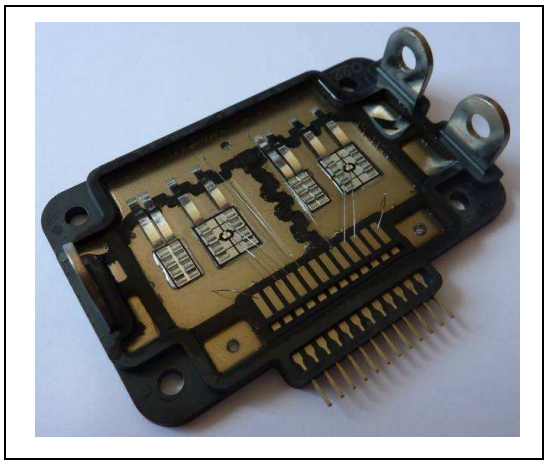


Figure III.63*: Module démonstrateur complet*

Aujourd'hui, des essais de vieillissement thermique en régimes statique et dynamique, ainsi que des essais de cyclage électriques (On/Off), sont en cours pour évaluer la résistance du substrat. Les résultats qui seront obtenus par ces essais permettront d'identifier le comportement mécanique et thermique du colaminé à ponts thermiques en vieillissement. Dans le cadre de cette thèse et pour des raisons de contraintes du temps, nous déléguons la suite de la démarche de conception du substrat architecturé à nos partenaires industriels. Néanmoins, nous mentionnons que les premiers résultats de cyclage thermique entre -40°C et 175°C (500 cycles) ont montré une bonne résistance des assemblages mécatroniques avec un substrat CPTh par rapport aux ceux avec un substrat en cuivre ou en composite (Cu-C_{fibres}).

7- Conclusion du Chapitre III.

Les travaux réalisés dans ce chapitre s'inscrivent dans le but de mettre au point un procédé de mise en forme du substrat architecturé pour les modules de puissance et de valider ses propriétés physiques. Le substrat doit présenter des bonnes conductivités thermique et électrique avec un coefficient de dilatation thermique proche de celui de silicium afin d'améliorer la durée de vie d'un assemblage d'électronique de puissance. En outre, le procédé de mise en forme doit être compatible avec la chaîne actuelle de production des substrats.

Dans la première partie de ce chapitre, nous avons présenté une approche permettant d'identifier le moyen technologique capable d'assurer l'obtention de la structure du substrat. La méthode consiste en une discrétisation des différents composants du substrat, puis une détermination des modes d'assemblage en fonction de la composition chimique des composants. Deux modes d'assemblage ont été proposés (sans ou avec apport de matière). Le placage à froid par colaminage constitue la technique sélectionnée.

Dans la deuxième partie, nous avons réalisé une étude bibliographique sur le procédé de mise en forme par placage à froid. Les données recueillies nous ont amenés à réfléchir sur les essais à effectuer afin de démontrer la faisabilité de fabrication du substrat. La préparation des surfaces par brossage et les paramètres de procédé (pression de colaminage, taux de réduction, etc) sont les principaux facteurs agissant sur la réussite du placage à froid. En outre, les éléments chimiques présents dans le substrat (Fe, Ni et Cu) semblent favorisant l'établissement d'une adhésion.

Dans la troisième partie, nous avons utilisé trois méthodes différentes pour créer des ponts thermiques : la projection dynamique de poudre à froid, les inserts métalliques, la déformation plastique du cuivre. Les observations micrographiques et les essais d'indentation, ont permis de vérifier l'adhésion entre la poudre de cuivre et les substrats (CuNiP et Acier DC04) et d'identifier l'influence des paramètres du traitement thermique (température et temps) sur les propriétés mécaniques du cuivre obtenu par Cold Spray®. Les observations des sections transversales des colaminés à ponts thermiques (CPTh) à l'aide d'un microscope optique ont validé la faisabilité du procédé, et l'analyse de cartographie et de profil à l'aide de la microsonde Castaing a montré la présence d'une zone de transition entre les différentes couches du substrat, ce qui confirme une adhésion par diffusion. Enfin, nous avons expliqué les causes pour lesquelles le bord du pont thermique possède une forme particulière en fonction du mode d'obtention utilisé.

Dans la dernière partie, nous avons présenté les propriétés physiques mesurées de trois substrats à ponts thermiques (CPTh-A, CPTh-B et CPTh-C) ainsi que celles d'autres matériaux composites utilisés pour la même application. La conductivité thermique, la conductivité électrique et la dilatation thermique du substrat CPTh sont en corrélation avec celles prévues par modélisation numériques et sont nettement supérieures à celles des autres solutions. Le calcul de l'indice de performance a permis d'illustrer les avantages de la solution que nous proposons. Nos partenaires industriels réalisent actuellement des essais de fiabilité sur des modules électroniques réels pour la validation finale du nouveau substrat.

Chapitre IV

Développement d'une brasure composite pour les modules électroniques de puissance

Structure, Procédés et Caractérisation

1- Introduction

Dans le chapitre I, nous avons présenté les brasures comme une source de défaillance dans un assemblage de modules électroniques de puissance. Dans ce chapitre, nous décrirons les sollicitations des brasures pour cet assemblage ainsi que les différentes solutions proposées par les études antérieures. Ensuite, nous proposerons une nouvelle solution de brasage pour répondre aux exigences mécatroniques.

Le chapitre IV est structuré en deux parties : la première concerne le développement d'une brasure composite architecturée dont la microstructure est définie en fonction des propriétés recherchées. En effet, après une présentation des différentes brasures étudiées antérieurement, nous utiliserons une approche de conception paramétrée pour concevoir un matériau à dilatation thermique faible et à hautes propriétés mécaniques. L'approche que nous présentons ici s'appuie sur trois points : une combinaison avantageuse entre la structure et les propriétés des matériaux, un raisonnement sur la sélection des matériaux et des procédés et une maitrise des phénomènes métallurgiques et physiques en faveur de l'application prévue. La seconde concerne les expériences permettant de valider l'approche proposée dans la première partie et d'identifier les événements inattendus qui peuvent se produire lors la mise en forme du matériau.

Dans un premier temps, nous décrirons l'approche utilisée pour aboutir à un matériau composite dans lequel les intermétalliques à base d'étain ont subi une modification de forme afin de limiter les sites de concentration des contraintes qui sont responsables de l'amorçage des fissures au sein du matériau et ainsi de minimiser la dilatation thermique par l'incorporation de matériaux réfractaire dans un alliage SnAgCu.

Dans un deuxième temps, nous expliquerons les critères de sélection des matériaux et des procédés permettant l'obtention du matériau conçu. Les composés seront choisis par rapport à leurs caractéristiques thermomécaniques et à leur nature métallurgique. Les procédés de mise en forme seront décrits étape par étape jusqu'à l'obtention de la structure finale de la brasure en mettant l'accent sur leurs avantages et leurs inconvénients.

Ensuite, nous analyserons les caractéristiques des poudres sélectionnées. Nous présenterons également les résultats obtenus sur des crèmes à braser et les problèmes correspondants. Ces résultats permettent de comprendre les phénomènes mis en jeu lors de l'assemblage par brasage.

Puis, nous nous intéresserons aux brasures composites obtenues par métallurgie des poudres (Les conditions expérimentales seront détaillées dans l'annexe I). Les composites réalisés seront analysés avant et après frittage afin de déterminer l'évolution de la morphologie de la brasure. Finalement, nous proposerons des modifications à apporter sur le cycle d'élaboration pour obtenir des composites homogènes et cohérents et rendre les procédés compatibles avec une industrialisation.

2- Brasures pour les modules de puissance

La brasure est un point de faiblesse dans un assemblage de puissance. Les contraintes résiduelles et la température de l'interface avec le silicium (~150°C) peuvent activer des nombreux mécanismes de défaillance. Aujourd'hui, l'industrie de l'électronique est sollicitée par de nouveaux challenges liés à l'augmentation de la densité de courant, aux contraintes environnementales et aux exigences technologiques [47]. Ces challenges pour le brasage mécatronique se résument en deux aspects :

- Élimination du plomb,
- Amélioration de la fiabilité du joint de brasage.

Pour le premier aspect, depuis le 1er juillet 2006 le parlement européen a voté une directive pour l'interdiction d'usage du plomb dans les équipements électriques et électroniques, [ROHS-w0]. Depuis longtemps, le matériau le plus utilisé pour le brasage en connectique est l'alliage eutectique Sn63-Pb37. Dans l'assemblage des composants de puissance, les constructeurs font encore appel à l'alliage Pb5Sn1Ag pour la haute tenue mécanique à 150°C. Aujourd'hui, il devient impératif de remplacer ces alliages à base de plomb pour éviter les effets néfastes sur l'environnement, ce qui amène les chercheurs depuis quelques années à développer d'autres matériaux sans plomb (alliages ou composites). Devant les difficultés techniques, l'alliage Pb5Sn est encore toléré alors que l'alliage eutectique SnPb ne l'est plus puisqu'on dispose aujourd'hui de « sans plomb ».

Pour le deuxième aspect, le joint de brasage présente l'endroit le plus faible mécaniquement dans un assemblage électronique. C'est à cet endroit que l'endommagement se produit souvent. Les origines de défaillance peuvent être diverses. Généralement, la variation cyclique de la température de jonction résultant de la mise en marche et à l'arrêt ainsi que les vibrations mécaniques provenant du moteur sont considérées comme étant les principales sources de défaillance. En effet, la différence importante entre les coefficients de dilatation thermique du semi-conducteur, de la brasure et du substrat entraine des contraintes importantes dans l'assemblage lorsque ce dernier est soumis à une variation cyclique de température. Ces contraintes provoquent deux mécanismes de défaillance :

- Endommagement par fluage,
- Endommagement par fatigue thermomécanique.

2.1- Mécanismes de défaillance des brasures.

2.1.1- Endommagement par fluage.

Lorsqu'un joint brasé est soumis à une température éloignée de sa température d'équilibre dite « température à contraintes nulles », un mécanisme d'endommagement viscoplastique pouvant déboucher sur la formation de cavités. En effet, sous l'effet d'un chargement d'origine thermique causé par la dilatation thermique différentielle, des lignes de glissement apparaissent. La présence des phases (inclusions, précipités, etc) dans la matrice à base d'étain peut bloquer le glissement en

donnant naissance à une cavité (figure IV.1). Après la germination, la cavité peut se développer, c'est la phase de croissance. La jonction de deux cavités adjacentes peut s'accomplir en donnant naissance à une fissure et la rupture du matériau pourra survenir. Les cavités croissent sous l'effet de la déformation plastique et de la diffusion des lacunes. La germination d'une cavité peut se produire aussi à un point triple lorsque le glissement se développe au niveau des joints des grains (figure IV.2). Pareillement, les processus de croissance et de coalescence peuvent s'ensuivre.

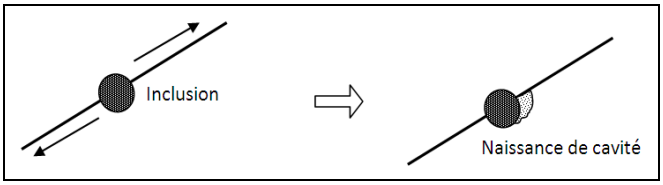


Figure IV.1 *: Mécanisme de germination d'une cavité au bord d'une inclusion* [48]

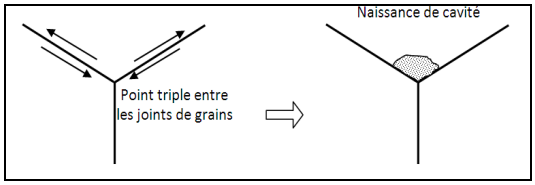


Figure IV.2 *: Mécanisme de germination d'une cavité dans un point triple* [48]

2.1.2- Endommagement en fatigue.

Le semi-conducteur dans un module de puissance est en commutation permanente entre état saturé et état bloqué. Ce changement continuel engendre un cycle de chauffage et de refroidissement de l'assemblage. Le joint de brasage est soumis donc à une déformation plastique qui peut s'accumuler à chaque cycle. Pour un nombre relativement important des cycles, des fissures s'amorcent puis se propagent au sein de la brasure. La rupture du joint peut se produire par fatigue thermomécanique. Généralement, on considère que le nombre de cycles pour l'électronique de puissance automobile est relativement faible (< 1000 cycles) [36] et désordonné. C'est pourquoi la rupture des brasures est classée comme endommagement en fatigue plastique oligocyclique.

L'amorçage des fissures se trouve dans les zones de concentration de contraintes au sein du matériau. Ces zones sont généralement les endroits à singularité de contrainte près des interfaces, par exemple les joints des grains, les inclusions, et précipités, etc. La propagation survient dans les grains. La taille des fissures augmente progressivement tant que le matériau est sous chargement. À partir d'un certain niveau d'endommagement, ces fissures provoquent une rupture transgranulaire de la brasure.

2.1.3- Autres mécanismes d'endommagement.

Il existe d'autres mécanismes de défaillance qui peuvent se produire dans un assemblage électronique. On souligne particulièrement le développement des intermétalliques au sein du matériau. Généralement, le mécanisme de développement est géré par l'interdiffusion et accéléré par la chaleur. La croissance des intermétalliques sous forme de « whiskers » peut provoquer des courts-circuits électriques ou un arc électrique. C'est le cas par exemple des alliages à base d'étain sans plomb utilisés comme revêtement du cuivre. La figure IV.3 illustre des whiskers développés dans

une couche de Sn déposée sur un substrat en cuivre [49]. Le mécanisme de formation semble être encore un point de désaccord pour les chercheurs [50, 51, 52 et 53]. Certains considèrent que la recristallisation est le mécanisme essentiel de ce phénomène. D'autres études avancent l'existence de contraintes internes associées à la variation de volume liée à la forme des composés (figure IV.4). L'association du cuivre aux brasures sans plomb semble être une solution pour résoudre ce problème.

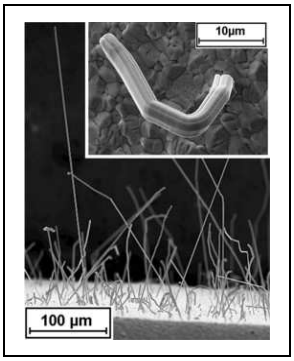


Figure IV.3 *: Images MEB de whiskers croissant sur l'étain électrodéposé* [49]

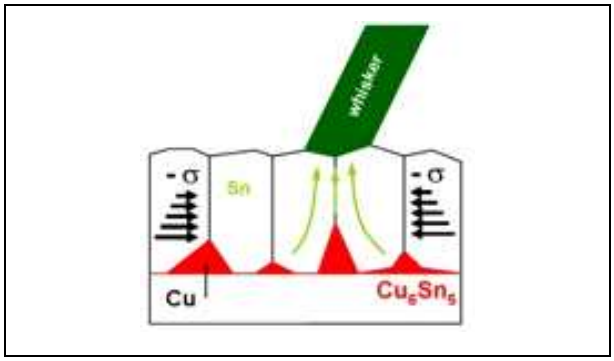


Figure IV.4 *: Illustration du processus de formation des whiskers dans une couche mince de Sn déposée sur un substrat en cuivre lors du vieillissement à la température ambiante* [49]

2.2- Matériau pour brasures électroniques sans plomb.

Depuis longtemps, l'alliage typique pour les brasures électroniques est SnPb (63%-37% en masse). L'alliage SnPb eutectique (ou presque eutectique) a été utilisé intensivement par les fabricants de dispositifs électroniques du fait de ses nombreux avantages tels que la facilité de manipulation, de basses températures de brasage (~200°C), une bonne ductilité et une excellente mouillabilité sur les substrats en cuivre et ses alliages. Ces dernières années, plusieurs alliages de brasage sans plomb ont été développés pour les raisons décrites précédemment.

Les caractéristiques essentielles des alliages sans plomb sont liées à la fiabilité. La température de liquidus doit être à la fois suffisamment haute pour être plus élevée que les températures de fonctionnement de la puce en évitant l'endommagement par fluage et elle doit être suffisamment basse pour faciliter le brasage sans altérer le dopage du semi-conducteur. Le tableau IV.1 regroupe les propriétés que doivent présenter une brasure sans plomb pour le brasage électronique [54].

Le développement de l'alliage à substituer au PbSn pour l'électronique de puissance doit prendre aussi en considération le facteur « process » (adaptation à la technologie industrielle de brasage vers 400°C), le facteur « propriétés » (température de fusion, mouillabilité, etc) et les facteurs « métallurgie ». Les facteurs « métallurgie » concernent la transformation des phases issues de la solidification, l'évolution structurale y compris l'interdiffusion et les réactions substrat-brasure et

brasure-semiconducteur, la redistribution des phases résultant de l'effet de la température et des contraintes, etc. Tous ces facteurs peuvent influencer la durée de vie de la brasure et sa tenue en service. Les matériaux étudiés pour remplacer SnPb et PbSn peuvent être classés en deux grandes familles : les alliages et les composites.

Tableau IV.1 *: propriétés requises pour une brasure sans plomb en remplacement de SnPb* [54]

Propriétés de la brasure	**Description**	**Niveau d'acceptation**
Température de liquidus	La température à laquelle l'alliage de soudure est complètement fondu.	<225°C
Plage de brasage	Ecart entre la température de liquidus et la température de solidus	<30 °C
Mouillabilité	Un test de mouillabilité définit la force résultante lorsqu'un fil en cuivre est immergé dans une brasure à l'état fondu. Si la force attractive est importante, la mouillabilité est bonne. Le temps nécessaire pour atteindre 2/3 de la mouillabilité maximale doit être le plus faible possible.	F_{max} < 300 mN t_0 <0,6 s $t_{2/3}$<1 s
Surface de recouvrement	représente la surface de cuivre couverte par un alliage par rapport à un échantillon de référence.	> 85%
Recouvrement par des oxydes	Évalue la quantité d'oxyde formée sur la surface de la soudure fondue sous air après un temps fixe et à la température de brasage.	Quantifié en fonction de la quantité
Durée de vie en fatigue thermomécanique	Il présente le pourcentage de la durée de vie en fatigue par rapport à une brasure à base SnPb sollicitée avec le même cycle.	> 50%
Coefficient de dilatation thermique	Il indique la variation de dimension produite par une variation de température	< 29 10^{-6} /K
Fluage	Effort requis à la température ambiante pour causer la fissuration en 10.000 minutes.	> 3.4 MPa
Allongement	Pourcentage total d'allongement du matériau sous tension uniaxiale à la température ambiante.	> 10%

A l'exception des brasures à base d'argent, de nombreux systèmes à base d'étain ont été étudiés en raison de la capacité de l'étain de former des liaisons métallurgiques fortes à des températures relativement faibles. Ces alliages sont souvent des binaires et des ternaires et dans certains cas des quaternaires.

2.2.1- Nano et microparticules d'argent

La pâte d'argent avec une taille de particule de l'ordre du micromètre au plus est un des candidats pour le brasage des composants électroniques de haute technologie. Les pâtes d'argent présentent des performances électriques et thermiques supérieures liées aux propriétés intrinsèques de l'argent. La température de frittage des microparticules d'argent est élevée (>600°C), ce qui empêche l'industrialisation, car elle peut endommager le dopage dans le semi-conducteur lors du brasage. En revanche, les nanoparticules d'argent peuvent être frittées à des températures beaucoup plus faibles grâce à leur énergie de surface. Pour obtenir de la poudre d'argent « nano », souvent un sel d'argent est réduit à une température comprise entre 85°C et 150°C dans un alcool dont le point d'ébullition se trouve dans cette gamme de température. Le cas typique consiste en des nanoparticules ellipsoïdales dont le petit diamètre est de l'ordre de 30 nm et le grand diamètre de 50 nm. Après

frittage, la structure peut contenir des pores et la porosité peut atteindre 20 %. Dans des conditions de frittage particulières, la brasure peut avoir 82 % de la densité de l'argent massif, 99 % de sa capacité calorifique massique, 68% de sa diffusivité thermique et 55% de sa conductivité thermique [55]. La figure IV.5 est une micrographie des nanoparticules d'argent fritté. La figure IV.6 montre la variation de la résistivité électrique en fonction de la température des brasures à base de nanoparticules d'argent et de microparticules d'argent par rapport à d'autres brasures.

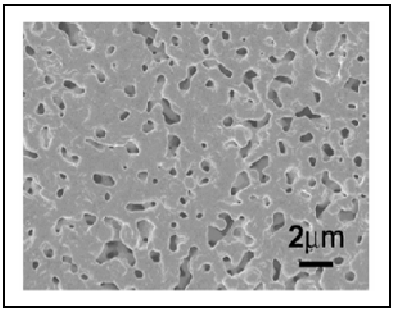


Figure IV.5 *: Observation au MEB après frittage des nanoparticules d'argent* [55]

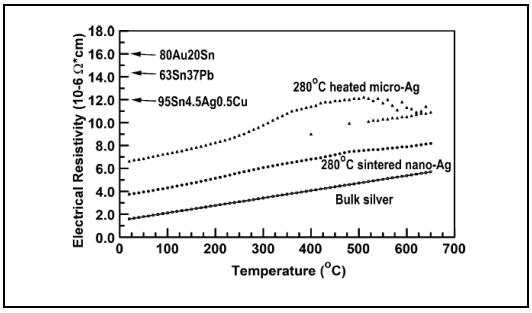


Figure IV.6 *: Mesure de la résistivité électrique en fonction de la température* [55]

Néanmoins, l'argent reste un matériau noble. Le coût de la transformation en nanoparticules rend le matériau encore plus cher. D'ailleurs, les conditions du frittage sont encore hors de la faisabilité industrielle à (haute température, haute pression, durée), ce qui empêche actuellement l'application de la pâte d'argent à grande échelle. Cette solution est l'une des celles envisagées par l'UVSQ, l'un de nos partenaires dans MENKAR. Le frittage n'est possible que sous charge et la puce de silicium peut être endommagée. L'activation du frittage résistif par des champs pulsés semble être une solution pour fabriquer des préformes saines.

2.2.2- Alliages binaires

a) Sn-3,5Ag

L'étain est un matériau malléable et ductile. La température de fusion est d'environ 232 °C. Ce matériau ne réagit pas avec l'oxygène ni avec l'eau, en revanche il est réactif avec les acides et les bases. L'étain est un matériau non toxique, mais ses dérivés peuvent être dangereux. On trouve l'étain dans de nombreux alliages pour le brasage électronique.

L'alliage Sn-3,5Ag a été utilisé depuis longtemps dans l'industrie électronique pour des produits grand public comme dans les équipements pour l'automobile. La température eutectique de Sn-3,5Ag est 221°C (figure IV.7). L'alliage montre une mouillabilité acceptable sur des substrats en cuivre et cuivre nickelé [56]. Dans une atmosphère riche en Azote, le Sn-3,5Ag peut avoir une mouillabilité même meilleure que l'alliage conventionnel SnPb. Les mécanismes de renforcement viennent

principalement des contraintes internes liées à la formation de l'intermétallique (Ag_3Sn) qui joue le rôle de barrière efficace à la propagation des fissures en fatigue [57 et 58]. L'alliage Sn-3,5Ag (figure IV.8) présente une durée de vie semblable à celle de Sn-37Pb pour des températures comprises entre 0°C et 100°C. En revanche, pour une gamme de température plus large (-55°C à 125°C), sa résistance en fatigue reste inférieure à l'eutectique SnPb [59]. L'argent est un matériau relativement cher, pourtant cet alliage est utilisé à grande échelle.

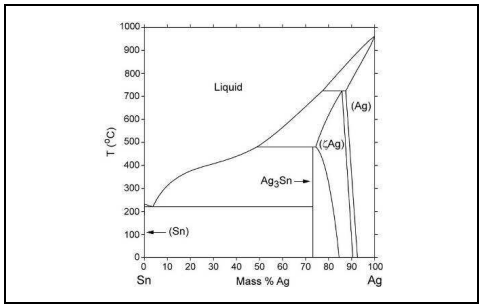


Figure IV.7 *: Diagramme binaire Sn-Ag* [65]

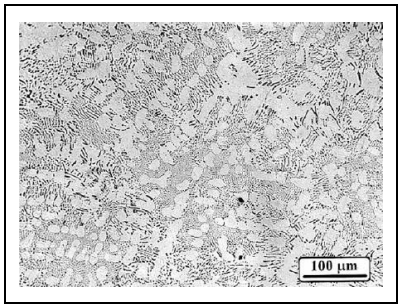


Figure IV.8 *: Microstructure typique du Sn –3.5Ag* [60]

b) Sn-Bi

Le Sn-58Bi est aussi un alliage eutectique (T_f~138°C, figure IV.9). Il est utilisé généralement pour le brasage à basse température. Son inconvénient est la faible disponibilité du Bi empêchant son application dans la plupart des systèmes électroniques, en particulier les modules de puissance. En revanche, Sn-58Bi (figure IV.10) présente une meilleure résistance en fatigue par rapport aux brasures conventionnelles à base de plomb [61].

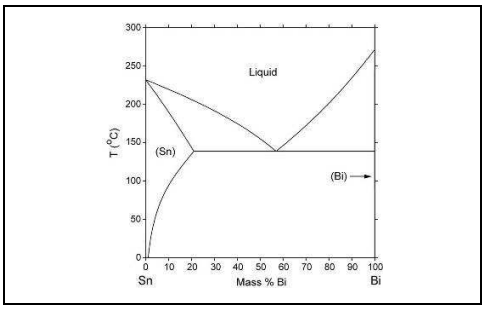


Figure IV.9 *: Diagramme binaire Sn-Bi* [65]

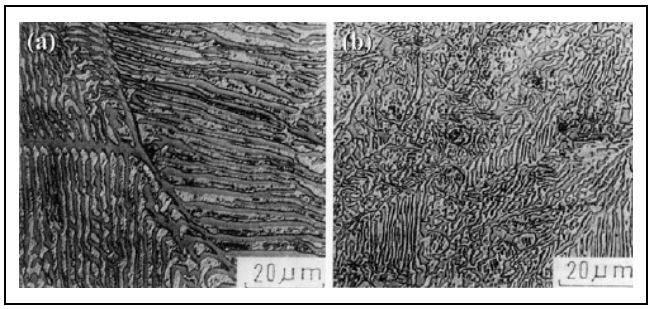


Figure IV.10 *: (a) Microstructure de l'eutectique Sn–Bi et (b) microstructure fine de Sn–Bi–0.25% Ag* [62]

c) Sn-Cu

Sn-0,7Cu est un des alliages les plus recommandés par *National Electronic Manufacturing Initiative* (NEMI) particulièrement pour le brasage « à la vague ». La température de fusion de l'eutectique est 227°C (figure IV.11). Sous une atmosphère inerte telle que l'azote, sa mouillabilité reste acceptable. L'eutectique se solidifie en donnant l'intermétallique Sn_5Cu_6 dans une matrice riche en Sn. Les

intermétalliques agissent en tant que barrière pour la propagation des fissures en fatigue au sein du matériau [87, 88]. La résistance à la traction de cet alliage reste inférieure à celle de Sn-37Pb en raison de la rugosité importante de la brasure, qui favorise la concentration de contraintes [63].

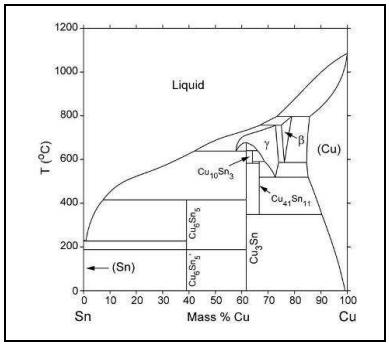


Figure IV.11 *: Diagramme binaire Sn-Cu* [151]

d) Sn-Sb

Les alliages de brasage électronique les plus fréquemment considérés sont ceux qui permettent une température d'assemblage supérieure à 200°C. Parmi ces alliages, on trouve Sn-Sb. Le Sn-5Sb est une solution solide qui possède une température de fusion comprise entre 232°C et 240°C (figures IV.12 et IV.13). La durée de vie en fatigue de cet alliage est supérieure à celle Sn63-Pb37 [64]. Cet alliage présente une température de brasage assez élevée (vers 290°C), en revanche une mouillabilité relativement faible sur un substrat en cuivre. De plus, la toxicité de l'antimoine limite son application industrielle.

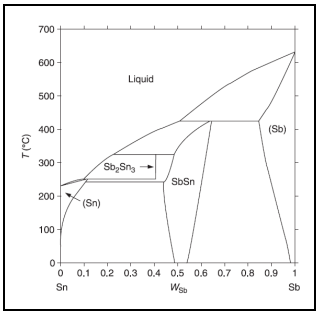


Figure IV.12 *: Diagramme binaire Sn-Sb* [151]

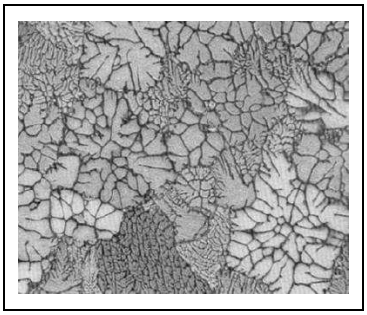


Figure IV.13*: Microstructure de Sn–5Sb* [65]

e) Sn-Zn

La température de fusion de l'eutectique Sn-9Zn (figure IV.14) est 199°C. Son point de fusion peut être avantageux pour le brasage dans les cartes électroniques, mais pas pour les modules de puissance. Cet alliage est adapté pour l'électronique grand public en remplaçant le Sn-37Pb. Le

Sn-9Zn montre une bonne résistance à la traction, une bonne ductilité et une résistance en fatigue supérieure à celle de l'alliage Sn-37Pb [60]. L'inconvénient principal de cet alliage est la réactivité importante avec l'oxygène. Le zinc peut également causer la fragilisation du matériau. La mouillabilité de l'alliage reste faible dans les conditions normales de refusion à cause de l'oxydation de Zn, ce qui limite son utilisation dans l'électronique. En outre, le zinc réagit avec les solutions alcalines et les acides, par conséquent la compatibilité de l'alliage Sn-9Zn avec les agents détergents est très réduite. En conclusion, pour sa réactivité importante avec l'environnement, l'utilisation de cet alliage pour des applications électroniques est très étroite, voire impossible pour la mécatronique automobile.

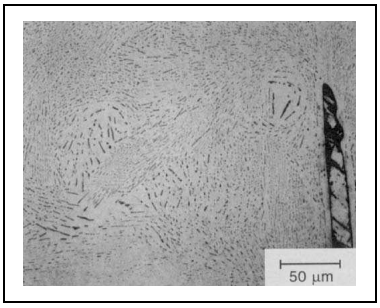


***Figure IV.14**: Microstructure de Sn–9Zn* [66]

2.2.3- Alliages ternaires et quaternaires

a) Sn-Ag-Cu

Les alliages de brasage sans plomb les plus utilisés sont les alliages ternaires ou quaternaires. Dans le dernier cas, le quatrième élément est souvent ajouté en petite quantité comme l'antimoine ou le bismuth pour donner à la brasure une propriété particulière.

Aujourd'hui, l'alliage ternaire le plus recommandé est SnAgCu. Il existe une gamme centrée sur Sn-(3,5-4%)Ag-(0,5-1%)Cu. La température eutectique est comprise entre 216°C et 217°C, mais la composition exacte de l'eutectique n'est toujours pas définie avec précision. On considère que les alliages ternaires Sn-(3,5-4%)Ag-(0,5-1%)Cu sont les plus proches de l'eutectique. Ces alliages présentent des microstructures presque semblables et des propriétés mécaniques similaires. Le diagramme de phases (figure IV.15) montre que l'alliage Sn-3,9Ag-0,6Cu commence à fondre à partir de 217°C mais il est totalement à l'état liquide au-delà de 240°C. Certaines études ont montré que la composition du joint de soudure est légèrement différente du matériau de base avant brasage. La composition finale de la brasure et son comportement à la solidification dépendent de la dissolution des matériaux de finition du substrat dans la brasure tels que le nickel [54, 65 et 67].

En termes de fiabilité mécanique, l'alliage ternaire SnAgCu présente une durée de vie en fatigue 3 à 4 fois supérieure à celle de l'alliage Sn-37Pb. Cette amélioration est attribuée à la structure eutectique après solidification [68]. En effet, les composés Ag_3Sn et Cu_5Sn_6 présentent des obstacles au mouvement des dislocations au sein du matériau lors d'une sollicitation mécanique. IPC/JEDEC a montré aussi que la durée de vie du joint de soudure à base de SnAgCu est nettement supérieure à celle du SnAg et SnPb pour une finition du substrat de type NiAu. Le NEMI, *the International Tin Research Institute* (ITFU) et the *European Department of Trade and Industry* (DTI) recommandent également ces alliages pour remplacer l'eutectique SnPb. Certains auteurs considèrent que la présence du cuivre et de l'argent en grande quantité dans l'alliage peut dégrader sa résistance en fatigue [65 et 67].

Parmi les autres avantages de l'eutectique SnAgCu figure une bonne mouillabilité en particulier lorsqu'il est associé à un flux convenable. En réalité, les alliages SnAgCu ne mouillent pas le cuivre aussi bien que le SnPb, ce qui impose un choix rigoureux du flux afin de réussir le brasage. Malgré leur coût relativement élevé, les alliages SnAgCu sont devenus des brasures sans plomb conventionnelles.

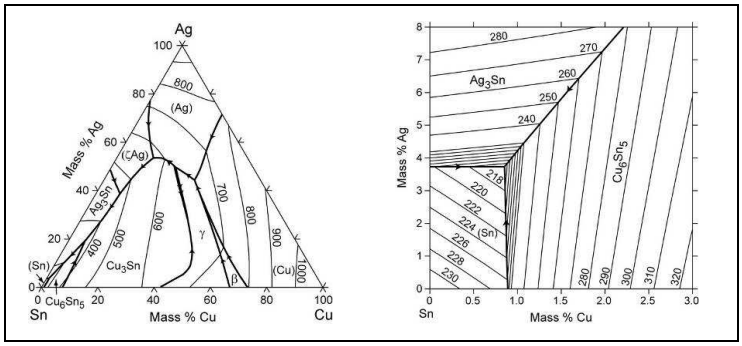


Figure IV.15 *: Diagrammes ternaires Sn-Ag-Cu, projection du liquidus et agrandissement pour la région riche en Sn* [54]

b) Sn-Ag-Bi

Le bismuth est un matériau rare et son point de fusion est 271°C (figure IV.16). Son avantage principal est sa grande capacité à former des composés même à des températures basses (vers 47°C). On trouve deux alliages SnAgBi ; le Sn-3Ag-4,7Bi et le Sn-3Ag-1Bi. Dans le premier alliage, la plasticité est fortement dégradée à cause du fort pourcentage de bismuth. Pour des taux élevés (>1%), le bismuth précipite en phase solide dans les lattes d'étain. Au contraire, dans les alliages à faible taux de bismuth (<1%), les atomes de bismuth précipitent comme une deuxième phase indépendante [60]. L'addition du bismuth donne une résistance au mouvement des dislocations et par conséquent une amélioration de la résistance au fluage et en fatigue [69].

Pour l'alliage à 1% de bismuth, la température de fusion est entre 219°C et 220°C et pour l'alliage à 4,7% de bismuth, elle est comprise entre 210°C et 215°C. Leurs températures de fusion et leurs

caractéristiques de mouillabilité restent acceptables pour un brasage électronique. Dans le premier cas, la résistance en fatigue est deux fois supérieure à celle de l'eutectique Sn-Pb. Pour l'alliage à 4,7 % de bismuth, la résistance en fatigue est comparable à celle de Sn-37%Pb. Cependant, les alliages contenant du bismuth souffrent d'endommagement par soulèvement du bord « *fillet lifting* » [54], figure IV.17. Ce mode de défaillance consiste en une séparation du joint du support en particulier pour le brasage à la vague, aggravée pour une taille importante du joint de brasure.

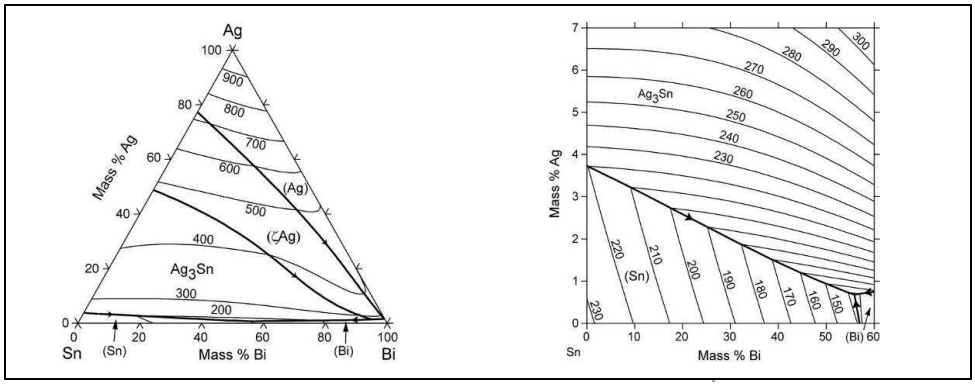


Figure IV.16 *: Diagrammes ternaires Sn-Ag-Bi, projection du liquidus et agrandissement du coin riche en Sn* [54]

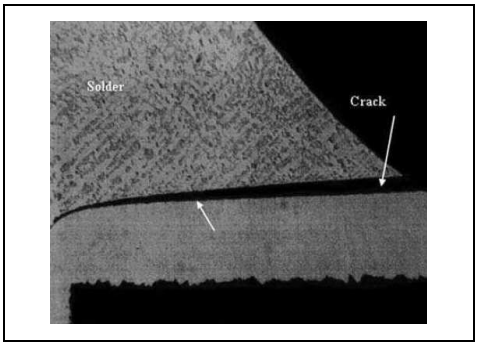


Figure I.17 *: Soulèvement du bord « fillet lifting » de l'alliage Sn–3.5Ag–5Bi.* [54]

c) Sn-Ag-Cu-Bi

L'alliage quaternaire Sn-Ag-Cu-Bi est aussi un bon candidat pour remplacer les alliages à base de plomb, en particulier dans le brasage par refusion [67 et 70]. Un pourcentage élevé (>5%) de bismuth aura comme conséquence une baisse du point de fusion. Les compositions possibles dans cette famille incluent Sn-2Ag-4Cu-4,6Bi, Sn-2Ag-0,5Cu-7,5Bi (186°C <T_f< 212°C), Sn-3,5Ag-0,7Cu-5Bi (198°C <T_f< 213°C) et le Sn-2Ag-0.75Cu-3Bi (205°C <T_f< 217°C). Dans des applications de brasage à la vague, le soulèvement du bord « *fillet lifting* » peut se produire à cause de la ségrégation du liquide à bas point de fusion générée par la présence de bismuth dans la brasure ou par la contamination de la surface de finition [71].

d) Sn-Ag-Cu-Sb

Parmi les alliages Sn-Ag-Cu-Sb, le plus connu est celui breveté par BUT et commercialisé sous le nom « CASTIN®» [67 et 74] sous forme de fils, de poudres et de sphères BGA. Sa composition est Sn-2Ag-0,8Cu-0,5Sb dont le point de fusion est 217°C. La mouillabilité de Sn-2Ag-0,8Cu-0,5Sb reste acceptable pour les applications électroniques. La présence de l'antimoine (~0,5% massique) dans un alliage Sn-Ag-Cu-Sb ne favorise pas la croissance des intermétalliques contenants le cuivre même pour des températures voisines de 125°C. En outre, l'antimoine affine légèrement la taille de grain [72]. Cet alliage possède également une résistance mécanique en fatigue supérieure à celle de l'alliage eutectique SnPb. Grâce à ces propriétés intéressantes, l'alliage quaternaire Sn-2Ag-0,8Cu-0,5Sb reste un bon candidat pour remplacer les brasures au plomb.

Typiquement, les alliages contenant de l'antimoine posent un problème de toxicité. Cependant, une étude a montré que la forme toxique de l'antimoine n'apparait pas dans le processus conventionnel de brasage par refusion [74]. Pour des quantités faibles d'antimoine (<1% massique), l'alliage Sn-Ag-Cu-Sb révèle encore une capacité d'assemblage uniforme et homogène. L'introduction de l'antimoine dans l'alliage SnPb a montré une légère dégradation de ses propriétés [72].

Un autre alliage dans cette catégorie est Sn-3Ag-0,7Cu-0,25Sb. Le projet européen IDEALS a évalué cet alliage [73]. Les résultats de ce projet montrent une diminution de l'endommagement par soulèvement du bord lors de l'utilisation de Sn-Ag-Cu-Sb pour le brasage « à la vague ».

2.2.4- Composites pour les brasures à dilatabilité contrôlée

Les études réalisées sur les brasures composites ont trois motivations : réduire le coefficient de dilatation thermique, améliorer les propriétés mécaniques, en particulier la résistance en fatigue, et enfin minimiser la réactivité chimique de la brasure.

Pour la première approche, des études ont analysé l'effet de l'introduction de particules de molybdène dans une matrice Sn-40Pb. Le molybdène est un matériau à dilatabilité réduite (5 10^{-6}/K) et aux propriétés mécaniques (E = 350 GPa) nettement supérieures à celle de la matrice. L'incorporation du Mo dans l'alliage SnPb aboutit à un composite à hautes propriétés mécaniques et à coefficient de dilatation faible. En revanche, à cause de la différence de densité, une séparation des phases peut se produire lors du brasage [48].

D'autres travaux se sont intéressés aux renforts filamentaires. Des fibres de carbone ont été incorporées dans une matrice SnPb pour réduire la dilatabilité thermique de la brasure avec une amélioration significative de la durée de vie en fatigue du joint à braser lorsqu'il y a une bonne adhérence entre le renfort et la matrice [75]. L'incompatibilité de ce composite avec les techniques actuelles du brasage est l'inconvénient principal.

Pour la deuxième approche concernant l'amélioration des propriétés mécaniques des brasures, la démarche consiste à disperser uniformément des charges dures insolubles dans une matrice molle. Des particules de Fer, de Nickel et aussi de Graphite ont été étudiées pour renforcer une matrice Sn-36Pb-2Ag [76]. L'étude révèle une modification de la résistance à la traction et du module d'Young par rapport à l'alliage de base.

D'autres travaux ont étudié les renforts intermétalliques obtenus sur site par interdiffusion. Pour cela, des particules d'argent, de cuivre ou de nickel ont été incorporées dans une matrice riche en étain pour former des précipités fins de type Ni_3Sn_4, Cu_6Sn_5 et Ag_3Sn. L'objectif est de bloquer le mouvement des dislocations [77 et 78] et d'apporter une amélioration de la résistance au fluage par retardement des phénomènes de recristallisation associés aux contraintes thermomécaniques [79]. En réalité, la brasure est sollicitée à des températures relativement élevées, ceci peut faire évoluer la forme et la taille des précipités et conduit à des effets néfastes sur les propriétés du composite. Les évolutions sont liées aux mécanismes de diffusion actifs à l'état solide, qui favorisent dans un premier temps le développement des précipités puis engendrent des modifications lors du vieillissement en fragilisant le matériau. Le tableau IV.2 illustre les propriétés des intermétalliques qui sont nettement plus élevées que celles de la matrice [80].

Tableau IV.2 : Propriétés des intermétalliques à la température ambiante [80]

	Cu_6Sn_5	**Cu_3Sn**	**Ni_3Sn_4**
Dureté Vickers (Kg/mm²)	378 ±55	343±47	365±7
Facteur d'intensité des contraintes (MPa√m)	1,4 ±0,3	1,7±0,3	1,2±0,1
Module de Young (GPa)	85,56±1,65	108,3±4,4	133,3±5,6
Coefficient de Poisson	0,309±0,012	0,299±0,018	0,33±0,015
Coefficient de dilatation thermique ($x10^{-6}$/K)	16,3±0,3	19,0±0,3	13,7±0,3
Diffusivité thermique (cm²/s)	0,145±0,015	0,24±0,024	0,083±0,008
Capacité thermique (J/g/°C)	0,286±0,012	0,326±0,012	0,272±0,012
Résistivité électrique (µΩ.cm)	17,5±0,1	8,93±0,1	28,5±0,1
Masse volumique (g/cm3)	8,28±0,02	8,9±0,02	8,65±0,02
Conductivité thermique (W/cm.°K)	0,341±0,051	0,704±0,098	0,196±0,019

D'autres travaux ont cherché une dispersion homogène des particules renforts dans la matrice Sn. Dans cet objectif, certains auteurs ont utilisé des champs magnétiques [81]. Le composite Sn-particules ferromagnétiques (particules : Fe, taille : 2 µm et fraction volumique : 2.5%) présente une résistance maximale à la rupture de 60% à 100% plus élevée que celle de l'étain pur. L'étude dévoile également une amélioration de la résistance au fluage à 100°C, d'un facteur environ 20 fois celle de l'étain [81].

Des oxydes sous forme de nanoparticules telles qu'Al_2O_3 et TiO_2 ont été combinés avec l'alliage eutectique Sn-37Pb. Les résultats obtenus montrent une bonne résistance au fluage et une amélioration des propriétés mécaniques [82]. La taille des nanoparticules est de 5 nm et 10 nm. L'étude montre également une dispersion homogène du renfort au sein du matériau, ce qui aide à

limiter le mouvement des dislocations et le glissement au niveau des joints des grains et offre une stabilité structurale de la brasure par rapport au Sn-37Pb sans renfort.

Dans le même contexte, O.FOUASSIER [48] a étudié l'influence des particules d'alliage à mémoire de forme (TiNi) sur le comportement thermomécanique d'une brasure SnAgCu (Sn-3,8Ag-0,7Cu). Une couche de cuivre (épaisseur < 1µm) a été déposée sur les particules (5 à 10µm) afin d'établir une liaison métallurgique entre les particules et la matrice, figure IV.18. Le taux de charge volumique employé est compris entre 5% et 10%. L'alliage à mémoire de forme a été incorporé pour limiter la propagation des fissures dans le joint du brasage en retardant les concentrations locales de contraintes afin d'améliorer la résistance en fatigue. L'étude a montré une légère augmentation de la durée de la vie. L'auteur de ces travaux a recommandé une optimisation du taux de charge et de l'épaisseur d'interface particules-matrice, figure IV.19.

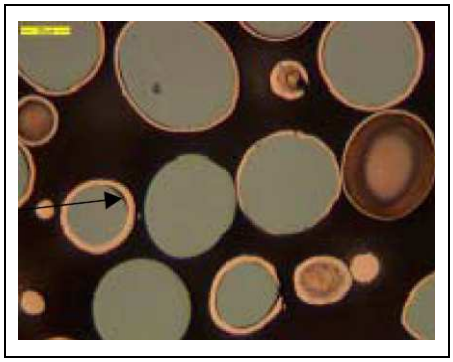


Figure IV.18 *: Particules TiNi avec une couche de cuivre* [48]

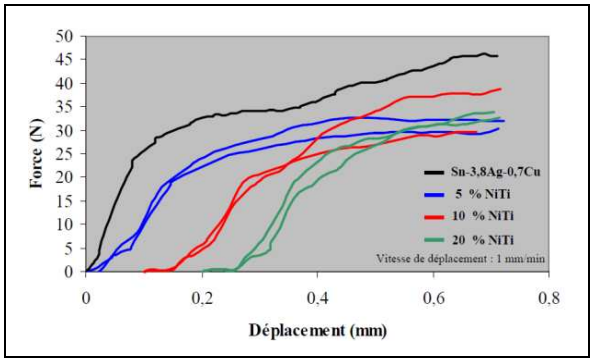


Figure IV.19 *: Courbe déplacement-force pour les brasures composites SnAgCu-TiNi* [48]

L'utilisation de particules très fines peut conduire à une agglomération du renfort au sein du matériau. Pour les taux de renfort faibles, l'effet sur les propriétés de la brasure composite peut être négligeable. En revanche, un taux de charge élevé peut modifier d'une manière considérable la rhéologie de la brasure et rendre l'assemblage irréalisable. Généralement, le taux de renfort est compris entre 10 et 40%.

Pour la troisième approche (contrôle de réactions d'interface), des études ont été menées sur la maîtrise de la réaction de germination et de croissance des intermétalliques afin de contrôler la microstructure et les propriétés du matériau. Plusieurs auteurs ont étudié l'incorporation de particules intermétalliques Cu_6Sn_5 sur les propriétés de la brasure [83 et 84]. D'autres travaux ont analysé l'influence des particules d'Or, d'argent, de nickel et de palladium sur le comportement de la brasure [85 et 86]. La couche d'intermétallique qui se développe à l'interface renfort-matrice peut subir des modifications plus ou moins significatives en termes de morphologie et d'épaisseur en fonction de la nature du renfort.

2.3- Synthèse sur les brasures

Les différents types de matériaux (alliages sans plomb et composites) pour le brasage en électronique ont en commun un seul objectif qui consiste à améliorer la fiabilité d'un assemblage électronique. Les mécanismes responsables de l'endommagement sont multiples et dépendent principalement de la microstructure de la brasure et de sa composition. D'une manière générale, la fiabilité d'une brasure est liée au comportement du matériau lors du brasage et lors de l'usage. Ce comportement est défini en termes de propriétés thermodynamiques, de la cinétique de solidification, de la mouillabilité, de la température de fusion, des propriétés mécaniques et des résistances au fluage et en fatigue. Conséquemment, chaque composition reste limitée en domaine d'utilisation et les brasures composites visent à introduire des propriétés complémentaires. L'utilisation du renfort a pour but un des aspects suivants ; diminution du coefficient de dilatation thermique, amélioration des propriétés mécaniques ou contrôle des réactions à l'interface. Néanmoins, de nombreuses difficultés ont été dévoilées pour les brasures composites souvent liées à une complexité de brasage.

Du point du vue fondamental, il reste beaucoup à faire pour développer un matériau adapté à la mécatronique automobile, c'est-à-dire avec des températures de brasage élevées pour garder des propriétés correctes à 125°C ou 150°C. L'une des principales raisons est l'évolution de la technologie du brasage qui emploie le laser pour construire un assemblage. En outre, les conditions environnementales sous le capot imposent des brasures avec des performances thermomécaniques supérieures à celles de nos jours.

3- Approche de la conception paramétrée d'une brasure composite architecturée.

3.1- Conception d'une brasure composite architecturée

Rappelons que dans un assemblage pour la mécatronique automobile, la « brasure » doit présenter des propriétés thermomécaniques supérieures à celles des brasures actuelles puisqu'elle est sollicitée dans un environnement sévère. D'une manière générale, le matériau de brasage envisagé doit :

- être sans plomb,
- être un bon conducteur électrique,
- être un bon conducteur thermique,
- avoir un coefficient de dilatation thermique faible,
- présenter de bonnes propriétés mécaniques (module d'élasticité faible, ténacité élevée et bonne résistance à la propagation lente de fissures),
- avoir une bonne résistance à la fatigue thermomécanique,
- avoir une bonne résistance au fluage,
- conserver ses propriétés à des températures relativement élevées (180°C),
- avoir une mouillabilité suffisante sur un substrat en cuivre ou en cuivre nickelé.

Comme nous l'avons indiqué précédemment, à ce jour l'alliage SnAgCu est le matériau le plus recommandé pour remplacer les brasures à base de plomb. Les avantages de ce matériau sont une bonne mouillabilité sur les substrats en cuivre ou en cuivre nickelé, une bonne résistance mécanique et un prix de revient abordable. Néanmoins cette brasure n'est pas assez réfractaire. Le développement et la croissance des intermétalliques peuvent se produire lors du brasage du cuivre et de l'étain par formation du composé Cu_6Sn_5 [139, 140, 141, 142, 143, 144, 145 et 146]. En effet, une fois la limite de solubilité atteinte (à 513°K, la solubilité de cuivre dans l'alliage $SnAg_{3.5}$ est de 2% massique), la croissance de germes du composé intermétallique Cu_6Sn_5 prend place dans l'étain liquide saturé. Ensuite, à l'interface entre le substrat en Cu et le Cu_6Sn_5, une couche de Cu_3Sn se développe suite à la réaction :

$Cu_6Sn_5 + 9\ Cu \rightarrow 5\ Cu_3Sn$.

Le développement et la croissance de ces intermétalliques conduisent à des effets néfastes sur les propriétés et la résistance thermomécanique de la brasure. Les évolutions structurales dangereuses, la dilatation thermique importante et la température de fusion basse sont les principaux inconvénients qui empêchent l'application de l'alliage SnAgCu dans la mécatronique automobile. Pourtant, nous avons sélectionné ce matériau pour développer une brasure composite. Ce choix est justifié par sa composition qui est favorable à notre approche de conception et sa compatibilité avec des substrats en cuivre ou cuivre nickelé. Nous cherchons à améliorer les caractéristiques de ce matériau pour rendre possible son utilisation dans des systèmes mécatroniques.

La solution peut être obtenue par une combinaison de plusieurs matériaux où chaque composant joue un rôle prédéterminé dans la brasure. Ce rôle est lié principalement à :

- la nature métallurgique,
- la teneur,
- la distribution dans la structure et l'emplacement spatial,
- l'influence sur le comportement global du produit.

C'est donc « l'approche de conception paramétrée des matériaux architecturés» qui a été déjà utilisée pour concevoir le substrat à ponts thermiques, qui sera appliquée également pour obtenir une brasure fiable, robuste et «verte».

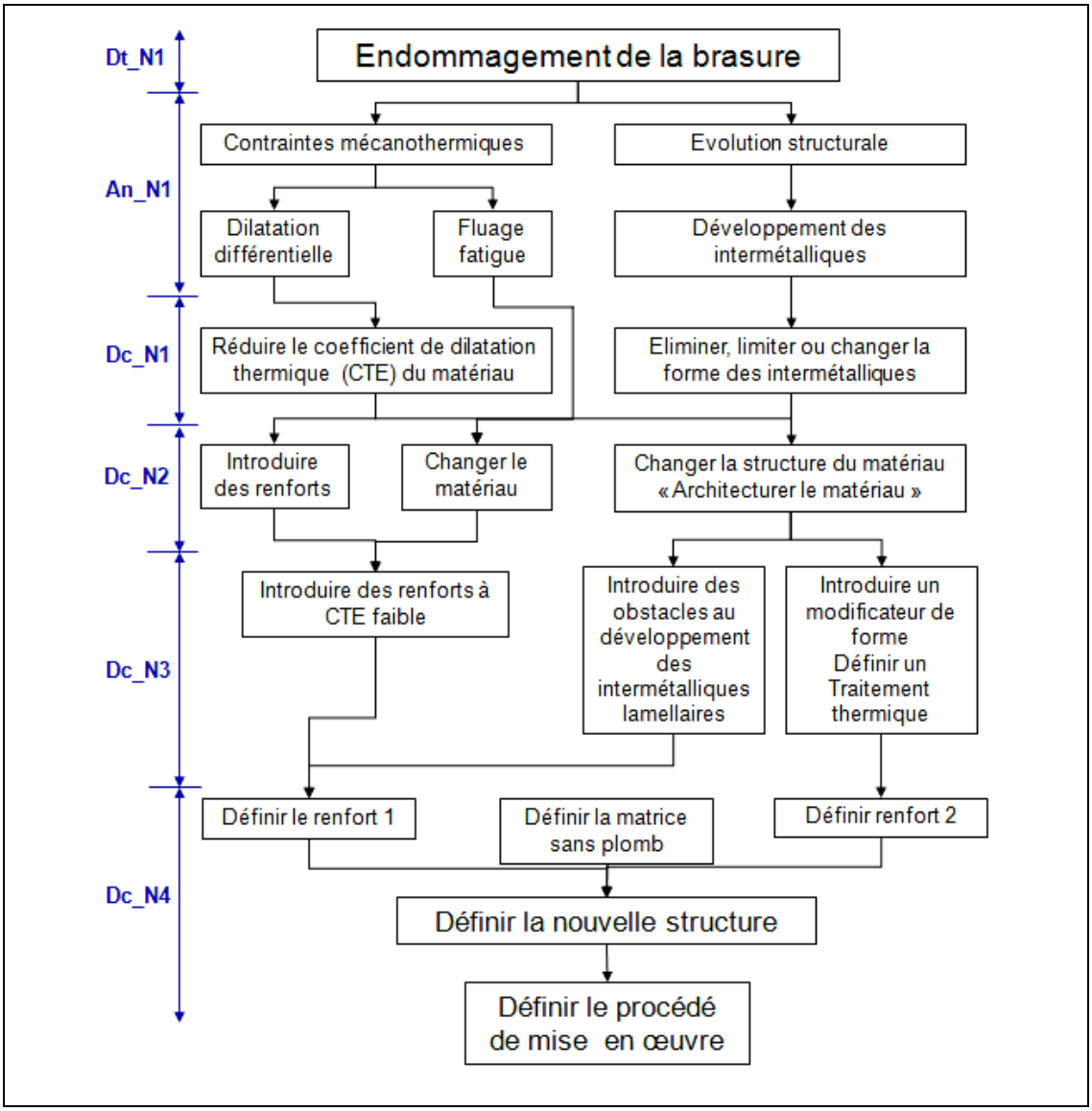


***Figure IV.20**: Approche de conception paramétrée d'une brasure architecturée*

Dt : détection, An ; analyse, Dc : décision, Ni ; Niveau i

La première étape dans l'approche de conception paramétrée du matériau architecturé pour la brasure consiste à identifier les principales causes d'endommagement dans un assemblage de puissance et le diagramme de l'analyse descendante de la figure IV.20. Dans ce travail, nous traitons uniquement deux causes;

- la dilatation différentielle,
- le développement des intermétalliques sous forme de plaquettes (ou aiguilles).

L'étape suivante dans cette approche consiste à trouver une (des) solution(s) qui permet (tent) d'éliminer les causes d'endommagement identifiées précédemment. La prise de décision à ce niveau ne réclame pas une description détaillée de la solution finale. Toutefois, au fur à mesure de l'avancement de l'analyse, des prises de décision seront accomplies. Cette approche progressive permet de définir un vaste domaine de solutions basées sur l'interaction entre la nature du matériau et la structure. Par hypothèse, un matériau architecturé est considéré comme un solide dense et homogène à l'échelle macroscopique. A une échelle plus fine (microscopique), ses propriétés locales ne dépendent que des constituants et de la microstructure.

A ce stade de la conception paramétrée (figure IV.20, Dc_N1), nous devons traiter les deux aspects; Le premier concerne la minimisation de la dilatation thermique. Pour ce faire, la matrice riche en Sn peut être renforcée par un matériau à dilatation thermique limitée (MDTL) comme les céramiques ou encore certains métaux tels que le molybdène, le niobium et les alliages $FeNi_{36}$. Pratiquement, c'est la seule manière possible puisque la température de brasage est inférieure à 450°C. En général, les MDTL, conservent leur état physique (solide) et métallurgique, car ils sont quasi-inertes vis-à-vis de la matrice dans les conditions de brasage. Le renfort doit être placé dans des endroits précis au sein de la matrice afin d'assurer correctement la fonction demandée.

En outre, l'incorporation d'un MDTL dans l'alliage SnAgCu joue aussi le rôle d'obstacle physique permettant de limiter la propagation des fissures causées par le développement des intermétalliques sous forme d'aiguilles. Ces intermétalliques possèdent des directions et des plans privilégiés pour leur croissance qui reflètent leur cristallographie (anisotropie). La taille d'un espace physique de développement peut être limitée par la présence d'autres phases stables, solides et dures. Les frontières de ces espaces de croissance des intermétalliques sont marquées par la présence des matériaux à dilatabilité thermique limitée (MDTL). Lorsque les conditions énergétiques et métallurgiques sont favorables au développement d'un intermétallique dans cet espace, sa taille ne peut pas dépasser la taille de l'espace physique limité par les matériaux durs. Les intermétalliques sont donc plus courts quand l'espace physique est étroit. Ceci montre qu'il est possible de transformer un intermétallique dit « site d'amorçage des fissures » en un renfort plus dur que la matrice (figure IV.21).

L'incorporation d'un MDTL dans une brasure SnAgCu assure donc un double rôle : une diminution de la dilatation thermique et un rétrécissement de l'espace physique de développement des intermétalliques.

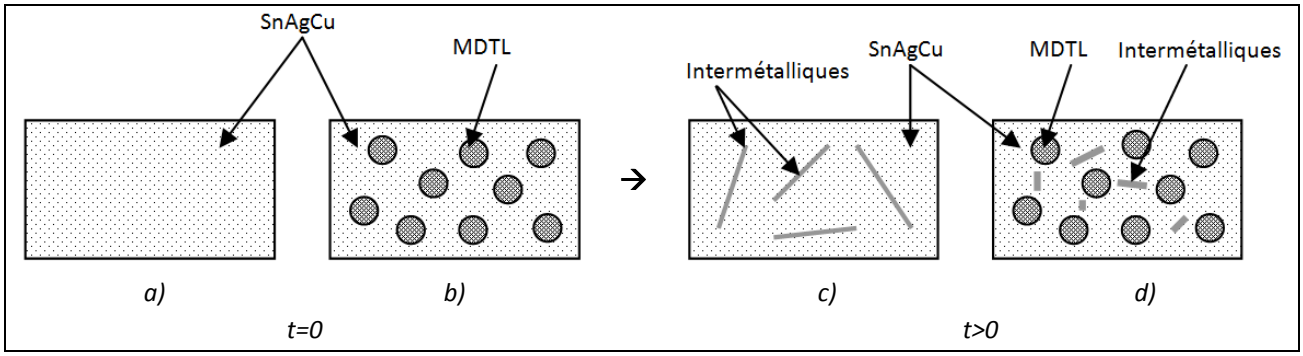


***Figure IV.21**: Comparaison SnAgCu non renforcé (a, c) et celui renforcé par un matériau à dilatabilité thermique limitée (b, d) à l'origine (t=0, a et b) et à t>0 (c et d)*
*(*MDTL: matériau à dilatabilité thermique limitée, par exemple Mo ou SiC)*

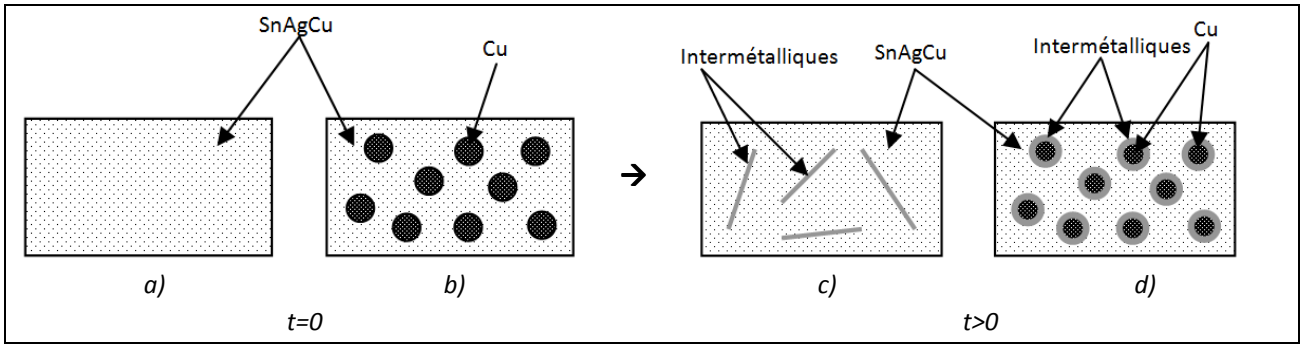


***Figure IV.22**: Comparaison SnAgCu non renforcé (a, c) et celui renforcé par des particules en cuivre (b, d) à l'origine (t=0, a et b) et à t>0 (c et d)*
*(*MDTL: matériau à dilatabilité thermique limitée, par exemple Mo ou SiC)*

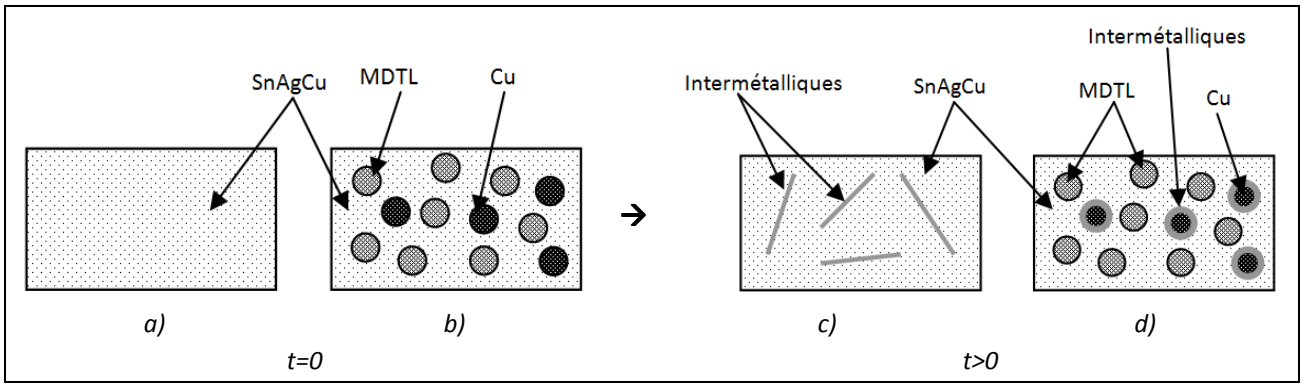


***Figure IV.23**: Comparaison SnAgCu non renforcé (a, c) et celui renforcé par un MDTL et des particules en cuivre (b, d) à l'origine (t=0, a et b) et à t>0 (c et d)*
*(*MDTL: matériau à dilatabilité thermique limitée, par exemple Mo ou SiC)*

Le deuxième point de cette approche consiste à transformer les intermétalliques sous forme d'aiguilles en intermétalliques sphéroïdaux. Dans cet objectif, nous utilisons la diffusion comme un moteur de formation des intermétalliques. En effet, dans une brasure à base SnAgCu, le cuivre (comme l'étain) diffuse aux températures considérées. Dans un premier temps, l'intermétallique Cu_6Sn_5 apparait à l'interface Cu/Sn, ensuite il se transforme en Cu_3Sn par incorporation de cuivre dans Cu_6Sn_5. En se basant sur ce mécanisme de diffusion, imaginons une particule en cuivre en immersion dans une matrice en Sn. La surface extérieure de cette particule présente l'interface entre le cuivre et l'étain. A l'instant t=0, les deux éléments (Cu et Sn) sont mis en contact et la distance de diffusion est nulle. Pour un temps supérieur à zéro, deux solutions solides Sn(Cu) et Cu(Sn) se forment à la surface de la particule en cuivre et le premier intermétallique Cu_6Sn_5 apparaît. La configuration à cet instant consiste en une particule de cuivre, dont le diamètre est plus petit que l'initial, entourée par une couche d'intermétallique Cu_6Sn_5 puis la solution solide d'étain. Au fur et à mesure, la taille de la particule de cuivre diminue et la couche d'intermétallique Cu_6Sn_5 progresse pour prendre sa place. En même temps un deuxième intermétallique apparaît à l'interface Cu/Cu_6Sn_5, c'est Cu_3Sn. Le flux des atomes de cuivre qui se déplacent du centre de la particule vers la surface extérieure constitue avec Cu_6Sn_5 le Cu_3Sn. Une nouvelle configuration remplace la dernière; une petite sphère en cuivre entourée par Cu_3Sn ensuite une couche Cu_6Sn_5 dans une phase riche en Sn. Cette configuration n'est pas encore figée. Le système peut évoluer puisque la diffusion est toujours active. De cette manière, nous développons des intermétalliques sphéroïdaux au sein de l'alliage de base, (figure IV.22).

Il est important de noter que la présence de particules de cuivre dans la matrice en SnAgCu favorise aussi la conductivité thermique et électrique de la brasure. L'évolution du système ne permet pas de conserver cet avantage, en revanche il offre à la brasure de nouvelles propriétés mécaniques grâce aux intermétalliques. Ces intermétalliques sont donc des renforts sphériques où la liaison matrice-renfort est formée par un processus métallurgique.

Pour récapituler, les deux concepts proposés précédemment peuvent être regroupés dans un seul système (figure IV.23). Une brasure composite peut être renforcée à la fois par un matériau à dilatabilité thermique limitée et des particules de cuivre. Le choix du MDTL, la détermination du taux de renfort et de la distribution au sein de la brasure présentent l'objet de l'étape suivante dans l'approche de conception paramétrée d'un matériau architecturé.

Avant de sélectionner les matériaux, nous développons encore la relation entre structure-matériaux et assemblage. En effet, imaginons par exemple que la mise en forme du matériau décrit précédemment est possible par un tel moyen industriel et que les préformes obtenues sont prismatiques avec une épaisseur de l'ordre de 150 µm (épaisseur conventionnelle d'une brasure pour les modules de puissance), les deux faces extérieures de la brasure vont avoir deux phases distinctes ; une phase tendre (la matrice) et une phase dure (le renfort). Lors de l'assemblage, la température de brasure est légèrement supérieure à la température de fusion de la matrice. Ceci révèle que la surface réellement brasée est inférieure à la surface totale de la brasure. Bien entendu, les particules de renfort peuvent se déplacer à cause de leur densité. Néanmoins, il faut s'assurer que

les deux faces extérieures sont entièrement en SnAgCu afin de garantir la faisabilité de l'assemblage. Une des solutions proposées est illustrée par la figure IV.24 qui présente une brasure composite renforcée par des particules de Mo (ou SiC) et des particules de Cu où deux couches fines en SnAgCu ont été ajoutées aux interfaces Puce-Brasure et Brasure-Substrat. Lors du brasage, les deux couches minces se transforment les premières à l'état liquide en développant une adhésion entre les différents éléments de l'assemblage. Dans cette solution, la brasure composite conserve son état semi-solide grâce aux renforts infusibles et le brasage est assuré uniquement par les deux couches externes en apportant un gain énergétique.

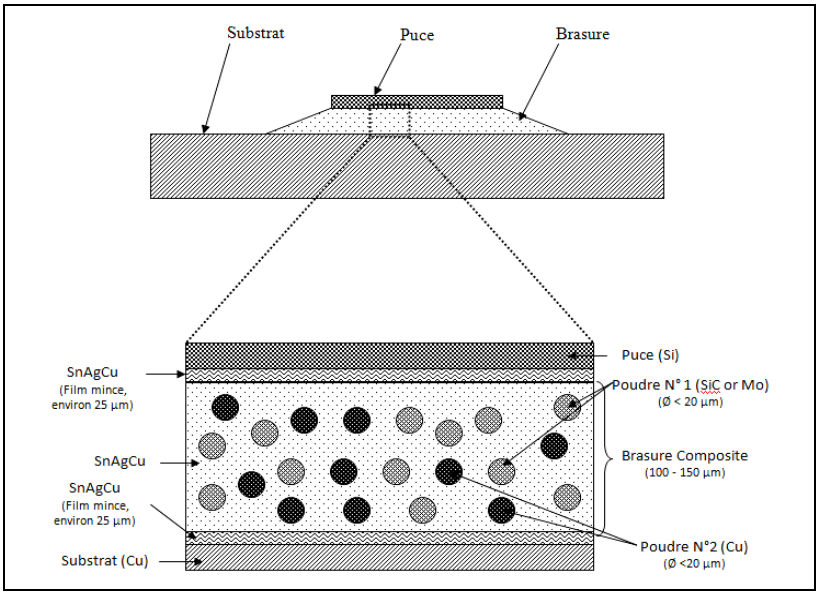


***Figure IV.24**: Brasure composite dans un assemblage de puissance*

Revenons maintenant au diagramme de la figure IV.20 présentant l'approche de conception, le deuxième niveau de décision (*Dc_N2*) prend en considération deux types de modification : la première consiste à renforcer une brasure par des particules MDTL et la deuxième consiste à changer la structure de la brasure [48, 77, 78, 82, 83, 84 et 139]. En effet, l'introduction des obstacles solides ne se limite pas à des renforts discontinus (des particules) comme présenté ci-dessus. Une armature solide et continue peut être aussi introduite dans une matrice en SnAgCu (figure IV.25). Cette armature apporte la rigidité à la brasure, empêche la dilatation importante de la structure sous l'effet de la chaleur et définit aussi la taille des espaces physiques des intermétalliques. L'armature ne doit pas être un isolant thermique et électrique. Il est possible d'utiliser par exemple des grilles ou des feuilles métalliques perforées. Le cas le plus intéressant pour notre application correspond à une structure métallique qui présente un coefficient de dilatation proche de celui du silicium, une malléabilité suffisante, une bonne conductivité thermique ainsi qu'électrique. A titre d'exemple, les alliages $FeNi_{36}$ peuvent être employés comme armature pour une brasure architecturée. L'utilisation des grilles ou des feuilles perforées permet d'avoir une continuité physique à la fois de la matrice et du renfort. Cette caractéristique est importante lorsque l'armature présente des propriétés

thermiques et électriques plus faibles que celles de la matrice (SnAgCu). Le matériau de l'armature peut être aussi un matériau réfractaire. Dans ce cas, il est tout à fait possible de construire une brasure architecturée au cours de l'opération de brasage proprement dite. En effet, grâce à l'écart important des températures de fusion, la matrice peut être « injectée » à l'état liquide dans la structure solide et les préformes peuvent être découpées après solidification.

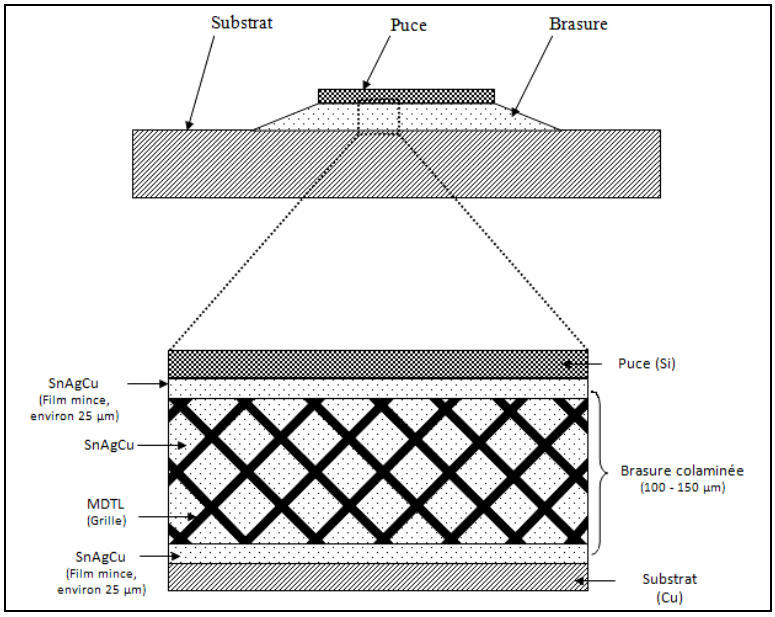


Figure IV.25: *Brasure à armature dans un assemblage de puissance*

Grâce à la démarche de conception paramétrée des matériaux architecturés, nous avons proposé deux solutions pour résoudre le problème de la brasure dans un assemblage de puissance. Dans la suite, nos étudierons uniquement la première solution en utilisant des renforts particulaires.

3.2- Choix des matériaux.

Le problème de la sélection des matériaux et des procédés est assez complexe du fait la variété des choix possibles et la difficulté d'adaptation du procédé. Pour certains matériaux, l'atomisation peut être difficile, voire très chère ou quasi impossible. D'autres matériaux peuvent souffrir d'une séparation des phases lorsque la différence de densité est importante entre les constituants du matériau composite ou encore lorsque le temps de brasage est long comme il a été montré par les études antérieures. De même, l'utilisation de certains matériaux et procédés peut entraîner des modifications architecturales dommageables lors du brasage et/ou lors du fonctionnement, en détruisant la structure fonctionnelle de la brasure.

En outre, la conception d'un matériau composite comme notre brasure nécessite des connaissances approfondies sur le comportement thermique et mécanique de chaque constituant.

Le renfort peut être un matériau réfractaire avec un coefficient de dilatation thermique proche de celui de silicium. Généralement les matériaux réfractaires sont des corps solides dont le point de fusion est très élevé (actuellement T_f> 1800°C). Ces matériaux possèdent également une dureté élevée, une très bonne résistance mécanique même à haute température, ceci permet d'améliorer les propriétés mécaniques de la brasure. En outre, les propriétés thermiques et électriques des matériaux réfractaires sont spécifiques et très liées à leur nature (céramique ou métallique). Parmi ces matériaux, on trouve le molybdène, le niobium, le tungstène et leurs carbures, les carbures de silicium et de titane. Bien entendu, il existe des matériaux non réfractaires qui possèdent aussi une dilatabilité limitée, comme le titane, qui peuvent être utilisés dans la brasure.

Le choix du renfort est un compromis entre la dilatation thermique, la conductivité thermique, la conductivité électrique et le prix. En effet, pour une matrice en alliage SnAgCu dont la conductivité électrique est de l'ordre de 16,6 %IACS et la conductivité thermique voisine de 58,7 W/m.K, l'utilisation d'un renfort comme le molybdène, dont la conductivité thermique est deux fois plus élevée que celle de SnAgCu, permet d'améliorer les propriétés thermiques et électriques du produit final. En outre, la forme du renfort est un paramètre important du choix en raison de la différence de densité qui peut causer une séparation des phases lors du brasage d'une part et de la concentration des contraintes d'autre part. En d'autres termes, l'identification de la forme des matériaux utilisés et du procédé d'obtention est indispensable pour assurer l'obtention de la structure souhaitée après brasage. Finalement, nous avons sélectionné le Mo et le SiC pour renforcer l'alliage SnAgCu. En dehors des caractéristiques thermomécaniques de ces matériaux, ce choix est basé aussi sur ces deux critères : matériaux disponibles et compatibles vis-à-vis de l'alliage de brasage. Le critère de mouillabilité est aussi un facteur important. Malheureusement, on ne dispose pas d'informations claires sur la mouillabilité de ces renforts par l'étain à la température du brasage. En revanche, comme nous l'avions indiqué dans le chapitre bibliographie, il semble qu'en général la mouillabilité de l'alliage SnAgCu est réduite, mais l'utilisation d'un flux permet de parer cet inconvénient.

En ce qui concerne la matrice, on peut mentionner les deux alliages Sn95.5Ag3.8Cu0.7 et Sn95.5Ag4Cu0.5. Pour notre étude, nous nous sommes intéressés au deuxième alliage. Le Sn95.5Ag4Cu0.5 est un alliage « eutectique » avec une température de fusion proche de 218°C. La microstructure de ce matériau définit ses propriétés thermiques et mécaniques [127, 128, 129 et 130]. Cette microstructure est très liée au procédé de mise en forme et elle peut avoir des changements importants en fonction des conditions de service, en particulier la température. L'eutectique ternaire de l'alliage Sn95.5Ag4Cu0.5 correspond à la combinaison des deux eutectiques binaires (Sn-Ag et Sn-Cu), (diagramme de phase Ag-Cu-Sn, figure IV.15). La solidification du système quasi-eutectique ternaire se réalise en trois étapes :

L → α : le liquide L donne Ag_3Sn sous forme de plaquettes ou d'aiguilles dans une microstructure dendritique (pour Ag=4%),

L → α+β : le liquide L donne l'intermétallique Ag_3Sn et l'étain eutectique Sn, c'est une réaction eutectique binaire monovariante,

L → α+β+γ : le liquide L donne les intermétalliques Ag_3Sn, l'étain allié et l'intermétallique Cu_6Sn_5. C'est une réaction eutectique ternaire.

La première étape se déroule à température variable et elle est une réaction eutectique binaire monovariante puisqu'elle possède un seul degré de liberté où le liquide donne deux composants solides α et β. La troisième étape se déroule à une température fixe.

Les précipités d'Ag_3Sn produits par la première réaction peuvent atteindre plusieurs centaines de microns en taille tandis que les phases Ag_3Sn eutectiques ont une taille limitée par les dendrites Sn qui se forment en même temps.

Des traitements de recuit peuvent être appliqués sur le matériau pour modifier sa structure. Pour des temps de recuit assez longs (plus de 500 heures), les dendrites d'étain sont toujours observées alors que l'argent-étain se transforme en petits précipités sphériques. En outre, le cuivre se présente sous forme de précipités sphériques uniformément répartis dans la structure. A noter que ces précipités ont une tendance à migrer vers les interfaces dendrites/eutectique.

D'une manière générale, la microstructure initiale d'une brasure est liée principalement à deux paramètres : sa composition et la vitesse de refroidissement. Un refroidissement rapide permet d'avoir une répartition homogène des précipités. Ces précipités peuvent jouer le rôle d'un renfort au sein du matériau, en conséquence une amélioration des propriétés mécaniques de la brasure est obtenue. En revanche, lorsque la vitesse de refroidissement est assez lente, les précipités peuvent avoir des formes irrégulières et une répartition non homogène. Dans ce cas, les précipités peuvent fragiliser la brasure. Nous avons intérêt à avoir une vitesse de refroidissement assez rapide pour bien conserver les propriétés de l'alliage.

3.3- Choix du procédé d'élaboration.

A ce stade, le développement du matériau composite pour la brasure n'est pas encore achevée puisque le (s) processus de fabrication n'est (ne sont) pas encore déterminé (s), figure VI.1*, Dc_4*. La détermination du procédé représente le dernier point de la démarche de conception paramétrée et demande une connaissance des technologies adaptées aux matériaux définis précédemment. Le procédé de mise en forme doit être industriellement réalisable et tenir compte des propriétés physiques des matériaux choisis. Par exemple, la mise en forme par fusion ne peut pas être utilisée lorsqu'un des composants s'évapore à cette température, en revanche une combinaison de plusieurs techniques pour aboutir à un seul cycle de fabrication satisfaisant est faisable.

Il faut rappeler également que le procédé de mise en forme et de fabrication a une influence sur le comportement de la brasure lors de l'assemblage et en service. Certains procédés peuvent causer des évolutions inattendues. A titre d'exemple, lorsqu'un procédé impose une vitesse de refroidissement lente, des précipités de grande dimension peuvent se développer au sein du matériau comme on l'a vu précédemment. Pour notre cas, nous avons examiné quatre techniques :

- préformes comprimées obtenues par métallurgie des poudres (figure IV.26),
- préformes colaminées obtenues par métallurgie des poudres (figure IV.27),
- crèmes à braser (figure IV.28),
- préformes colaminées obtenues par assemblage de feuillards métalliques (figure IV.29).

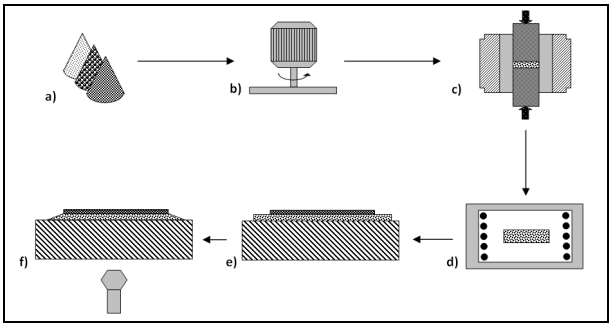


Figure IV.26 *: Brasure composite obtenue par métallurgie des poudres (préforme)*
a) choix des matériaux; b) mélange ; c) compression à froid ; d) frittage ; e) assemblage ; f) brasage laser

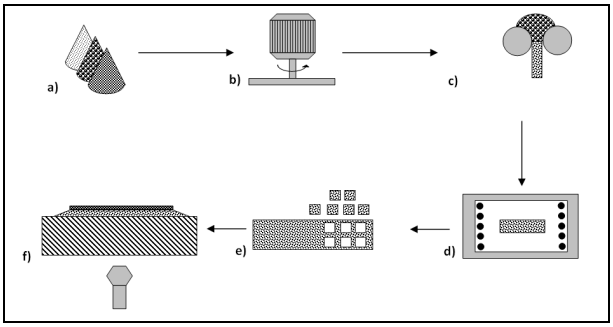


Figure IV.27 *: Brasure composite obtenue par laminage des poudres (préforme)*
a) Choix des matériaux; b) mélange; c) laminage de poudres ; d) frittage ; e) découpe; f) brasage laser

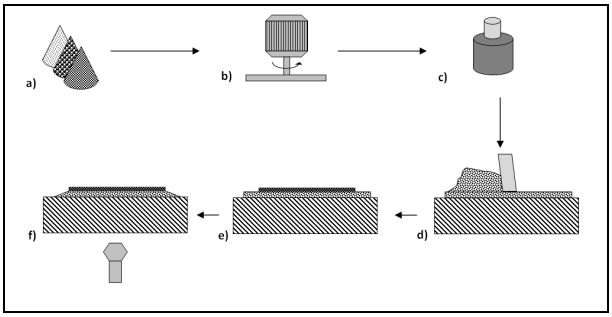


Figure IV.28 *: Crème à braser*
a) choix des matériaux; b) mélange; c) additifs ; d) sérigraphie; e) assemblage ; f) brasage laser

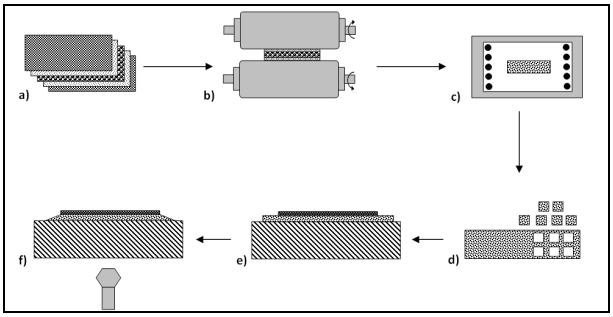


Figure IV.29 *: Brasure composite obtenue par colaminage (préforme)*
a) choix des matériaux; b) colaminage ; c) traitement thermique ; d) découpe ; e) assemblage ; f) brasage laser

Chaque technique présente des avantages et des inconvénients. Pour les techniques associées à la métallurgie des poudres, la phase de compression qui succède à la préparation du mélange a pour objectif de donner la forme souhaitée à la poudre par densification en créant des liaisons interparticulaires grâce à la pression appliquée. Ces liaisons sont primordiales pour le frittage à l'état solide et ont une forte influence sur les caractéristiques mécaniques du produit. La compression peut être réalisée en statique à l'aide d'une matrice et d'un poinçon (figure IV.26) ou en dynamique en utilisant un laminoir (figure IV.27). L'alliage SnAgCu présente un domaine de plasticité important (Ar≈20 à 30% en traction). Cette propriété permet d'éviter l'utilisation d'un liant. Le taux de densification lors de la compression est contrôlé principalement par deux paramètres ; la morphologie et la taille des particules. En effet, plus la forme des particules se rapproche de la

sphère, meilleure est la densification, et plus la poudre est fine, plus la porosité est faible. Les paramètres de compression tels que la vitesse, la pression appliquée et la température doivent être déterminés en fonction du mélange réalisé. A une vitesse de compression élevée, l'air peut être emprisonné dans la structure et le matériau final peut avoir une porosité élevée.

La préparation du mélange qui précède l'étape de compression a pour but d'assurer une répartition homogène des particules renforts. Cette étape peut aider aussi à améliorer la densification par un transfert de la matière entre le matériau mou et le matériau dur grâce au frottement.

Après la compression de la poudre, le frittage constitue la phase suivante. Le frittage permet de transformer la pièce dite crue en une pièce consolidée sans ou avec légère modification dimensionnelle. En effet, le frittage est un traitement thermique à une température où au moins un constituant est à l'état solide, ceci permet de créer les liaisons entre les particules et d'éliminer la porosité introduite lors des étapes précédentes. Plusieurs phénomènes physicochimiques et thermodynamiques accompagnent le frittage, tels que la formation et la croissance des ponts et des grains, l'équilibre mécanique et chimique entre les grains, la diffusion, etc. Les constituants du mélange vont avoir une interaction au cours du frittage. Dans le cas du frittage d'une brasure composite, les charges en Mo ou en SiC peuvent être considérées inertes chimiquement avec la matrice. Pour un taux de renforts SiC dans une matrice SnAgCu relativement faible (<10%), la vitesse de densification de la brasure composite est décrite par une loi du mélange en premier approximation:

$$\dot{\varepsilon}_c = (1 - f_r)\dot{\varepsilon}_m + f_r\dot{\varepsilon}_r \approx (1 - f_r)\dot{\varepsilon}_m \qquad [4\text{-}1]$$

Où $\dot{\varepsilon}_r$ et $\dot{\varepsilon}_m$ sont respectivement les vitesses de densification des inclusions et de la matrice.

En considérant que $\dot{\varepsilon}_r = 0$ et $\dot{\varepsilon}_m$ la vitesse pour un frittage naturel de la matrice.

Pour des taux de charge faibles, la vitesse de densification de la brasure est pratiquement identique à la vitesse de densification de SnAgCu. À des taux de charge élevés, vers 20% par exemple, la vitesse de densification de la brasure est environ 0.8 fois celle de SnAgCu. Ceci permet de prévoir un temps adéquat pour le frittage des brasures composites.

La dernière étape consiste en un brasage. Les préformes obtenues par compression à chaud ou à froid puis frittées peuvent être brasées. Bien entendu, on considère que le matériau obtenu après frittage est relativement dense. Les liaisons développées entre les particules permettent d'empêcher la ségrégation et la séparation des phases (matrice et renfort) lors du brasage à cause de la différence de densité. Lors du brasage laser du côté face inférieure du substrat, la surface inférieure de la brasure est le premier endroit qui subisse une augmentation de la température. Il est possible de fondre seulement quelques microns de préforme afin d'établir les liaisons Puce-Brasure-Substrat.

Les brasures composites peuvent être élaborées aussi sous forme d'une crème à braser (poudre+flux+liant). Les avantages des crèmes à braser se traduisent par des équipements industriels

moins lourds que les équipements de la métallurgie des poudres pour fabriquer des préformes et une très bonne compatibilité avec la production en grande série. En plus, les crèmes à braser sont bien adaptées à la sérigraphie qui exige des particules de quelques dizaines de microns. Néanmoins, certains résidus persistent après brasage provenant des additifs introduits pour donner la viscosité souhaitée à la crème. L'utilisation d'une crème composite pour brasage nécessite la fusion intégrale de la matrice pour assurer la liaison. La présence d'une phase liquide (la matrice) et une phase solide (le renfort) peut causer une séparation des phases en raison de différence de densité. La viscosité est la caractéristique principale qui permet la mise en œuvre d'une crème à braser. Cette propriété est liée à la nature et la quantité des additifs introduits. Une bonne maîtrise de la viscosité d'une crème implique une bonne maîtrise de l'épaisseur de brasure.

La quatrième technique proposée consiste en un colaminage de feuillards. Des feuilles en SnAgCu et en matériau à dilatabilité limitée peuvent être empilées dans un ordre prédéfini puis colaminées à froid. L'adhérence entre les différents matériaux s'établit par déformation plastique. Un traitement thermique au four permet de favoriser la diffusion entre les différents constituants d'une part et d'autre part le détensionnement des contraintes résiduelles liées au colaminage. Les préformes peuvent être découpées dans la bande colaminée, recuites puis brasées dans un four ou par laser. La brasure peut contenir plusieurs couches de matériaux dont les deux extérieures doivent être en SnAgCu. Une amélioration de la conductivité thermique et électrique dans l'épaisseur peut être obtenue à l'aide de bandes perforées en matériau renfort comme dans le colaminé à ponts thermiques. Cette dernière technique est caractérisée par la présence d'une structure solide et massive qui permet de rendre la dilatabilité de la brasure faible et d'empêcher le développement des intermétalliques sous forme de plaquettes ou d'aiguilles. En effet, la structure joue le rôle d'une barrière mécanique solide pour les intermétalliques et même dans le cas d'amorçage d'une fissure, cette dernière peut être arrêtée au niveau d'un pont thermique.

Finalement, une brasure composite peut être obtenue par une combinaison de plusieurs techniques. La figure IV.30 illustre un exemple où la compression à froid comme le laminage des poudres est associée à la crème à braser. Une couche fine (~10 µm à 20µm) de crème à braser en SnAgCu peut être déposée sur les deux faces de la préforme composite pour assurer une bonne mouillabilité avec la puce et le substrat. La brasure finale est constituée de trois zones ;

- Une première couche de quelques microns en SnAgCu (obtenue par sérigraphie à titre d'exemple) qui se transforme rapidement en Cu_6Sn_5 puis Cu_3Sn au contact du substrat en cuivre.
- Une deuxième couche plus épaisse (entre 100 et 150 µm) en composite,
- Une troisième couche en SnAgCu (obtenue par sérigraphie à titre d'exemple).

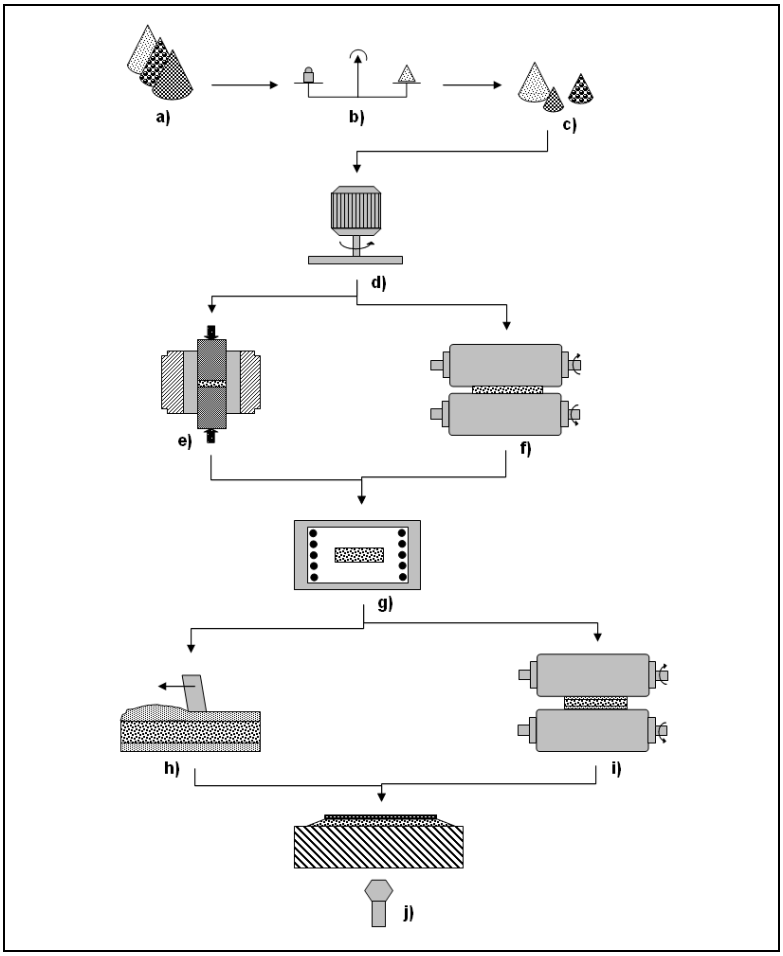


Figure IV.30 *Fabrication des brasures composites.*
a) Choix des matériaux; b) pesage ; c) composition ; d) mélange ; e) compression à froid ; f) laminage ; g) frittage; h) dépôt de crème à braser; i) colaminage ; f) brasage laser.

3.4- Conclusion sur conception paramétrée d'une brasure composite architecturée

En s'inspirant de la conception paramétrée des matériaux architecturés, une brasure composite à été conçue pour aboutir à un assemblage électronique fiable et robuste.

L'analyse des causes, la définition des interventions et le choix des matériaux et des procédés de mise en forme sont les principales étapes de la conception du matériau architecturé. Les solutions proposées concernent une brasure composite. La matrice est un alliage sans plomb et le renfort est un réfractaire. Le renfort apporte ses propriétés à la brasure : il réduit sa dilatabilité, améliore sa résistance mécanique et limite l'espace physique occupé par les intermétalliques. Des particules de cuivre sont également introduites pour orienter la formation des intermétalliques vers une forme sphérique.

4- Poudres pour brasures composites

4.1-Introduction

Dans la première partie de ce chapitre, nous proposons une structure de brasure composite avec un coefficient de dilatation thermique réduit grâce à des intermétalliques sphériques, et nous procédons à une sélection des matériaux et des procédés de mise en forme. Nous avons privilégié l'utilisation de poudres pour obtenir la structure finale et nous expliquons ce choix. Nous décrivons les poudres sectionnées et leurs caractéristiques qui ont une influence sur les propriétés mécaniques et physiques de la brasure finale. La détermination de ces caractéristiques permet de définir les paramètres d'élaboration (température, temps, etc) et d'interpréter les phénomènes liés à la densification. Dans notre cas, les principales caractéristiques pour une poudre sont : la morphologie des particules, la taille moyenne et la répartition granulométrique.

Chaque caractéristique a une influence particulière sur l'évolution du système. En effet, dans le cas du frittage en phase solide par exemple, le transfert de la matière est assuré par des mécanismes de diffusion qui peuvent avoir des « chemins » divers (diffusion surfacique, diffusion volumique, etc). L'avancement du frittage est décrit non seulement en fonction des paramètres de la diffusion (la température et le temps), mais aussi en fonction de la granulométrie des particules et leur morphologie. En outre, la porosité qui est une caractéristique importante du produit final, qui influence considérablement la résistance mécanique, la conductivité thermique, la densité, etc. La forme et la répartition granulométrique des poudres sont les principaux facteurs qui déterminent le volume des vides dans le matériau.

4.2-Caractéristiques des poudres sélectionnées

Rappelons que nous avons sélectionné quatre matériaux pour la brasure composite :

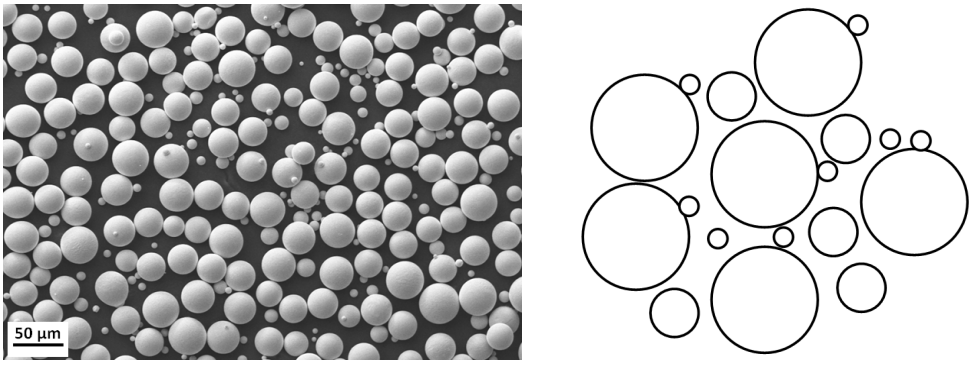
a) l'alliage eutectique ternaire $Sn_{95,5}Ag_4Cu_{0,5}$,
b) le cuivre,
c) le molybdène,
d) le carbure de silicium.

Nous avons sollicité la société *Inventec-Dehon (Vincennes, 94),* spécialiste en fabrication des crèmes à braser sans plomb, pour nous fournir une poudre de l'alliage $Sn_{95,5}Ag_4Cu_{0,5}$. La poudre de cuivre était disponible au Centre des Matériaux (*ECKART copper powder*).

4.2.1- Poudres $Sn_{95,5}Ag_4Cu_{0,5}$

D'abord, nous constatons que la quasi-totalité des particules sont sphériques (figure IV.31*)*. Le mode de fabrication de cette poudre est probablement l'atomisation ultrasonore. La présence de très

petites particules dites « satellites » dont le diamètre est inférieur à 4 µm et qui sont souvent liées à des particules plus grosses, ainsi que la forme parfaitement sphérique et lisse de ces particules, appuient cette hypothèse sur le procédé. À noter, les poudres sphériques sont très favorables pour la mise en forme par compression grâce à leur excellente coulabilité. Le taux de remplissage de la matrice peut dépasser 60% de ce fait.



a) b)

***Figure IV.31**: Poudre de l'alliage ternaire SnAgCu*
a) Microscopie électronique de la poudre (MEB, Signal SE) ; b) Schématisation de la poudre

La figure IV.32 illustre la répartition granulométrique de la poudre SnAgCu. Nous constatons la présence de deux diamètres principaux; environ 12 et 25 µm pour une taille moyenne de l'ordre de 15 µm. Ce type de distribution peut être avantageux pour l'élaboration de la brasure composite. En effet, les particules de petit diamètre peuvent occuper les espaces vides entre les plus grosses particules en favorisant la densification du matériau.

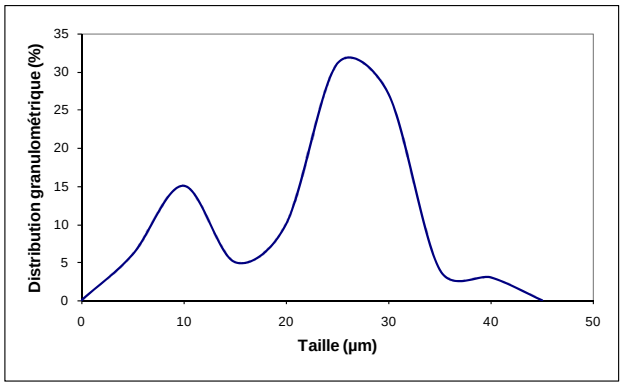


***Figure IV.32**: Distribution granulométrique (en nombre) de la poudre SnAgCu*

4.2.2- Poudre de Cuivre

La poudre de cuivre sélectionnée par nos collègues spécialistes de projection présente des formes sphériques, mais les surfaces sont plus rugueuses que celles de la poudre de SnAgCu. La figure IV.33

montre la morphologie de cette poudre. Le spectre des diamètres est beaucoup plus large. Certaines particules présentent des zones plates sur leur surface extérieure, ceci laisse à penser qu'elles ont subi une érosion ou des contacts mécaniques violents lors de l'atomisation. La figure IV.34 illustre la distribution granulométrique qui semble posséder trois maximums de taille : ~5 µm et ~8 µm et ~15µm. Contrairement à la poudre SnAgCu, les deux tailles sont très proches en terme de fraction volumique et le diamètre moyen est environ 13 µm.

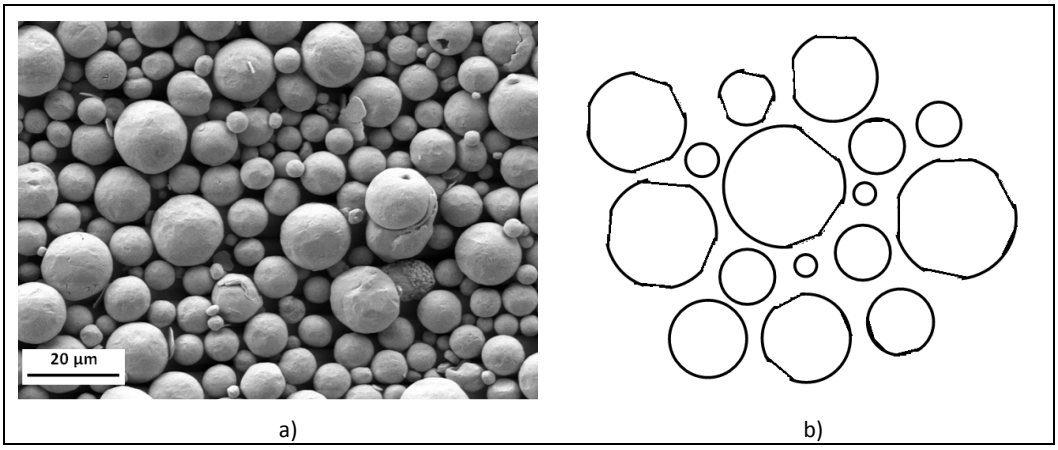


***Figure IV.33**: Poudre de cuivre*
a) Microscopie électronique de la poudre (MEB, Signal SE) ; b) Schématisation de la poudre

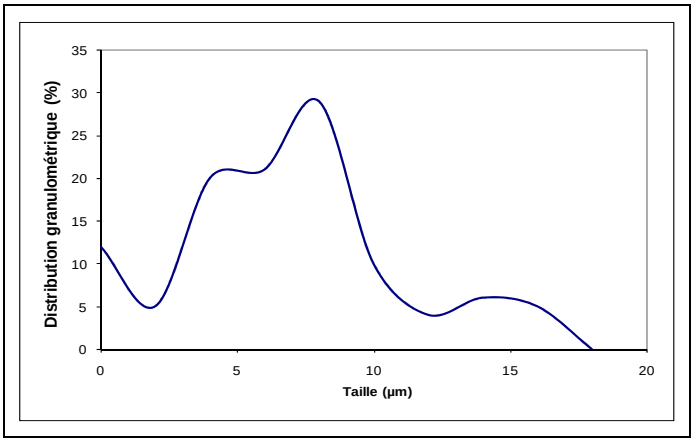
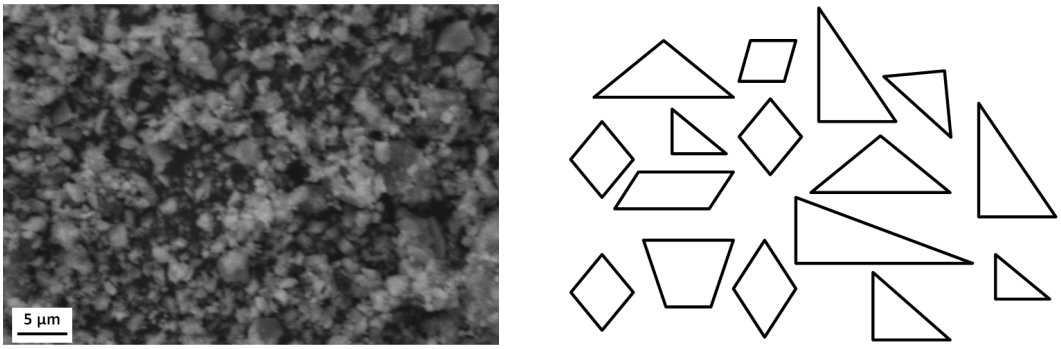


***Figure IV.34**: Distribution granulométrique de la poudre de cuivre (% nombre)*

4.2.3- Poudre de SiC

Les particules de SiC observées au microscope électronique à balayage possèdent des formes aciculaires avec des angles vifs, figure IV.35. Leur taille est comprise entre 2 et 25 µm mais la majorité des particules se présente dans des agglomérats dont la taille peut atteindre 200 µm. Le carbure de silicium étant un matériau extrêmement dur, la poudre de SiC est généralement obtenue par broyage mécanique. Le broyage est une succession de phénomènes de fracturation des

particules avec peu de déformation. La poudre broyée peut avoir une variété de dimensions des particules. Ce qui explique pourquoi il a été difficile de déterminer la taille moyenne de notre poudre.



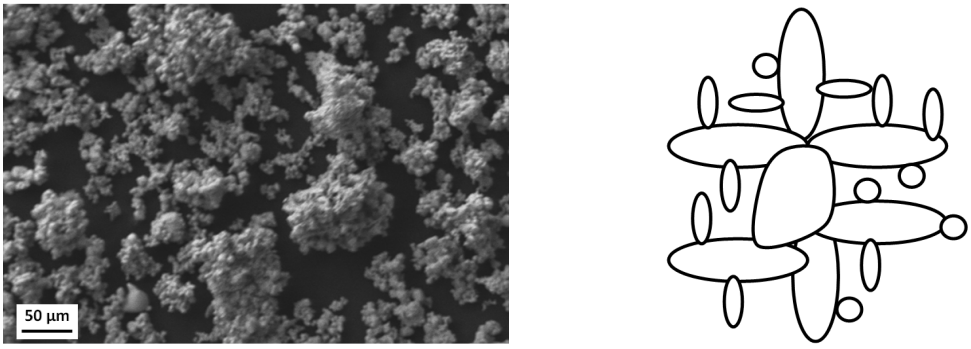
a) b)

***Figure IV.35**: Poudre de SiC*

a) Microscopie électronique de la poudre (MEB, Signal SE) ; b) Schématisation de la poudre

4.2.4- Poudre de Molybdène

Les particules de molybdène sont des amas (éponge) avec une forme très irrégulière, figure IV.36. Un amas est un ensemble de très petites particules attachées les unes aux autres d'une manière aléatoire. La taille des amas est comprise entre 10 et 50 µm.



a) b)

***Figure IV.36**: Poudre de Mo*

a) Microscopie électronique de la poudre (MEB, Signal SE) ; b) Schématisation de la poudre

4.3-Conclusion

Les particules sélectionnées présentent différentes morphologies. Cette différence aura une influence sur le comportement rhéologique du mélange lors de la mise en forme et notamment sur la porosité. Les particules aciculaires de SiC peuvent être un site privilégié pour la concentration des contraintes au sein de la brasure. La complexité de la forme des amas du molybdène peut favoriser la porosité et gêner la densification du composite.

5- Crème composite à braser

5.1-Introduction.

Après avoir présenté une approche de la conception paramétrée d'une brasure composite et analysé les poudres sélectionnées, l'étape suivante consiste à élaborer les matériaux conçus et à déterminer leurs comportements lors du brasage. Rappelons que parmi les procédés de fabrication proposés les crèmes à braser sont envisagées pour réaliser des brasures composites. Ce choix est totalement technologique. A l'échelle industrielle, l'utilisation des crèmes à braser offre au fabricant une flexibilité technologique ; dosage de matière, cadence et coût de transformation. Dans cette partie de chapitre, nous présentons les résultats obtenus et nous discutons les limites de cette technologie pour réaliser une brasure composite.

5.2- Élaboration.

Huit mélanges ont été réalisés en collaboration avec la société *Inventec-Dehon* dont la fraction volumique de SiC (ou Mo) dans la partie « minérale » est de 10, 30 et 50%. Nous avons choisi volontairement ces taux de renfort, particulièrement 50%, pour conserver une viscosité de crème à braser compatible avec la sérigraphie. Les crèmes à braser ont environ 50% en volume de partie organique. Pour un taux de renfort (SiC ou Mo) de 30%, deux flux ont été testés (flux A et flux B). Le tableau IV.3 illustre les mélanges étudiés.

Tableau IV.3 *: Compositions des crèmes à braser*

N°composition	1	2	3	4	5	6	7	8
Désignation	**1A**	**3A**	**3B**	**4A**	**5A**	**7A**	**7B**	**8A**
Matrice	SAC	SAC	SAC	SAC	SAC	SAC	SAC	SAC
Renfort	SiC	SiC	SiC	SiC	Mo	Mo	Mo	Mo
% Volumique de la matrice	90	70	70	50	90	70	70	50
% Volumique de renfort	10	30	30	50	10	30	30	50
% massique de la matrice	95,43	84,39	84,39	69,86	86,69	62,81	62,81	41,99
% massique de renfort	4,57	15,61	15,61	30,14	13,31	37,19	37,19	58,01
Masse SAC pour 22g total composite	20,994	18,565	18,565	15,369	19,071	13,818	13,818	9,2378
Masse renfort pour 22g total composite	1,0054	3,4342	3,4342	6,6308	2,9282	8,1818	8,1818	12,762
Masse PO prévue pour 25g crème	3	3	3,98	3	3	3	3,98	3
TYPE PO	A	A	B	A	A	A	B	A
Masse PO réelle pour viscosité correcte*	3,2	3,98	3,98	6,07	3	3,96	3,96	5,04
% PM (alliage + additif) dans PO	87,301	84,680	84,680	78,375	88	84,745	84,745	81,360
**PO : partie organique (environ 50% en volume)*								

5.3- Détermination de la température du brasage par thermogravimétrie.

La thermogravimétrie (TGA) est une technique d'analyse qui permet de suivre la variation de la masse d'un échantillon en fonction de la température et/ou du temps. Une perte de masse se

produit lorsqu'un composé de l'échantillon disparait suite à une réaction thermochimique. Les mesures sont effectuées à l'aide d'une thermobalance et chaque accident dans le thermogramme correspond à une réaction.

Nous avons utilisé un thermogravimètre SETARAM TG92 pour déterminer la température de départ du liant. Le conteneur est en alumine et le cycle comprend un chauffage à 250°C avec une vitesse de 10°C/min puis un refroidissement jusqu'à la température ambiante. Un seul échantillon a été testé à 350°C. La figure IV.37 illustre la variation de la masse en fonction de la température pour deux crèmes composites à braser (A1 et A5).

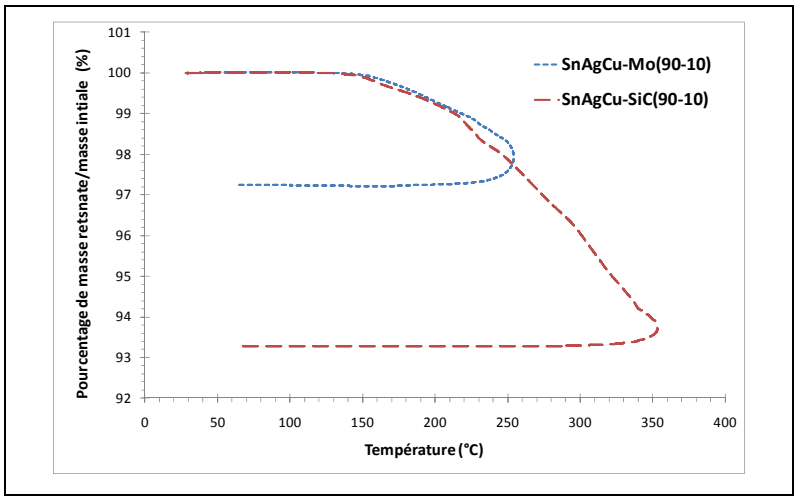


***Figure IV.37**: Perte de masse en fonction de la température pour les crèmes à braser*

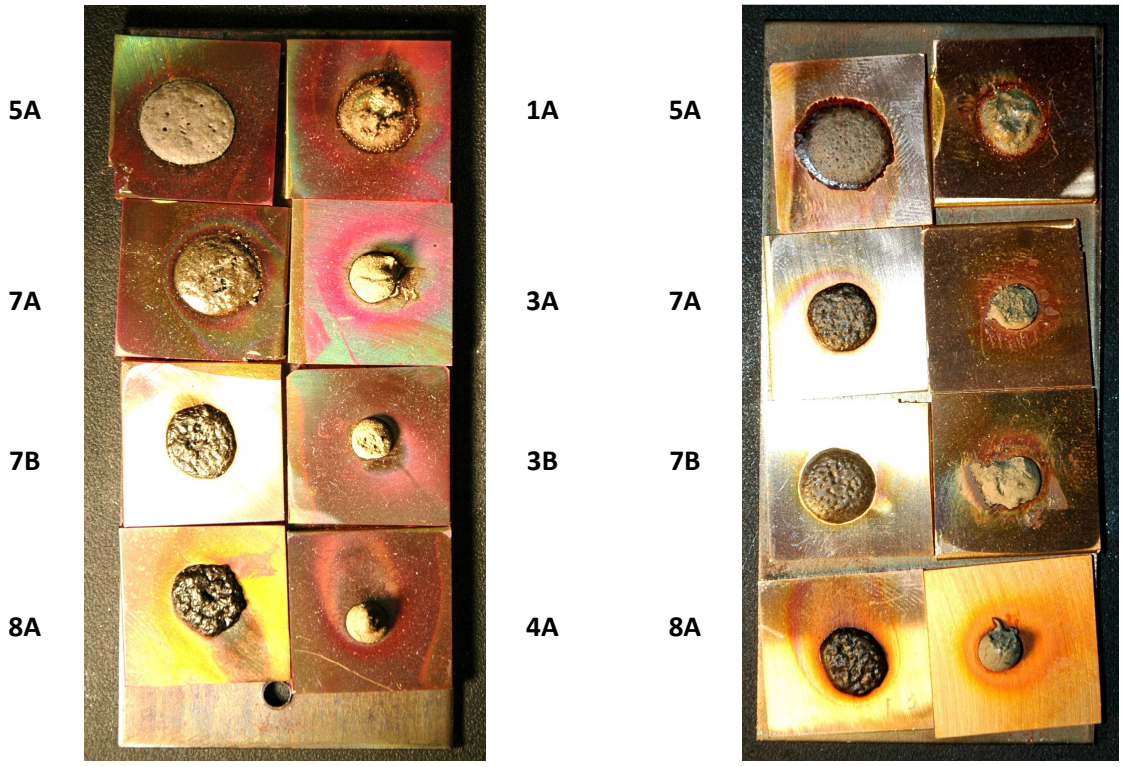
Depuis les courbes de la figure IV.37, on constate que dans le cas des crèmes à braser composites (SnAgCu-Mo et SnAgCu-SiC), la perte de masse commence vers 150°C. La vitesse de variation de masse est presque constante jusqu'à 260°C pour la brasure SnAgCu-SiC (90%-10%). En revanche, on observe une légère accélération de perte de masse à 226°C pour la brasure SnAgCu-Mo (90%-10%). Enfin, tous les éléments volatiles disparaissent vers 350°C. La perte de masse dans le cas de SnAgCu-Mo est nettement inférieure à celle de la brasure SnAgCu-SiC. En réalité, la totalité de la partie organique n'a été pas éliminée, d'ailleurs il reste encore de la masse résiduelle carbonisée (7% <13%). À partir de ces résultats, il semble que le brasage doit être effectué au delà de 250°C mais il faudra un thermogramme de DSC. Le solidus de la partie « minérale » doit être proche de 200°C.

5.4-Mouillabilité.

Maintenant, on s'intéresse particulièrement à la façon dont une goutte en crème à braser s'étale sur un substrat en cuivre. La mouillabilité est liée aux tensions interfaciales entre le solide (substrat), le

liquide (brasure à l'état fondu) et le gaz (nature et pression du gaz dans le four). Le niveau de l'énergie superficielle varie en fonction de la température.

La mouillabilité est caractérisée par l'angle de contact entre le liquide et le solide. Par définition, si l'angle de contact est égal à zéro, le liquide mouille parfaitement le solide. Pour un angle de contact inférieur à 90°, le liquide mouille partiellement le solide. Le liquide est dit non-mouillant si cet angle est supérieur à 90°.



	1A	3A	3B	4A	5A	7A	7B	8A
SnAgCu	90%	70%	70%	50%	-	-	-	-
Mo	-	-	-	-	10%	30%	30%	50%
SiC	10%	30%	30%	50%	-	-	-	-
Flux	A	A	B	A	A	A	B	A

***Figure IV.38**: Matrice des essais de mouillabilité des crèmes à braser sur un substrat en cuivre et rappel des constituants dans le tableau (fraction volumique)*

Pour chaque composition, une goutte de crème à braser a été déposée sur un substrat en cuivre (Ra<1 µm), ensuite l'ensemble a été introduit dans un four chauffé à 250°C (ou 300°C) sous air et à la

pression atmosphérique. La figure IV.38 illustre les résultats obtenus pour les températures 250°C et 300°C. Egalement, une crème à braser à base SnAgCu sans charge a été testée.

En comparant les photos des brasures chargées en molybdène et celles en SiC, on constate que les brasures « 5A » à « 8A » (chargées en Mo) mouillent partiellement le substrat. En revanche, pour les brasures « 3A » à « 4A », la mouillabilité est presque nulle. Les gouttes de crèmes chargées en SiC ne s'effondrent pas et l'adhérence brasure/Substrat ne s'établit que pour la brasure « 1A ». Dans ce dernier cas, la mouillabilité est faible et elle s'améliore légèrement à 300°C. Dans la pratique, la tension superficielle est liée à la température de fusion, c'est-à-dire à la force des liaisons. A la solidification de la brasure, les particules de carbure de silicium doivent être « rejetées» vers la périphérie par le solide formé dans le liquide.

En raison de l'absence d'adhérence, la mesure de l'angle de mouillage est irréalisable. Il semble que la préparation des mélanges n'aie pas réussi puisqu'il y a formation d'agglomérats au sein de la crème particulièrement pour le SiC. Dans le cas des brasures SnAgCu-Mo, le dégagement des gaz provenant de la combustion de la matière organique donne une peau ridée. Pour un taux de charge faible (10%), une migration des particules de renfort vers les bords semble se produire lors du brasage.

Pour une crème à braser sans charge, l'alliage SnAgCu mouille convenablement un substrat en cuivre. L'angle de mouillage est de l'ordre de 28°. La brasure est très brillante et l'adhérence est établie.

Finalement, pour une température de brasage donnée et pour la même composition, on constate que l'étalement des crèmes avec le flux B est meilleur que celui obtenu avec le flux A.

5.5-Conclusion

Les essais de mouillabilité avec des crèmes à braser renforcées par Mo ou SiC n'ont pas donné de résultats satisfaisants. Les premiers mélanges réalisés ne possèdent pas encore les bonnes propriétés de brasage à l'état semi-solide. Il est tout à fait possible qu'une agglomération de particules de SiC au sein des crèmes modifie la tension superficielle d'une manière considérable, ce qui empêche le mouillage. Pour les crèmes à braser chargées en molybdène, la mouillabilité reste faible. Les observations effectuées dans l'épaisseur montrent une concentration importante de bulles d'air dans la brasure. Ces résultats n'ont pas permis de continuer dans cette voie mais le fait que la crème non renforcée mouille bien sous air amène à retenir cette option pour modifier en surface les brasures composites.

6- Conclusion du chapitre IV

Dans ce chapitre, nous avons abordé la question d'endommagement des brasures entre le semi-conducteur en silicium et le substrat en cuivre. Nous avons suivi une approche basée sur la conception paramétrée permettant d'obtenir une brasure architecturée afin d'aboutir un assemblage fiable et robuste. L'approche que nous avons proposée dans ce chapitre traite également la question du choix des matériaux et des procédés de mise en forme. La solution retenue consiste en une brasure composite dont la matrice est un alliage SnAgCu renforcé par des particules de cuivre et de matériau à dilatabilité thermique réduite. Le renfort apporte ses propriétés à la brasure : il réduit la dilatabilité, améliore la résistance mécanique et limite l'espace physique des intermétalliques. Les particules de cuivre orientent la formation des intermétalliques.

Ensuite, l'analyse des poudres a montré des différences de forme (sphériques, amas et aciculaire) qui ont une influence sur le comportement rhéologique du mélange ainsi que sur les caractéristiques du produit final.

Nous avons testé d'abord des crèmes à braser composites. Les résultats obtenus ont montré les limites de cette technologie, en particulier pour les brasures renforcées par SiC. L'agglomération du renfort semble la cause principale de cet échec.

Finalement, nous avons opté pour une solution basée sur la métallurgie des poudres sans liant pour fabriquer les préformes de brasage (Annexe I). Les résultats de l'analyse micrographie illustrent une concentration des particules de renfort au sein du matériau du fait de la morphologique et la granulométrie des poudres. Nous avons montré aussi que des liaisons entre les particules SnAgCu après frittage peuvent s'établir. Ceci indique que les paramètres expérimentaux (température et temps) semblent convenables.

Néanmoins, à travers cette approche, de nombreuses difficultés ont été identifiées à l'élaboration d'une brasure composite sous forme de préformes minces. Pour l'application mécatronique, la brasure ne doit présenter aucun défaut pour éviter tout endommagement prématuré. Pour ce faire, des modifications doivent être apportées sur le cycle d'élaboration de la brasure par métallurgie des poudres. Dans le chapitre suivant, nous mettrons en œuvre des actions de progrès pour aboutir à un matériau homogène et cohérent. Des observations microscopiques seront réalisées ainsi que des mesures physiques sur les nouveaux échantillons afin de valider la structure. Nous suivrons également les évolutions structurales à travers des traitements thermiques.

Chapitre V

Brasures composites pour les modules d'électronique de puissance

Mise en œuvre & propriétés physiques

1- Introduction

Dans le chapitre précédent, nous avons présenté une approche de conception paramétrée permettant d'aboutir à une brasure composite afin d'améliorer la durée de vie d'un assemblage électronique de puissance. Cette approche est basée sur deux aspects : une réduction du coefficient de dilatation thermique et une transformation des intermétalliques aciculaires en intermétalliques sphéroïdaux. La brasure proposée comprend un alliage SnAgCu renforcé par des particules réfractaires (Mo ou SiC) et des particules de cuivre. Les premiers essais d'élaboration par métallurgie des poudres ont montré des agglomérats du renfort au sein du matériau (voir annexe I). Les préformes frittées présentent un comportement fragile et endommageable même pour des taux de déformation relativement faible (<15%). Cette fragilité est liée à la présence de «méga-porosités» et à l'absence d'une adhérence entre les différents constituants du composite. Ceci nous amène à modifier certains paramètres d'élaboration afin d'assurer une répartition homogène des constituants dans la brasure composite.

Dans ce chapitre, nous mettrons en œuvre des modifications paramétriques introduites dans les différents stades d'élaboration des brasures composites par métallurgie des poudres. Ces modifications concernent les mélanges, la pression de compactage, la vitesse de compression, la température et le temps de frittage.

Dans la première partie, les mélanges préparés comprendront des particules réfractaires avec un taux volumique limité à 20% et des particules de cuivre (environ 10%). Des modifications sur le mode opératoire seront appliquées pour empêcher la formation d'agglomérats ou pour les disloquer. Au stade de la compression, la pression et la vitesse de chargement appliquées permettent d'obtenir des préformes sans défaut. L'influence de paramètres procédés sur la micrographie des composites sera analysée. Le cycle de frittage comportera deux paliers de maintien. Le premier servira à éliminer en douceur l'air et l'humidité emprisonnés dans la structure des composites et le second favorisera le frittage par développement de ponts entre les particules à base de Sn.

Dans la deuxième partie de ce chapitre, nous montrerons à travers une étude micrographique l'influence des modifications opératoires sur la constitution des brasures composites à une échelle micrométrique. Nous expliquerons également certains phénomènes observés et qui sont liés à la mise en forme par métallurgie des poudres. Ensuite, nous caractériserons les propriétés thermomécaniques et physiques des brasures composites.

Dans la dernière partie de ce chapitre, nous traiterons les évolutions structurales et le vieillissement des brasures composites. Les résultats obtenus après un traitement thermique à 200°C et pendant 24 heures seront examinés afin de corréler la cinétique de formation des intermétalliques avec la structure prévue lors de la conception paramétrée. Les évolutions structurales seront interprétées sur la base des mécanismes d'interdiffusion grâce à des études en microanalyse à la sonde de Castaing.

Les résultats que nous montrons dans ce chapitre permettent de valider l'approche de conception paramétrée des brasures composites pour la mécatronique automobile présentée dans le chapitre précédent.

2- Élaboration des brasures composites avec des particules réfractaires et du cuivre

Dans le chapitre précédent, les essais d'élaboration ont montré une difficulté d'incorporer un taux de charge élevé (> 20%) dans la brasure composite. Pour cela, les nouveaux mélanges présentent trois taux volumiques de renfort ; 10%, 15% et 20%. Ces nouveaux mélanges intègrent dans leur composition des particules de cuivre (tableau V.1). Le choix de leur taille est important. L'utilisation de poudres fines permet d'obtenir une dispersion parfaite dans l'alliage SnAgCu. La poudre de cuivre sélectionnée est quasi-sphérique de diamètre moyen 13 µm

Tableau V.1 *: Compositions des mélanges réalisés*

	AA	**BB**	**CC**	**DD**	**EE**	**FF**
SnAgCu	80%	75%	70%	80%	75%	70%
SiC	10%	15%	20%	-	-	-
Mo	-	-	-	10%	15%	20%
Cu	10%	10%	10%	10%	10%	10%
** les fractions indiquées sont volumiques*						

Pour éviter toute agglomération lors de la réalisation du mélange, quelques améliorations technologiques peuvent être utilisées tels que l'ajout d'un dispersant ou le travail en milieu alcoolique. Pour le cas présent, nous avons utilisé une méthode mécanique qui repose sur l'insertion de billes en zircone de diamètre 5 mm dans le mélange des poudres. Ces billes doivent assurer principalement trois rôles ;

- améliorer la dispersion des particules,
- empêcher la formation d'agglomérats,
- disloquer les amas de molybdène.

Théoriquement, les billes de zircone n'ont que ces trois rôles [132], mais en pratique d'autres phénomènes peuvent se produire lors du mélange et à cause du frottement. En effet, le mélange contient à la fois un matériau mou (SnAgCu) et un autre dur (Mo ou SiC). La présence de billes en zircone qui est un matériau extrêmement dur (6,5 à 7,5 sur l'échelle de Mohs) peut activer quatre autres mécanismes :

- Le premier consiste en un transfert de matière par abrasion. Dans ce cas, lorsque SnAgCu entre en contact avec Mo ou SiC et à cause de la différence de dureté, les particules du renfort se recouvrent d'une couche fine en SnAgCu. Ce mécanisme est favorable à l'adhésion, mais il conduit aussi à une déformation de particules molles (SnAgCu & Cu) initialement sphériques.

- Le deuxième consiste en une pénétration des particules de SiC dans celles en SnAgCu. Sous l'effet des chocs mécaniques récurrents, le SiC peut pénétrer dans les particules molles (SnAgCu) grâce à leurs dimensions qui sont dix fois plus faibles que celles du SnAgCu, à leur dureté extrêmement élevée et à leur morphologie qui présente des angles vifs.
- Le troisième mécanisme est un peu l'inverse du premier mécanisme, le transfert de la matière peut avoir lieu des billes de zircone vers les particules de renfort dures par abrasion. Ce mécanisme peut entrainer une pollution sur nos échantillons. L'analyse des compositions des échantillons permettra de vérifier l'occurrence de ce mécanisme.
- Le dernier mécanisme consiste en un effet métallurgique. En effet, l'utilisation de billes de zircone favorise le frottement donc une augmentation de la température des particules. Le SiC et le Mo restent inertes à cette augmentation en revanche l'alliage SnAgCu peut avoir une légère évolution structurale.

Les mélanges ont été réalisés dans un turbulat® pendant 12 heures pour une masse de 20 g par composition (sans compter la masse des billes). La mise en forme a été effectuée par compression uniaxiale à température variable. L'outillage a été préchauffé à 150°C dans une étuve puis a été installé sur une presse de capacité 10 tonnes. La poudre a subi une compression progressive avec un palier de maintien de 2 min à chaque niveau. La pression maximale appliquée de mise en forme est de 5 tonnes soit 160 MPa. Le temps de maintien à cette pression est de 15 min (figure V.1). Dans le premier stade, l'étape de charge et décharge permet de libérer l'air emprisonné entre les particules. L'utilisation des paliers de maintien offre aux particules le temps nécessaire pour trouver l'équilibre d'une part et d'autre part de stabiliser la déformation du matériau malléable (SnAgCu). Entre temps, l'outillage se refroidit librement par conduction (poudres et outillage) et par convection (outillage et air environnant). À la fin du cycle, la température de l'outillage est proche de 40°C.

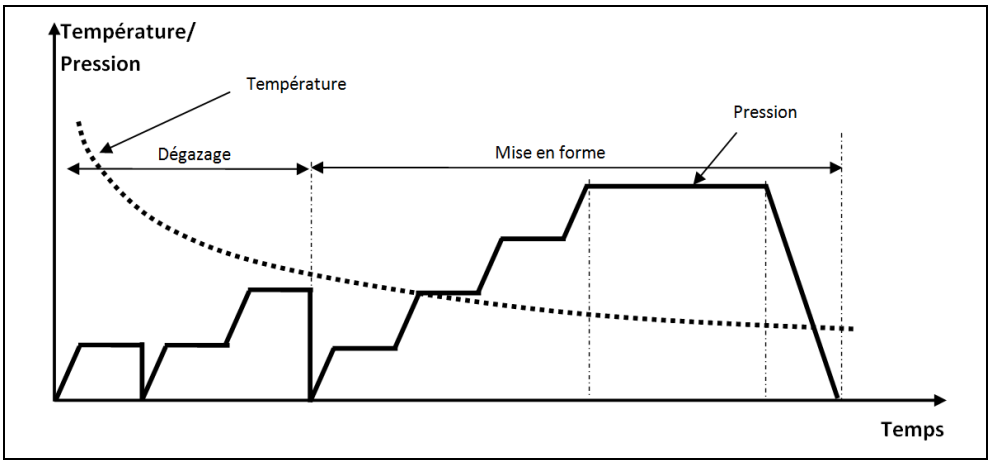


***Figure V.1**: Cycle de compression des préformes en matériau composite*

Le frittage des comprimés a été effectué sous argon hydrogéné (5% H_2). Le four a été mis sous vide primaire avant l'injection du gaz protecteur pour diminuer l'oxygène présent sous la forme de gaz et de vapeur d'eau. Le cycle de frittage comprend deux paliers de maintien à deux températures différentes (figure V.2). Ce cycle est décrit comme suit :

a) Chauffage à 10°C/min jusqu'à 110°C,
b) Maintien pendant 30 min à 110°C,
c) Chauffage à 10°C/min jusqu'a 175°C,
d) Maintien pendant 2h à 175°C,
e) Refroidissement lent dans le four.

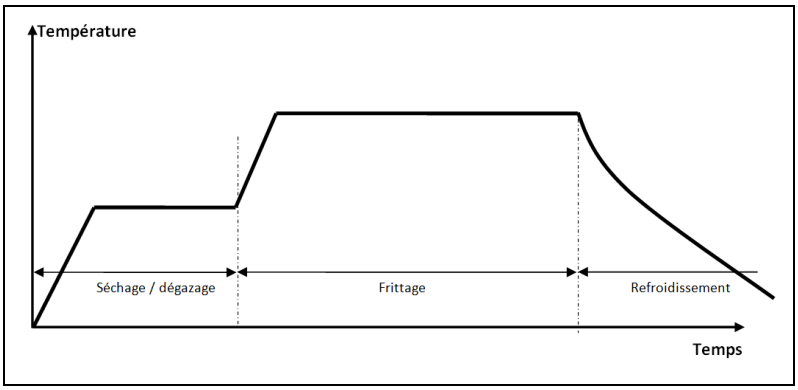


***Figure V.2**: Cycle de frittage des préformes en matériau composite*

Dans la première phase, le maintien à une température légèrement supérieure à 100°C permet d'évaporer les traces d'alcool et/ou de H_2O adsorbées par les échantillons d'une part. D'autre part, à cette température, les échantillons peuvent bénéficier d'un détensionnement des contraintes résiduelles engendrées par la compression. La figure V.3 illustre les préformes frittées des brasures composites. Les modifications qui ont été introduites dans les différentes étapes d'élaboration des brasures composites ont pour but d'améliorer la qualité du produit final. Pour le vérifier, des observations et des essais de caractérisation doivent être réalisés.

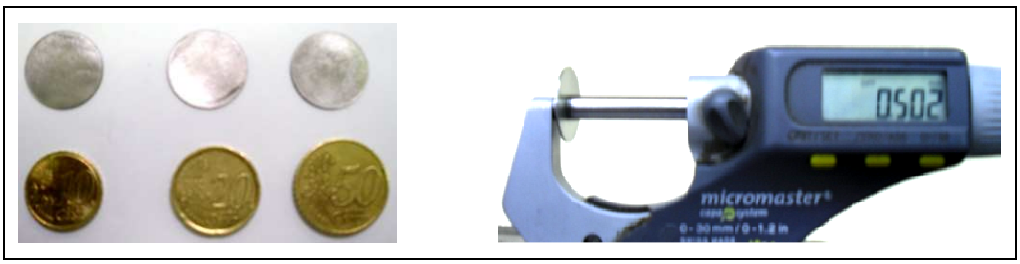


***Figure V.3**: Préformes en matériau composite*

3- Observations macroscopiques des brasures composites

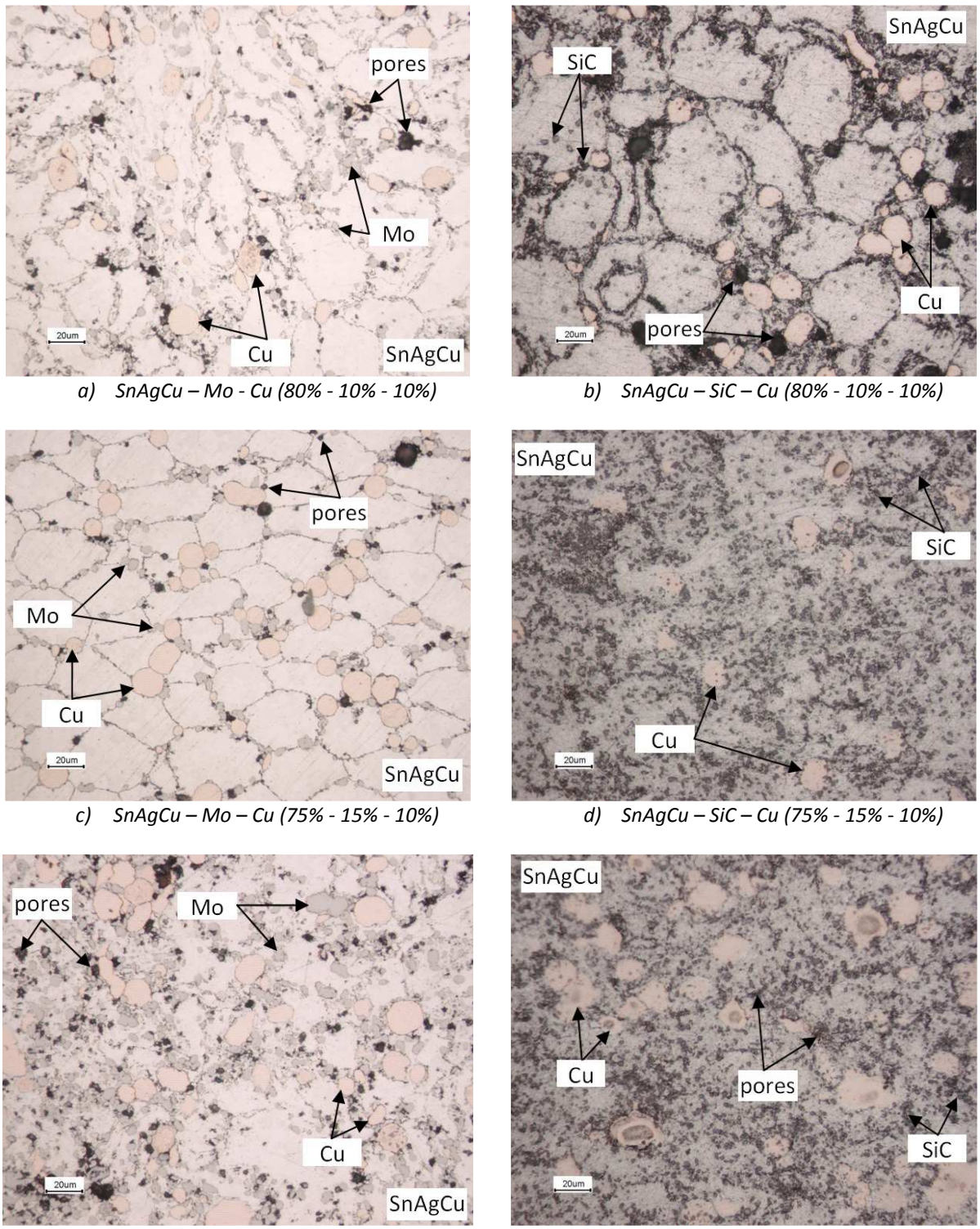
Les brasures composites sont des mélanges de poudres métalliques et céramiques. La rhéologie des mélanges est influencée par les caractéristiques des poudres, en particulier la granulométrie et la morphologie. Les brasures composites élaborées contiennent des particules sphériques SnAgCu et Cu en même temps que des particules de forme « irrégulière » de Mo ou de SiC. Le produit final doit avoir une répartition homogène de ces particules et une faible porosité.

Au cours de la mise en forme par compression, les particules peuvent avoir des vecteurs de déplacement dans l'espace (translation & rotation), qui consiste en un mécanisme de densification par réarrangement. Des frottements « Particule-Particule » et « Particule-Outillage » sont toujours présents. Ces frottements vont influencer les champs de déplacement et l'orientation des constituants au sein du matériau. La température peut modifier le coefficient de frottement et en conséquence les efforts de frottement peuvent changer. En outre, la compression conduit à la déformation des particules qui possèdent les propriétés mécaniques les plus faibles, l'alliage SnAgCu. Au fur et à mesure que la compression progresse, la porosité diminue progressivement, remplit les pores étant par le matériau ductile. Au stade du frittage, des liaisons peuvent s'établir entre les particules grâce à la diffusion. La porosité diminue et la densification du produit avance.

Afin de pouvoir comparer la distribution des particules, leur forme et la porosité dans les différentes brasures composites, nous avons réalisé des observations dans le plan de compression et hors de ce plan. Toutes les brasures composites ont subi un polissage mécanique jusqu'à 1 µm puis ont été observées par microscopie optique.

Selon les figures V.4 et V.5, on peut signaler une homogénéité de la répartition des particules de renfort de molybdène et de carbure de silicium. L'utilisation des billes de zircone dans les mélanges a permis d'empêcher l'agglomération des renforts et a conduit à la dislocation des amas de molybdène. Les particules de SiC sont uniformément réparties sur les surfaces analysées. Les particules de molybdène se localisent généralement sur les lignes triples des particules de SnAgCu. La dimension moyenne des particules de molybdène est de 8 µm tandis que celle des particules de SiC est de l'ordre de 2 µm. Le cuivre se présente en section avec une taille variable comprise entre 7 et 20 µm. La distribution du cuivre est moins bonne que celles des renforts réfractaires. On constate la présence de quelques groupements des particules de cuivre, de trois à quatre particules dont les tailles sont proches. On a rarement observé un groupement de cinq particules ou plus. On note également la présence de quelques cavités hémisphériques. Ces cavités sont associées aux particules de molybdène et/ou cuivre qui se détachent lors du polissage.

En comparant les micrographies de composites réalisées dans le plan de compression (figure V.4) et hors de ce plan (figure V.5), on constate que la pression appliquée pour densifier la poudre est suffisante pour que le rapport de la longueur divisée par la largeur d'une particule de SnAgCu (facteur de forme) soit compris entre 4 et 5. Mais cette pression n'a aucun effet sur la morphologie des particules réfractaires. La déformation des particules de cuivre est beaucoup moins importante que celle de SnAgCu. Le facteur de forme d'une particule reste inférieur à 2.



a) SnAgCu – Mo - Cu (80% - 10% - 10%)

b) SnAgCu – SiC – Cu (80% - 10% - 10%)

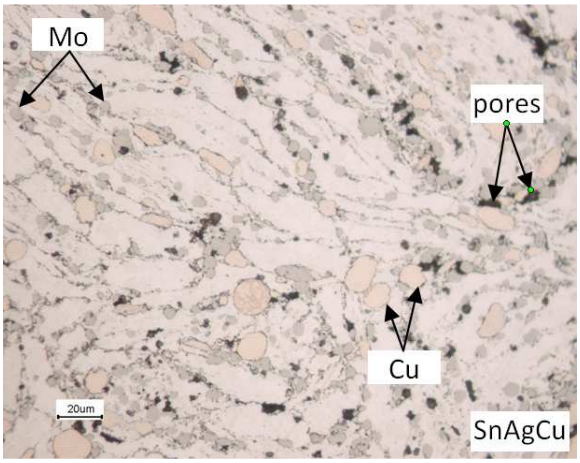
c) SnAgCu – Mo – Cu (75% - 15% - 10%)

d) SnAgCu – SiC – Cu (75% - 15% - 10%)

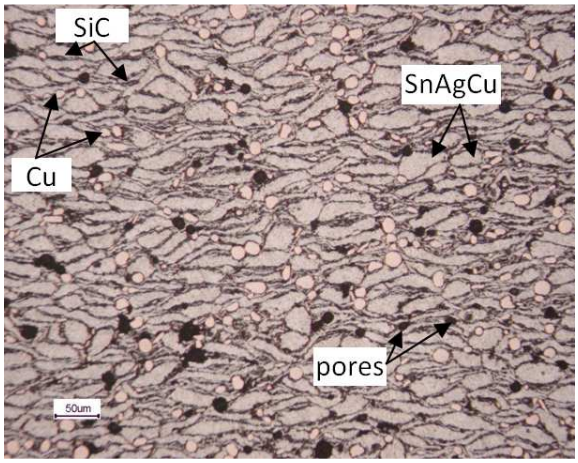
e) SnAgCu – Mo – Cu (70% - 20% - 10%)

f) SnAgCu – SiC – Cu (70% - 20% - 10%)

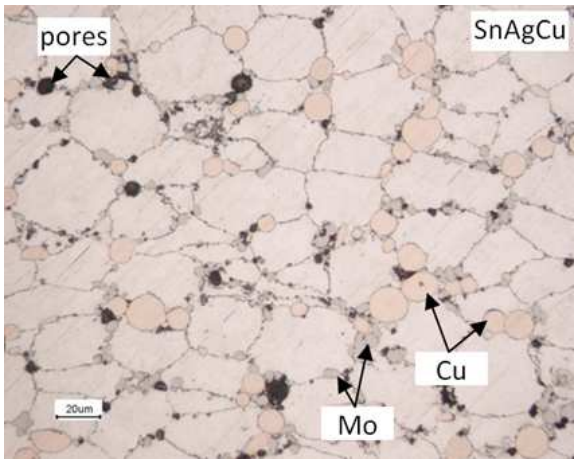
***Figure V.4**: Observations au microscope optique de brasures composites dans le plan de compression (plan XY), après frittage*



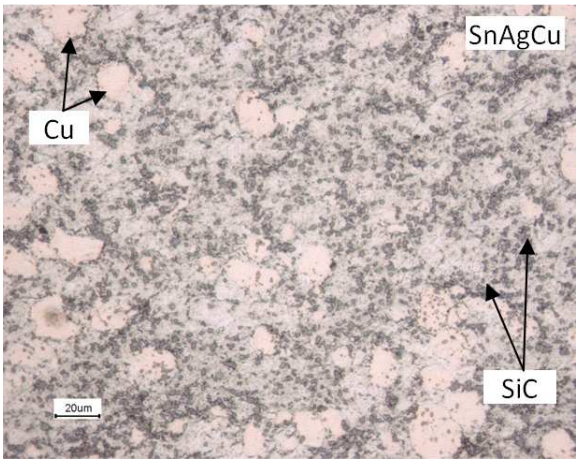
a) SnAgCu – Mo - Cu (80% - 10% - 10%)



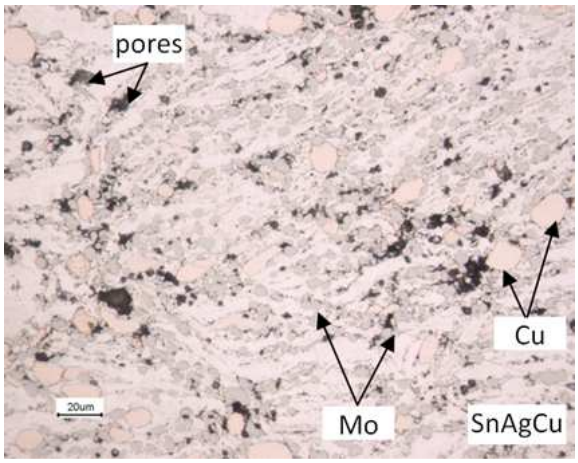
b) SnAgCu – SiC - Cu (80% - 10% - 10%)



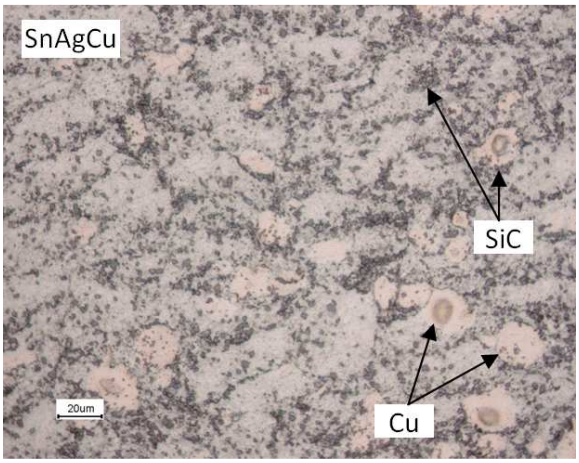
c) SnAgCu – Mo – Cu (75% - 15% - 10%)



d) SnAgCu – SiC - Cu (75% - 15% - 10%)



e) SnAgCu – Mo – Cu (70% - 20% - 10%)



f) SnAgCu – SiC – Cu (70% - 20% - 10%)

***Figure V.5**: Observations au microscope optique de brasures composites dans un plan contenant l'axe de compression (direction Z), après frittage*

Les micrographies présentées ne permettent pas de déterminer avec certitude l'existence de pores. D'autres observations à des échelles plus fines doivent être réalisées. Néanmoins, il est possible de distinguer les frontières des particules SnAgCu dans le composite renforcé par le molybdène. Ce n'est pas le cas pour les composites renforcés par le SiC, à l'exception du taux de charge égal à 10%. La différenciation devient plus difficile lorsque la fraction volumique de SiC augmente. Il semble que le frittage a été meilleur pour les composites à taux de renfort élevé, bien que toutes les préformes soient traitées simultanément.

Pour les brasures composites chargées en molybdène, on remarque que :

- chaque particule de SnAgCu possède 4 à 6 frontières avec les particules voisines en section plane,
- chaque particule de SnAgCu est en contact avec 2 à 3 particules de Mo,
- chaque particule de Cu possède de 2 à 5 frontières avec les particules SnAgCu,
- deux types de frontière entre les particules SnAgCu : courbe et linéaire.

Pour les brasures composites chargées en SiC, on note que :

- la morphologie des particules de cuivre est légèrement déformée sauf pour un taux de charge de 10%,
- les particules de SiC sont modérément plus présentes aux joints des particules SnAgCu qu'au cœur des particules.

La présence de SiC sous la forme décrite précédemment permet d'améliorer les caractéristiques mécaniques du matériau en termes de rigidité et résistance à la déformation. Le but principal de l'introduction des charges dures est de réduire la dilatabilité de la brasure. La présence des renforts n'apporte pas obligatoirement une amélioration de la résistance au fluage et à la fatigue vis-à-vis des conditions de fonctionnement d'une brasure dans un assemblage électronique. Néanmoins, ils peuvent représenter une barrière au déplacement des dislocations (principalement le SiC à cause de sa faible taille). Des essais de vieillissement thermique seront réalisés pour les différents composites élaborés afin d'évaluer l'influence de chaque composé.

Rappelons maintenant que les particules de cuivre ont été utilisées pour favoriser le développement des intermétalliques sphériques. Des observations à l'échelle microscopique ont été effectuées dans les zones des frontières Cu-SnAgCu. Sous l'effet de la température, l'étain peut établir une liaison métallurgique avec le cuivre en formant un intermétallique de type Cu_5Sn_6. Ce mécanisme d'interdiffusion permet de développer des liaisons métallurgiques entre les particules en cuivre et celles en SnAgCu. Ceci signifie une amélioration de propriétés mécaniques des matériaux mais il peut conduire à des modifications significatives des propriétés électriques et thermiques. Nous vérifierons la présence de ces liaisons dans les paragraphes suivants.

4- Observations microscopiques des brasures composites

Le frittage en phase solide a été effectué pour obtenir des brasures composites à partir des poudres SnAgCu renforcées par des particules réfractaires. L'objectif est de réaliser des brasures dont la structure est contrôlée en termes de propriétés mécaniques, dilatabilité thermique et évolution microstructurale. Plusieurs phénomènes métallurgiques et mécaniques sont mis en jeu au stade du frittage. Ces phénomènes peuvent engendrer des changements favorables ou néfastes pour le fonctionnement d'une brasure.

Jusqu'à présent, les observations au microscope optique doivent être considérées avec une certaine prudence, car à cette échelle on ne peut pas saisir avec précision les interfaces entre les différents constituants du composite. Il est important d'analyser les zones de réaction interfaciale et la porosité, la répartition et la morphologie des poudres. Un microscope électronique à balayage a été utilisé pour observer ces zones et leur évolution.

4.1- Composites SnAgCu-Mo-Cu

Contrairement aux composites chargés en SiC, les composites SnAgCu-Mo-Cu ne contiennent pas de céramique. La matrice est un alliage ternaire qui peut assurer la liaison entre les particules de métal réfractaire et transférer les contraintes à travers la structure. Bien entendu, les propriétés du composite sont conditionnées par la qualité de l'interface matrice-renfort. « *L'interface est définie comme la région dont la composition chimique est modifiée de façon significative et qui constitue la liaison entre la matrice et le renfort et assure le transfert de charge entre les deux composants d'une structure composite* » [A.G Metcalfe]. L'obtention d'une interface forte peut être due à une réaction chimique entre matrice et renfort en donnant lieu à un nouveau composé. Une interface forte peut être aussi obtenue par une adhérence mécanique. Dans ce dernier cas, la liaison s'établit grâce au frottement entre le renfort et la matrice, résultant de la forme et/ou de la rugosité des particules. Dans les brasures composites obtenues par métallurgie des poudres, les liaisons doivent se développer aussi entre les particules de SnAgCu. En l'absence totale ou partielle de ces liaisons, le matériau présentera des défauts qui peuvent altérer ses propriétés en particulier la conductivité thermique.

La figure V.6 illustre une micrographie de la brasure composite SnAgCu-Mo-Cu (80-10-10). On constate la présence de molybdène sous deux formes : des particules isolées et emprisonnées entre les particules SnAgCu et des groupements de deux ou trois particules. Les particules de molybdène isolées possèdent souvent une forme relativement sphérique. D'un autre coté, chaque groupement des particules de Mo est associé à un micropore dont la taille est inférieure à 1 µm. Dans un premier temps, nous nous sommes intéressés à identifier les mécanismes à l'origine de la présence de ces pores.

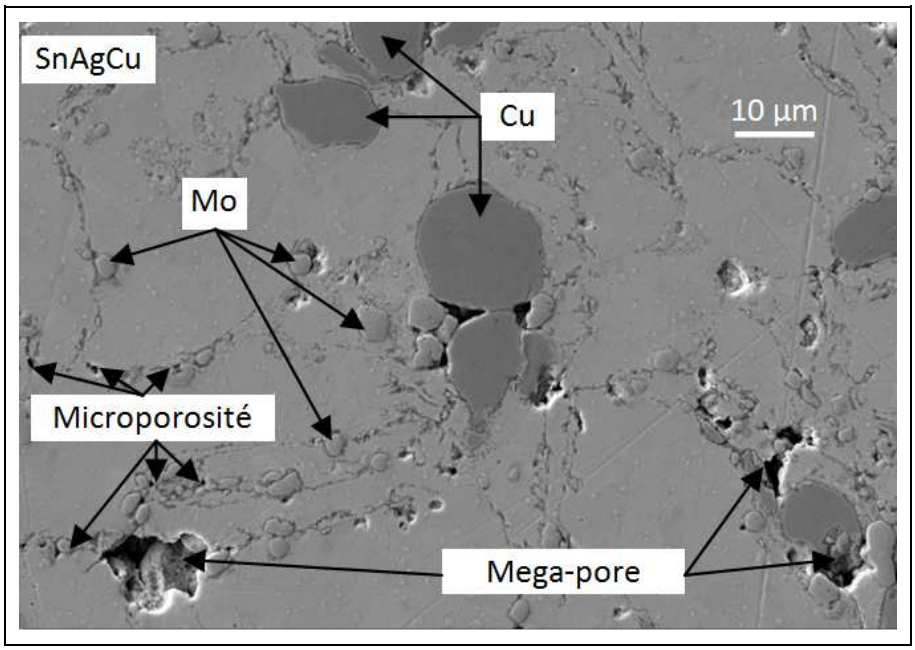


***Figure V.6**: SnAgCu – Mo – Cu (80% - 10% - 10%), observation dans le plan XY, MEB, signal électrons secondaires*

Nous supposerons pour une première approche que la présence de pores est liée :

- à la forme des particules de molybdène, qui présentent des zones concaves difficilement remplies par SnAgCu : Dans ce cas, la taille des pores est inférieure à 1µm, figure V.7-a,
- à la dilatation différentielle : sous l'effet de l'écart entre la température du frittage et l'ambiante, les constituants de la brasure se dilatent différemment. Par conséquent, des zones de séparation peuvent apparaître entre le renfort et la matrice. L'adhérence ne peut pas s'établir en absence de liaisons mécaniquement fortes. Les pores sont adjacents aux particules de renfort et leur taille recouvre la demi-surface de ces dernières, figure V.7-b,
- au groupement de renforts : Dans ce cas, des espaces vides se forment entre les particules du renfort. Le SnAgCu ne peut pas s'extruder dans ces interstices sous la force de compression exercée lors de la mise en forme, figure V.7-c,
- au groupement Mo-Cu. Les particules de cuivre sont plus grosses que les particules de molybdène. Ces dernières peuvent se trouver emprisonnées entre le cuivre et l'alliage SnAgCu. Le pore trouve dans les zones concaves avec une forme triangulaire et sa taille peut atteindre 5µm, figure V.7-d.

Il est important de souligner qu'aucune interconnexion entre les pores n'a été observée.

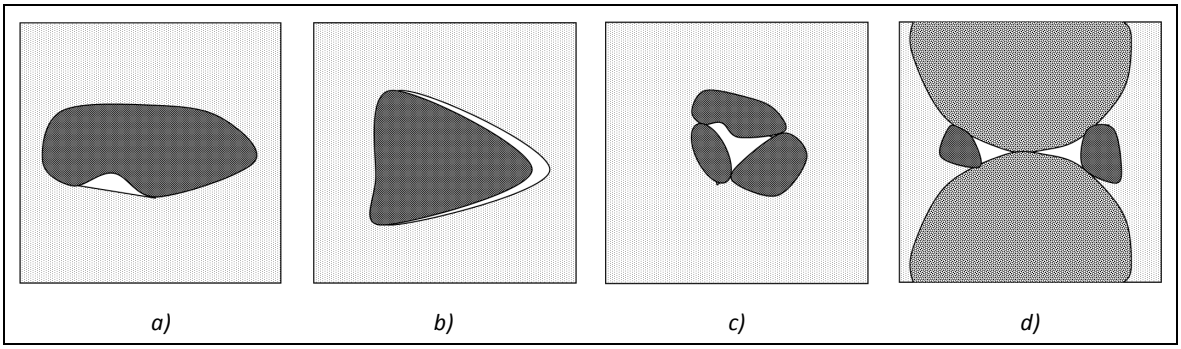
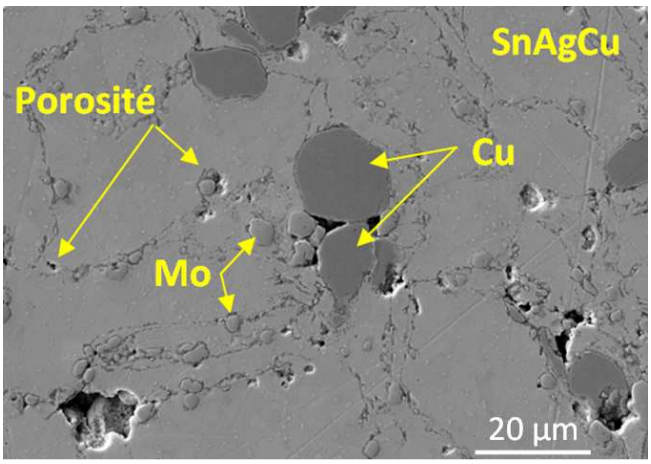


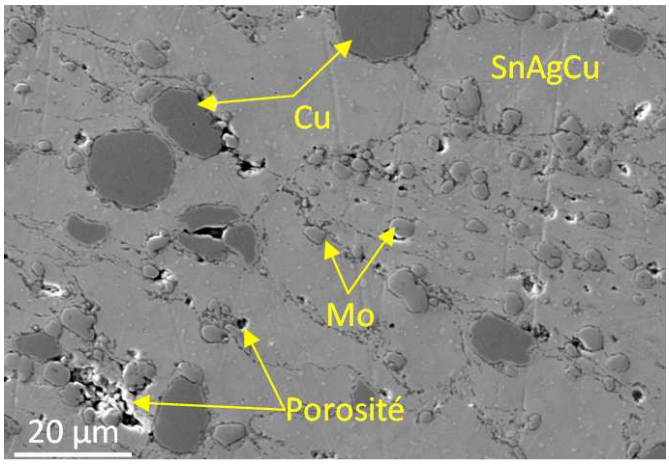
***Figure V.7**:* Porosités dans un composite SnAgCu-Mo-Cu

La figure V.8 illustre les micrographies des brasures composites SnAgCu-Mo-Cu dans le plan de compression et hors de ce plan pour les différents taux de charge (10, 15 et 20 %). On constate une augmentation considérable de la présence des pores lorsque le taux de charge augmente. Des études expérimentales antérieures ont montré que lorsqu'on diminue la densité relative d'un comprimé de poudres, la vitesse de densification au début de frittage est un peu plus grande. En revanche, la densité théorique est plus difficile à atteindre. Si le comprimé est moins dense, les zones vides sont plus larges et le matériau est plus hétérogène. Ceci explique qu'un réarrangement des particules au premier stade du frittage peut se produire. Par conséquent, il est possible d'avoir une concentration de pores dans les groupements (amas) signalés précédemment. Nous pensons que la porosité est liée aux phénomènes illustrés par la figure V.7 et elle peut augmenter avec le nombre des particules de molybdène, c'est-à-dire lorsqu'on accroit le taux de charge. Il apparait que pour une même pression appliquée, la densification du comprimé à 10% de molybdène est bien supérieure à celle d'un comprimé chargé à 20%. En outre, la taille, la forme et la fréquence des pores initiaux (avant frittage) sont influencées par la taille, la forme et la fraction des poudres utilisées.

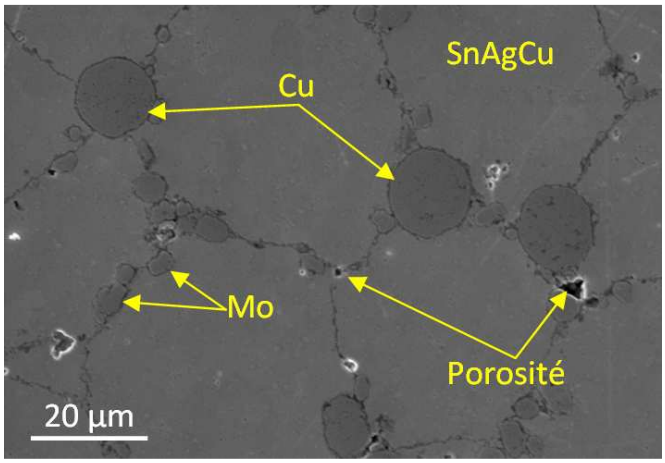
Sur les micrographies de la figure V.8, on peut enregistrer aussi un développement des interfaces entre certaines particules de cuivre et la matrice. Par exemple, la figure V.8-b illustre quelques particules de cuivre enveloppées par une couche mince d'environ 1µm d'épaisseur. Cette couche est l'intermétallique Cu_6Sn_5 formée par de l'interdiffusion Cu-Sn. La liaison qui s'installe entre l'alliage SnAgCu et le cuivre est dans un premier temps de nature mécanique (frottement) puis elle se transforme en liaison métallurgique avec à l'interface le composé Cu_6Sn_5 dont l'épaisseur augmente avec le temps, puis apparait un deuxième intermétallique, le Cu_3Sn. Des essais de vieillissement thermique permettent d'étudier la cinétique de l'évolution du système.



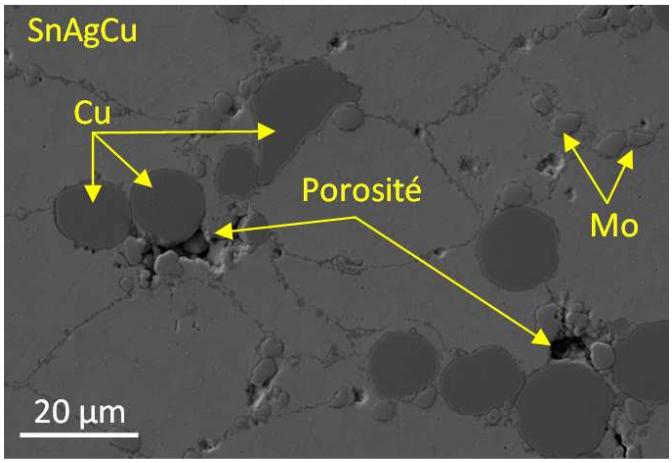
a) (80% - 10% - 10%) XY



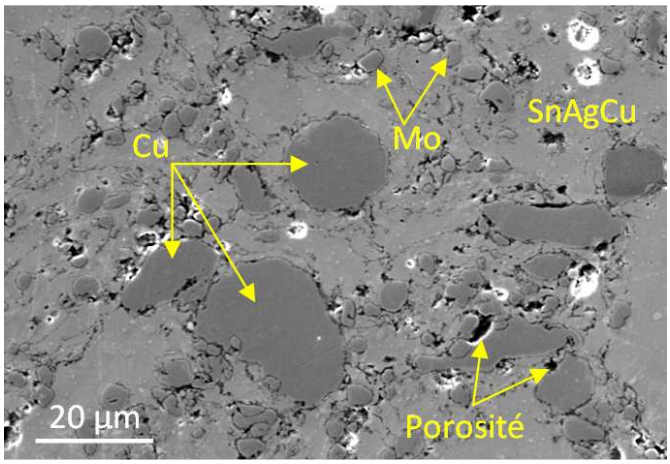
b) (80% - 10% - 10%) Z



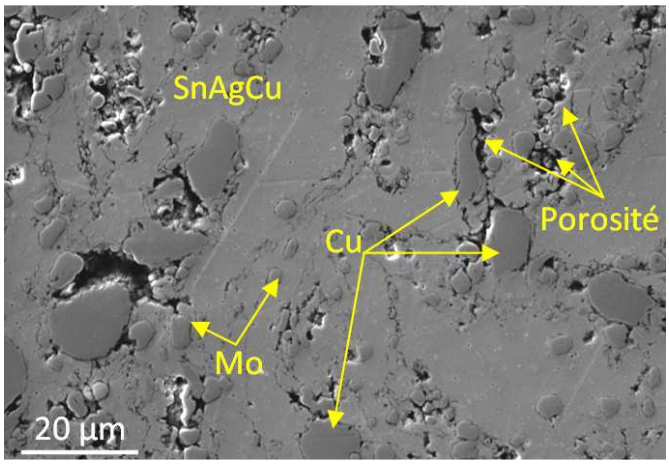
c) (75% - 15% - 10%) XY



d) (75% - 15% - 10%) Z



e) (70% - 20% - 10%) XY



f) (70% - 20% - 10%) Z

Figure V.8: *SnAgCu – Mo – Cu (après frittage),*
observations dans les plans XY et Z, MEB, signal électrons secondaires

4.2- Composites SnAgCu-SiC-Cu

On s'intéresse maintenant à la brasure composite SnAgCu-SiC-Cu. Les observations micrographiques réalisées dans un plan parallèle à l'axe de compression montrent une distribution homogène du renfort, figure V.9. Pratiquement, il n'y a pas d'amas de SiC au sein des brasures composites. La distance minimale entre deux particules renforts en SiC est supérieure à 2 µm. Pour la charge en cuivre, la distance minimale entre deux particules est de l'ordre de 10 µm. Les mélanges de poudres ne contiennent pas de liant. La bonne distribution résulte principalement de l'utilisation des billes de zircone qui empêchent l'agglomération des particules SiC.

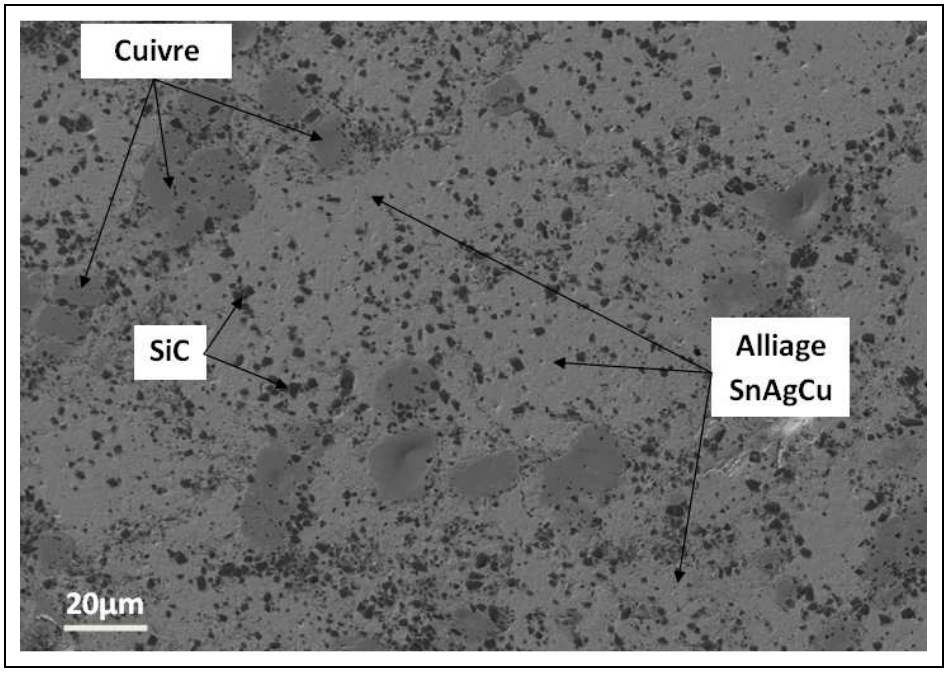
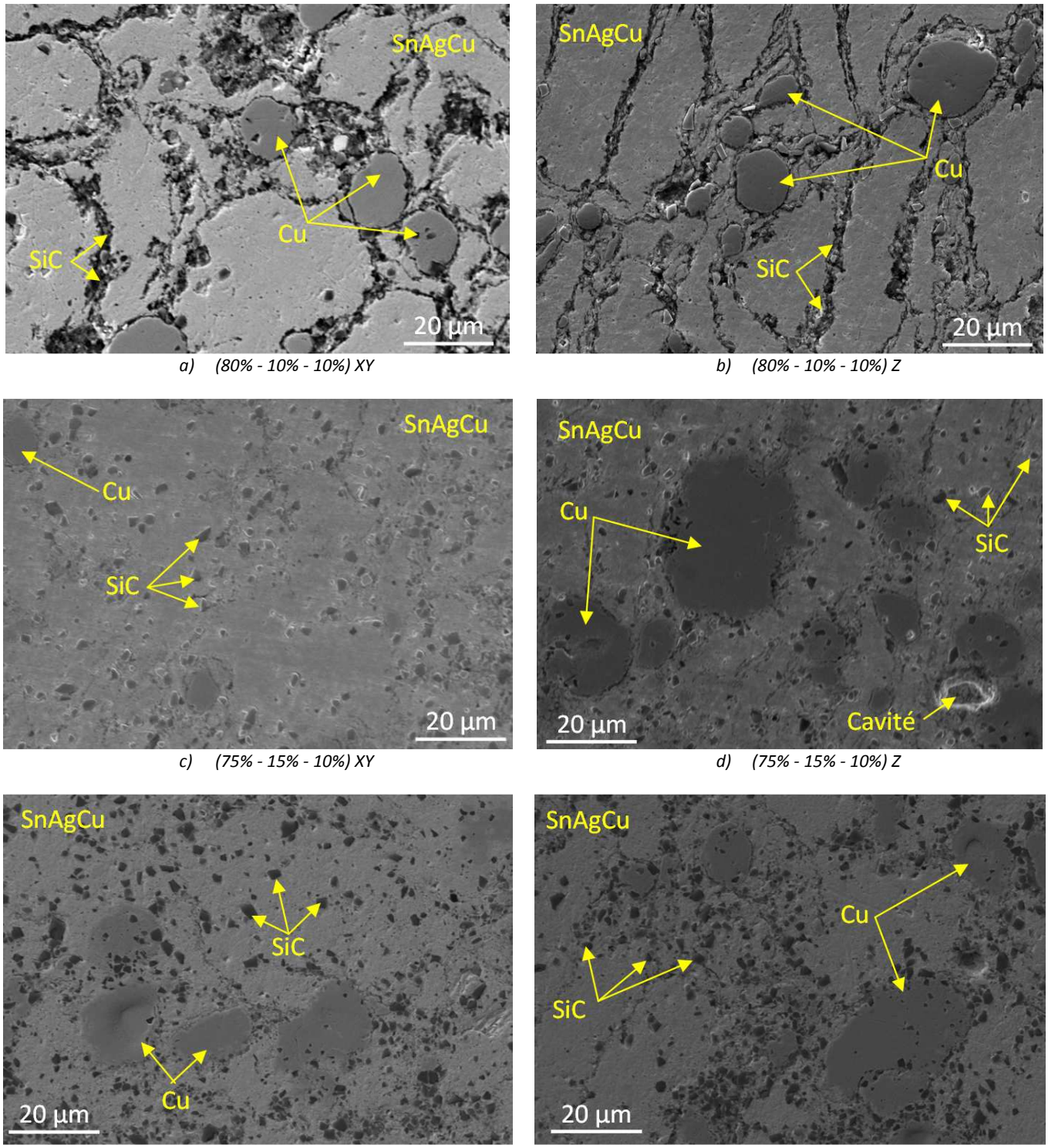


***Figure V.9**: SnAgCu –SiC – Cu (70% - 20% - 10%), observation dans le plan XY, MEB, signal électrons secondaires*

Sur la micrographie de la figure V.9, il est quasi-impossible de déterminer avec précision les frontières entre les particules de SnAgCu. Les effets conjugués de la température et la pression au stade de fabrication des comprimés conduisent à une diminution notable de la porosité, mais ils provoquent une déformation plastique des particules d'alliage SnAgCu au niveau de leurs zones de contact, figure V.10. Il semble que le frittage a permis d'installer une continuité entre ces particules.

Les cavités sphériques observées sur quelques micrographies de la figure V.10 ressemblent à un arrachement des particules de cuivre lors du polissage. Les figures V.10-a et V.10-b montrent une « décoration » des particules SnAgCu et cuivre par SiC.



a) (80% - 10% - 10%) XY

b) (80% - 10% - 10%) Z

c) (75% - 15% - 10%) XY

d) (75% - 15% - 10%) Z

e) (70% - 20% - 10%) XY

f) (70% - 20% - 10%) Z

***Figure V.10**: Micrographies des brasures composites SnAgCu – SiC – Cu (après frittage), MEB, signal électrons secondaires*

Les particules de SiC possèdent une taille inférieure à 1µm. Lors de la réalisation des mélanges, ces particules céramiques se localisent entre les particules SnAgCu et cuivre. Sous l'effet de la pression de compression, le SiC entoure les particules SnAgCu et dans certains cas il peut les pénétrer (*figure V.11*).

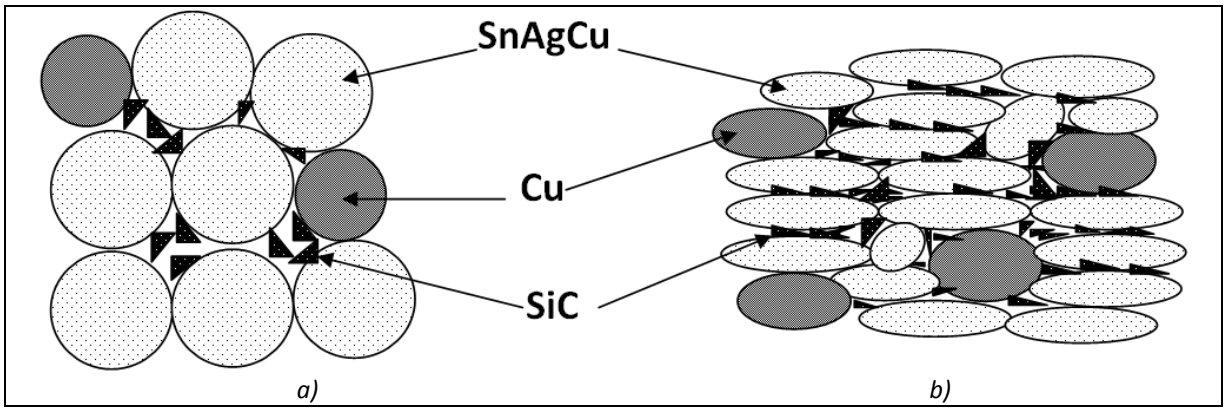


***Figure V.11**: SnAgCu –SiC – Cu (70% - 20% - 10%), observation dans le plan XY*
a) avant densification, b) après densification

Les conditions de préparation et d'analyse ont une forte influence sur les mesures à cause de l'écart important de dureté entre le renfort et la matrice. Le polissage mécanique peut entraîner l'observation de SiC dans les grains de SnAgCu (figure V.10-e et V.10-f).

Le SiC est un matériau inerte vis-à-vis des autres composés de la brasure. L'interface entre matrice et renfort reste de type mécanique. Le contour des particules de SiC apparait parfaitement lisse et inchangé par rapport à l'état initial (avant frittage). En revanche, la taille réduite de SiC en comparaison à celle des particules SnAgCu est très favorable pour la densification.

Par contre, un changement notable des contours des particules de cuivre a été observé, particulièrement pour les composites à taux de charge supérieure à 10%. Les bords des particules de cuivre qui sont initialement lisses et quasi circulaires deviennent irréguliers. Il est probable que les particules de SiC, qui se trouvent entre le cuivre et SnAgCu, empêchent la diffusion et la formation d'intermétallique Cu_6Sn_5 dans ces endroits. Toutefois, une forme irrégulière est très favorable pour une adhérence mécanique.

L'analyse micrographique des brasures composites chargées en SiC met en évidence l'importance de la taille et la forme des particules de renfort et son influence sur la porosité. Des essais de caractérisation mécanique et thermique doivent être réalisés pour évaluer l'effet du renfort sur les propriétés des brasures composites sans plomb.

5- Caractérisations physiques des brasures composites obtenues par métallurgie des poudres

Certaines propriétés des matériaux frittés sont indépendantes de la porosité. La dilatation thermique est quasiment insensible à la porosité. En revanche, la conductivité thermique, comme la conductivité électrique, diminue lorsque la porosité dans le matériau fritté augmente. Il est possible de décrire la conductivité thermique en fonction de la porosité par comparaison au même matériau dense.

La loi des mélanges convient dans plusieurs cas et en particulier lorsque la porosité est sphérique. Elle permet de quantifier une propriété de valeur *P'* qui dépend de la porosité. En première approximation, on a :

$$P^{'} = P^{0}\left[1-\alpha(1-d)\right] = P^{0}(1-\alpha\varphi) \qquad [5\text{-}1]$$

Où

$P^{'}$: Propriété du matériau fritté,

P^{0} : Propriété du matériau dense,

α : Coefficient variant selon la propriété considérée ; $\alpha \approx 2$ pour une porosité irrégulière, $\alpha \approx 1{,}5$ pour une porosité inférieure à 15%,

d : Densité relative

φ : Porosité,

5.1-Détermination de la porosité

La densification des poudres sous l'effet de contrainte et de la température pour réaliser des brasures composites à particules permet d'obtenir des matériaux solides dont la densification varie en fonction des paramètres expérimentaux. En réalité, le frittage ne permet pas d'éliminer totalement la porosité comme l'a montré l'analyse microscopique. Les caractéristiques thermiques, électriques et mécaniques du produit final sont liées au taux de porosité et à sa morphologie (sphérique, irrégulière, etc.). Donc, il est important de réaliser des mesures permettant de quantifier les pores.

Il existe différentes techniques pour mesurer la porosité dans un matériau par exemple ;

- technique gravimétrique : méthode de trois pesées,
- technique métallographique : analyse quantitative d'image.

Nous avons choisi d'utiliser la deuxième technique pour nos mesures. L'avantage principal de traitement d'image est l'acquisition des informations précises sur la forme, la taille, la distribution et la densité des pores.

La mesure de la porosité par traitement d'image se base sur l'analyse des photos MEB des brasures composites. Ces photos MEB sont un ensemble de pixels à différents niveaux de gris. La première étape consiste à différencier les pores ensuite définir un seuil qui permette de transformer une image 24 bits en une image binaire (noir pour les pores et blanc pour la matière). La porosité est calculée par le rapport entre le nombre des pixels associés aux pores divisé par le nombre total des pixels dans une image. Bien entendu, les mesures obtenues par traitement d'images sont en pixel. Il est nécessaire donc réaliser un calibrage en convertir un pixel en µm.

Egalement, on peut caractériser la géométrie des pores en mesurant les paramètres suivants ;

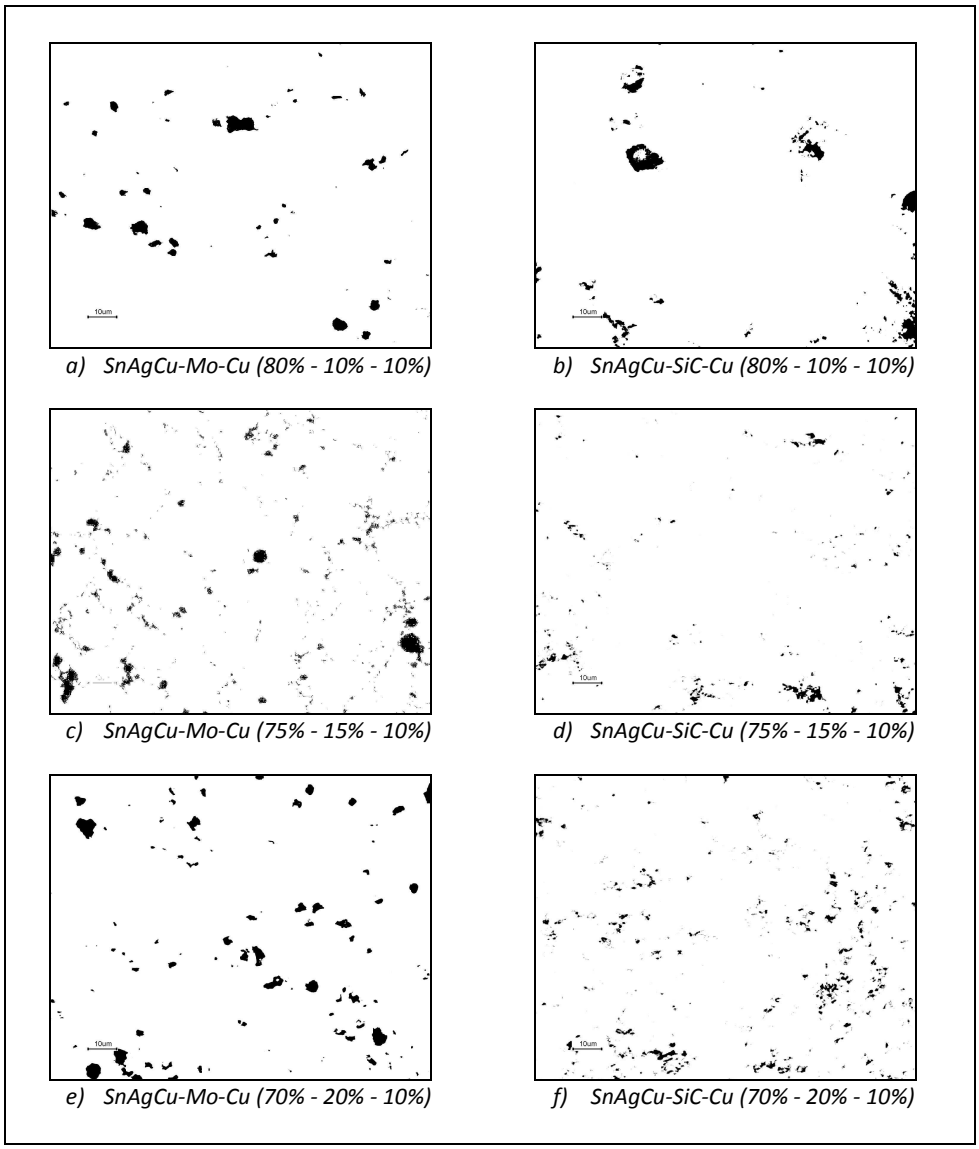
- l'aire d'un pore (*S*) : somme des pixels d'un pore,
- le périmètre de *Crofton* (P_c): mesure d'un périmètre selon 8 diamètres [133, 134]:

$$p_c = \int D(x,\alpha)d\alpha \qquad [5\text{-}2]$$

- le diamètre du cercle d'aire équivalente,
- l'orientation (ϑ): comprise entre -90° et +90°,
- l'excentricité du pore (e_c), le facteur de forme:

$$e_c = \frac{(p_c)^2}{4.\pi.S} \qquad [5\text{-}3]$$

La figure V.12 illustre la transformation des images MEB en images binaires pour les six compositions élaborées. La taille de la fenêtre est 100 x 100 µm. Il est important de garder à l'esprit que cette analyse repose sur l'hypothèse généralement vérifiée que la porosité volumique est identique à la porosité surfacique quel que soit le plan d'observation. Par comparaison des photos de la figure V.12, on constate que les pores dans les composites SnAgCu-Mo-Cu sont relativement plus volumineux que ceux dans le composite SnAgCu-SiC-Cu. Ceci met en évidence l'influence de la taille du renfort sur la taille des espaces vides dans un matériau fritté. Les pores au sein des composites au Mo peuvent être le produit des quatre mécanismes décrits précédemment. Tandis que dans le cas des composites au SiC, les pores sont dispersés dans la matrice et entre les particules renforts. La différence de répartition et de taille des pores reflète une différence du comportement mécanique. Dans le cas des pores gros et éloignés ou des pores petits et rapprochés, le déplacement des dislocations et la migration des atomes au sein du matériau ne se déroulent pas de la même manière. Ce qui peut influencer la vitesse de transformation des particules de cuivre en intermétalliques.



a) SnAgCu-Mo-Cu (80% - 10% - 10%)
b) SnAgCu-SiC-Cu (80% - 10% - 10%)
c) SnAgCu-Mo-Cu (75% - 15% - 10%)
d) SnAgCu-SiC-Cu (75% - 15% - 10%)
e) SnAgCu-Mo-Cu (70% - 20% - 10%)
f) SnAgCu-SiC-Cu (70% - 20% - 10%)

***Figure V.12**:* Détermination de taux de pores dans les brasures composites par analyse d'images (100 x 100 µm)

En terme quantitatif, la porosité ne dépasse pas 4% (±0.2%) pour les six compositions et il est plus faible dans le cas des composites au SiC. Dans le cas de taux de charge faible (10%), la porosité dans la brasure chargée en Mo et celle de la brasure chargée en SiC sont presque identiques. Il semble que l'influence de la nature du renfort dans les brasures composites à faibles taux de renfort sur la porosité est négligable.

Pour les composites au molybdène, la porosité est multipliée par deux lorsque le taux de renfort passe de 10 à 20%. Il apparait que la quasi-totalité des pores est liée à la présence des particules de molybdène. Les quatre mécanismes proposés pour expliquer la localisation des pores (figure V.7) sont compatibles avec ce fait expérimental.

Au contraire, pour les composites au SiC, la porosité varie différemment dans un intervalle réduit. Il se peut que d'autres mécanismes de formation de porosité n'aient pas été identifiés par les observations microscopiques. Néanmoins, en utilisant l'équation 5-1, on peut déduire que les conductivités thermique et électrique des composites poreux sont supérieures à 92% de celles des composites denses.

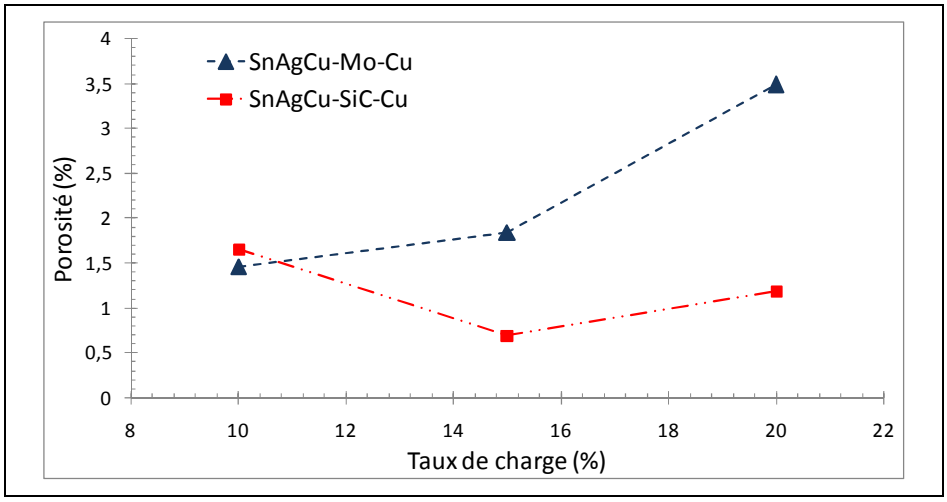


***Figure V.13**: Taux de porosité dans les brasures composites*

5.2-Dilatation thermique

Dans un premier temps, on a procédé à la mesure de la dilatation thermique de chaque brasure. A l'aide d'un dilatomètre vertical, l'expansion des brasures composites a été déterminée pour des taux de charge variables (10 et 20%). Chaque échantillon a été chauffé jusqu'à 200°C à une vitesse de 10°C/min.

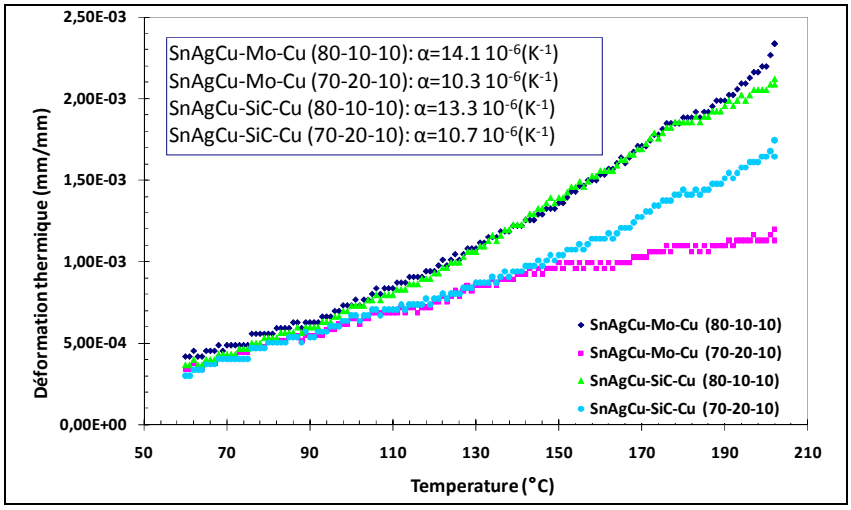


***Figure V.14**: Dilatation thermique des brasures composites SnAgCu-Mo-Cu et SnAgCu-SiC-Cu*

L'introduction des charges dans une matrice SnAgCu permet de réduire efficacement la dilatation de brasure. En effet, pour un taux de charge égale à 10%, la dilatation thermique est voisine de 14. 10^{-6}/K et de 10. 10^{-6}/K pour un taux de charge de 20% (figure V.14). Les valeurs déterminées expérimentalement restent proches des celles calculées par la méthode analytique.

Rappelons que le coefficient de dilatation d'une puce en silicium est de l'ordre de 5. 10^{-6}/K et celui d'un substrat en cuivre est de 17.6 10^{-6}/K. Les alliages de brasage pour l'électronique utilisés à ce jour présentent une dilatabilité supérieure à 20. 10^{-6}/K (SnAgCu : 23 10^{-6}/K). Pendant le fonctionnement, la dilatation différentielle génère des contraintes de cisaillement dans la brasure. Ces contraintes sont de plus en plus importantes lorsque la différence de dilatation thermique est importante. Les nouvelles brasures permettent d'avoir une dilatabilité thermique intermédiaire entre celles de la puce et du substrat. De ce fait, les contraintes macroscopiques de cisaillement dans la brasure seront plus faibles.

5.3-Dureté Vickers

Dans un deuxième temps, nous nous intéressons à la dureté des brasures avant et après frittage. Pour estimer la résistance des composites. Cette approche est valable généralement pour les matériaux homogènes. Les brasures composites sont des matériaux hétérogènes qu'on peut considérer comme des matériaux homogènes à une échelle supérieure.

L'essai de dureté Vickers a été réalisé sur une machine TESTWELL DIA-TESTOI-2RC. Les dimensions d'échantillons sont : diamètre 20 mm et épaisseur 3 mm. Les essais ont été effectués à la température ambiante et la charge appliquée est égale à 1 kg pour t=15 seconds. La figure V.15 illustre la valeur moyenne de dureté Vickers pour les brasures composites avant et après frittage.

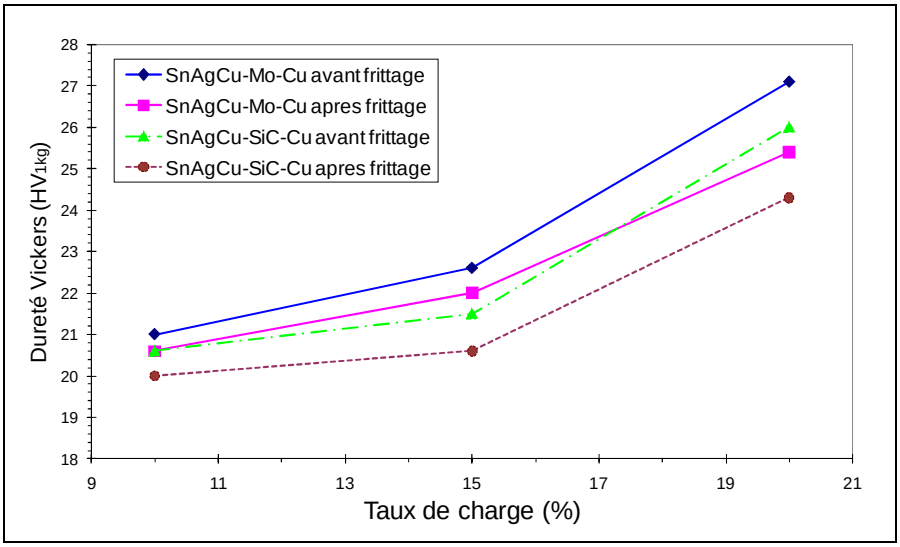


***Figure V.15**: Dureté Vickers des brasures composites avant et après frittage*

La présence de particules réfractaires et dures dans une matrice SnAgCu permet d'augmenter d'une manière significative la dureté du matériau. L'alliage $Sn_{95.5}Ag_{3.8}Cu_{0.7}$, comme la majorité des alliages de brasage, présente une dureté voisine de 16 HV. A un taux de charge égale à 10%, la dureté de la brasure peut augmenter de 10 à 20% et de 42% pour un taux de renfort égal à 20%.

On remarque aussi que la dureté des composites renforcés par le molybdène est légèrement supérieure à celle des composites renforcés par le SiC pour un taux de charge égale. En outre, les échantillons frittés peuvent manifester un léger adoucissement par rapport aux échantillons non frittés. En effet, la mise en forme par compression engendre des déformations plastiques permanentes des particules SnAgCu. Le traitement thermique de frittage permet la création des ponts entre les particules et il offre au matériau les conditions thermodynamiques favorables à un recuit.

5.4-Conductivité électrique

La conductivité électrique de la brasure est une propriété d'importance dans un assemblage électronique pour son bon fonctionnement. La conductivité électrique des alliages SnAgCu est proche de 13.3 %IACS (soit 13 µOhm.cm) tandis que celle de $Sn_{63}Pb_{37}$ est environ 11.9 %IACS (soit 14.5 µOhm.cm).

La détermination de la conductivité électrique des brasures composites est basée sur la mesure de la résistance d'un échantillon de section « *S* » et de longueur « *L* » parcourue par un courant « *I* ». Les mesures sont effectuées selon la « *méthode deux-points* » et chaque point des courbes illustrées par la figure V.16 présente la moyenne de cinq mesures.

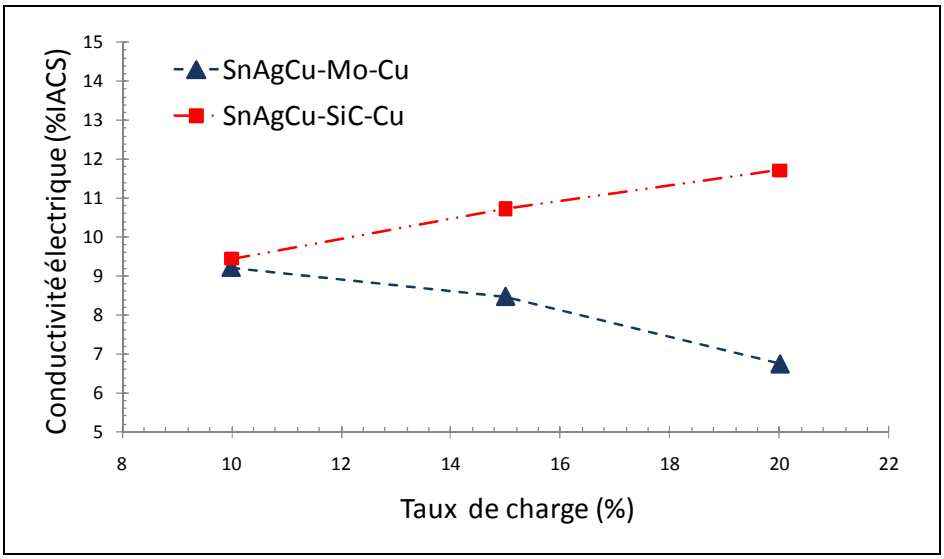


***Figure V.16**: Conductivité électrique des brasures composites*

Les résultats obtenus indiquent une conductivité électrique des brasures composites proche de celle de l'alliage Sn-Pb, environ 9 %IACS. La variation de conductivité électrique en fonction de taux de charge pour les composites SnAgCu-SiC-Cu est monotone croissante contrairement à celle pour les composites SnAgCu-Mo-Cu. En ce moment, on ne peut pas expliquer avec exactitude les causes de cette évolution surprenante car le carbure de silicium ne conduit pas l'électricité, néanmoins cette évolution peut être associée à une porosité dans le matériau qui empêche les contacts entre les particules SnAgCu ou encore à l'interface matrice-renfort.

5.5-Conductivité thermique

Dans le chapitre I, nous avons montré que le substrat présente la plus grande contribution à la résistance thermique totale dans un assemblage électronique, environ 56%. Alors, la brasure reste un des éléments principaux qui participent à l'échauffement de l'assemblage, elle possède la troisième place avec une contribution de l'ordre de 10%. Il est donc important que nos brasures composites présentent une conductivité thermique élevée. Nous avons donc évalué cette propriété en fonction du taux de charge et de la température. Les essais ont été réalisés par le Laboratoire National de Métrologie et d'Essais (LNE) à Trappes, un de nos partenaires du projet MENKAR. La conductivité thermique a été déterminée grâce à un banc d'essai de précision 2% entre 20 et 200°C. Le principe de mesure thermique repose sur la relation entre le flux de chaleur qui traverse une éprouvette de brasure composite, dont la section est 25 mm² et la longueur est 15 mm, et le gradient de la température qu'il génère. La conductivité thermique λ est définie par la loi de Fourrier exprimée de façon suivante pour l'essai :

$$\lambda = \frac{Q.L}{S.\nabla T} \qquad [5\text{-}4]$$

où S est la section de l'éprouvette, L la longueur, Q la puissance calorifique transmise, générée par effet Joule et ∇T le gradient thermique. Bien entendu, ces mesures considèrent que la totalité du flux thermique traverse l'éprouvette sans perte. La figure VI.17 illustre les courbes de variation de la conductivité thermique en fonction de la température pour les six brasures composites.

La détermination de la conductivité thermique a été également réalisée par la méthode dite « Laser Flash ». Dans ce cas, la diffusivité thermique a été mesurée à la place de la conductivité thermique. La relation entre les deux paramètres est donnée par l'équation suivante :

$$\lambda(T) = a(T).C_p(T).d(T) \qquad [5\text{-}5]$$

avec :

$\lambda(T)$: la conductivité thermique (W/m.K)

$a(T)$: la diffusivité thermique (m²/s)

$C_p(T)$: la chaleur spécifique (J/kg.K)

$d(T)$: la masse spécifique (kg/m^3)

Les résultats obtenus par cette méthode pour les trois températures 25, 100 et 200°C sont illustrés par le tableau V.2. Ces résultats confirment les mesures obtenues par la première méthode.

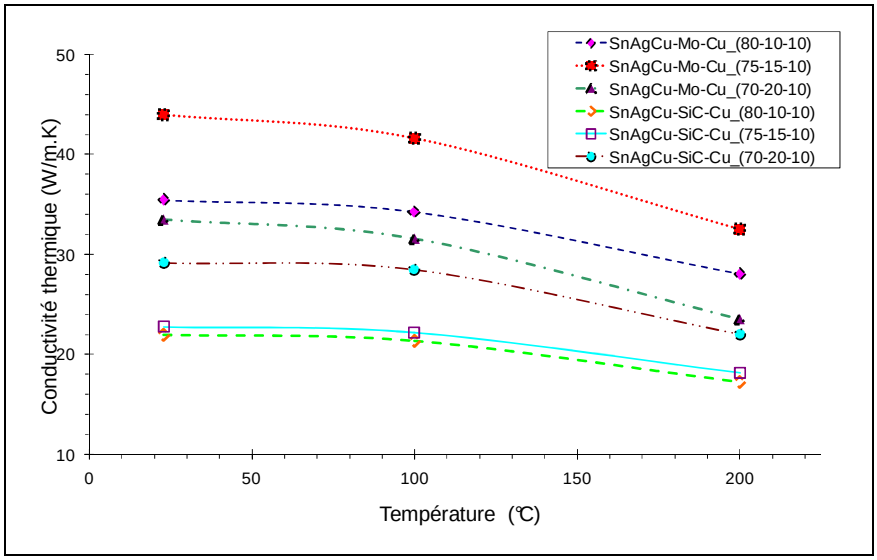


***Figure V.17**: Conductivité thermique des brasures composites*

***Tableau V.2** : Propriétés thermiques et physiques des brasures composites en fonction de la température*

	Température (°C)	Masse volumique ($kg.m^{-3}$)	Capacité thermique massique ($J.kg^{-1}.K^{-1}$)	Diffusivité thermique apparente ($10^{-6}\ m^2.s^{-1}$)	Conductivité thermique apparente ($W.m^{-1}.K^{-1}$)
SnAgCu-Mo-Cu (80-10-10)	23	7461	262	18,08	35,4
	100	7426	271	17,02	34,2
	200	7373	283	13,42	28,0
SnAgCu-Mo-Cu (75-15-10)	23	7589	264	21,93	43,9
	100	7553	271	20,34	41,6
	200	7511	284	15,26	32,5
SnAgCu-Mo-Cu (70-20-10)	23	7494	270	16,54	33,5
	100	7461	280	15,12	31,6
	200	7416	282	11,24	23,5
SnAgCu-SiC-Cu (80-10-10)	23	6717	280	11,67	22,0
	100	6684	296	10,81	21,4
	200	6632	314	8,29	17,3
SnAgCu-SiC-Cu (75-15-10)	23	6507	291	12,03	22,8
	100	6477	309	11,10	22,2
	200	6432	330	8,55	18,1
SnAgCu-SiC-Cu (70-20-10)	23	6851	280	15,20	29,1
	100	6818	294	14,18	28,4
	200	6767	313	10,38	22,0

La conductivité thermique des alliages SnAgCu est voisine de 55 W/m.K à 25°C et reste proche de celle de Sn-37Pb (58 W/m.K à 25°C). D'abord, on constate sur la figure V.16 que la conductivité des brasures composites est inférieure à celle de SnAgCu. Généralement, la conductivité d'un matériau obtenu par métallurgie des poudres est inférieure à celle du matériau massif. La perte de conductivité thermique est liée à la porosité et à la résistance des interfaces. Le molybdène, le carbure de silicium et le cuivre sont des bons conducteurs thermiques (138, 490 et 380 W/m.K respectivement). Néanmoins, les mélanges ne possèdent pas une conductivité meilleure que l'alliage de base. En effet, la conductivité thermique du composite SnAgcu-Mo-Cu (80-10-10) et celle du SnAgCu-SiC-Cu à 25°C sont respectivement 35,4 et 22 W/m.K. Trois causes principales peuvent être l'origine de la baisse de conductivité:

- la porosité : les pores et les cavités dans les composites limitent le transfert de chaleur,
- les interfaces : les interfaces entre matrice et renfort (Mo ou SiC) présentent une résistance,
- Réaction métallurgique : ne concerne que le cuivre. L'intermétallique Cu_6Sn_5 présente une conductivité thermique 0,6 fois celle de SnAgCu (34 W/m.K). La résistance thermique entre les particules de cuivre et SnAgCu devient plus importante, ce qui conduit à une augmentation de la résistance thermique globale du matériau.

Les conductivités thermiques des composites SnAgCu-Mo-Cu sont supérieures à celles des composites SnAgCu-SiC-Cu, alors que nous nous attendions à obtenir l'inverse, car le SiC est meilleur conducteur de la chaleur que Mo. Nous expliquons ces résultats par la taille de la surface d'échange thermique entre le renfort et la matrice et qui est directement liée à la granulométrie des particules de renfort. Pour comprendre, nous nous basons sur une modélisation simplifiée de particules renforts et nous prenons comme hypothèse : « la conductivité thermique du Mo est identique à celle du SiC ». En effet, nous considérons que les particules du molybdène sont des sphères dont le diamètre moyen est 4 µm et les particules du SiC sont des tétraèdres réguliers dont la longueur d'arête est 2 µm, figure V.18. Imaginons maintenant une brasure composite avec un volume total $10^6 \mu m^3$ (100x100x100 µm) dont la fraction volumique du renfort égale à 10%. Dans le cas d'un renfort en molybdène, la brasure contient environ 30 particules avec une surface totale apparente de 1500 μm^2. Alors dans le cas du renfort SiC, la brasure peut contenir jusqu'à 1061 particules pour une surface totale apparente proche de 7 500 μm^2. Le calcul précédent montre que les brasures SnAgCu-SiC-Cu contiennent 5 fois plus d'interfaces que les brasures SnAgCu-Mo-Cu. Il est donc clair que la taille et la forme du renfort à une influence importante sur l'aire globale des interfaces et en conséquence sur les propriétés sensibles à ces interfaces telles que la conductivité thermique.

Il est important de noter que la modélisation géométrique du renfort repose sur trois hypothèses ; toutes les particules possèdent la même géométrie, pas de contact entre ces particules ainsi que des interfaces sans défaut.

Nous considérons cependant que les conductivités thermiques des brasures composites restent acceptables pour l'application mécatronique.

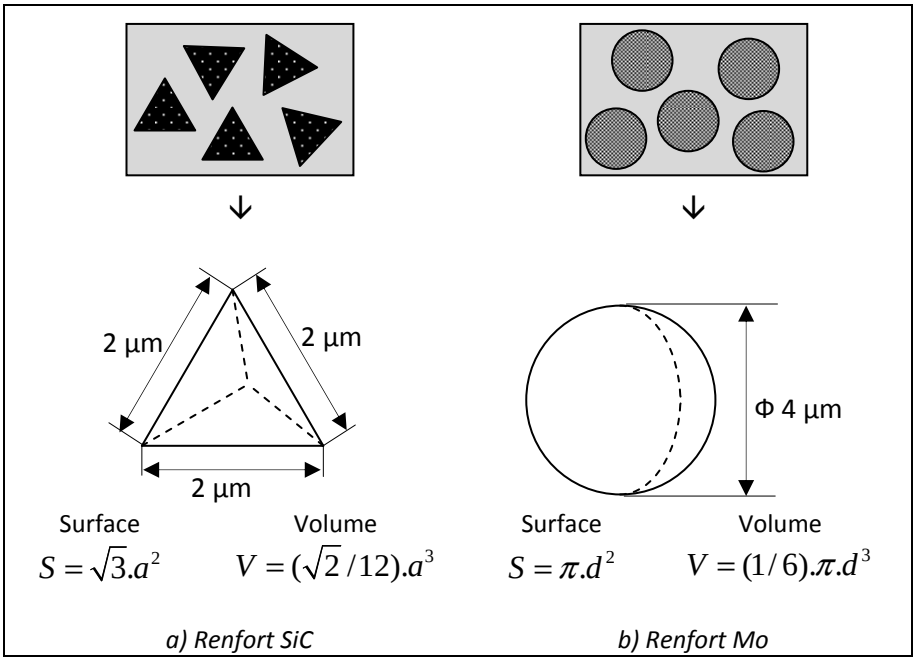


***Figure V.18**: Modélisation géométrique des renforts dans les brasures composites*

Rappelons que nous avons signalé dans le chapitre précédent dans la section « conception de la brasure » que des évolutions structurales peuvent se produire en fonctionnement. Ces évolutions servent à renforcer mécaniquement la brasure par le développement des intermétalliques, mais elles vont modifier aussi les propriétés thermiques et électriques. Dans le paragraphe suivant, nous identifierons dans un premier temps les différentes évolutions structurales, ensuite nous corrélerons les observations micrographiques avec l'architecture prévue lors de la conception paramétrée. Finalement, nous expliquerons les différents mécanismes mis en jeu vis-à-vis d'un vieillissement thermique.

6- Vieillissement thermique des brasures composites et évolutions structurales

En fonctionnement, l'assemblage électronique de puissance chauffe à cause de la puissance dissipée par le semi-conducteur. Sous l'effet de la chaleur, les brasures composites peuvent évoluer à l'état solide, ce qui peut activer plusieurs mécanismes dans le composite tels que :

- la densification du matériau ; la température permettrait de redémarrer le frittage,
- La restauration et la recristallisation ; les grains peuvent conserver une partie de leur déformation plastique même après frittage. L'élévation de température pendant un temps relativement long peut favoriser la restauration ou la recristallisation en dissipant l'énergie emmagasinée dans le matériau et produisant un adoucissement,
- le grossissement des grains ; sous l'effet de la température, certains grains peuvent avoir une augmentation de leur périmètre et détruisent des grains voisins,
- la germination et la croissance des intermétalliques ; c'est le mécanisme le plus important. Une activation thermique de la diffusion peut avoir lieu,

Les évolutions structurales peuvent être avantageuses ou dangereuses pour une brasure et elles conditionnent donc la durée de vie de l'assemblage. Il est important de connaitre ces évolutions et les mécanismes correspondants. Dans un premier temps, quatre échantillons ont été traités à 200°C et pendant 24 heures sous air. Rappelons qu'actuellement les brasures sont exposées à 150°C au plus pendant des centaines d'heures pour un véhicule électrique.

- SnAgCu-Mo-Cu (80%-10%-10%)
- SnAgCu-Mo-Cu (70%-20%-10%)
- SnAgCu-SiC-Cu (80%-10%-10%)
- SnAgCu-SiC-Cu (70%-20%-10%)

6.1- Évolutions structurales de la brasure composite SnAgCu-Mo-Cu

Les analyses à l'aide d'un microscope électronique à balayage permettent de suivre les changements structuraux et particulièrement à l'interface renfort-matrice. La figure V.19 montre une formation des deux intermétalliques Sn_5Cu_6 et Cu_3Sn entre les particules du cuivre et la matrice riche en étain (*diagramme de phase Cu-Sn, figure I.39*). Il semble que la formation des intermétalliques sphériques se produit comme prévu et le traitement thermique a favorisé la densification du matériau puisque on n'observe plus aucun pore.

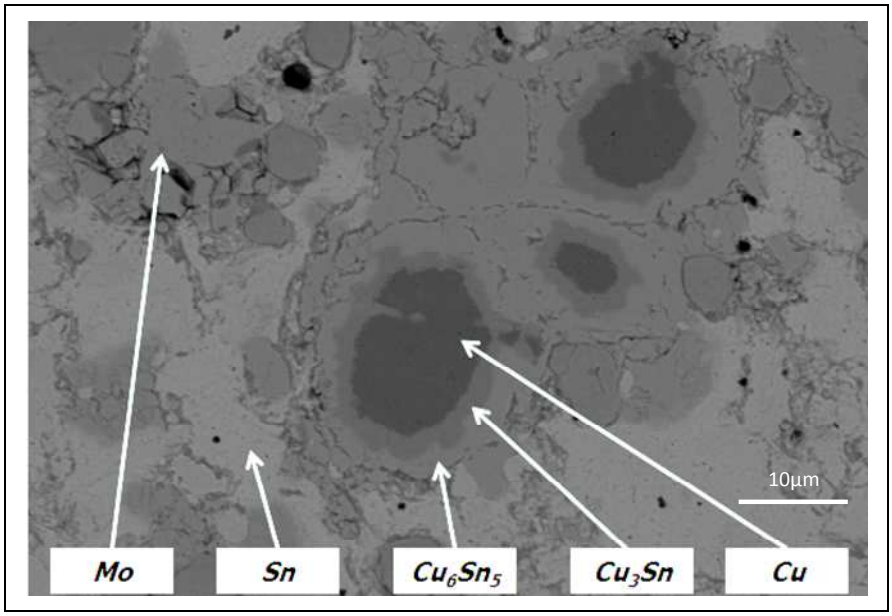


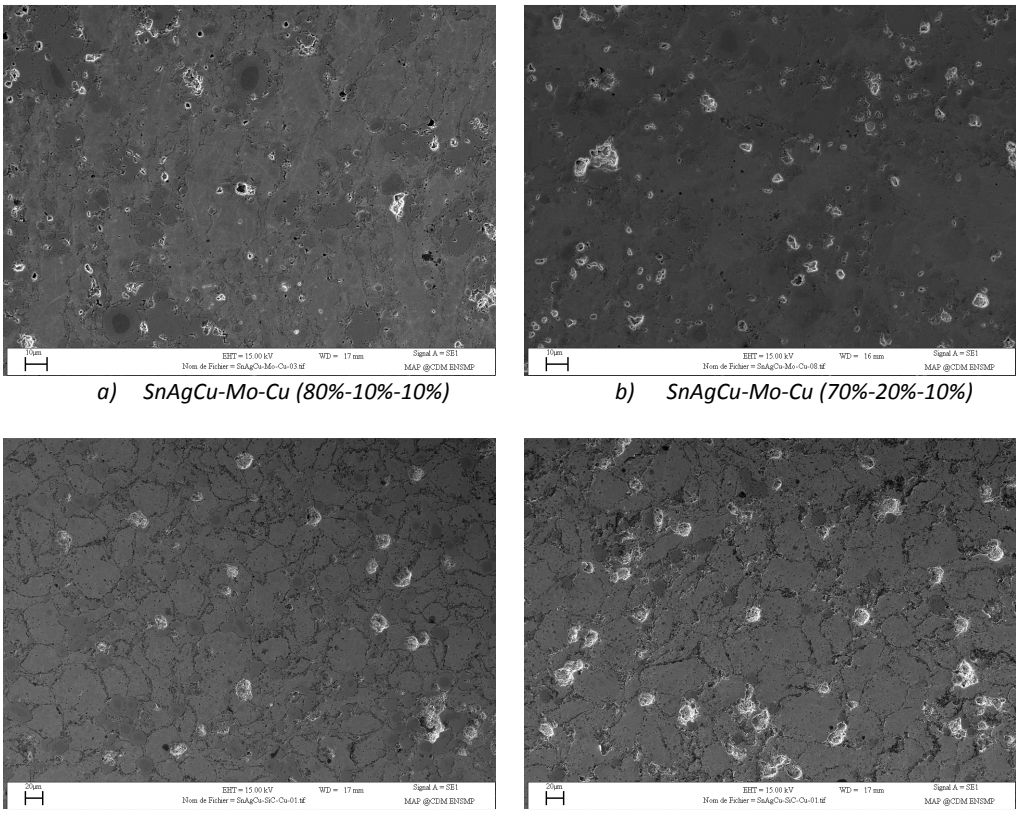
***Figure V.19**: microstructure d'une brasure SnAgCu-Mo-Cu vieillie à 200°C pendant 24 h, sous air (MEB, signal QBSD)*

***Tableau V.3** : Propriétés des alliages de brasage et ses intermétalliques*

	$Sn_{60}Pb_{40}$	SnAgCu	Cu_6Sn_5	Cu_3Sn	Ni_3Sn_4
Vickers Hardness (kg/mm²)	16		378 ±55	343 ±47	365 ±7
Toughness (MPa√m)			1.4 ±0.3	1.7 ±0.3	1.2 ±0.1
Young Modulus (GPa)	29.99	42.0±5	85.56 ±1.65	108.3 ±4.4	133.3 ±5.6
Poisson's Ratio		0.4	0.309 ±0.012	0.299 ±0.018	0.33 ±0.015
Thermal Expansion (10^{-6}/°C)	23.9	17.5±0.8	16.3 ±0.3	19.0 ±0.3	13.7 ±0.3
Thermal Diffusivity (cm²/sec)			0.145±0.015	0.240±0.024	0.083±0.008
Heat Capacity (J/gram/deg)	0.15		0.286±0.012	0.326±0.012	0.272±0.012
Resistivity (micro ohm.cm)	14.9		17.5 ±0.1	8.93 ±0.1	28.5 ±0.1
Density (gm/cm^3)	8.52	7.42±0.03	8.28±0.02	8.90±0.02	8.65±0.02
Thermal Conductivity (W/cm.°C)	50	0.587±0.03	0.341 ±0.051	0.704 ±0.098	0.196 ±0.019
Melting point (°C)	188	219±2.0			

Les intermétalliques possèdent des propriétés mécaniques supérieures à celles de l'alliage SnAgCu (tableau V.3). Ces intermétalliques (de morphologie sphéroïdale) permettent de renforcer la brasure tout en ayant une bonne qualité de liaison. Lorsque le cuivre disparait totalement et l'intermétallique le remplacent, la brasure ne contient que des renforts en Mo et en Cu_3Sn.

La figure V.20 illustre les micrographies des brasures composites SnAgCu-Mo-Cu et SnAgCu-SiC-Cu pour des taux de charge compris entre 10 et 20%. Nous constatons d'abord une amélioration notable de la liaison entre les particules SnAgCu. Cette amélioration est représentée par la disparition de certaines frontières par rapport aux brasures non vieillies. Il apparait que le frittage redémarre à la température de traitement en donnant un produit avec une meilleure densification.



a) SnAgCu-Mo-Cu (80%-10%-10%)

b) SnAgCu-Mo-Cu (70%-20%-10%)

c) SnAgCu-SiC-Cu (80%-10%-10%)

d) SnAgCu-SiC-Cu (70%-20%-10%)

Figure V.20*:* Brasures composites après traitement thermique à 200°C pendant 24°h

6.2- Évolutions structurales de la brasure composite SnAgCu-SiC-Cu

En comparant la micrographie de la brasure SnAgCu-Mo-Cu (80-10-10) avec celle de la brasure SnAgCu-SiC-Cu (80-10-10) illustrée par la figure V.21, on peut distinguer plus facilement les bords des particules dans le deuxième composite. Il semble aussi que le cuivre se transforme en intermétallique plus lentement dans ce cas. On peut déduire donc que les mécanismes de diffusion sont différents pour les deux composites bien qu'ils soient traités simultanément et contiennent la même fraction volumique de cuivre. Deux hypothèses sont proposées pour expliquer cette différence :

- la première est liée à la surface d'échange entre les particules de cuivre et la matrice,
- la deuxième concerne les mécanismes de la diffusion (volumique, surfacique),

Pour la première hypothèse, le SiC qui se localise dans les frontières des particules de SnAgCu, comme on a montré précédemment, réduit la surface d'échange entre le cuivre et l'étain. En conséquence, les flux d'atomes dans les deux sens sont limités.

Pour la deuxième hypothèse, la présence du SiC entre le cuivre et le SnAgCu peut empêcher la diffusion volumique. L'étain est obligé de parcourir la surface des particules SiC avant de parvenir au cuivre. En l'absence quasi totale du contact Cu-Sn, la diffusion volumique ne peut pas se produire dans le composite renforcé par le carbure de silicium.

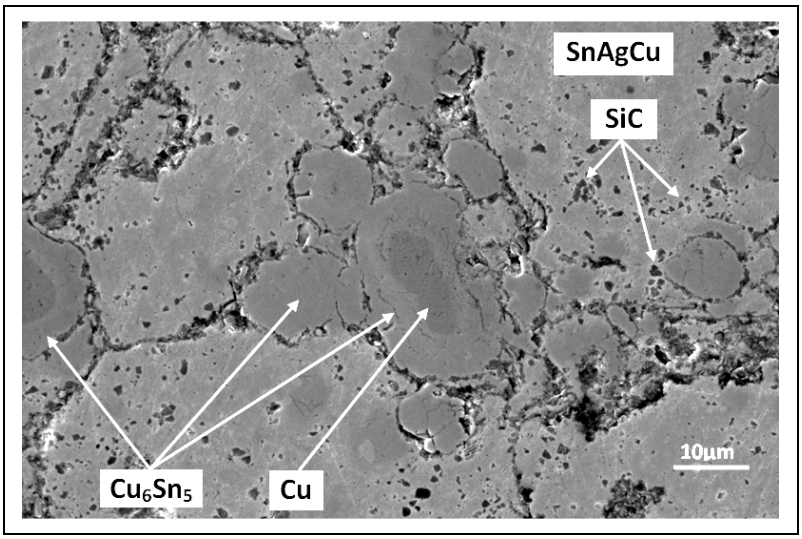


Figure V.21*: microstructure d'une brasure SnAgCu-SiC-Cu vieillie à 200°C pendant 24h, sous air (MEB, signal électrons secondaires)*

6.3- Mécanisme de diffusion dans les brasures composites SnAgCu-Mo-Cu et SnAgCu-SiC-Cu

Afin de mieux comprendre les mécanismes de diffusion aux interfaces dans les deux composites et de vérifier les hypothèses annoncées précédemment, nous avons réalisé des cartographies à l'aide d'une microsonde de Castaing (SX 100) pour déterminer la répartition des différents éléments présents dans chaque brasure composite. Ces cartographies permettent d'examiner l'épaisseur de la couche d'intermétalliques entre Cu et Sn ainsi que de vérifier l'interaction entre la matrice Sn et les renforts Mo et SiC. Les cartographies permettent aussi de révéler l'influence du temps de vieillissement sur l'évolution structurale.

Quatre échantillons ont été analysés :

- SnAgCu-Mo-Cu (70-20-10), T=200°C, t=30 min, figure V.22.
- SnAgCu-Mo-Cu (70-20-10), T=200°C, t=24 h, figure V.23.
- SnAgCu-SiC-Cu (70-20-10), T=200°C, t=30 min, figure V.24.
- SnAgCu-SiC-Cu (70-20-10), T=200°C, t=24 h, figure V.25.

L'Ag précipite uniquement dans la matrice riche en Sn sous forme Ag_3Sn. La distribution de ces précipités est quasi uniforme et la taille initiale est inférieure à 2 µm. Après un temps de vieillissement relativement long (24h), certains précipités disparaissent et d'autres grossissent considérablement et leur taille peut atteindre 10 µm. Dans ce cas, la répartition des précipités Ag_3Sn dans la matrice Sn est hétérogène. Le nombre total des précipités dans les brasures hautement vieillies (200°C, 24h) est nettement plus faible que celui dans les brasures peu vieillies (200°C, 30 min). Ce mécanisme est observé dans les deux composites chargés en Mo et SiC. Il semble que l'argent n'interréagit pas avec les autres composés. Ce serait aussi le cas en absence de renfort.

En ce qui concerne le cuivre, nous pouvons distinguer deux situations :

- la première associée au cuivre qui se trouve dans la matrice riche en Sn, ce sont les précipités Cu_6Sn_5 issus de la solidification de la poudre SnAgCu lors de la fabrication et après vieillissement. En effet, l'alliage SnAgCu comprend environ 0,5% de cuivre. Ce dernier se présente sous la forme des précipités Cu_6Sn_5 dont la taille est inférieure à 1 µm. Les précipités ont une influence capitale sur le comportement mécanique de l'alliage SnAgCu car ils peuvent jouer le rôle d'obstacles au déplacement des dislocations au sein de la matrice qui se développent à cause d'une déformation mécanique.
- La deuxième associée au cuivre des particules incorporées dans les mélanges. Dans ce cas, le cuivre est présent sous deux formes ; la première concerne le cuivre qui a conservé son état initial et il se trouve uniquement dans les particules. La deuxième se rapporte au cuivre présent à l'interface entre les particules Cu et la matrice riche en Sn et qui a subi une transformation métallurgique par l'intermédiaire d'une réaction avec Sn en formant Cu_6Sn_5. Ce cuivre n'a été observé qu'après les longues durées de vieillissement.

Pour expliquer le comportement métallurgique des particules du cuivre, nous comparons maintenant les cartographies des figures V.22 et V.23. Pour le premier cas (T=200°C, t=30 min), nous pouvons identifier les frontières des particules de cuivre particulièrement pour celles à grosse taille (> 5 µm). En revanche, pour un temps de vieillissement thermique long (t=24h), les particules de cuivre perdent leur taille initiale et elles sont nettement plus petites. La concentration en cuivre évolue inversement de celle en étain. Le cuivre est donc entouré par une couche d'intermétallique Cu_3Sn puis une couche du Cu_6Sn_5, et enfin la matrice Sn. Ce mécanisme de croissance est en corrélation avec la structure prévue lors de la conception.

Les travaux de M. BORDIGNON [2] sur la diffusion Cu-Sn ont souligné que la structure de l'intermétallique Cu_6Sn_5 contient beaucoup de lacunes dans l'un des sous réseaux (réseau Cu). De ce fait, le coefficient de diffusion de Cu dans Sn est nettement supérieur à celui de Sn dans Cu_6Sn_5 et supérieur aussi à celui indiqué pour Cu dans Cu_3Sn. Ceci explique aussi pourquoi nous n'avons pu observer que le Cu_6Sn_5 à 200°C dans les phases initiales d'interaction et plus tardivement Cu_3Sn, qui est présent dés le début mais sous forme de couche nanométrique.

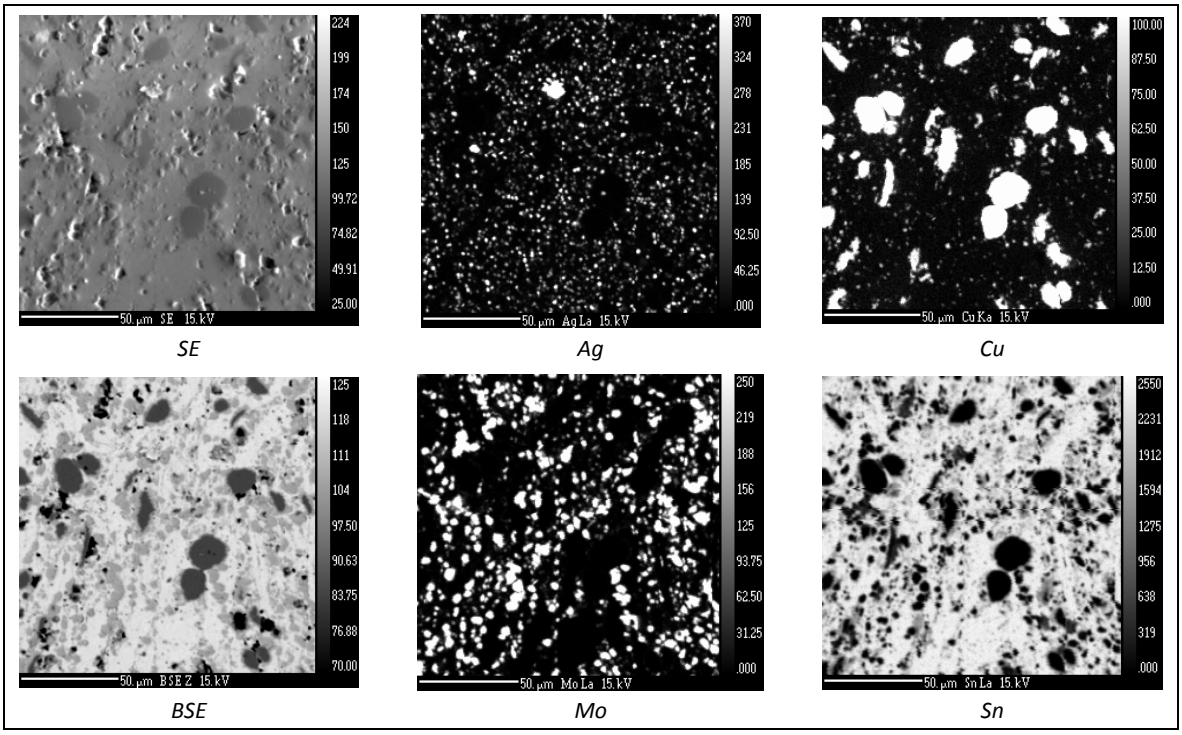


***Figure V.22**: Cartographies élémentaires en microanalyse X (sonde Castaing, en mode WDS) de brasure composite SnAgCu-Mo-Cu (70-20-10), T=200°C, t=30min, sous air*

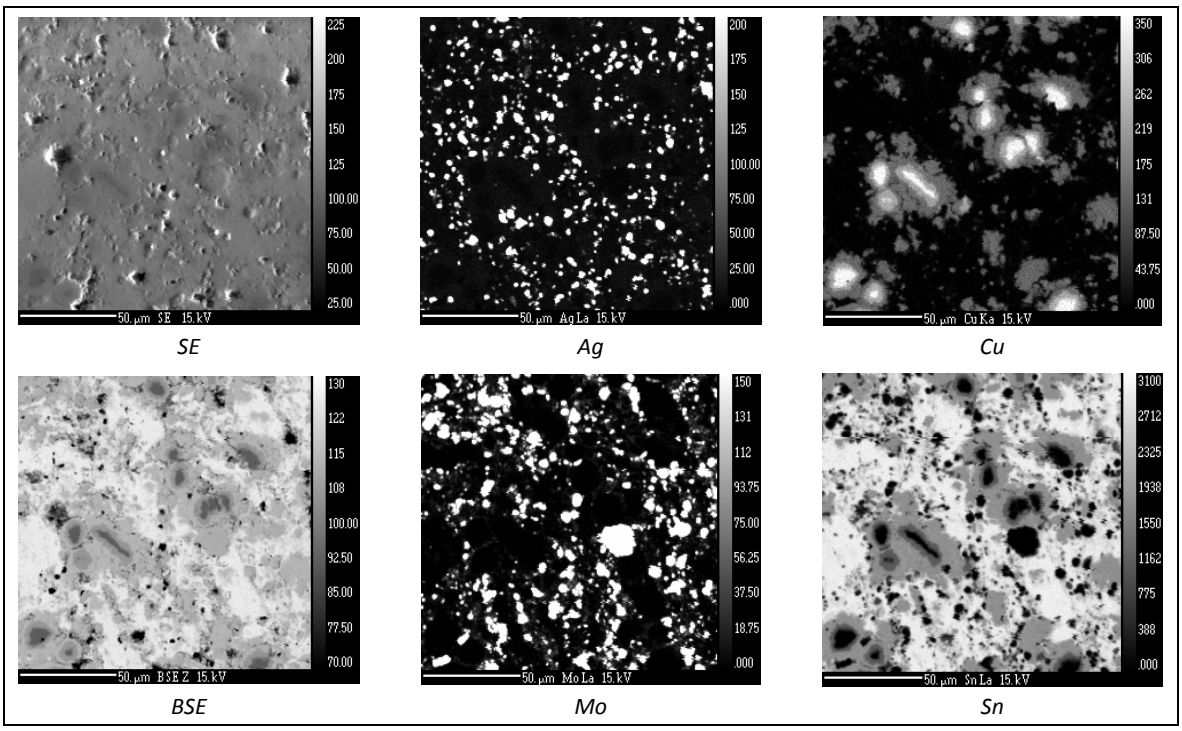


***Figure V.23**: Cartographies élémentaires en microanalyse X (sonde Castaing, en mode WDS) de brasure composite SnAgCu-Mo-Cu (70-20-10), T=200°C, t=24h, sous air*

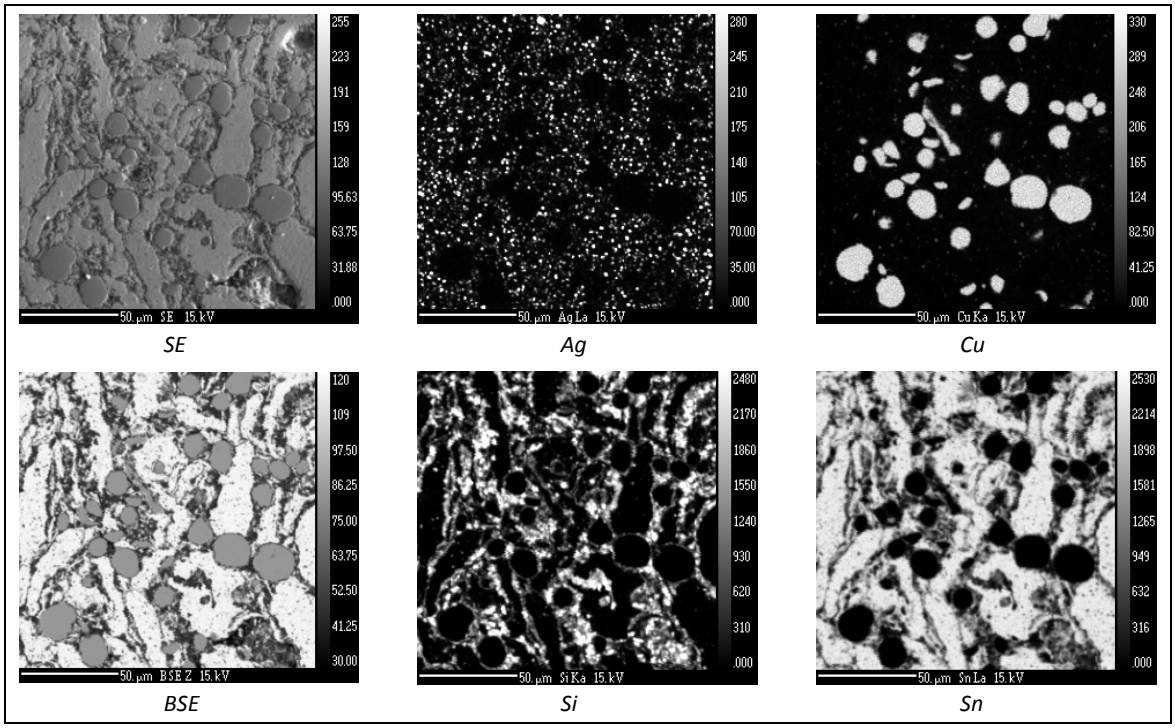


***Figure V.24**: Cartographies élémentaires en microanalyse X (sonde Castaing, en mode WDS) de brasure composite SnAgCu-SiC-Cu (70-20-10), T=200°C, t=30min, sous air*

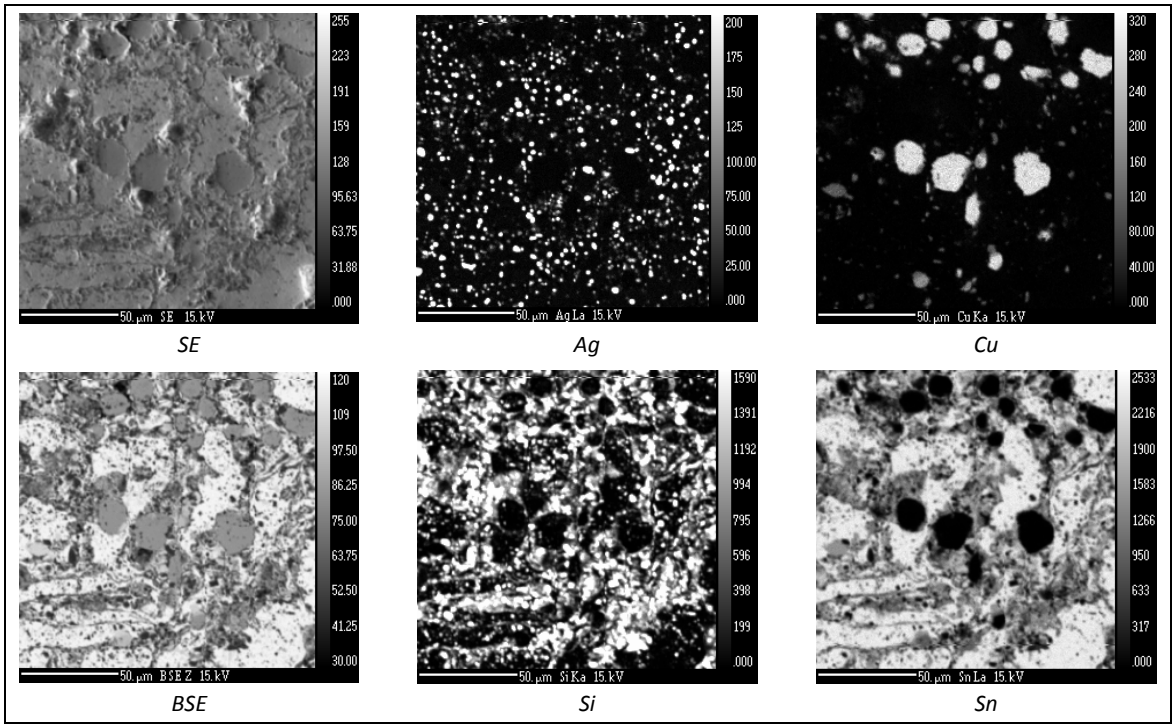


***Figure V.25**: Cartographies élémentaires en microanalyse X (sonde Castaing, en mode WDS) de brasure composite SnAgCu-SiC-Cu (70-20-10), T=200°C, t=24h, sous air*

La figure V.26 illustre schématiquement les mécanismes d'apparition et de disparition des intermétalliques pour une particule de cuivre incorporée dans une matrice Sn. Cette illustration graphique ne prend pas en considération la variation de volume lors de formation des intermétalliques par diffusion à l'état solide. En effet, à l'interface entre la matrice riche en Sn et la particule de cuivre, le résultat d'une réaction entre six atomes de Cu et cinq atomes de Sn (réaction A) est le composé Cu_6Sn_5 dont le volume est 0,8075 fois moins grand que la somme des volumes de éléments de base (Cu et Sn), soit une variation de volume de -19,23%. Ceci nous indique que la matrice riche en Sn est sollicitée en traction. Le tableau V.4 illustre les propriétés des matériaux considérées dans le calcul de variation de volume.

$6\ Cu + 5\ Sn \text{ ---------> } Cu_6Sn_5$ (A)

Tableau V.4 *: Propriétés de Cu, Sn et des intermétalliques à 23°C*

	Sn	**Cu**	**Cu_6Sn_5**	**Cu_3Sn**
Masse atomique (g/mol)	118,71	69,723	974 ,824	327,879
Masse volumique (g/cm3)	5,75	8,96	8,28	8,90

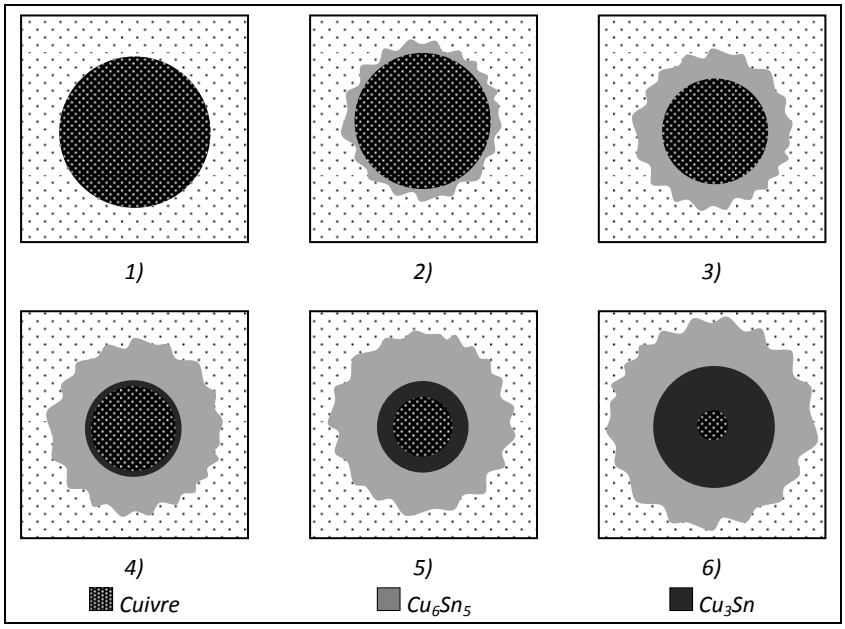


Figure V.26*: Croissance de la zone interfaciale entre une particule du cuivre et la matrice riche en étain*

L'intermétallique Cu_3Sn se développe, en général, à l'interface entre Cu et Cu_6Sn_5 grâce à une réaction entre la phase Cu_6Sn_5 et les atomes de cuivre ayant diffusé à travers la couche Cu_3Sn, (réaction B). Il n'est identifié qu'au dessus de 200°C [2].

$Cu_6Sn_5 + 9\ Cu \text{ ---------> } 9\ Cu_3Sn$ (B)

La formation du composé Cu_3Sn entraine encore une légère diminution du volume totale par rapport au volume initial (volume de Cu_6Sn_5 + volume des atomes de cuivre), d'environ 2%. La matrice est sollicitée en traction (contrainte σ_{rr}) et en cisaillement à l'interface intermétallique-Particule de cuivre (contraintes $\sigma_{\theta\theta}$ et $\sigma_{\rho\rho}$).

D'une manière générale, la formation des intermétalliques Cu_6Sn_5 et Cu_3Sn conduit à l'apparition de contraintes de tension (σ_{rr}) et de cisaillement ($\sigma_{\theta\theta}$ et $\sigma_{\rho\rho}$) dans les brasures composites. Ces contraintes peuvent endommager l'interface entre la matrice riche en Sn et les renforts développés grâce à la diffusion.

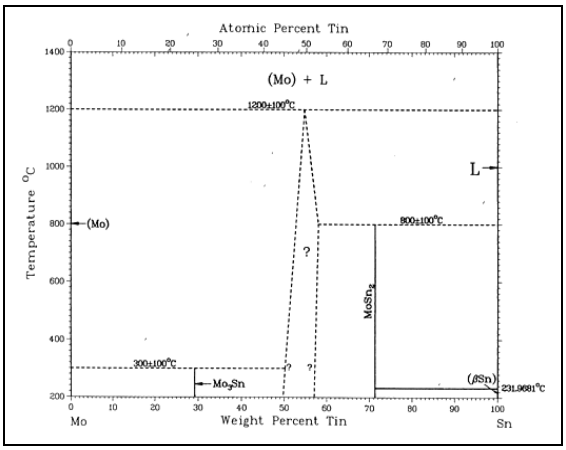


***Figure V.27**: Diagramme de phase Mo-Sn [135]*

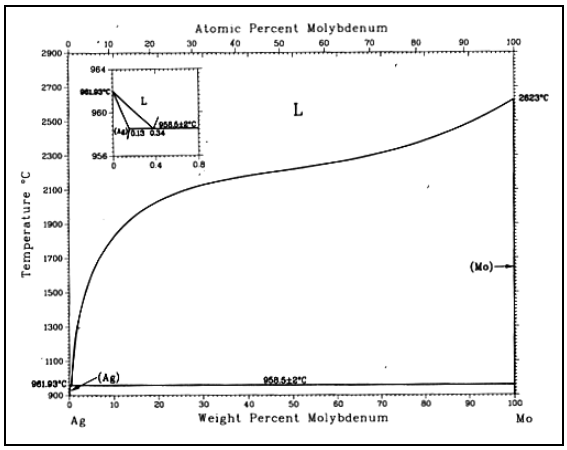


***Figure V.28**: Diagramme de phase Ag-Mo [135]*

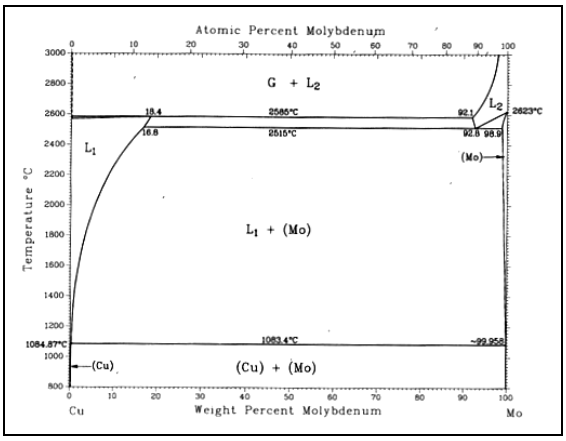


***Figure V.29**: Diagramme de phase Cu-Mo [135]*

Lors de la conception des brasures architecturée, les renforts (Mo et SiC) ont été choisis pour leurs propriétés mécaniques et thermiques. Ces renforts ne doivent pas avoir une évolution structurale sous l'effet de la chaleur. Le molybdène, contrairement au SiC, peut être soluble dans certains éléments de la brasure comme le suggère le diagramme de phase de chaque couple (Mo-Ag, Mo-Cu et Mo-Ag). Le diagramme de phase Mo-Sn de la figure V.27 a été obtenu en partie par calcul de

l'équilibre thermodynamique. Entre 600 et 900°C, il est possible d'avoir le composé $MoSn_2$, puis une deuxième structure apparaît au-dessus de 900°C et sous haute pression, mais n'a pas été identifiée par les auteurs [135] (Mo_2Sn_3, Mo_3Sn_2 ou Mo_3Sn). Ces conditions thermodynamiques sont très loin du fonctionnement d'une brasure dans un module électronique de puissance. Le traitement thermique réalisé ne permet pas de développer un composé à l'interface Mo-Sn. Le diagramme de phase d'Ag-Mo de la figure V.28 a aussi été obtenu par calcul d'équilibre thermodynamique associé à des résultats expérimentaux. Le molybdène est pratiquement insoluble dans l'argent solide comme dans l'étain. La solubilité du molybdène aux températures d'intérêt est encore très faible dans le cuivre. Le système est caractérisé par une solution solide finale très limitée. À partir des trois diagrammes de phases présentés par les figures V.27, V.28 et V.29, nous pouvons conclure que le molybdène est insoluble dans Sn, Ag et Cu. La température de fonctionnement du module électronique de puissance ne permet pas d'engendrer une évolution structurale provenant d'une réaction entre le Mo et les autres éléments, comme prévu lors de la conception d'une brasure architecturée. L'adhérence entre renfort et matrice est uniquement mécanique et elle est liée à la rugosité des particules.

Après l'analyse du vieillissement de la brasure composite SnAgCu-Mo-Cu, nous aborderons maintenant de façon succincte les compléments à apporter pour pouvoir traiter le cas du renfort en SiC qui peut être le siège d'échanges de matière par diffusion différente entre les particules de cuivre et la matrice en Sn. Dans le cas présent, les explications données précédemment sur la présence et la distribution de l'argent sont maintenues (analyse à la microsonde-cartographie élémentaire en Ag). D'ailleurs, les cartographies des figures V.24 et V.25 montrent que la nature du renfort (Mo, SiC et Cu) n'influe pas sur la morphologie des phases riches en Ag avant et après traitement thermique. En conséquence, il est clair que la formation d'Ag_3Sn se produit lors de la fabrication de la poudre SnAgCu et le grossissement est provoqué uniquement par la température élevée.

En revanche, le remplacement du molybdène par le SiC a modifié d'une manière considérable le comportement des particules de cuivre et les mécanismes de diffusion. En effet, la distribution du SiC est approximativement homogène dans la matrice Sn avec une légère concentration au bord des particules en cuivre. Nous avons rarement observé des particules de SiC dans celles de cuivre. Dans le cas présent, la vitesse de transformation des particules de cuivre en Cu_6Sn_5 semble plus faible en comparaison aux brasures contenant le Mo. Le SiC joue le rôle d'une barrière de diffusion entre le cuivre et l'étain.

En outre, nous pouvons distinguer clairement les frontières des particules de cuivre dans les échantillons traités pendant 30 min. En ce qui concerne les échantillons traités pendant 24h, les bords sont encore visibles avec une légère modification. Les zones perturbées sur les bords sont celles qui sont pauvres en SiC. Le SiC, qui entoure les particules de cuivre, présente donc une barrière à la migration des atomes dans les deux sens. Lorsque l'étain est en contact direct avec le cuivre, la diffusion volumique se développe. D'ailleurs, c'est pour cette raison que quelques particules de cuivre contiennent l'intermétallique Cu_6Sn_5 uniquement sur une zone réduite de leur périphérie. Les particules de cuivre, qui sont encerclées entièrement par le SiC, ont un retard à la réaction avec Sn

par rapport à celles dans les brasures renforcées par le Mo. Pour que les atomes d'étain atteignent le cuivre, le seul chemin possible implique une diffusion à la surface des particules de SiC. La diffusion est donc de type surfacique. Nous pouvons imaginer un traitement thermique plus long. Dans ce cas, les particules de cuivre finissent par disparaitre, mais beaucoup plus lentement que dans les brasures composites avec Mo. Le SiC joue donc le rôle de retardateur d'évolution structurale en agissant sur le mécanisme de diffusion. La figure V.30 illustre une comparaison entre les chemins de diffusion pour les deux types des brasures composites.

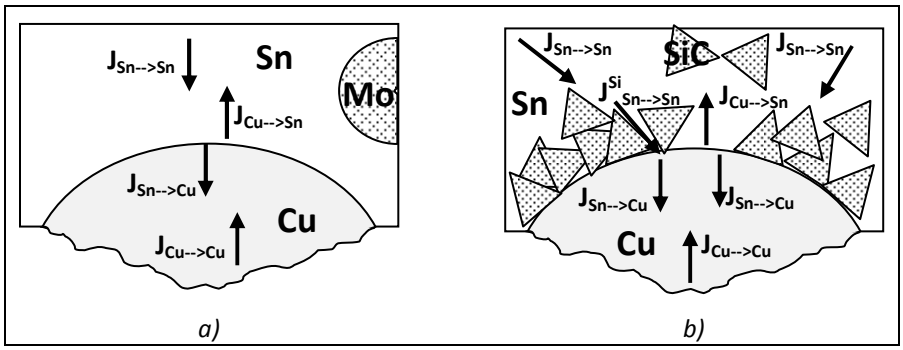


Figure V.30: *Flux de diffusion des matières dans les brasures composites*
a) Brasure chargée en Mo, b) brasure chargée en SiC
$J_{Cu-->Cu}$: flux de cuivre dans le cuivre
$J_{Sn-->Cu}$: flux d'étain dans le cuivre
$J_{Sn-->Sn}$: flux d'étain dans l'étain
$J_{cu-->Sn}$: flux de cuivre dans l'étain
$J^{Si}_{Sn-->Sn}$: flux d'étain à travers les surfaces du SiC

6.4- Considérations sur la diffusion à l'état solide dans les brasures composites

La présence de particules de cuivre de forme sphérique est destinée à contrôler la morphologie des intermétalliques composés d'étain, de cuivre ou d'argent en évitant les intermétalliques à facteur de forme élevé.

La formation avec une « symétrie sphérique » de couches intermétalliques sur les particules de cuivre est semble-t-il due à l'interdiffusion entre une matrice de Sn semi-infinie et les particules de cuivre. Dans ce paragraphe, nous ne pouvons prétendre à calculer des coefficients d'interdiffusion dans les phases, solutions solides à base de Cu et Sn, intermétalliques Cu-Sn pour les raisons suivantes :

- La phase cuivre ne mesure pas plus de 10 µm,
- Pour la même raison, les intermétalliques ne dépassent pas 10 µm d'épaisseur et celle-ci n'est pas uniforme,
- Complexité posée du problème à trois puis quatre phases et frontières mobiles.
- Nous ignorons la phase Cu_3Sn (diagramme de phase métastable) car elle n'est observée que tardivement.

Avant de poser le problème diffusionnel, il convient de considérer la cristallographie des phases intermétalliques Cu_3Sn (ou ε) et Cu_6Sn_5 (ou η) ayant des structures appartenant au système hexagonal avec deux structures pour Cu_6Sn_5 : à basse température (η'), puis à haute température (η) [150]. η' n'est pas stœchiométrique et de ce fait l'un des réseaux hexagonaux, dont le remplissage par des atomes de cuivre n'est que partiel, présente de nombreux sites vacants disponibles pour le mécanisme lacunaire de diffusion [149, 150]. Les données sur l'interdiffusion de Cu et Sn dans ce composé intermétallique (Cu_6Sn_5) fait apparaitre à 150°C et à 200°C des valeurs de coefficients d'interdiffusion $\tilde{D}$ élevées (on ne sépare pas la diffusion des deux éléments) ;

$$\tilde{D} = X_{Cu} D_{Sn} + X_{Sn} D_{Cu} \qquad [5\text{-}6]$$

et surtout une faible énergie d'activation :

$$\tilde{D}_{Cu_6Sn_5} \approx 1.55\text{x}10^{-4} \exp\left(-\frac{65000}{8,32\text{x}T}\right) (\text{cm}^2/\text{s}) \qquad [5\text{-}7]$$

L'énergie d'activation de l'interdiffusion dans Cu_3Sn est sensiblement plus élevée (environ 71 $KJ.mol^{-1}$ contre 65 $KJ.mol^{-1}$). De ce fait, ε (Cu_3Sn) n'est observée que pour des durées élevées des interdiffusions ou des températures de 200°C et plus.

Nous considérons les profils de diffusion probables donnés par la figure V.31 :

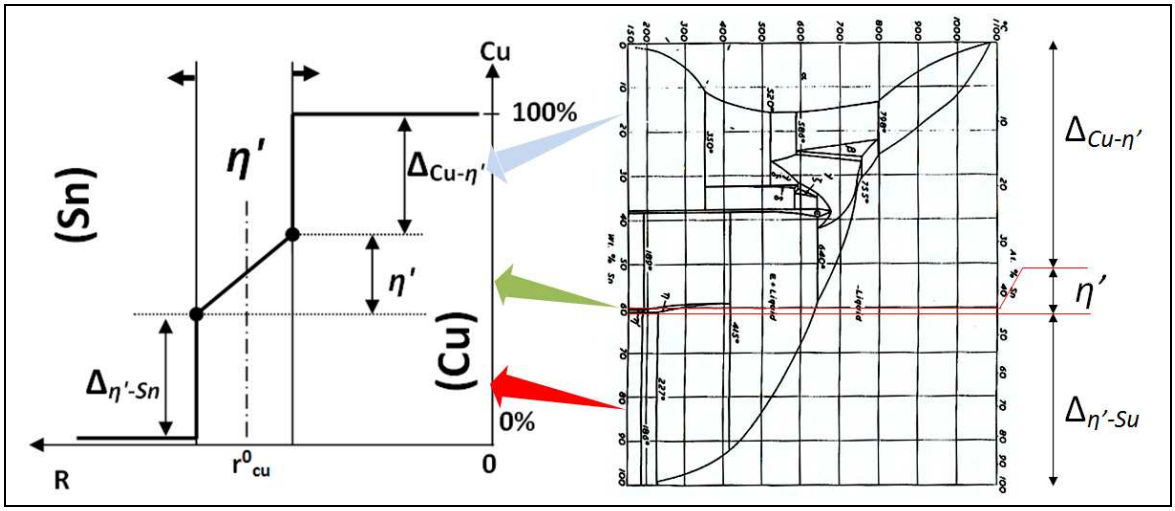


Figure V.31: *Profil d'interdiffusion à l'interface Cu-Sn hypothetique associé au digramme de phase binaire Cu-Sn*

Nous allons supposer une solution a priori du problème diffusionnel qui ne répond pas à la résolution de la deuxième équation de Fick en coordonnées sphériques (ou planes d'ailleurs). Nous supposons que le flux d'atomes Sn et Cu dans les solutions solides $\alpha_{(Cu)}$ et $\alpha_{(Sn)}$ et à l'interface (Cu)/η' et η'/(Sn) sont « négligeables » par rapport au flux d'atomes dû au déplacement des deux interfaces. La

formation de *η'* est alors contrôlée, par hypothèse, uniquement par l'interdiffusion dans *η'*. En ne traitant que l'interdiffusion, nous acceptons l'impossibilité de différencier les cinétiques de diffusion des deux atomes, Cu et Sn. La vitesse de déplacement de l'interface *η'*/(Sn) permet d'équilibrer les flux de Sn (première loi de Fick) ;

$$V_{\eta'-Sn}.\Delta_{\eta'-Sn} \approx \tilde{D}_{\eta'}.\frac{\Delta_{\eta'}}{e_{\eta'}} \quad \text{\{hypothèse de linéarité du profil dans } \eta'\text{\}} \qquad [5\text{-}8]$$

et symétriquement pour l'interface (Cu)/*η'*

$$V_{Cu-\eta'}.\Delta_{Cu-\eta'} \approx -\tilde{D}_{\eta'}.\frac{\Delta_{\eta'}}{e_{\eta'}} \qquad [5\text{-}9]$$

Finalement, la cinétique d'élargissement de la coquille sphérique d'intermétallique *η'* est décrite par ;

$$\frac{de_{\eta'}}{dt} = V_{\eta'-Sn} - V_{Cu-\eta'} = \frac{\tilde{D}_{\eta'}}{e_{\eta'}}\left[\Delta_{\eta'}.\left(\frac{1}{\Delta_{\eta'-Sn}} + \frac{1}{\Delta_{Cu-\eta'}}\right)\right] \qquad [5\text{-}10]$$

Ce qui permet de justifier une cinétique de croissance parabolique de $e_{\eta'}$;

$$e_{\eta'}^2 = \frac{\tilde{D}_{\eta'}}{2}\left[\Delta_{\eta'}.\left(\frac{1}{\Delta_{\eta'-Sn}} + \frac{1}{\Delta_{Cu-\eta'}}\right)\right].t \qquad (\text{cm}^2) \qquad [5\text{-}11]$$

Nous pouvons écrire autrement,

$$e_{\eta'} = K.\sqrt{\tilde{D}_{\eta'}.t} \qquad (\text{cm}) \qquad [5\text{-}12]$$

$e_{\eta'}$ est l'épaisseur de la couche d'intermétallique mesurée sur des micrographies obtenues à l'aide d'un MEB (5 mesures par température et par temps), $\tilde{D}_{\eta'}$ est le coefficient de croissance (cm²/s) à une température donnée, *t* est le temps du traitement (s) et K est une constante :

$$K = \sqrt{\frac{1}{2}.\left[\Delta_{\eta'}.\left(\frac{1}{\Delta_{\eta'-Sn}} + \frac{1}{\Delta_{Cu-\eta'}}\right)\right]} \qquad [5\text{-}12]$$

La figure V.32 illustre la variation du carré de l'épaisseur d'intermétallique *η'* en fonction du temps de traitement à 200°C et 150°C. Chaque point des courbes est la moyenne de cinq mesures obtenues directement sur les micrographies de brasures composites à l'aide d'un microscope électronique à

balayage. Les particules de cuivre sélectionnées pour les mesures possèdent un diamètre initial moyen (avant vieillissement) proche de 10 µm.

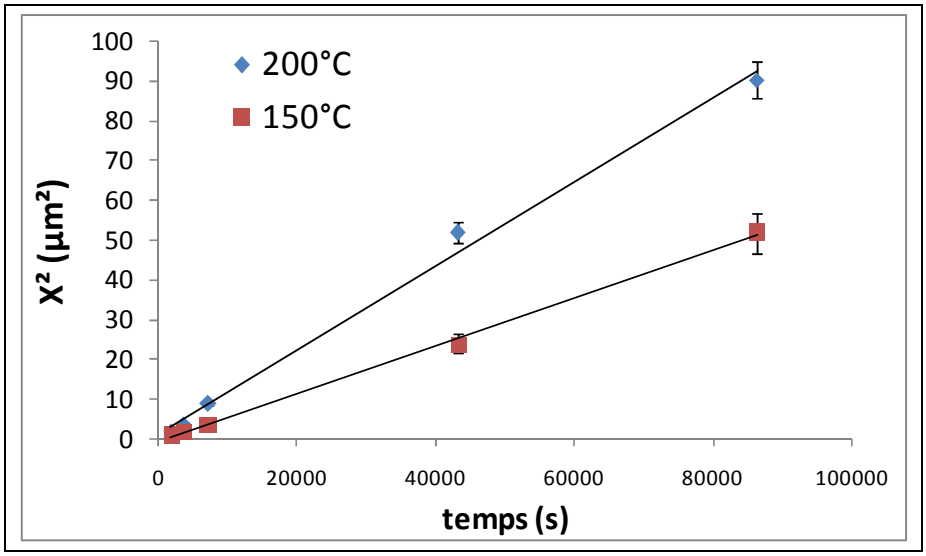


Figure V.32: *Evolution du carré de l'épaisseur de l'intermétallique en fonction du temps de traitement à 150°C et 200°C.*

Selon le diagramme de phase binaire de la figure V.31, les épaisseurs $\Delta_{\eta'}$, $\Delta_{\eta'-Sn}$ et $\Delta_{Cu-\eta'}$ e, fraction molaire ont été déterminées grossièrement.

$\Delta_{\eta'-Sn}$ = 54,5 at% Sn

$\Delta_{Cu-\eta'}$ =44, 8 at% Sn

$\Delta_{\eta'}$ = 0,7 at% Sn

Nous déduisons le coefficient K :

K≈0,12

Finalement, le calcul montre que le coefficient d'interdiffusion dans *η'* (Cu_6Sn_5) est de l'ordre de ;

$\tilde{D}_{\eta'}^{200°C}$ = 8,15. 10^{-10} (cm².s^{-1}) à T= 200°C et $\tilde{D}_{\eta'}^{150°C}$ = 4,2. 10^{-10} (cm².s^{-1}) à T= 150°C

Le tableau V.5 compare les coefficients d'interdiffusion dans les phases d'intermétallique *η'* ($\tilde{D}_{\eta'}$) et *ε* ($\tilde{D}_{\varepsilon}$) trouvés dans notre cas (hypothèses simplificatrices nombreuses) et ceux pour d'autres études plus « académiques ».

***Tableau V.5** : Constantes et coefficients d'interdiffusion dans les phases η' et ε*

Cu_6Sn_5 (η')					Cu_3Sn (ε)					Ref
Q (kJ.mol^{-1})	$\tilde{D}_0$ (m².s^{-1})	$\tilde{D}_{\eta'}^{300°C}$ (m².s^{-1})	$\tilde{D}_{\eta'}^{200°C}$ (m².s^{-1})	$\tilde{D}_{\eta'}^{150°C}$ (m².s^{-1})	Q (kJ.mol^{-1})	$\tilde{D}_0$ (m².s^{-1})	$\tilde{D}_{\varepsilon}^{300°C}$ (m².s^{-1})	$\tilde{D}_{\varepsilon}^{200°C}$ (m².s^{-1})	$\tilde{D}_{\varepsilon}^{150°C}$ (m².s^{-1})	
64,8	$1,55.10^{-8}$	$1,92.10^{-14}$	$1,09.\ 10^{-15}$	$1,56.\ 10^{-16}$	70,6	$1,43.10^{-8}$	$5,24.10^{-15}$	$2,31.\ 10^{-16}$	$2,77.\ 10^{-17}$	[152]
53,92	$1,84.10^{-9}$	$2,24.10^{-14}$	$2,02.10^{-15}$	$4,08.\ 10^{-16}$	61,86	$5,48.10^{-9}$	$1,26.10^{-14}$	$8,17.\ 10^{-16}$	$4,24.\ 10^{-18}$	[153]
83,78	$6,10.10^{-7}$	$1,40.10^{-14}$	$3,46.\ 10^{-16}$	$2,80.\ 10^{-17}$	57,04	$7,12.10^{-11}$	$4,49.10^{-16}$	$3,61.\ 10^{-17}$	$6,51.\ 10^{-18}$	[154]
-	-	-	$8,15.10^{-14}$	$4,20.10^{-14}$	-	-	-	-	-	Nôtres

Nos valeurs sont supérieures à celles de la littérature pour la diffusion dans le volume. Ceci peut être expliqué par les hypothèses simplificatrices et par le rôle de la diffusion intergranulaire, qui a été négligé dans nos calculs.

Nous rappelons que le coefficient d'interdiffusion dans la phase *ε* (Cu_3Sn) est de l'ordre de 10.10^{-16} (à 200°C) [153]. Ceci justifie notre hypothèse de départ sur l'absence de la phase *ε* par le fait que :

$\tilde{D}_{\varepsilon}^{200°C} < \tilde{D}_{\eta'}^{200°C}$ (au début de l'interdiffusion).

D'autre part, le coefficient d'interdiffusion $\tilde{D}_{\eta'}$ ($\tilde{D}_{\eta'}^{200°C}$) est nettement supérieur au coefficient d'interdiffusion dans la solution solide « Cu » ($\tilde{D}_{Cu}^{200°C}$) et proche de celui dans la solution solide « Sn » ($\tilde{D}_{Sn}^{200°C}$) (tableau V.6). L'interdiffusion dans *η'* peut être considérée comme un des facteurs principaux qui contrôlent la formation de la phase *η'*, conformément à notre hypothèse de départ.

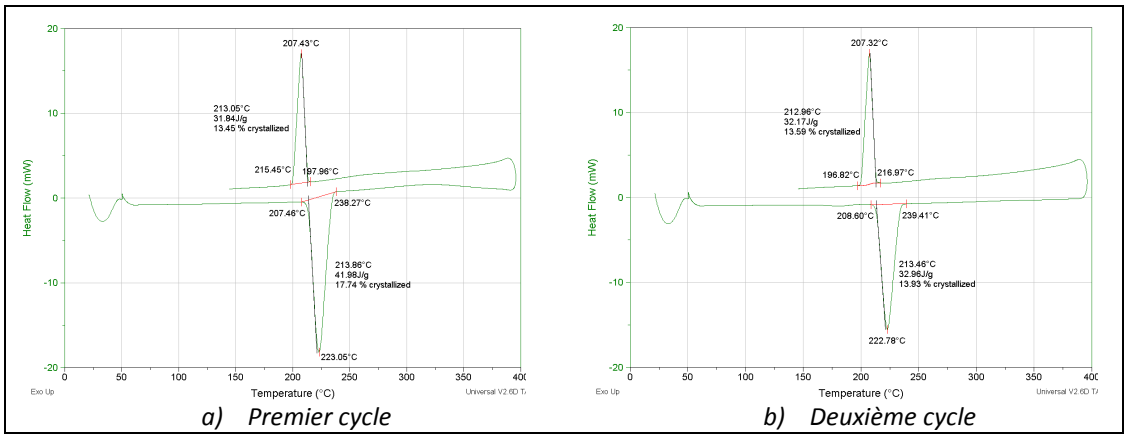
***Tableau V.6** : Coefficients de diffusion à l'état solide du couple Sn-Cu [153]*

		Température (°C)	Valeur
Diffusion Cu dans Sn	Q (kJ.mol^{-1})		33,02
	D_0 (m².s^{-1})		$2,4 \times 10^{-7}$
	$D_{Cu\text{-}in\text{-}Sn}$ (m².s^{-1})	20	$3,09 \times 10^{-13}$
		190	$4,49 \times 10^{-11}$
		200	$5,39 \times 10^{-11}$
		210	$6,41 \times 10^{-11}$
		150	$2,02 \times 10^{-11}$ *
Diffusion Sn dans Cu	Q (kJ.mol^{-1})		177,0
	D_0 (m².s^{-1})		$2,95 \times 10^{-5}$
	$D_{Sn\text{-}in\text{-}Cu}$ (m².s^{-1})	20	$4,67 \times 10^{-34}$
		190	$3,10 \times 10^{-25}$
		200	$8,19 \times 10^{-25}$
		210	$2,08 \times 10^{-24}$
		150	$4,24 \times 10^{-27}$ *
** valeur déterminée d'après les données de [153]*			

Nous avons proposé une méthode simplifiée pour déterminer l'évolution de l'épaisseur de la phase *η'*. Certaines hypothèses considérées ne sont pas justifiées physiquement, néanmoins nous avons obtenu une solution approchée de la réalité.

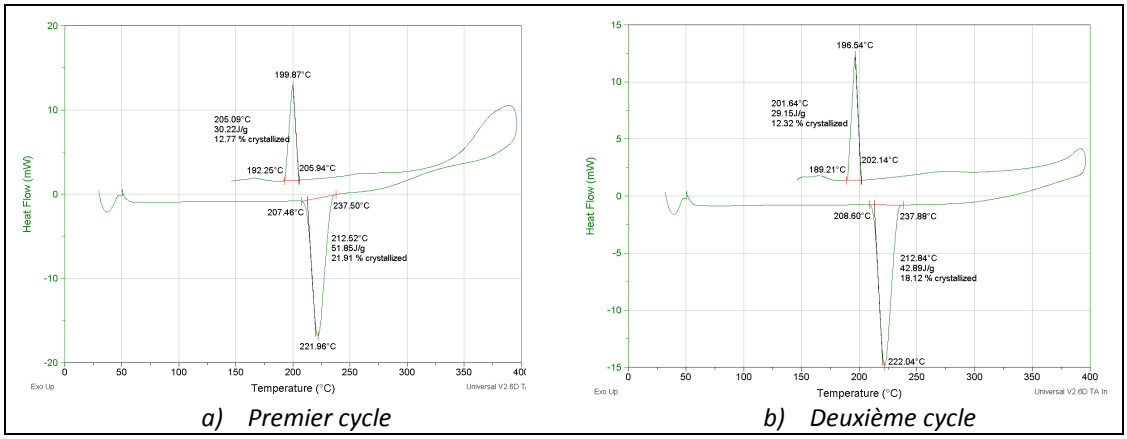
6.5-Comportement des brasures composites en cyclage thermique.

A fin de vérifier la probabilité de formation de composé Cu_6Sn_5 dans les brasures composites lors de report du silicium (semi-conducteur), nous avons effectué des cyclages thermiques thermogrammes (DSC) sur un domaine de température compris entre l'ambiante et 400°C. Les échantillons examinés sont des composites frittés sans traitement de vieillissement prématuré. Nous avons utilisé une vitesse de chauffage relativement faible (10°C/min) et le cycle thermique appliqué comprend un chauffage à 400°C, ensuite, un refroidissement à 25°C, puis un deuxième chauffage à 400°C, enfin un refroidissement à la température ambiante. Le deuxième cycle sert à mettre en évidence de faibles variations sur les thermogrammes qui pourrait être liées à des réactions entre le renfort et la matrice.



a) Premier cycle *b) Deuxième cycle*

Figure V.33: *Calorimétrie différentielle à balayage de brasure SnAgCu-Mo-Cu (80-10-10)*
Essai réalisé sous argon, vitesse 10°C/min, référence alumine



a) Premier cycle *b) Deuxième cycle*

Figure V.34: *Calorimétrie différentielle à balayage de brasure SnAgCu-SiC-Cu (80-10-10)*
Essai réalisé sous argon, vitesse 10°C/min, référence alumine

Les thermogrammes DSC des brasures composites SnAgCu-Mo-Cu et SnAgCu-SiC-Cu pour les deux cycles de traitement jusqu'à 400°C (reproduisant à peu près le brasage tendre du silicium sur le substrat) montrent très peu de variation des températures caractéristiques : solidus entre 207 et 209°C, et pseudo-liquidus de 221 à 223°C, figures V.33 et V.34.

Au « liquidus », le matériau comporte encore 20% (volumique) de phase solide (Cu, Cu_6Sn_5 et SiC ou Mo) ; par la suite la répartition des phases n'est pas la même qu'avant le cyclage. Le passage en phase liquide facilite la formation des intermétalliques Cu_6Sn_5 et Cu_3Sn mais la variation de composition de la partie fusible de la brasure est faible et sans répercussion sensible sur le solidus.

7- Conclusion du chapitre V

Le retour d'expérience sur l'élaboration des brasures composites du chapitre précédent a permis d'introduire des modifications sur les paramètres de la mise en forme par compression et du frittage. Ces modifications concernent la réalisation des mélanges, la pression appliquée, la température et le temps du frittage et la formulation des brasures composites. Les nouveaux composites contiennent des particules cuivreuses pour favoriser le développement des intermétalliques sphéroïdaux et la fraction volumique du renfort dur (Mo ou SiC) se limite à 20%.

Les observations métallographiques à l'aide d'un MEB ont montré une bonne distribution du renfort dans une matrice SnAgCu. La porosité mesurée par la méthode de traitement d'image est inférieure à 5%. Ceci indique une bonne densification des comprimés. De plus, les brasures composites présentent une dureté supérieure à celle des brasures conventionnelles qui peut attendre 27 HV.

Les mesures de dilatation thermique ont montré qu'en fonction du taux de charge, les brasures composites peuvent avoir un coefficient de dilatation compris entre 10. et 14. 10^{-6}/K, nettement inférieur à celui des brasures actuelles.

La conductivité thermique des brasures composites est relativement plus faible que celle des brasures conventionnelles sans renfort et elle est de l'ordre de 40. W/m.K. La chute de cette propriété a été expliquée par les phénomènes liés à l'utilisation de la métallurgie des poudres pour la mise en forme, comme la porosité.

Le traitement thermique de vieillissement réalisé à 200°C pendant 24 heures révèle une amélioration de la densification des matériaux frittés. Une transformation partielle des particules de cuivre en intermétalliques Sn_5Cu_6 et Cu_3Sn a été observée dans les brasures renforcées par le molybdène. Cette transformation est cohérente avec la structure prévue lors de la conception. Le cuivre se transforme en un renfort solide et dur au sein du matériau. L'adhésion est établie suite à une réaction chimique contrôlée par la diffusion. Dans le cas des brasures renforcées par le SiC, les particules de cuivre manifestent une moindre réactivité avec la matrice. Cette baisse de la réactivité est liée à la présence du SiC qui « encercle » le cuivre et limite les flux diffusionnels entre l'étain et le cuivre.

Les observations métallographiques ont montré aussi une inertie chimique des renforts utilisés (Mo et SiC) vis-à-vis de la matrice riche en étain. Les renforts conservent leurs formes initiales et ils n'engendrent aucune évolution structurale de la brasure. Le SiC et le Mo servent à réduire la dilatabilité et à limiter les espaces physiques des intermétalliques qui se développent sous forme d'aiguilles.

Finalement, il apparait que les brasures composites présentent des propriétés intéressantes pour l'application électronique de puissance. Dans ce chapitre nous avons analysé ces brasures et nous avons validé la structure qui a été proposée dans le chapitre IV. L'objectif maintenant est de parvenir à réaliser un assemblage en utilisant ces brasures. A cause des contraintes de temps, la suite de ce travail est déléguée à nos partenaires industriels (Valeo & Renault).

Conclusion générale

Substrat et brasure pour la mécatronique automobile

Conclusions & Perspectives

Conclusions et Perspectives

Les travaux réalisés dans cette thèse s'inscrivent dans le cadre du projet Menkar du pôle de compétitivité MOVEO qui vise, entre autres, à développer et industrialiser de nouveaux matériaux pour la mécatronique automobile, notamment pour les voitures électriques et hybrides. L'objectif est de rechercher de nouvelles solutions technologiques permettant de résoudre le problème de la dilatation différentielle et de la diffusion de la chaleur dans un assemblage d'électronique de puissance, afin d'améliorer la durée de vie du système mécatronique. Les nouveaux matériaux proposés concernent le substrat et la brasure. Le substrat qui assure le maintien mécanique et la dissipation thermique doit présenter les principales propriétés du cuivre, mais avec un coefficient de dilatation thermique proche de celui d'un semi-conducteur en silicium ou en carbure de silicium. La brasure doit être sans plomb, plus réfractaire que l'alliage SnAgCu et avec une faible dilatabilité thermique et une bonne conductivité thermique et électrique.

Dans le chapitre I, la revue bibliographique a permis de présenter les principales solutions proposées pour le substrat dans des études antérieures afin d'améliorer la conductivité de la chaleur dans un assemblage d'électronique de puissance. Les substrats étudiés antérieurement à notre étude sont généralement des matériaux composites à matrice métallique renforcée par un matériau réfractaire tels que l'Al-SiC, le Cu-C_{fibres} et le Cu-Diamant. Ces matériaux présentent de bonnes propriétés thermiques, notamment un coefficient de dilatation faible et une bonne conductivité thermique. Néanmoins, ils révèlent certaines limitations pour l'application mécatronique automobile ; une fiabilité insuffisante, une faible conductivité électrique, un prix de revient élevé ou une inadaptation aux techniques de mise en forme de la chaîne de production du substrat mécatronique. Pour aboutir à nos objectifs, les solutions que nous proposons pour le substrat, comme pour la brasure, sont des matériaux dits «architecturés » dont la structure joue un rôle déterminant sur les propriétés et le comportement en service.

Dans le deuxième chapitre, nous avons pu déterminer les propriétés du substrat idéal grâce à une étude thermomécanique numérique d'un assemblage d'électronique de puissance. Ensuite, nous avons décrit l'approche de conception paramétrée permettant de concevoir une structure afin d'assurer à la fois une bonne conductivité thermique et un coefficient de dilatation thermique faible. Le nouveau substrat comprend trois couches dont les deux couches extérieures sont en cuivre et la couche intermédiaire est en matériau à dilatabilité thermique réduite (MDTL). Des courts-circuits thermiques ont été introduits à travers la couche intermédiaire en reliant la face supérieure et la face

inférieure du substrat en vue d'améliorer l'évacuation de la chaleur vers un puits thermique. L'optimisation de la structure du substrat, qui consiste en un compromis entre la conductivité et la dilatabilité, a été obtenue grâce à la méthode des éléments finis. La simulation numérique a révélé aussi le rôle important de chaque composant de la structure. La première couche en cuivre (couche supérieure) permet de distribuer la chaleur sur la totalité de la face supérieure du substrat. Les ponts thermiques accélèrent l'évacuation de ce flux à travers l'épaisseur et perturbent l'équilibre thermique. La couche intermédiaire en matériau à faible coefficient de dilatation thermique (MDTL) participe peu à l'évacuation de la chaleur, mais elle limite la dilatation thermique dans le plan d'assemblage. La troisième couche en cuivre redistribue de nouveau le flux thermique avant d'atteindre la face inférieure du substrat. En outre, les substrats à structure dissymétrique peuvent améliorer la mécanique en réduisant les contraintes dans l'assemblage. Le calcul mécanique a montré également que les contraintes d'assemblage dans les substrats Cu/$FeNi_{36}$/Cu restent inférieures à celles dans les substrats Cu/Mo/Cu. Néanmoins, cet avantage ne permet pas de conclure au sujet de la durée de vie d'assemblage Puce-Brasure-Substrat si l'on souhaite éviter l'utilisation du molybdène. Si non, la configuration préconisée est Cu/$FeNi_{36}$/Cu (20/30/50) dont la fraction de ponts thermiques est d'environ 20%.

Dans le troisième chapitre, nous avons cherché à mettre au point un procédé de mise en forme du substrat architecturé dans l'intention de valider ses propriétés. Dans la première partie de ce chapitre, nous avons présenté une approche permettant d'identifier le moyen technologique apte à assurer l'obtention de la structure du substrat. Deux modes d'assemblage ont été proposés ; sans ou avec apport de matière. Trois méthodes ont été utilisées pour créer les ponts thermiques ; la projection dynamique de poudre à froid, les inserts métalliques et la déformation plastique des couches en cuivre. Le placage à froid par colaminage présente la technique sélectionnée pour l'assemblage. Les observations micrographiques et les essais d'indentation ont permis de vérifier l'adhésion entre la poudre de cuivre et les substrats (CuNiP et Acier DC04) et d'identifier l'influence des paramètres du traitement thermique (température et temps) sur les propriétés mécaniques du cuivre obtenu par Cold Spray®. Les observations des sections transversales des colaminés à ponts thermiques (CPTh) au microscope optique ont validé la faisabilité du procédé et l'analyse de cartographie et de profil à l'aide de la microsonde le Castaing ont montré la présence d'une zone de transition entre les différentes couches du substrat, ce qui confirme une adhésion par diffusion. Selon le mode d'obtention utilisé, le bord d'un pont thermique peut avoir une forme particulière ; circulaire, plan, ou anguleux. En se basant sur la mécanique des milieux contenus, nous en avons expliqué les raisons. Les mesures de propriétés physiques de trois substrats à ponts thermiques (CPTh-A, CPTh-B et CPTh-C) ainsi que celles d'autres matériaux composites utilisés pour la même application, ont montré que la conductivité thermique, la conductivité électrique et la dilatation thermique des substrats CPTh sont nettement supérieures à celles des autres solutions et sont en cohérence avec les propriétés prévues au stade d'optimisation. Le calcul d'un indice de performance pondérant les propriétés requises a permis d'illustrer les avantages de la solution que nous proposons par rapport aux technologies actuelles.

Dans la deuxième partie de cette thèse, nous nous sommes intéressés à la mise au point d'une brasure réfractaire sans plomb et avec un coefficient de dilatation thermique faible. Dans un premier temps, nous avons présenté les matériaux étudiés en remplaçant les brasures actuelles au plomb. Ils sont des alliages binaires ou ternaires sans plomb souvent à base Sn-Ag. Les limitations de ces alliages sont nombreuses : une température de brasage basse, une composition comprenant des éléments rares, des évolutions structurales néfastes, etc. Toutefois, l'alliage le plus recommandé aujourd'hui pour le brasage sans plomb est le SnAgCu grâce à ses nombreux avantages comme une excellente mouillabilité. Or, cet alliage présente quelques points de faiblesse : un développement des intermétalliques et une dilatabilité élevée. Dans un deuxième temps, nous avons proposée une approche de conception paramétrée d'une nouvelle brasure. Cet approche se base sur l'orientation du développement des intermétalliques et l'influence des renforts réfractaires sur la dilatation. La solution finale consiste à une brasure composite dont la matrice est un alliage SnAgCu renforcé par des particules de cuivre et de matériau à dilatabilité thermique réduite (SiC ou Mo). Le renfort réduit la dilatabilité, améliore la résistance mécanique et limite les espaces physiques de développement des intermétalliques. Les particules de cuivre orientent la croissance des intermétalliques. Nous avons testé des crèmes à braser composites et les résultats obtenus ont montré les limites de cette technologie en particulier pour les brasures renforcées par le SiC. L'agglomération du renfort présente la cause principale de ces limitations. Ensuite, nous avons opté pour une solution basée sur la métallurgie des poudres sans liant fluide. Les résultats de l'analyse micrographique illustrent une concentration des particules de renfort au sein du matériau du fait principalement de la morphologie et la granulométrie des poudres. Néanmoins, des liaisons entre les particules SnAgCu peuvent s'établir après frittage. Ceci indique que les paramètres expérimentaux (température et temps) peuvent être optimisés. De nombreuses difficultés ont été rencontrées lors de l'élaboration d'une brasure composite conduisant à des défauts tels que les cavités. Pour l'application mécatronique, la brasure ne doit présenter aucun défaut pour éviter tout endommagement prématuré. Pour cela, des modifications ont été introduites sur le cycle d'élaboration de la brasure et ont été étudiées dans le chapitre suivant.

Dans le dernier chapitre, des modifications concernant la réalisation du mélange, la compression à froid, la température et le temps du frittage ont été appliquées. Les nouvelles brasures contiennent 10% en volume de particules de cuivre et de 10 à 20% du renfort dur (Mo ou SiC). Le mélange a été amélioré et les observations micrographiques à l'aide du microscope électronique à balayage ont montré une bonne distribution du renfort dans une matrice SnAgCu. La porosité mesurée par la méthode de traitement d'image est inférieure à 5%. La dureté des brasures composites peut atteindre 27 HV_{1kg}. En fonction du taux de charge, les brasures peuvent avoir un coefficient de dilatation thermique compris entre 10 et 14 10^{-6} K^{-1} et une conductivité thermique proche de 40 $W.m^{-1}.K^{-1}$. Le traitement thermique de vieillissement réalisé à 200°C a révélé une amélioration de la densification des matériaux frittés. Les particules de cuivre dans les brasures renforcées en Mo se transforment partiellement en intermétalliques Sn_5Cu_6 et Cu_3Sn comme prévu au stade de conception. L'adhésion est établie suite à une réaction métallurgique contrôlée par la diffusion. Dans le cas des brasures renforcées par SiC, les particules de cuivre peuvent avoir un retard de réactivité avec la matrice (Sn). Ce retard est lié à la présence du SiC qui fait écran autour du cuivre et limite la

diffusion. D'une manière générale, les brasures composites révèlent des propriétés thermiques et mécaniques intéressantes pour l'application mécatronique. Des solutions sont proposés pour faciliter le brasage à partir de ces préformes.

Les travaux de cette thèse ont permis de proposer des nouveaux matériaux pour le substrat et la brasure destinés aux modules électroniques de puissance des systèmes mécatroniques. Les colaminés à ponts thermiques sont maintenant une des options retenues pour les substrats et les performances physiques confirment les attentes. Les brasures composites à base de l'alliage SnAgCu présentent des propriétés intéressantes mais leur développement est moins avancé. Cependant, de nombreuses pistes peuvent être encore explorées dans le cadre des perspectives pour ce travail. D'abord pour le substrat colaminé à ponts thermiques, une optimisation de la constitution, du procédé de placage à froid par colaminage et du traitement thermique peut être envisagée. Le taux de réduction, la température et le temps du traitement thermique ont été déterminés sur la base des travaux antérieurs qui ne considèrent dans aucun cas, le colaminage d'une plaque perforée. Des calculs par éléments finis nous semblent un bon outil pour aboutir à cet objectif. Des essais de cyclage thermique à partir des substrats CPTh sont en cours afin d'identifier le comportement des ponts thermiques vis-à-vis d'une variation cyclique de température. De nombreux moyens peuvent être utilisés pour comprendre l'évolution du substrat dans les conditions du cyclage thermique tels que la thermographie X, la mesure des contraintes internes ainsi que des observations complémentaires en microscopie électronique par transmission.

En ce qui concerne les brasures composites, l'étude de l'évolution structurale après un traitement thermique de vieillissement et les mécanismes de diffusion proposés devraient servir de bases à une étude approfondie de la cinétique de formations des intermétalliques et pourrait définir précisément l'influence de ces évolutions sur les propriétés thermiques et mécaniques et sur la durée de vie de l'assemblage. Dans ce cadre, la mise au point d'une technique de mesure de déplacement d'interface et de disparition des particules de cuivre nous parait indispensable pour accomplir cette étude. En outre, une étude de la mouillabilité des brasures composites sur des substrats en cuivre et cuivre nickelé devrait être menée pour déterminer la compatibilité avec la chaine de production des pièces mécatroniques. Nos partenaires industriels, notamment Cetim et Egide, ont déjà étudié dans le cadre du MENKAR l'influence de la nature du traitement de surface du substrat en cuivre sur la mouillabilité de la brasure SnAgCu (nickelage, flash d'argent, bain sans cyanure, etc). Il conviendrait d'étendre ces études pour le brasage composite.

Nous avons cherché des solutions compatibles avec les technologies actuelles pour la mécatronique automobile et aboutissant à un substrat CPTh et une brasure composite pour les modules électroniques de puissance. L'association de deux matériaux proposés (CPTh et brasure composite) pourrait offrir un assemblage avec une durée de vie améliorée. L'étude de cet assemblage permettrait de valider nos solutions et d'amener à l'industrialisation. Plusieurs dizaines de composants fabriqués par nos soins (substrats CPTh et cuivre seul) avec différents moyens d'assemblage sont aujourd'hui en cours de test chez nos partenaires (Valeo, Renault et Serma Technologie). Les premiers résultats comparativement au cuivre presque pur et aux alternatives de la

littérature amènent à retenir cette option (CPTh) pour un nouveau projet MOVE'O axe mécatronique (nommé Packman) qui succéderait à MENKAR. Ce nouveau programme centré sur les fortes puissances, le refroidissement et les semi-conducteurs à large bande interdite permettant de travailler au-delà de 200°C en passant du silicium au carbure de silicium ou à l'arséniure de gallium. Des améliorations sont aussi envisagées pour rendre les CPTh moins sensibles aux déchirures de pliage qui sont plus gênantes sur le plan de l'esthétique que sur le plan de la performance électrique. Les assemblages du semiconducteur au substrat se feront par divers moyens autres que les brasures au plomb actuelles (et « nos » brasures composites ne sont pas écartées à ce stade).

Nous signalons ici un projet européen légèrement antérieur à Menkar, appelé « ExtreMat » (Décembre 2004 – Septembre 2010) www.extremat.org. Ce projet réunit 36 partenaires de 12 pays (France, Allemagne, Autriche, Italie, Espagne, Grèce, Suisse, Tchèque, Slovaquie, Belgique, Pologne, Angleterre et Pays-Bas) et vise à développer des nouvelles solutions pour les matériaux utilisés dans les environnements « extrêmes » en fusionnant des différents domaines d'application tels que l'industrie spatiale, la fabrication de turbines, l'industrie d'électronique, etc. Quatre thèmes ont été traités dans ce projet ; les matériaux avec autoprotection par passivation, les matériaux dissipateurs de chaleur, les matériaux résistants à la radiation et les matériaux multifonctionnels. Dans le deuxième thème (matériaux dissipateurs de chaleur), les matériaux étudiés sont principalement des composites à matrice en cuivre. Des nombreux renforts ont été examinés (fibre de carbone, SiC, Diamant, nanotubes de carbones, etc.). Les résultats des études sont aussi comparables aux propriétés du CPTh, néanmoins les solutions proposées sont incompatibles avec les besoins de l'industrie automobile, où le coût est un facteur primordial lors de la sélection de la solution finale, alors que pour les applications aérospatiales, un surcoût est envisageable s'il s'accompagne d'un allègement de l'électronique de puissance.

Finalement, nous mentionnons qu'un brevet d'invention portant sur le substrat CPTh a été enregistré par Griset S.A, LNE et Armines auprès de l'Institut National de la Propriété industrielle (inpi) [N° de demande: F0956865, N° de publication : 2951020, Date de la publication : 8 avril 2011]. Ce brevet devrait assurer une protection juridique pour nos partenaires en termes d'exploitation industrielle de l'invention. Des contacts ont été pris par Griset S.A et le Centre des Matériaux avec une entreprise en Allemagne spécialisée dans le colaminage pour le développement industriel (deux industriels développeurs sont prévus). Ainsi, Griset S.A et Armines ont été approchés par plusieurs industriels de l'électronique de puissance pour fabriquer des séries de qualifications industrielle des CPTh. Cet intérêt pour un matériau architecturé développé au cours de cette thèse confirme que ce type d'études portant sur des matériaux fonctionnels soumis à des sollicitations thermomécaniques sévères peut constituer un axe privilégié pour le Centre des Matériaux, surtout en vue du plan Campus Saclay où le passage du matériau au composant et aux systèmes est favorisé. Le mot « systèmes » se retrouve dans le nom de l'Institut du CNRS dont relève le Centre, Insis (Institut National des sciences de l'ingénierie et des systèmes), dans celui du projet de laboratoire d'excellence à Saclay, Labsys et dans le nom du pôle de compétitivité d'envergure international, System@tic. MOVE'O est associé à System@tic à travers un projet dont le Centre est partenaire, O2M dont Menkar va enrichir la base de données matériaux pour l'électronique.

Références bibliographiques

Références bibliographiques

[1] C. de Laubier, "Quand l'auto devient communicante", Les échos, Septembre 2007 http://archives.lesechos.fr/archives/2007/PremiumComelec/09/12/300217078.htm

[2] M. Bordignon, "Limites d'utilisation des revêtements d'étain en connectique automobile", Thèse Mines ParisTech, Décembre 2009

[3] L. CALEGARI, Rapport interne de projet MENKAR, Renault, Juillet 2009

[4] M. Muenzer, M. Thoben, A. Volke, "Power semiconductor modules for Hybrid Electric Vehicles", Power Systems Design Europe, October 2006, p.40-43. http://ftp.powersystemsdesign.com/automotive06_2.pdf

[5] J. Swingler, J.W. McBridge, C. Maul, "Degradation of road tested automotive connectors", IEEE transactions on components and packaging technologies, 2000, 23, p. 157-164

[6] C. Gillot, Y. Avenas, C. Schaeffer, A. Bricard, "Les microtechnologies pour le refroidissement en électronique", Congrès Français de Thermique, Grenoble, 3-6 juin, 2003

[7] R. Young, C. Bailey, T. Starke, C. Stirling, M. Harrington, P. Cooper, N. Stockham, C. Beck, "Developments and trends in thermal management technology - a mission to the USA", DTI Global Watch Missions, December 2006

[8] V. Wesling, J. Wilde, A. Knauber, J. Dalin, R. Reiter, "Novel fibre reinforced wires for power electronics", Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, Vol. 38, Issue 2, 2007, p. 70–74

[9] J. Dalin, A. Knauber, R. Reiter, V. Wesling, J. Wilde, "Novel aluminium/copper fibre-reinforced bonding wires for power electronics", in : Electronics systemintegration technology conference, Dresden, 5-7 sept. 2006, p. 1274-1278.

[10] C. Zweben, "Thermal materials solve power electronics challenges", Power Electronics Technology, February 2006, p. 40-47.

[11] G. Meyer, J. Valldorf, W. Gessner, "Advanced microsystems for automotive applications : smart systems for safety, sustainability, and comfort", Springer, p. 19-21, 2009.

[12] M. Muenzer, M. Thoben, A. Volke, "The success of the hybrid electric vehicle (HEV) is directly linked to the success of power semiconductor manufacturers to deliver reliable, compact components at low cost", Power systems design Europe, Automotive Electronics, Part II, p. 2-3, October 2006.

[13] A. Emadi, Handbook of automotive power electronics and motor drives, CRC Press, 2005.

[14] P. Roux, Cours de thermique, 2006. http://philippe.roux.7.perso.neuf.fr/Resources/Cours%20thermique.pdf

[15] M. Naka, I. Okamoto, T. Nishino, S. Urai, "Wetting of silicon carbide by copper-titanium alloys", Trans. JWRI, 1989, 18, p. 27-32.

[16] S.P. Timoshenko, J.N. Goodier, Theory of elasticity, McGraw-Hill, 1961.

[17] O.T. Iancu, D. Munz, B. Eigenmann, B. Scholtes, E. Macherauch, "Residual stress state of brazed ceramic/metal compounds, determined by analytical methods and X-ray residual stress measurements", Journal of the american ceramic society, 1990, 73, p. 1144-1149.

[18] T. Yada, H. Koguchi, "Reliability evaluation of joints of ceramics and metal, consideration of thermoelastic-plastic stress around the interface of jointed dissimilar materials", JSME International journal, 1991, 34, p. 163-170.

[19] E. Suhir, "Stress in bi-metal thermostats", Journal of applied mechanics, 1986, 53, p. 657-660.

[20] M.Y. Tsai, J. Morton, "The stresses in a thermally loaded bimaterial interface", International journal of solids and structures, 1991, 28, p. 1053-1075.

[21] Y. Brechet, "Matériaux sur mesure dans les structures", Bulletin de la S.F.P., 15, p. 1-5, Juillet-août 2005.

[22] O. Bouaziz, Y. Bréchet, J.D. Embury, "Heterogeneous and architectured materials : a possible strategy for design of structural materials", Advanced engineering materials, 2008, 10, p. 24-36.

[23] J.D. Embury, O. Bouaziz, "Steel based composites: driving forces and classifications", Annual review in materials research , 2010, 40, p. 213–241.

[24] F.X. Kromm, "Contribution à la définition d'une démarche de conception de multimatériaux : application à la mise en œuvre d'un réservoir permettant le déconfinement de matières énergétiques", Thèse de doctorat de l'Université de Bordeaux, 2002.

[25] B. Chehab, H. Zurob, J.D. Embury et al. "Compositionally graded steels : a strategy for materials development", Advanced engineering materials, 2009, 11, p. 992-999.

[26] M.F. Ashby, Y. Brechet, D. Cebon, L. Salvo, "Selection strategies for materials and processes", Materials and design, 2004, 25, p. 51-67.

[27] R. Faure, B. Lemaire, C. Picouleau, Précis de recherche opérationnelle : méthodes et exercices d'application, Dunod, p. 199-234, 1996.

[28] J.J. Kaufman, R. Woodhead, "Stimulating innovation in products and services : with function analysis and mapping", Wiley, p. 82-123, 2006.

[29] M.F. Ashby, Choix des matériaux en conception mécanique, Collection Technique et ingénierie, L'usine nouvelle, Dunod, 2004.

[30] M.F. Ashby, Y.J.M. Brechet, "Designing hybrid materials", Acta materialia, 2003, 51, p. 5801-5821.

[31] S. Giaccobi, "Méthode de conception de multimatériaux à architecture multicouche : application à la conception d'une canalisation sous-marine", Thèse Mécanique et Ingénierie, Université Bordeaux I, 2009.

[32] G. Castillo, "Contribution méthodologique à la conception des multimatériaux : application à la définition d'un multimatériau de bâti de machine outil", Thèse de doctorat, Université de Bordeaux, 2004.

[33] G. Mitic, H.P. Degischer, G. Lefranc, T. Licht, "AlSiC Composite Materials in IGBT power modules", in : Industry applications conference, 8-12 oct 2000, IEEE, p. 3021-3027.

[34] J. Korab, G. Korb, P. Sebo, "Thermal expansion and thermal conductivity of continuous carbon fibre reinforced copper matrix composites", in : IEEE/CPMT Berlin International Electronics Manufacturing Technology Symposium, 27-29 avril 1998, p. 104-108, 1999.

[35] A. Zéanh, O. Dalverny, M. Karama, E. Woirgard, S. Azzopardi, A. Bouzourene, J. Casutt, M. Mermet-Guyennet, "Reliability of the connections used in IGBT modules, in aeronautical environment", International Journal for Simulation and Multidisciplinary Design Optimization, 2008, 2, p. 123 - 133.

[36] 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 de Doctorat, ENS de Cachan, 2006.

[37] ASM Handbook, "Properties and Selection, Non ferrous Alloys and Special-Purpose Materials", Vol 2, 1990.

[38] ASM International, Metals Handbook, Desk Edition, 1998.

[39] R. YOUNG, "Developments and trends in thermal management technologies ", IeMRC Conference, Loughborough University, 5th September 2007

[40] M.A. Occhionero, R.A. Hay, R.W. Adams, "Cost-effective manufacturing of aluminum silicon carbide (AlSiC) electronic packages", in : International symposium on advanced packaging materials, p. 118-124, 1999.

[41] D.L. Saums, "Developments in Selective High Thermal Conductivity Orientation in CTE-Compatible Substrate and Package Component Materials", Annual IEEE semiconductor thermal measurement and management symposium n°20, p. 38-45, IEEE, 2004.

[42] M. Occhionero, R. Adams, K. Fennessy, Robert A. Hay, "Aluminium Silicon Carbide (AlSiC) for Advanced Microelectronic Packages", IMAPS, 6 p., May 1998.

[43] ASM Handbook, Composites, Vol 21, 2002, p.1380-1396

[44] T. Schubert, B. Trindade, T. Weibgarder, B. KIEBACK, "Interfacial design of Cu-based composites prepared by powder metallurgy for heat sink applications", Materials Science and Engineering, 2008, 475, p. 39-44.

[45] V. Rajkovic, D. Bozic, M.T. Jovanovic, "Properties of copper matrix reinforced with nano-and micro-sized Al2O3 particles", Journal of Alloys and Compounds, 459, p. 177-184, 2007

[46] Torrey Hills Technologies, "Saneway Series of Advanced Heat Sink Materials", http://www.dage.de/download/avt/TorreyHills_CuW_HeatSinks_brochure.pdf

[47] G.M. Martin, A.Guedon, E. Woirgard, C. Zardini, "Lead free electronics for automotive applications : specific constraints, failure modes and related design guidelines for reliability", International Conference on Lead Free Electronics, IPC and SOLDERTEC, Belgium, 2003.

[48] O. Fouassier, "Brasure composite sans plomb, de la conception à la fabrication", Thèse Université de Bordeaux I, Septembre 2001.

[49] www.mf.mpg.de/

[50] W.J. Boettinger, C.E. Johnson, L.A. Bendersky , K.W. Moon, M.E. Williams, G.R. Stafford, "Whisker and Hillock formation on Sn, Sn–Cu and Sn–Pb electrodeposits", Acta materialia, 2005, 53, p. 5033-5050.

[51] T.C. Chiu, K.L. Lin, "The growth of Sn whiskers with dislocation inclusion upon electromigration through a Cu/Sn3.5Ag/Au solder joint", Scripta materialia, 2009, 60, p. 1121-1124.

[52] L. Sauter, A. Seekamp, Y. Shibata, Y. KANAMEDA, H. YAMASHITA, "Whisker mitigation measures for Sn-plated Cu for different stress tests", Microelectronics reliability, 2010, 50, p. 1631-1635.

[53] K.S. Kim, J.H. Kim, S.W. Han, "The effect of postbake treatment on whisker growth under high temperature and humidity conditions on tin-plated Cu substrates", Materials letters, 2008, 62, p. 1867-1870.

[54] E. Bradley, C.A. Handwerker, J. Bath, R.D. Parker, R.W. Gedney, Lead-free electronics : iNEMI projects lead to successful manufacturing, IEEE-Wiley, p. 125-177, 2007.

[55] J.G. Bai, Z.Z. Zhang, J.N. Calata, G.Q. Lu, "Low-temperature sintered nanoscale silver as a novel semiconductor device-metallized substrate interconnect material", IEEE Transactions on components and packaging technologies, 2006, 29, 3, p. 589-593.

[56] J.H. Vincent, B.P. Richards, D.R. Wallis, I.A. Gunter, M. Warwick, H.A.H. Steen, P.G. Harris, M.A. Whitmore, S.R. Billington, A.C. Harman, E. Knight, "Alternative solders for electronics assemblies" Circuit world, 1993, 19, p. 32-34.

[57] R.M. Shalaby, "Effect of rapid solidification on mechanical properties of a lead free Sn–3.5Ag solder", Journal of alloys and compounds, 2010, 505, p. 113-117.

[58] M. Nozaki, M. Sakane, Y. Tsukada, "Crack propagation behavior of Sn–3.5Ag solder in low cycle fatigue", International journal of fatigue, 2008, 30, p. 1729-1736.

[59] National Center for Manufacturing Sciences, "Lead-free Solder Project-Final Report," p. 1-39, August 1997.

[60] J.S. Hwang, Environment-friendly electronics : Lead-free technology, Electrochemical Publications, 2001.

[61] E. Bradley, J. Hranisavljevic, "Characterization of the Melting and Wetting of Sn-Ag-X Solders" Proceedings of 2000 IEEE Electronic Components and Technology Conference, p. 1443- 1448, 2000.

[62] M. McCormack, H.S. Chen, G.W. Kammlott, S. Jin, "Significantly improved mechanical properties of Bi–Sn solder alloys", Journal of electronic materials, 1997, 26, p. 954–958.

[63] H. Miller, "Lead-free Electronic Solder, Why?", Report, p. 1-37, April 2 1, 2002.

[64] The Soft Soldering Handbook. 5th ed. London, Tin Technology, p. 19–31, 2001.

[65] K. Suganuma, Lead-free soldering in electronics : science, technology, and environmental impact, Marcel Dekker, p. 225-239, 2004.

[66] P.T. Vianco, Soldering Handbook, 3rd ed. American Welding Society, p. 207–228, 1999

[67] S. Ganesan, M. Pecht, Lead- free Electronics, John Wiley, 2006.

[68] M.A. Matin, W.P. Vellinga, M.G.D. Geers, "Thermomechanical fatigue damage evolution in SAC solder joints", Materials science and engineering, 2007, 445-446, p. 73-85.

[69] Y. Kariya, M. Otsuka, "Effect of bismuth on the isothermal fatigue properties of Sn-3.5mass%Ag solder alloy", Journal of electronic materials, 1998, 27, p.866-870.

[70] K. Nimmo, "Lead-free in Europe: Legislation, Technology Roadmap, and Research" , Presentation, EU-US Lead-free Interface Meeting, US Embassy, London, March 27,2002.

[71] G. Li, X. Shi, "Effects of bismuth on growth of intermetallic compounds in Sn-Ag-Cu Pb-free solder joints", Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2006, 16, sup. 2, p. 739-743.

[72] D. Suraski, K. Seelig, "The Current Status of Lead-free Solder Alloys", IEEE Transactions of Electronics Packaging Manufacturing, 2001, 24, 4, p. 244-248.

[73] IDEALS, "Improved Design Life and Environmentally Aware Manufacturing of Electronics

Assemblies by Lead-fiee Soldering: IDEALS," Synthesis Report of European Community, BE95-1994, June 30, 1999.

[74] M. Suganuma, T. Suga, "Current Status of Low Melting Temperature Alloy and Market Reaction," JIEP Low Melting Temperature Solder Project Report, p. 1-3, November 2002.

[75] C.T. Ho, D.D.L. Chung, "Carbon fiber reinforced tin-lead alloy as a low thermal expansion solder perform", Journal of materials research, 1990, 5, p. 1266-1270.

[76] C. Val, M. Leroy, H. Boulharts, "Smart solder paste-adaptative solder paste composite", International Conference on Electronics Technologies, Windsor, England, p. 119-122, 1994.

[77] C.G. Kuo, S.M.L. Sastry, K.L. Jerina, "Creep-fatigue life prediction of in situ composite solders", Metallurgical and materials transactions A, 1995, 26A, p. 3265-3275.

[78] J. Sigelko, S. Choi, K.H. Subramanian, J.P. Lucas, "The effect of small additions of copper on the aging kinetics of the intermetallic layer and intermetallic particles of eutectic tin-silver solder joints" Journal of electronic materials, 2000, 29, p. 1307-1311.

[79] S.K. Kang, T.G. Ference, "Nickel-alloyed tin-lead eutectic solder for surface mount technology", Journal of materials research, 1993, 8, p. 1033-1040.

[80] R.J. Fields, S.R. Low, "Physical and Mechanical properties of intermetallic compounds found in solder joints", in : The metal science of joining, ed. M.J. Cieslak et al., TMS, 1991, p. 165-174

[81] M. McCormack, S. Jin, G.W. Kammlott, "Enhanced solder alloy performance by magnetic dispersions", IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology, 1994, 17, p. 452-457.

[82] H. Mavoori, S. Jin, "New, creep-resistant, low melting point solders with ultrafine oxide dispersions", Journal of electronic materials, 1998, 27, p. 1216-1222.

[83] J. Sigelko, S. Choi, K.N. Subramanian et al, "Effect of cooling rate on microstructure and mechanical properties of eutectic Sn-Ag solder joints with and without intentionally incorporated Cu6Sn5 reinforcements", Journal of electronic materials, 1999, 28, p. 1184-1188.

[84] S. Choi, T.R. Bieler, J.P. Lucas, N.K. SUBRAMANIAN, "Characterization of the growth of intermetallic interfacial layers of Sn-Ag and Sn-Pb eutectic solders and their composite solders on Cu substrate during isothermal log-term aging", Journal of electronic materials, 1999, 28, p. 1209-1215.

[85] Y. Wu, J.A. Sees, C. Pouraghabagher, L.A. Foster, J.L. Marshall, E.G. Jacobs, R.F. Pinizzotto, "The formation and growth of intermetallics in composite solder", Journal of electronic materials, 1993, 22, p. 769-777.

[86] F. Guo, S. Choi, J.P. Lucas, K.N. SUBRAMANIAN, "Effects of reflow on wettability, microstructure and mechanical properties in lead-free solders", Journal of electronic materials, 2000, 29, p. 1241-1248.

[87] Y. C. Chan, Alex C. K. So, J. K. L. Lai, "Growth kinetic studies of Cu–Sn intermetallic compound and its effect on shear strength of LCCC SMT solder joints", Materials science and engineering, 1998, 55, p. 5-13.

[88] J. H. Pang, B. S. Xiong, T. H. Low, "Low cycle fatigue study of lead free 99.3Sn–0.7Cu solder alloy", International journal of fatigue, 2004, 26, p. 865-872.

[89] M.B. Peterson, W.O. Winer, Wear Control Handbook, ASME, p. 475-506, 1980.

[90] S. Guetta, "Influence des conditions d'impact sur l'adhérence de cuivre projeté dynamiquement sur de l'aluminium", Thèse Doctorat, Mines-ParisTech, Février 2010.

[91] J.A. Cave, J.D. Williams, “Mechanism of cold pressure welding by rolling”, Journal of the institute of metals, 1973, 101, p. 203-207.

[92] H.A. Mohamed, J. Washbush, “Mechanism of solid state pressure welding”, Welding journal, 1975, 9, p. 302s-310s.

[93] P.K. Wright, D.A. Snow, C.K. Tay, “Interfacial conditions and bond strength in cold pressure welding by rolling”, Metals technology, 1978, 5, p. 24-31.

[94] N. Bay, “Cold welding II, process variants and applications”, Metal construction, 1986, 18, p. 486-490.

[95] C. Clemensen, O. Juelstorp, N. Bay, “Cold welding III, influence of surface preparation on bond strength”, Metal construction, 1986, 18, p. 625-629.

[96] E.C. Rollason, “Pressure welding of metals”, British welding journal, 1959, 6 , p. 1-6.

[97] R.F. Tylecote, D. Howd, J.E. Furmidge, “The influence of surface films on the pressure welding of metals”, British welding journal, 1958, 5, p. 21–38.

[98] L.R. Vaidyanath, D.R. Milner, “Significance of surface preparation in cold pressure welding of metals”, British welding journal, 1960, 7, p. 1-6.

[99] J. Wodara, “Einfluss der Oberflächenvorbereitung auf die Kaltpressschweissbarkeit von Metallen”, Schweisstechnik, 1963, 13, p. 548.

[100] N. Bay, “Cold pressure welding, The mechanisms governing bonding”, Journal of engineering for industry, 1979, 101, p. 121-127.

[101] N. Bay, “Mechanisms producing metallic bonds in cold welding”, Welding journal research supplement, 1983, 62, mai, p. 137s-142s.

[102] N. Bay, “Cold welding, I. characteristics, bonding mechanisms, bond strength”, Metal construction, 1983, 18, p. 369-372.

[103] N.A. Cantalejos, G. Cusminsky, “Morphology of interface of roll-bonded aluminum”, Journal of the institute of metals, 1972, 100, p. 20-23.

[104] L.R. Vaidyanath, M.G. Nicholas, D.R. Milner, “Pressure welding by rolling”, British welding journal, 1959, 6, p. 13-28.

[105] Clad It, brochure Engineered Materials Solutions, Inc, USA, 2007. http://www.emsclad.com/EMS_Clad_It_brochure.pdf

[106] N.D. Lukaschkin, A.P. Borissow, A.I. Erlikh, “The system analysis of metal forming technique in welding processes”, Journal of materials processing technology, 1997, 66, p. 264-269.

[107] H.D. Manesh, A.K. Taheri, “Study of mechanisms of cold roll welding of aluminium alloy to steel strip”, Materials science and technology, 2004, 20, p. 1064-1068.

[108] Y. Mitani, R. Vargas, M. Zavala, “Deformation and diffusion bonding of aluminide coated steels”, Thin solid films, 1984, 111, p. 37-42.

[109] T. Nakamura, H. Kitahara, J.G. Lee, N. Tsuji, “Bulk mechanical alloying of Al/Fe multilayer by accumulative roll-bonding process”, Advanced materials and processing, Advanced Materials Research, 2007, 26-28, p. 695–698.

[110] D.R. Milner, G.W. Rowe, “Fundamentals of solid-phase welding”, Metallurgical reviews, 1962, 7, p. 433-480.

[111] J. M. Parks, “Recrystallization in welding”, Welding Journal, 1953, 32, p. 209-222.

[112] N. Bay, C. Clemensen, O. Juelstorp, T. Wanheim, “Bond strength in cold roll-bonding”, Annals

of the CIRP, 1985, 34, p. 221-224.

[113] R. Hill, The mathematical theory of plasticity, Clarendon Press, 1950.

[114] W. Johnson, “Extrusion through wedge-shaped dies-Part I”, Journal of the mechanics and physics of solids, 1955, 3, p. 218-223.

[115] H. Conrad, L. Rice, “The cohesion of previously fractured FCC metals in ultrahigh vacuum”, Metallurgical transactions, 1970, 1, p. 3019-3029.

[116] N. Bay, “Cold pressure welding- A theoretical model for the bond strength”, The joining of metals practice and performance, vol 2, 10-12 avril 1981, Coventry, p. 47-62, 1981.

[117] H.R. Maddah-Hosseini, A.H. Kokabi, “Cold roll bonding of 5754 aluminum strips”, Materials science and engineering A, 335, p. 186-190, 2002.

[118] M.P. Das, N. Nafari, “A model for bimetallic interfaces”, Solid state communications, 1986, 58, p. 29-31.

[119] Y.T. Li, Z.Y. Du, C.Y. Ma C Y, “Interfacial energy and match of cold pressure welded Ag/Ni and Al/Cu”, Transactions of nonferrous metals society of China, 2002, 12, p. 814-817.

[120] L. Long, N. Kotobu, Y. Fuxing Y. “Progress in cold roll bonding of metals”, Science and technology of advanced materials, 2008, 9, p. 11-23.

[121] N. Tsuji, T. Iwata, M. Sato, S. Fujimotoc, Y. Minamino, “Aging behavior of ultrafine grained Al-2wt%Cu alloy severely deformed by accumulative roll bonding”, Science and technology of advanced materials, 2004, 5, p. 173-180.

[122] H. Danesh Manesh, A. Karimi Taheri, “The effect of annealing treatment on mechanical properties of aluminum clad steel sheet”, Materials & design, 2003, 24, p. 617-622.

[123] Griset S.A, “Dual Gauge Process for power Lead Frames”, Griset Diehl Metall, p.7-8. http://www.griset.com/UK/DUALGAUGE%20PROCESS.pdf

[124] ars, « Aciers doux pour formage à froid, caractéristiques mécaniques et composition chimique », EN 10139/97, ars, Octobre 2002. http://www.arsrefendage.com/normes/acier-doux.pdf

[125] A.A. Tseng, J. Müller, Y.H. Hahn, “Mechanical and bending characteristics of invar sheets”, Materials & design, 1996, 17, 2, p. 89-96.

[126] V. Raghavan, “Cu-Fe-Ni (Copper-Iron-Nickel) “, Journal of phase equilibria and diffusion, 2004, 25, p. 547-549.

[127] Jeong-Won Yoon, Bo-In Noh, Seung-Boo Jung, “Effects of third element and surface finish on interfacial reactions of Sn–Ag–xCu (or Ni)/(Cu or ENIG) solder joints”, Journal of alloys and compounds, 2010, 506, p. 331–337.

[128] Shou-Yi Chang, Yi-Chung Huang, Yu-Mu Lin, “Mechanical property and fracture behavior characterizations of 96.5 Sn–3.0 Ag–0.5 Cu solder joints”, Journal of alloys and compounds, 2010, 490. p. 508–514.

[129] Jeong-Won Yoon, Won-Chul Moon, Seung-Boo Jung, “Interfacial reaction of ENIG/Sn-Ag-Cu/ENIG sandwich solder joint during isothermal aging”, Microelectronic engineering, 2006, 83, p. 2329–2334.

[130] L.C. Tsao, “Evolution of nano-Ag3Sn particle formation on Cu–Sn intermetallic compounds of Sn3.5Ag0.5Cu composite solder/Cu during soldering”, Journal of alloys and compounds, 2011, 509, p. 2326–2333.

[131] G.E. Dieter, Mechanical metallurgy, McGraw Hill, p.604-605, 1988.

[132] E. Koller, Aide-mémoire Génie chimique, L'usine nouvelle, Dunod, 3e édition, p. 119-126, 2009.

[133] M.D. Motta, M.N. Pons, "Study of morphology of sugar crystals by image analysis", 4th Mercosur Congress on Process Systems Engineering, ENPROMER, 2005, 9 p.

[134] M. Kiderlen, D. Meschenmoser, "Error bounds for surface area estimators based on Crofton's formula", Image analysis and stereology, 2009, 28, p. 165-177.

[135] L. Brewer, R.H. Lamoreaux, "The Mo-Sn (Molybdenum-Tin) system", Journal of phase equilibria and diffusion, 1980, 1, p.96-97.

[136] W. Hume-Rothery, R.W. Smallman, C.W. Haworth, The structure of materials and alloys, The institute of materials, 1969.

[137] J. Priimets, A. Ainsaar, U. Ugaste, "Calculating of diffusion paths in ternary systems using effective interdiffusion coefficients of components", Defect and diffusion forum, 2005, 237-240, p. 1264-1269.

[138] D.C. Dean, J.I Goldstein, "Determination of the interdiffusion coefficients in the Fe-Ni and Fe-Ni-P systems below 900°C", Metallurgical transactions, 1986, 17A, p. 1131-1138.

[139] F. Tai, F. Guo, M.T. Han, Z.D. Xia, Y.P. Lei, Y.W. Shi, "Creep and thermomechanical fatigue properties of in situ Cu6Sn5 reinforced lead-free composite solder", Materials science and engineering, 2010, 527, p. 3335–3342.

[140] F. Rosalbino, E. Angelini, G. Zanicchi, R. Marazza, "Corrosion behaviour assessment of lead-free Sn–Ag–M (M = In, Bi, Cu) solder alloys", Materials chemistry and physics, 2008, 109, p. 386–391.

[141] J.W. Yoon, S.B. Jung, "Effect of surface finish on interfacial reactions of Cu/Sn–Ag–Cu/Cu (ENIG) sandwich solder joints", Journal of alloys and compounds, 2008, 448, p. 177–184.

[142] J.W. Yoon, B.I. Noh, S.B. Jung, "Effects of third element and surface finish on interfacial reactions of Sn–Ag–xCu (or Ni)/(Cu or ENIG) solder joints", Journal of alloys and compounds, 2010, 506, p. 331–337.

[143] L.C. Tsao, "Evolution of nano-Ag3Sn particle formation on Cu–Sn intermetallic compounds of Sn3.5Ag0.5Cu composite solder/Cu during soldering", Journal of alloys and compounds, Vol. 2011, 509, p. 2326–2333.

[144] J.W. Yoon, W.C. Moon, S.B. Jung, "Interfacial reaction of ENIG/Sn-Ag-Cu/ENIG sandwich solder joint during isothermal aging", Microelectronic engineering, 2006, 83, p. 2329–2334.

[145] S.Y. Chang, Y.C. Huang, Y.M. Lin, "Mechanical property and fracture behavior characterizations of 96.5 Sn–3.0 Ag–0.5 Cu solder joints", Journal of alloys and compounds, 2010, 490, p. 508–514.

[146] G.Q. Wu, Z.F. Li, G.X. Luo, Z. Huang, "The effects of various finished surfaces on diffusion bonding", Modelling and simulation in materials science and engineering, 2008, 16, N°085006, p. 9.

[147] S. Abdelkhalek, H. Zahrouni, M. Potier-Ferry, P. Montmitonnet, N. Legrand, P. Buessler, "Modélisation numérique du flambage des plaques minces et applications au laminage", 19ème Congrès Français de Mécanique, Mécanique & Industries, 10, 2009, p.305 – 309.

[148] P.G.Y. Huang, C.H. Lu, T.W.H. Sheu, "Numerical simulation of diffusion-controlled solid-state reactions in spherical particles", Materials science and engineering, 2008, B107, p. 39–45.

[149] K. F. Dreyer, W. K. Neils, R. R. Chromik, D. Grosman, E. J. Cotts, "Calorimetric study of the energetics and kinetics of interdiffusion in Cu/Cu6Sn5 thin-film diffusion couples", Applied

Physics Letters , 67, 1995, p. 2795-2797.

[150] A. Gangulee, G.C. Das, M.B. Bever, “An X-Ray Diffraction and Calorimetric Investigation of the Compound Cu6Sn5”, Metall. Trans. 4, 1973, p.2063-2066.

[151] N. Saunders, A.P. Miodownik, “Alloy Phase Diagrams”. ASM Handbook, 3, 1990, p.2178.

[152] M. Onishi, H. Fujibuchi, “Reaction-diffusion in the Cu-Sn system”, Transactions of the Japan Institute of Materials, 116, 2000, p.1122-1136.

[153] Z. Mei, A.J. Sunwoo, J.W Morris, “Analysis of low-temperature intermetallic growth in Copper-Tin diffusion couples”, Metallurgical Transactions A, 23A, 1992, p.857-864.

[154] Y.G. Lee, J.G. Duh, “Interfacial morphology and concentration profile in the unleaded solder/Cu joint assembly”, Journal of Materials Science: Materials in electronics, 10, 1999, p.33-43.

[155] H.S. Carslaw, J.C. Jaeger, Conduction of heat in solids, 2e edition, Clarendon press, p. 214-229, 1959.

[156] D. Annaratone, Engineering heat transfer, Springer, p. 13-25, 2009.

[157] V.B. Ginzburg, Flat-rolled steel processes : advanced technologies, CRC Press, p. 287-298, 2009.

[158] V.S. Ramachandran, R.M. Paroli, J.J. Beaudoin, A.H. Delgado, Handbook of thermal analysis of construction materials, Institute for Research in Construction National Research Council of Canada Ottawa, Noyes Publications, p. 2-30, 2002.

[159] F. Kreith, R.F. Boehm, Heat and mass transfer, ed. F. Kreith, CRC Press, p.118-160, 1999.

[160] A. Bejan, A.D. Kraus, Heat transfer handbook, John Wiley, p. 164-200, 2003.

[161] H.J. Goldsmid, Introduction to thermoelectricity, Springer, p. 191-201, 2010.

[162] J.G. Lenard, Primer on flat rolling, Elsevier, p. 36-47, 2007.

[163] T. Denton, Automobile electrical and electronic systems, 3ed, Elsevier, p. 11-55, 2004.

[164] T.W. Clyne, “An introductory overview of MMC systems, types and developments“, in : Comprehensive composite materials, vol 3, Pergamon, p. 1-14, 2000.

[165] J.H. Lau, C.P. Wong, N.C. Lee, S.W. Ricky Lee, Electronics manufacturing with lead-free, halogen-free, and conductive-adhesive materials, McGraw-Hill, p. 298-312, 2003.

[166] K.J. Puttlitz, K.A. Stalter, Handbook of lead-free solder technology for microelectronic assemblies, Marcel Dekker, p. 281-296, 2004.

[167] R. Doering, Y. Nishi, Handbook of semiconductor manufacturing technology, 2ed, CRC Press, p. 201-203, 2008.

[168] H. Ibach, Physics of surfaces and interfaces, Springer, p. 505-550, 2006.

[169] M. Nardin, E. Papirer, Powders and fibers : interfacial science and applications, CRC Press, p. 349-381, 2006.

[170] R. Strauss, SMT soldering handbook, 2e, Newnes , p. 24-40, 1998.

[171] H.F. Breit, R.R. Wu, P. Kumar, “Refractory metal substrate with improved thermal conductivity”, Brevet, US 7416789, May 4, 2006.

[172] Y. Basho, R. Mori, M. Miyauchi, “Heat releasing member, package for accommodating semiconductor element and semiconductor device”, Brevet, US 6921971, Feb. 17, 2005.

[173] F. Hiroshi, “Heat sink and manufacture thereof”, Patent Abstracts of Japan, Japan, Application

N°02402059, Application Date Dec. 13, 1990.

[174] T. Eerkes, C.M. Diaz, J.A.E. Bell, “Composite structure”, Brevet, US 4996115, Feb. 26, 1991.

[175] S. Kumamoto, I. Kishigami, H. Nakanishi, H. Yamada, “Heat spreader and method of making the same”, Brevet, US 6129993, Oct. 10, 2000.

[176] P.L. Meretsky, “Laminate composite material and method of fabrication”, Brevet, US 3175893, Mar. 30, 1965.

Annexe

Annexe I

Elaboration des brasures composites par métallurgie des poudres

Annexe I

1- Brasures composites SnAgCu-Mo et SnAgCu-SiC obtenues par métallurgie des poudres

1.1- Introduction

Les résultats obtenus sur les crèmes à braser composites révèlent les limites de cette technologie pour la réalisation d'une brasure architecturée et nous incitent à rechercher une brasure plus « solide » par la métallurgie des poudres. Sans additif organique, la mise en forme d'une préforme se fait grâce à l'application de la température et de la pression. En effet, pour obtenir des préformes par métallurgie des poudres, deux techniques sont envisageables comme mentionné dans la première partie de ce chapitre : par compression ou par laminage. L'avantage du laminage des poudres est la possibilité d'obtenir un produit plat et long de quelques mètres mais à ce jour, ce procédé n'est pas connu pour la fabrication de composites. La compression unitaire est utilisée généralement pour obtenir des pièces de forme relativement complexes avec une cadence de production proche de celle du laminage.

A l'échelle du laboratoire, la réalisation des préformes par compression est la méthode la plus adaptée. La densification de la poudre peut être accomplie à l'aide d'un outillage constitué d'une matrice et d'un poinçon. La reproductibilité est quasiment assurée grâce à un contrôle précis de la pression. Le comportement des charges réfractaires vis-à-vis d'une matrice en SnAgCu sera analysé. La poudre de cuivre n'a pas été incorporée dans les mélanges réalisés afin de simplifier les interactions. Des observations micrographiques seront effectuées avant et après frittage pour déterminer la morphologie des brasures composites. Finalement, les préformes subiront une réduction d'épaisseur par laminage afin de les conformer aux dimensions d'une brasure typique (~200µm). Le comportement mécanique des échantillons composites sera examiné par rapport à une pression dynamique appliquée par le laminoir.

1.2- 1er stade d'élaboration de préformes: mise en forme par compression

Six mélanges à taux de charge varié (tableau A.1) ont été réalisés dans un turbulat® pendant une durée de deux heures et à une vitesse constante (70 tr/min). Ensuite la densification de la poudre a été effectuée à « tiède » à l'aide d'un outillage de compression avec un seul poinçon mobile (poinçon supérieur), figure A.1.

Tableau A.1 *: Compositions des mélanges réalisés*

	A	B	C	D	E	F
SnAgCu	90%	75%	50%	90%	75%	50%
SiC	10%	25%	50%	-	-	-
Mo	-	-	-	10%	25%	50%
** les fractions indiquées sont en pourcentage volumique*						

Avant d'incorporer la poudre, l'outillage a été préchauffé à 150°C dans une étuve pendant 30 min. La pression a été appliquée progressivement jusqu'à la valeur maximale (figure A.2), soit environ 310 MPa pour une force de l'ordre de 10 tonnes. Le temps de montée en pression et celui du maintien sont respectivement 5 min (≈1 MPa/s) et 20 min. Le dispositif utilisé ne permet pas de contrôler la vitesse de refroidissement. La température relativement élevée au stade de montée en pression permet d'améliorer la compressibilité de la poudre afin d'avoir un mélange relativement homogène. À la fin du cycle, les préformes sont suffisamment solides et robustes pour supporter des manipulations ultérieures.

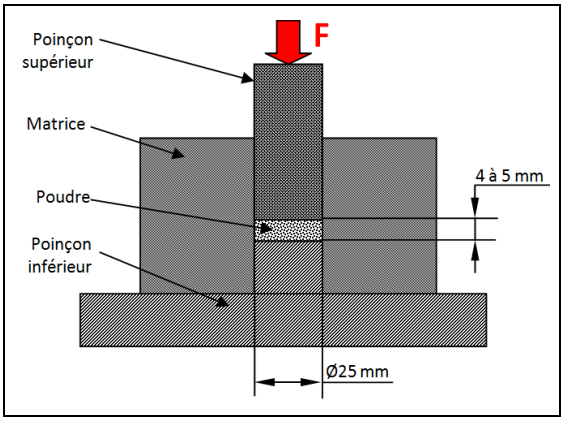


***Figure A.1**: Outillage de compression (matrice fermée et poinçon supérieur mobile)*

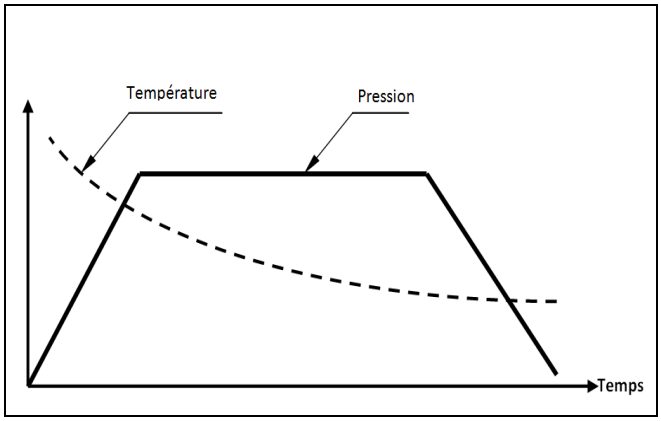


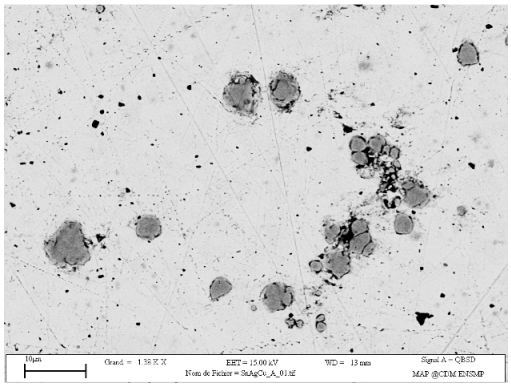
***Figure A.2**: Cycle de compression (Température et pression en fonction du temps)*

Il est important de mentionner que les frottements entre la poudre et les parois intérieures de la matrice peuvent amener à des « gradients » de densité dans les comprimés (plus denses près de la surface du côté poinçon mobile qu'ailleurs). La densité la plus faible apparaitra souvent dans la moitié inférieure du comprimé. Néanmoins, il est possible d'améliorer la densification du comprimé en utilisant d'autres outillages de compression comme :

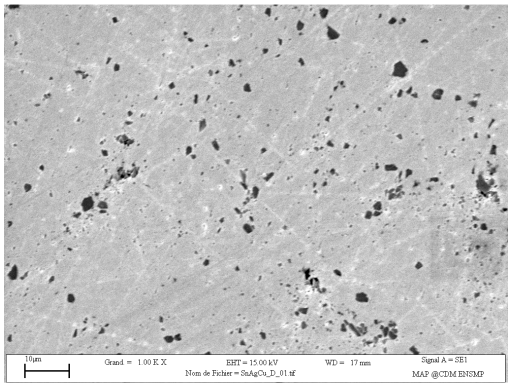
- avec deux poinçons mobiles se déplaçant de manière symétrique et une matrice immobile,
- avec un poinçon supérieur mobile, un poinçon inférieur immobile, une matrice « flottante » tirée vers le poinçon inférieur à vitesse moitié de celle du poinçon supérieur.

Souvent, l'utilisation d'un outillage à un seul poinçon mobile et à une matrice immobile peut causer une fissuration de la pièce lors de l'extraction. Les contraintes résiduelles peuvent se relâcher en engendrant une déformation importante et des fissurations apparaissent dans la pièce. Pour nos échantillons, aucun défaut macroscopique n'a été observé sur les faces extérieures des préformes comprimées (pas de fissures).

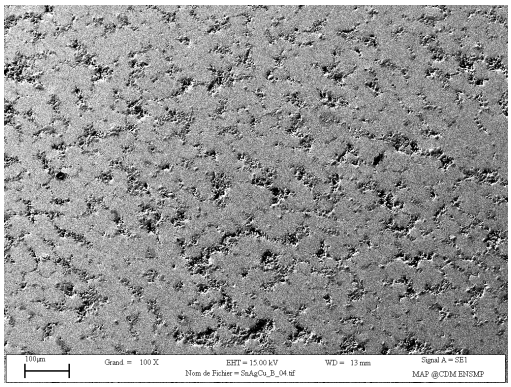
La caractérisation consiste à réaliser des analyses micrographiques sur des sections polies des échantillons dits « crus ». Il ne s'agit pas ici d'effectuer une étude quantitative sur les propriétés des brasures composites, mais une description de leur constitution. En effet, l'examen des préformes à l'aide d'un MEB permet de qualifier la répartition des charges dans la matrice en SnAgCu et de connaître les défauts qui peuvent exister au sein du matériau tels qu'un gradient de densité.



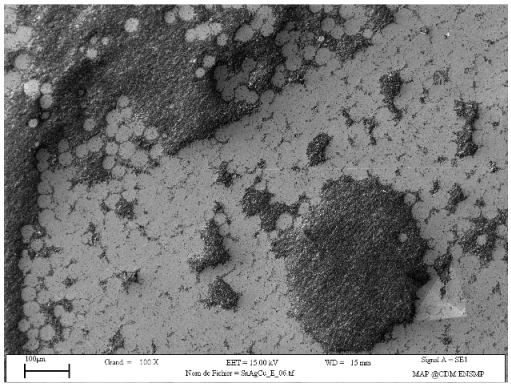
a) SnAgCu-Mo (90%-10%)



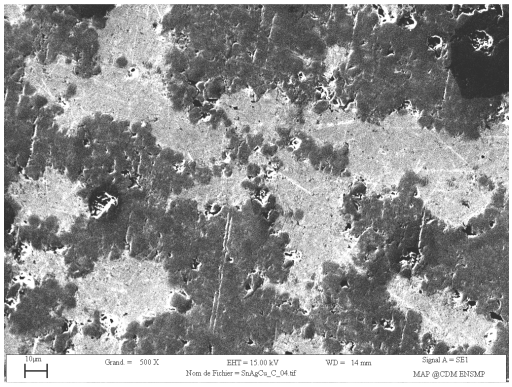
b) SnAgCu-SiC (90%-10%)



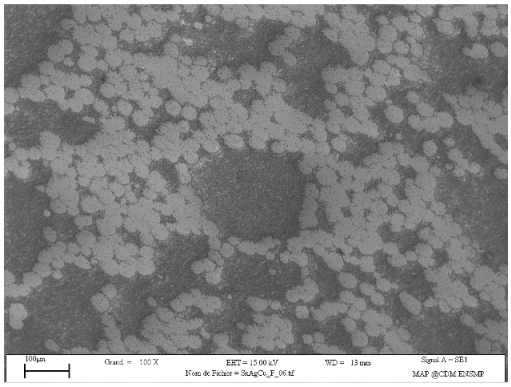
c) SnAgCu-Mo (75%-25%)



d) SnAgCu-SiC (75%-25%)



e) SnAgCu-Mo (50%-50%)



f) SnAgCu-SiC (50%-50%)

***Figure A.3**: Micrographies des brasures composites avant frittage, sections polies observées au MEB, signal électrons rétrodiffusées (a) et électrons secondaires (b-f).*

La figure A.3 montre que le renfort se présente toujours sous forme d'amas quel que soit le taux de charge. Par exemple pour un taux de charge de 10%, de trois à cinq particules de molybdène sont localisées dans les joints de particules de SnAgCu. En ce qui concerne les brasures renforcées par le SiC, deux types d'« agglomération » ont été observés ; des amas de petite taille (environ 10µm) et des " méga" amas (taille jusque 100 µm).

Pour des taux de charge élevés, par exemple 50%, le nombre des méga-amas augmente considérablement et leur taille peut atteindre 200 µm, ce qui rend le matériau composite fragile. Les particules SnAgCu sont alors isolées et les frontières entre elles sont limitées. Les méga-amas et les amas de petite taille ne présentent aucune liaison entre les particules réfractaires qui les forment. La pression de compression ne permet pas d'avoir cette adhérence. Les seules liaisons observées sont celles entre les particules SnAgCu. La liaison entre le renfort et la matrice est encore de type mécanique (pénétration). Quelques particules de SiC sont observées dans SnAgCu (artefact du polissage).

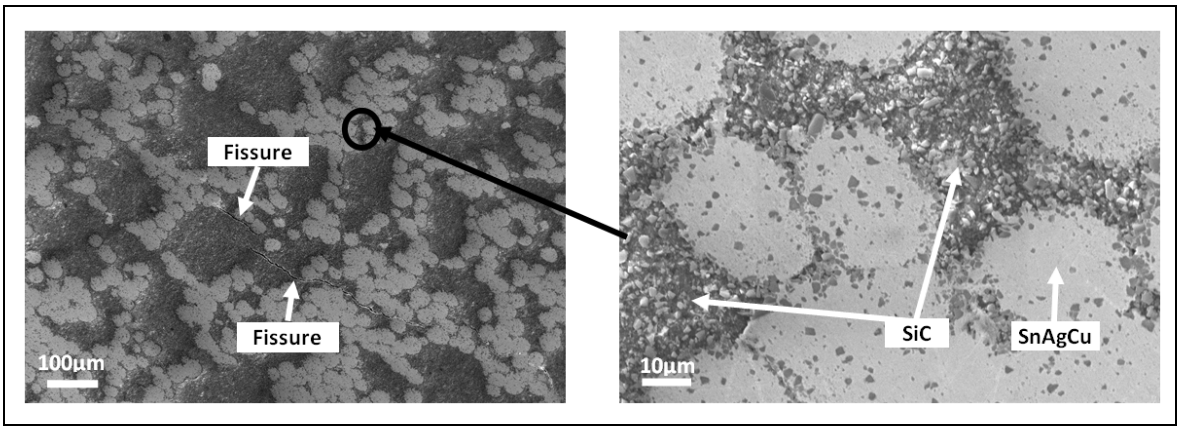


***Figure A.4**: Concentration des amas en SiC dans une matrice SnAgCu*

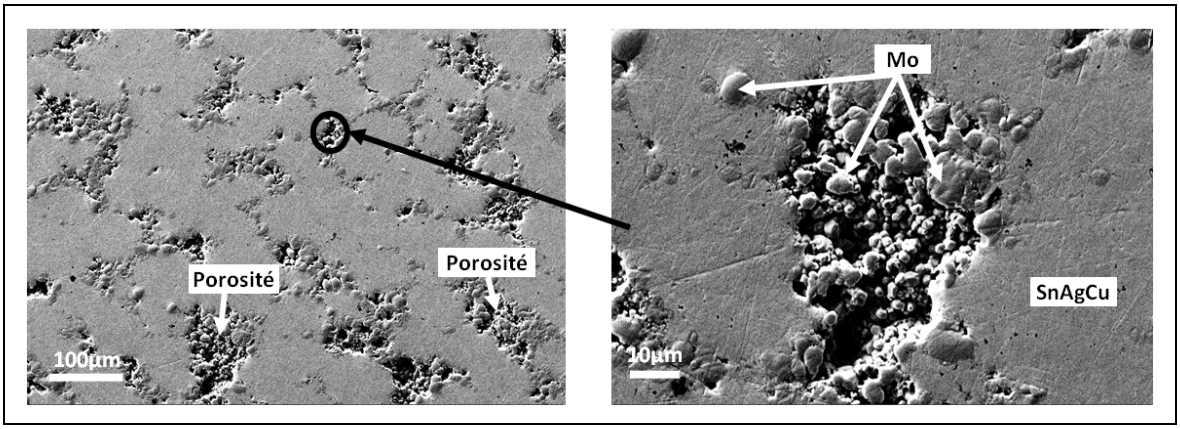


***Figure A.5**: Concentration des amas en Mo dans une matrice SnAgCu*

Les amas de renfort présentent également une localisation privilégiée pour la porosité. La forme irrégulière des particules renforts favorise l'augmentation des espaces « vides » dans le matériau. La figure A.4 illustre une concentration des particules de SiC entre les particules SnAgCu. Il semble qu'il n'y ait aucune liaison entre ces particules renforts. Les deux fissures montrées par cette figure sont de l'ordre de ~400µm et ~200µm. La première fissure débute au centre de l'amas de SiC, elle suit les lignes de groupement du renfort et finalement elle s'arrête à la première liaison entre deux particules SnAgCu. La deuxième fissure est dans un regroupement de SiC et elle est proche de l'interface SiC-SnAgCu. Cette fissure est bornée par la taille de l'amas.

Il est probable que ces fissures résultent des contraintes résiduelles dans les préformes. Au moment de l'extraction des préformes, l'énergie stockée dans le matériau se libère en créant des failles dans les amas de SiC à cause de l'absence de liaison entre les particules. Ces fissures ont été observées uniquement dans les amas proches de la surface de la préforme. Ceci montre que les tensions mécaniques au voisinage de la surface sont plus importantes qu'au cœur de l'échantillon.

La figure A.5 illustre une cavité entre trois particules SnAgCu dans le composite renforcé par Mo. Cette cavité a été produite à cause de l'agglomération du Mo au sein du matériau et de la forme irrégulière des renforts. Un détachement de quelques microparticules de Mo de leurs amas initiaux a été observé. Il apparait que la force de compression est suffisamment importante pour détériorer certains amas. Néanmoins, lorsqu'une particule de molybdène est isolée, il semble qu'une adhérence mécanique avec la matrice s'établit.

Nous pouvons conclure que l'agglomération du renfort au sein du matériau est liée principalement à deux facteurs; le premier est la forme complexe des particules de renfort particulièrement pour le Mo. Le deuxième est le mode opératoire de préparation des mélanges. Les agglomérations se produisent à cause de l'hétérogénéité des poudres du mélange. Ce problème est déjà mentionné dans de nombreuses études antérieures. Parmi les solutions, nous citons l'utilisation d'un lubrifiant.

1.3- 2^{éme} stade d'élaboration de préformes: frittage

Les préformes obtenues par compression à tiède pendant 20 minutes vont subir un traitement de frittage pour améliorer la liaison entre les particules et réduire la porosité. Les deux paramètres les plus importants lors du frittage sont la température et le temps. L'augmentation de la température réduit le temps nécessaire pour développer des liaisons métallurgiques entre les particules du comprimé. Il existe plusieurs mécanismes de frittage, chacun est associé à un domaine de température en fonction de la constitution du mélange.

Le frittage de l'alliage SnAgCu comprimé à tiède (150°C) est réalisé en phase solide. Le cycle thermique comprend un chauffage à 150°C avec une vitesse de 10°C/min, puis un palier de maintien pendant deux heures à cette température, enfin un refroidissement lent dans le four jusqu'à

l'ambiante, figure A.6. L'atmosphère du four est riche en Ar-5% H_2. L'utilisation d'une atmosphère protectrice à pour but de protéger les préformes à fritter contre l'oxydation. Le four a été mis sous vide primaire avant l'introduction de gaz protecteur pour éliminer le résidu d'oxygène. Lors du frittage en phase solide des brasures composites, le développement des liaisons se produit par transport de la matière grâce à la diffusion puisqu'aucun élément n'est à l'état liquide.

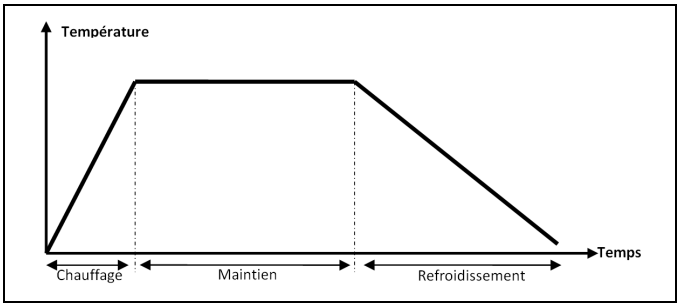
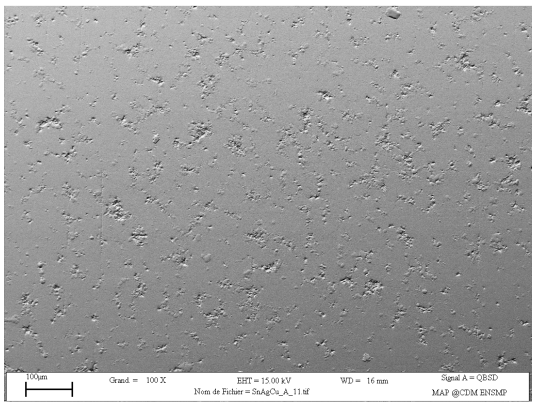


***Figure A.6**: Cycle du frittage*

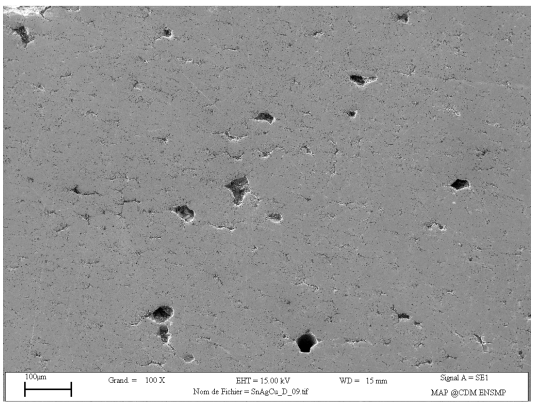
***Figure A.7**: Four de frittage*

Les micrographies des composites frittés ont été réalisées à l'aide d'un MEB. Sur la figure A.8, une amélioration notable de la densité des brasures composites a été observée. Des liaisons sont établies entre les différentes particules de SnAgCu. Les figures A.8-b, 8-d et 8-f concernent les brasures renforcées par des particules de SiC. On remarque la présence de quelques cavités qui sont de plus en plus importantes quand le taux de renfort augmente. Leur taille peut atteindre 200 µm pour les brasures SnAgCu-SiC (50%-50%). Les cavités sont liées aux amas de SiC. En l'absence de liaisons dans les regroupements de particules SiC, les amas commencent à se disloquer lors du polissage et deviennent assimilables à des cavités incapables de transférer les contraintes mécaniques dans le matériau.

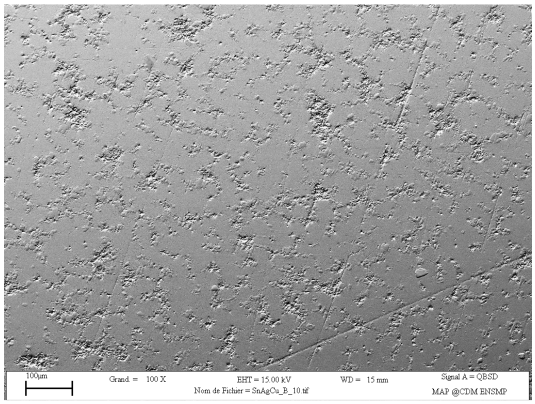
Pour les composites SnAgCu-Mo, le phénomène de dislocation des amas est moins perceptible (figure A.8-a, 8-c et 8-e). Les amas de molybdène sont plus petits que les amas de SiC et ils peuvent établir une liaison physique avec la matrice. En général, la présence de porosité dans les brasures SnAgCu-Mo est liée à l'absence de matière entre les particules de Mo. Lors du frittage en phase solide, la diffusion développe des liaisons entre les particules SnAgCu. Les frontières entre les particules sont devenues peu perceptibles contrairement au cas des échantillons avant frittage.



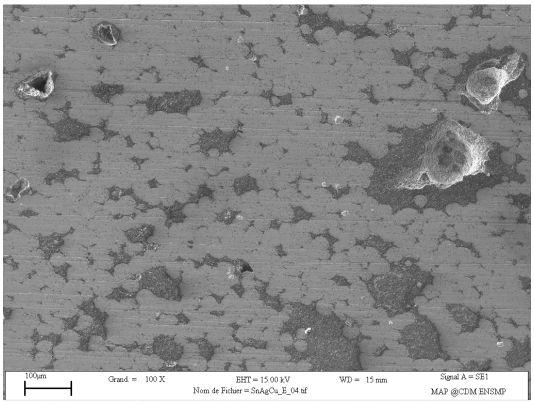
a) SnAgCu-Mo (90%-10%)



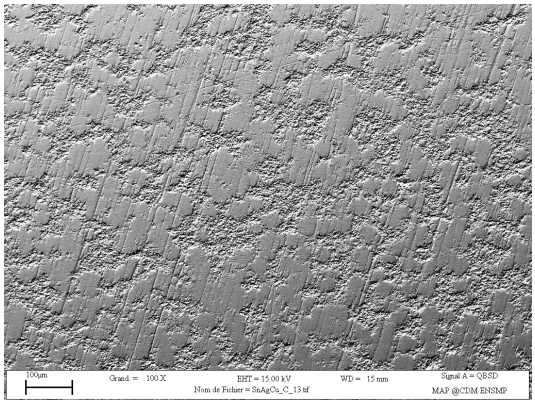
b) SnAgCu-SiC (90%-10%)



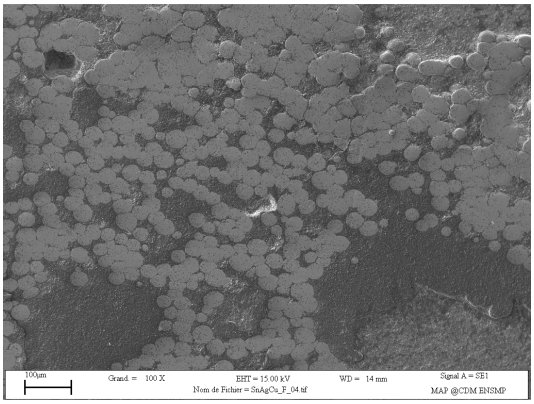
a) SnAgCu-Mo (75%-25%)



c) SnAgCu-SiC (75%-25%)



b) SnAgCu-Mo (50%-50%)

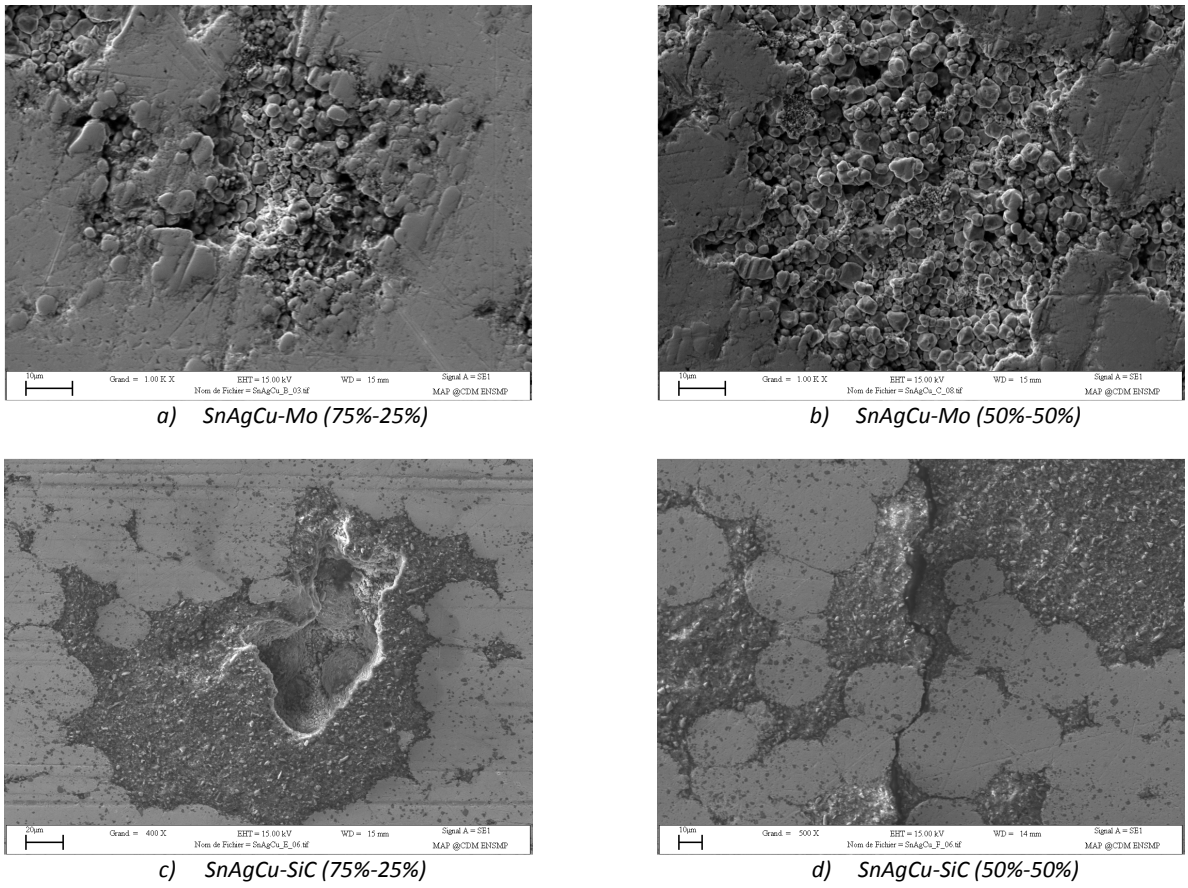


d) SnAgCu-SiC (50%-50%)

Figure A.8*: Photos MEB des brasures composites après frittage*

La détection d'une porosité entre les particules SnAgCu est difficile. Cette porosité est négligeable par rapport à la taille des cavités produites par la destruction des amas de renfort. Les observations effectuées à ce stade ne permettent pas de confirmer le choix du temps et de la température de frittage, néanmoins elles illustrent l'évolution des composites et les différents défauts existants. Des

essais de caractérisations mécaniques comme la dureté Vickers peuvent être réalisés pour comparer la résistance de chaque composite avant et après frittage.



a) SnAgCu-Mo (75%-25%)

b) SnAgCu-Mo (50%-50%)

c) SnAgCu-SiC (75%-25%)

d) SnAgCu-SiC (50%-50%)

***Figure A.9**: Photos MEB des défauts dans les brasures composites après frittage*

Les micrographies de la figure A.9 illustrent à une échelle plus faible des défauts observés dans les matériaux composites après frittage. Pour la brasure $SnAgCu_{75\%}$-$Mo_{25\%}$ (figure A.9-a), le molybdène est présent sous deux formes; des fines particules (<10µm) isolées et emprisonnées dans les joints des particules SnAgCu et des amas. Au milieu de ces amas, les particules de molybdène sont quasiment sphériques. Ces particules ne présentent aucune liaison entre elles ni avec la matrice. Ces constatations sont aussi valables pour les taux de charge élevés (figure A.9-b). On peut imaginer qu'au stade de réalisation du mélange, les amas de molybdène se détériorent partiellement à cause des frottements. Mais aussi sous la pression de compression, les particules formant un amas se détachent les unes des autres, mais elles restent regroupées au sein du matériau.

Dans le cas des composites renforcés par SiC et à faible taux de charge (figure A.9-c), les frontières entre les particules SnAgCu sont imperceptibles contrairement aux interfaces entre le renfort et la matrice qui sont identifiables. Le SiC se concentre dans les zones vides entre les particules SnAgCu.

Les groupements de SiC ne présentent pas de liens métallurgiques ni mécaniques, d'ailleurs c'est pourquoi lors du polissage les particules de SiC se détachent en laissant de grosses cavités (figure A.9-c) ou une fissure (figure A.9-d).

1.4- 3éme stade d'élaboration de préformes : Laminage

Les préformes frittées doivent avoir une épaisseur voisine de 200 µm (épaisseur maximale conventionnelle d'une brasure). Il existe plusieurs techniques de réduction des épaisseurs. On peut utiliser par exemple une presse mécanique ou un laminoir.

Les préformes composites ont été laminées à froid. Le diamètre des cylindres du laminoir est de 85 mm et leur largeur utile est 150 mm. La vitesse de laminage est de l'ordre de 7 m/min assurée par un moteur de puissance 5,8 KW. La réduction de l'épaisseur doit se réaliser en plusieurs étapes avec un rapport de réduction maximal de 15% à chaque étape.

D'abord, on constate que l'endommagement des préformes se produit dès la première étape du laminage. Des fissures apparaissent sur les surfaces extérieures de certains échantillons, d'autres se fragmentent en plusieurs morceaux (figure A.10). En effet, pour les composites à taux de charge faible, on note l'apparition de fissures sur les bords des préformes dont la longueur est comprise entre 3 et 7 mm (figure A.10-a). Ces fissures sont perpendiculaires au sens du laminage et pratiquement équidistantes. Dans le cas des composites chargés à 25%, deux types d'endommagement ont été observés. Le premier est identique à celui pour les composites chargés à 10%. Le second consiste en un délaminage dit « bouche de crocodile » localisé uniquement sur la deuxième moitié de la préforme (figure A.10-b). A fort taux de charge, le matériau composite s'endommage par fissuration sur toute la largeur de la préforme. Les fissures apparaissent comme des failles alternées sur les deux côtés du matériau (figure A.10-c).

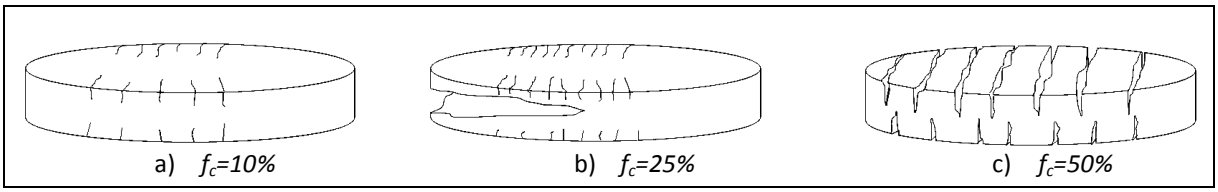


***Figure A.10**: Modes d'endommagement des préformes lors du laminage à froid*
**f_c : taux de charge*

Pour comprendre les mécanismes d'endommagement, deux aspects seront retenus ;

- Aspect mécanique : analyse des contraintes mécaniques liées au laminage,
- Aspect matériau : analyse des faciès de rupture par observation microscopique.

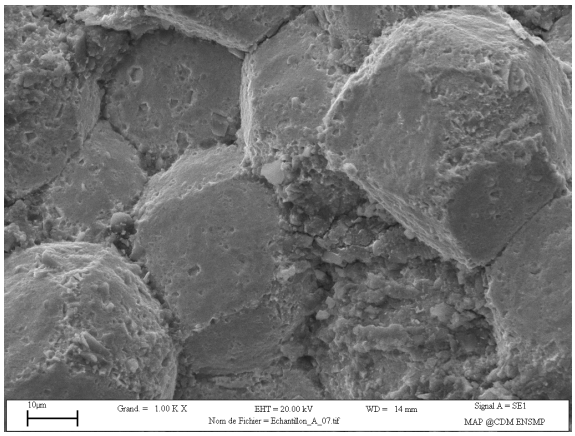
Des études antérieures [131, 147] nous ont permis d'associer chaque type d'endommagement à un phénomène précis. Dans le premier cas, l'apparition des fissures sur les bords des préformes

laminées est liée à la continuité de la matière. En effet, les rives des produits sont liées au cœur de la pièce. Lors du laminage, ces bords sont soumis à une contrainte de traction dans le sens du laminage nettement supérieure à celle au centre de la pièce. Les brasures composites à taux de renfort égal à 10% s'endommagent par fissuration sur les bords puisque ces derniers sont sollicités en traction au-delà de la résistance mécanique de la brasure.

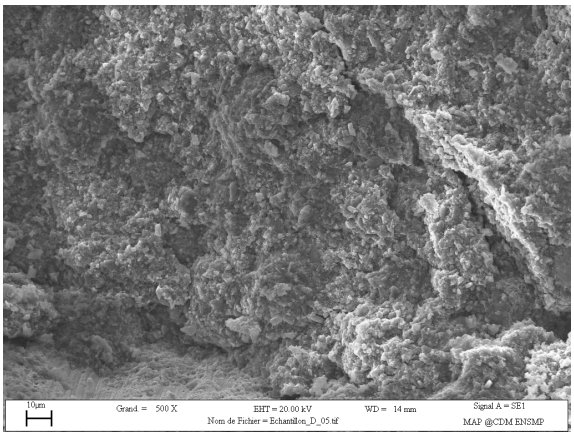
Dans le deuxième cas, l'endommagement sous la forme d'une « *bouche de crocodile* » est associé à une chute locale des propriétés mécaniques de la pièce. Une fissure s'amorce et se propage sous l'effet des contraintes de tension normales au plan de symétrie à la sortie du laminoir. Les conséquences se traduisent par la division d'une partie de la pièce en deux comme une « *bouche de crocodile* ». C'est le cas des brasures à taux de charge égal à 25% où les amas qui possèdent une taille suffisamment importante sont des zones fragiles au sein du matériau. Ce type d'endommagement est associé aussi à une fissuration sur les rives pour la raison expliquée précédemment.

La fissuration des rives est aussi présente pour les taux de charge élevés. Dans ce dernier cas, le matériau ne présente pas une résistance mécanique suffisante dans le plan des fissures. L'endommagement conduit à une rupture totale suite à la propagation perpendiculairement au sens du laminage. D'une manière générale, à un taux de charge élevé, les amas de renfort qui ne présentent aucune résistance mécanique à cause de l'absence de liaisons entre les particules, constituent un réseau continu au sein du matériau. Les fissures amorcées sur les rives ne rencontrent aucune résistance mécanique à leur propagation à travers ce réseau des amas sous les contraintes de tension à la sortie du laminoir et elles se rejoignent au centre de la préforme en provoquant des failles importantes.

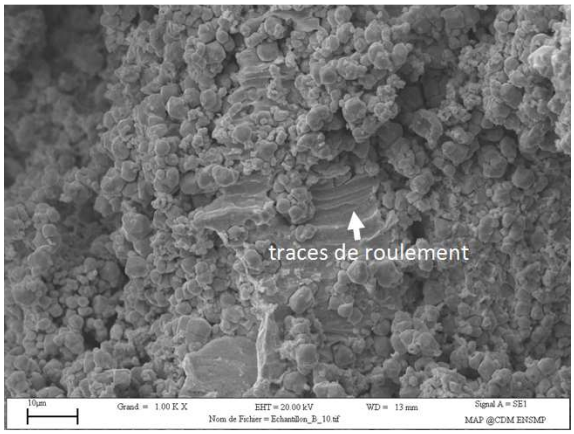
Analysons maintenant les faciès de rupture causée par le laminage à une échelle plus fine. D'abord, on constate que l'endommagement est en relation avec le taux de charge. En effet, sur la figure A.11-a, on note la rupture interparticulaire de SnAgCu avec quelques particules de molybdène. Les surfaces des particules SnAgCu présentent des zones d'arrachement de la matière en particulier dans les angles indiquant une rupture ductile. Ceci montre que des liaisons métallurgiques ont été établies lors du frittage entre les particules SnAgCu. Il semble que ces liaisons sont encore faibles et elles ne peuvent pas résister aux contraintes sur les rives de préforme. D'autre part, le laminage engendre une déformation plastique du matériau représentée par un allongement des particules SnAgCu dans le sens du laminage tandis que le molybdène plus dur présent à faible taux pénètre dans les particules SnAgCu sous la pression exercée. Dans le cas du composite SnAgCu-SiC avec un taux de charge égale à 25% (figure A.11-b), la rupture intervient dans un plan riche en carbure de silicium. Ces plans se multiplient lorsque le taux de SiC augmente. Les amas de SiC fragilisent le matériau en isolant les particules SnAgCu et rendent sa résistance mécanique aux contraintes de traction qui se développent en sortie du laminoir limitée. Le regroupement de SiC dans la brasure composite favorise l'amorçage des fissures et leur propagation. De ce fait, les préformes chargées à 25% présentent à la fois des fissures sur les bords et une faille importante (*la bouche de crocodile)* située au milieu et dans le plan de compression.



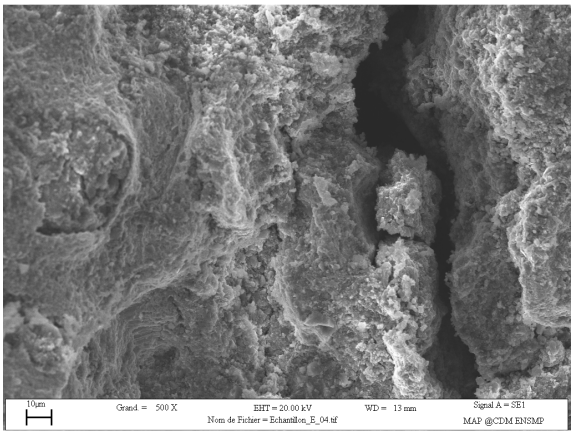
a) SnAgCu-Mo (90%-10%)



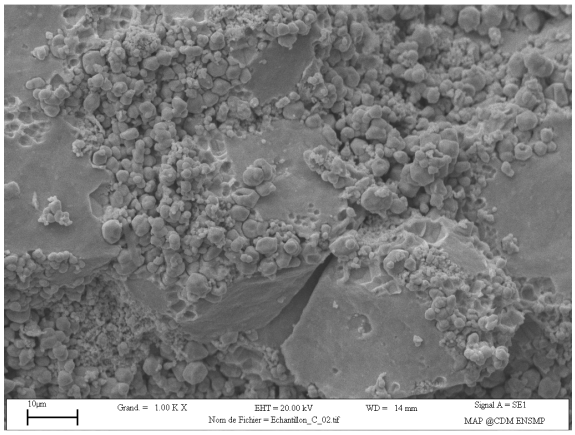
b) SnAgCu-SiC (90%-10%)



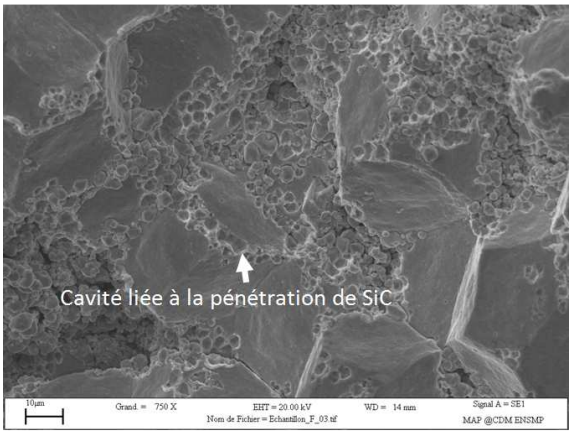
c) SnAgCu-Mo (75%-25%)



d) SnAgCu-SiC (75%-25%)



e) SnAgCu-Mo (50%-50%)



f) SnAgCu-SiC (50%-50%)

***Figure A.11**: Rupture des brasures composites après laminage*

La figure A.11-c illustre une zone endommagée dans une brasure SnAgCu-Mo (75%-25%). Sur cette figure, on distingue deux types de rupture : rupture par traction et rupture par cisaillement. Les particules de molybdène ne présentent aucune liaison entre elles. Les forces tangentielles conduisent au glissement des surfaces endommagées l'une par rapport aux autres et les particules

dures de molybdène ressemblent à des billes de roulement. Elles facilitent le glissement en laissant des traces de passage.

Pour des taux de charge élevés (figures A.11-e et A.11-f), les surfaces de rupture des particules SnAgCu sont pratiquement lisses. La rupture dans ce cas n'est pas liée à l'endommagement des liaisons entre particules (absence d'arrachement de matière) mais à la présence de plusieurs plans de renfort et à l'absence d'adhésion entre les particules. En effet, les charges se localisent entre les particules SnAgCu, créant une barrière physique et réduisant les frontières entre ces particules. Lors du laminage, les fissures s'amorcent sur les bords et elles se propagent rapidement dans ces plans. Cela explique la détérioration totale de la préforme par des ruptures perpendiculaires au sens du laminage. En outre, la pression induit la pénétration de certaines particules dures (SiC) dans la matrice (SnAgCu) comme le montrent les petites cavités dans la figure A.11-f.

1.5- Conclusion

Une première technologie de mise en forme des brasures composites par métallurgie des poudres a montré une bonne aptitude de l'alliage SnAgCu à donner des préformes solides mais aussi un problème de concentration des particules de renfort dans un matériau hétérogène.

Les observations microscopiques ont montré que le molybdène possède une compatibilité avec les particules SnAgCu supérieure à celle de SiC. Néanmoins, cette compatibilité est altérée par la présence des amas.

L'avantage du frittage en phase solide se résume à la conservation de la structure initiale de la brasure sans séparation des phases. Le frittage en phase solide a permis de développer des liaisons par diffusion entre les particules SnAgCu. En revanche, les renforts (SiC et Mo) restent pratiquement inertes vis-à-vis du traitement thermique.

L'introduction d'une quantité importante de renfort réduit la taille de la surface de contact entre les particules SnAgCu et en conséquence, elle conduit à une diminution de la résistance mécanique du matériau même après frittage. En présence de contraintes de traction, l'agglomération des charges favorise l'amorçage et la propagation de fissures. Une bonne dispersion des charges permet d'améliorer la qualité du produit final. Ceci nous incite à introduire des modifications sur les paramètres expérimentaux de préparation des mélanges.

Substrat architecturé et brasure composite sans plomb pour l'électronique de puissance de véhicules électriques ou hybrides, Conception & Procédés

RESUME : Les modules électroniques de puissance (dizaines de kW) sont des composants essentiels pour le développement des véhicules électriques et hybrides. Ces modules sont des assemblages de composants électroniques en silicium (transistor et diode) sur un substrat généralement en cuivre par brasage tendre. Le substrat assure le maintien mécanique et le transfert de la chaleur pour obtenir une température de fonctionnement convenable (<175°C) du silicium. En fonctionnement, une partie de la puissance est dissipée sous forme d'un flux de chaleur à cause de la résistance interne des semi-conducteurs. Ce flux diffuse de la face supérieure des composants électroniques vers le substrat et engendre l'échauffement de l'assemblage. Du fait que cet assemblage comprend divers matériaux, les dilatations thermiques différentes génèrent des contraintes de cisaillement dans la zone de liaison (brasure) en provoquant l'endommagement des modules électroniques. Pour résoudre ce problème, le substrat doit présenter un compromis entre des caractéristiques électriques et thermiques proches de celles du substrat actuel (Cu) et un coefficient de dilatation linéique proche de celui du semi-conducteur (Si). Une des solutions alternatives consiste à développer un matériau composite architecturé. Nous proposons d'atténuer les effets mécaniques de la dilatation différentielle à l'aide d'un substrat architecturé. Le substrat proposé est un matériau composite métallique dont les paramètres de forme ont été optimisés par simulation numérique et validés expérimentalement afin d'accroître au mieux la conductivité du substrat et d'en réduire la dilatation macroscopique. La fabrication à l'échelle du laboratoire est abordée et les variantes du colaminage sont comparées pour réaliser l'architecture interne proposée. En outre, les alliages sans plomb utilisés à ce jour pour le brasage souffrent d'une faible résistance au vieillissement thermique. Sous l'effet de la chaleur, la microstructure initiale de la brasure peut évoluer en donnant naissance à des intermétalliques. Les plaquettes aciculaires (aiguilles) constituent des sites de concentration de contraintes. Cette étude vise également à développer une brasure sans plomb mais relativement réfractaire présentant des conductivités thermique et électrique élevées, associées à une dilatabilité la plus proche possible de celle du silicium. L'architecture de la brasure devrait limiter la croissance des intermétalliques lors du vieillissement.

Mots clés : Essais thermomécaniques, Observations microstructurales, Modélisation thermomécanique, Matériau architecturé, Substrat à ponts thermiques, Brasure sans plomb, Colaminage, Métallurgie des poudres, Intermétalliques, SnAgCu, Alliage FeNi, Dilatation thermique contrôlée, Conductivité thermique

Architectured substrate and composite lead-free solder for power electronic of electrical and hybrid vehicles: Design & Processes

ABSTRACT : The power electronic modules are essential components for the electric and hybrid vehicles. These electronic modules are generally an assembly of silicon electronic components (transistors and diodes) on copper substrate by soldering. The substrate ensures the mechanical strength and the heat dissipation to obtain a suitable operating temperature (<175°C). The flow of the dissipated power towards the substrate, owing to the fact that this assembly is made of various materials, and because of the thermal gradient, develops shear stresses in the zone of connection (soldered joint) and generates damage in the electronic modules. An ideal substrate would have electric and thermal characteristics close to those of the current substrate (Cu) and a coefficient of thermal expansion close to that of the chips (Si). Such material does not exist. One of the alternative solutions consists in developing a structured material. To reduce the mechanical effects of the differential expansion, an architectured substrate was conceived. The proposed substrate is a composite with its parameters optimized by numerical simulation in order to increase its thermal conductivity and to reduce its macroscopic coefficient of thermal expansion. The properties of the designed composite were validated by experiments. Moreover, we validated the implementation of conventional processes (plating, folding, cutting and bonding) for the new substrate. The fabrication technology proposed rests on roll bonding and several options are compared to produce the optimized architecture. Also, the lead-free alloys used to date in addition to a low solidus temperature, suffer from resistance thermal ageing. Under the effect of heat, the initial solder microstructure can evolve with the development of intermetallics in the form of plates (needles) acting as stress concentration sites and reducing the lifetime of the module. To circumvent this effect, we propose composite solders containing a SnAgCu alloy reinforced by refractory particles with a good thermal conductivity and low CTE.

Keywords : Thermomecanical tests, Microstructural observations, Thermomecanical modeling, Architectured Material, Substrate with thermal bridges, Lead-free solder,Roll-bonding, Powder metallurgy, Intermetallics, SnAgCu, FeNi alloy, Controlled CTE, Thermal conductivity,

MINES ParisTech

ParisTech
INSTITUT DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES
PARIS INSTITUTE OF TECHNOLOGY