



HAL
open science

Etude de l'assemblage d'un module de puissance SiC sur radiateur céramique avec refroidissement double face

Nicolas Botter

► **To cite this version:**

Nicolas Botter. Etude de l'assemblage d'un module de puissance SiC sur radiateur céramique avec refroidissement double face. Energie électrique. Université Grenoble Alpes [2020-..], 2022. Français. NNT : 2022GRALT005 . tel-03659474

HAL Id: tel-03659474

<https://theses.hal.science/tel-03659474>

Submitted on 5 May 2022

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

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

THÈSE

Pour obtenir le grade de

DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ GRENOBLE ALPES

Spécialité : **Génie Électrique**

Arrêté ministériel : 25 mai 2016

Présentée par

Nicolas BOTTER

Thèse dirigée par

Yvan AVENAS, Maître de Conférence, Grenoble INP-UGA,
codirigée par

Jean-Michel MISSIAEN, Professeur, Grenoble INP-UGA,
et coencadrée par

Didier BOUVARD, Professeur, Grenoble INP-UGA

préparée au sein des Laboratoires G2Elab et SIMaP
dans l'École Doctorale EEATS

Étude de l'assemblage d'un module de puissance SiC sur radiateur céramique avec refroidissement double face

Soutenance prévue le **2 février 2022**,
devant le jury composé de :

Monsieur Jean-François SILVAIN

Directeur de recherche, CNRS, Rapporteur

Monsieur Xavier JORDÀ

Directeur de recherche, Spanish Research Council, Rapporteur

Monsieur Alberto CASTELLAZZI

Professeur des Universités, Kyoto University of Advanced Science,
Examineur

Monsieur Fiqiri HODAJ

Professeur des Universités, Grenoble INP-UGA, Président du jury

Monsieur Yvan AVENAS

Maître de conférences, Grenoble INP-UGA, Directeur de thèse

Monsieur Jean-Michel MISSIAEN

Professeur des Universités, Grenoble INP-UGA, Codirecteur de thèse

Monsieur Didier BOUVARD

Professeur des Universités, Grenoble INP-UGA, Coencadrant de thèse,
Invité

Monsieur Rabih KHAZAKA

Docteur Ingénieur, Société SAFRAN Tech, Encadrant industriel, Invité



Oui

Remerciements

Pour commencer, je remercie les membres du jury, Monsieur Xavier Jordà, Monsieur Alberto Castellazzi, Monsieur Jean-François Silvain et Monsieur Fiqiri Hodaj. J'ai apprécié la discussion que j'ai pu avoir avec vous, et surtout l'aspect pluridisciplinaire de celle-ci.

Maintenant bien évidemment, lorsque je repense à ces 3 années de thèses, les premiers visages qui me reviennent en tête sont ceux de mes encadrants : Yvan, Jean-Michel, Didier et Rabih. J'ai toujours eu énormément d'estime pour tous mes professeurs, mais, avec vous, il n'a pas été nécessaire de se forcer. Jean-Michel et Didier, quand je repense à mon niveau de connaissances en matériau au début de la thèse (proche du néant), je me demande encore comment j'ai pu passer la majeure partie de mon temps au SIMaP. J'ai pu apprendre énormément à vos côtés. Merci pour votre bonne humeur et votre enthousiasme. Yvan, merci d'avoir suivi la thèse d'aussi près, même lorsque cela n'était pas forcément en relation directe avec ton domaine de compétence. Tu aurais pu t'en détacher, mais, au contraire, tu t'es toujours intéressé. Enfin, Rabih, merci pour tout. Tu m'as tellement appris de choses vis-à-vis du packaging que je te considère aussi comme un professeur. Je vous considère comme des amis. J'aurais voulu passer plus de temps encore avec vous, mais, malheureusement, cela n'est pas possible.

Je remercie aussi Stéphane. Merci pour ta présence aux réunions, c'est avec toi que j'ai passé mon entretien d'embauche, merci de m'avoir fait confiance. J'en profite aussi pour faire un petit coucou à toute l'équipe Module de Safran Tech (je sais, il ne faut plus l'appeler comme cela) : Donatien, Toni et Long. J'espère avoir l'occasion de vous recroiser à l'avenir.

Et maintenant les thésards. Pas d'animosité entre les 2 labos, vous avez tous été *kratz*. Merci à tous au GPM2, Guillaume, Arthur, Aatreya, OGuz, Fabien (force à la salle verte), Eliott, Maxence, Mathilde, Zoé, Paul, Guillaume, Alizée, Mathis, Sarah, Loïcia, Lucas, Alexandre, Fabrice, Pauline, Corentin, Julien, Melek, Patrick, Allan, Lucas. Et le G2e bien-sûr : Fadel, Goulven, Lucas, Nasreddine, Souleman, André, Nisith, Clément, Bakr, Damien, Hugot, Lucas, Luciano, Antoine, Pawel, Blazej, Fatmé, Eloane, Sameh, Baptiste, Franck, Pierre, Mamadou, Bachir. Au vu du faible nombre de noms dans la liste, j'ai l'impression d'oublier pas mal de personnes. Si jamais vous ne voyez pas votre nom apparaître dans celle-là, sachez que je pense à vous.

Bien évidemment, j'ai une pensée toute particulière pour le personnel technique des labos : Charles, Xavier, Franck, Cyril, Daniele, Nicolas, Sébastien, Benoit et Alexis (j'ai dû passer un peu trop de temps dans votre bureau). Merci à vous pour votre aide, tous les jours.

Ensuite, les remerciements correspondent certes au point final de ma thèse, mais cela correspond aussi au point final de mes études. J'ai passé presque 10 ans en tant qu'étudiant, J'espère que les 10 prochaines qui arrivent seront aussi remplies et aussi géniales que celles-ci. Si je suis déjà tellement nostalgique de cette époque, c'est grâce à tous les amis que j'ai pu me faire. D'abord, l'époque Nancéienne avec Victor, Alex, Thibaud, Max, Dorian, Daniel. Les soirées dans l'appartement rue des Loups resteront à jamais dans ma mémoire. Ensuite, à Strasbourg avec la coloc Juliette, Victor, mais aussi Nico, Tanguy, Valentin, Justin. J'ai peut-être un peu trop passé de temps aux Berthom's à ce moment-là ! Je pense aussi aux gens que j'ai pu rencontrer à Stockholm et à Rennes. Et je n'oublie évidemment pas Touffe, pour qui je suis probablement, la meilleure agence de voyage. Tous les 2 ans en moyenne, une nouvelle destination pour toi, et logement gratos. C'est pas fini.

Je tiens à remercier ma famille. Mes parents, qui m'ont toujours soutenu dans mes études, sans poser de questions. C'est la chance de ma vie de vous avoir. Je pense aussi à Mathilde et à Emile, j'aurais voulu passer un peu plus de temps avec vous étant jeune.

Enfin, j'ai parlé des 10 prochaines années, en espérant que celles-ci pourraient m'apporter autant de bonheur que mes années étudiantes : je suis persuadé que cela sera le cas, grâce à toi Solenne. Merci d'avoir été là pendant ces 3 années de thèse. Je t'ai imposé beaucoup de choses, j'en ai conscience et tu m'as toujours suivi. Merci.

Table des matières

Remerciements	5
Table des matières	9
Introduction générale	13
Chapitre 1 : État de l'art et objectifs	17
1.1. L'avion plus électrique	19
1.1.1. Entre augmentation du trafic aérien et réchauffement climatique	19
1.1.2. Augmentation de la puissance électrique embarquée	19
1.1.3. Exemples de dispositifs électriques	21
1.1.4. Electronique de puissance et aviation : opportunités et verrous	23
1.2. Module de puissance classique	24
1.2.1. Mission du module de puissance	24
1.2.2. Architecture standard des modules de puissance	26
1.3. Axes d'amélioration des modules de puissance pour les environnements thermiques sévères	28
1.3.1. Problématique	28
1.3.2. Les matériaux pour la haute température	30
1.3.3. La diminution du nombre d'interfaces thermiques	39
1.3.4. Refroidissement double face	46
1.4. Proposition technologique	49
1.4.1. Architecture du module proposé	49
1.4.2. Réalisation du module MARC	51
1.5. Conclusion	53
Chapitre 2 : Sélection des couches d'adhésion et optimisation du processus de frittage	57
2.1. Introduction	59
2.2. État de l'art : le frittage d'argent	60
2.2.1. Mécanismes du frittage	60
2.2.2. Condition de frittage	61
2.2.3. Phénomènes de diffusion	61
2.2.4. Impact de l'oxygène sur le frittage d'argent	66

2.3. Le frittage d'argent sans pression pour l'électronique de puissance	68
2.3.1. La porosité de l'argent fritté	69
2.3.2. Impact de la porosité sur les conductivités électrique et thermique	72
2.3.3. Impact de la porosité sur les propriétés mécaniques	74
2.4. Métallisation des substrats céramiques	76
2.4.1. Les couches épaisses	76
2.4.2. Les couches minces	77
2.5. Technique de dépôt et cycle thermique de frittage	79
2.5.1. Sérigraphie	79
2.5.1. Dépôts des puces	81
2.5.2. Procédé de frittage des encres et des pâtes d'argent	81
2.6. Évaluation préliminaire des couches d'adhésion	82
2.6.1. Les différentes technologies	83
2.6.2. Les encres d'argent	84
2.6.3. La pulvérisation cathodique	87
2.6.4. L'approche hybride	88
2.7. Optimisation du processus de frittage	89
2.7.1. Analyse du séchage	90
2.7.2. Étude du frittage de la pâte d'argent	106
2.8. Lien entre température de frittage, porosité et conductivités	116
2.8.1. Mesure de la porosité en fonction du retrait	116
2.8.2. Lien entre conductivité électrique et porosité	119
2.8.3. Lien entre conductivité thermique et porosité	122
2.9. Conclusion	124

Chapitre 3 : Étude d'assemblages simples MARC

127

3.1. Introduction	129
3.2. Etude de la résistance au cisaillement avant vieillissement	129
3.2.1. Réalisation des échantillons	129
3.2.2. Référencement des échantillons	131
3.2.3. Mesure de la résistance au cisaillement	132
3.2.4. Résistance au cisaillement en fonction de la métallisation avant vieillissement	133
3.3. Impact du vieillissement à température constante	144
3.3.1. Évolution de la microstructure	144
3.3.2. Évolution de la résistance au cisaillement des assemblages	155
3.3.3. Comportement thermique	165
3.4. Impact du cyclage thermique	169

3.4.1. Évolution de la microstructure	171
3.4.2. Évolution de la résistance au cisaillement	175
3.5. Conclusion	182

Chapitre 4 : Réalisation des modules de puissance MARC **185**

4.1. Introduction	187
4.2. Module simple face	187
4.2.1. Réalisation du module simple face	187
4.2.2. Modification de l'environnement électromagnétique	193
4.3. Module double face	205
4.3.1. Réalisation du module double face	205
4.3.2. Caractérisation de la résistance à l'état passant	220
4.3.3. Étude thermique	223
4.4. Conclusion	230

Conclusion générale et perspectives **233**

Liste des figures	239
Liste des tableaux	247
Références	248

Annexes **257**

Introduction générale

Entre le début de l'époque industrielle et l'année 2018, la température moyenne observée à la surface du globe a augmenté d'environ 1°C [1]. Cette augmentation est due au rejet de gaz à effet de serre dans l'atmosphère provenant de la combustion d'énergie fossile. Or, la plupart des secteurs économiques, et plus particulièrement celui des transports, sont dépendants des énergies fossiles pour leur bon fonctionnement. Pour les constructeurs aéronautiques, la diminution des gaz à effet de serre se fera en partie par une nouvelle répartition des vecteurs énergétiques dans les avions. L'objectif est de donner plus de place à l'électrification et ainsi diminuer la consommation en carburant des avions. Ce changement de paradigme est accéléré par la mise sur le marché de nouveaux composants de puissance à base de carbure de silicium (SiC) capables de répondre aux exigences élevées de ce secteur. En effet, ces composants seraient utilisables jusqu'à des températures de 200°C, ce qui rend alors possible leur mise en place dans des environnements chauds, à proximité des turbo réacteurs par exemple. En revanche, les modules de puissance, c'est-à-dire les boîtiers encapsulant ces composants, n'ont pas encore subi cette même révolution et beaucoup de verrous technologiques restent encore à débloquer afin de pouvoir utiliser pleinement ces nouveaux composants SiC. Parmi ces verrous, on peut citer l'utilisation de méthodes d'accroche de composant ou de connexion adaptées aux environnements sévères pour la face inférieure et pour la face supérieure des puces, la mise sur le marché de substrats capables de supporter un grand nombre de cycles thermiques sévères (-50°C à +200°C) ou encore la fabrication de gel encapsulant présentant une bonne fiabilité à haute température. Une autre possibilité pour augmenter la tenue en température des modules de puissance au niveau de celle des composants de puissance SiC est de repenser entièrement leur architecture, en améliorant notamment leur refroidissement.

A Safran Tech, les travaux effectués sur les modules par l'équipe « électronique de puissance » se focalisent essentiellement sur cette idée : repenser la structure des modules de puissances afin d'élever leur tenue en température et leur fiabilité dans des environnements sévères, tout en conservant d'excellentes propriétés électriques et de tenue en tension essentielles à la mise en œuvre des composants à grand-gap. Les principaux leviers employés résident dans l'utilisation de nouveaux matériaux avec des tenues en température plus élevées et la modification de l'architecture dite « standard » des modules. Dans ce contexte, un brevet

a été déposé par l'équipe en 2016 sur le principe de réalisation d'un module de puissance double face composé seulement de radiateurs céramiques et d'argent fritté. L'objectif de la thèse présentée dans ce manuscrit est d'étudier le processus de réalisation de ce module et de le valider en réalisant un prototype. Vue la nature très pluridisciplinaire des études sur les modules de puissance allant du matériau au génie électrique, ces travaux ont été réalisés dans le cadre d'une collaboration entre Safran Tech et deux laboratoires de recherche grenoblois : le G2Elab et le SIMaP. Le G2Elab a apporté son expertise sur la partie électrique ainsi que sur l'architecture globale du module de puissance. Le SIMaP a mis à profit ses compétences pour traiter toute la partie matériau du projet, en particulier pour ce qui concerne le frittage et les caractérisations associées. Nous allons maintenant présenter les thèmes d'étude qui seront abordés dans chaque chapitre de ce document.

Dans le premier chapitre, après avoir fait quelques rappels sur l'architecture standard des modules de puissance, des axes d'amélioration envisageables pour adapter les modules aux environnements sévères seront présentés. Par la suite, la proposition technologique de Safran Tech pour répondre à cette problématique sera exposée. Les différentes étapes de réalisation du module seront alors abordées de façon détaillée.

Dans le deuxième chapitre, l'étude du frittage d'argent sans pression sera présentée de manière approfondie car il s'agit d'un procédé central vis-à-vis de cette nouvelle technologie de module de puissance. Cette étude sera réalisée essentiellement en nous appuyant sur des analyses thermogravimétriques et dilatométriques de la pâte d'argent. Les résultats tirés de cette dernière technique seront particulièrement intéressants car inexistant dans la littérature. En effet, à notre connaissance, aucun article scientifique n'a encore présenté des résultats de tests dilatométriques sur des échantillons correspondant aux dimensions réelles des futurs assemblages de puissance. De plus, une première étude sur des techniques de métallisation de la céramique, autre étape importante du procédé de fabrication, sera présentée.

Dans un troisième chapitre, nous étudierons des assemblages correspondant à des échantillons ou des versions simplifiées d'un module simple face. Les échantillons, réalisés à partir des résultats obtenus dans le chapitre précédent, seront analysés en nous intéressant à leur résistance au cisaillement, à la microstructure des couches d'argent fritté et à leur réponse thermique. De plus, différentes couches jouant le rôle d'interface entre l'argent fritté et la céramique seront comparées afin de sélectionner la meilleure d'entre elles. Enfin, l'impact du vieillissement thermique sur des échantillons, à température constante et en cyclage entre -50°C

et 180°C, sera présenté. Tous ces résultats nous permettront de sélectionner un assemblage optimal pour la réalisation d'un module de puissance.

L'objectif du quatrième et dernier chapitre sera de présenter les modules réalisés. Dans le but de déterminer le processus d'assemblage, nous commencerons par nous intéresser à la réalisation d'un module simple face. Nous profiterons de ce module pour quantifier l'impact de la modification de la géométrie sur l'inductance parasite ainsi que sur les perturbations des courants de mode commun. Enfin, chaque étape de l'assemblage et des résultats de caractérisation préliminaires du module double face seront présentés, et les difficultés rencontrées seront alors analysées.

Chapitre 1 : État de l'art et objectifs

1.1. L'avion plus électrique

1.1.1. Entre augmentation du trafic aérien et réchauffement climatique

L'aviation est à la source de 2% des émissions de gaz à effet de serre produits chaque année [2]. Malgré cette faible contribution au réchauffement climatique, le secteur de l'aviation est souvent pris comme exemple par les défenseurs de l'environnement, étant donné qu'il symbolise le mode de vie occidental et que les pays en voie de développement ont très peu accès à ce mode de transport. De plus, même si le secteur de l'aviation n'est pas aujourd'hui le principal secteur d'émission de gaz à effet de serre, la croissance mondiale du trafic aérien ne faisant qu'augmenter depuis un certain nombre d'années, les constructeurs se doivent de réfléchir à des moyens de diminuer son impact sur l'environnement. L'évolution du nombre de voyageur-kilomètre de 1960 à 2020 est présentée sur la Figure 1.1. Le nombre de voyageur-kilomètre correspond à une unité de mesure de quantité de transport correspondant au transport d'une personne sur un kilomètre. Ce nombre a été multiplié par 8 en l'espace de 60 ans. Même si la pandémie de Covid-19 a marqué un coup d'arrêt à cette augmentation, les constructeurs aéronautiques s'attendent à un retour à la normale d'ici 2024 [3].



Figure 1.1 : Voyageur-kilomètre estimé et réel annuel depuis 1960 ; le voyageur-kilomètre (Passenger Kilometers) correspond à une unité de mesure de quantité de transport correspondant au transport d'une personne sur un kilomètre [4]

1.1.2. Augmentation de la puissance électrique embarquée

Comme exposé précédemment, la part de la pollution du secteur de l'aviation risque de prendre de plus en plus d'importance dans le réchauffement climatique. Contrairement au

secteur de l'automobile, l'heure n'est pas à la suppression totale des énergies carbonées pour le transport aérien, mais à la diminution des émissions des gaz à effet de serre produites par les aéronefs. Il existe plusieurs leviers pour diminuer ces émissions.

Le premier est la mise en place de biocarburants de synthèse issus de l'économie circulaire via le recyclage de certains déchets. L'utilisation de ces biocarburants permettra de ne plus ajouter de CO₂ à l'atmosphère, en jouant sur la captation de celui-ci par la biosphère. Selon la feuille de route du gouvernement français au sujet du déploiement des biocarburants aéronautiques durables, l'utilisation de ces biocarburants pourrait permettre de réduire de 90% les émissions de carbone sur l'ensemble du cycle de vie des aéronefs [5]. Leur mise en service sera progressive : mélange de 2% de biocarburants de synthèse en 2025, 5% en 2030 et finalement 50% en 2050. Cette progressivité a pour objectif de ne pas compromettre la sécurité des voyageurs.

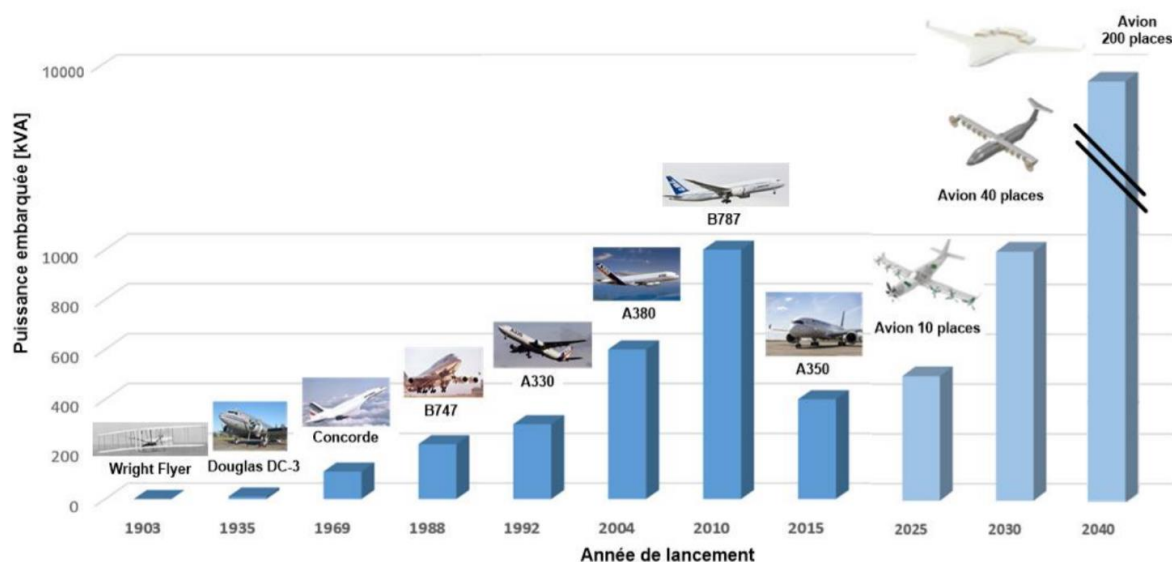


Figure 1.2 : Puissance embarquée dans les avions commerciaux [6]

Le second levier envisagé pour diminuer les rejets de gaz à effet de serre de l'aviation est la réduction de la consommation de carburant par l'augmentation de la puissance électrique embarquée à bord. Traditionnellement, un nombre important de vecteurs énergétiques sont présents dans les avions : électrique, pneumatique, hydraulique et mécanique. Ces différents vecteurs énergétiques utilisent entre 3 et 5% de la puissance générée par les turboréacteurs des avions afin de permettre le bon fonctionnement des systèmes secondaires nécessaires au vol (instruments de bords, gestion de l'environnement des cabines, dispositif antigel, etc.) [7]. Cependant, la multiplication du nombre de vecteurs énergétiques à bord présente des

inconvénients, notamment le sacrifice d'une partie du rendement des turboréacteurs mais aussi l'augmentation de la masse des avions. Cette dernière affirmation est particulièrement vérifiée pour les systèmes hydrauliques et pneumatiques [8] qui sont très lourds et peu efficaces d'un point de vue énergétique. Par conséquent, les constructeurs tendent à diminuer le nombre de dispositifs utilisant ces deux vecteurs d'énergie pour aller vers plus de dispositifs électriques. Ceci a pour conséquence d'augmenter la puissance électrique embarquée à bord des avions. La Figure 1.2 présente l'évolution de la puissance électrique embarquée dans les avions commerciaux. Pour le moment, l'Airbus A380 et le Boeing B787 sont les avions commerciaux qui embarquent le plus de puissance électrique à bord avec respectivement 600 kVA et 1 MVA [6]. Dans la partie suivante, nous présenterons quelques exemples d'électrification de fonctions à bord des aéronefs.

1.1.3. Exemples de dispositifs électriques

1. Green taxi

Le dispositif green taxi est le résultat d'une collaboration entre Safran et Honeywell dans le but de réduire la consommation des avions. Son principe consiste à placer un moteur électrique directement dans le train d'atterrissage principal des avions afin de permettre aux pilotes de réaliser la phase de roulage grâce à celui-ci et non plus grâce aux réacteurs (voir Figure 1.3a). Durant cette phase, le moteur électrique est directement alimenté par l'APU (Auxiliary Power Unit). L'APU est un moteur, généralement placé dans la queue de l'avion, fonctionnant au kérosène et ayant pour objectif d'alimenter le réseau électrique au sol ou encore de démarrer les turboréacteurs. L'utilisation de l'APU pour alimenter le dispositif green taxi permet d'économiser environ 4% des émissions de CO₂ sur des vols court-courriers d'une heure environ (pour les compagnies qui ne font pas déjà le roulage avec un seul moteur) [9]. Le dispositif green taxi ainsi que la position de l'APU sont présentés sur la Figure 1.3b.

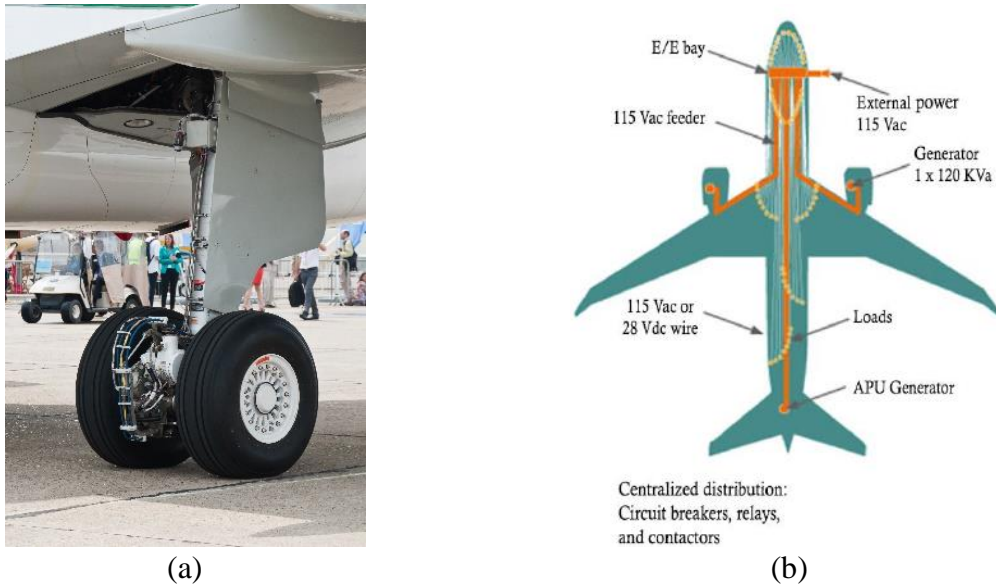


Figure 1.3 : (a) Green taxi commercialisé par Safran ; (b) Système de distribution électrique classique d'un avion commercial [8].

2. Inverseur de poussée

Les inverseurs de poussée sont un autre exemple typique d'électrification des aéronefs. Ces dispositifs servent à freiner les avions lors de la phase d'atterrissage en redirigeant une partie ou la totalité de la poussée exercée par les turboréacteurs vers l'avant (voir Figure 1.4). Les principaux bénéfices de ce dispositif consistent à réduire les travaux de maintenance nécessaires sur les freins des avions, mais aussi à améliorer le freinage lorsque les conditions climatiques sont difficiles (pluie). Traditionnellement, les actionneurs des volets responsables de la redirection du flux étaient alimentés par un réseau hydraulique. Cependant, dans un but d'améliorer la fiabilité et de réduire la masse des turboréacteurs, l'alimentation de ces actionneurs est maintenant électrique [10].



Figure 1.4 : Inverseur de poussée ouvert à l'atterrissage d'un Airbus A321-211 [11]

1.1.4. Electronique de puissance et aviation : opportunités et verrous

Avec l'augmentation de la puissance électrique embarquée, la quantité de dispositifs d'électronique de puissance à bord des avions augmente elle aussi. De plus, l'environnement dans lequel ces dispositifs vont être placés sera bien plus sévère que ceux dans lesquels ces convertisseurs sont généralement mis en œuvre. Typiquement, la température ambiante vue par les convertisseurs peut facilement varier entre -55°C et 200°C lorsque ceux-ci sont placés près des turboréacteurs [12]. Ce cyclage en température avec des rampes rapides induit des contraintes thermomécaniques élevées qui peuvent mener à la destruction rapide des convertisseurs. Par conséquent, il est nécessaire aujourd'hui, entre autres, de repenser le packaging des composants actifs et passifs de l'électronique de puissance afin de pouvoir répondre aux attentes du secteur de l'aviation.

En ce qui concerne les composants actifs, la mise sur le marché des composants à base de SiC et de GaN a ouvert la voie à l'électronique de puissance adaptée à la haute température. La Figure 1.5 présente la température maximale de jonction calculée à partir de modèles théoriques en fonction de la tenue en tension pour les composants classiques en Si, les composants GaN et les composants SiC [13]. Par exemple, un composant Si devant tenir une tension de 1kV ne pourra pas présenter une température de jonction théorique supérieure à 200°C . En réalité, la température de jonction maximale est plutôt de 150°C . Il est donc difficilement envisageable d'utiliser de tels composants dans un environnement qui est lui-même déjà à 200°C . En revanche, les composants SiC et GaN présentent des tenues en tension importantes malgré des températures de jonction élevées. Néanmoins, les niveaux de maturité atteints par les composants GaN et SiC ne sont pas comparables à celui des composants Si. C'est particulièrement vrai pour les composants GaN qui, pour le moment, ne sont disponibles qu'en composants latéraux, ce qui est moins propice aux applications hautes tensions. Les avancées technologiques sur les composants SiC sont plus abouties, c'est pourquoi leur utilisation semble aujourd'hui la plus adaptée pour une application forte puissance dans un environnement haute température.

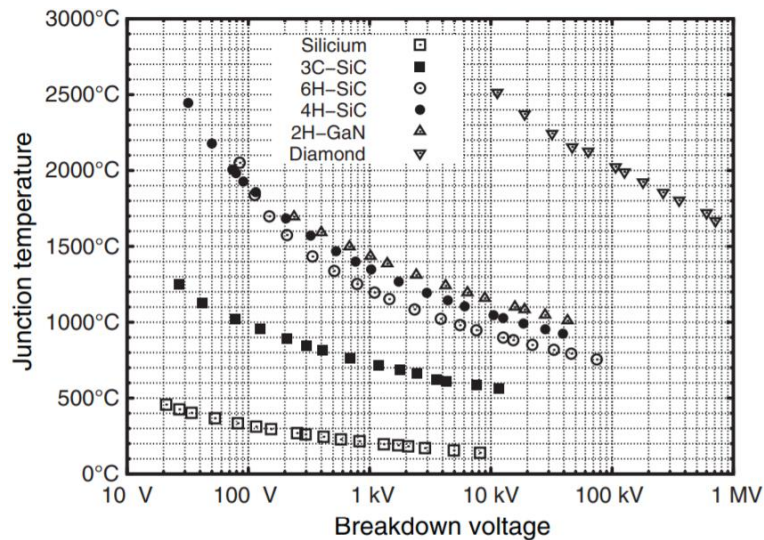


Figure 1.5 : Température de jonction maximale théorique en fonction de la tenue en tension pour différents matériaux constituant les semi-conducteurs. La tenue en tension de l'axe des abscisses correspond à un optimum, en fonction de l'épaisseur et de la quantité de dopant [13]

Enfin, c'est tout le packaging autour des puces SiC qu'il faut repenser afin de pouvoir pleinement utiliser ces nouveaux composants. En effet, le packaging des puces a été pensé pour répondre aux contraintes que peuvent subir des composants Si et non des composants SiC. Les travaux présentés dans cette thèse ont donc pour but de proposer un nouveau packaging pour les puces SiC placées dans un environnement sévère.

Dans la partie suivante, l'architecture standard des modules de puissance sera présentée ainsi que tous les composants qui le constituent. Ensuite, des axes d'amélioration afin de réaliser un module de puissance adapté aux environnements thermiques sévères seront exposés. Une attention particulière sera portée à la présentation des technologies de substrats céramiques ainsi qu'aux technologies d'accroche des composants. Cette attention particulière s'explique par l'architecture du module de puissance proposé dans cette thèse. Par la suite, l'architecture du module de puissance réalisé ainsi que les problématiques auxquelles il doit répondre seront abordées.

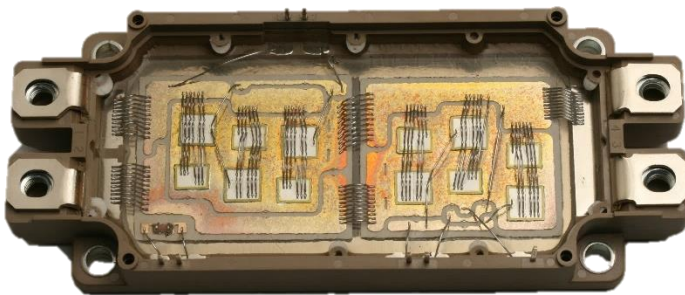
1.2. Module de puissance classique

1.2.1. Mission du module de puissance

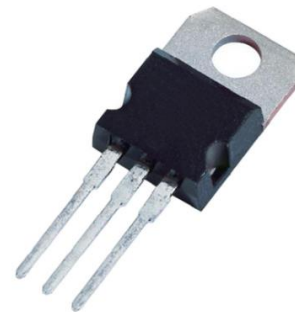
Un module de puissance est un boîtier contenant plusieurs puces semi-conductrices (Figure 1.6a). Les modules de puissance sont en général mis en opposition avec les boîtiers dits « discrets » (Figure 1.6b). Contrairement aux modules de puissance, ces boîtiers ne contiennent qu'un seul composant dans la majorité des cas. Les boîtiers discrets sont utilisés pour les faibles

puissances ou lorsqu'une adaptation flexible aux contraintes est nécessaire, comme lors du démarrage d'un projet, lorsque le cahier des charges n'est pas encore bien défini. Les modules de puissance sont sélectionnés lorsque des fortes puissances sont mises en jeu ou lorsque le futur dispositif d'électronique de puissance devra évoluer dans un environnement sévère. Par rapport aux composants discrets, ils permettent également de simplifier largement la fabrication du convertisseur, la connexion entre les puces étant déjà faite. La mission à remplir par les modules de puissance vis-à-vis des puces qu'ils contiennent peut se décomposer en six fonctions :

- Assurer la tenue mécanique des puces ;
- Connecter les différentes puces du boîtier entre elles tout en limitant les inductances parasites des conducteurs ;
- Connecter les puces avec leur environnement électrique extérieur ;
- Faciliter l'extraction du flux de chaleur généré par les puces ;
- Gérer la tenue en tension à proximité des puces ;
- Protéger les puces et les différents conducteurs contre la corrosion.



(a)



(b)

Figure 1.6 : (a) Module de puissance conventionnel décapulé ; (b) Boîtier discret TO-220

La grande disparité des missions qui doivent être assurées par le module de puissance met en évidence toute la difficulté de sa réalisation qui fait alors appel à de nombreuses disciplines scientifiques et techniques. Des problématiques comme la thermique, la compatibilité électromagnétique (CEM), la mécanique, la tenue en tension ou encore la métallurgie sont autant de domaines à maîtriser afin de réaliser un module de puissance adapté au cahier des charges. Par conséquent, le module de puissance qui répondrait à toutes les exigences n'existe pas et un certain nombre de compromis sont obligatoirement faits durant sa réalisation. L'exemple le plus parlant est certainement le compromis thermique/CEM. Les

règles basiques de la CEM durant le routage indiquent qu'il est préférable de réduire au maximum la distance entre chaque puce afin de limiter les éléments parasites qui sont à la source des perturbations électromagnétiques. Néanmoins, d'un point de vue thermique, l'échauffement mutuel de deux puces placées l'une à côté de l'autre peut grandement augmenter leur température. Il est donc préférable, dans ce cas, d'augmenter la distance entre les puces. Cet exemple montre bien que, en fonction de l'application finale, l'architecture globale d'un module de puissance peut varier de façon importante. Néanmoins, il existe quand même un assemblage standard dans l'architecture des modules de puissance qui sert de base à l'élaboration des différents dispositifs actuels.

1.2.2. Architecture standard des modules de puissance

Comme expliqué précédemment, le module de puissance qui répondrait de façon optimum à toutes les exigences n'existe pas. Néanmoins, une architecture standard existe, même si d'autres assemblages peuvent cohabiter sur le marché avec ce dernier. L'assemblage standard est constitué d'un empilement de matériaux assurant chacun une fonction bien définie. Une coupe schématique transverse d'un module de puissance monté sur une refroidisseur en aluminium est présentée sur la Figure 1.7.

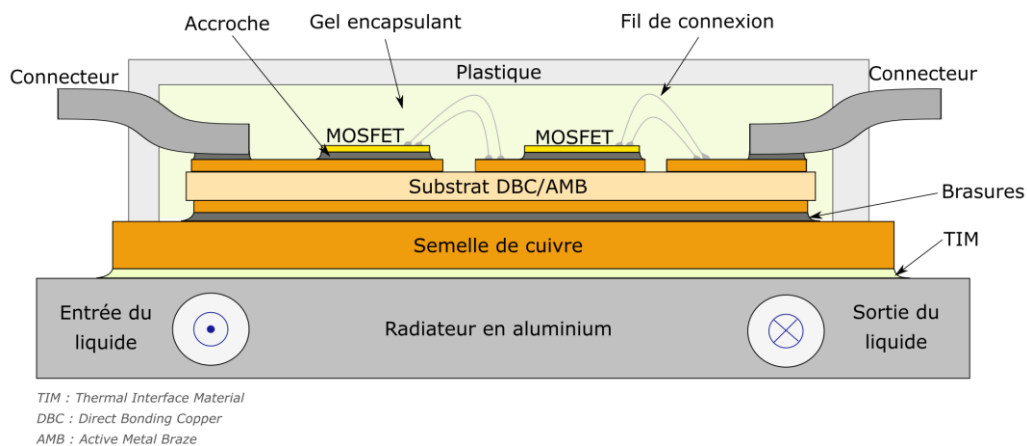


Figure 1.7 : Schéma d'une section transversale d'un module conventionnel monté sur son radiateur en aluminium

Les différents éléments constituant le module et de son refroidisseur sont :

- Les puces, qui correspondent à la partie active du module (notées MOSFET sur la Figure 1.7).

- Des fils de connexion qui assurent les connexions électriques de la face supérieure des puces. Le diamètre de ces fils peut aller de 10 μm à 500 μm [14]. Des rubans existent également sur le marché pour les connexions top. Ces derniers ont été développés afin de répondre, en partie, aux demandes de production des constructeurs automobiles car leur montage est bien plus rapide que celui des fils de bonding [15].
- Une couche d'accroche, généralement une brasure, présente pour lier les puces au substrat.
- Un substrat (dans ce cas Direct Bonding Copper ou Active Metal Brazing, ces deux types de substrats seront étudiés par la suite). Ce substrat assure la connexion électrique et le routage du circuit sur sa couche de cuivre supérieure, facilite l'extraction du flux de chaleur et assure l'isolation du refroidisseur grâce à l'utilisation d'une céramique. Il est en général métallisé aussi sur sa face inférieure pour pouvoir être brasé sur une semelle de cuivre.
- Une seconde couche de brasure pour lier le substrat céramique avec une semelle de cuivre.
- Une semelle de cuivre épaisse (jusqu'à 3 mm) qui joue un rôle important pour l'assemblage mécanique du module mais aussi pour le refroidissement des puces. Brasé sur le substrat céramique, la semelle permet de fixer solidement l'ensemble de l'assemblage sur un support. D'un point de vue thermique, la semelle permet au flux de chaleur de s'épanouir sur le dissipateur situé en dessous. Cet épanouissement est un facteur essentiel dans le refroidissement des modules de puissance. Les semelles sont faites généralement en cuivre mais de nouvelles semelles faites en AlSiC sont aussi utilisées afin de d'augmenter la fiabilité des modules [16]. L'AlSiC présente un coefficient thermique d'expansion avantageux très proche de celui des céramiques, mais sa conductivité thermique est plus faible que celle du cuivre [17].
- Un matériau d'interface thermique, ou en anglais Thermal Interface Materials (TIM), est un matériau utilisé pour améliorer la conductivité thermique de contact entre deux matériaux. Typiquement, ce type de matériau est utilisé en électronique de puissance pour réduire la résistance thermique d'interface présente entre la semelle du module de puissance et le refroidisseur. L'objectif est de combler les

cavités créées par les aspérités de surface des deux pièces à assembler à l'aide d'une pâte ou d'un film, afin d'assurer une meilleure conduction thermique au niveau de l'interface semelle de cuivre/radiateur [18] [19].

- Un radiateur qui assure la dissipation thermique vers l'extérieur. Ce radiateur n'est pas systématiquement considéré comme faisant partie du module de puissance.
- Un gel encapsulant assurant l'isolation électrique et la protection contre la corrosion.
- Un boîtier plastique évitant l'intrusion de corps étrangers à l'intérieur du module.
- Des connecteurs qui permettent de connecter électriquement le module à son environnement extérieur.

Dans les parties suivantes, une présentation non exhaustive de différents axes d'amélioration des modules de puissance haute température sera exposée.

1.3. Axes d'amélioration des modules de puissance pour les environnements thermiques sévères

1.3.1. Problématique

Le premier problème rencontré lorsque l'on souhaite placer un module de puissance au voisinage des réacteurs d'avion réside dans l'augmentation de la température de jonction. Comme présenté dans la partie précédente, la mise sur le marché de nouveaux composants à base de GaN ou de SiC permet dorénavant d'envisager des modules de puissance contenant des puces fonctionnant à plus de 150°C voir 200°C. Néanmoins, ces températures de jonction sont toutes relatives et la température ambiante dans laquelle évolue le composant est tout aussi importante. En effet, à pertes égales, il sera bien plus complexe d'assurer une température de jonction inférieure à 200°C lorsque l'environnement est lui-même à 150°C, que lorsque celui-ci est à 25°C. La Figure 1.8 présente l'évolution de la température en fonction de la distance entre la jonction de la puce et le refroidisseur en aluminium. Sur ce schéma, on peut voir l'évolution de la température et la chute de température au niveau de chaque matériau de l'assemblage, mais aussi au niveau de chaque interface. L'addition de toutes ces chutes de température donne la différence entre la température de la puce et celle de l'ambiante. Si l'on place le module de puissance dans un environnement chaud, il faudra diminuer les chutes de température interne afin de conserver une température de jonction dans une fenêtre acceptable.

Enfin, la mise en place des modules dans des environnements chauds n'a pas que des conséquences sur la température de la puce. Tous les éléments qui composent le module sont alors soumis à des températures extrêmes, ce qui peut compromettre l'intégrité de l'assemblage. L'exemple le plus parlant est celui des brasures, qui sont théoriquement limitées par leur température de fusion, mais qui, en réalité, voient leur vieillissement s'accroître rapidement avec l'augmentation de la température. Typiquement, une température plus élevée augmente les risques de fluage ou encore de formation d'intermétalliques. En plus de cela, les variations de températures générées par le profil de mission des avions entraînent des contraintes thermomécaniques élevées qui limitent la durée de vie des modules de puissance.

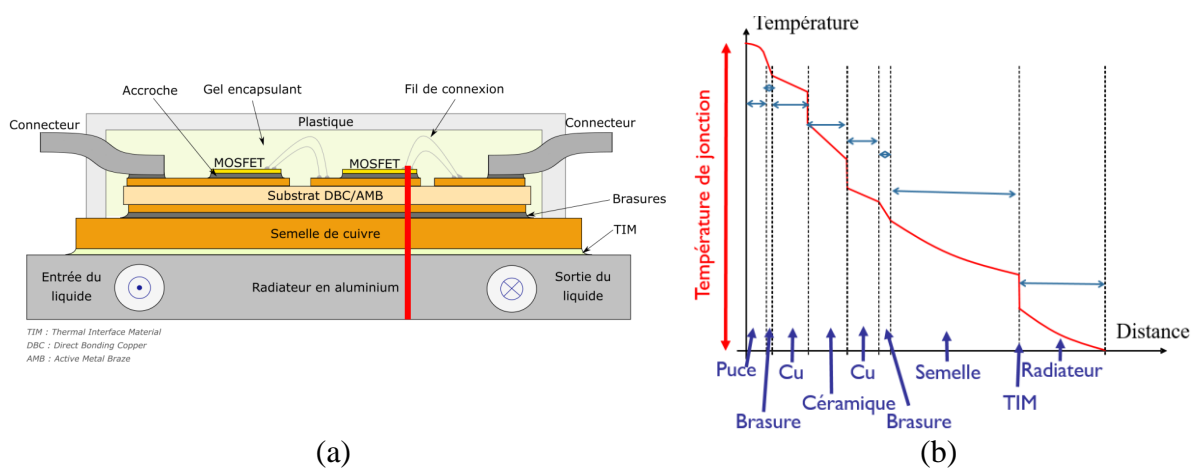


Figure 1.8 : (a) Coupe transversale d'une module de puissance standard monté sur son refroidisseur ; (b) Température le long de la ligne verticale visible sur la figure (a)

Il existe différentes manières de diminuer les chutes de température présentées sur la Figure 1.8b et d'améliorer la fiabilité si l'on souhaite placer les modules dans des environnements thermiques sévères : améliorer le refroidissement, changer la sélection des matériaux utilisés ou encore diminuer le nombre de couches de l'assemblage en supprimant des matériaux. L'objectif de cette thèse étant de réaliser un module de puissance, le levier consistant à améliorer le refroidissement ne sera pas exploré dans ce manuscrit. On se focalisera sur la réduction du nombre de matériaux utilisés et sur la sélection de matériaux.

Dans les parties suivantes, une étude non exhaustive des alternatives des matériaux adaptés aux environnements thermiques sévères utilisés pour l'accroche des puces ainsi que pour les substrats sera présentée. Le manuscrit se focalisera essentiellement sur ces deux parties du module, étant donné qu'elles représentent les principales innovations proposées dans cette thèse. Par la suite, des modules de puissance présentant des faibles nombres d'interfaces et de matériaux tirés de la littérature seront aussi présentés. Ensuite, les avantages et les

inconvenients d'une architecture des modules de puissance double face seront investigués dans un contexte haute température. Pour finir, le module de puissance devant être réalisé durant cette thèse sera présenté.

1.3.2. Les matériaux pour la haute température

1. L'assemblage de la face inférieure des puces

a. La brasure

La brasure est la technique la plus largement utilisée pour l'accroche des composants de puissance. Elle consiste à faire fondre puis solidifier un alliage entre la puce et son substrat. La formation d'intermétalliques entre l'alliage et le substrat d'un côté, et entre l'alliage et la puce de l'autre côté permet ensuite la tenue mécanique de la puce sur son substrat. Historiquement, ce sont les alliages SnPb qui ont été les plus utilisés [20]. Afin de les rendre plus résistants et plus fiables à haute température, les constructeurs ont ajouté des métaux à la composition (type Cu ou Ag) de l'alliage et ont aussi augmenté les teneurs en Pb jusqu'à atteindre des valeurs de 95.5%. Leur résistance au cisaillement après 800 cycles de -65°C à 275°C est de 1 MPa environ. Ce résultat est plutôt bon au vu de l'agressivité du cycle thermique ($\Delta T > 300^{\circ}\text{C}$). Néanmoins, pour des raisons environnementales et sanitaires, l'Union Européenne interdit progressivement l'utilisation du plomb depuis 2002 avec la directive RoHS. Il est donc nécessaire pour les industriels de trouver de nouveaux alliages présentant la même température de fusion, une fiabilité équivalente ainsi que des propriétés thermiques et électriques acceptables. L'alliage Sn-Ag-Cu (SAC) semble être un bon candidat pour remplacer les alliages à base de plomb, mais il présente un certain nombre de problèmes, notamment des intermétalliques très fragiles. La Figure 1.9 présente une fissuration typique au niveau des intermétalliques formés entre une finition Au et une brasure SAC [21].

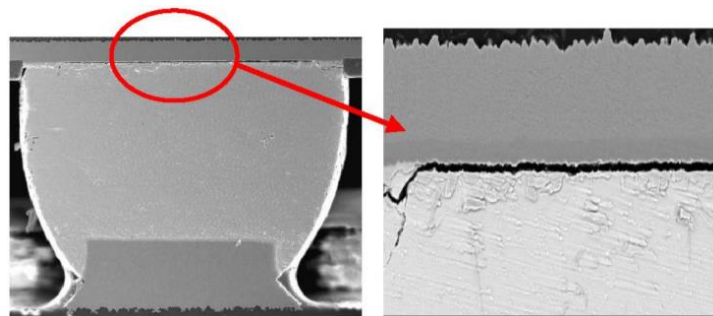


Figure 1.9 : Fissuration typique des alliages SAC au niveau des finitions Au [21]

Afin de trouver d'autres alliages de brasure haute température, une règle de base de design indique qu'il ne faut pas utiliser un alliage à une température supérieure à 0,8 fois sa température de fusion (en Kelvin). Cette règle doit être respectée afin de préserver l'intégrité du joint et éviter que la microstructure n'évolue trop pendant l'utilisation du composant. Si l'objectif est d'accrocher des composants du type SiC ou GaN, avec une température de fonctionnement de 200°C, il faut alors trouver des alliages avec une température de fusion de 318°C. Dans ce cas, les principaux candidats sont les alliages à base d'Au (Au₈₀Sn₂₀ et Au₈₈Ge₁₂ [20]) ou de ZnAl [22]. Les alliages Au-Ge présentent une excellente fiabilité en température. Des recherches ont mis en évidence que, même après 3000 h à 325°C, les puces assemblées à l'aide de cet alliage présentaient des résistances au cisaillement de plus de 35 MPa [23]. Concernant le cyclage thermique, ces mêmes alliages présentent des résistances mécaniques de l'ordre de 15 MPa après 800 cycles de -55°C à 250°C [24]. En ce qui concerne les alliages ZnAl, ceux-ci présentent aussi une excellente tenue mécanique de plus de 90 MPa après 1500 h passées à 200°C et de 80 MPa après 1500 cycles de -40°C à 200°C [25]. Néanmoins, mêmes si ces alternatives sont intéressantes, le coût élevé des alliages à base d'Au et la difficulté de mise en œuvre des alliages ZnAl limitent encore leur utilisation.

b. Transient liquid phase bonding (TLPB)

L'accroche par solidification isotherme (Transient Liquid Phase Bonding en anglais) est une méthode alternative aux brasures haute température [26]. Cette méthode consiste à réaliser une accroche entre une phase qui présente une température de fusion basse avec deux autres phases qui présentent une température de fusion haute. Son principe repose sur l'activation des phénomènes de diffusion dans le but de produire des intermétalliques qui présenteront une température de fusion plus élevée que la phase qui présente une température de fusion basse. Cette technique est particulièrement intéressante dans le cas des assemblages haute température, étant donné qu'il est possible d'assembler une puce à une température, tout en permettant, par la suite, de monter à une température de fonctionnement plus élevée.

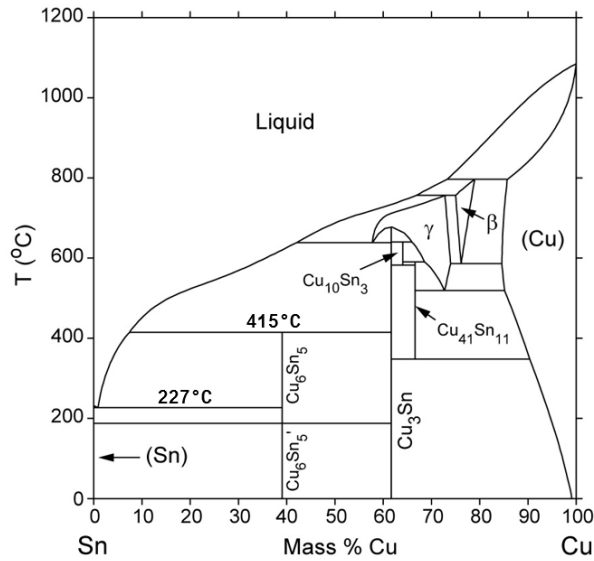


Figure 1.10 : Diagramme de phase du système Cu-Sn

Afin d'illustrer ce concept, le diagramme de phase Cu-Sn ainsi que la coupe schématique d'un assemblage TLPB avant chauffage et après chauffage à une température supérieure à la température de fusion de la phase Sn sont présentés sur la Figure 1.10 et sur la Figure 1.11 respectivement. Dans cet assemblage, la phase Sn est considérée comme la phase ayant une température de fusion basse et la phase Cu comme étant la phase ayant la température de fusion haute.

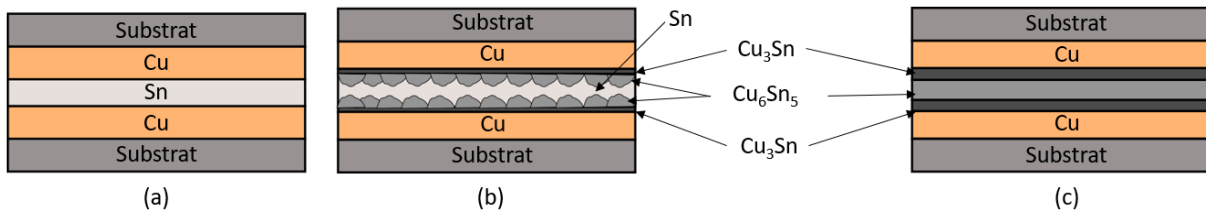


Figure 1.11 : Schéma de l'évolution métallurgique d'un assemblé TLPB Sn-Cu au cours de l'élaboration [27]

Pour une température de chauffe comprise entre 227°C et 415°C, la phase liquide Sn réagit avec la phase Cu solide pour former deux intermétalliques : Cu_6Sn_5 et Cu_3Sn (Figure 1.11b). Pour une quantité limitée de Sn, la phase Sn liquide sera totalement consommée afin de former ces deux composés. L'assemblage présentera alors une tenue en température supérieure à la température d'élaboration pouvant aller, dans ce cas, jusqu'à 415°C. L'évolution de la microstructure d'un assemblage CuSn a été étudié par Sun et al [28]. Dans ses travaux, des sandwichs Cu/Sn/Cu ont été réalisés puis chauffés à 235°C et mis sous pression pendant 30 min, 60 min, 90 min, 120 min et 150 min. Les coupes métallographiques des différents échantillons après traitement sont présentés sur la Figure 1.12. Après 30 min sous pression et à

235°C (voir Figure 1.12a), les intermétalliques Cu_6Sn_5 et Cu_3Sn sont déjà visibles sur les coupes transverses. Après 150 min, la phase Sn est totalement consommée.

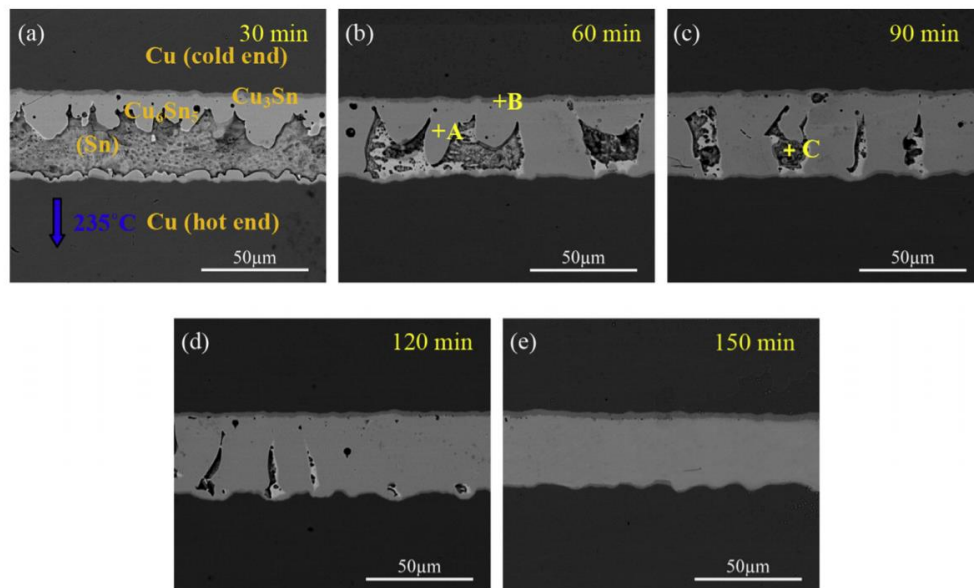


Figure 1.12 : Evolution d'un assemblage TLPB Cu-Sn-Cu en fonction du temps à 235°C et mis sous pression [28]

Du point de vue de la fiabilité, des recherches ont mis en évidence une résistance mécanique de 40 MPa après 500 h à 250°C avec des couples TLPB Au-Sn [29]. Pour des couples Bi-Sn, des résistances au cisaillement de l'ordre de 15 MPa ont été mesurées après plus de 1000 h à 200°C [30]. Enfin, concernant le cyclage thermique, des assemblages TLPB à base de Ni-Sn n'ont donné aucun signe de fatigue, même après 1000 cycles de -55°C à 200°C [31]. Cette technique est prometteuse, mais comme pour les brasures haute température, un certain nombre de verrous sont toujours importants. Les plus importants étant probablement le temps de chauffe relativement long par rapport à une technique d'assemblage classique, ou encore le prix car certains couples de métaux utilisent de l'Au dans leur composition.

c. Le frittage

L'assemblage par frittage est une technique déjà mature qui est utilisée dans un certain nombre de produits commerciaux, un des plus connus étant probablement les composants discrets fournis par STMicroelectronics pour l'onduleur de la Tesla model 3 [32]. Son procédé consiste à chauffer une poudre dans le but d'activer les phénomènes de diffusion et de créer des liens entre les différentes particules qui composent la poudre. La différence notable entre l'assemblage par frittage et la brasure réside dans le fait que, durant le frittage, la température de fusion du matériau composant la poudre n'est jamais dépassée. Il est donc possible

d'atteindre des tenues en température très élevées, tout en ayant réalisé le procédé d'assemblage à une température faible. On peut prendre l'exemple de l'argent, pour lequel la température de frittage est comprise en général entre 200 et 350°C, alors que l'argent présente une température de fusion de 962°C. Vis-à-vis de la résistance mécanique et du comportement en vieillissement, environ 650 cycles de -55°C à 175°C ont été nécessaires pour délaminer totalement des puces assemblées par frittage d'argent [33]. Néanmoins, le matériau fritté présente en général des taux de porosité très élevés qui peuvent nuire aux différentes propriétés de l'accroche. Le frittage et les mécanismes physiques mis en jeu seront abordés de façon plus détaillée dans le Chapitre 2.

2. Les substrats

a. Les substrats céramiques

Il existe différents types de substrats céramiques, on peut citer parmi eux : les substrats dits « Direct Bonding Copper » (DBC), les substrats dits « Direct bonding Aluminium » (DBA) ou encore les substrats dits « Active Metal Brazing (AMB) ». Ces substrats isolés présentent tous la même architecture : une plaque de céramique, assurant l'isolation électrique, prise en sandwich entre deux plaques de métal. La plaque métallique supérieure est, en général, gravée afin de dessiner les pistes du futur module de puissance. C'est la nature des éléments utilisés dans les assemblages ainsi que la manière de les assembler qui diffèrent et qui expliquent leurs différences de propriétés.

En ce qui concerne les céramiques, les plus couramment utilisées en électronique de puissance sont l'alumine (Al_2O_3), le nitrure d'aluminium (AlN), le nitrure de silicium (Si_3N_4) et enfin l'oxyde de béryllium (BeO). Leurs principales caractéristiques sont présentées dans le Tableau 1.1.

	Al ₂ O ₃	AlN	Si ₃ N ₄	BeO
Module d'Young [GPa]	300 - 400	300 - 310	300	300 - 350
Contrainte maximale à la flexion [MPa]	250 - 300	300 - 350	>700	170 - 250
Conductivité thermique [W.m⁻¹K⁻¹]	20 - 30	170 - 260	60	250
Coefficient de dilatation thermique [10⁻⁶.°C⁻¹]	7.5 - 8.1	4.2 - 5.2	2.7 - 3.4	6.8 - 7.5
Tension de claquage [kV.mm⁻¹]	11 - 16	14 - 17	15	10 - 14

Tableau 1.1 : Propriétés des céramiques utilisées dans les assemblages de puissance [34]

Les valeurs présentées dans ce tableau ne sont pas immuables. Les céramiques sont, en général, fabriquées par frittage [35]. Un grand nombre de paramètres de fabrication peuvent donc venir impacter leurs caractéristiques. On peut voir un exemple sur la Figure 1.13. Cette photographie correspond à une vue en coupe transverse d'une céramique AlN utilisée dans la thèse. Une phase constituée d'yttrium, d'aluminium et d'oxygène est présente à l'intérieur de l'AlN. Cette phase provient de l'ajout d'oxyde d'yttrium à la poudre d'AlN afin de faciliter le frittage des particules d'AlN durant la production. En effet, l'oxyde d'yttrium forme un eutectique à 1850°C avec la couche d'Al₂O₃ native qui entoure les particules d'AlN. Cette phase liquide facilite la densification de l'AlN. L'ajout en masse d'oxyde d'yttrium peut aller jusqu'à des valeurs de 8 wt% en fonction des propriétés mécaniques et thermiques recherchées [36] [37]. La méthode de fabrication des céramiques modifie donc grandement leurs propriétés.

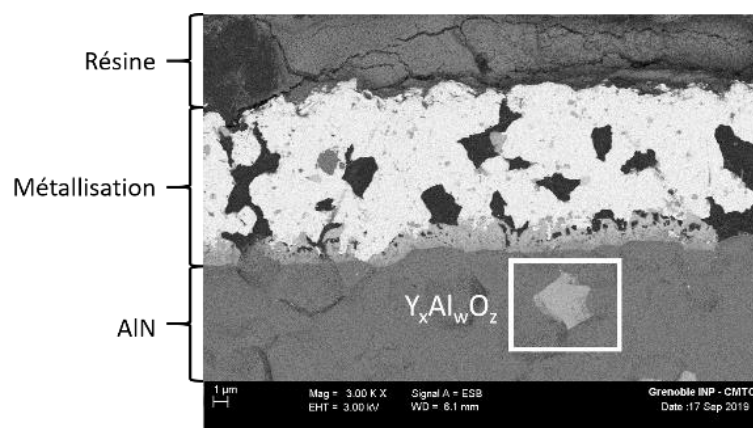


Figure 1.13 : (a) Coupe transverse d'un assemblage AlN/métallisation vue au microscope électronique à balayage en électrons rétrodiffusés

La sélection de la céramique utilisée pour un futur produit dépend du projet à réaliser et de ses contraintes. Comme toujours, et peut-être encore plus dans le packaging en électronique

de puissance, la sélection de la céramique appelle à faire un compromis entre les différentes caractéristiques électrique, thermique, mécanique, financière et environnementale. L'oxyde de béryllium (BeO) présente de très bonnes caractéristiques thermiques, un Coefficient Thermique d'Expansion (ou CTE) relativement élevé qui s'approche de ceux de l'Aluminium et du Cuivre, des caractéristiques électriques acceptables mais une caractéristique mécanique moins élevée que les autres céramiques présentées précédemment (une contrainte maximale à la flexion plus faible que les céramiques Al_2O_3 pour un même module d'Young). Néanmoins, les particules de poudre de BeO étant toxiques pour la santé humaine car fortement cancérigènes, leur utilisation est fortement limitée. Parmi les trois céramiques restantes, l'AlN présente la plus importante conductivité thermique, jusqu'à $260 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$. Par rapport à l' Al_2O_3 , l'AlN semble ne présenter que des avantages : elle a des caractéristiques mécaniques et électriques comparables à la céramique Al_2O_3 mais elle présente une bien meilleure conductivité thermique. Néanmoins, le processus de fabrication est plus complexe à mettre en place dans le cas de l'AlN, principalement à cause des problèmes d'oxydation. Cette difficulté se traduit par un prix à l'achat plus élevé que dans le cas de l' Al_2O_3 . Enfin, la céramique Si_3N_4 présente une conductivité thermique intermédiaire de $60 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ mais une résistance à la flexion plus grande. Cette dernière caractéristique fait de la céramique Si_3N_4 une bonne candidate pour les substrats céramiques nécessitant un bon niveau de fiabilité dans les environnements sévères, typiquement à haute température. Néanmoins, sa relativement faible conductivité thermique peut limiter son utilisation pour les modules.

En ce qui concerne les métaux des substrats céramiques, les principaux utilisés sont le cuivre et l'aluminium. Ils présentent tous les deux de bonnes conductivités électrique et thermique, un coût relativement faible et des CTE élevés. Les principales caractéristiques physiques de ces deux métaux sont présentées dans le Tableau 1.2.

	Aluminium	Cuivre
Module d'Young [GPa]	69	130
Limite élastique à la traction [MPa]	20	100
Conductivité thermique [$\text{W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$]	240	390
Coefficient thermique d'expansion [$10^{-6}.\text{°C}^{-1}$]	23	17
Résistivité électrique [$\text{n}\Omega.\text{m}$]	28	16

Tableau 1.2 : Propriétés des métaux utilisées dans les assemblage de puissance [34]

Ce tableau met en évidence le fait que le cuivre présente des caractéristiques thermiques et électriques meilleures que celle de l'aluminium. De plus, l'utilisation du cuivre facilite l'assemblage de la puce par brasure, contrairement à l'aluminium sur lequel la brasure est rendue complexe en raison, notamment, de la couche native d' Al_2O_3 qui se forme à sa surface. En général, une couche de Nickel de quelques micromètres est déposée afin de rendre possible la brasure sur l'aluminium [38]. Néanmoins, les caractéristiques mécaniques du cuivre sont moins intéressantes car son module d'Young et son module tangent sont plus élevés. Cela se traduira par une contrainte plus forte à l'intérieur d'un assemblage composé de cuivre, par rapport à un assemblage composé d'aluminium, pour un même déplacement imposé. On peut comparer la tenue au vieillissement de deux substrats, l'un DBA [39] et l'autre DBC [24] présentant la même épaisseur de céramique (respectivement $650\ \mu\text{m}$ et $630\ \mu\text{m}$) et la même épaisseur de couche conductrice ($300\ \mu\text{m}$ d'épaisseur dans les deux cas). Les deux substrats ont été testés en cyclage avec les mêmes températures aux extrêmes -55°C à 250°C . Le substrat DBA tient plus de 1500 cycles tandis que le substrat DBC ne tient pas plus de 45 cycles. L'aluminium semble donc plus adapté aux environnements haute température. Ceci s'explique par le fait qu'il se déforme plastiquement sous des contraintes beaucoup plus faibles, réduisant ainsi les contraintes générées dans la céramique.

b. Les substrats organiques

Les principaux modes de défaillance des substrats céramiques placés dans des environnements chauds sont la fissuration de la céramique et la délamination des couches conductrices. Ces défaillances proviennent essentiellement de la forte différence de coefficients de dilatation thermique entre les céramiques et les métaux utilisés, qui génèrent des contraintes thermomécaniques élevées. Pour pallier ceci, de nouveaux substrats remplaçant la céramique par des composés organiques font leur apparition. Ces substrats organiques présentent la même architecture que les substrats céramiques : une couche isolante prise en sandwich entre deux plaques conductrices. En revanche, les substrats organiques utilisent une fine couche d'époxy ou de polyimide comme couche d'isolation et non une couche de céramique [40]. Grâce à l'excellente tenue en tension des composés organiques, il est possible de déposer une très fine couche de composés organiques tout en conservant une tenue en tension élevée, similaire à celle des céramiques. En effet, les composés polyimide présentent des tenues en tension de l'ordre de $160\ \text{kV}\cdot\text{mm}^{-1}$ alors que les céramiques ne présentent, en général, que des tenues en tension de l'ordre de $20\ \text{kV}\cdot\text{mm}^{-1}$ [40]. Cette excellente tenue en tension permet de pallier le problème

de la conductivité très faible des composés organiques, qui est de l'ordre de $1 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$, en diminuant l'épaisseur de la couche d'isolation électrique. De plus, les substrats organiques montrent une certaine plasticité dans leur gamme d'utilisation. Un exemple est présenté sur la Figure 1.14a. Un substrat organique est utilisé ici afin de pouvoir ajouter du graphite à l'intérieur de cuivre (voir Figure 1.14b). La partie organique est utilisée afin d'isoler les différents blocs cuivre/graphite entre eux, ce qui serait impossible avec un substrat céramique [41]. L'objectif de ce module est d'améliorer le refroidissement des puces en utilisant l'excellente conductivité thermique du graphite dans le plan.

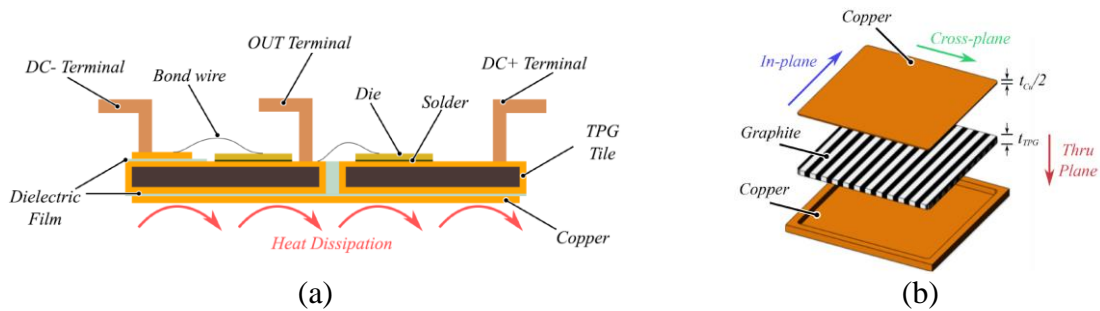


Figure 1.14 : (a) Module de puissance basé sur l'utilisation d'un substrat organique isolé et de graphite [41] ; (b) Graphite pris à l'intérieur du cuivre afin d'augmenter la conductivité thermique dans le plan [41]

L'un de ces substrats organiques est déjà commercialisé par Dupont sous le nom de Organic Direct Bond Copper (ODBC). Un exemple de module de puissance réalisé à l'aide de cette technologie de substrat est présentée sur la Figure 1.15 [40]. Comme souligné précédemment, le principal avantage de ces substrats est l'amélioration de la fiabilité grâce à la diminution des contraintes thermomécaniques à l'intérieur de ceux-ci. Les substrats ODBC de Dupont présentent un haut niveau de fiabilité par rapport aux substrats céramiques conventionnels. Tripathi et al [42] ont comparé le vieillissement en cyclage thermique de substrats ODBC avec des substrats céramiques classiques Al_2O_3 . Après 50 cycles de $-40^\circ\text{C}/+200^\circ\text{C}$, les substrats classiques céramiques Al_2O_3 ont tous présenté des délaminations importantes, alors que les substrats ODBC ne présentaient que des délaminations légères après 5000 cycles. Malgré la composition organique des substrats ODBC, qui est en général moins stable que la céramique à haute température, ceux-ci peuvent être une alternative intéressante au substrat céramique dans le cadre de l'électronique haute température.

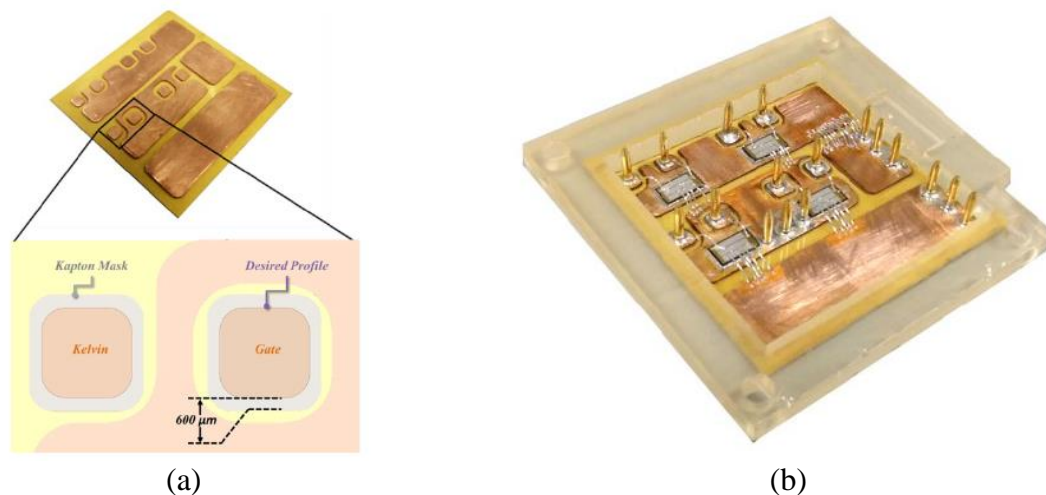


Figure 1.15 : (a) Substrat organique après gravure chimique céramique ; (b) Le même substrat céramique mais cette fois-ci avec les puces, les connecteurs et les fils de bonding céramique [40]

1.3.3. La diminution du nombre d'interfaces thermiques

1. Importance des conditions aux limites

Comme souligné dans la partie 1.3.1, un autre levier, consistant à réduire le nombre de matériaux et donc d'interfaces thermiques, peut-être envisagé lorsque l'on souhaite réduire l'élévation en température des puces. En effet, chaque couche placée entre la puce et le dispositif de l'assemblage induit une chute de température qui se répercute de facto sur la température de la puce. Il peut donc sembler attrayant, à première vue, de réduire ce nombre d'interfaces afin de réduire la température de la puce. Néanmoins, il faut être prudent lorsque l'on souhaite réduire le nombre d'interfaces car la réponse thermique de chaque couche est dépendante de celles qui l'entourent. Pour illustrer ce propos, une simulation thermique stationnaire a été réalisée à l'aide du logiciel ANSYS, voir Figure 1.16a. Deux géométries ont été simulées pour cette étude, l'une correspondant à l'assemblage standard, visible sur la Figure 1.16b, et l'autre correspondant à un assemblage avec un nombre réduit de couches, présenté sur la Figure 1.16c. Les différentes couches et leurs propriétés sont présentées dans le Tableau 1.3. Dans ce tableau, la ligne rouge représente la dernière couche de l'assemblage de la Figure 1.16c. Les propriétés thermiques sont considérées comme étant constante vis-à-vis de la température. Toutes les faces de l'assemblage sont adiabatiques, à l'exception de la face inférieure de la dernière couche sur laquelle un coefficient de transfert thermique variable, noté h , est appliqué. Une puissance de 100 W est dissipée à l'intérieur de la puce. La puce ainsi que la couche d'accroche ont une surface de $7 \times 7 \text{ mm}^2$, les autres couches ont une surface de $20 \times 20 \text{ mm}^2$.

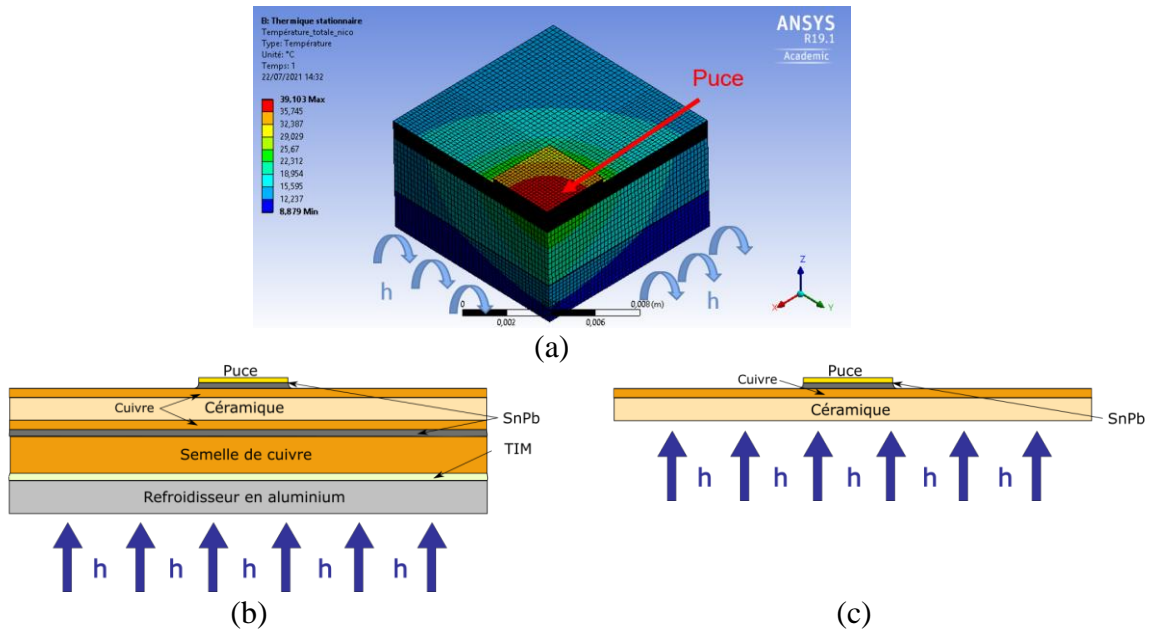


Figure 1.16 : (a) Géométrie de la simulation Ansys ; (b) Géométrie correspondant à la simulation de l'assemblage classique ; (c) Géométrie correspond à la simulation d'un assemblage avec un nombre réduit de matériaux et d'interfaces thermiques

Couche	Matériau	Conductivité thermique [W.m ⁻¹ .K ⁻¹]	Épaisseur [µm]
Puce	SiC	400	200
Accroche	SnPb	50	50
AMB supérieur	Cu	430	300
Isolation	Si ₃ N ₄	60	300
AMB inférieur	Cu	430	300
Accroche	SnPb	50	50
Semelle	Cu	400	3000
TIM	Graisse	4	50
Refroidisseur	Al	240	2000

Tableau 1.3 : Propriétés thermiques et épaisseurs des différentes couches simulées sur la Figure 1.16

Afin de comparer les deux assemblages, la résistance thermique en fonction du coefficient de transfert thermique h a été tracée. Les résultats des simulations sont présentés sur la Figure 1.17. La résistance thermique a été calculée en divisant la différence entre la température moyenne de la puce et l'ambient, par la puissance injectée.

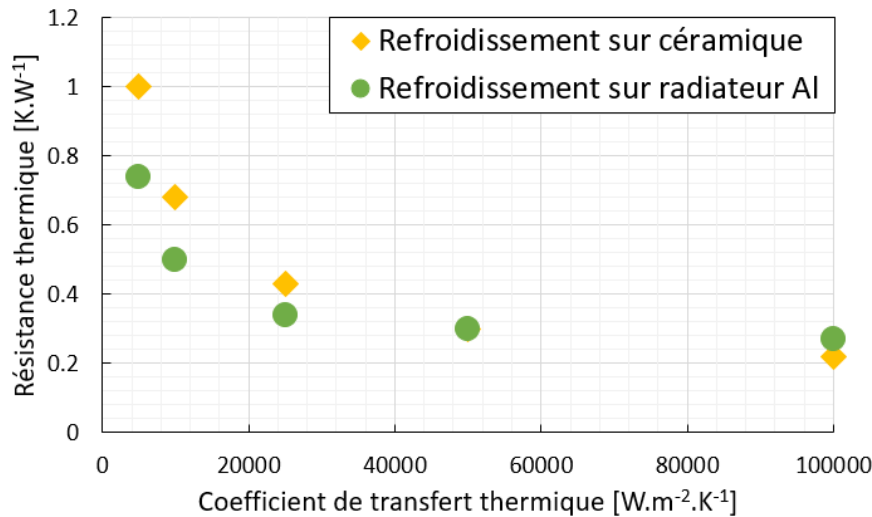


Figure 1.17 : Résistance thermique en fonction du coefficient de transfert thermique pour les assemblages simulés, visibles sur la Figure 1.16

Sur la Figure 1.17, on peut voir tout d'abord que plus le coefficient de transfert thermique h est élevé, plus la résistance thermique des puces est faible. Ce qui semble tout à fait cohérent car, plus le refroidisseur est efficace, plus la température de la puce est faible pour des pertes constantes. En revanche, pour un coefficient de transfert thermique de $5000 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$, la résistance thermique de la puce avec l'assemblage « refroidissement sur radiateur Al » est nettement plus faible que la résistance thermique de la puce avec l'assemblage « refroidissement sur céramique », respectivement $0,75 \text{ K.W}^{-1}$ et 1 K.W^{-1} . Cela signifie donc que le montage présentant le plus de couches est le plus intéressant d'un point de vue thermique. En revanche, lorsque le coefficient de transfert thermique augmente et atteint une valeur de $100000 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$ la tendance s'inverse et l'assemblage avec le moins de couches devient celui qui présente une résistance thermique la plus faible. Ce résultat qui semble, à première vue illogique, provient de la nature tridimensionnelle du problème : lorsque le flux de chaleur se dirige vers le refroidisseur, il s'épanouit plus ou moins dans le plan xy (voir Figure 1.16a). Celui-ci s'épanouira d'autant plus si l'épaisseur totale de l'assemblage est grande, car la résistance thermique dans le plan xy sera d'autant plus faible. De cette manière, une plus grande surface du refroidisseur sera utilisée au final. En revanche, si l'épaisseur totale de l'assemblage est faible, en raison de la suppression d'un certain nombre de couches par exemple, le flux ne pourra pas s'épanouir correctement et seulement une petite zone du refroidisseur sera alors utilisée. C'est ce qui se passe dans cette simulation : l'assemblage comprenant beaucoup de couches présente une meilleure résistance thermique pour un faible coefficient de transfert thermique car il profite d'un épanouissement du flux important grâce à sa faible résistance thermique dans le plan xy . Au contraire, l'assemblage avec peu de couches présente une

meilleure résistance thermique pour un fort coefficient de transfert thermique car l'épanouissement du flux devient alors inutile, étant donné que le refroidisseur est très performant.

Cette simulation a pu mettre en évidence que la réduction du nombre d'interfaces thermiques peut être un levier intéressant pour réduire la résistance thermique des puces dans le but de les placer dans des environnements chauds. Néanmoins, en fonction des conditions aux limites, c'est-à-dire du refroidissement, la réduction du nombre d'interfaces thermiques peut tout aussi bien être néfaste pour la résistance thermique des puces. Enfin, dans cette simulation, l'épaisseur des couches a été considérée comme constante. Cependant, rien n'empêche de réduire le nombre de couches et d'interfaces thermiques tout en augmentant l'épaisseur des couches conservées afin de bénéficier de l'épanouissement du flux. Une piste de cuivre d'une épaisseur de 2 mm peut être plus intéressante d'un point de vue thermique qu'une couche de 1 mm en fonction des conditions aux limites. Les substrats de type organique devraient notamment rendre techniquement possible cette dernière affirmation car les épaisseurs de cuivre assemblables sont bien plus élevées que ce qui peut se faire avec les substrats classiques du type DBC ou AMB. Pour finir, cette simulation n'a traité que l'aspect thermique, il est évident que l'augmentation de l'épaisseur des couches aura aussi un impact sur les contraintes thermomécaniques générées à l'intérieur du module.

2. Exemples de modules de puissance avec un nombre d'interfaces thermiques réduit

a. Direct cooling

La technologie dite « direct cooling » consiste à supprimer le refroidisseur en métal ainsi que les matériaux d'interface thermique des modules. La coupe schématique transverse d'un module « direct cooling » est présenté sur la Figure 1.18a. Ce type de module est déjà commercialisé, on peut voir deux exemples de module d'Infineon et de Danfoss sur la Figure 1.18 (b et c). Les constructeurs ajoutent des pins sous la semelle de cuivre afin d'améliorer le coefficient de transfert thermique vu par la semelle de cuivre. En général, ces modules présentent des résistances thermiques meilleures que les modules standards car ils conservent la semelle de cuivre, et donc l'épanouissement du flux, tout en supprimant les matériaux d'interfaces thermiques qui présentent une très mauvaise conductivité thermique. De plus, la suppression des TIM peut permettre de gagner en fiabilité si le module doit être placé dans des environnements sévères. Les TIM sont le plus souvent des matériaux organiques qui peuvent

mal vieillir à haute température. En terme de cyclage thermique, ils n'induisent aucune contrainte supplémentaire. Des études ont mis en évidence leur bonne fiabilité sous contrainte de cyclage thermique avec une élévation de seulement 30% de la résistance thermique après 1500 cycles de -50°C à 150°C [43]. En revanche, l'utilisation des modules à refroidissement direct est plus complexe à mettre en place pour l'utilisateur car les ailettes qui ressortent de la semelle de cuivre doivent être plongés dans le fluide caloporteur. L'utilisateur s'expose donc à des problèmes d'étanchéité en sélectionnant ce type de module. De plus, la sélection de refroidisseur est plus restreinte puisqu'il faut trouver un refroidisseur qui corresponde à la géométrie du module. Enfin, pour montrer que les constructeurs s'intéressent à ce type d'architecture, on peut donner l'exemple de Volkswagen qui utilise un module Infineon présentant cette technique de refroidissement pour l'onduleur de la voiture électrique ID.4 (géométrie similaire à la Figure 1.18b).

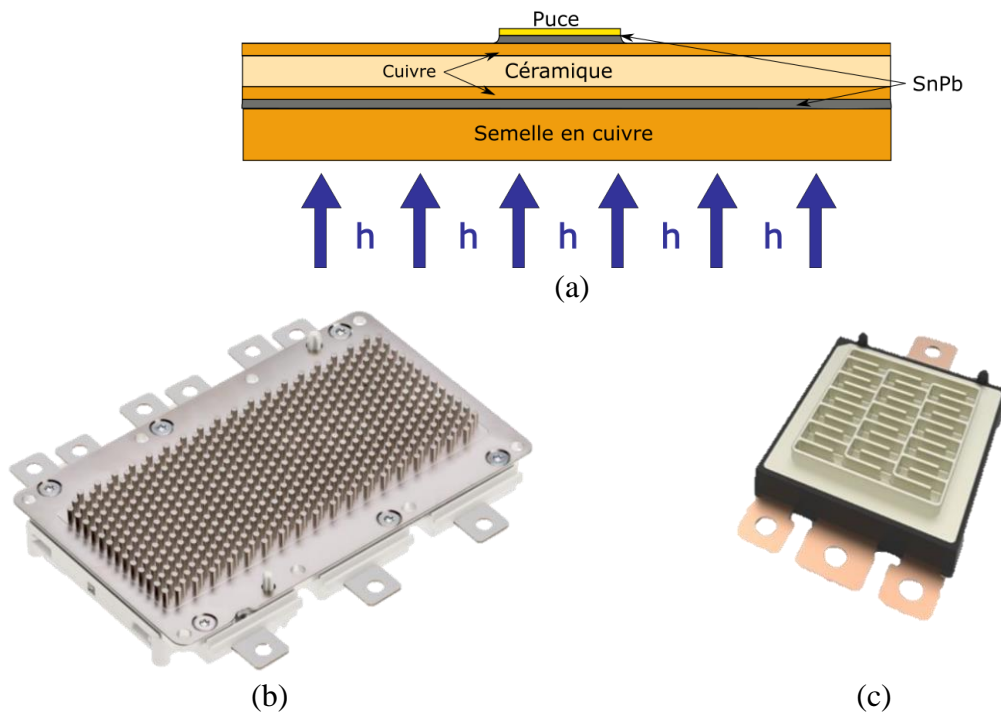


Figure 1.18 : (a) Coupe transverse d'un module de puissance dit « direct cooling » ; (b) Vue du dessous d'un module FS950R08A6P2B avec ailettes droites circulaires sur la semelle de cuivre - Infineon ; (c) Vue de dessous d'un module avec solution « Shower Power » - Danfoss

b. Refroidissement sur la face inférieure métallisée des substrats céramiques

Les modules de puissance avec un refroidissement direct sur la face inférieure du substrat céramique sont plus rares. La coupe schématique transverse d'un tel module est présentée sur la Figure 1.19a. La raison de cette rareté est due essentiellement à la géométrie inférieure des substrats céramiques qui ne laisse que peu d'opportunité pour extraire

efficacement les pertes, étant donné que celle-ci est plane. Néanmoins, la fabrication additive et plus particulièrement l'impression laser a ouvert la voie à la réalisation de géométries complexes sur la face inférieure des substrats céramiques. Grâce à ce procédé, il est possible de réaliser des refroidisseurs avec une géométrie complexe directement sur les substrats céramiques et donc de pouvoir espérer une extraction du flux de chaleur efficace [44]. La principale difficulté lorsque l'on souhaite réaliser une impression sur des substrats céramiques réside dans la gestion des contraintes thermomécaniques induites par le procédé de fabrication. Celles-ci peuvent mener à la destruction du substrat si elles ne sont pas correctement prises en compte [29]. La Figure 1.19b présente une impression par laser de plots de cuivre sur un substrat DBC réalisé en 2013 [44]. La Figure 1.19c présente un module de puissance ayant un refroidisseur imprimé en Al sur la face inférieure de son substrat céramique [29].

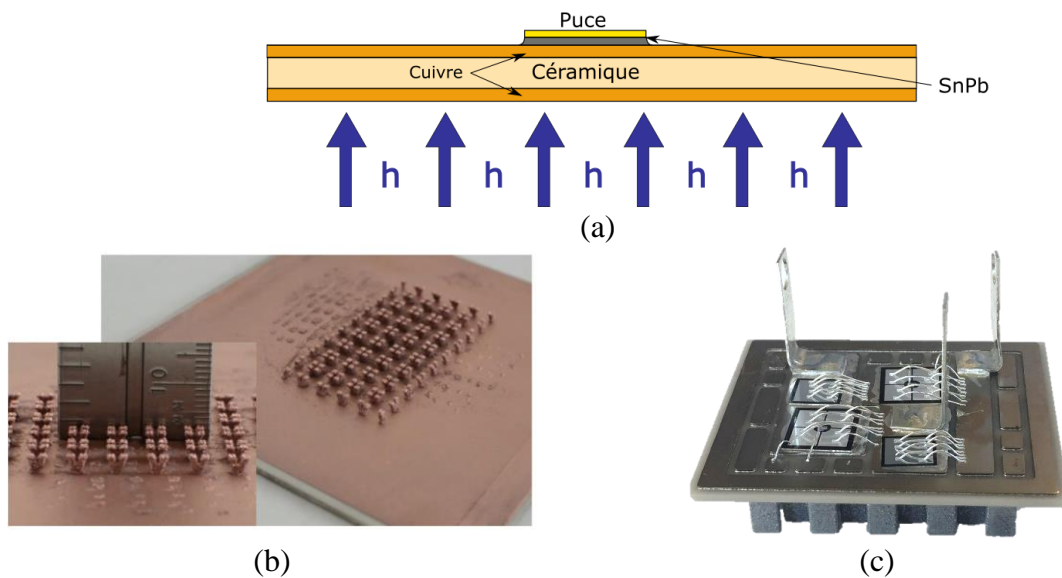


Figure 1.19 : (a) Coupe transverse d'un module de puissance avec refroidissement sur la partie métallique inférieure du substrat céramique ; (b) Géométrie imprimée en cuivre par impression laser sur un substrat DBC [44] ; (c) Module de puissance avec un radiateur Al imprimé directement sur un substrat céramique par fabrication additive [45]

Des travaux ont mis en évidence le fait que le passage d'une semelle en Cu à une semelle en AlSiC, présentant un CTE bien plus faible et bien plus proche des céramiques, permettait d'augmenter la durée de vie des modules malgré une plus faible conductivité thermique [46]. On peut donc penser que la suppression de la semelle pourrait améliorer la fiabilité en diminuant les contraintes thermomécaniques. De plus, cette suppression peut être intéressante dans le domaine de l'aviation car la semelle compte pour beaucoup dans la masse totale d'un module. La Figure 1.20 montre la masse (288g) d'un substrat céramique avec sa semelle. Le substrat seul ne fait pas plus de 50 g. Si le nombre de modules de puissance venait à se multiplier à bord

des aéronefs, la suppression de la semelle pourrait être intéressante afin de diminuer la consommation de carburant. Néanmoins, nous l'avons vu précédemment, éliminer la semelle peut avoir des conséquences néfastes sur le refroidissement : il ne faudrait donc en aucun cas que cela mène à une augmentation de la masse de la pompe du circuit de refroidissement, par exemple.

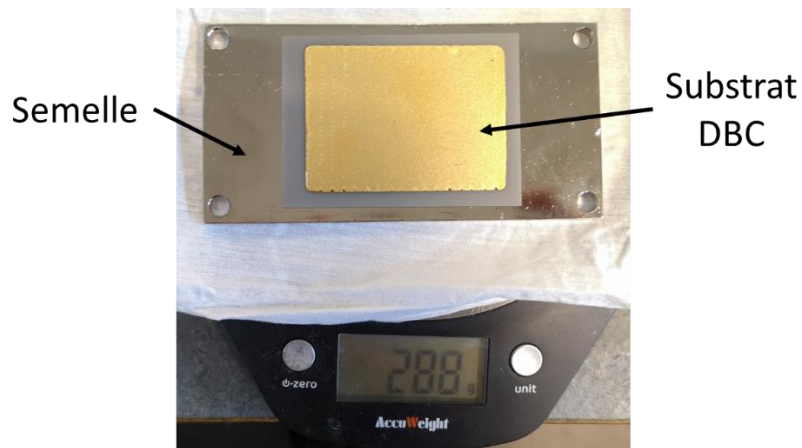


Figure 1.20 : Substrat DBC avec sa semelle sur une balance

c. Refroidissement sur la céramique

Le refroidissement sur céramique est encore plus ambitieux car l'objectif est de supprimer la partie métallique inférieure des substrats céramiques. La coupe schématique transverse d'un module avec un refroidissement directement réalisé sur la céramique est présentée sur la Figure 1.21a. À notre connaissance, il existe aujourd'hui deux projets travaillant sur cette problématique. Le premier est un partenariat entre CeramTec et l'institut Fraunhofer ISSB [47]. Le module de puissance est présenté sur Figure 1.21b. La technique utilisée pour réaliser ce module est basée sur la technique de réalisation des DBC, à la différence majeure que le substrat céramique en AlN est, en réalité, un radiateur présentant un circuit de refroidissement interne ainsi que des ailettes afin d'améliorer l'extraction du flux de chaleur. À noter que la partie inférieure du module est aussi métallisée et connectée électriquement à la partie supérieure du circuit dans le but d'y placer des condensateurs de découplage. Le second exemple découle d'un partenariat entre General Electric et l'armée des Etats Unis [48]. Le module de puissance est présenté sur Figure 1.21c. Comme pour le module précédent, la partie céramique joue ici le rôle de radiateur, mais, cette fois-ci, le radiateur céramique a été imprimé par fabrication additive d'alumine.

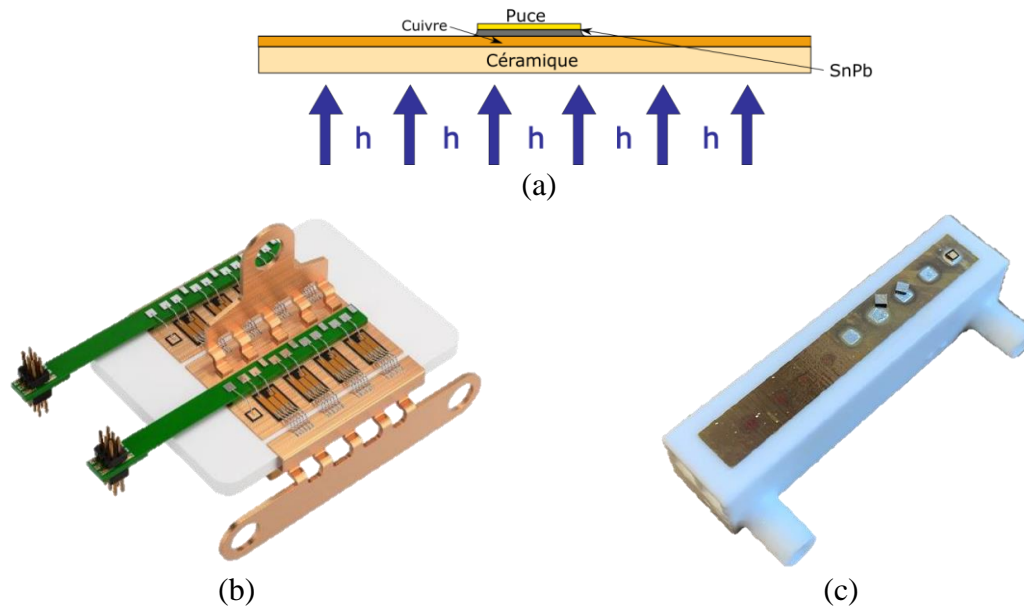


Figure 1.21 : (a) Coupe transverse d'un module de puissance avec refroidissement sur la céramique ; (b) Module de puissance sur radiateur céramique [47] ; (c) PICCO power module [48]

1.3.4. Refroidissement double face

Enfin, une dernière manière d'améliorer le refroidissement des puces dans le but de les placer dans un environnement chaud consiste à extraire le flux de chaleur par les deux faces de la puce. Ces modules de puissance sont généralement qualifiés de « double face ». Les modules double face ont fait leur apparition pour répondre aux besoins toujours plus importants en terme de refroidissement dans les environnements pour lesquels la compacité est primordiale. Certains modules double face sont déjà utilisés à grande échelle, on peut citer par exemple l'onduleur de traction de la Toyota Prius hybride [49]. La Figure 1.22 présente l'onduleur de cette voiture hybride : on peut voir chacun des modules de puissance pris en sandwich entre les plaques à eau.



Figure 1.22 : Coupe de l'onduleur de traction de la Toyota Prius avec des modules de puissance refroidis double face [49]

Les modules double face ne présentent pas seulement des avantages du point de vue thermique. En effet, leur géométrie permet de réduire drastiquement les inductances parasites dans les mailles de commutation en réduisant la boucle de courant. Cette réduction de la maille de commutation permet de réduire les pertes par commutation ainsi que les surtensions à l'ouverture du courant [50]. Néanmoins, leur utilisation reste encore très rare dans l'industrie, et un grand nombre de freins ralentis leur mise sur le marché : par exemple, le procédé de fabrication et de la connexion top des puces n'est pas forcément adapté au processus d'assemblage pour les modules double face. La proximité entre la connexion de la source et du drain des MOSFETs n'aide pas car la distance peut facilement être réduite à moins de 100 μm . Un exemple d'assemblage double face est présenté sur la Figure 1.23 [51]. Pour cet assemblage, les difficultés de connexion de la face top ont été évitées en utilisant des « plots » qui permettent d'élever le substrat supérieur et de libérer de l'espace afin d'utiliser des fils de bonding pour la connexion de la commande.

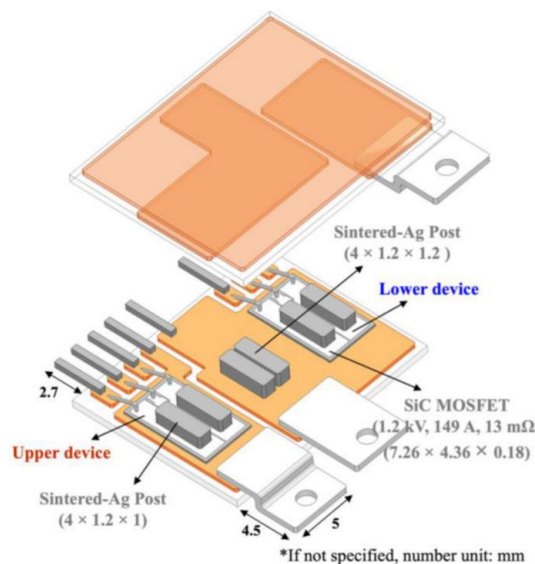


Figure 1.23 : Module de puissance double face avec assemblage par frittage de plots d'argent fritté (puissance) et utilisation de fils de bonding (commande) pour la connexion de la face top [51]

De plus, la géométrie double face peut avoir un impact néfaste sur la durée de vie du module. En effet, l'utilisation d'une connexion autre que des fils de bonding sur la face top peut induire des contraintes thermomécaniques nouvelles sur les puces et impacter la fiabilité de l'assemblage malgré les nombreux avantages que présentent les assemblages double face. Pour pallier ce problème, un projet présentant la même géométrie que le module présenté précédemment utilise des plots en Molybdène afin de réduire les contraintes thermomécaniques durant l'utilisation des puces [35]. Des vues du module double face avant et après fermeture sont présentées sur Figure 1.24.

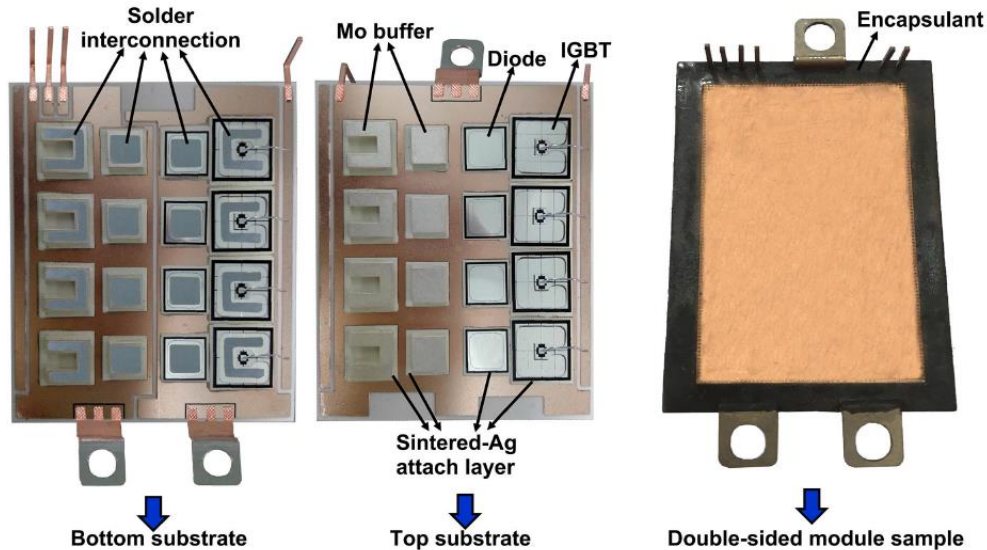


Figure 1.24 : Module de puissance double face utilisant des plots en molybdène afin de réaliser la connexion de l'émetteur des IGBTs [52]

Enfin, les modules de puissance présentés sur les Figures 1.24 et 1.25 sont des modules de puissance double face utilisant des substrats céramiques pour la connexion de la partie supérieure. C'est finalement la première idée qui vient à l'esprit lorsque l'on souhaite passer d'une géométrie simple face à une géométrie double face. Néanmoins, ce n'est pas la seule solution existante. Certaines personnes travaillent sur l'enfouissement de composants dans les PCBs afin de faciliter la réalisation des modules de puissance double face [50]. Un exemple de cette technologie est le projet TAPIR réalisé au G2Elab [53]. La géométrie du module TAPIR est présentée sur Figure 1.25. Le fait d'enfouir les composants dans le PCB facilite la connexion top des puces. Néanmoins, dans un cadre d'environnement haute température, l'utilisation de ce type de technologie reste, pour le moment, peu envisageable, étant donné la faible tenue en température des PCBs.

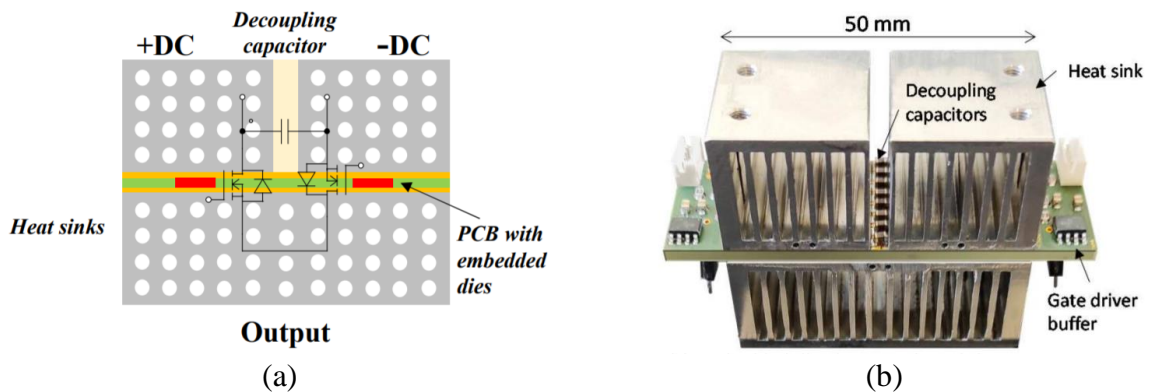


Figure 1.25 : (a) Coupe transverse du module de puissance avec refroidisseur TAPIR ; (b) photo d'un module de puissance TAPIR [53]

Cette partie nous a permis de mettre en évidence les limites du packaging actuel, en s'intéressant tout particulièrement aux matériaux d'accroche, aux substrats, à la réduction du nombre d'interfaces thermiques et au refroidissement double face des modules de puissance. Nous avons pu voir que la fiabilité des substrats céramiques était, par exemple, très limitée par le choix des céramiques ou des métaux et qu'il en était de même dans le choix des technologies d'accroche des composants de puissance. De plus, la réduction du nombre d'interfaces semble être intéressante afin d'envisager la réalisation d'un packaging adapté aux environnements sévères mais elle peut aussi s'avérer néfaste dans certains cas. Enfin, la mise en place de l'architecture double face semble être une piste intéressante, même si des problèmes de réalisation restent encore compliqués à résoudre et que sa mise en place peut fortement augmenter les contraintes thermomécaniques vues par les interrupteurs de puissance.

Dans la partie suivante, l'architecture du module de puissance proposé dans cette thèse ainsi que son processus de fabrication seront présentés. L'idée principale derrière la création de ce module a consisté à sélectionner différentes options présentées précédemment et de les réunir dans un même packaging. On peut citer par exemple la réduction du nombre d'interfaces pour diminuer la résistance thermique, l'élimination des matériaux d'interface thermique pour améliorer la fiabilité, l'utilisation de l'argent fritté pour améliorer la fiabilité de la couche d'accroche des puces à haute température, la proposition d'un nouveau substrat céramique réalisé à partir d'AlN et d'argent fritté afin d'augmenter la fiabilité à haute température ou encore la proposition d'une géométrie double face pour améliorer le refroidissement des puces.

1.4. Proposition technologique

1.4.1. Architecture du module proposé

Nous avons vu que le travail de cette thèse consistait à étudier un packaging innovant d'un module de puissance ayant pour but de répondre aux exigences spécifiques du secteur de l'aviation, c'est-à-dire pouvant évoluer dans un environnement haute température tout en présentant un niveau de fiabilité satisfaisant. Une coupe transverse et schématique du module de puissance étudié pendant ce travail de thèse est présentée sur la Figure 1.26a. Le schéma électrique équivalent est présenté sur la Figure 1.26b.

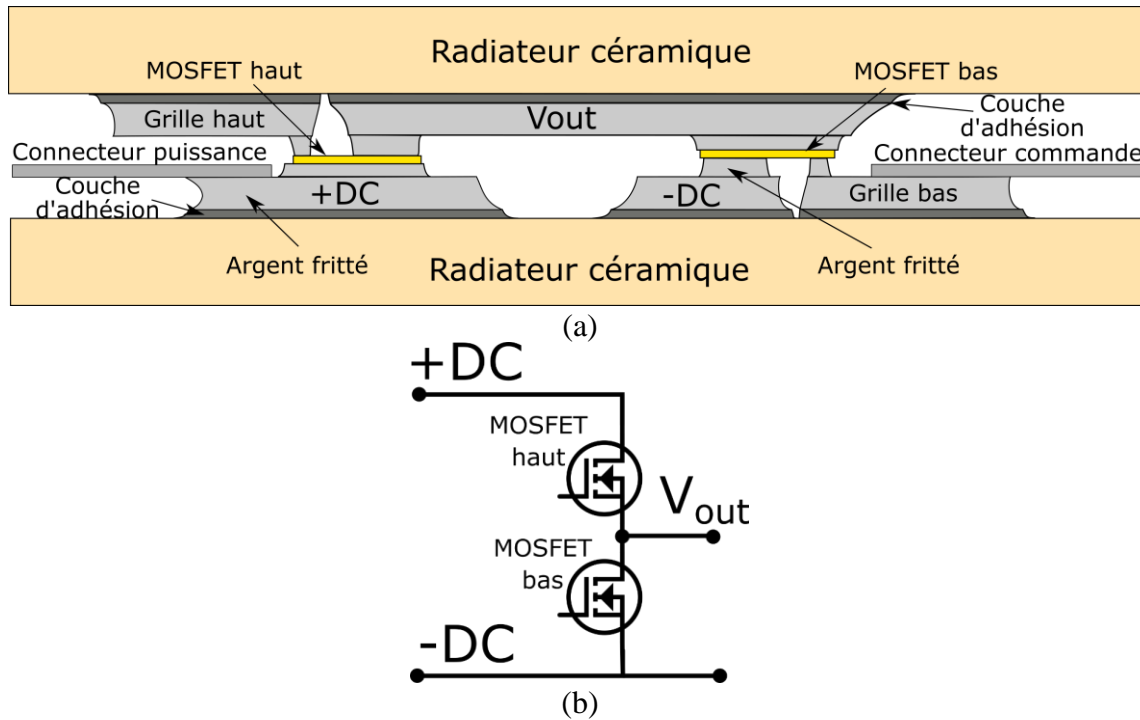


Figure 1.26 : (a) Coupe schématique du module de puissance MARC ;(b) Schéma électrique équivalent

Ce module de puissance porte le nom de « Module Assemblé sur Refroidisseurs Céramiques » ou MARC. Sur la Figure 1.26a, les différentes couches constituant le module MARC sont présentées. De bas en haut, le module MARC correspond à un empilement d'un radiateur en céramique, d'une couche de métallisation, d'une première couche d'argent fritté, d'une seconde couche d'argent fritté et enfin d'une puce. Sur la partie supérieure de la puce, on retrouve le symétrique avec les différentes couches, étant donné qu'il s'agit d'un module double face. Au vu de l'importance de la conductivité thermique des plaques en céramique, l'AlN a été sélectionné, car ce matériau présente les meilleures caractéristiques thermiques vis-à-vis des céramiques utilisées en électronique de puissance. Enfin, le module MARC tient sa singularité par le faible nombre d'interfaces entre des matériaux de natures différentes mais aussi par la nature de ses pistes de courant. Ces pistes sont faites en argent fritté, comme les accroches des faces inférieure et supérieure des puces, ce qui est inédit au regard de la littérature. On veut ici tirer parti du fait que l'argent fritté présente un module d'Young plus faible que celui du cuivre. Les contraintes thermomécaniques devraient donc être réduites et la fiabilité du module augmentée, comme pour les substrats DBA par exemple. Cette propriété reste à être démontrée, étant donné que l'argent fritté peut aussi se fissurer et non pas plastifier comme c'est le cas pour l'aluminium, en fonction du niveau de porosité qu'il présente.

Une importante partie du travail de thèse qui sera présentée dans ce manuscrit correspondra à l'étude du frittage d'argent et plus particulièrement au frittage de l'argent pour la réalisation des pistes. De même, nous verrons qu'une attention particulière a été apportée à la couche d'interface entre les pistes frittées et les plaques de céramique car elle a un rôle important sur la fiabilité du module de puissance.

1.4.2. Réalisation du module MARC

La fabrication du module MARC est basée sur la réalisation de plusieurs dépôts et frittages successifs d'une pâte d'argent afin de réaliser les pistes et les joints d'attache des composants sur une plaque de céramique AlN. Le nombre d'interfaces thermiques et de matériaux de l'empilement est minimisé et tous les matériaux de l'assemblage sont compatibles avec des températures pouvant dépasser 200°C. La nouvelle structure pourrait permettre de s'affranchir des limites thermiques des brasures (dans certains cas), des limites thermiques des interfaces thermiques, des limites thermomécaniques des substrats céramiques et des joints brasés, ainsi que des problèmes liés à la cambrure des substrats. De plus, la géométrie double face du module devrait limiter l'inductance parasite et améliorer le refroidissement des puces.

Pour des raisons de simplicité, les études ont essentiellement été réalisées sur des plaques en céramique (qui peuvent servir de refroidisseur) et non pas sur des radiateurs en céramique à proprement parler. Le procédé de réalisation mis en place a fait l'objet d'un dépôt de brevet par Safran [FR3054721B1]. On peut décomposer ce principe en trois étapes, schématisées sur la Figure 1.27.

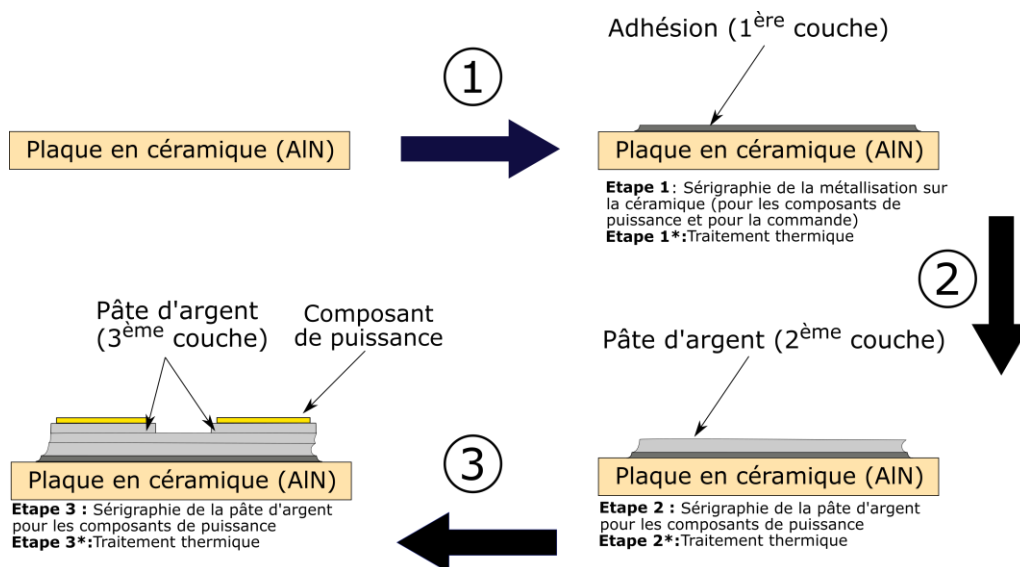


Figure 1.27 : Principe schématique de la réalisation du module MARC simple face

Étape ① : dépôts d'une couche d'adhésion sur le substrat AlN. Cette couche doit être déposée pour le circuit de puissance, mais aussi pour le circuit de commande. Son épaisseur est comprise entre quelques μm et une dizaine de $10 \mu\text{m}$. Dans ce projet, différentes méthodes de métallisation ont été testées. Cette couche sera appelée « **1^{ère} couche ou couche d'adhésion** » dans la suite du manuscrit.

Étape ② : dépôts d'une couche épaisse de pâte d'argent (Ref : SSP2020 - Loctite) par sérigraphie. Cette couche correspond aux pistes de puissance à proprement parler. L'épaisseur qui devra être déposée dépendra de la densité de courant visée pour le module de puissance final. Elle sera aussi directement liée à la conductivité électrique de l'argent fritté et donc, à sa porosité. Ce dépôt de couche épaisse pourra être réalisé en plusieurs fois. En général, les épaisseurs de cuivre sur les substrats DBC sont d'environ $300 \mu\text{m}$, alors que le fabricant de la pâte d'argent utilisée dans ce projet préconise un dépôt par sérigraphie d'épaisseur maximale $100 \mu\text{m}$. Il s'agira donc de réitérer cette étape autant de fois que nécessaire pour atteindre l'épaisseur ciblée. La pâte a été sélectionnée en amont de la thèse, aucune optimisation vis-à-vis de sa sélection ne sera donc présentée. Enfin, une autre remarque importante concerne la température de frittage de cette couche : lors de cette étape, aucune puce ne sera présente, il est donc envisageable de réaliser un frittage haute température, typiquement supérieure à 300°C . De plus, le frittage sera réalisé sans pression pour des raisons évidentes. Cette couche sera appelée « **2^{ème} couche ou couche piste** » dans la suite du manuscrit.

Étape ③ : attache des composants et des connecteurs. Cette dernière couche devra être déposée aussi bien pour les composants de puissance que pour les connecteurs. Ces connecteurs permettront de relier le futur module de puissance à son environnement (puissance) mais aussi de commander les composants (commande). Contrairement à la **2^{ème} couche**, la température de frittage sera limitée par les composants, mais la même pâte que celle de l'étape ② sera utilisée. De plus, il aurait été possible de réaliser le frittage de cette couche avec pression (grâce à la présence de la puce) mais le cahier des charges imposés par Safran Tech ne nous le permettait pas. Cette couche sera appelée « **3^{ème} couche ou couche d'accroche** » dans la suite du manuscrit.

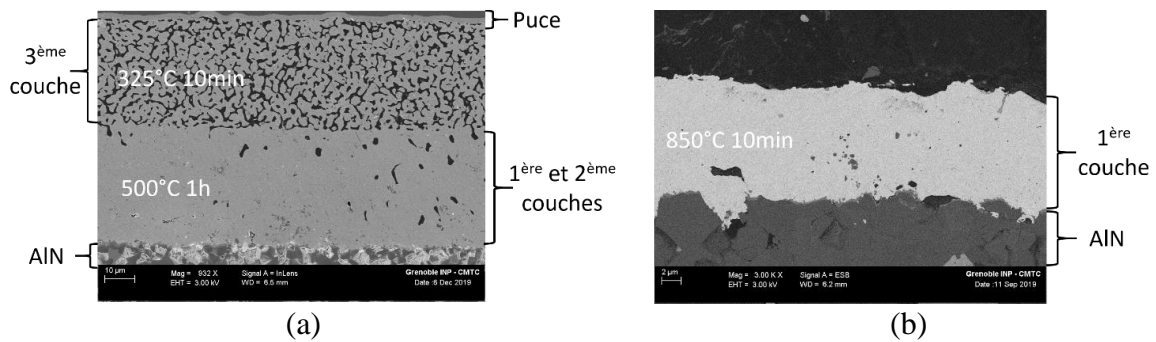


Figure 1.28 : (a) Coupe transverse d'un assemblage présentant les trois couches caractéristiques du projet, (b) Zoom sur la couche de métallisation.

Une coupe transverse présentant un assemblage standard de ce projet ainsi qu'un zoom sur l'interface entre la 1^{ère} couche et l'AlN sont présentés sur la Figure 1.28.

1.5. Conclusion

Ce chapitre nous a permis de comprendre quels étaient les besoins du secteur aéronautique en termes d'innovation. La tendance à la hausse du nombre de voyageur-kilomètre chaque année, ainsi que le défi climatique obligent les constructeurs aéronautiques à diminuer drastiquement les rejets de gaz à effet de serre des avions dans les années à venir. Pour répondre aux enjeux climatiques, deux leviers sont à leur disposition : d'abord, l'augmentation de la part des carburants de synthèse dans le mix des carburants afin de diminuer l'utilisation des énergies fossiles, ensuite, l'augmentation de la puissance électrique installée à bord. Cette dernière action, ayant pour but de diminuer le poids des avions mais aussi d'augmenter la fiabilité de ceux-ci, nécessite de repenser le packaging des composants d'électronique de puissance afin de l'adapter aux environnements extrêmes qu'on peut retrouver autour des turboréacteurs. Parmi ces composants, les modules de puissance jouent un rôle particulier car ils renferment la partie active des convertisseurs d'électronique de puissance : les puces semi-conductrices. Les modules de puissance ne sont pas adaptés aux environnements extrêmes des avions et leur structure doit être repensée de façon importante.

Dans ce contexte, un packaging innovant d'un module de puissance adapté pour la haute température a été présenté. Ce packaging présente les spécificités d'être refroidi double face, de présenter un faible nombre d'interface thermique entre la puce et ses refroidisseurs, mais aussi d'avoir des pistes de courant faites d'argent fritté. Dans le Chapitre 2, l'étude et l'optimisation du procédé de frittage seront présentées. Cette étude sera réalisée parallèlement pour le frittage des pistes mais aussi pour le frittage de l'accroche des composants. Le Chapitre

3 sera consacré à l'étude du vieillissement des assemblages sous contraintes thermiques. Enfin, le Chapitre 4 traitera de la réalisation du module de puissance MARC.

Chapitre 2 : Sélection des couches d'adhésion et optimisation du processus de frittage

2.1. Introduction

Nous avons vu dans le chapitre précédent que le module MARC était réalisé par empilement successif de couches d'argent fritté sur des substrats céramiques préalablement métallisés. Une coupe schématique transverse d'un assemblage simple face MARC est présenté sur la Figure 2.1.

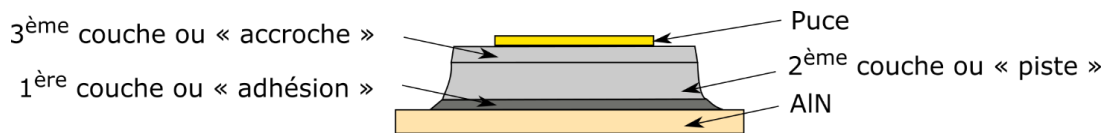


Figure 2.1 : Coupe transverse schématique d'un assemblage simple face, échantillon typiquement étudié comme brique technologique

Au total, trois couches différentes composent l'assemblage MARC. La première couche, qui doit assurer l'adhésion avec le substrat céramique, permettre l'évacuation du flux de chaleur mais aussi présenter une bonne affinité avec l'argent fritté. La couche « piste » qui doit permettre de relier électriquement les puces entre elles mais aussi avec leur environnement électrique extérieur, typiquement via les connecteurs de puissance. Et enfin la couche d'accroche, qui doit principalement assurer la tenue mécanique de la puce sur l'empilement tout en permettant une bonne évacuation du flux de chaleur et qui doit aussi permettre la connexion électrique de la puce avec le reste du circuit.

L'objectif principal de ce chapitre est de réaliser une première sélection vis-à-vis des couches d'adhésion mais aussi de présenter le travail d'optimisation réalisé sur le processus de frittage de la couche piste et de la couche d'accroche. Mais d'abord, une première partie sera consacrée à une étude bibliographique sur le frittage d'argent et sur les méthodes de métallisation des substrats céramiques. Les mécanismes du frittage d'argent seront exposés ainsi que les propriétés physiques et mécaniques atteignables : conductivité thermique, conductivité électrique et module d'Young. Ensuite, une partie sera consacrée à toutes les techniques mises en œuvre pour la réalisation des échantillons. Par la suite, des résultats vis-à-vis des matériaux et des technologies sélectionnés pour la couche d'adhésion seront présentés. Enfin, l'étude visant à optimiser le cycle de frittage de la couche piste et de la couche d'accroche sera, à son tour, présentée.

2.2. État de l'art : le frittage d'argent

Comme cela a été mis en évidence précédemment, le frittage d'argent occupe une place toute particulière dans la réalisation du module MARC. Dans la partie suivante, les mécanismes qui régissent ce phénomène seront présentés à partir d'une étude bibliographique.

2.2.1. Mécanismes du frittage

Le frittage est un traitement thermique par lequel une poudre ou un comprimé de poudre est consolidé [54] [55]. Lors du procédé de frittage, la température ne dépasse jamais la température de fusion du constituant principal de la poudre. Le frittage peut être monophasique si la poudre n'est constituée que d'une seule phase, ou bien polyphasique si plusieurs phases la composent. Il est possible de décomposer schématiquement le frittage en trois stades, illustrées sur la Figure 2.2 par des caractérisations microstructurales effectuées durant cette thèse :

- Formation et croissance de cous entre les particules de la poudre (Stade 1).
- Réduction de la porosité ouverte et densification (Stade 2).
- Fermeture des pores et réduction de la porosité fermée (Stade 3).

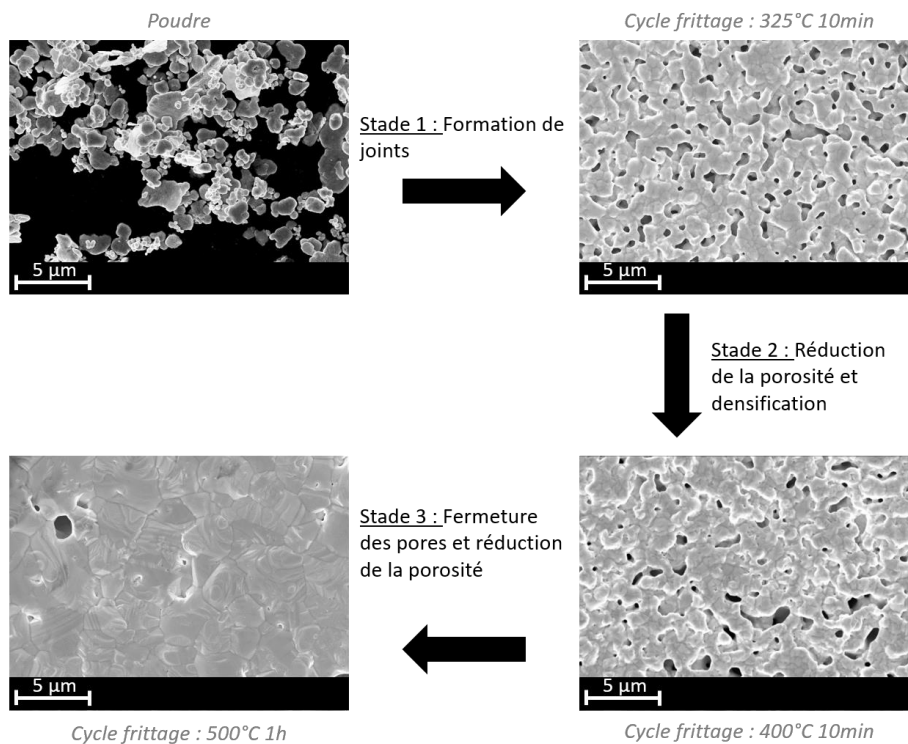


Figure 2.2 : Micrographies prises au MEB illustrant les différents états de microstructures pendant chacun des trois stades de frittage définis précédemment

2.2.2. Condition de frittage

Pour comprendre les mécanismes qui régissent le frittage, il faut s'intéresser à l'énergie interfaciale du système. Une poudre présente une grande surface de contact A_{SG} avec le milieu extérieur (SG pour l'interface Solide/Gaz). Cette surface A_{SG} correspond à un excès d'énergie qui peut être exprimé par le produit de la surface A_{SG} et de la densité surfacique d'énergie γ_{SG} . Si les particules de cette poudre s'agglomèrent, l'énergie associée du système s'exprime alors comme le produit de la surface de contact entre les particules A_{SS} et de la densité surfacique d'énergie γ_{SS} (SS pour Solide/Solide). La variation d'énergie ΔE que subit le système durant le frittage peut donc être exprimée en fonction des variations de surface ΔA_{SG} et ΔA_{SS} . Typiquement, la poudre verra sa surface A_{SG} diminuer et sa surface A_{SS} augmenter. Ceci permet alors d'écrire l'équation 2-1 correspondant à la variation d'énergie que subit un système granulaire pendant le frittage :

$$\Delta E = \gamma_{SS}\Delta A_{SS} + \gamma_{SG}\Delta A_{SG} \quad 2-1$$

En première approximation, si on remplace deux surfaces élémentaires solide/gaz par une interface solide/solide en créant un contact entre deux grains, on obtient $\Delta A_{SG} = -2\Delta A_{SS}$ (ΔA_{SG} correspondant à la variation de surface Solide/Solide et ΔA_{SS} correspondant à la variation de surface Solide/Gaz). Ceci nous permet d'écrire :

$$\Delta E \approx \Delta A_{SS}(\gamma_{SS} - 2\gamma_{SG}) \quad 2-2$$

Pour que le phénomène de frittage se réalise, il faut que $\Delta E < 0$ ou, autrement dit, il faut que $\gamma_{SS} < 2\gamma_{SG}$, ce qui est le cas pour la plupart des matériaux.

2.2.3. Phénomènes de diffusion

Les phénomènes de diffusion sont à l'origine de l'évolution de la géométrie des particules et des contacts interparticulaires pendant le traitement thermique. Ce qu'il faut garder à l'esprit c'est qu'il existe divers mécanismes qui ne jouent pas tous le même rôle lors du frittage et qui n'ont donc pas les mêmes conséquences. Par exemple, certains entraînent une densification, tandis que d'autres ne modifient pas la densité du matériau. L'intensité de chacun de ces mécanismes dépend de la température, de la taille des particules mais aussi de la taille des cols interparticulaires, de la pression éventuelle, etc. On distingue généralement six mécanismes différents qui sont présentés sur la Figure 2.3 [55].

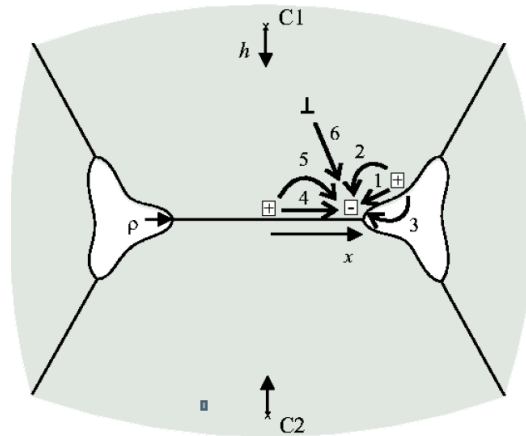
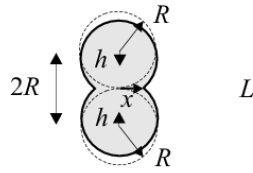


Figure 2.3 : Différents chemins de diffusion [55]

Chaque mécanisme correspond à un chemin donné de transport de matière. Pour bien comprendre, il faut savoir que la courbure de la surface des grains au niveau des pores contrôle le potentiel chimique des atomes. Une surface concave est constituée d'atomes qui présentent un faible potentiel chimique, tandis que les surfaces convexes présentent des atomes au potentiel chimique élevé. Les atomes vont donc diffuser des surfaces convexes vers les surfaces concaves, ou depuis le volume vers les surfaces concaves. Pour connaître le rôle des différents mécanismes de diffusion sur la microstructure finale du matériau fritté, il faut regarder d'où proviennent les atomes "sources" des différents phénomènes diffusifs. Il est possible de les classer en deux catégories différentes : les mécanismes qui prennent leurs atomes sources au niveau du volume et des joints de grains, et les mécanismes liés à la diffusion surfacique, qui prennent leurs atomes sources au niveau de la surface (interface pore/grain). D'une manière générale, les mécanismes prenant leurs atomes sources au niveau de la surface sont non-densifiants (1, 2 et 3 sur la Figure 2.3), alors que les mécanismes prenant leurs atomes sources au niveau du volume sont densifiants (4, 5 et 6 sur la Figure 2.3). D'un point de vue macroscopique, les phénomènes densifiants entraînent un retrait de la pièce. Ce retrait macroscopique est mesurable de façon in-situ grâce à un dilatomètre. Nous reviendrons plus tard sur cette technique de mesure, extrêmement utile pour appréhender la cinétique du frittage.

L'équation 2-3 régissant la cinétique de frittage au début du processus est présentée sur la Figure 2.4. Les constantes cinétiques K associées à chaque mécanisme sont présentées sur la même figure, à l'exception du mécanisme 6. Pour ce dernier mécanisme, la constante associée ne dépend pas uniquement des caractéristiques intrinsèques du matériau, mais est aussi liée aux traitements subis par la poudre préalablement.



$$\left(\frac{x}{R}\right)^n = \frac{K}{R^m} t \quad 2-3$$

- x le rayon du col interparticulaire
- R le rayon des particules
- K, n et m dépendent du mécanisme de transport, voir ci-dessous

Coefficients de la cinétique des différents mécanismes de frittage

Mécanisme sur la Figure 2.3	Provenance des atomes sources	Chemin de diffusion	Coefficient K	n	m
1	Surface	Surface	$\frac{56\delta D_S \gamma \Omega}{kT}$	7	4
2	Surface	Volume	$\frac{20D_V \gamma \Omega}{kT}$	5	3
3	Surface	Gaz	$\frac{20D_G P_G^\infty \gamma \Omega^2}{(kT)^2}$	5	3
4	Joint de grain	Joint de grain	$\frac{48\delta_J D_J \gamma \Omega}{kT}$	6	4
5	Joint de grain	Volume	$\frac{18D_V \gamma \Omega}{kT}$	4	3
6	Dislocation	Volume	-	-	-

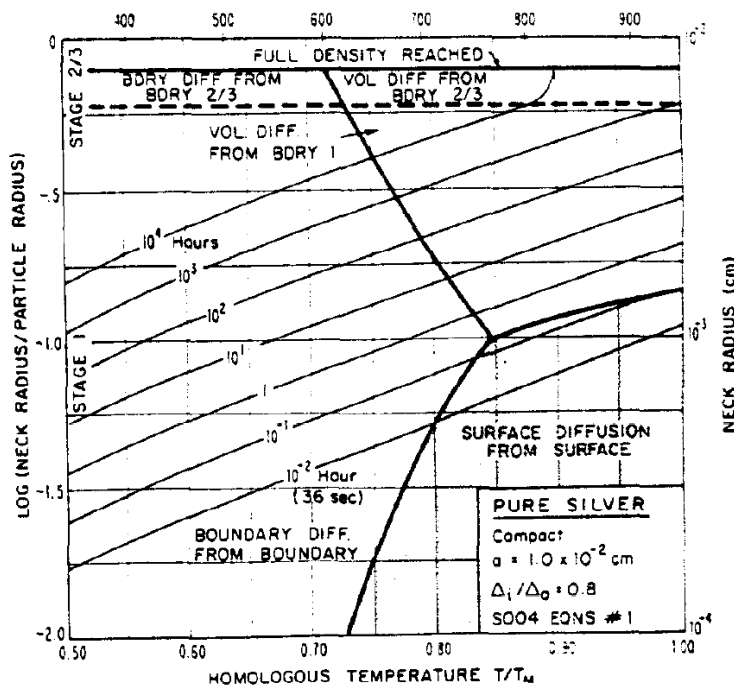
Figure 2.4 : Expression de la constante cinétique K de l'équation 2-3 pour les différents mécanismes présentés sur la Figure 2.3 [55]

Avec :

- D le coefficient de diffusion (S pour surface, V en volume, G par la phase gazeuse, J au joint de grain). Celui-ci dépend du chemin, de la température et du matériau considéré. Des abaques existent afin de connaître sa valeur.
- δ l'épaisseur typique de la couche dans laquelle s'effectue la diffusion, (S pour surface, J pour joint). En général, celle-ci est de l'ordre de quelques rayons atomiques du matériau considéré.

- γ l'énergie de surface. Cette énergie est fonction du matériau considéré. On peut trouver sa valeur dans des abaques.
- Ω le volume atomique. On peut trouver sa valeur dans des abaques.
- P_G la pression de vapeur saturante du solide au-dessus d'une surface plane.
- k la constante de Boltzmann.
- T la température.

L'équation 2-3 décrit, en fait, la cinétique d'évolution de la taille de cou réduite (ratio entre le rayon interparticulaire x et la taille moyenne R des particules) en fonction du mécanisme de diffusion. Dans cette équation, la constante cinétique K traduit le fait que ces mécanismes ne suivent pas tous les mêmes lois d'évolution. : certains sont prépondérants à basse température et d'autres le sont à haute température. En sommant les contributions de chaque mécanisme à la cinétique de grossissement des cous, il est possible de tracer des cartes de frittage. Ces cartes de frittage représentent la taille de cou réduite en fonction de la température. Elles indiquent aussi le domaine dans lequel chaque mécanisme est prépondérant durant le phénomène de frittage. Des exemples de carte de frittage pour des particules d'argent d'une taille de 100 μm et 10 μm tracé en fonction du ratio T/T_M (T_M étant la température de fusion de l'argent) sont présentés sur la Figure 2.5 [56].



(a)

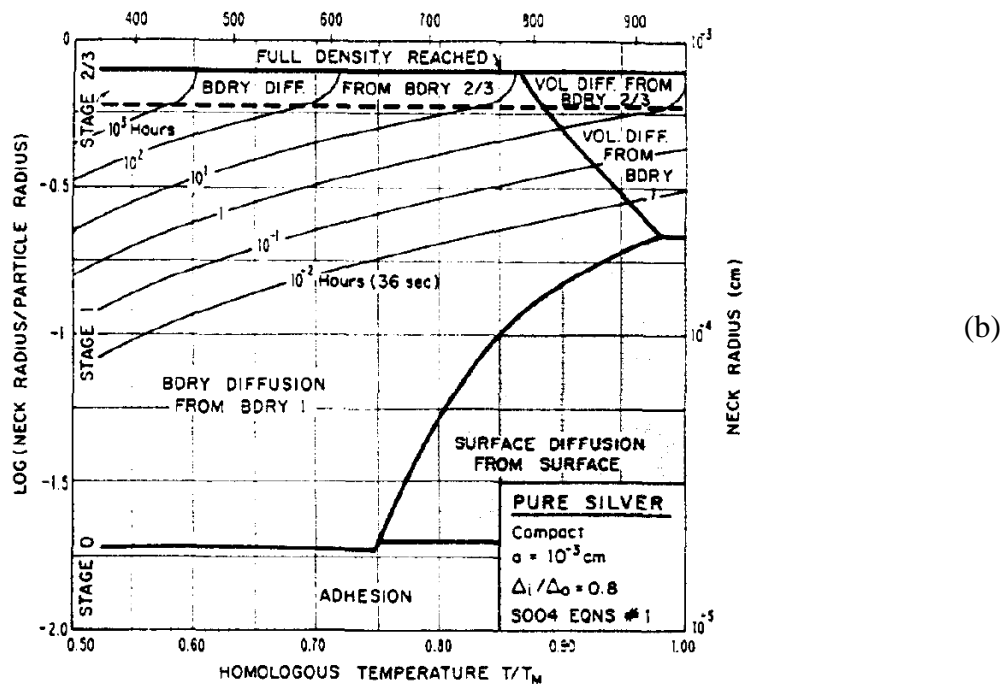


Figure 2.5 : Carte de frittage pour des particules d'Ag de (a) 100 μm , (b) 10 μm [56]

Sur ces graphiques, la réalisation d'un cycle de frittage à température constante est illustrée par une ligne verticale. Cette ligne verticale coupe des lignes isochores qui donnent une indication sur le temps de frittage. Les régions dans lesquelles les mécanismes sont prépondérants sont définies par les lignes en gras. Typiquement, si l'on suit ces lignes, cela signifie que les deux mécanismes adjacents contribuent de façon égale au grossissement des cous. Dans le cas des particules d'argent de 10 μm et 100 μm , ces cartes mettent en évidence le fait que les mécanismes prépondérants sont : la diffusion depuis les joints de grain par les joints de grain (BDRY diffusion from BDRY, mécanisme 4), la diffusion depuis la surface par la surface (Surface diffusion from surface, mécanisme 1) et la diffusion depuis les joints de grain par le volume (Vol. diff from BDRY, mécanisme 5). De plus, la comparaison entre ces deux graphiques met en évidence l'importance de la taille des particules dans la cinétique de frittage. Par exemple, après 36 s, pour une température de frittage de 0,5 fois la température de fusion, la taille de cou réduite est de 0,13 pour les particules d'argent de 10 μm alors qu'elle est de 0,02 pour les particules de 100 μm . On voit donc l'avantage de sélectionner les particules les plus petites possibles pour faciliter le phénomène de frittage. Enfin, il est important de préciser que ces cartes de frittage sont particulièrement bien adaptées pour décrire la cinétique du frittage au début du processus, lorsque les cous entre les particules commencent à se former (voir Etape 1 sur la Figure 2.2). Elles le sont moins pour décrire la cinétique de réduction de

taille des canaux poreux au cours du stade deux. Nous utiliserons par la suite des calculs similaires afin de comparer nos résultats avec le modèle théorique.

2.2.4. Impact de l'oxygène sur le frittage d'argent

L'analyse cinétique du frittage faite précédemment est valable pour de l'argent pur. En pratique, la présence d'impuretés peut modifier sensiblement ces résultats. En particulier lors du frittage sous air, on peut s'interroger sur le rôle joué par l'oxygène. Des auteurs ont mis en évidence l'impact important que pouvait avoir l'oxygène pendant le processus de frittage d'argent : il semblerait que celui-ci active les phénomènes de diffusion [57] [58]. On peut voir la différence de microstructure d'échantillon d'argent fritté pendant 90 min à 225°C sous air et sous azote sur la Figure 2.6.

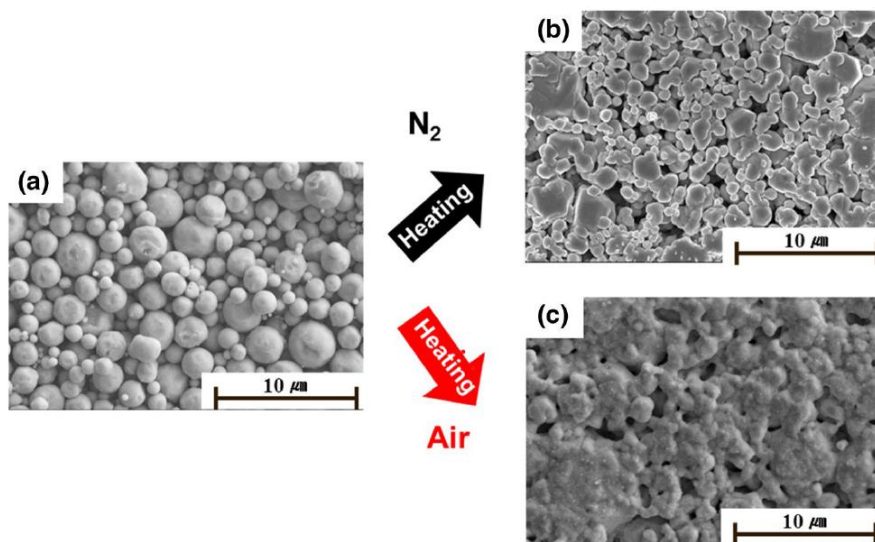


Figure 2.6 : Image MEB illustrant le changement de microstructure de particules d'argent frittées à 225°C sous (a) azote ; (b) air pendant 90 min [57]

Ces images mettent bien en évidence le rôle de catalyseur que pourrait jouer l'oxygène dans le phénomène de frittage de l'argent. Afin de comprendre l'impact de l'oxygène, on peut commencer par s'intéresser au diagramme de phase du couple Ag-O présenté sur la Figure 2.7.

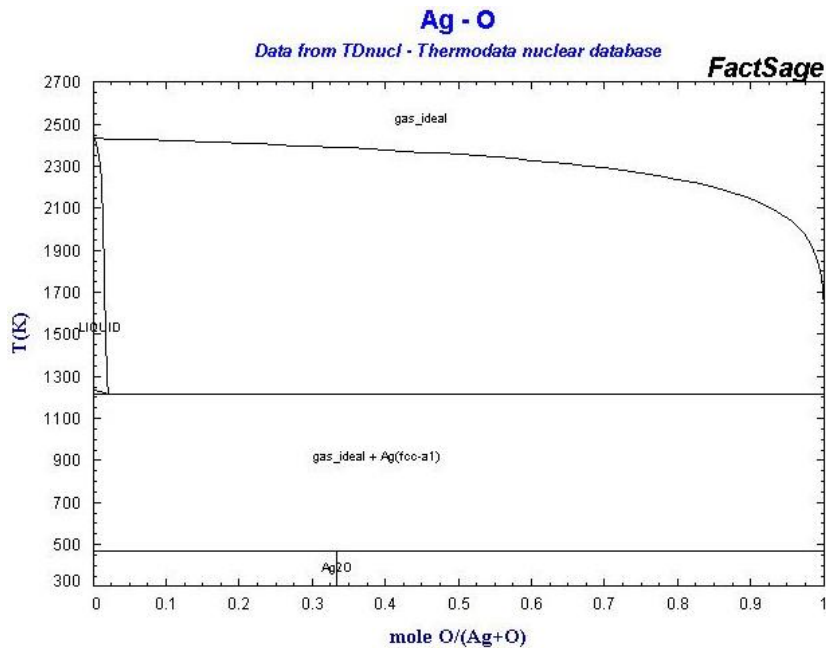
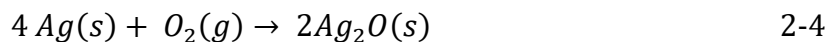


Figure 2.7 : Diagramme de phase du couple Ag-O [59]

Sur ce diagramme, on peut voir qu'en dessous de 180°C, l'argent réagit avec l'oxygène pour former du Ag_2O . Cette température est valable pour une pression d' O_2 égale à une atmosphère. En revanche, si l'argent est fritté sous air, comme c'est souvent le cas pour l'électronique de puissance, la pression de gaz en O_2 passe alors à 0,2 atmosphère. Ceci a pour conséquence de diminuer la température pour laquelle la phase Ag_2O est stable. On peut alors recalculer la température de déstabilisation de l'oxyde d'argent à partir de la variation d'enthalpie libre ΔG de la réaction 2-4.



La variation de l'enthalpie libre ΔG nous indique le sens de la réaction 2-4. Si ΔG est positif, alors c'est l'argent qui sera stable, sinon c'est l'oxyde. On peut exprimer ΔG en fonction de la température T , de la variation d'enthalpie standard ΔH^0 , de la variation d'entropie standard ΔS^0 et de la pression d'oxygène P_{O_2} :

$$\Delta G = \Delta H^0 - T\Delta S^0 - RT \ln(P_{O_2}) \quad 2-5$$

Pour cette réaction, les valeurs des respectives de ΔH^0 et de ΔS^0 sont de -61 kJ.mol^{-1} et $-0,132 \text{ kJ.mol}^{-1}.\text{K}^{-1}$ par mole de O_2 [60]. Si on calcule la température pour laquelle l'équation 2-5 s'annule, c'est-à-dire la température au-dessus de laquelle l'oxyde d'argent n'est plus stable au profit de l'argent solide, on trouve 146°C. En dessous de cette température, on peut penser que les phénomènes de diffusion ne seront pas favorisés, en raison de la couche d'oxyde

présente autour de l'argent. En effet, les oxydes sont généralement plus réfractaires que les mêmes éléments non-oxydés, leurs coefficients de diffusion sont donc généralement plus faibles. En revanche, au-dessus de cette température, une étude a mis en évidence le fait que le coefficient de diffusion en volume de l'argent augmentait en présence d'oxygène pour des températures comprises entre 450°C et 800°C [61]. Si on extrapole les points de cette étude à des températures comprises entre 200 et 300°C, on trouve que le coefficient de diffusion en volume augmente d'un facteur deux en présence d'oxygène. L'hypothèse avancée dans ce papier est que la contrainte de compression créée par l'insertion d'atomes d'oxygène dans le réseau serait relaxée par la création de lacunes d'Ag, ce qui favoriserait la diffusion en volume de celui-ci. Cette hypothèse est cohérente avec les résultats indiquant que le frittage d'argent est favorisé sous air (comme indiqué sur la Figure 2.6). Nous nous appuyerons sur cette hypothèse afin d'expliquer certains résultats de cette thèse.

Dans la partie précédente, les mécanismes et la nature des phénomènes de diffusion à l'origine du processus de frittage ont été mis en évidence. Dans la suite de ce manuscrit, nous verrons en quoi le processus de frittage est particulièrement intéressant pour l'électronique de puissance. De plus, les problématiques de la porosité résiduelle, inhérente au frittage, seront présentées et l'impact de cette porosité sur les propriétés thermiques, électriques et mécaniques sera analysé.

2.3. Le frittage d'argent sans pression pour l'électronique de puissance

La raison pour laquelle le frittage est intéressant pour l'électronique est liée à la différence qu'il existe entre la température de frittage et la tenue en température du matériel fritté. Dans le cas des brasures standards, ces deux températures sont théoriquement les mêmes ; la température de jonction de la puce est donc limitée par la température de fusion de l'alliage. En revanche, ce n'est pas le cas pour les puces assemblées par frittage : l'utilisation du frittage d'argent permet donc de déporter la limitation en température sur une autre partie du module (fils de bonding, puce, etc.) Ensuite, il faut garder à l'esprit que le frittage est, avant tout, un procédé industriel de fabrication de pièces métalliques ou céramiques. Parmi les pièces réalisées par frittage, on peut citer les engrenages pour les boîtes de vitesse automobile, les aimants permanents pour les machines tournantes électriques ou encore les noyaux de ferrite pour les composants passifs en électronique de puissance. Dans le cas de l'assemblage de puces en électronique de puissance, le procédé de frittage n'est pas utilisé comme un procédé de

fabrication, mais comme une technique d'assemblage, l'objectif final étant d'accrocher une puce à son substrat en frittant l'argent entre les deux. Les contraintes s'exerçant sur le processus de frittage ne sont donc pas uniquement liées au frittage de l'argent, mais aussi aux contraintes maximales acceptées par la puce et son substrat. Typiquement, fritter de l'argent à 850°C pour assembler une puce est inenvisageable étant donné que la puce serait totalement inutilisable ensuite. Cette différence fondamentale engendre un certain nombre de conséquences vis-à-vis des caractéristiques physiques atteignables de l'argent fritté. Dans cette partie, les conséquences de ces contraintes sur le frittage seront présentées, notamment vis-à-vis du taux de porosité, des conductivités thermique/électrique et des caractéristiques mécaniques, propriétés essentielles dans le cadre de la fabrication des modules de puissance.

2.3.1. La porosité de l'argent fritté

Comme expliqué précédemment dans la partie 2.2.1, les joints d'argent fritté présentent une microstructure poreuse due à la nature même du procédé de frittage. Cette porosité résiduelle dégrade les caractéristiques physiques de l'argent fritté vis-à-vis de celles de l'argent dense. Cela est d'autant plus vrai que la température maximale acceptée par les puces en électronique de puissance est fortement limitée (325°C pendant 10 min pour les composants SiC utilisés dans cette thèse, par exemple). La porosité résiduelle est donc, en général, élevée (entre 10% et 40%). La porosité p des joints d'argent est définie telle que :

$$p = 1 - \frac{\rho}{\rho_{100\%}} \quad 2-6$$

Avec :

- ρ la densité du joint d'argent
- $\rho_{100\%}$ la densité théorique de l'argent (10,5 g.cm⁻³)

L'équation 2-6 ne traduit pas uniquement la porosité résiduelle de frittage car, comme pour les brasures, il existe dans les joints d'argent fritté des « trous », plus communément appelé « voids » en électronique de puissance. Ces trous proviennent essentiellement de l'élimination des composés organiques et de l'emprisonnement de bulles d'air durant la pose de la puce sur la pâte d'argent. Des radiographies X sont présentées sur la Figure 2.8. Le cliché (a) met en évidence la présence des voids dans une brasure SnZn en vue de dessus [62] et le cliché (b) dans un joint d'argent fritté réalisé dans le cadre de cette thèse. Enfin, le cliché (c) montre les

voids ainsi que la porosité résiduelle d'un autre échantillon d'argent fritté mais, cette fois-ci, en vue transverse.

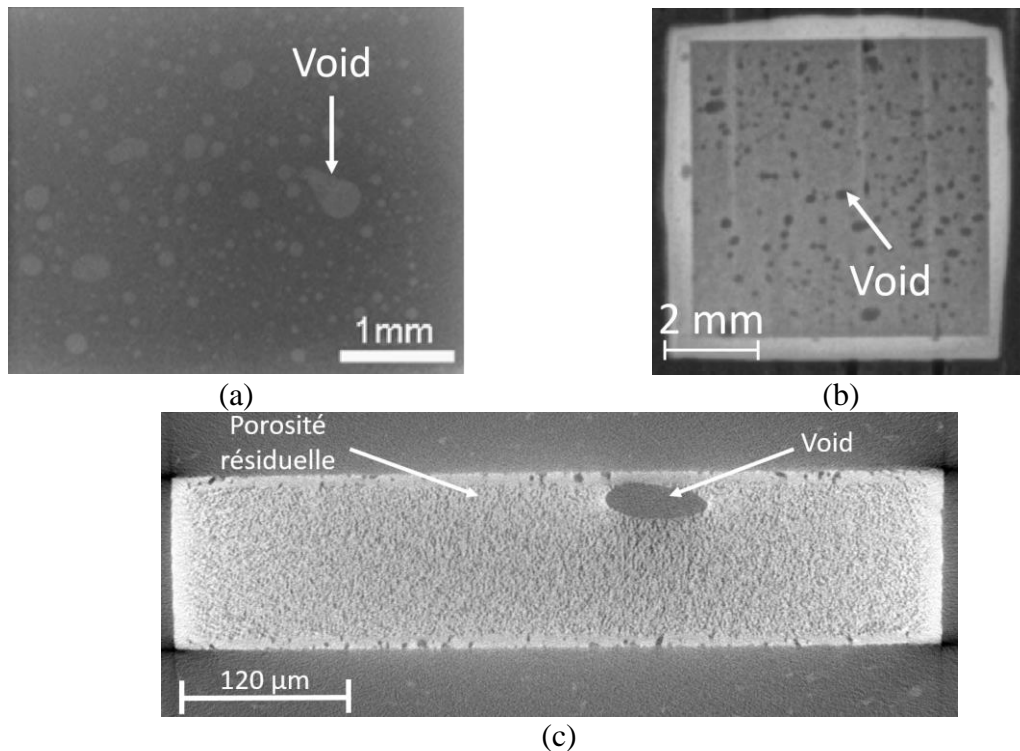


Figure 2.8 : (a) Visualisation par radiographie X des voids situés sous une puce brasée avec un alliage SnZn [62] ; (b) Image rayons X des voids situés sous une puce frittée avec de l'argent ; (c) Image rayons X des voids situés sous une puce frittée avec de l'argent en coupe transverse

En ce qui concerne les taux de porosité atteignables avec du frittage sans pression, comme souligné précédemment, ceux-ci sont fortement liés au profil de température accepté par les puces. Le Tableau 2.1 présente des porosités atteintes dans l'argent fritté sans pression ainsi que le cycle de température et la nature de la pâte associée relevés dans la littérature. Les porosités atteintes sont comprises entre 10 et 30%. Ces porosités finales sont relativement élevées pour la métallurgie des poudres. De plus, pour les deux profils de frittage ayant atteints les taux de porosité les plus faibles (10%), leur mise en place à l'échelle industrielle n'est pas garantie. En effet, dans [63], cette porosité a été atteinte pour une température de frittage très faible de 250°C, mais les particules d'argent utilisées dans ce cas étaient de taille nanométrique. Comme nous l'avons vu précédemment, cette taille a l'avantage de faciliter le phénomène de frittage, mais celles-ci sont suspectées de représenter un danger pour la santé humaine. Le deuxième profil de frittage ayant atteint une porosité de 10% correspond à une température de frittage maximale de 480°C pendant 1h [54]. Cette porosité a été atteinte avec des particules d'argent de taille micrométrique ; cependant, ce ne sont pas des puces qui ont été assemblées, mais des condensateurs céramiques, ces derniers étant plus robustes que les MOSFETs. De fait,

des taux de porosité de 30% sont plus réalistes pour le frittage d'argent sans pression avec une pâte micrométrique dans le but d'assembler des composants semi-conducteurs sur des substrats métallisés. Enfin, la méthode de caractérisation de la porosité peut avoir un impact non négligeable sur la mesure, comme nous le verrons par la suite. Il est donc important de ne pas considérer ces valeurs comme seules valeurs de référence.

Référence	Procédé	Pâte	Porosité	Méthode de mesure
[64]	300°C pendant 1h, sous air	Micrométrique	30%	Polissage et analyse d'image
[63]	250°C pendant 1h sous azote	Nanométrique	10%	Polissage et analyse d'image
[65]	300°C pendant 18min, sous air	Nanométrique	20%	Polissage et analyse d'image
[66]	300°C pendant 1heure, sous air	Micrométrique	30%	Polissage et analyse d'image
[67]	250°C pendant 1heure, sous air	Micrométrique	26%	Polissage et analyse d'image
[54]	250°C pendant 1heure puis 480°C pendant 1heure sous air	Micrométrique	10%	Poussée d'Archimède

Tableau 2.1 : Porosités de joints d'argent fritté sans pression

Pour illustrer l'impact de la pression sur les porosités atteignables, des résultats trouvés dans la littérature sont présentés dans le Tableau 2.2. Les porosités atteintes pour des assemblages avec pression sont comparables avec celles atteintes sans pression (sauf pour le 4%, mais ce taux de porosité a été atteint grâce à l'application d'une contrainte très importante de 50 MPa). En revanche, la durée du processus est drastiquement réduite, ce qui reste un avantage non négligeable en vue d'une future industrialisation. Néanmoins, la difficulté de l'industrialisation du frittage avec pression et les risques d'endommager les puces durant le processus sont des problèmes supplémentaires, mais pas insurmontables, par rapport au frittage sans pression.

Référence	Procès	Pâte	Porosité	Méthode de mesure
[68]	300°C pendant 15min, sous air, 3MPa	Nanométrique	20%	Polissage et analyse d'image
[69]	240°C pendant 3 minutes, sous air, 10MPa	Micrométrique	<20%	Polissage et analyse d'image
[70]	350°C pendant 25 minutes, sous air, 50MPa	Micrométrique	4%	Polissage et analyse d'image

Tableau 2.2 : Porosités de joints d'argent fritté avec pression

2.3.2. Impact de la porosité sur les conductivités électrique et thermique

Une porosité faible est souhaitable afin d'atteindre des propriétés thermiques et électriques acceptables. La Figure 2.9 et la Figure 2.10 présentent respectivement les conductivités électrique et thermique en fonction de la porosité du joint d'argent à partir de données trouvées dans la littérature. Des courbes de tendance ont été ajoutées afin d'illustrer le lien entre porosité et conductivités. Sur ces deux figures, les taux de porosité des différentes sources ne correspondent pas forcément à des joints d'argent fritté sans pression. De plus, la méthode de mesure peut varier d'un auteur à l'autre. Les conductivités électriques sont généralement mesurées par une méthode 4 points. Pour les conductivités thermiques, celle-ci peuvent avoir été déduites de la conductivité électrique ou encore mesurées par méthode flash.

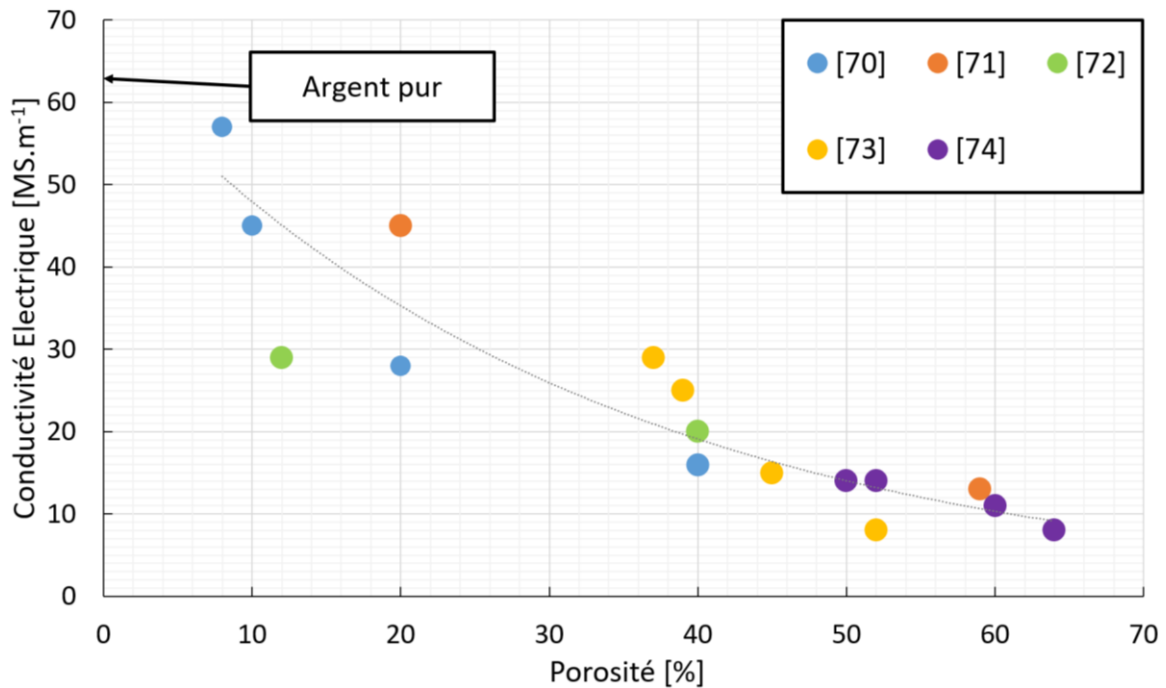


Figure 2.9 : Conductivité électrique pour différents taux de porosité pour des joints d'argent fritté [70] [71] [72] [73] [74]

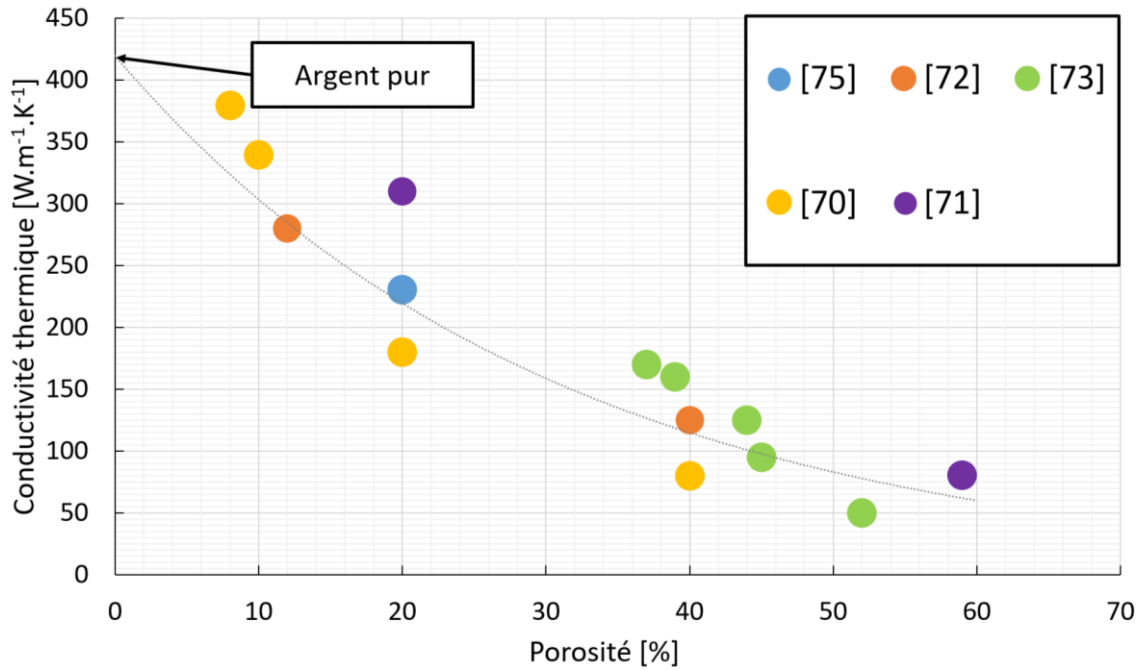
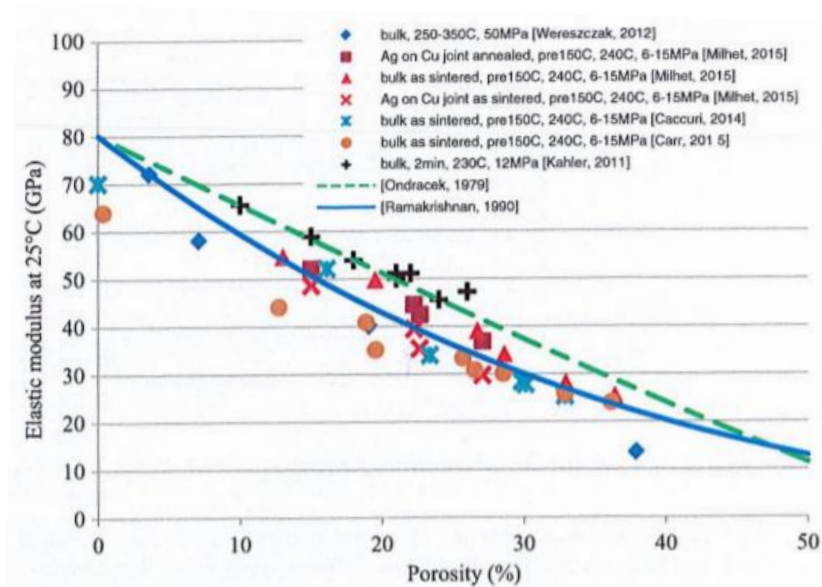


Figure 2.10 : Conductivité thermique en fonction des taux de porosité pour des joints d'argent fritté [75] [72] [73] [70] [71]

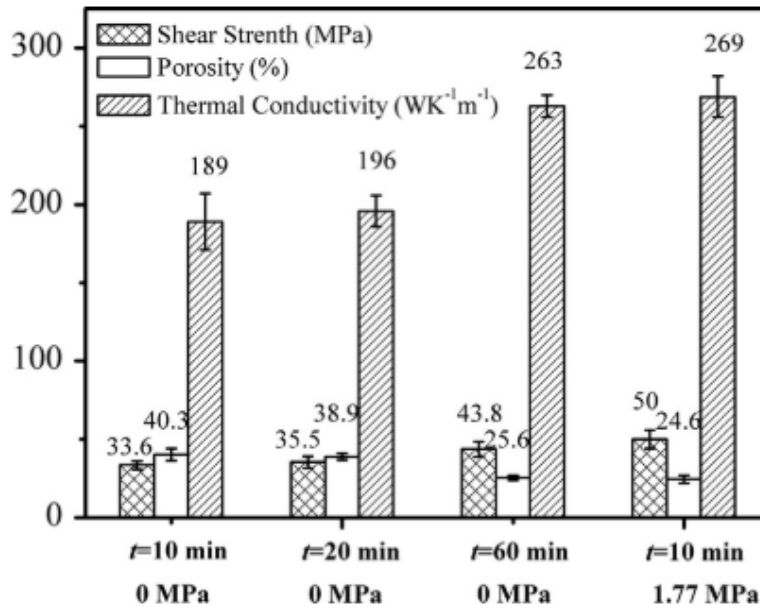
Pour apprécier les conductivités présentées sur les Figure 2.9 et sur la Figure 2.10, il faut comparer leurs valeurs à celles d'un matériau de brasure utilisé de façon standard en électronique de puissance. Par exemple, l'alliage SAC305 présente une conductivité électrique de 7.1 MS.m^{-1} [76] qui correspond à une porosité d'environ 60% avec de l'argent fritté. Cette valeur est facilement atteignable avec un profil thermique standard. Cette comparaison rapide montre un des intérêts de l'utilisation de l'argent en électronique de puissance : même si le taux de porosité à l'intérieur de l'argent fritté est élevé à cause de la limitation des conditions de frittage induites par la présence de la puce, les conductivités électrique et thermique sont excellentes par rapport aux matériaux utilisés de façon standard. Néanmoins, cette comparaison est à l'avantage de l'argent fritté quand celui-ci est utilisé comme matériel d'accroche pour les puces. En revanche, dans ce projet de thèse, l'argent fritté est aussi utilisé comme piste de courant. Dans les modules de puissance, ces pistes sont faites généralement de cuivre ou d'aluminium. Si on compare alors l'argent fritté au cuivre, qui a une conductivité thermique de $390 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$, on se rend compte que, pour atteindre ce même niveau de conductivité, le taux de porosité de l'argent fritté devra être inférieur à 5%. Même lorsque la température de frittage de cette couche n'est pas contrainte par les puces, ce taux de porosité reste très faible et est difficilement atteignable.

2.3.3. Impact de la porosité sur les propriétés mécaniques

En ce qui concerne les caractéristiques mécaniques, la diminution du taux de porosité entraîne une augmentation du module d'Young. Cette tendance est illustrée sur la Figure 2.11a [27]. Un module d'Young plus élevé signifie que, si l'on empêche la dilatation thermique due à l'échauffement de la puce, la contrainte de compression induite est plus élevée dans un joint d'argent peu poreux que dans un joint d'argent très poreux. Il semble donc plus avantageux, d'un point de vue mécanique, d'augmenter la quantité de pores à l'intérieur de l'argent, afin de diminuer la contrainte à l'intérieur des joints poreux. Néanmoins, la résistance au cisaillement de puces assemblées par frittage d'argent diminue quand la porosité augmente, comme l'indique la Figure 2.11b [67]. La contrainte maximale à la rupture en cisaillement est donc aussi fonction de la porosité : plus la porosité est élevée, plus la résistance au cisaillement est faible (même si le module d'Young est, lui, plus faible). Comme pour les conductivités thermique et électrique, il faut donc minimiser le taux de porosité afin d'améliorer les caractéristiques mécaniques des joints d'argent fritté. Enfin, la qualité de l'accroche des puces frittées n'est pas seulement dépendante du taux de porosité, mais aussi de la nature des finitions de la puce et des substrats à assembler. Des exemples de valeur de résistance au cisaillement pour des puces assemblées par frittage sont présentés dans le Tableau 2.3. Ces valeurs sont comparables à ce qui est atteignable avec les brasures standards. Nous reviendrons sur les tests en cisaillement dans le chapitre 3.



(a)



(b)

Figure 2.11 : (a) Module d'Young en fonction du taux de porosité des joints d'argent fritté [27] ; (b) Résistance au cisaillement, porosité et conductivité thermique de différents joints d'argent fritté selon différentes combinaisons de pression et de température [67]

Dans toute la partie précédente, nous nous sommes intéressés au frittage d'argent dans le but de comprendre les futurs enjeux lors de la réalisation de la 2^{ème} et de la 3^{ème} couche de l'assemblage MARC. Le lien entre la porosité et les caractéristiques physiques montre l'importance de l'optimisation du processus de frittage, qui sera exposée dans la partie 2.7. La partie suivante sera, quant à elle, consacrée à l'étude bibliographique des technologies de métallisation des substrats céramiques AlN, en vue de la réalisation de la couche d'adhésion de l'assemblage MARC.

Référence	Procédé	Pâte	Substrat	Puce	Résistance au cisaillement
[67]	250°C pendant 10 min	Nanométrique	Ag	Ag	33 MPa
[77]	270°C pendant 60 min	Nanométrique Micrométrique	NiP	Ag	40 MPa
[77]	270°C pendant 60 min	Nanométrique Micrométrique	Au	Ag	45 MPa
[78]	285°C pendant 10 min – 7 MPa	Nanométrique	Cu	Au	45 MPa
[66]	300°C pendant 1h	Micrométrique	PdAg	Ag	15 MPa
[79]	300°C pendant 30 min	Nanométrique Micrométrique	Ag	Ag	30 MPa
[63]	250°C pendant 1 h	Nanométrique	Ag	Ag	17 MPa

Tableau 2.3 : Exemples de résistances au cisaillement atteignables par frittage d'argent

2.4. Métallisation des substrats céramiques

Dans ce projet, la couche d'adhésion (1^{ère} couche, voir Figure 2.1) doit permettre une liaison forte entre la pâte d'argent (qui constitue la piste à proprement parler) et le substrat en céramique AlN, dans le but de passer les tests en cisaillement et en vieillissement. Elle doit aussi présenter une bonne conduction de la chaleur pour pouvoir évacuer efficacement les pertes produites par les composants vers le radiateur (ici, le substrat). Nous allons nous intéresser à deux technologies dans les paragraphes suivants : les couches épaisses et les couches minces.

2.4.1. Les couches épaisses

1. Les encres d'argent

La métallisation de l'AlN par l'utilisation d'encres d'argent est souvent réalisée par sérigraphie. Ces encres ont l'avantage de présenter à la fois une bonne accroche avec les céramiques et d'être composées en grande majorité d'argent, ce qui permet d'éviter les problèmes d'adhésion avec les pistes en argent, qui seront frittées par la suite. Le procédé est semblable à celui utilisé pour l'accroche des composants en électronique de puissance : une encre constituée d'argent et de composés organiques et inorganiques est d'abord sérigraphiée sur l'AlN. Les encres sont faites pour être sérigraphiées sur des épaisseurs comprises entre 10 μm et 20 μm . Les composés organiques sont ensuite éliminés en chauffant à une température peu élevée (généralement 150°C). Enfin, l'argent restant sur le substrat est fritté à haute température (entre 600°C et 850°C). Afin de réaliser l'adhésion avec l'AlN, des promoteurs d'adhésion sont ajoutés à l'encre [80]. La nature de ces promoteurs d'adhésion n'est, en général, pas communiquée par les fabricants. La Figure 2.12 montre la présence des promoteurs d'adhésion (en noir) dans la matrice d'argent fritté d'une encre pour la céramique Al₂O₃ [54].

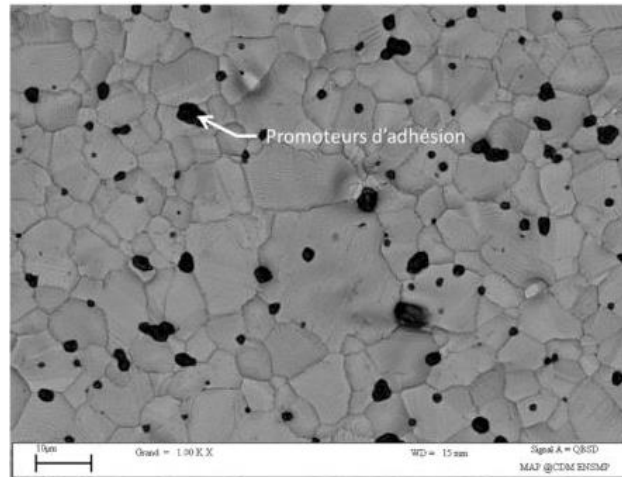


Figure 2.12 : Promoteurs d'adhésion à la surface de la métallisation Ag d'un substrat céramique [54]

2. Les encres de tungstène

Le procédé de métallisation de l'AlN via l'utilisation d'encre de W est similaire à celui de la métallisation avec des encres d'argent. Ce procédé a été développé dans les années 80 afin de réaliser des substrats multicouches. Ces substrats sont réalisés en frittant en même temps des couches d'AlN, entre lesquelles une couche de W a été déposée. De cette manière, il est possible de réaliser des substrats multicouches et de connecter sur un même substrat céramique plusieurs puces électroniques. Vis-à-vis du mécanisme d'adhésion, aucune phase secondaire n'est présente entre la couche de W et la couche d'AlN. Le procédé d'adhésion par frittage de W peut être facilité par l'ajout d'oxyde à l'intérieur de l'encre de tungstène [81]. D'un point de vue de l'assemblage MARC, le point faible de ce procédé réside dans le fait qu'il présente, par la suite, une couche en tungstène, probablement moins propice à recevoir, par-dessus, de l'argent fritté de la couche piste.

2.4.2. Les couches minces

La métallisation par couche mince utilise des couches pulvérisées directement sur l'AlN. Un traitement thermique conduit généralement à la formation d'un composé par réaction avec l'AlN, qui assure une bonne adhésion avec la céramique, tout en permettant, par son caractère métallique, un bon mouillage par les métaux. L'étude bibliographique réalisée sur ce procédé révèle que c'est essentiellement le titane qui est utilisé [82] [83] [84] : une fois le titane déposé sur le substrat AlN, il peut être chauffé afin de faciliter la création de composés ternaires (type Ti_2AlN [82]) ou secondaires (type $TiAl_3$ [49], TiN [50]). La Figure 2.13 présente le profil en profondeur des éléments à l'interface Ti/AlN. La zone de superposition des éléments Al, N et Ti est nettement visible, ce qui conforte l'idée de la formation de composés ternaires et

binaires menant à une résistance au cisaillement élevée de plus de 44 MPa [82]. Néanmoins, si le titane présente une bonne adhésion sur l'AlN, il faudra ajouter des couches pulvérisées supplémentaires afin de faciliter le frittage de l'argent sur celle-ci. Typiquement, des couches de nickel et d'argent peuvent être utilisées : le nickel servira de barrière de diffusion et l'argent sera utile pour faciliter l'adhésion avec le joint d'argent fritté.

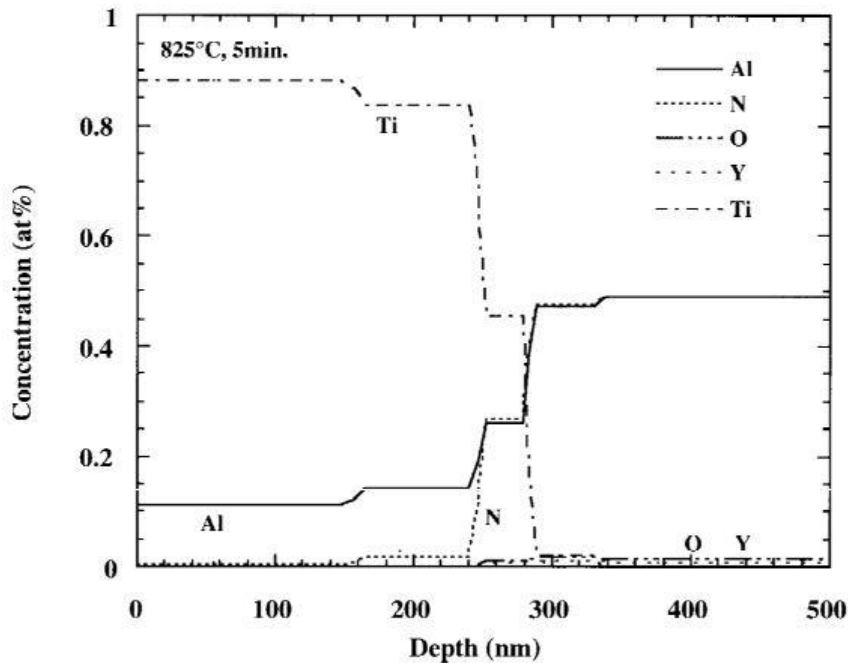


Figure 2.13 : Profil de l'interface Ti/AlN après un traitement à 825°C pendant 5 min sous air [82]

Pour ce projet, les deux types de technologie ont été sélectionnés et des tests ont été mis en place pour les discriminer.

Dans la courte étude bibliographique présentée précédemment, nous avons exposé les principaux mécanismes du frittage d'argent. Nous avons pu voir en quoi cette technique était intéressante pour l'assemblage en électronique et quelles étaient les caractéristiques physiques atteignables en terme de conductivités ou de résistance au cisaillement. Par la suite, nous avons aussi présenté différentes technologies intéressantes pour réaliser la couche d'adhésion de l'assemblage MARC. Dans les parties suivantes, nous présenterons le travail qui a été réalisé durant ce projet de thèse concernant ces deux points.

Dans un premier temps, nous nous intéresserons aux techniques utilisées pour déposer les encres sélectionnées, la pâte d'argent ainsi que les puces. Par la suite, une première sélection de différentes couches d'adhésion sur l'AlN sera présentée. Enfin, le travail d'optimisation du frittage de la pâte d'argent sera exposé.

2.5. Technique de dépôt et cycle thermique de frittage

2.5.1. Sérigraphie

Une grande partie des échantillons de ce projet a été réalisée par sérigraphie. Il s'agit d'un procédé d'imprimerie qui utilise des écrans de masquage interposés entre le produit à déposer et le substrat. Les encres d'argent et les pâtes d'argent sélectionnées sont développées par les constructeurs pour être déposées via ce procédé : des solvants organiques sont ajoutés aux particules d'argent afin de leur donner une viscosité adaptée. Ce procédé a donc été utilisé afin de réaliser certaines couches d'adhésion, la couche « piste » et aussi la couche d'accroche. Il est possible de diviser le procédé de sérigraphie en deux catégories : le dépôt par toile et le dépôt par pochoir ; c'est la nature de l'écran qui diffère entre ces deux procédés.

1. Le dépôt par toile

Le dépôt par toile est, historiquement, ce qui est appelé la sérigraphie. L'écran utilisé dans ce cas est une toile (tissu ajouré) en inox recouverte partiellement d'une émulsion. Le motif dessiné sur cette émulsion correspond au motif qui sera déposé sur le substrat. Le dépôt est réalisé en plaçant la toile en inox en contact avec le substrat et en raclant le produit à déposer à l'aide d'une racle souple. De cette manière, le produit ne traversera que la toile en inox aux endroits où l'émulsion n'est pas présente. L'épaisseur du dépôt correspondra à l'épaisseur de l'émulsion. La Figure 2.14 (a et b) présente respectivement une toile en inox avec son motif dessiné et le résultat après son utilisation pour déposer une encre d'argent sur une plaque en céramique. Dans cette thèse, la technique du dépôt par toile est utilisée pour déposer des encres d'argent sur des substrats céramiques. La pose des émulsions ainsi que leur insolation ont été réalisées au CIME-Nanotech à Grenoble. Plus d'informations sur le procédé de dépôt par toile sont présentées en **Annexe A**.

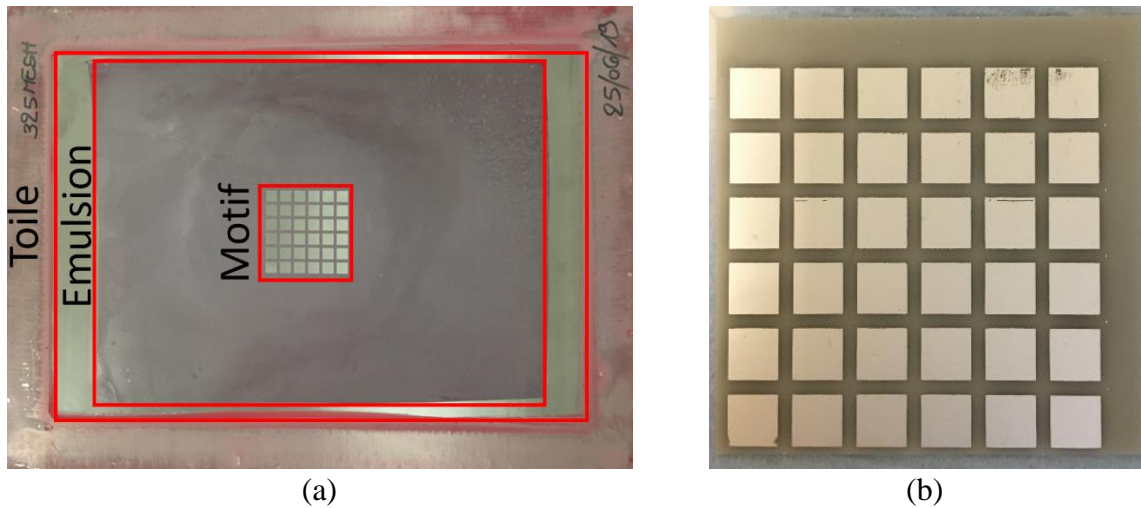


Figure 2.14 : Sérigraphie des encres d'argent (a) toile en inox prête pour utilisation avec émulsion $20\mu\text{m}$; (b) substrat métallisé par une encre d'argent après dépôt par toile

2. Le dépôt par pochoir

Le dépôt par pochoir repose sur le même principe que le dépôt par toile, mais l'écran utilisé, dans ce cas, n'est plus une toile en inox mais un pochoir en inox. Les pochoirs en inox sont des feuilles d'inox percées à l'aide d'un laser. Dans ce cas, la taille du dépôt correspond à l'épaisseur de la feuille d'inox, qui peut aller de $50\ \mu\text{m}$ à $200\ \mu\text{m}$. Un pochoir en inox est présenté sur la Figure 2.15. Comme pour le dépôt par toile, le dépôt est réalisé en plaçant le pochoir en inox en contact avec le substrat et en raclant la pâte à déposer. La racle utilisée dans ce cas n'est plus souple, mais rigide. En général, elle est faite en inox. Le dépôt par pochoir permet de déposer des épaisseurs plus importantes que le dépôt par toile, étant donné que le produit à déposer ne peut pas obstruer l'ouverture, comme il pourrait le faire dans les mailles de la toile en inox. Dans ce projet, le dépôt par pochoir est utilisé pour réaliser la couche piste et la couche d'accroche.

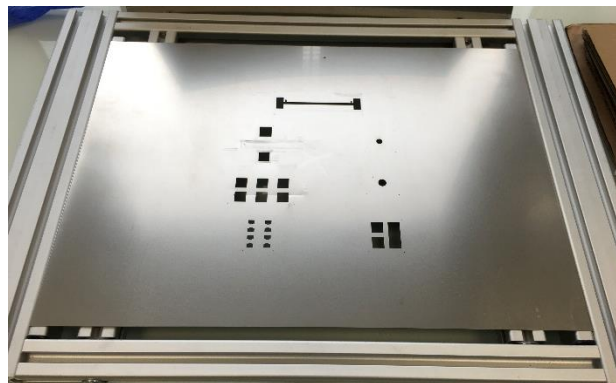


Figure 2.15 : Pochoir en inox d'une épaisseur de $100\ \mu\text{m}$

2.5.1. Dépôts des puces

Une fois la pâte sérigraphiée pour la couche d'accroche via sérigraphie, il est nécessaire de déposer les puces dessus si l'on souhaite les assembler. La pose de la puce est difficilement réalisable sans outil adapté : il a donc été nécessaire d'équiper le laboratoire au début de la thèse d'un « die bonder ». Cette machine permet de déposer des objets, généralement des puces, en maîtrisant la force et le temps de pression. En principe, les puces à déposer sont d'abord aspirées par un outil de succion mis en contact avec leur face supérieure. Cette succion va permettre de les soulever afin que l'opérateur puisse placer la surface sur laquelle elles doivent être déposées en dessous. Une fois l'alignement réalisé par l'opérateur, la puce aspirée est déposée avec une force et un temps définis. Il existe différentes tailles d'outils de succion qui doivent être sélectionnées en fonction de la surface de la puce à déposer. Le die bonder acheté pour la thèse correspond au modèle HB75 de tpt. Les forces exerçables vont de 12 g à 50 g environ. Le temps minimum de pression est de 100 ms. On peut voir une photographie du die bonder acheté sur la Figure 2.16.



Figure 2.16 :Die bonder HB75 tpt

2.5.2. Procédé de frittage des encres et des pâtes d'argent

Au regard de toutes ces techniques nécessaires à la réalisation des échantillons, nous pouvons dorénavant nous intéresser au cycle de frittage. Nous l'avons vu, les pâtes et les encres à sérigraphier contiennent, en plus des particules de poudre, un mélange de différents solvants organiques, liants polymériques et surfactants. Les solvants et les liants permettent de rendre la sérigraphie possible en diminuant la viscosité du produit, et les surfactants permettent d'éviter l'agglomération des particules d'argent durant le stockage. Il est important de bien agiter les

pâtes pour obtenir un mélange homogène des particules et des solvants organiques avant de les sérigraphier. Pour chaque réalisation de ce projet, les pâtes ont été systématiquement agitées avant chaque utilisation pendant 5 min à l'aide d'un tapis vibrant (5000 tr.min^{-1}). De plus, tous les substrats utilisés ont été nettoyés en les plongeant 2 min dans l'acétone, puis 2 min dans l'éthanol dans un bain à ultrasons.

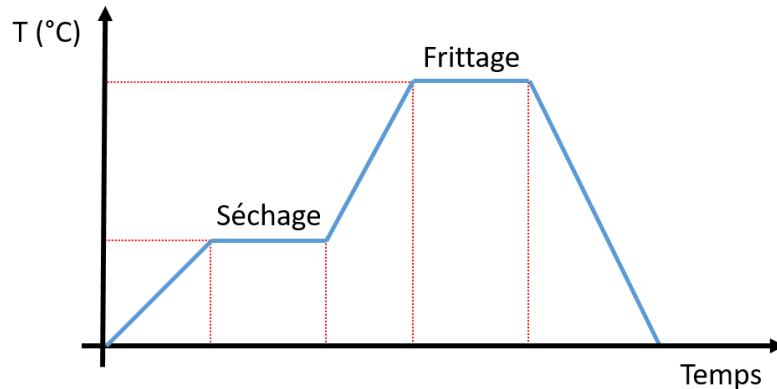


Figure 2.17 : Profil de température de frittage typique des encres et des pâtes d'argent

Les éléments organiques jouent un rôle important durant le stockage et durant le dépôt des pâtes et des encres, mais ils doivent ensuite être éliminés pour permettre le frittage, car ils empêchent le contact entre les particules. La Figure 2.17 présente un cycle thermique classique de frittage de pâte ou d'encre d'argent. Le cycle thermique est décomposé en deux étapes : la phase de séchage pour éliminer les solvants, les liants et les surfactants contenus dans la pâte, et la phase de frittage pour consolider et densifier le matériau. Il existe beaucoup de paramètres à définir afin d'optimiser le processus de frittage : la température de séchage, le temps de séchage, la température de frittage, le temps de frittage, mais aussi la rampe entre les différents paliers ou encore l'atmosphère. L'optimisation de ce profil de température pour la couche piste et la couche d'accroche sera présentée à la suite des technologies sélectionnées pour réaliser la couche d'adhésion.

2.6. Évaluation préliminaire des couches d'adhésion

Dans cette partie, les différentes technologies testées pour la couche d'adhésion de l'assemblage MARC seront présentées. Une première sélection sera ensuite réalisée. Pour rappel, la position de la couche d'adhésion dans l'assemblage MARC est présentée sur la Figure 2.18.

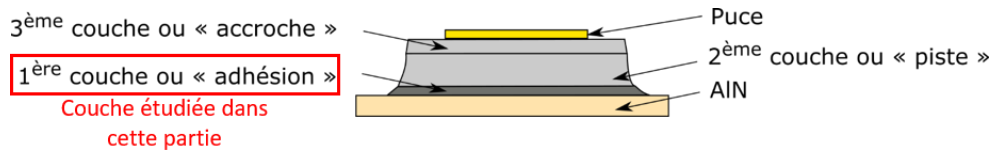


Figure 2.18 : Focus sur la couche d'adhésion

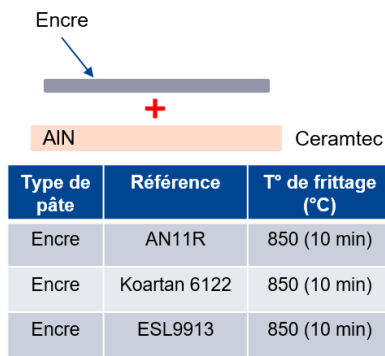
2.6.1. Les différentes technologies

Trois techniques permettant de réaliser des couches d'adhésion sur la céramique AlN sont évaluées dans cette partie :

- Dépôt par toile et frittage : trois encres d'argent adaptées à la métallisation de l'AlN qui sont déposées au laboratoire.
- Pulvérisation cathodique : dépôt de couches successives de 100 nm de Ti, 500 nm de Ni et 100 nm de Ag réalisé par un prestataire extérieur (réseau Renatech).
- Approche hybride : substrats métallisés entièrement réalisés par le producteur de céramique avec une couche en W d'une dizaine de μm déposée par sérigraphie et une couche de Ni déposée par voie chimique (technique dite « electroless nickel plating »). Ensuite, deux types de finitions ont été étudiées : une finition flash Au (réalisé par le fournisseur) ou une finition Ag réalisée par pulvérisation cathodique au laboratoire.

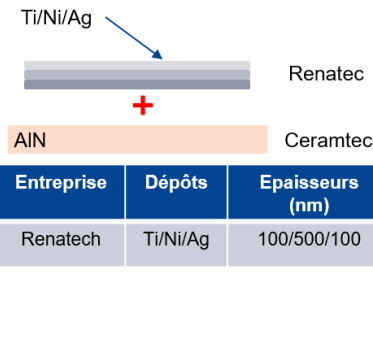
La sélection préliminaire de la meilleure technique est initialement basée sur les observations microscopiques des joints. L'adhésion mécanique de la couche sur la céramique ainsi que sa compatibilité avec les couches de frittage seront prises en compte dans le Chapitre 3. Un récapitulatif des méthodes sélectionnées pour réaliser la couche d'adhésion est présenté Figure 2.19.

Dépôt par toile et frittage



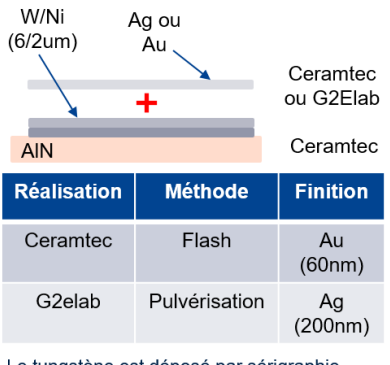
Type de pâte	Référence	T° de frittage (°C)
Encre	AN11R	850 (10 min)
Encre	Koartan 6122	850 (10 min)
Encre	ESL9913	850 (10 min)

Pulvérisation cathodique



Entreprise	Dépôts	Epaisseurs (nm)
Renatech	Ti/Ni/Ag	100/500/100

Hybrides



Réalisation	Méthode	Finition
Ceramtec	Flash	Au (60nm)
G2elab	Pulvérisation	Ag (200nm)

Le tungstène est déposé par sérigraphie, le nickel par « electroless nickel plating »

Figure 2.19 : Récapitulatif des couches d'adhésion présélectionnées

2.6.2. Les encres d'argent

1. Première sélection

Concernant les encres d'argent, trois références ont été évaluées en utilisant les profils de température recommandés dans leur fiche de données respectives. L'objectif de cette étude est de sélectionner une seule référence pour la suite du projet. Cette présélection a dû être réalisée car les encres d'argent n'ont jamais été étudiées au sein du laboratoire. Le manque d'expérience dans ce domaine nous a donc poussé à commencer par étudier trois références.

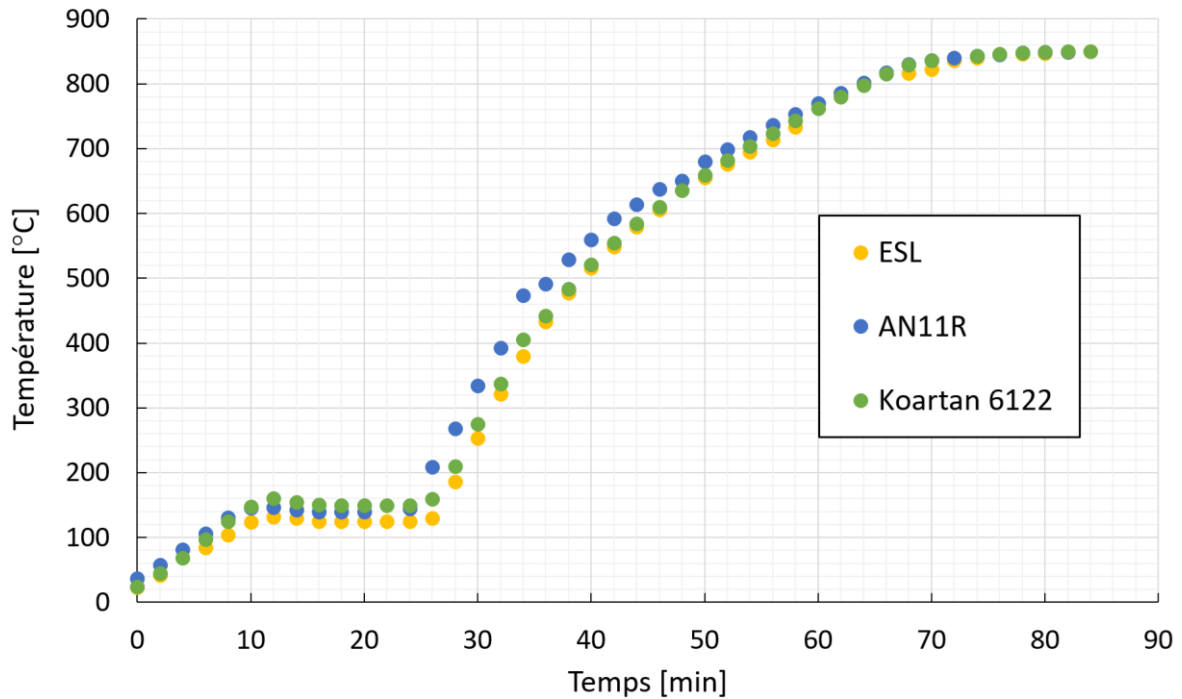


Figure 2.20 : Profil de température pour les trois encres d'argent présélectionnées

Les encres ont toutes été sérigraphiées à l'aide d'une toile avec une émulsion de 21 μm d'épaisseur, puis frittées sous air à 850°C pendant 10 min. Les profils de température sont présentés sur la Figure 2.20. La fin de l'enregistrement de température sur la Figure 2.20 correspond à la sortie des échantillons du four. Les observations au microscope optique et au microscope électronique à balayage (MEB) des encres après frittage sont présentées sur la Figure 2.21. Pour les observations en coupe transverse, les échantillons ont été préalablement enrobés dans une résine à froid, puis polis en suivant le même protocole pour chaque référence. Les observations au microscope optique en vue de dessus ont été réalisées sur des échantillons bruts.

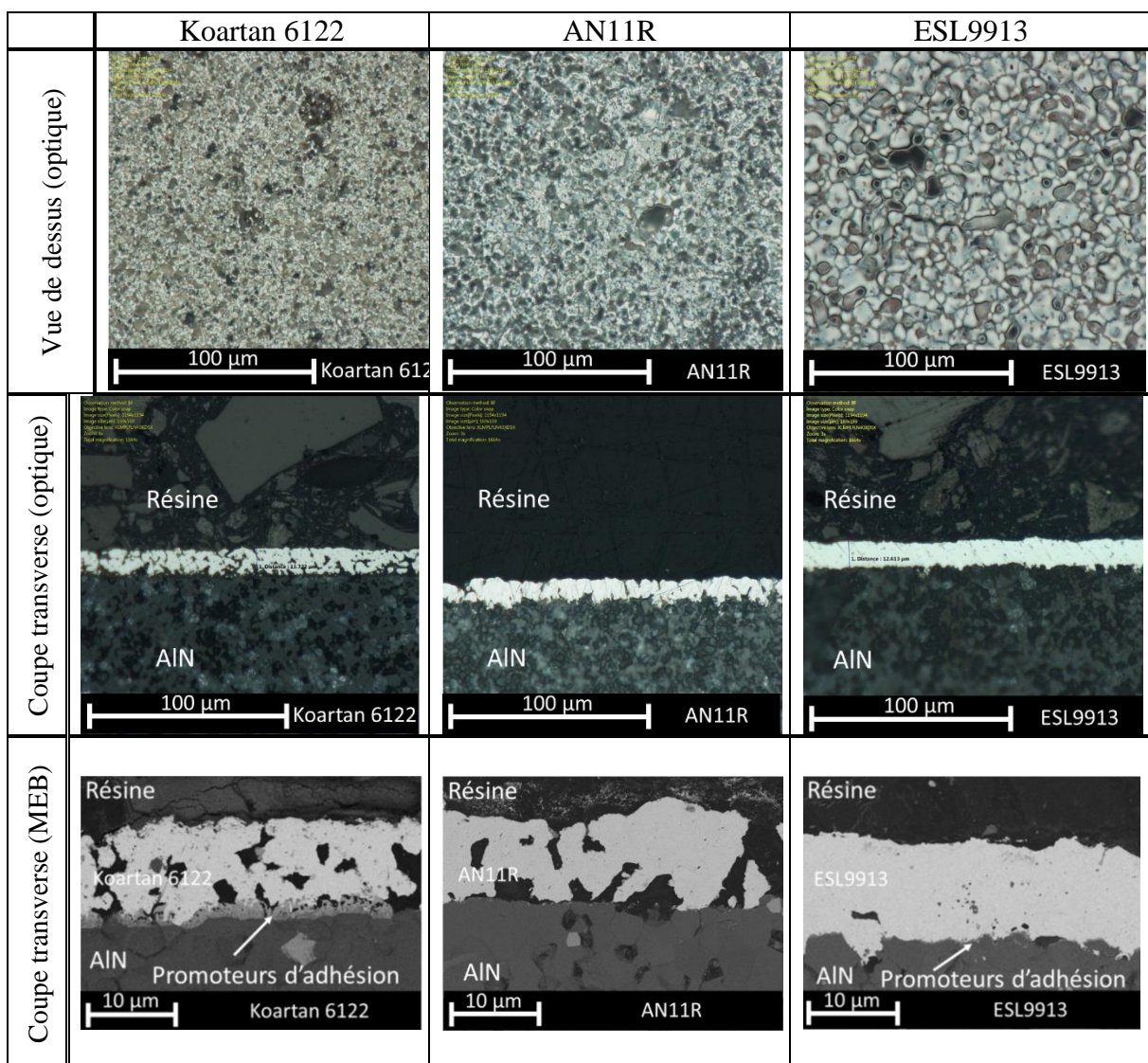


Figure 2.21 : Vue de dessus au microscope optique, coupe transverse vue au microscope optique et au MEB des références d'encre d'argent

Les vues de dessus prises au microscope optique montrent que la microstructure de l'encre Koartan 6122 est plus fine que celle de l'encre AN11R, qui est elle-même plus fine que celle de l'encre ESL9913. Les coupes transverses prises au microscope optique indiquent que l'ESL9913 présente la densité la plus élevée des trois références et que très peu de pores sont présents à l'intérieur de la couche. Les coupes transverses prises au MEB confirment cette observation. Enfin, les analyses au MEB indiquent aussi la présence d'une phase entre l'argent fritté et l'AIN pour les références Koartan 6122 et ESL9913. Cette phase correspond aux promoteurs d'adhésion utilisés dans les encres afin de créer une phase d'accroche avec l'AIN. Aucune phase de ce type ne semble être présente à l'interface pour la référence AN11R.

L'objectif étant de sélectionner une seule encre sur les trois références, il a été décidé d'éliminer la référence AN11R, étant donné l'absence de phase intermédiaire entre l'argent et l'AIN (l'accroche n'est donc pas assurée). Enfin, la référence ESL9913 a été préférée à la Koartan 6122 au vu du taux de porosité plus faible visible sur les coupes transverses. Ce dernier argument est à relativiser, étant donné le fort impact qu'a le polissage des échantillons sur le taux de porosité observable en coupe transverse. En effet, durant le polissage, du matériau peut être facilement arraché de l'échantillon puis déplacé dans les pores pour les remplir, surtout lorsque le matériau en question est ductile, comme c'est le cas pour l'argent. Ce déplacement de matière dans les pores vient alors fausser la mesure de porosité par analyse d'image. Néanmoins, il a été décidé de sélectionner la référence ESL9913 pour la suite du projet.

2. L'encre d'argent ESL9913

Une analyse plus approfondie a été menée sur l'ESL9913, puisque cette référence sera utilisée par la suite pour réaliser d'autres tests. L'épaisseur d'un dépôt après sérigraphie avec une émulsion de 21 μm et après frittage a été mesurée à l'aide d'un microscope optique. L'épaisseur en fonction de la distance le long d'une ligne est présentée sur la Figure 2.22a. La ligne est visible sur la Figure 2.22b. La valeur moyenne de l'épaisseur du dépôt d'ESL9913 est d'environ 10 μm après frittage. Cette épaisseur est à comparer avec l'épaisseur de 21 μm de l'émulsion utilisée pour déposer l'encre : cela signifie que l'encre est passée d'une épaisseur de 21 μm à une épaisseur de 10 μm après le processus de frittage, soit un retrait de plus de 50%.

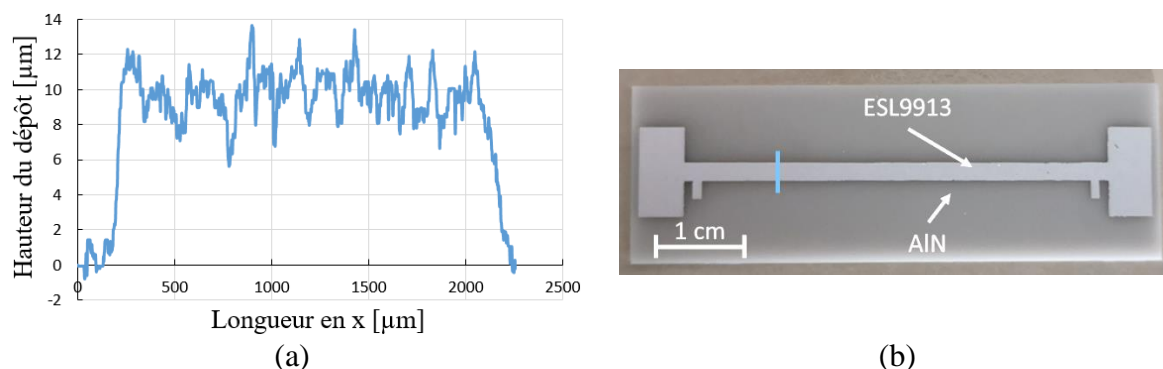


Figure 2.22 : (a) Hauteur en fonction de la longueur du segment bleu sur la photo du dépôt ; (b) Dépôt ESL9913 sur AIN

De plus, des analyses de spectroscopie à rayons X à dispersion d'énergie (EDX) ont été réalisées sur l'interface entre l'argent et l'AIN, afin de mieux identifier la constitution des promoteurs d'adhésion (voir Figure 2.23). En faisant une mesure ciblée à l'interface et en supprimant les éléments présents dans la mesure globale du joint (Al et N provenant du substrat, Ag provenant de la phase d'argent fritté, Si et C provenant des tapis de polissage), on déduit que du zinc, du cuivre et du calcium viennent interagir à l'interface entre AIN et l'argent, afin de former une liaison avec le substrat. La présence de l'oxygène laisse supposer la formation d'un oxyde mixte à l'interface entre l'AIN et la couche d'argent fritté.

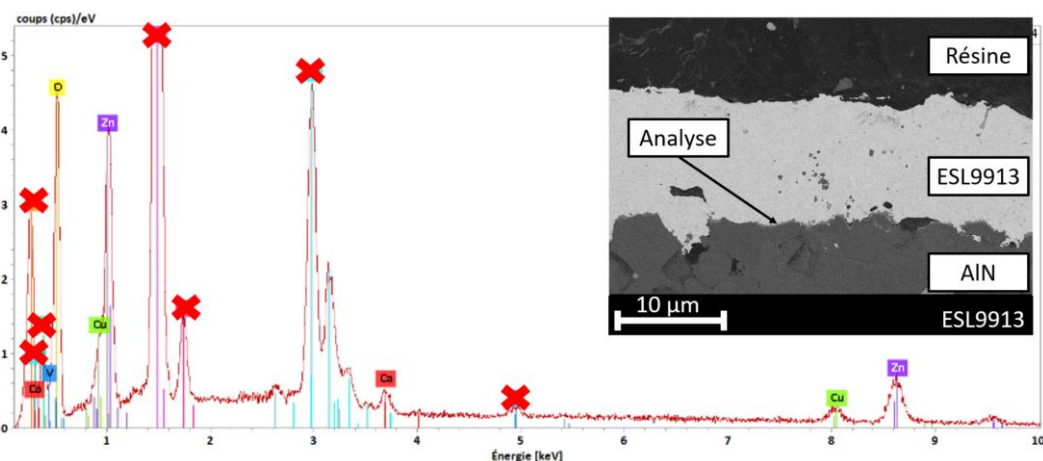


Figure 2.23 : EDX montrant les éléments présents dans la couche ESL9913.

2.6.3. La pulvérisation cathodique

Pour la pulvérisation cathodique, la réalisation de l'empilement a été sous-traitée à l'institut de recherche Femto-ST de Besançon, dans le cadre du réseau national de plateformes technologiques RENATECH. Il a été décidé de pulvériser 100 nm de Ti pour l'accroche, 500

nm de Ni pour empêcher la diffusion entre les phases Ti et Ag, et 100 nm de Ag. Une coupe transverse de la métallisation TiNiAg est présentée sur la Figure 2.24

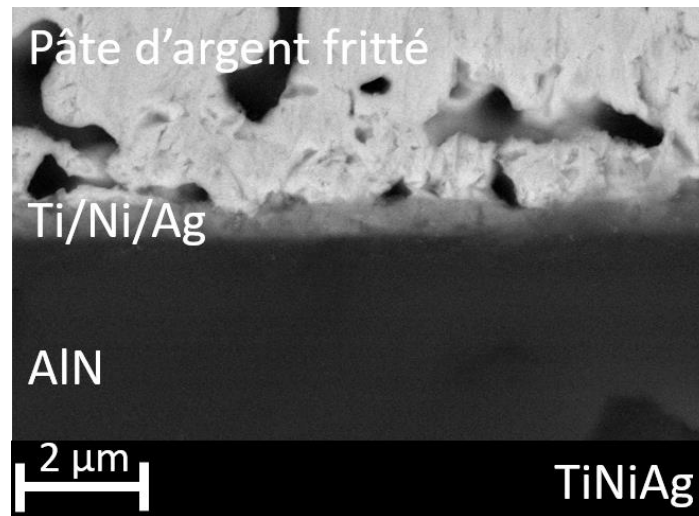


Figure 2.24 : Coupe transverse de la métallisation Ti/Ni/Ag vue au MEB

Au vu de la faible épaisseur des différentes couches de cette métallisation, il est compliqué de les différencier sur une coupe transverse au MEB. Néanmoins, le dépôt est parfaitement continu et son épaisseur plus ou moins constante.

2.6.4. L'approche hybride

Pour l'approche hybride, deux assemblages ont été étudiés. L'un a été réalisé entièrement par le constructeur de céramique, constitué d'une couche de W frittée, d'une couche de Ni déposée par voie chimique et d'une finition Au. L'autre assemblage, présentant les deux mêmes premières couches, a subi un dépôt d'Ag au laboratoire. Les coupes transverses et vues de dessus des métallisations WNiAu et WNiAg sont présentées sur la Figure 2.25. Sur les images MEB, on peut voir la couche de tungstène frittée avec une porosité importante, la couche de nickel qui est continue sur toute l'épaisseur de l'échantillon ainsi que la couche d'or. La finition à l'argent n'est pas visible sur la coupe transverse MEB. En revanche, la photographie optique prise par-dessus (Figure 2.25 d) montre bien la microstructure de l'argent pulvérisé.

Pour la suite du projet, il a été décidé de conserver ces deux métallisations pour les tests futurs ; ceci nous permettra d'étudier aussi bien le W sur AlN que l'utilisation d'une finition Au ou Ag.

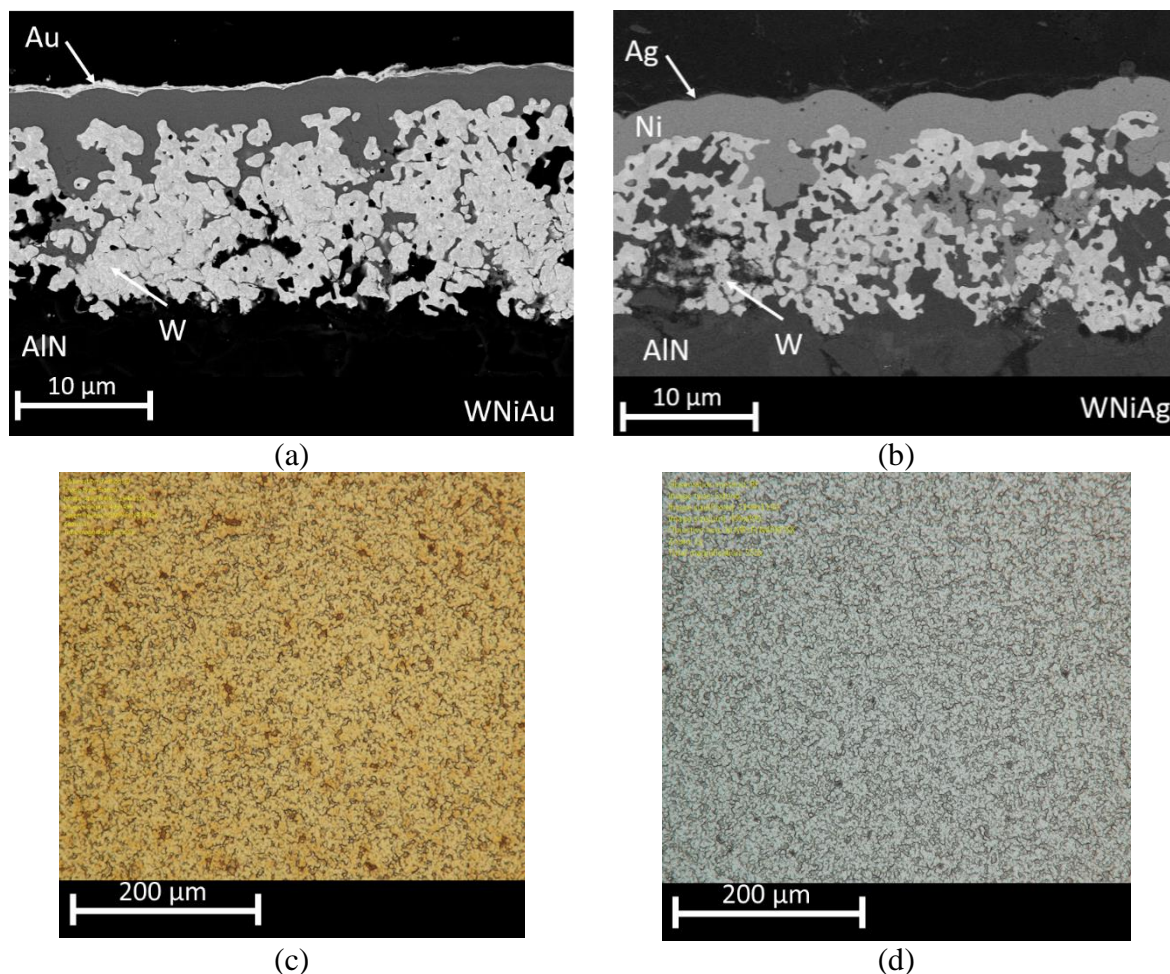


Figure 2.25 : (a) Coupe transverse de la métallisation W/Ni/Au au MEB ; (b) Coupe transverse de la métallisation W/Ni/Ag au MEB ; (c) Vue du dessus prise au microscope optique de la métallisation W/Ni/Au ; (d) Vue du dessus prise au microscope optique de la métallisation W/Ni/Ag

Une première sélection sur la couche d'adhésion ayant été réalisée, une seconde différenciation sera présentée dans le Chapitre 3. Cette différenciation sera basée sur la qualité de l'accroche sur l'AlN, mais aussi sur leur affinité à se lier avec l'argent fritté de la 2^{ème} couche. Dans la partie suivante, nous nous concentrerons sur l'optimisation du processus de frittage des couches pistes et des couches d'accroches. Cette étude sera basée sur l'utilisation de la thermogravimétrie, de la dilatométrie et de l'imagerie.

2.7. Optimisation du processus de frittage

Nous cherchons à optimiser le frittage de la pâte d'argent utilisée pour réaliser la 2^{ème} et la 3^{ème} couche du montage MARC (voir Figure 2.26). La pâte utilisée est une pâte d'argent avec des particules micrométriques produite par LOCTITE de référence SSP2020. Nous commencerons par optimiser le séchage, puis nous nous intéresserons à la partie frittage des particules à proprement parler.

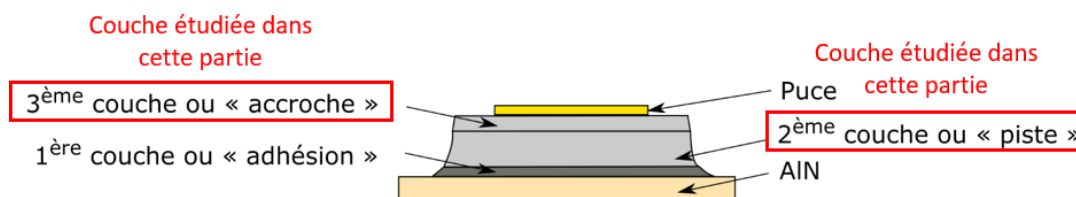


Figure 2.26 : Focus sur les 2 couches de l'assemblage étudiées dans cette partie

2.7.1. Analyse du séchage

Comme nous l'avons expliqué plus tôt, les pâtes d'argent contiennent des composés organiques dans leur formulation, qui ont pour but de leur procurer une viscosité adaptée à la sérigraphie, mais aussi d'éviter le frittage prématuré des particules d'argent durant le stockage de la pâte. Néanmoins, il est important et nécessaire d'éliminer ces composés organiques avant le frittage de la pâte, car ceux-ci empêchent le contact des particules entre elles. Dans la partie suivante, les différents paramètres impactant la phase de séchage, comme l'atmosphère, la vitesse de chauffage et la température, seront étudiés. À noter que l'optimisation de la phase de séchage est commune pour la 2^{ème} et la 3^{ème} couche de l'assemblage MARC, car la même pâte est utilisée pour les fabriquer.

1. Calcul de la fraction volumique de composés organiques

Il est classique en métallurgie des poudres de réaliser des analyses thermogravimétriques (ou ATG) pour étudier le processus de séchage. Cette technique consiste à suivre la masse d'un échantillon pendant un cycle thermique. Avec l'augmentation de la température, les composés organiques sont peu à peu éliminés et la masse de l'échantillon diminue. Plus d'informations sur l'ATG sont fournis en **Annexe B**.

Un premier test a été réalisé afin de calculer la fraction volumique de composés organiques à l'intérieur de la pâte d'argent étudiée, cette fraction volumique n'étant pas précisée par le fournisseur. Pour ce premier test, 803 mg de pâte ont été déposés dans un creuset suspendu dans la machine permettant de réaliser l'ATG. Le cycle thermique correspond à une montée en température à $5^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ jusqu'à 500°C sous air. La perte de masse ainsi que la dérivée de la perte de masse sont présentées sur la Figure 2.27 (a et b).

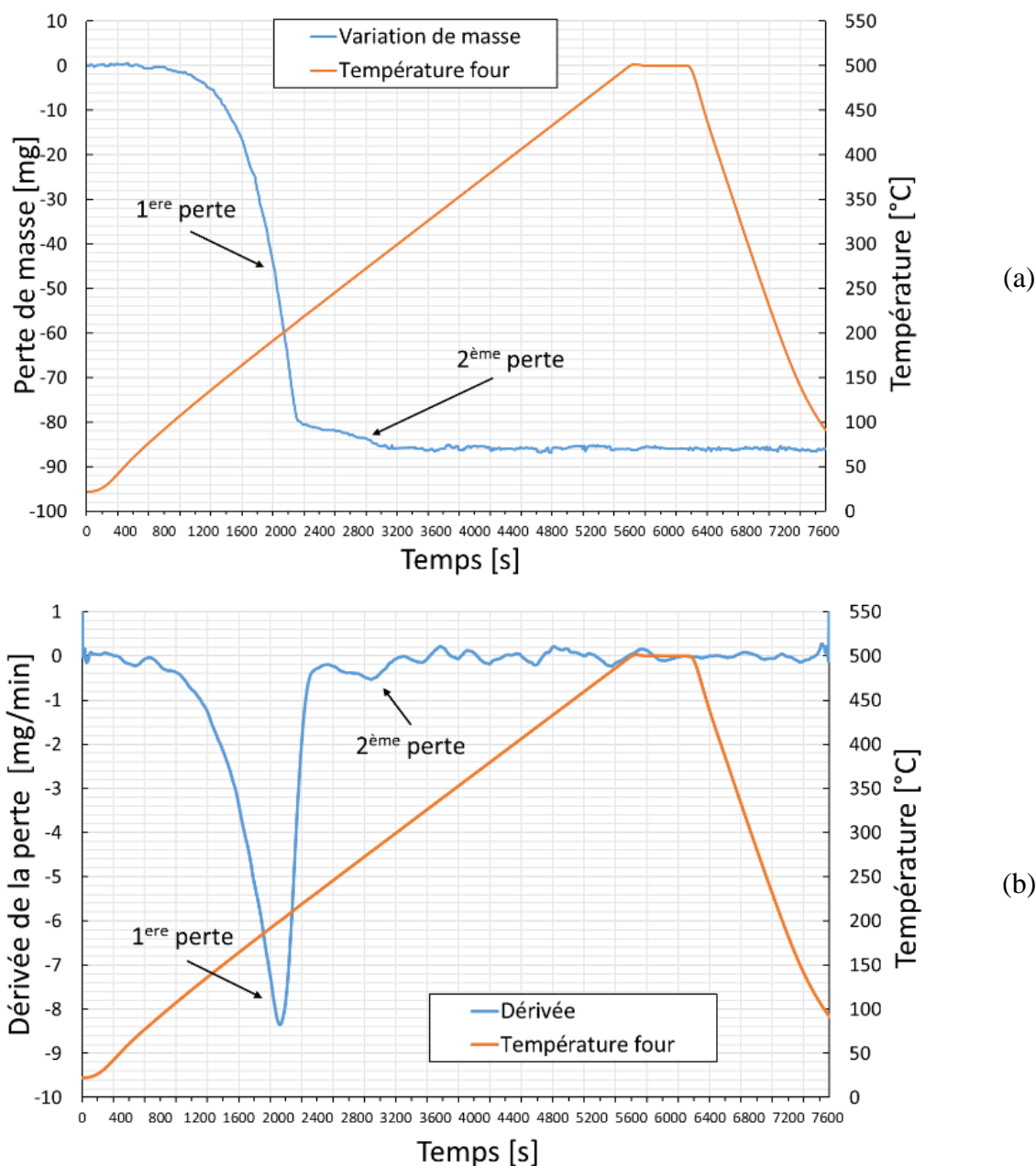


Figure 2.27 : (a) Perte de masse sous air ; (b) Dérivée de la perte de masse d'un test effectué sous air

On peut décomposer la perte de masse en deux étapes : une première étape, correspondant à une variation de masse importante, environ 81,1 mg (soit 10,1%wt), qui commence aux alentours de 45°C pour se terminer vers 220°C, et une seconde étape, correspondant à une perte de masse plus faible, environ 4,7 mg (soit 0,6%wt), se produisant entre 230°C et 300°C. Au total, une perte de 10,7%wt est mesurée. Au-delà de 300°C, il n'y a plus de variation de masse. On peut donc affirmer que, au-delà de cette température, tous les composants organiques ont été éliminés de la pâte, ne laissant que les particules d'argent.

Il est possible de déduire la fraction volumique d'argent dans la pâte grâce à ces résultats. Cette information est intéressante, afin d'estimer la densité relative de l'argent après élimination des composés organiques. Elle sera particulièrement utile pour analyser la densification de la pâte et optimiser la phase de frittage. Pour calculer cette fraction volumique, nous considérerons que notre pâte est seulement biphasique :

- Une phase composée de matériaux organiques, avec une densité inconnue et un pourcentage massique de 10,7% wt.
- Une phase composée d'argent pur, avec une densité de $10,5 \text{ g.cm}^{-3}$ et un pourcentage massique de 89,3% wt.

Pour calculer la fraction volumique, il est nécessaire de connaître la masse volumique de la pâte. Celle-ci est connue grâce aux données du constructeur : elle est de $4,2 \text{ g.cm}^{-3}$. Cette mesure a aussi été confirmée par une mesure au laboratoire de masse et de volume. On peut exprimer la masse volumique de la pâte suivant l'équation suivante :

$$\frac{1}{\rho_{Tot}} = \sum_{i=1}^n \frac{\chi_i}{\rho_i} \quad 2-7$$

Avec :

- ρ_{Tot} la masse volumique du mélange, ici la pâte d'argent.
- χ_i la fraction massique du composé i .
- ρ_i la masse volumique du composé i .
- n le nombre de phases constituant la pâte, ici deux.

On calcule alors la masse volumique du liant, $0,7 \text{ g.cm}^{-3}$. Il est facile d'en déduire la fraction volumique d'argent à l'intérieur de la pâte utilisée à l'aide des équations suivantes :

$$\rho_{Tot} = \sum_{i=1}^n \vartheta_i \rho_i \quad 2-8$$

$$\vartheta_k = 1 - \sum_{\substack{i=1 \\ i \neq k}}^n \vartheta_i \quad 2-9$$

avec :

- ϑ_i la fraction volumique du composé i .

On trouve alors une fraction volumique d'argent de 36% vol : cela signifie que 64% du volume de la pâte qui sera sérigraphiée dans la suite de ce projet sera éliminé lors du séchage. Les conséquences d'une telle teneur en composés organiques sur le procédé de frittage seront étudiées, en détail, par la suite. Enfin, la précision de la mesure sur la perte de masse réalisée par ATG a été vérifiée en comparant systématiquement la valeur fournie par l'ATG et celle déduite d'une pesée de l'échantillon final avec une autre balance. La perte de masse après frittage était toujours comprise entre 10,5% wt et 11% wt.

2. Impact de l'atmosphère sur la phase de séchage

L'atmosphère peut jouer un rôle important dans le processus d'élimination des composés organiques présents à l'intérieur de la pâte d'argent : elle peut, notamment, faciliter l'élimination des liants, ce qui peut permettre de raccourcir le cycle de chauffe, afin de gagner du temps lors de l'assemblage du futur module. En vue de l'industrialisation, un gain de temps peut être un facteur déterminant afin de réduire les coûts de production. Pour étudier l'impact de l'atmosphère sur l'élimination des composés organiques, deux atmosphères ont été sélectionnées : l'air synthétique et l'argon. Comme pour le test précédent présenté sur la Figure 2.27, la vitesse de chauffage sélectionnée est toujours de $5^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$. Néanmoins, la température maximale a été abaissée à 350°C , étant donné qu'aucune évolution de la masse n'a été enregistrée au-delà de cette température. Les résultats des tests ATG ainsi que leurs dérivées sont présentés sur la Figure 2.28.

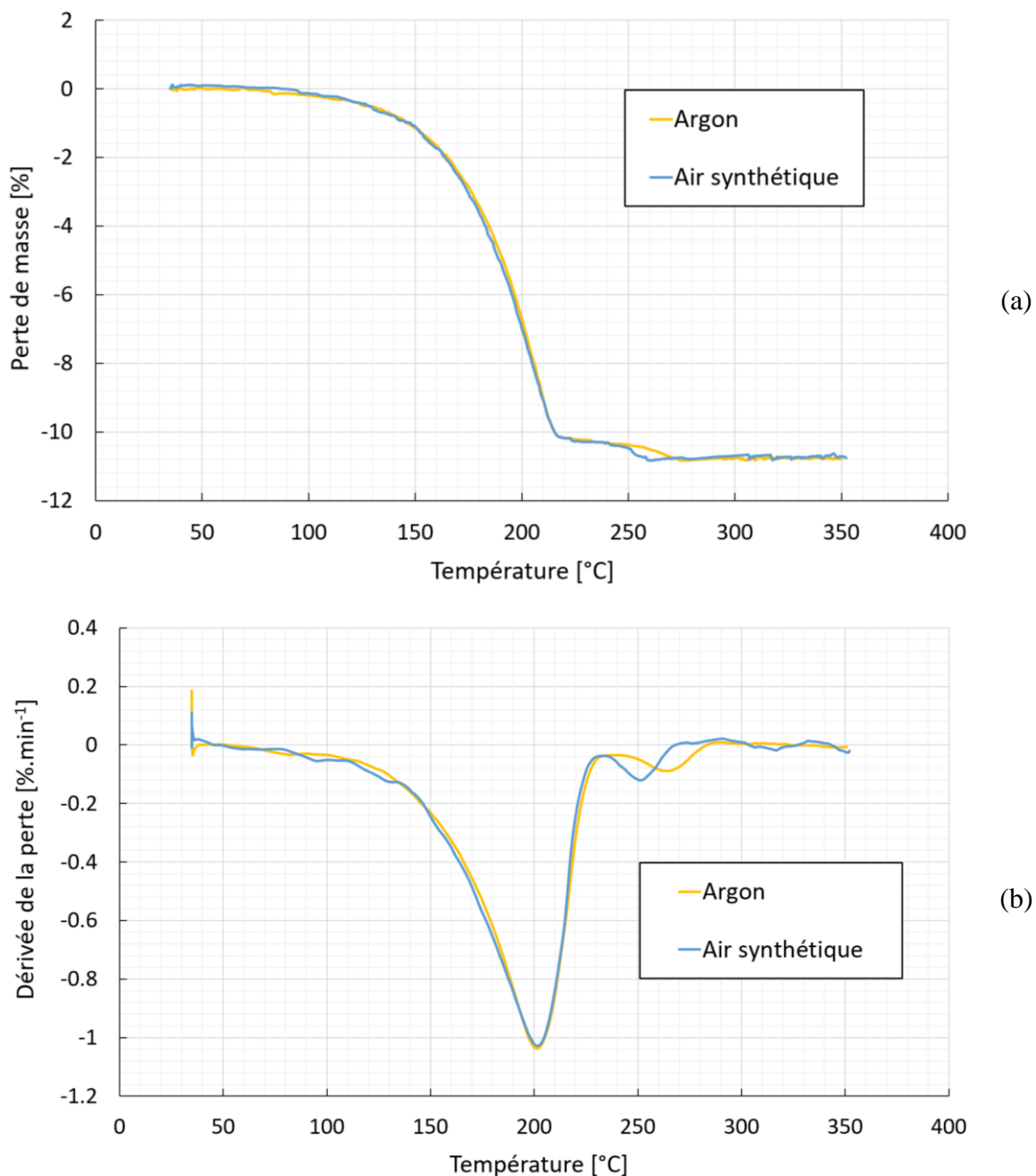


Figure 2.28 : (a) Perte de masse en fonction de la température pour différentes atmosphères ; (b) Dérivée de la perte de masse en fonction de la température pour différentes atmosphères.

La Figure 2.28a confirme que l'élimination des composés organiques se décompose en deux étapes, et ce, quelle que soit l'atmosphère dans laquelle l'échantillon est placé. De plus, la première étape est indépendante de la nature de l'atmosphère, l'élimination sous argon et sous air synthétique se fait en même temps et à la même vitesse sous les deux atmosphères. Ce résultat suggère une élimination des solvants par évaporation. En effet, l'évaporation est une réaction qui est régie essentiellement par la pression de vapeur saturante, qui dépend elle-même de la température. Modifier la nature chimique de l'atmosphère n'a donc aucun impact sur cette

étape d'évaporation. En revanche, en ce qui concerne la seconde élimination, celle-ci semble facilitée sous air synthétique : elle correspond probablement à la décomposition d'un composé organique ou d'un liant polymère. Il est probable qu'une réaction de combustion intervienne et favorise la décomposition du liant sous balayage d'air synthétique. Enfin, la Figure 2.28a met en évidence que les pourcentages de liant éliminé à la fin de chacun des cycles sont comparables. Ainsi, l'atmosphère joue essentiellement un rôle sur la cinétique de l'élimination.

En conclusion, il faut privilégier la phase de séchage sous flux d'air synthétique plutôt que sous flux d'argon, dans le but de faciliter l'élimination des composés organiques présents dans la pâte. Dans la suite du projet, le séchage de l'argent sera donc systématiquement réalisé sous air. Nous reviendrons sur l'impact de l'atmosphère pendant la phase de frittage plus loin.

3. Impact de la vitesse de chauffage

Un autre moyen d'optimiser l'élimination des liants est de jouer sur la vitesse de chauffe. Une nouvelle étude basée sur la thermogravimétrie sera donc présentée dans la partie suivante, avec une vitesse de chauffe différente. Par la suite, une seconde étude basée sur la dilatométrie sera exposée.

a. Thermogravimétrie

Jusqu'ici, des vitesses de $5^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ ont été sélectionnées. Cette vitesse étant relativement élevée, il a donc été décidé de la comparer avec une vitesse de $1^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$. La Figure 2.29a présente les résultats ATG des deux cycles de température avec les deux vitesses : ce graphique met bien en évidence le gain de temps qu'il est possible d'atteindre, en passant d'une vitesse de $1^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ à une vitesse de $5^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$. La Figure 2.29 (b et c) présente les pertes de masse en fonction de la température pour les deux vitesses ainsi que leurs dérivées.

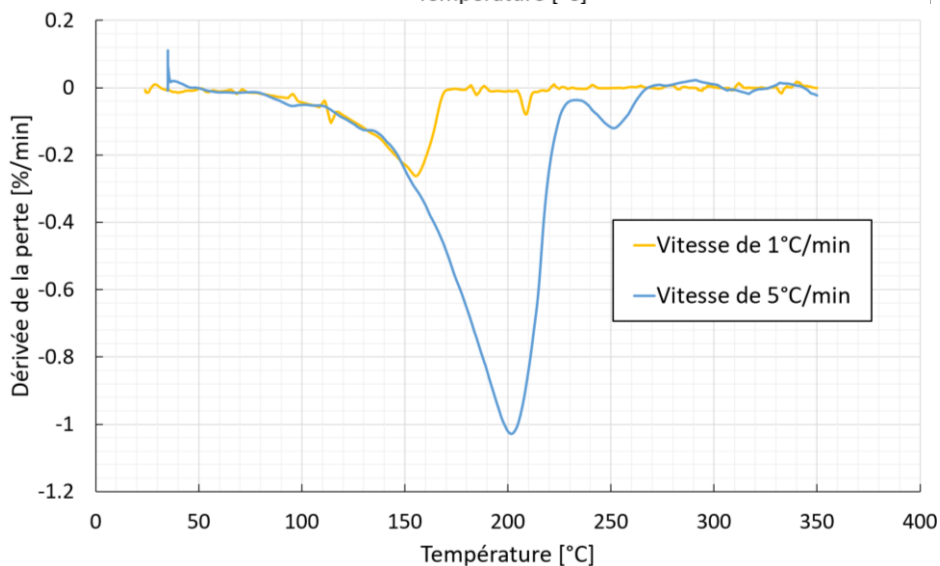
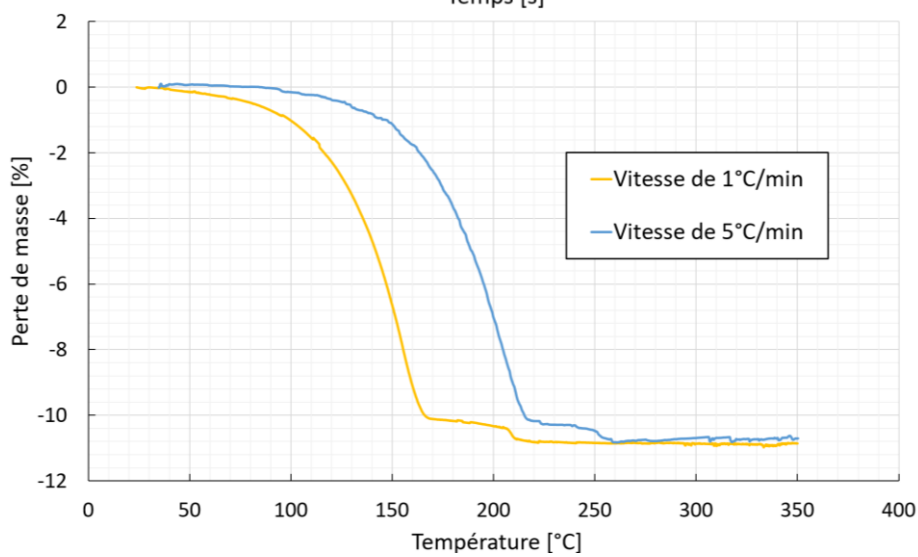
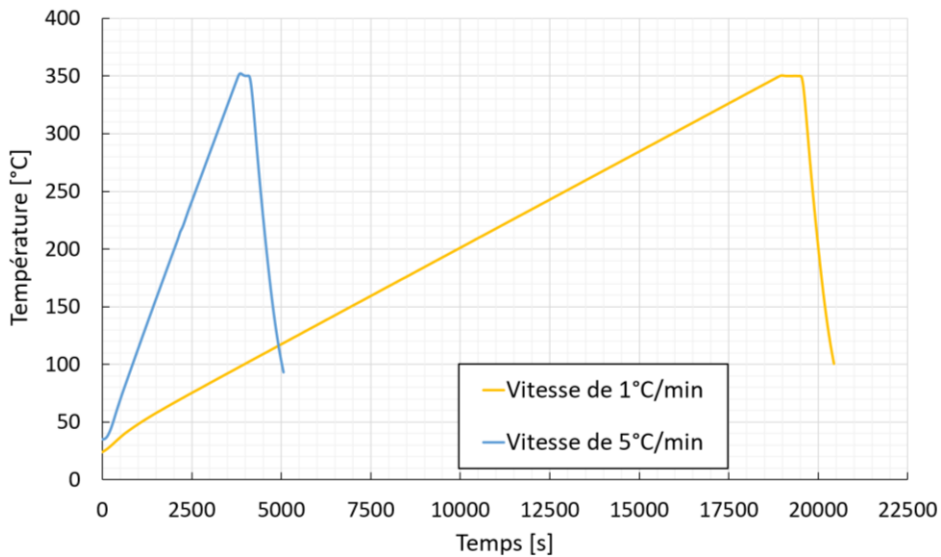


Figure 2.29 : (a) Profils de température pour des vitesses de chauffe de $1^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ et $5^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$; (b) Perte de masse en fonction de la température pour des vitesses de chauffe de $1^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ et $5^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$; (c) Dérivée de la perte de masse en fonction de la température pour des vitesses de chauffe de $1^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ et $5^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$

La Figure 2.29a indique que la perte de masse finale est indépendante de la vitesse de chauffage. Une vitesse lente permet donc d'éliminer, elle aussi, l'ensemble des composés organiques. En revanche, la différence des dérivées, en comparant les deux tests, est remarquable : pour une température inférieure à 150°C, les deux dérivées se suivent parfaitement, ce qui est caractéristique d'une élimination par évaporation, car la pression de vapeur saturante d'un système est fonction uniquement de la température. Néanmoins, au-delà de 150°C, les deux courbes se séparent et on peut voir que la vitesse de perte de masse maximale atteinte pour le test avec une vitesse de chauffage de 1°C.min⁻¹ est de -0,2 %.min⁻¹. Ce maximum est cinq fois plus faible que la vitesse maximale de -1 %.min⁻¹ atteinte pour l'autre test. Cette différence s'explique par le fait qu'un temps beaucoup plus long est passé à basse température pour le test avec la vitesse de chauffage de 1°C.min⁻¹, ce qui permet d'éliminer beaucoup plus de liants, en quantité, à basse température. Cette différence de vitesse d'élimination peut avoir des conséquences importantes sur le phénomène de frittage, comme nous le verrons par la suite. Enfin, on peut voir que la seconde perte de masse est impactée par la vitesse de chauffe, celle-ci ayant lieu à plus basse température pour la vitesse la plus lente. Cette différence peut provenir d'un effet de confinement dû à la première perte de masse, dans le cas de la vitesse rapide. Les composés éliminés durant la première perte de masse confinent l'échantillon en modifiant l'atmosphère autour de celui-ci, le saturant de composés organiques et empêchant l'oxygène de rentrer en contact avec l'échantillon.

b. Essai dilatométrique

Le dilatomètre est un autre outil utilisé classiquement en métallurgie des poudres. Il permet de suivre l'épaisseur d'un échantillon placé dans un four. Ce suivi de l'épaisseur permet ensuite d'accéder à la cinétique de densification.

Dans ce projet, les tests dilatométriques ont été réalisés sur des échantillons de pâte d'argent sérigraphiés entre deux plaques d'AlN métallisé à l'aide d'une couche d'ESL9913. Cette géométrie dite en « sandwich » est nécessaire, car le principe de la mesure dilatométrique repose sur l'enregistrement du déplacement d'un palpeur mis en contact avec l'échantillon. Pour des raisons évidentes, la mise en contact directe de ce palpeur avec la pâte fraîchement sérigraphiée est impossible ; il a donc fallu ajouter une plaque de céramique métallisée par-dessus et la déposer, sur la pâte sérigraphiée, à l'aide du die bonder décrit plus tôt. Le principe de toute la mesure dilatométrique ainsi que ses limites sont plus particulièrement présentées en **Annexe C**. Sur la Figure 2.30, on retrouve une photographie d'un échantillon placé dans le

dilatomètre, une coupe schématique de cet échantillon ainsi qu'une vue au microscope optique d'un échantillon après essai.

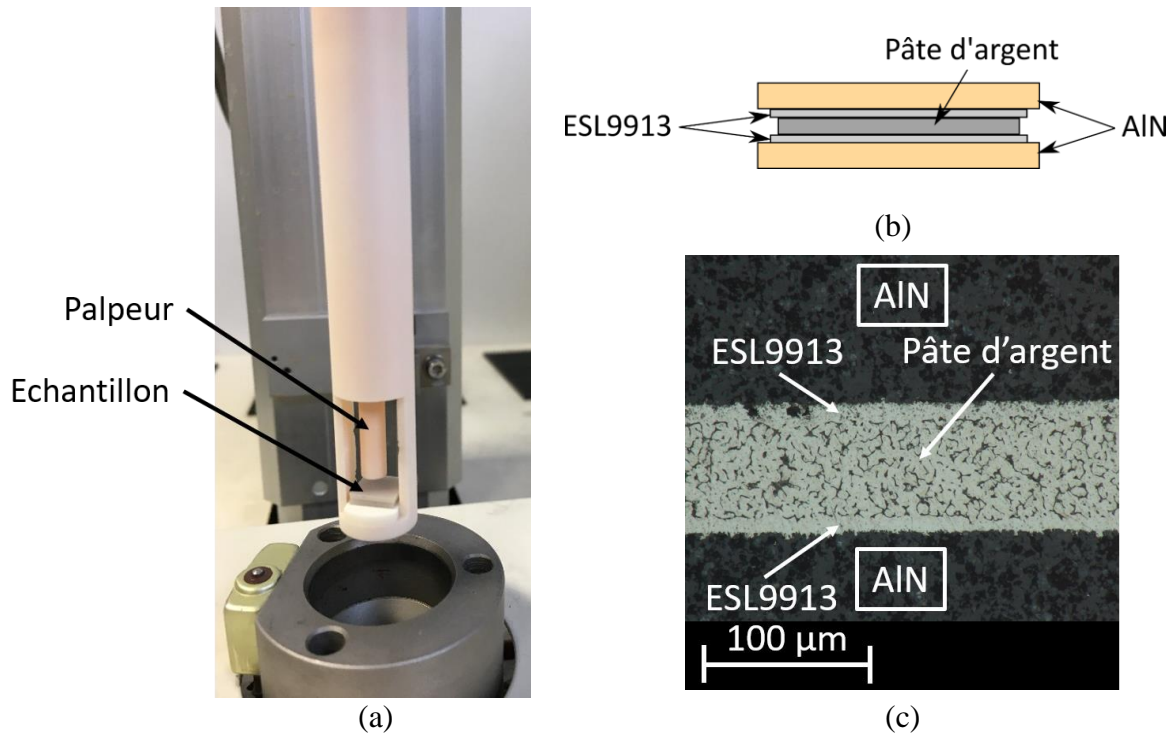


Figure 2.30 : (a) Photographie d'un échantillon placé dans le dilatomètre avant essai ; (b) Schéma des échantillons pour les tests dilatométriques ; (c) Coupe transverse d'un échantillon vue au microscope optique après un test dilatométrique

Plusieurs tests dilatométriques ont été réalisés sous air jusqu'à une température de 500°C avec des vitesses de chauffe différentes : $1^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$, $5^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ et $30^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$. Les résultats de ces tests sont présentés sur la Figure 2.31.

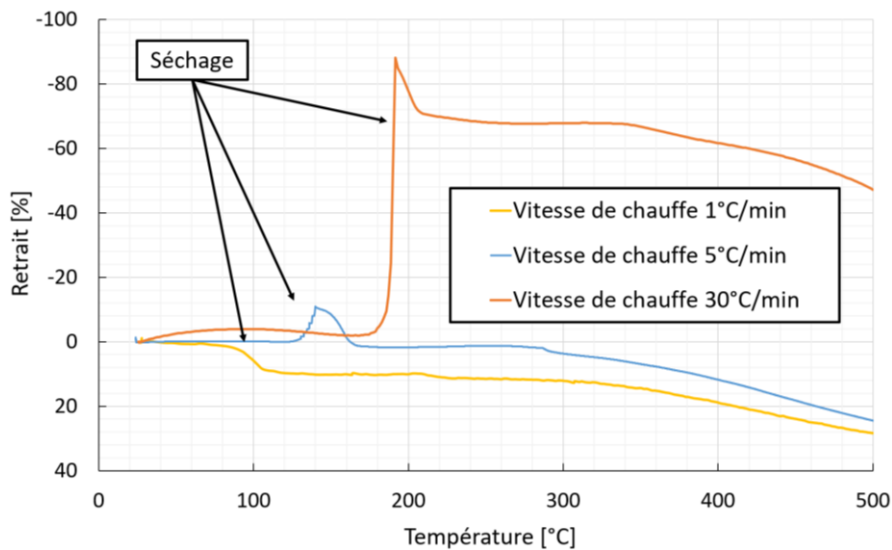


Figure 2.31 : Retrait en fonction de la température pour différentes vitesses de chauffage

Nous avons indiqué, précédemment, que le dilatomètre mesurait un déplacement ; néanmoins, les échantillons n'ayant pas tous systématiquement la même épaisseur, c'est le retrait défini ci-dessous (en %) qui est présenté sur la Figure 2.31. Le retrait étant défini comme :

$$\varepsilon = \left(1 - \frac{h}{h_0}\right) \quad 2-10$$

Avec :

- h_0 la hauteur initiale du dépôt d'argent.
- h la hauteur mesurée par le dilatomètre.

La Figure 2.31 met en évidence le fait que la vitesse de chauffage a un impact important sur la courbe de retrait. Pour ces mesures, un retrait négatif correspond à un gonflement de l'échantillon, tandis qu'un retrait positif correspond à une densification de l'échantillon. Pour les tests ayant des vitesses de chauffe rapides (c'est-à-dire $5^\circ\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ et $30^\circ\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$), un gonflement significatif est enregistré : ce gonflement a lieu à 150°C pour le test ayant une vitesse de $5^\circ\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$, et à 200°C pour le test ayant une vitesse de $30^\circ\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$. Ce gonflement est nettement plus important pour ce dernier. Ce phénomène est dû à la première perte de masse mise en évidence précédemment, l'élimination des liants se faisant par voie gazeuse. Si la quantité de composés organiques évaporée est trop élevée à un moment donné, cela peut avoir pour effet d'augmenter la pression à l'intérieur de la pâte et mener à un gonflement de celle-ci : c'est, en effet, ce qui est enregistré sur ce graphique. Or, nous avons mis en évidence précédemment que, plus la vitesse de chauffage était rapide, plus la vitesse maximale d'élimination des composés organiques atteinte était grande (mis en évidence grâce à la Figure 2.29c). Il est donc logique d'enregistrer un gonflement plus important pour la vitesse de chauffage de $30^\circ\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ que pour la vitesse de chauffage de $5^\circ\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$. En revanche, pour le test avec une vitesse lente, c'est-à-dire $1^\circ\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$, une densification, et non un gonflement, est enregistrée autour de 100°C . Cette mesure confirme que, dans ce cas, l'élimination des composés organiques se fait plus en douceur et mène à une densification de l'échantillon, ce qui est le but recherché. Il semble donc important de privilégier une élimination des liants en douceur plutôt qu'une accélération de la vitesse de chauffe. Dans la suite de ce projet, le séchage de la pâte sera systématiquement réalisé avec une vitesse de chauffage de $1^\circ\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$.

4. Lien entre retrait et perte de masse

Afin de confirmer le lien entre l'évaporation des composés organiques et le retrait, un essai dilatométrique et un essai de thermogravimétrie ont été réalisés sur des échantillons avec un même profil de température. Pour le séchage, il a été décidé d'appliquer une vitesse de chauffage de $1^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ pour atteindre, ensuite, un palier de 1 h à 150°C . De cette manière, la phase de séchage devrait se réaliser suffisamment lentement pour ne pas provoquer de gonflement, tout en permettant d'éliminer totalement les composés organiques correspondant à la première perte de masse. Enfin, une vitesse de chauffage de $5^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ permet d'atteindre un palier à 350°C pour le test thermogravimétrique et un palier à 500°C pour le test dilatométrique. Les résultats de ces tests sont présentés sur la Figure 2.32.

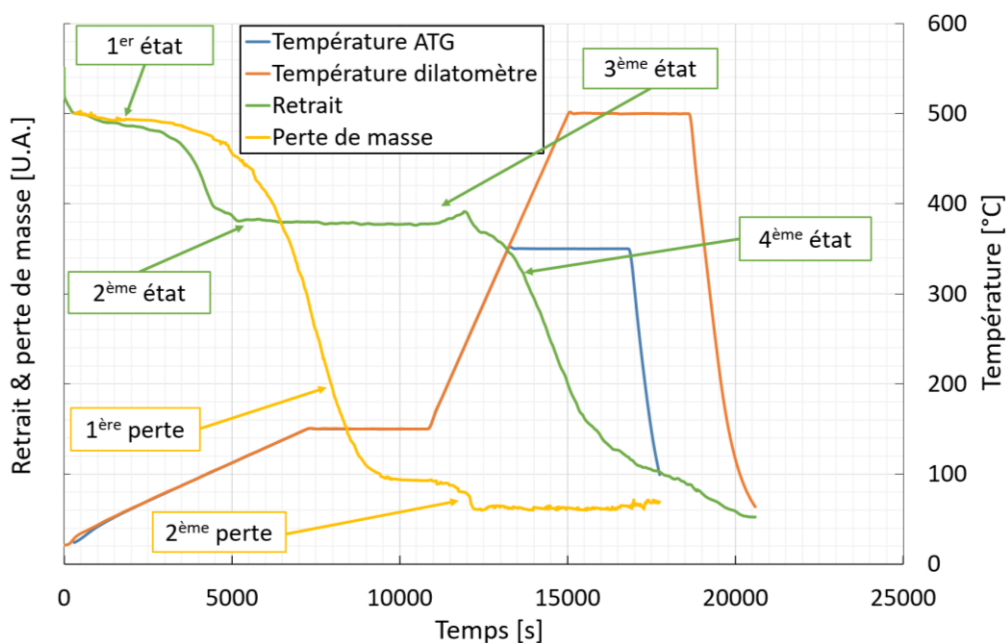


Figure 2.32 : Résultats dilatométrique et thermogravimétrique pour des échantillons ayant subi le même profil de température

En ce qui concerne la perte de masse, on note tout d'abord qu'une vitesse de chauffe de $1^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ jusqu'à 150°C suivi d'un palier de 1 h à 150°C sont suffisants pour éliminer les composés organiques de la première perte de masse. La seconde perte de masse se fait ensuite, durant la rampe de température à $5^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$. Cette étape correspondant à une faible perte de masse en termes de quantité et de volume, il n'est donc pas nécessaire de la réaliser lentement.

En ce qui concerne le retrait, on peut suivre l'évolution que subit l'échantillon en identifiant quatre états :

- 1^{er} état : état initial de l'échantillon.
- 2^{ème} état : l'échantillon a subi un premier retrait durant la rampe de 1°C.min⁻¹.
- 3^{ème} état : l'échantillon n'a subi aucun retrait supplémentaire pendant le palier d'une heure à 150°C.
- 4^{ème} état : l'échantillon subit un retrait important.

Pour expliquer les transitions entre ces différents états visibles sur la courbe dilatométrique, nous pouvons utiliser la courbe de perte de masse de la Figure 2.32 ainsi que les schémas explicatifs de la Figure 2.33. Durant cette analyse, il est important de garder à l'esprit que les géométries des échantillons et les configurations des machines ne sont pas les mêmes : il existe donc un décalage entre la courbe dilatométrique et la courbe thermogravimétrique. Même si les rampes appliquées sont les mêmes, les températures des échantillons à un instant t ne sont pas similaires, ceci étant d'autant plus vrai pour la seconde rampe de température, au vu de sa plus grande rapidité. De plus, la vitesse d'évaporation des composés organiques dépend grandement de la géométrie de l'échantillon et de l'aire de l'interface entre les composés organiques et l'atmosphère. Comme nous l'avons indiqué précédemment, les tests dilatométriques sont réalisés avec des sandwiches. Cette géométrie présente une très faible interface avec l'atmosphère par rapport à la géométrie des échantillons de l'ATG, pour lequel la pâte est placée dans un creuset ouvert. L'élimination des composés organiques est donc, probablement, plus lente dans le cas du dilatomètre que dans le cas de l'ATG.

Comme nous l'avons vu précédemment, la densité relative d'argent dans la pâte SSP2020 est plutôt faible, de l'ordre de 36%. On sait qu'un empilement aléatoire de sphères de même taille a une densité de l'ordre de 60%. Empiriquement, on retrouve plutôt une densité comprise entre 40 et 50% pour des empilements de particules de taille micrométrique. Au regard de ces chiffres, il est possible d'affirmer que la pâte étudiée dans ce travail de thèse est constituée, à l'état initial, de particules d'argent en suspension dans un liquide avec très peu de contact entre celles-ci. Ce premier état est illustré sur la Figure 2.33a. Par la suite, lorsque la température augmente et que la première perte de masse débute, la distance entre les particules d'argent se réduit, et le dilatomètre enregistre un premier retrait. Ce premier déplacement correspond au retrait enregistré entre le 1^{er} et le 2^{ème} état durant le chauffage à 1°C.min⁻¹. Le retrait s'arrête lorsque suffisamment de composés organiques ont été éliminés pour atteindre un

système stable, dans lequel les particules de poudre d'argent sont en contact et ce, même si une quantité importante de composés organiques est toujours présente dans le volume interparticulaire. Une fois cet état stable atteint (voir Figure 2.33b), l'élimination des composés organiques se poursuit mais aucun retrait n'est alors enregistré par le dilatomètre. Cette phase correspond à la partie constante visible entre le 2^{ème} état et le 3^{ème} état sur la mesure du retrait de la Figure 2.32, alors même que la perte de masse continue sur la courbe ATG. Une fois le 3^{ème} état atteint, l'élimination des composés organiques correspondant à la 1^{ère} perte de masse est terminée. Il reste alors très peu de composés organiques entre les particules d'argent. Cet état est schématiquement représenté sur la Figure 2.33c. Enfin, une fois que la fin du palier de 150°C est atteinte et que la seconde rampe de température débute, les derniers composés organiques sont éliminés et le processus de frittage se met en place : c'est le retrait final enregistré sur la Figure 2.32 et présenté sur la Figure 2.33d.

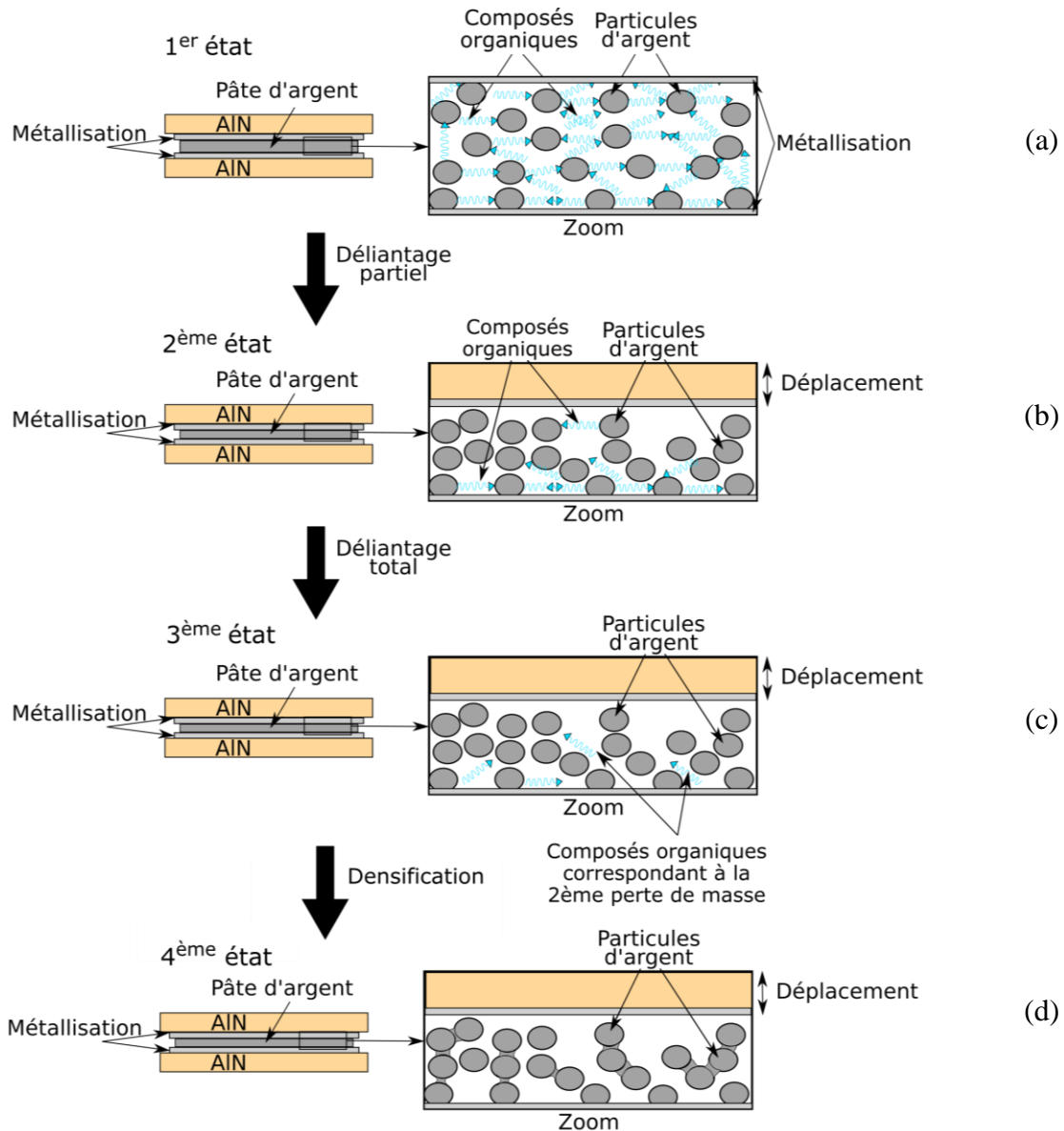


Figure 2.33 : Évolution schématique de l'empilement des particules d'argent pendant le séchage

5. Retrait durant le séchage

Le retrait dû à l'élimination des composés organiques (entre l'état 1 et l'état 2 sur la Figure 2.32) est intéressant à étudier, car il nous donne des informations sur l'état de notre système juste avant le frittage. La Figure 2.34 présente l'ensemble des retraits mesurés après le palier de 1 h à 150°C suite à plusieurs essais.

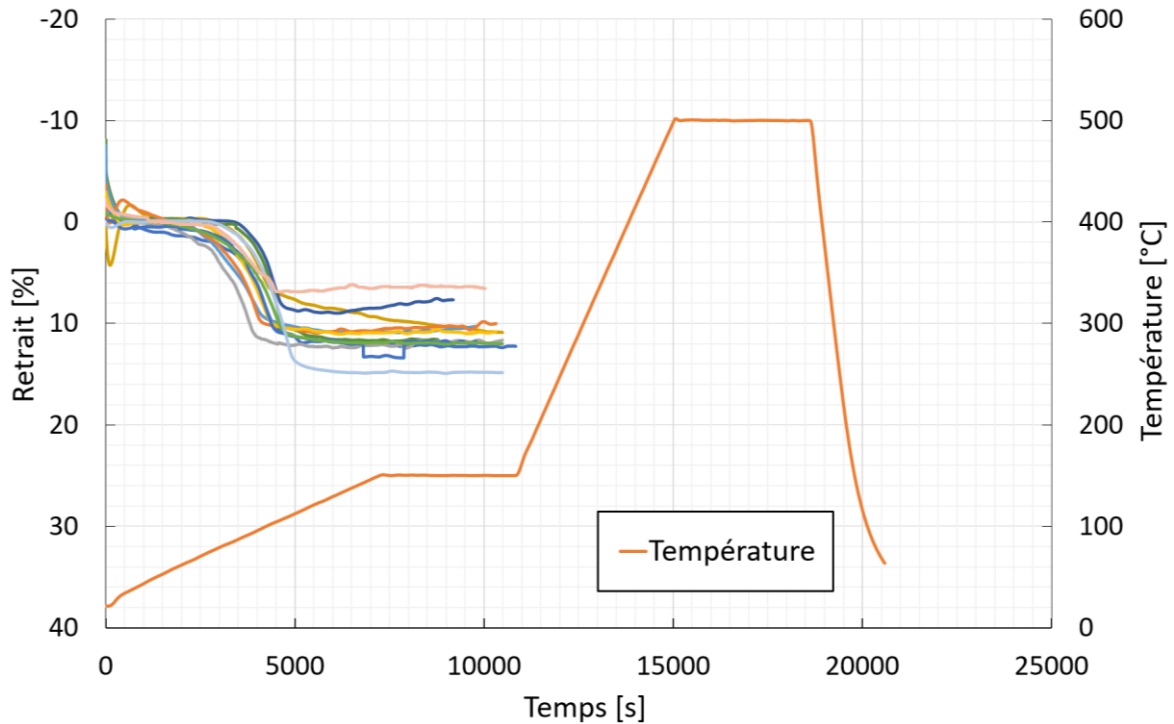


Figure 2.34 : Retraits liés au séchage en fonction du temps pour 12 tests ayant suivis le même profil de température

La moyenne des retraits enregistrés après le palier de 1 h à 150°C est d'environ 11% avec un écart-type de 2% (réalisé sur 12 tests). Cela signifie que, en moyenne, après avoir éliminé presque 63% du volume de pâte déposée (en négligeant le volume correspondant à la seconde perte de masse), un retrait de seulement 11% est mesuré. Lors du test dilatométrique, ce retrait n'est mesuré que dans la direction du palpeur, il peut donc être du même ordre de grandeur dans les autres directions, si le retrait est isotrope. Nous verrons, par la suite, que celui-ci n'est pas isotrope et que l'essentiel de la densification se produit dans l'épaisseur du joint d'argent. Avec cette hypothèse, il est possible de calculer théoriquement la densité du joint d'argent après élimination des composés organiques : on sait que la quantité de masse d'argent est constante tout au long du test. On peut donc écrire la relation entre la masse initiale m_i et la masse finale m_f d'argent :

$$m_i = m_f \quad 2-11$$

Ensuite, on exprime ces deux quantités en fonction des volumes V et des densités ρ :

$$\rho_i V_i = \rho_f V_f \quad 2-12$$

Si le retrait n'a lieu que selon l'épaisseur et non pas dans les autres directions, il est possible d'écrire l'équation 2-12 à partir des hauteurs initiales et finales, respectivement h_i et

h_f , en considérant que les autres dimensions du joint d'argent (selon les directions x et y) n'ont pas changé entre l'instant initial et l'instant final. On divise l'ensemble de l'équation par la masse volumique de l'argent afin d'obtenir les densités relatives D . On obtient alors :

$$D_f = \frac{h_i}{h_f} D_i \quad 2-13$$

Or, nous avons mesuré au dilatomètre une valeur moyenne de retrait de 11% après séchage, donc le rapport h_i/h_f est de 1,1. On sait que la densité relative initiale D_i en argent de notre dépôt est de 36%. On obtient donc une densité relative après séchage D_f de 40%. Cette faible densité après séchage n'est pas optimale pour obtenir un joint d'argent dense à la fin du frittage, car il traduit le fait que le nombre de contacts entre les particules d'argent avant frittage est faible.

6. Bilan de l'optimisation de la phase de séchage

Dans les parties précédentes, nous avons pu constater l'importance de la température de chauffe, de l'atmosphère ou encore de la vitesse de chauffage dans le processus d'élimination des composés organiques. Les différentes analyses nous permettent de définir un profil de séchage optimisé afin d'éviter le gonflement des échantillons, tout en éliminant une partie importante des composés organiques (les composés organiques correspondant à la seconde perte de masse seront éliminés durant la seconde rampe de température). Ce profil thermique correspond à une rampe de $1^\circ\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ jusqu'à un palier d'1 h à 150°C sous air, à noter que le profil de séchage a été retenu pour la 2^{ème} couche et pour la 3^{ème} couche de l'assemblage MARC, même si ces deux couches ne sont pas strictement les mêmes. La principale différence réside dans le fait que la 2^{ème} couche n'est pas frittée avec une puce au-dessus d'elle. Il est donc fortement probable que l'élimination des composés organiques soit facilitée pour cette couche, étant donné que la pâte n'est pas confinée par la puce. Il serait donc possible de gagner du temps sur le cycle de séchage de cette couche en accélérant la vitesse de chauffe. Néanmoins, il a été décidé de conserver à chaque fois le même cycle de séchage, étant donné que le temps n'est pas réellement un facteur limitant durant cette thèse.

Enfin, des clichés MEB de la pâte après séchage ont été réalisés (Figure 2.35) : ils nous donnent des informations sur la granulométrie de la pâte : des particules submicroniques cohabitent avec des particules micrométriques. Dans la suite de ce manuscrit, l'optimisation de la phase de frittage sera présentée.

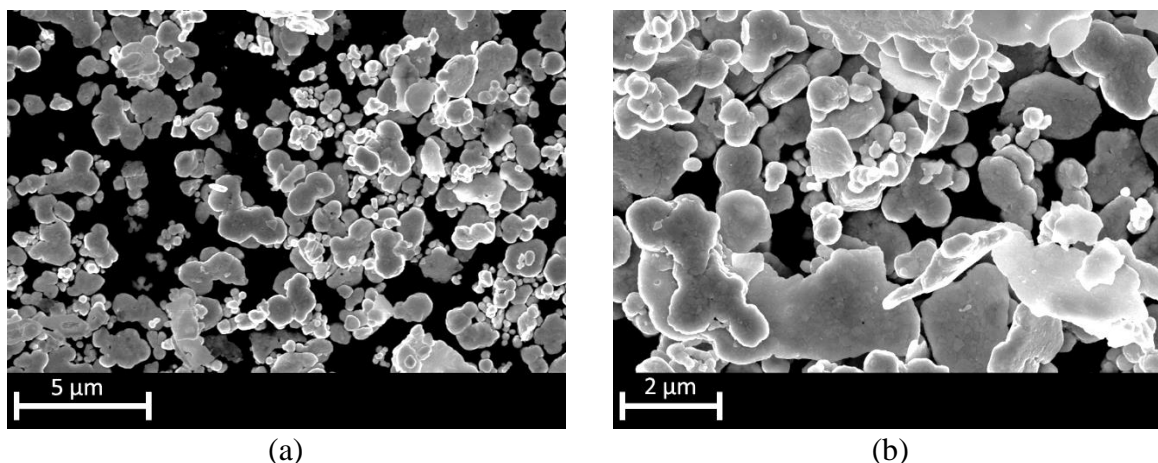


Figure 2.35 : (a) Photographie MEB de la pâte d'argent utilisée dans ce projet après séchage ; (b) Zoom

2.7.2. Étude du frittage de la pâte d'argent

Une fois les composés organiques éliminés, la poudre restante doit être chauffée à plus haute température afin d'être frittée. Dans la partie suivante, la température de frittage optimale pour la 2^{ème} couche sera recherchée à l'aide de la dilatométrie et de l'observation microstructurale. En ce qui concerne la 3^{ème} couche, la température de frittage et le temps de frittage sont fixés par le cycle thermique maximal accepté par la puce utilisée : 325°C pendant 10 min. L'effet de l'atmosphère sera abordé à la fin de cette partie. Enfin, dans une seconde partie, la température de frittage sera reliée au taux de porosité ainsi qu'aux conductivités thermique et électrique.

1. Sélection du profil de température

Différents tests dilatométriques sous air avec un palier à 400°C, 500°C ou 850°C pendant 1 h ont été réalisés, dans le but d'étudier quelles étaient les possibilités en terme de cycle thermique pour le frittage de la 2^{ème} couche de l'assemblage MARC. Un essai à 325°C pendant 10 min a aussi été réalisé pour tester les conditions de frittage de la 3^{ème} couche. Les retraits mesurés ainsi qu'un zoom sur leur dérivée sont présentés sur la Figure 2.36. La vitesse de chauffage pour atteindre la température de frittage a été fixée à 20°C.min⁻¹ afin de ne pas rallonger, de façon trop importante, les cycles thermiques. Les tests ont été réalisés, au minimum, deux fois afin de s'assurer de la répétabilité des mesures.

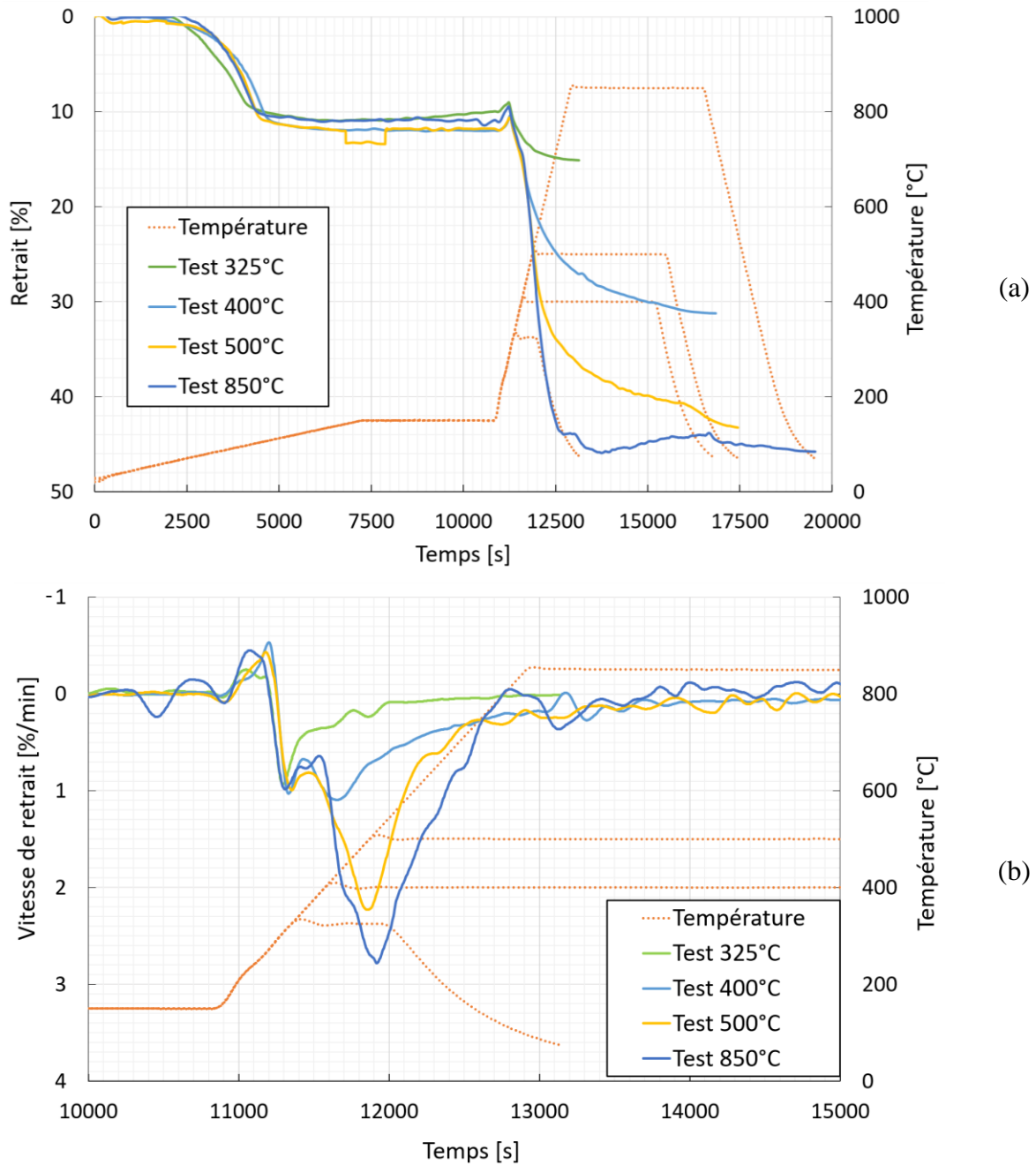


Figure 2.36 : Retraits en fonction du temps pour des échantillons frittés à différentes températures ;
(b) Dérivées du retrait en fonction du temps des mêmes échantillons (zoom sur l'échelon)

La Figure 2.36a présente le retrait en fonction du temps pour chaque température de frittage. La phase de séchage est similaire pour les quatre courbes : d'abord un premier retrait proche de 11% lié à l'élimination des composés organiques, puis une stabilisation jusqu'à ce que la température atteigne les 300°C environ. Une fois cette température dépassée, les courbes divergent : plus la température de frittage est élevée, plus le retrait est élevé. Il peut aller jusqu'à 46 % dans le cas du cycle à 800°C durant 1 h et atteindre seulement à 16 % pour le cycle à 325°C pendant 10 min. Pour les cycles à 400°C et à 500°C, les retraits finaux sont

respectivement de 32 % et 43 %. Dans le cas du test à 800°C, le retrait se produit uniquement durant la rampe de température et n'évolue pas durant le palier de 1 h, alors que, dans les autres tests, la densification continue tout au long du cycle. L'analyse des vitesses de retrait de la Figure 2.36b confirme que, plus la température est élevée, plus le retrait est rapide. Le cycle à 800°C atteint une vitesse maximale de retrait de $2,8 \text{ \%} \cdot \text{min}^{-1}$ alors que le cycle à 325°C atteint une vitesse maximale de retrait de $1 \text{ \%} \cdot \text{min}^{-1}$.

L'ensemble des retraits après le cycle total, ou bien après 10 min de palier, est présenté sur la Figure 2.37 pour toutes les températures étudiées.

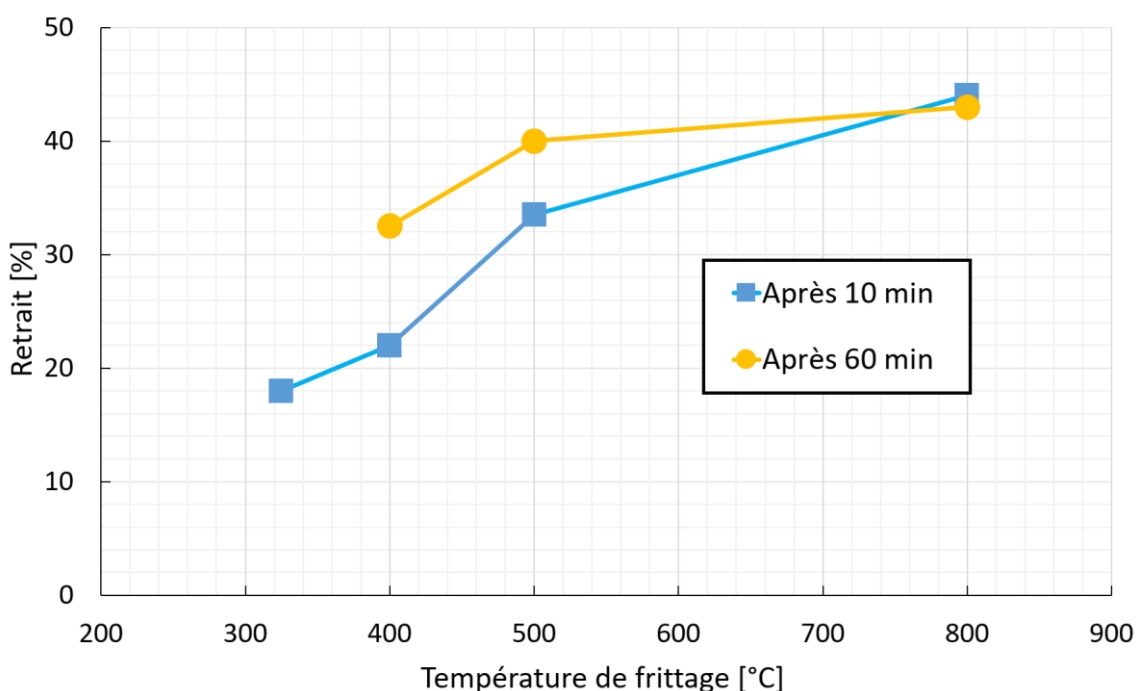


Figure 2.37 : Évolution du retrait en fonction de la température du frittage après 10 et 60 min à la température maximale

L'objectif de la 2^{ème} couche étant de conduire le courant, d'extraire le flux de chaleur, mais aussi d'assurer une bonne tenue mécanique à l'assemblage final, il faut que cette couche frittée présente la densité relative la plus élevée possible. Cela signifie qu'il faut sélectionner les conditions conduisant au retrait le plus élevé sur les courbes dilatométriques, car ce sont ces conditions-ci qui fourniront les meilleures caractéristiques électrique, thermique et mécanique. Au regard de la courbe Figure 2.37, il a été décidé de sélectionner le cycle thermique de 500°C pendant 1 h, car celui-ci conduit à un retrait final très proche de celui enregistré avec le cycle thermique de 800°C pendant 1 h, alors que la température mise en jeu est bien plus faible. De cette manière, les contraintes thermomécaniques seront drastiquement réduites durant le processus de frittage. De plus, afin de confirmer l'avantage d'avoir une 2^{ème} couche dense, il a

été décidé de sélectionner un profil de température donnant une 2^{ème} couche plus poreuse dans la suite du projet. Des échantillons ayant suivi un cycle thermique de 400°C pendant 10 min seront donc systématiquement étudiés aux côtés des échantillons frittés à 500°C pendant 1 h.

2. Modélisation du frittage

Afin de conforter les mesures précédentes, une modélisation du frittage a été réalisée en utilisant un calcul par différences finies qui somme, à chaque instant, la contribution des différents mécanismes à la croissance des cous et au retrait [85] (partie 2.2.3). Seules les contributions des trois mécanismes principaux mis en évidence sur les cartes de frittage des particules d'argent de la Figure 2.5 ont été pris en compte. Deux tailles de particules ont été sélectionnées : 0,5 µm et 1 µm. Ces tailles ont été choisies en raison des observations réalisées sur les échantillons de pâte d'argent séchée (Figure 2.35). Les grandeurs physiques nécessaires pour les calculer sont définies dans le Tableau 2.4. Les coefficients de diffusion D ont été calculés comme suit :

$$D = D_0 e^{\frac{-Q}{R_c T}} \quad 2-14$$

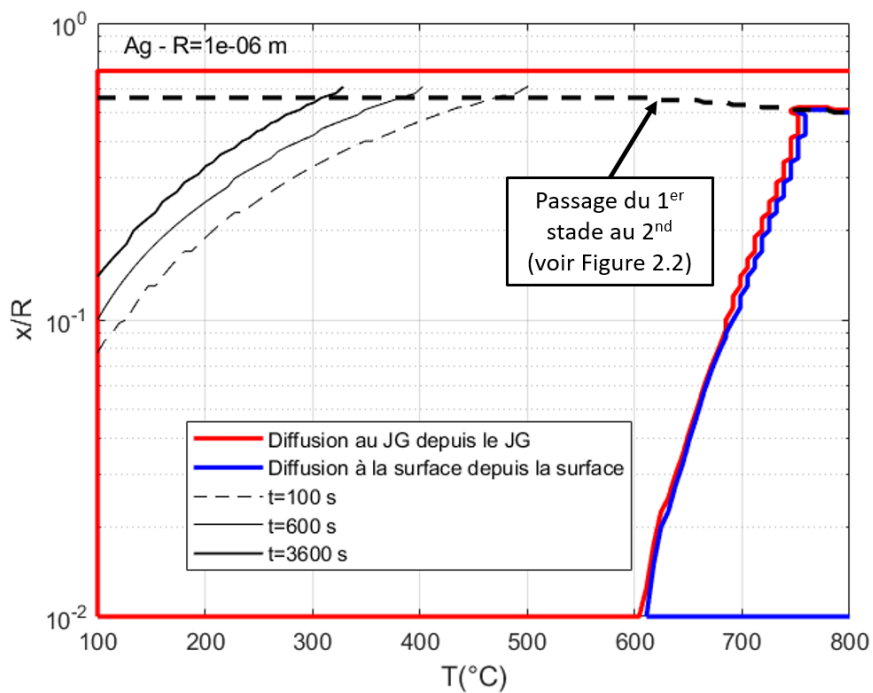
Avec :

- Q l'énergie d'activation.
- R_c la constante des gaz parfaits.
- T la température.

Mécanisme	Coefficient de diffusion D_0 [$\text{m}^2.\text{s}^{-1}$]	Énergie d'activation Q [$\text{kJ}.\text{mol}^{-1}$]	Épaisseur typique δ [m]	Énergie de surface γ [$\text{J}.\text{m}^{-2}$]	Volume atomique [m^3]
Joint de grain par joint de grain	1,2.10-5 [56]	90 [56]	0,3 10-9	1,14 [86]	1,7 10 ⁻³⁰
Surface par surface	5000 [56]	266 [56]			
Joint de grain par volume	4,4.10-5 [56]	185 [56]	-		

Tableau 2.4 : Valeurs des grandeurs nécessaires pour le calcul des coefficients K des trois mécanismes.

Les cartes de frittage, représentant la taille réduite des cous x/R en fonction de la température pour les deux rayons de particules, sont présentées sur la Figure 2.38. Sur ces figures, l'abréviation JG a été utilisée pour Joint de Grain.



(a)

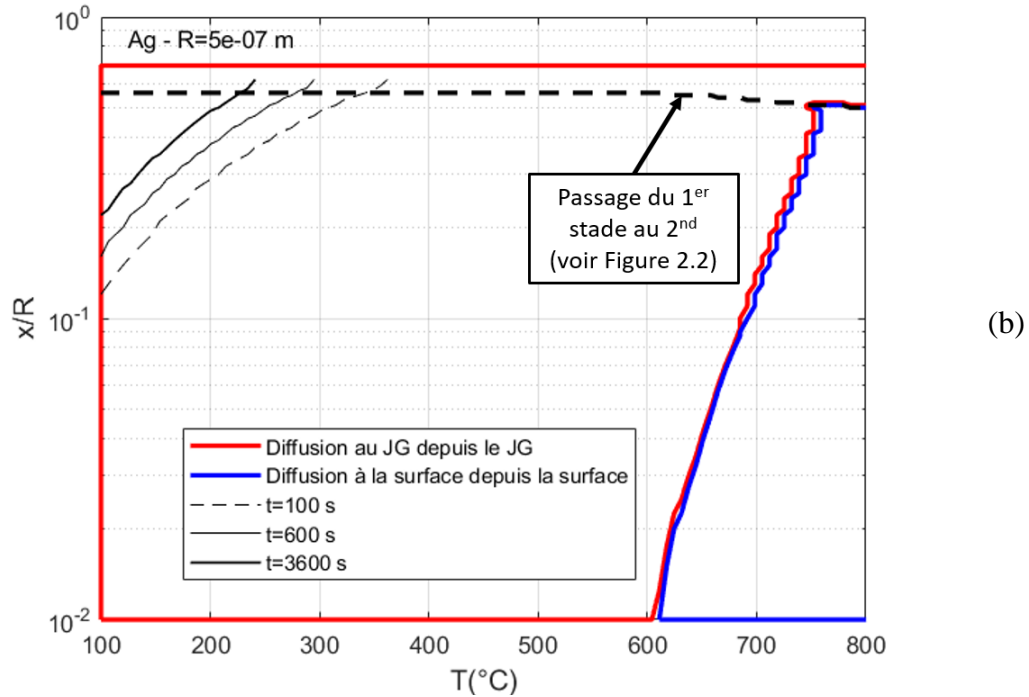


Figure 2.38 : Cartes de frittage représentant l'évolution de la taille réduite des cous en fonction de la température pour des particules d'argent de (a) $1 \mu\text{m}$ et (b) $0,5 \mu\text{m}$

Ces deux graphiques nous donnent les domaines dans lesquels chaque mécanisme est prépondérant et nous montrent des courbes isochores. Il est possible d'approfondir l'analyse et de lier ces calculs au déplacement induit par les mécanismes de diffusion. Pour ce faire, on sait que le retrait ε peut être exprimé comme :

$$\varepsilon = \frac{1}{4} \left(\frac{x}{R} \right)^2$$

On peut donc retracer les figures précédentes, mais, cette fois-ci, en représentant le retrait ε . Ces courbes sont présentées sur la Figure 2.39.

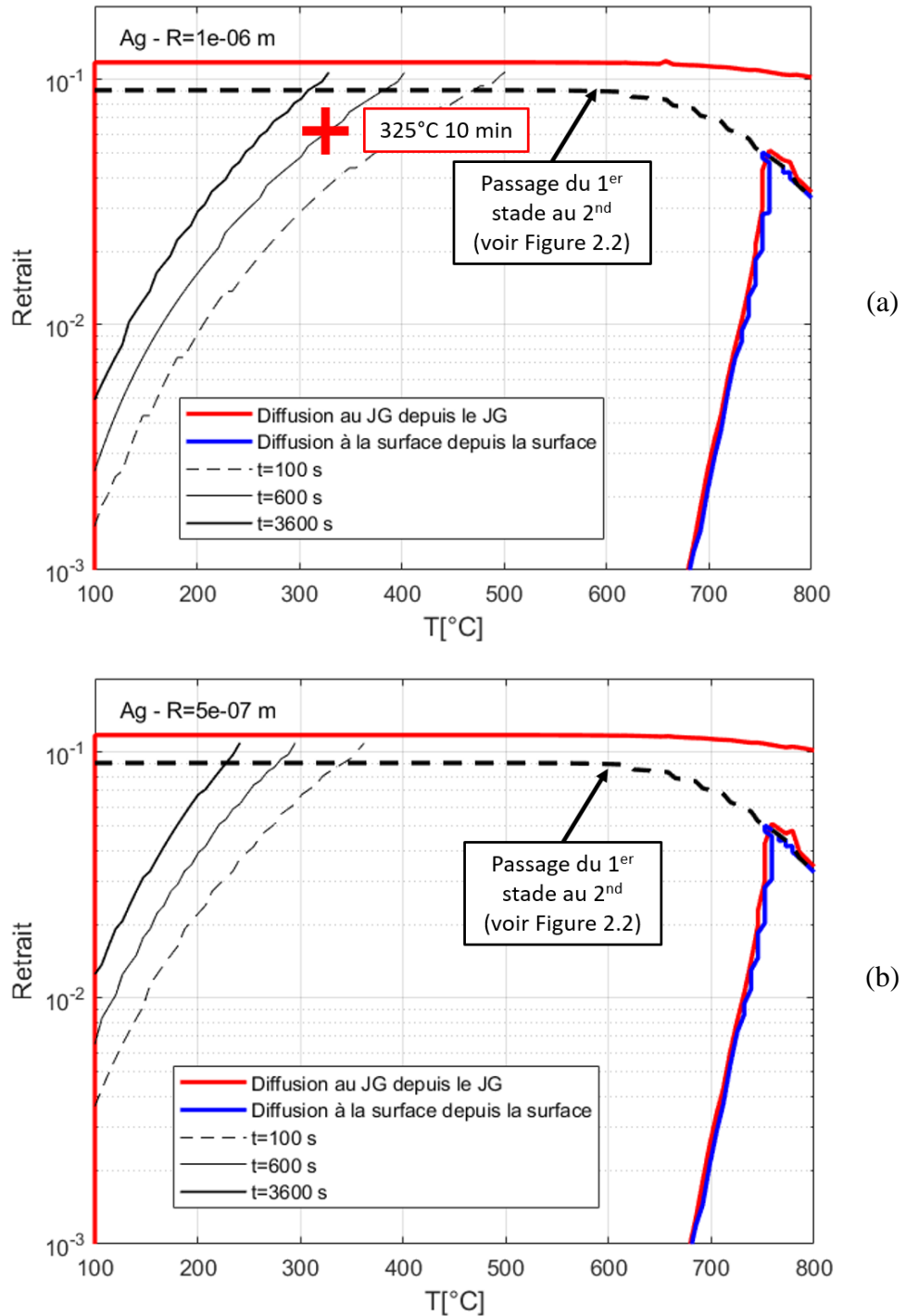


Figure 2.39 : Carte de frittage représentant le retrait en fonction de la température pour des particules d'argent de (a) 1 μm et (b) 0,5 μm

La courbe calculée pour des particules de 1 μm de rayon indique que le retrait attendu après un frittage de 325°C pendant 10 min est de l'ordre de 6 %. En ce qui concerne la courbe des particules de 0,5 μm de rayon, elle montre que le retrait est supérieur à 10%. Les résultats obtenus au dilatomètre sont cohérents avec ses valeurs. Pour un cycle de frittage à 325°C pendant 10 min, le retrait total enregistré était de l'ordre de 18%. Pour pouvoir comparer cette

valeur avec le calcul analytique, il faut soustraire à cette valeur le retrait de 11% lié à la phase de séchage. Le retrait mesuré dû au frittage est donc de l'ordre de 7%. Cette valeur est du même ordre de grandeur que celle obtenue par le calcul analytique, de l'ordre de la dizaine de pourcent. En ce qui concerne les autres cycles de frittage, le processus de frittage est trop avancé pour espérer les décrire par le calcul analytique. Comme indiqué dans la partie 2.2.3, ce calcul analytique est particulièrement adapté au premier stade du frittage, lorsque la taille des cous est petite devant la taille des particules. Néanmoins, le calcul confirme que le frittage de particules micrométriques d'argent a atteint le 2^{ème} voir le 3^{ème} stade pour des cycles de frittage à 400°C ou à 500°C. Pour finir, ces deux graphiques montrent aussi l'intérêt de travailler avec des pâtes contenant des particules nanométriques : plus celles-ci seront fines, plus le phénomène de frittage sera important.

3. Impact de l'atmosphère sur le retrait

Précédemment, nous avons vu que la phase de séchage était facilitée sous air grâce à l'ATG. Ces résultats nous ont poussés à sélectionner cette atmosphère. Néanmoins, nous avons aussi vu, dans la première partie de ce chapitre consacrée à la bibliographie, que l'oxygène pouvait jouer un rôle non négligeable durant la phase de frittage. Pour mettre en évidence le rôle de l'oxygène, des mesures dilatométriques sous air (donc en présence d'oxygène) et sous argon ont été réalisées. Les résultats sont visibles sur la Figure 2.40.

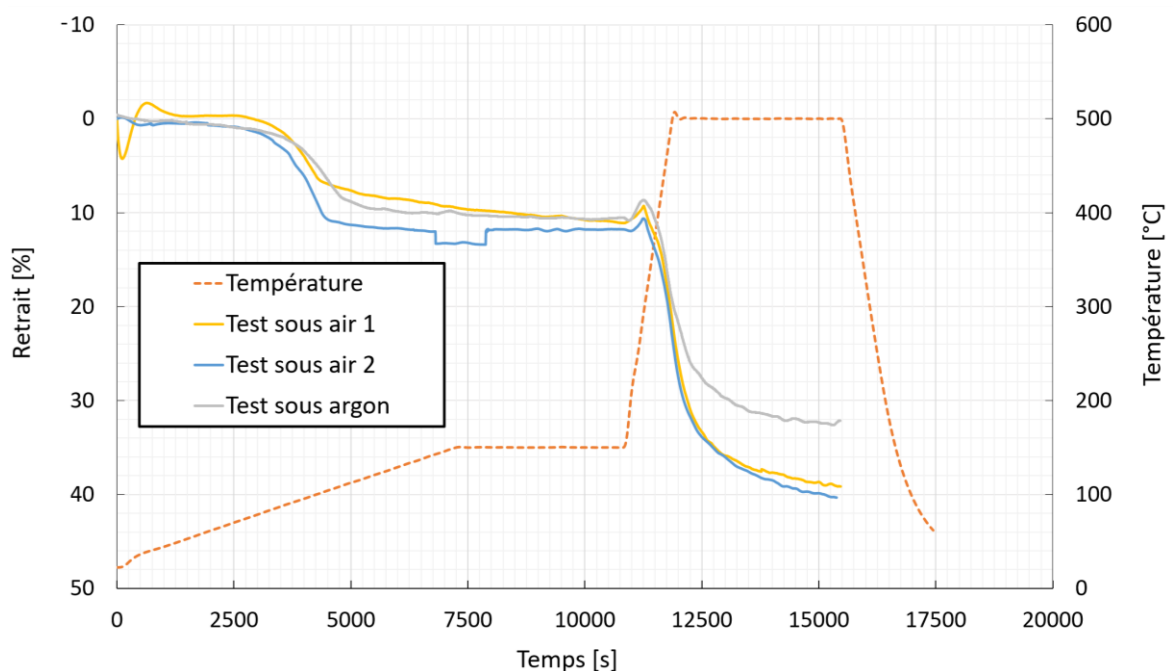


Figure 2.40 : Retraits pour des tests dilatométriques réalisés sous air et sous argon

Cette figure met en évidence que le retrait final varie en fonction de l'atmosphère : le retrait est plus important sous air que sous argon. Ces résultats confirment les conclusions trouvées dans la littérature : l'oxygène joue le rôle de catalyseur durant le frittage d'argent en augmentant les coefficients de diffusion. Ces résultats nous ont poussés à conserver l'air comme atmosphère pour tous les échantillons qui ont été réalisés.

4. Étude de la microstructure en fonction du cycle de frittage

a. Difficulté des analyses micrographiques

L'étude dilatométrique est intéressante pour accéder à la cinétique du retrait de frittage, mais elle ne fournit pas directement l'évolution de la porosité d'un échantillon. Pour mesurer la porosité, il est classique, en métallurgie des poudres, de réaliser des analyses micrographiques. Pour ce faire, les échantillons doivent être préalablement polis afin de présenter une surface parfaitement plane. Or, l'argent est un matériau très ductile ; la préparation des échantillons frittés dans le but de réaliser des micrographies est, par conséquent, délicate. Le polissage mécanique ayant tendance à déplacer la matière et à combler les pores, mesurer la porosité s'avère difficile. La Figure 2.41a met bien en évidence ce problème de déplacement de matière. Cette photographie optique montre le « beurrage » total de l'argent au centre de l'échantillon, et partiel au bord de l'échantillon. Le « beurrage » est partiel au bord car la résine, dans laquelle les échantillons sont enrobés, a pu pénétrer dans les porosités et éviter ainsi un déplacement de matière trop important. Une manière d'éliminer cet artefact de préparation est d'utiliser une Sonde Ionique Focalisée (ou FIB en anglais) : cet outil permet de polir un échantillon de façon douce à l'aide d'ions qui sont envoyés sur une petite zone. Lorsque ces ions touchent la surface de l'échantillon, ils arrachent une partie de la matière. Un exemple d'un échantillon fritté à 325°C pendant 10 min ayant subi une attaque au FIB est présenté sur la Figure 2.41 (b et c). Sur la Figure 2.41b, l'ensemble de l'échantillon fritté à 325°C pendant 10 min semble présenter une porosité nulle. Or, la partie précédente sur l'étude dilatométrique a montré que le retrait enregistré pour ce cycle de température était bien loin de ce qui peut être enregistré pour des cycles à 500°C ou à 800°C ; la porosité devrait donc être plus grande. La Figure 2.41c montre la partie beurrée polie au FIB. Comme attendu, la porosité est très élevée pour cet échantillon. De plus, sur cette image FIB, on peut voir la partie déformée en surface de l'échantillon qui modifie la porosité visible de l'argent poreux. Le FIB est une solution efficace pour la préparation des échantillons ; néanmoins, sa mise en œuvre est chronophage et coûteuse, car il faut énormément de temps pour préparer une petite surface d'un échantillon.

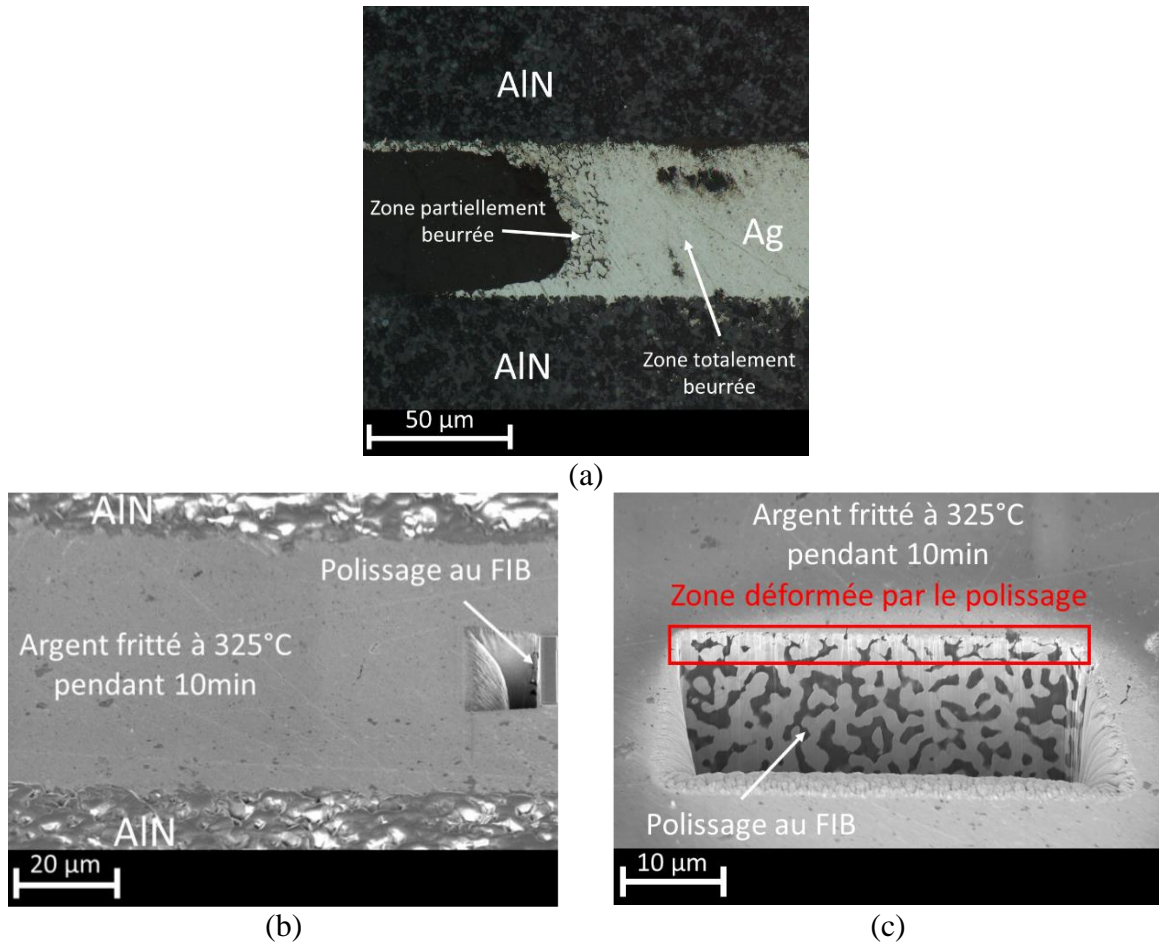


Figure 2.41 : (a) Mise en évidence de la problématique de beurrage pour les échantillons en argent fritté ; (b) Vue au MEB d'un échantillon poli au FIB ; (c) Zoom sur la partie polie au FIB

b. Résultats pour les profils de frittage sélectionnés

Des analyses FIB avec une petite surface polie ont été réalisées pour comparer les microstructures. Des images prises au MEB sont présentées sur la Figure 2.42.

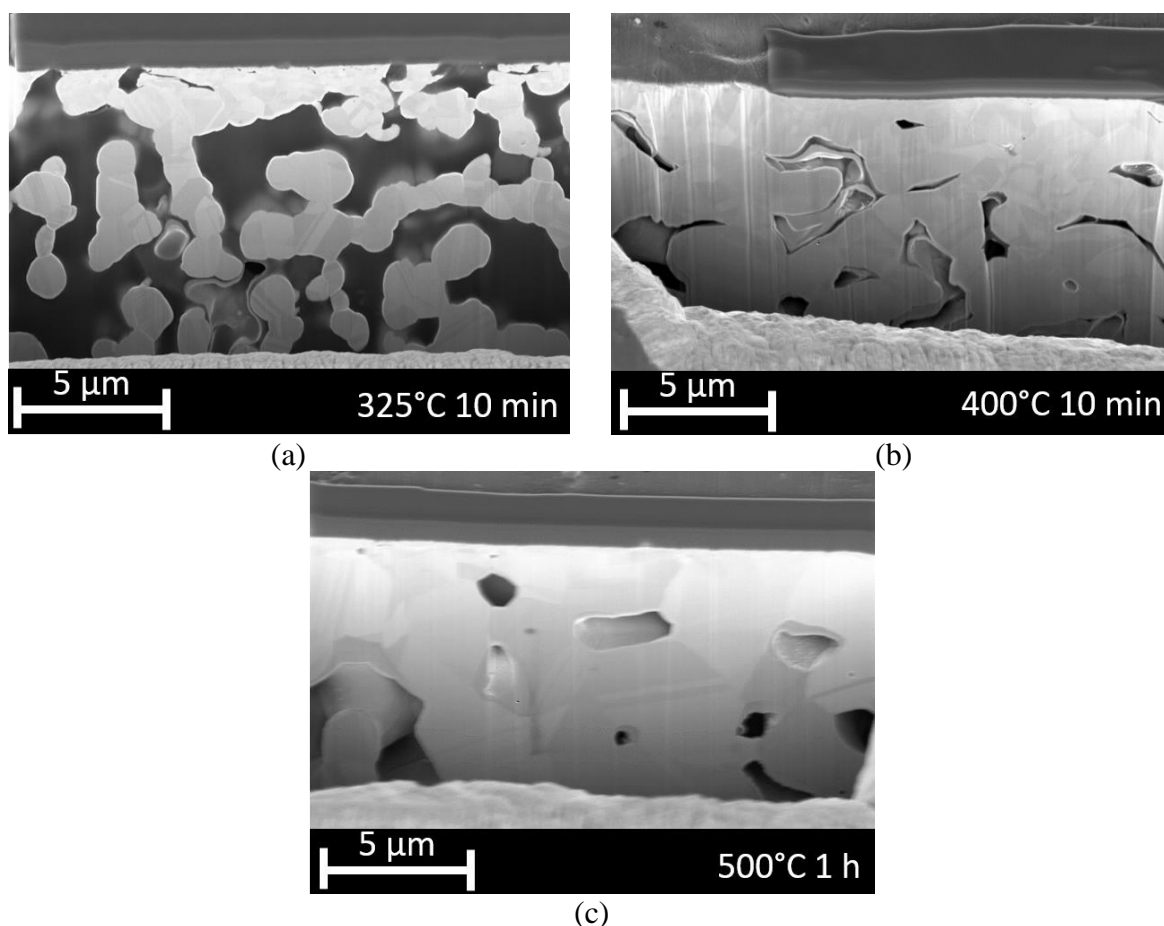


Figure 2.42 : Vue au MEB d'échantillon après tests dilatométriques : (a) 325°C pendant 10 min ; (b) 400°C pendant 10 min ; (c) 500°C pendant 1h

La Figure 2.42 indique que la densité augmente avec la température et le temps de frittage : plus la température de frittage est élevée, plus la densité de l'argent fritté est élevée. Pour le cycle de 325°C pendant 10 min, la photographie indique clairement que la porosité ne s'est pas encore fermée. Il en est de même pour le cycle de 400°C pendant 10 min, même si les trous entre les particules ont déjà nettement grossi. Le cycle de 500°C pendant 1h présente, quant à lui, une structure avec un réseau de pores quasiment fermés. De plus, la taille des grains a nettement grossi par rapport aux profils de frittage réalisés à plus basse température. Ces clichés nous apportent des informations importantes qui nous permettront d'expliquer certains comportements d'assemblages plus complexes dans la suite de ce travail.

2.8. Lien entre température de frittage, porosité et conductivités

2.8.1. Mesure de la porosité en fonction du retrait

La porosité est une caractéristique importante des matériaux, étant donné qu'elle détermine en grande partie les propriétés thermiques, électriques et mécaniques. Afin de

connaître la densité relative, la méthode employée dans ce projet consiste à mesurer le volume et la masse d'argent fritté à la suite du cycle de frittage. La densité, ainsi calculée, peut ensuite être rapportée à celle de la valeur théorique de l'argent. Grâce à cela, une densité relative et un taux de porosité peuvent être déduits. La mesure de la masse de l'argent fritté est assez simple à réaliser à la suite d'un test dilatométrique. Les masses des plaques de céramique ainsi que celles de la pâte déposée sont systématiquement mesurées avant le test. Il est donc possible d'en déduire la masse de l'argent après frittage en remesurant la masse, tout en s'assurant qu'on retrouve bien les 10.7% de perte de masse correspondant à l'élimination des liants. La partie la plus complexe réside dans la mesure du volume d'argent fritté : pour les tests dilatométriques, la pâte d'argent est sérigraphiée sur une plaque d'AlN à l'aide d'un pochoir en inox de 100 μm ayant une empreinte carrée de 7 mm de côté. Une fois la pâte sérigraphiée, on dépose une plaque en AlN par-dessus à l'aide du die bonder, afin de suivre l'évolution de l'épaisseur dans le dilatomètre. Le dépôt de cette plaque peut étaler la pâte même si celle-ci est déposée avec une force très faible pendant un temps très court (12 g pendant 100 ms). La plaque supérieure peut donc venir étaler la pâte et nous faire perdre l'information sur la largeur du dépôt. Enfin, une fois l'échantillon dans le dilatomètre, nous avons vu que le processus de frittage entraînait un retrait dans la direction de l'épaisseur de l'échantillon, pouvant aller jusqu'à plus de 40%. La question est de savoir si ce retrait a aussi lieu dans les deux directions perpendiculaires à l'axe du palpeur. Pour s'en assurer, on peut s'intéresser à la coupe transverse d'un échantillon fritté à 500°C pendant 1h de la Figure 2.43.

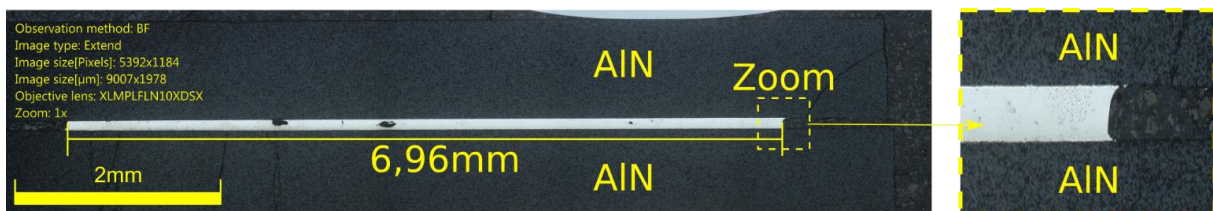


Figure 2.43 : Coupe transverse d'un test fritté à 500°C pendant 1h

La largeur du dépôt a été mesurée afin de quantifier le déplacement dans les directions horizontales : la mesure de largeur donne une valeur de 6,96 mm. Cette valeur présente une faible différence avec la largeur déposée initialement (7 mm) et indique que la densification se réalise prioritairement selon l'axe vertical. De plus, le bord du joint d'argent présente un faible rayon de courbure, indiquant que le phénomène de densification selon les axes horizontaux est négligeable. Cela peut être expliqué par le fait que le frittage d'argent est contraint, du fait de la liaison avec les métallisations argent des plaques d'AlN.

À la suite de ce test, il a été donc décidé de calculer la porosité des échantillons en ne mesurant que la masse et l'épaisseur finale des échantillons, en partant du principe que la largeur des dépôts n'est que peu modifiée par la réalisation des échantillons ou par le processus de frittage. Les mesures de porosité de chaque échantillon en fonction du retrait mesuré pendant les tests dilatométriques respectifs sont présentées sur la Figure 2.44.

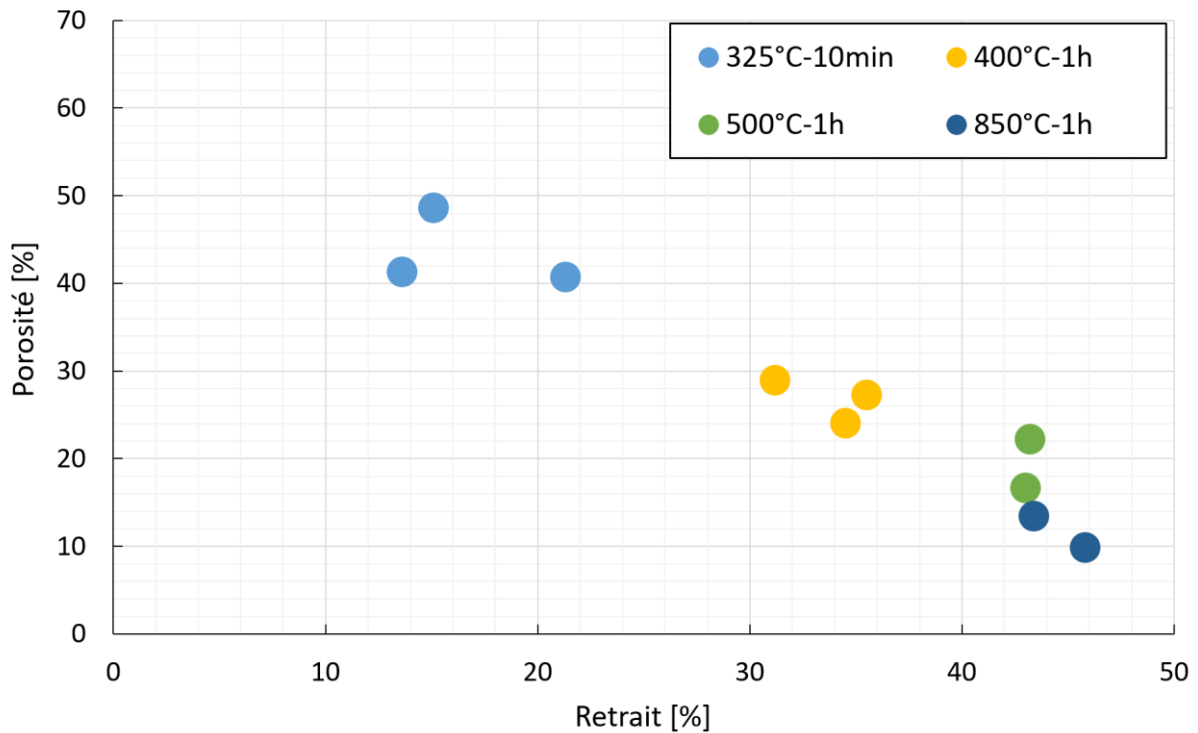


Figure 2.44 : Porosité en fonction du retrait final mesuré au dilatomètre pour différentes températures de frittage

Comme attendu, plus la température de frittage est élevée, plus le retrait est important et plus la porosité est faible. Afin de conforter ces mesures de porosité, des mesures de porosité ont été réalisées sur des échantillons frittés à 325°C pendant 10 min préparés au FIB par analyse d'image. On peut voir les deux photographies sur la Figure 2.45 ainsi que les porosités mesurées.

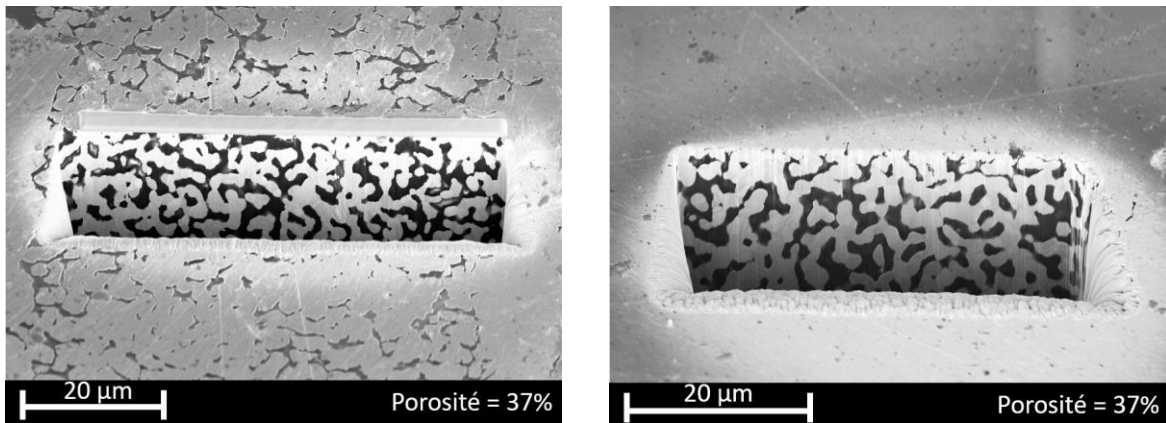


Figure 2.45 : Porosités de deux échantillons dilatométriques vus au MEB après une préparation FIB

Sur ces deux images, les porosités sont de 37% alors que les mesures par masse et volume nous donnent plutôt des valeurs comprises entre 40 et 50 %. Les 2 méthodes de mesures ne sont pas donc pas très éloignées, même s'il semble que nous sur estimions la porosité par la mesure de masse et volume. Nous comparerons, par la suite, ces valeurs de porosité avec la littérature.

2.8.2. Lien entre conductivité électrique et porosité

Dans le but de relier la porosité aux caractéristiques physiques, la méthode de la mesure quatre fils a été utilisée pour estimer la résistivité électrique à partir de la mesure de résistance d'échantillons d'argent fritté. Cette mesure est effectuée en mesurant la chute de tension aux bornes de l'échantillon (de l'ordre de 20 mV) ainsi qu'en mesurant le courant qui traverse ce dernier (de l'ordre de 3 A). Afin d'éviter les erreurs de mesure dues à la chute de tension au niveau des câbles d'alimentation, la mesure de la tension se fait directement aux bornes de l'échantillon. La géométrie des échantillons pour la mesure de la résistivité électrique est présentée sur la Figure 2.46. Ces échantillons ont été réalisés en utilisant l'ESL9913 comme couche d'adhésion sur une plaque d'AlN. Les couches de pâte d'argent ont ensuite été déposées sur le substrat, à l'aide d'un pochoir en inox de 100 µm d'épaisseur, puis fritté sous air.

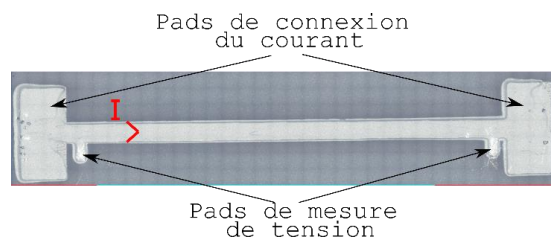


Figure 2.46 : Géométrie des échantillons pour la mesure 4 pointes (60 mm*10mm)

La résistivité électrique a été mesurée pour quatre profils de frittage différents : 500°C pendant 1h, 400°C pendant 1h, 400°C pendant 10 min et 325°C pendant 10 min. Une mesure de résistivité électrique a aussi été réalisée sur un échantillon ESL9913 seul.

Afin de déduire la résistivité des mesures de résistance, la section S des pistes d'argent ainsi que leur longueur L ont été mesurées. Les longueurs L sont fixées par le pochoir de la sérigraphie. Ces longueurs sont inchangées durant le processus de frittage et sont toutes égales à 44mm. En revanche, la section S de la piste ne correspond plus à l'épaisseur déposée de pâte, car le processus de frittage entraîne un retrait dans la direction verticale. Une fois les échantillons frittés, les hauteurs de piste ont été mesurées sur dix coupes transverses pour chaque échantillon à l'aide d'un microscope optique. La valeur moyenne de ces dix mesures a été utilisée pour le calcul de la résistivité électrique. Un exemple de mesure d'épaisseur est présenté sur la Figure 2.47.

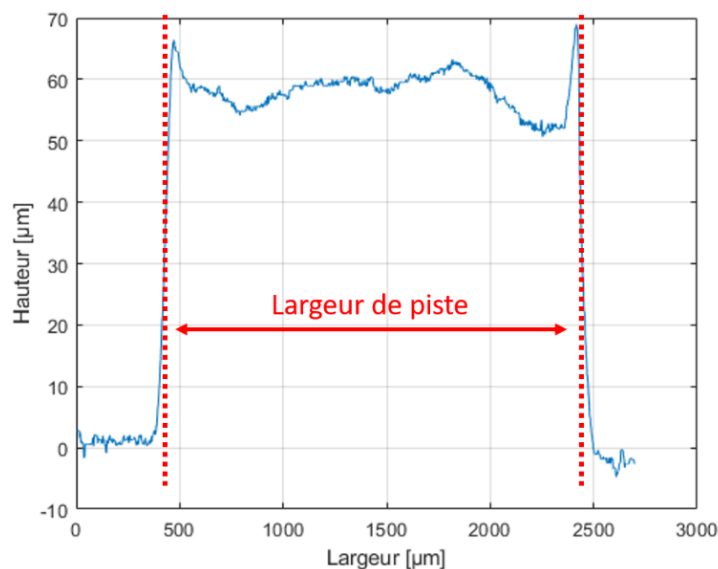


Figure 2.47 : Mesure de l'épaisseur du dépôt le long de la piste d'argent

En vue de réaliser des modules de puissance capables de fonctionner dans des environnements chauds, la résistivité des échantillons a été mesurée dans une gamme de température allant de 20°C à 200°C. La température a été mesurée grâce à un thermocouple en contact avec le substrat AlN placé au plus près de l'argent fritté. Les résultats de cette étude sont présentés sur la Figure 2.48.

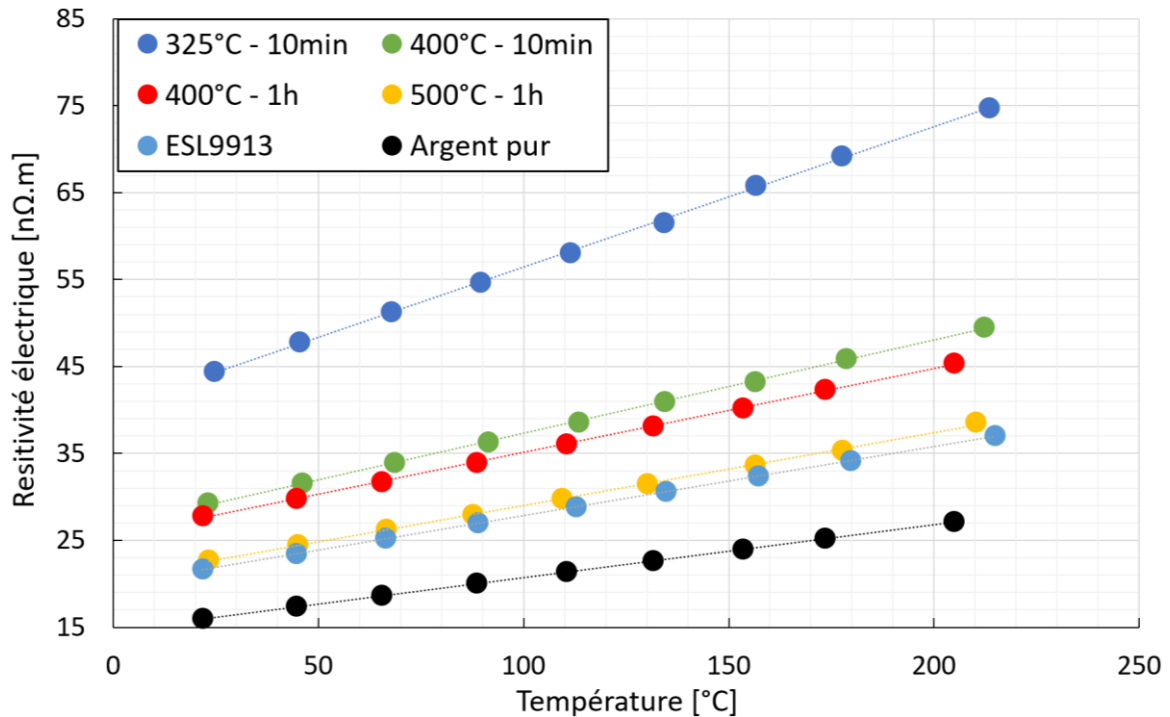


Figure 2.48 : Résistivité électrique en fonction de la température pour différents processus de frittage

La Figure 2.48 indique que la résistivité de l'argent fritté diminue lorsque le temps et la température de frittage augmentent. Cette tendance confirme les conclusions de l'étude dilatométrique : il y a une densification des joints d'argent pour des températures comprises entre 325°C et 500°C et cette densification augmente avec le temps et avec la température. De plus, on peut noter la différence de résistivité entre l'argent pur (16 nΩ.m) et les joints d'argent fritté à 500°C pendant 1 h (22 nΩ.m). Cette dernière valeur n'est pas très éloignée de celle de l'aluminium par exemple. Le coefficient de température α des échantillons a aussi été calculé afin de le comparer avec celui de l'argent pur. L'équation suivante a été utilisée pour le calculer :

$$R_{Tx} = R_{Ta}(1 + \alpha(T_x - T_a)) \quad 2-15$$

Avec :

- R_{Tx} la résistance à la température T_x
- R_{Ta} la résistance à la température de référence T_a

Des valeurs de α comprises entre 0,0035/°C et 0,0037/°C ont été déduites pour les cinq échantillons : ces valeurs sont très proches de celle de l'argent pur, qui est de 0,0038/°C.

Les valeurs des résistivités électriques obtenues à température ambiante ont été comparées à celles trouvées dans la littérature en fonction de la porosité sur la Figure 2.49. Sur ce graphique, la porosité a été calculée en mesurant la masse ainsi que le volume d'échantillon utilisé pour l'étude dilatométrique ayant subi le même traitement thermique, comme expliqué dans la partie 2.8.1. Les intervalles de porosité correspondent aux extrêmes des porosités mesurées.

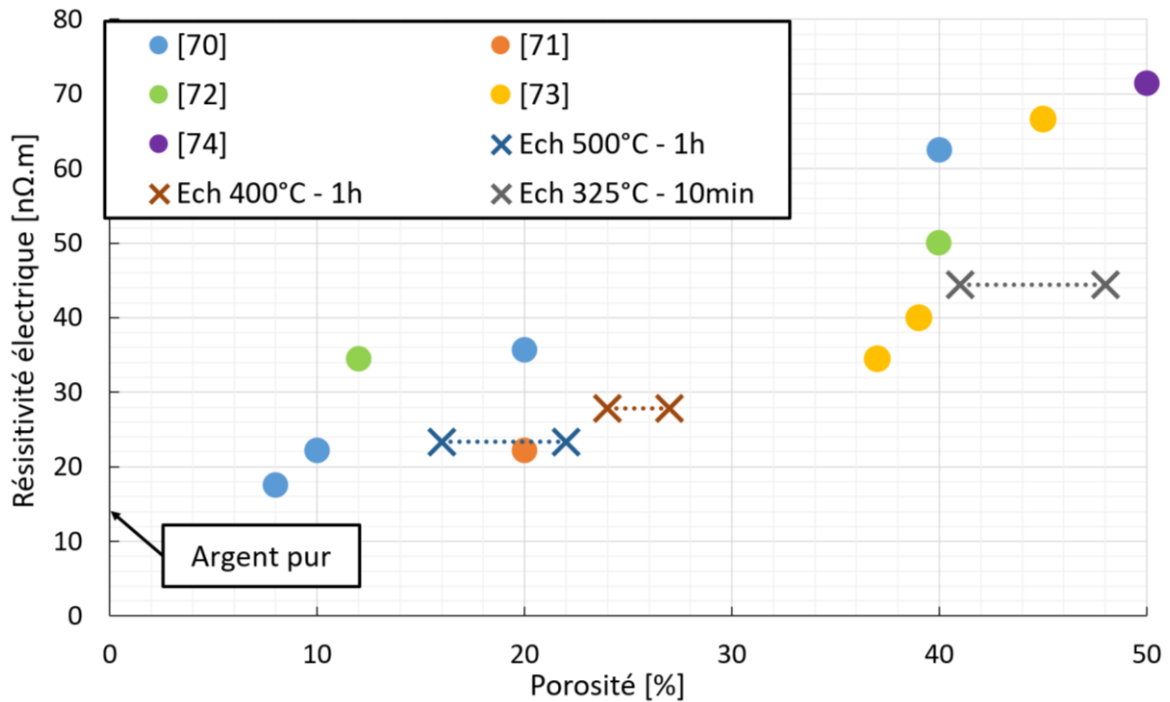


Figure 2.49 : Résistivité électrique en fonction de la porosité des joints d'argent fritté [70] [71] [72] [73] [74]

On trouve une cohérence raisonnable avec les mesures tirées de la bibliographie. Il semble, néanmoins, que nous surestimions légèrement la porosité de nos échantillons, lorsque celle-ci est mesurée par la méthode de masse et de volume, par rapport aux données de la littérature. Les valeurs mesurées par analyse d'image réalisées sur des échantillons frittés à 325°C pendant 10 min semblent être plus proche de la littérature.

2.8.3. Lien entre conductivité thermique et porosité

La conductivité thermique étant nécessaire pour réaliser des simulations thermiques de nos assemblages, celle-ci a été déduite des mesures de conductivité électrique présentées précédemment. Les conductivités thermiques présentées sur la Figure 2.50 ont été calculées à l'aide de la relation de Wiedemann-Franz, qui lie les deux grandeurs :

$$\kappa\rho = LT \quad (2-16)$$

Avec :

- κ la conductivité thermique
- ρ la résistivité électrique
- L le nombre de Lorenz ($2,44 \times 10^{-8} \text{ W} \cdot \Omega \cdot \text{K}^{-2}$)
- T la température

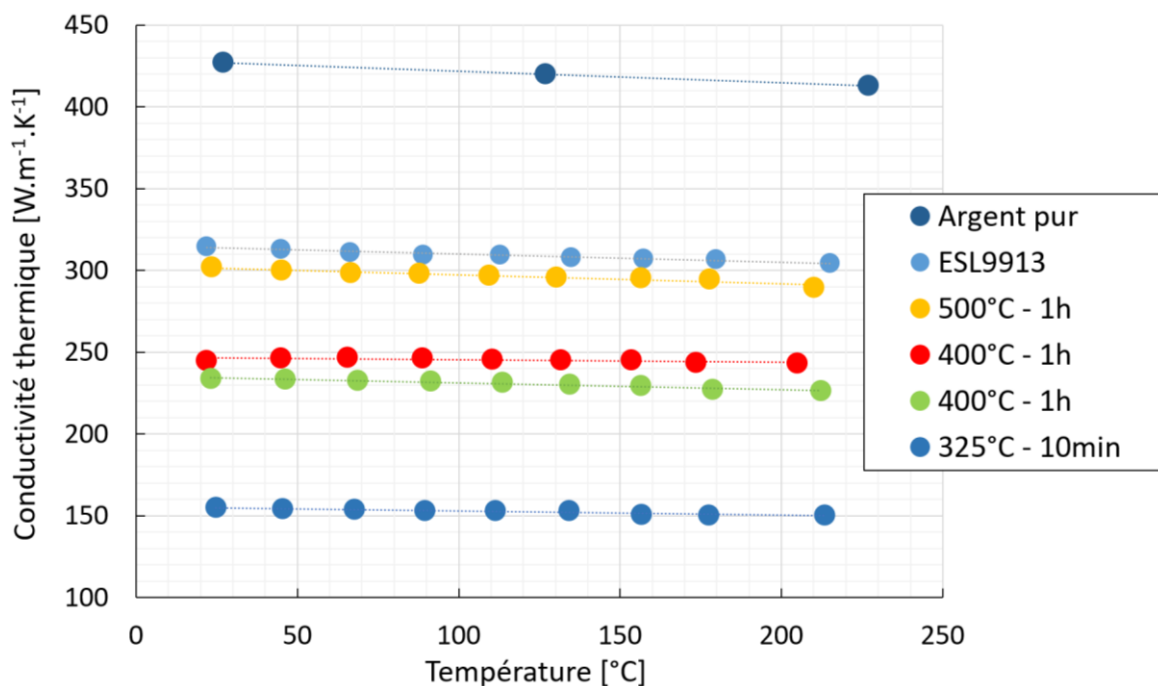


Figure 2.50 : Conductivité thermique en fonction de la température pour différents processus de frittage

La Figure 2.50 montre que la couche d'accroche des puces faite avec de l'argent fritté a une conductivité thermique largement supérieure à celle des alliages de brasure utilisés couramment en électronique de puissance. En effet, l'échantillon fritté à 325°C pendant 10 min présente une conductivité thermique de $150 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ contre $50 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ pour les brasures standards. Cependant, les échantillons frittés à 400°C et à 500°C , profil de température qui correspond à l'élaboration des pistes, présentent des conductivités thermiques plus faibles que celle du cuivre ($390 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$) mais meilleures que celles de l'aluminium ($240 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$). Néanmoins, la différence de conductivité avec le cuivre n'est que de $90 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ pour l'échantillon ayant suivi un profil de frittage de 500°C pendant 1h.

Les valeurs de conductivité thermique obtenues à température ambiante sont comparées à celles trouvées dans la littérature en fonction de la porosité (Figure 2.51). À nouveau, le graphique montre la porosité calculée en mesurant la masse ainsi que le volume d'échantillons utilisés pour l'étude dilatométrique ayant suivi le même traitement thermique. Les intervalles de porosité correspondent aux extrêmes des porosités mesurées.

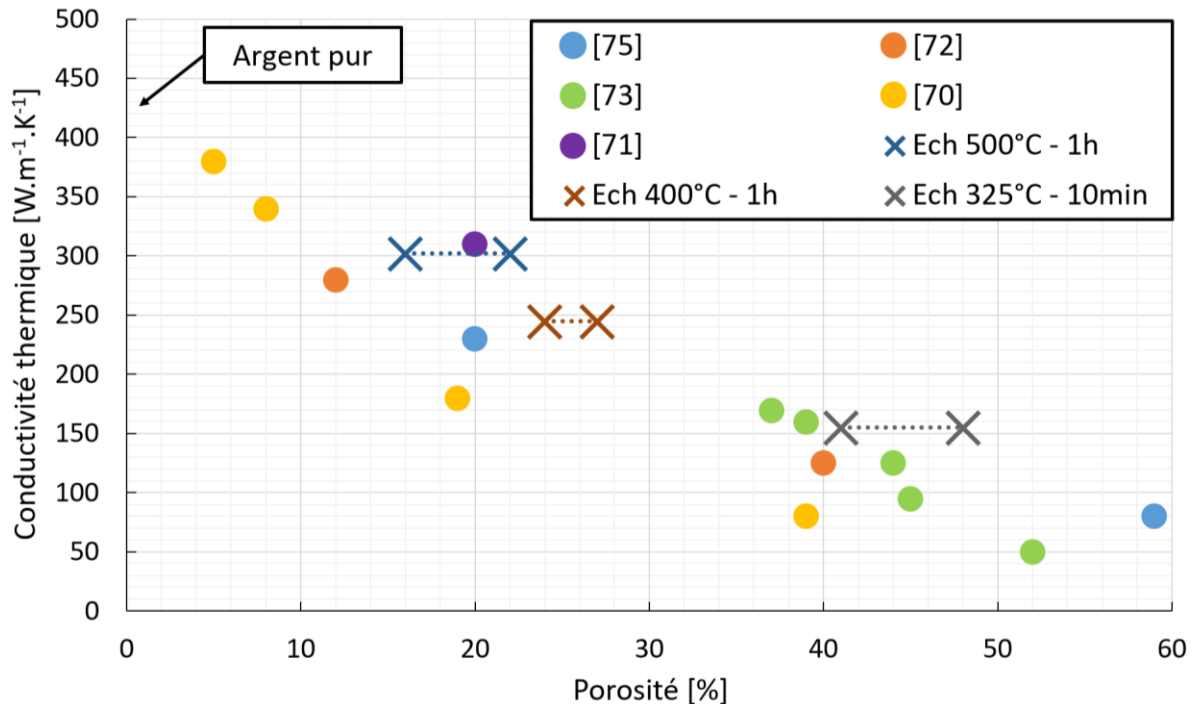


Figure 2.51 : Conductivité thermique en fonction de la porosité des joints d'argent fritté [75] [72] [73] [70] [71]

Comme pour les résultats de résistivité électrique, les valeurs de porosité semblent être surestimées par rapport aux données de la littérature. Les valeurs prises en analyse d'image semble à nouveau plus en cohérence avec celle-là.

2.9. Conclusion

Ce chapitre nous a permis d'analyser les mécanismes à l'œuvre dans le processus de frittage. L'utilité du frittage d'argent, dans le cadre de l'électronique de puissance, a aussi été abordé. Il a d'ailleurs été souligné que son utilisation est particulièrement intéressante, en raison de son excellente tenue en température, malgré une température d'élaboration relativement faible, mais aussi en raison des propriétés thermique et électrique des joints frittés. Par la suite, une première sélection de couches d'adhésion à déposer sur la céramique a été réalisée parmi trois technologies différentes : les encres, les couches pulvérisées et une dernière technologie dite hybride. À la suite de cette première étape, quatre couches d'adhésion ont été conservées

pour les tests suivants : une encre d'argent ESL9913, un assemblage de couches pulvérisées TiNiAg et deux technologies hybrides composées de WNi avec des finitions Ag ou Au. La prochaine étape de sélection de ces différentes technologies sera réalisée dans le chapitre suivant. Le point principal de discrimination sera alors la relation qu'entretiennent ces couches d'adhésion avec la couche d'argent fritté (la couche piste dans ce projet) et avec la céramique. Enfin, l'optimisation du cycle de frittage de la 2^{ème} couche et de la 3^{ème} couche a été présentée. À la suite de ce travail d'optimisation, deux cycles de frittage pour la 2^{ème} couche ont été sélectionnés : un cycle avec une température de frittage de 400°C pendant 10 min et un cycle avec une température de frittage de 500°C pendant 1h. Le cycle à 500°C a été sélectionné, car il présente les meilleures caractéristiques : une faible porosité d'environ 20%, une conductivité thermique élevée de 300 W.m⁻¹.K⁻¹ et une résistivité électrique de 23 nΩ.m comparable à celle de l'aluminium. Le cycle à 400°C a été sélectionné afin de jouer le rôle de témoin à côté des échantillons avec une seconde couche frittée à 500°C pendant 1h.

Dans le chapitre suivant, l'étude réalisée sur des assemblages simples, c'est-à-dire composés des trois couches de l'assemblage MARC, sera présentée. Cette étude aura pour objectif de sélectionner le meilleur assemblage afin de réaliser le module. Pour ce faire, les différents assemblages seront discriminés principalement à partir de leur résistance au cisaillement et de l'évolution de celle-ci durant le vieillissement.

Chapitre 3 : Étude d'assemblages simples MARC

3.1. Introduction

Dans le chapitre précédent, nous avons uniquement étudié les couches indépendamment les unes des autres. Nous allons maintenant nous intéresser au module MARC complet, avec toutes ses couches. Nous allons optimiser sa composition et son processus de fabrication en nous basant principalement sur des essais de résistance au cisaillement, qui sont des essais simples à mettre en œuvre et donc largement utilisés par les acteurs du packaging pour tester la qualité de l'accroche des composants. Ces essais seront réalisés pour des assemblages tout juste fabriqués et des assemblages soumis à un vieillissement thermique, isotherme ou cyclique. Même si cet essai ne correspond pas à une sollicitation mécanique réellement subie par un assemblage durant son utilisation, on considère, à tort ou à raison, que la résistance au cisaillement est une caractérisation pertinente de la tenue en service d'un assemblage. Nous verrons que coupler ces essais avec des observations micrographiques avant et après cisaillement permettra une analyse plus judicieuse de la résistance mesurée et une meilleure anticipation de la tenue en service. Cette étude mécanique nous renseignera également, de façon indirecte, sur les résistivités thermique et électrique, avant et après vieillissement, qui sont fortement liées à la qualité des interfaces entre les différentes couches, tout comme la résistance au cisaillement.

3.2. Etude de la résistance au cisaillement avant vieillissement

3.2.1. Réalisation des échantillons

Pour cette étude, des échantillons comprenant toutes les couches ont été réalisés. La Figure 3.1 présente une coupe transverse vue au MEB d'un échantillon.

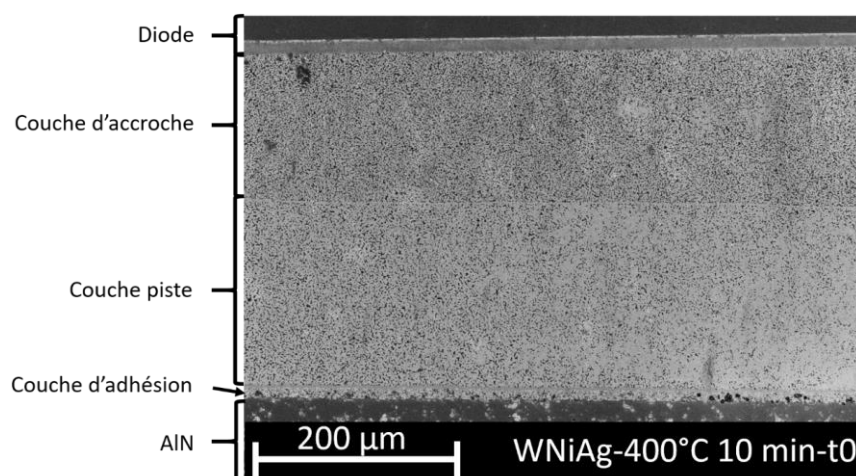


Figure 3.1 : Coupe transverse d'un échantillon avec une couche piste frittée à 400°C pendant 10 min

La couche piste et la couche d'accroche ont été réalisées à l'aide d'un pochoir en inox d'une épaisseur de 200 μm , qui présente une ouverture de 7 mm par 7 mm. Le même pochoir a été utilisé pour les deux dépôts. Cela signifie que, pendant le processus de sérigraphie pour la couche d'accroche, le pochoir vient s'encaster sur la couche piste, qui a été préalablement frittée. La couche d'accroche est ainsi systématiquement plus fine que la couche piste. Enfin, les puces ont été déposées à l'aide du die bonder décrit plus tôt dans le manuscrit, qui permet de déposer les puces avec une force et un temps contrôlé. Toutes les puces de ce projet ont été déposées sur la couche d'accroche sérigraphiée avec une force de 50 g appliquée pendant 1 s. Dans le but de présenter une statistique satisfaisante, six échantillons ont été réalisés pour chaque type de joint. Ces six échantillons ont été regroupés sur le même substrat. La vue de dessus de l'un de ces substrats est présentée sur la Figure 3.2.

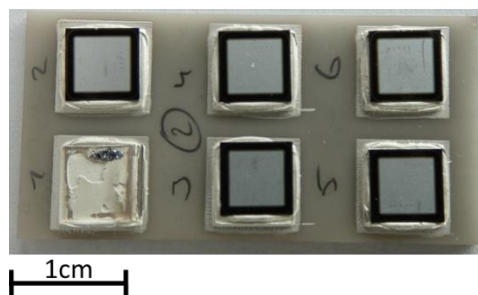


Figure 3.2 : Photographie d'une plaque AlN céramique sur laquelle six puces ont été assemblées afin de réaliser des tests de résistance au cisaillement ; une puce a déjà été testée, laissant apparaître la couche d'argent fritté nue.

Sur la plaque présentée sur cette figure, un des échantillons a déjà été testé, révélant le faciès de rupture associé. Les faciès de rupture seront utilisés à la suite des tests, dans le but d'analyser et de comprendre les chemins de propagation des fissures qui ont mené à l'arrachage du composant. Au moins quatre échantillons de chaque plaque ont été testés en cisaillement, les autres ont été conservés pour réaliser des analyses MEB. Les composants utilisés pour réaliser ces tests sont des diodes Si produite par ABB, d'une épaisseur de 350 μm et d'une surface de 6.26x6.26 mm² (référence : 5SLY 12E1200). Ces diodes ont été sélectionnées pour leur grosse épaisseur, nécessaire pour faire l'étude de la tenue au cisaillement avec les moyens présents à SAFRAN, et pour leur finition en argent de leur face inférieure.

Enfin, pour comparer parfaitement les échantillons entre eux, il faut que le procédé de réalisation soit répétable. Or, beaucoup de paramètres peuvent impacter l'épaisseur du dépôt de pâte d'argent : la vitesse de la racle, la rigidité du pochoir, l'angle entre le pochoir et le substrat ou encore l'angle entre la racle et le substrat. Par exemple, si l'on prend un angle de 1° entre la

racle et le substrat ainsi qu'une longueur de 4 cm de substrat (ce qui correspond au substrat de la Figure 3.2), l'épaisseur excessive d'un côté, due à l'angle, peut aller jusqu'à 690 μm , alors que l'objectif est de déposer 200 μm de pâte. Ce problème est illustré sur la Figure 3.3. Le dépôt de pâte d'argent sera beaucoup plus épais à droite de l'image que sur la gauche de l'image, menant à des différences en terme d'épaisseur. En réalité, les différences d'épaisseur sont loin de ces valeurs : après frittage, elles sont plutôt autour de 20 μm . En revanche, sur des dépôts qui font généralement 100 μm , cette variabilité sur la réalisation peut avoir des conséquences sur les résultats.

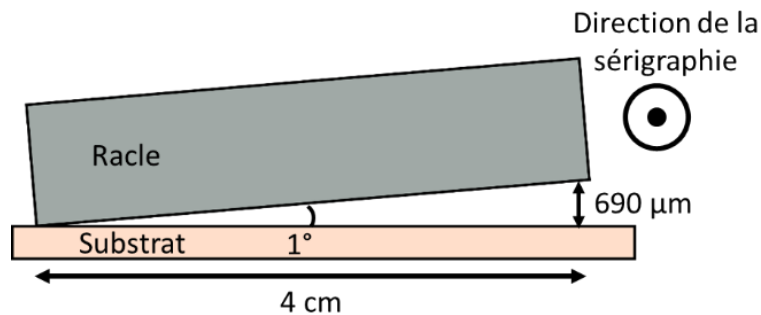


Figure 3.3 : Schéma montrant le problème de répétabilité de la hauteur des dépôts dû à l'angle entre la racle et le substrat

3.2.2. Référencement des échantillons

Dans ce chapitre, un grand nombre d'échantillons seront testés. Dans le but d'être le plus clair possible, les échantillons seront systématiquement nommés de la façon suivante : Couche d'adhésion – cycle de frittage de la couche piste – type de vieillissement. Dans cette annotation, le cycle de frittage de la couche d'accroche est volontairement omis, étant donné que nous n'utiliserons qu'un seul cycle de frittage pour celle-ci (325°C pendant 10 min). Toutefois, si un échantillon n'est pas constitué de cette couche (dans le cas d'une piste nue, par exemple), cela sera explicitement indiqué. Enfin, des tests en vieillissement à température constante et en cyclage thermique seront présentés dans ce chapitre, c'est pourquoi une partie vieillissement est présente dans le système d'annotation. Une annotation avec un « h » correspondra à un vieillissement à température constante et une annotation avec un « c » correspondra à un vieillissement en cyclage thermique. Les échantillons non vieillis seront annotés avec t0.

Si l'on prend l'exemple de la Figure 3.1, WNiAg-400°C 10min-t0, l'échantillon est composé d'une plaque en céramique, d'une couche d'adhésion WNiAg, d'une couche piste

frittée à 400°C pendant 10 min, d'une couche d'accroche frittée à 325°C pendant 10 min et d'une puce. Le t₀ final indique que l'échantillon n'a pas subi de vieillissement.

3.2.3. Mesure de la résistance au cisaillement

Afin de caractériser l'assemblage, la principale méthode qui a été sélectionnée est la mesure de la résistance au cisaillement. Ce test permet d'évaluer l'ensemble de l'échantillon et de détecter les points faibles de celui-ci. Les tests en cisaillement ont été réalisés à l'aide d'une machine Royce 600 avec une largeur d'outil de 8 mm (plus large que les diodes utilisées pour les assemblages). Une photographie d'un échantillon sur le point d'être testé est présentée sur la Figure 3.4. Pour chaque test, l'outil a été placé à 20 µm de hauteur par rapport au substrat céramique, et une vitesse d'avance de 1 mm.min⁻¹ a été sélectionnée.

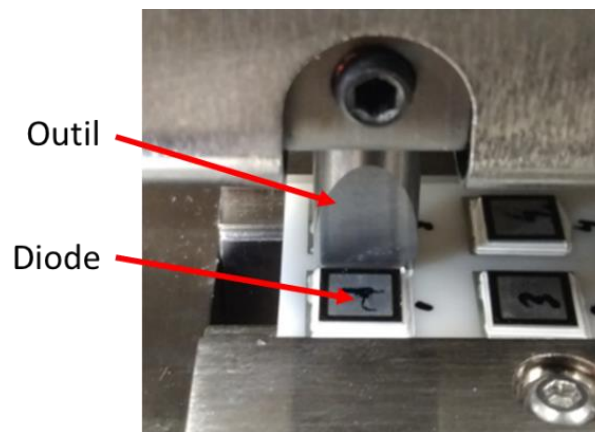


Figure 3.4 : Photographie présentant une mesure de résistance au cisaillement sur une diode Si

Deux exemples de courbes contrainte-déplacement obtenues pendant les essais sont présentés sur la Figure 3.5 : on observe un comportement fragile avec une contrainte de rupture clairement identifiée. Pour les résultats qui seront exposés dans ce chapitre, seule la contrainte maximale sera exploitée.

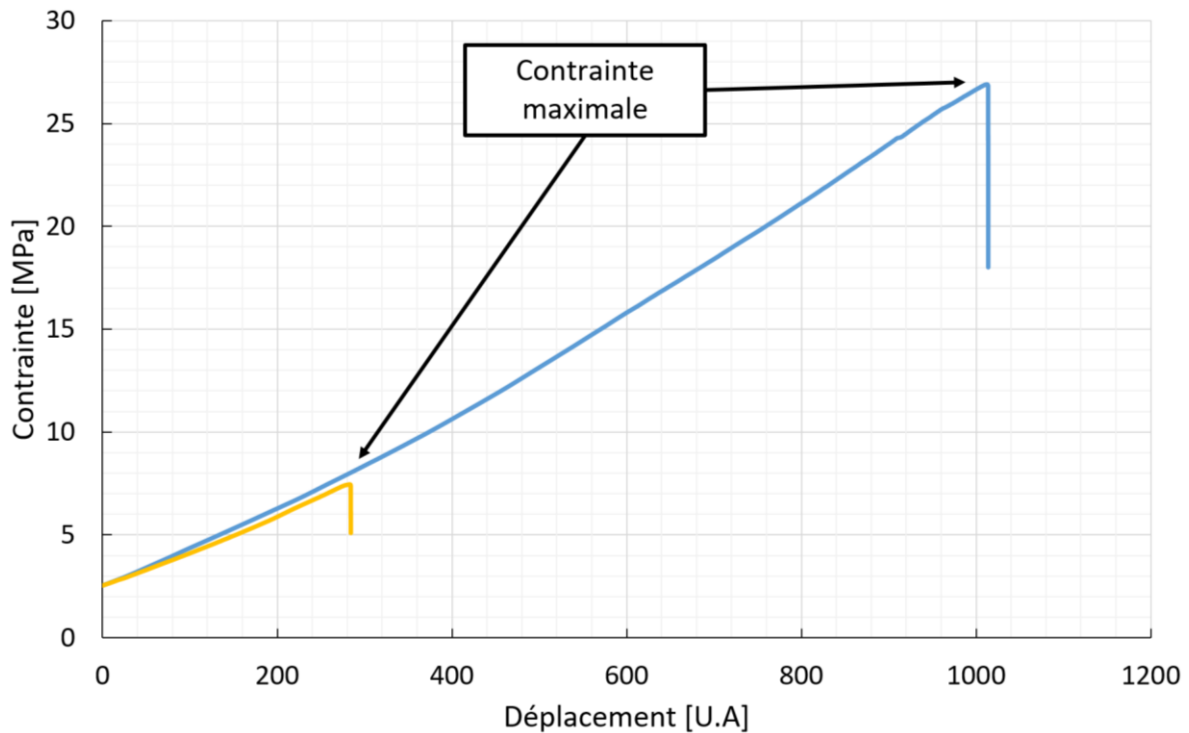


Figure 3.5 : Mesures contrainte-déplacement enregistrées par la machine de résistance au cisaillement pour deux échantillons distincts

3.2.4. Résistance au cisaillement en fonction de la métallisation avant vieillissement

1. Échantillons

Pour l'étude de la résistance au cisaillement avant vieillissement, quatre couches d'adhésion et deux profils de frittage de la couche piste ont été sélectionnés. Un récapitulatif des échantillons réalisés est présenté dans le Tableau 3.1. Tous les assemblages, sauf ceux avec une couche d'adhésion WNiAg, ont été réalisés avec les deux profils de frittage de 400°C pendant 10 min et 500°C pendant 1 h. Comme expliqué dans le Chapitre 2, le profil de frittage à 400°C a été sélectionné comme témoin vis-à-vis du profil de frittage optimisé de 500°C pendant 1 h. La finition d'argent de la couche d'adhésion ayant été faite au laboratoire, les échantillons avec une couche d'adhésion WNiAg n'ont pas été réalisés avec une couche piste frittée à 500°C, par peur de l'oxydation de la couche de Ni due à la température de chauffage trop élevée.

Adhésion	ESL9913		WNIu	
Piste	400°C 10min	500°C 1h	400°C 10min	500°C 1h
Accroche	325°C 10 min		325°C 10 min	
Schéma				
Adhésion	TiNiAg		WNIu	
Piste	400°C 10min	500°C 1h	400°C 10min	
Accroche	325°C 10 min		325°C 10 min	
Schéma				

Tableau 3.1 : Échantillons réalisés pour l'étude de la résistance au cisaillement avant vieillissement

2. Tests de cisaillement

Les résultats des tests de résistance au cisaillement sont présentés sur la Figure 3.6. Ceux-ci indiquent que l'assemblage MARC peut présenter des tenues mécaniques de plus de 25 MPa, ce qui est comparable avec les données trouvées dans la littérature (comprises entre 15 et 45 MPa, voir chapitre 2). Cette valeur a été obtenue pour les couches d'adhésion TiNiAg ou ESL9913 associées à une couche piste frittée à 500°C pendant 1 h. Les mêmes assemblages, mais, cette fois-ci, avec des couches pistes frittées à 400°C pendant 10 min, présentent des résistances au cisaillement légèrement inférieures mais toujours satisfaisantes, de l'ordre de 20 MPa. Enfin, les assemblages avec des couches d'adhésion WNIu et WNIu présentent, quant à eux, des résistances au cisaillement bien plus faibles et ce, indépendamment du profil de frittage de la couche piste pour la couche d'adhésion WNIu. Dans les parties suivantes, nous allons détailler l'analyse réalisée pour interpréter et expliciter les résultats de la Figure 3.6. Pour ce faire, nous nous appuyerons sur l'analyse des faciès de rupture et sur l'analyse de micrographies MEB d'échantillons en coupe transverse avant test en cisaillement.

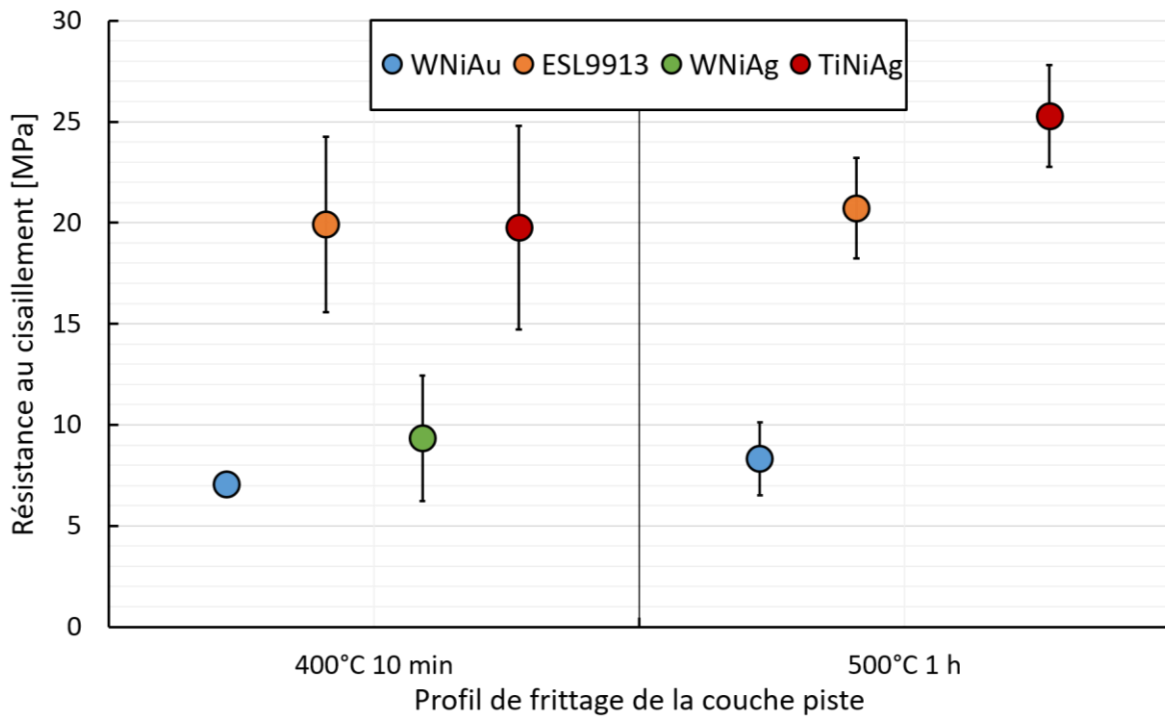


Figure 3.6 : Résultat des résistances au cisaillement en fonction du profil de frittage de la couche piste pour différentes couches d'adhésion

3. Analyses des assemblages avec la couche ESL9913

Comme indiqué précédemment, les échantillons avec une couche d'adhésion en ESL9913 présentent des résistances au cisaillement intéressantes de plus de 20 MPa. Des analyses des faciès de rupture pour les deux températures de frittage de la couche piste sont présentées sur la Figure 3.7 (a et b). Les mesures des épaisseurs restantes sur les substrats après les tests sont évaluées par microscopie optique et sont présentées sur la Figure 3.7c. Ces deux échantillons ont été sélectionnés pour leur bonne représentativité vis-à-vis de l'ensemble des tests (quatre tests minimum par point).

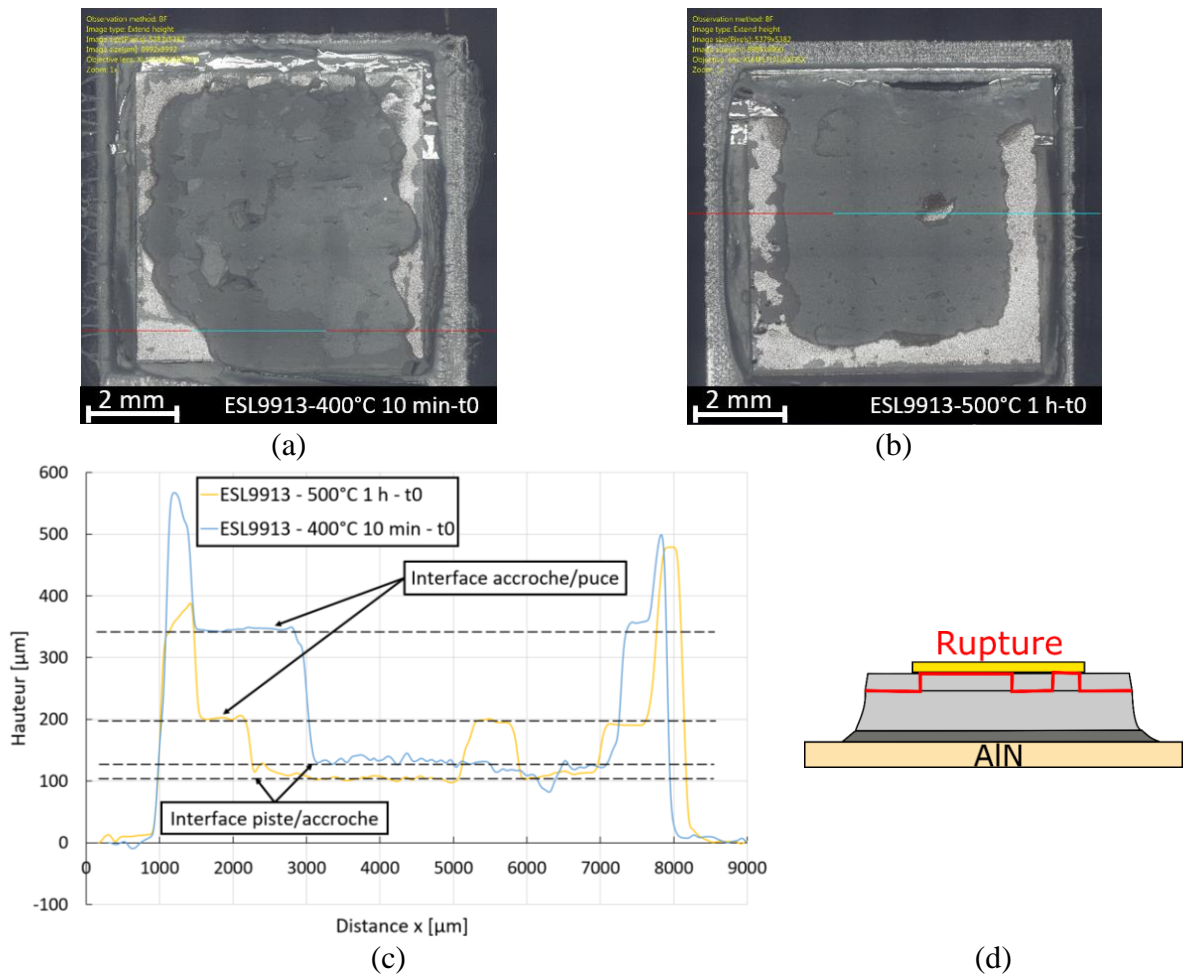


Figure 3.7 : (a) Faciès de rupture d'un échantillon avec une couche piste frittée à 400°C pendant 10 min et une couche d'adhésion ESL9913 ; (b) Faciès de rupture d'un échantillon avec une couche piste frittée à 500°C pendant 1 h et une couche d'adhésion ESL9913 ; (c) Épaisseur restante sur les deux substrats le long des lignes visibles sur les images (a) et (b) ; (d) Dessin schématique de la propagation de la fissure

L'analyse des hauteurs indique que la rupture se passe préférentiellement au niveau de l'interface piste/accroche, ou bien au niveau de l'interface accroche/puce pour les deux profils de frittage. Un dessin schématique montrant la propagation de la fissure est présenté sur la Figure 3.7d. Cela indique que le point faible de l'assemblage correspond davantage à la couche d'accroche, ce qui est raisonnable, puisque celle-ci est frittée à la température la plus faible. Ensuite, le fait que la contrainte à la rupture soit plus faible pour les échantillons avec une couche piste frittée à 400°C pendant 10 min (18 MPa contre 22 MPa) peut s'expliquer par l'interface piste/accroche : si la couche piste présente un taux de porosité élevé, comme c'est le cas pour les couches frittées à 400°C pendant 10 min, il est probable que le couche d'accroche frittée par-dessus y soit moins bien liée que si elle avait été frittée sur une couche dense. La Figure 3.8 présente la différence entre les interfaces, à noter tout de même que le phénomène

de beurrage pendant le polissage peut laisser apparaître une porosité moins élevée des couches, surtout pour celles frittées à 500°C pendant 1 h.

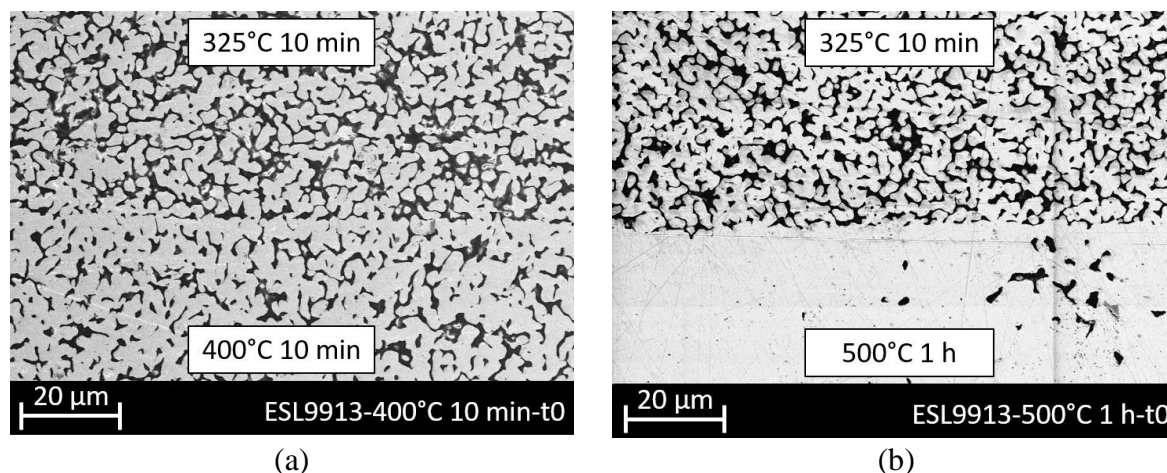


Figure 3.8 : Interface piste/accroche sur des échantillons observés au MEB ; (a) Interface 400°C 10 min/ 325°C 10 min ; (b) Interface 500°C 1 h/ 325°C 10 min

Enfin, la différence des hauteurs des couches d'accroche est assez remarquable entre les échantillons avec une couche piste frittée à 400°C et ceux avec une couche piste frittée à 500°C. Sur la Figure 3.7c, l'épaisseur de la couche d'accroche est d'environ 100 µm pour l'échantillon avec une couche piste frittée à 500°C, alors qu'elle atteint quasiment 200 µm pour l'échantillon avec une couche piste frittée à 400°C. On retrouve cette différence sur tous les échantillons. Nous expliquons cette différence à partir de la microstructure de la couche piste : en effet, sérigraphier une pâte d'argent sur une couche piste plus ou moins poreuse peut avoir des conséquences sur l'épaisseur de la couche d'accroche. On peut s'en convaincre en observant les microstructures observées au MEB par-dessus et sans préparation sur des échantillons frittés à 400°C pendant 10 min, et des échantillons frittés à 500°C pendant 1 h sur la Figure 3.9 (a et b). Ces microstructures correspondent ainsi exactement à la surface des « substrats » sur lesquels les couches d'accroche sont sérigraphiées. Or, ces deux microstructures sont radicalement différentes : les échantillons frittés à 400°C pendant 10 min présentent une porosité élevée qui est ouverte, alors que les échantillons frittés à 500°C pendant 1 h présentent une porosité bien plus faible, probablement fermée en dessous de la surface. Ceci explique les différences d'épaisseur des couches d'accroche : en effet, lorsque la pâte est sérigraphiée sur une couche piste frittée à 400°C pendant 10 min, les composés organiques, qui sont liquides, peuvent pénétrer à l'intérieur du substrat et la pâte déposée perd, alors, un volume conséquent de composés organiques. Comme le processus de sérigraphie est composé de deux « passes » (une racle se déplace de gauche à droite et une seconde racle se déplace de droite à gauche pour

déposer la pâte), la seconde passe ramène alors de la pâte, qui se mélange avec les particules qui sont restées en surface du substrat. Au final, la pâte déposée a un ratio volumique en liant beaucoup plus faible que la normale : sa viscosité est donc plus élevée que la pâte déposée sur un substrat dense. Lors du dépôt de la puce, le joint d'argent se déformera beaucoup moins et l'épaisseur finale sera donc plus importante que pour les échantillons frittés sur un substrat dense (fritté à 500°C pendant 1 h). Enfin, normalement, nous ne devrions pas avoir une épaisseur totale (couche piste + couche d'accroche) égale ou supérieure à 200 μm . En effet, nous avons expliqué précédemment, que nous utilisions à chaque fois le même pochoir d'une épaisseur de 200 μm pour déposer la couche piste et la couche d'accroche. Le couche d'accroche ne pourrait donc pas théoriquement dépasser cette valeur. Néanmoins, au regard des résultats de la Figure 3.7c, cette limite est dépassée pour les deux types d'échantillons. Aucune explication n'est avancée pour expliquer cette mesure, sauf la difficulté de la mise en place de la sérigraphie. Cependant, nous le verrons, ces résultats sont plutôt répétables tout au long de ce chapitre. Enfin, il faut noter que la différence de hauteur peut aussi expliquer la différence de résistance au cisaillement entre les échantillons frittés avec une couche piste à 400°C pendant 10 min et ceux avec une couche piste à 500°C.

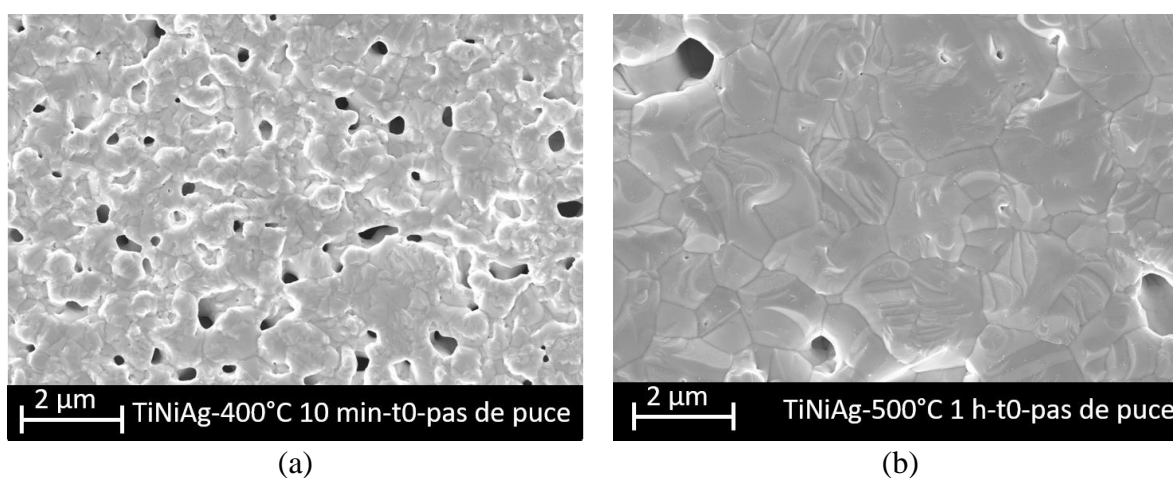


Figure 3.9 : Vue au MEB par dessus des microstructures des couches frittées : (a) à 400°C pendant 10 min ; (b) à 500°C pendant 1 h

4. Analyses des assemblages avec la couche TiNiAg

Les échantillons avec des métallisations TiNiAg présentent des tenues mécaniques proches de celles obtenues avec les échantillons ESL9913 (20 MPa pour les 400°C et 25 MPa pour les 500°C). Les faciès de rupture ainsi que les profils de hauteur restant sur les substrats après les tests en cisaillement sont présentés sur la Figure 3.10. On en déduit que la rupture se réalise préférentiellement au niveau de la couche d'accroche, même si les échantillons avec des

couches pistes frittées à 400°C pendant 10 min présentent aussi, quelquefois, des délaminations au niveau de la métallisation TiNiAg. De plus, le fait que les contraintes en cisaillement soient similaires avec celles mesurées pour les échantillons avec une couche d'adhésion en ESL9913 nous conforte dans l'idée que, dans ce cas, le facteur limitant de l'assemblage n'est pas la couche d'adhésion, mais la couche d'accroche située directement en dessous de la puce. Enfin, le même problème du point de vue de la sérigraphie des couches d'accroche pour les échantillons avec des couches pistes frittées à 400°C pendant 10 min a été rencontré, menant à des épaisseurs de couche d'accroche plus grandes dans ces conditions.

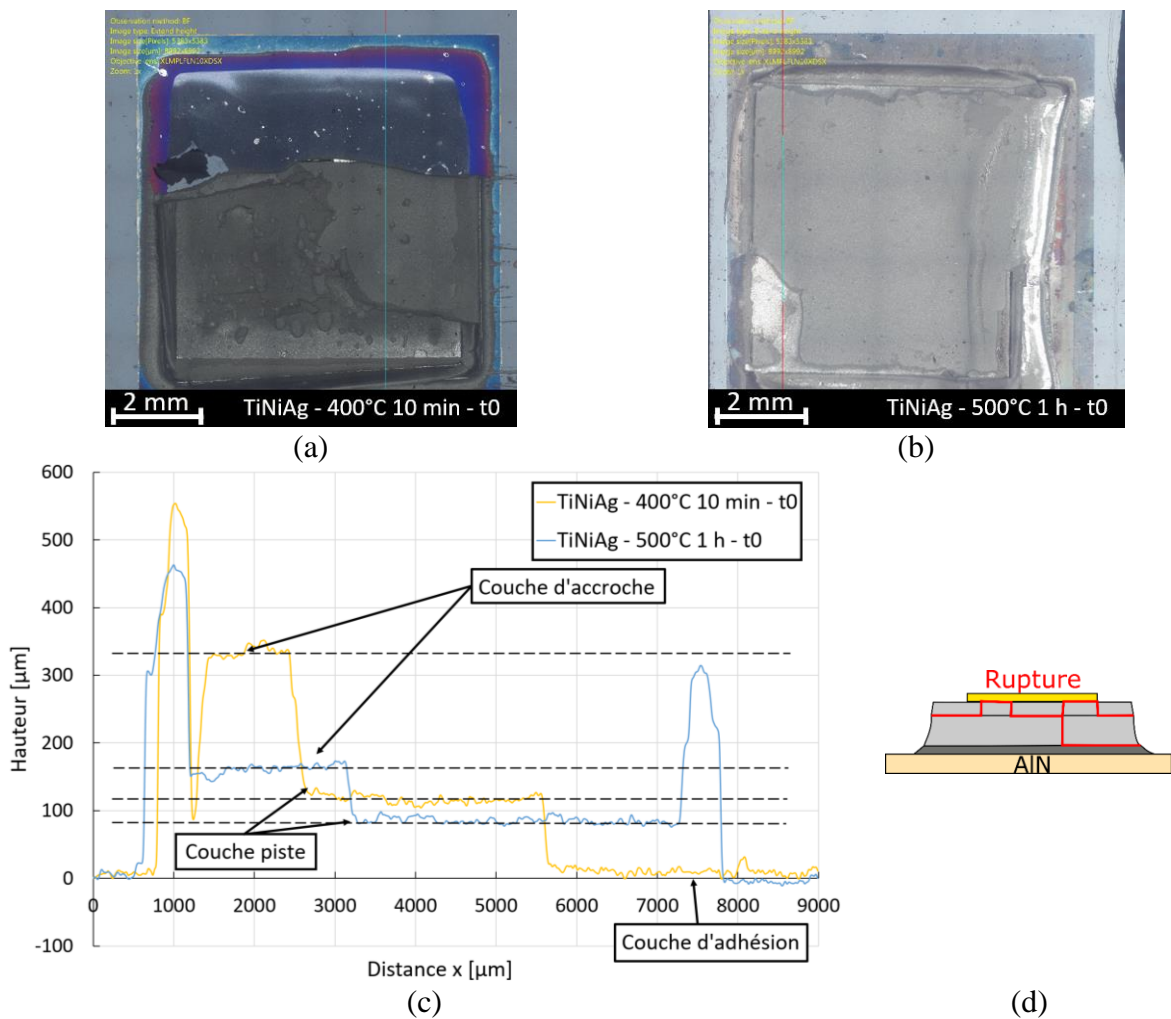


Figure 3.10 : (a) Faciès de rupture d'un échantillon avec une couche piste fritté à 400°C pendant 10 min et une couche d'adhésion TiNiAg ; (b) Faciès de rupture d'un échantillon avec une couche piste fritté à 500°C pendant 1 h et une couche d'adhésion TiNiAg ; (c) Mesure de l'épaisseur restante sur les deux substrats le long des lignes visibles sur les images (a) et (b) ; (d) Dessin schématique de la propagation de la fissure

5. Analyses des assemblages avec la couche WNiAu

En ce qui concerne les échantillons avec des métallisations WNiAu, les résistances mécaniques mesurées de l'ordre de 10 MPa sont nettement inférieures à celles obtenues avec les deux métallisations préalablement étudiées. Les faciès de rupture sont présentés sur la Figure 3.11. L'échelle des ordonnées présentant les épaisseurs restantes sur les substrats a volontairement été conservée par rapport aux graphiques précédents, afin de comparer tous les échantillons entre eux. Sur ce graphique, on peut voir que la délamination est clairement localisée au niveau de la couche d'adhésion WNiAu et ce, quel que soit le profil de frittage de la couche piste.

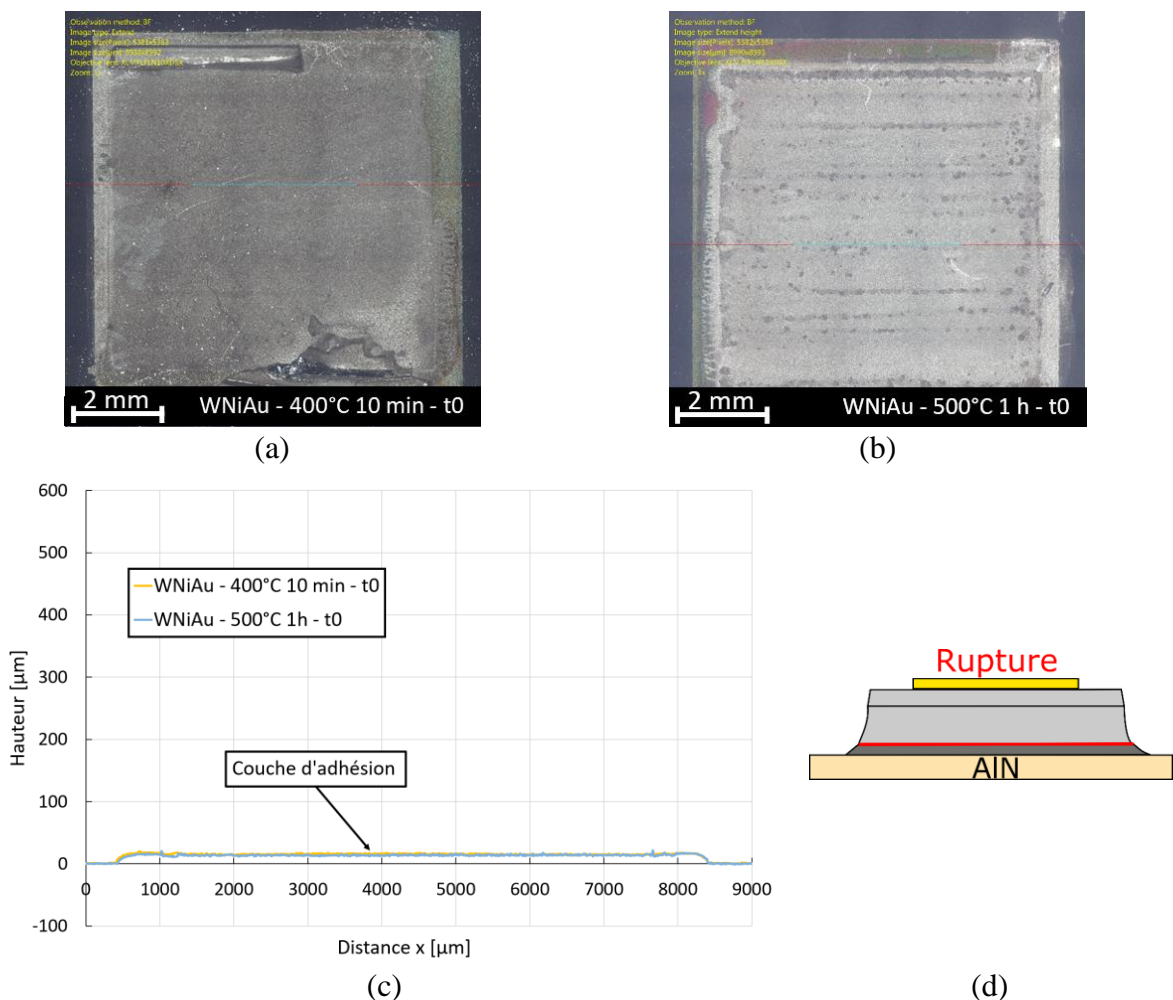


Figure 3.11 : (a) Faciès de rupture d'un échantillon avec une couche piste fritté à 400°C pendant 10 min et une couche d'adhésion WNiAu ; (b) Faciès de rupture d'un échantillon avec une couche piste fritté à 500°C pendant 1 h et une couche d'adhésion WNiAu ; (c) Mesure de l'épaisseur restante sur les deux substrats le long des lignes visibles sur les images (a) et (b) ; (d) Dessin schématique de la propagation de la fissure

Pour comprendre l'origine de cette fragilité au niveau de la couche d'adhésion, des analyses MEB ont été réalisées sur des échantillons n'ayant pas été testés en cisaillement. Un zoom sur la métallisation d'un échantillon avec une couche piste frittée à 400°C est présenté sur la Figure 3.12.

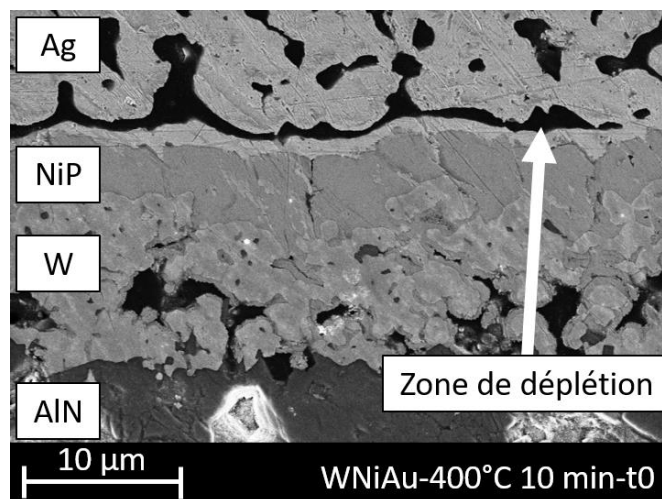


Figure 3.12 : Vue au MEB l'interface WNiAu – argent fritté à 400°C pendant 10 min

Sur cette microstructure, une zone de déplétion, présente juste au-dessus de la couche d'adhésion WNiAu, est visible : cette zone confirme les conclusions tirées des mesures de hauteurs présentées sur la Figure 3.11, à savoir que la délamination se fait préférentiellement au niveau de la métallisation Au. La fragilité des assemblages à base d'argent fritté sur des métallisations Au est connue : les faibles tenues en cisaillement proviennent des effets de diffusion à l'interface entre l'Ag et l'Au, qui peuvent conduire à la création d'une zone de déplétion et, parfois, à une délamination totale des assemblages [87]. Cette zone est aussi présente sur les échantillons avec une couche piste frittée à 500°C. A noter que la couche située entre la couche jusqu'ici nommé Ni contient en fait aussi des traces de P. Par conséquent, celle-ci est notée NiP sur la Figure 3.12. Les atomes de P sont présents, en raison de la méthode de dépôt du nickel, qui nécessite la présence d'un anion.

6. Analyses des assemblages avec la couche WNiAg

Enfin, pour les échantillons avec une couche d'adhésion WNiAg, les résistances en cisaillement sont à peu près du même ordre de grandeur que celles obtenues pour les échantillons WNiAu (10 MPa environ). Les épaisseurs restantes sur les substrats testés ont aussi été mesurées et sont présentées sur la Figure 3.13.

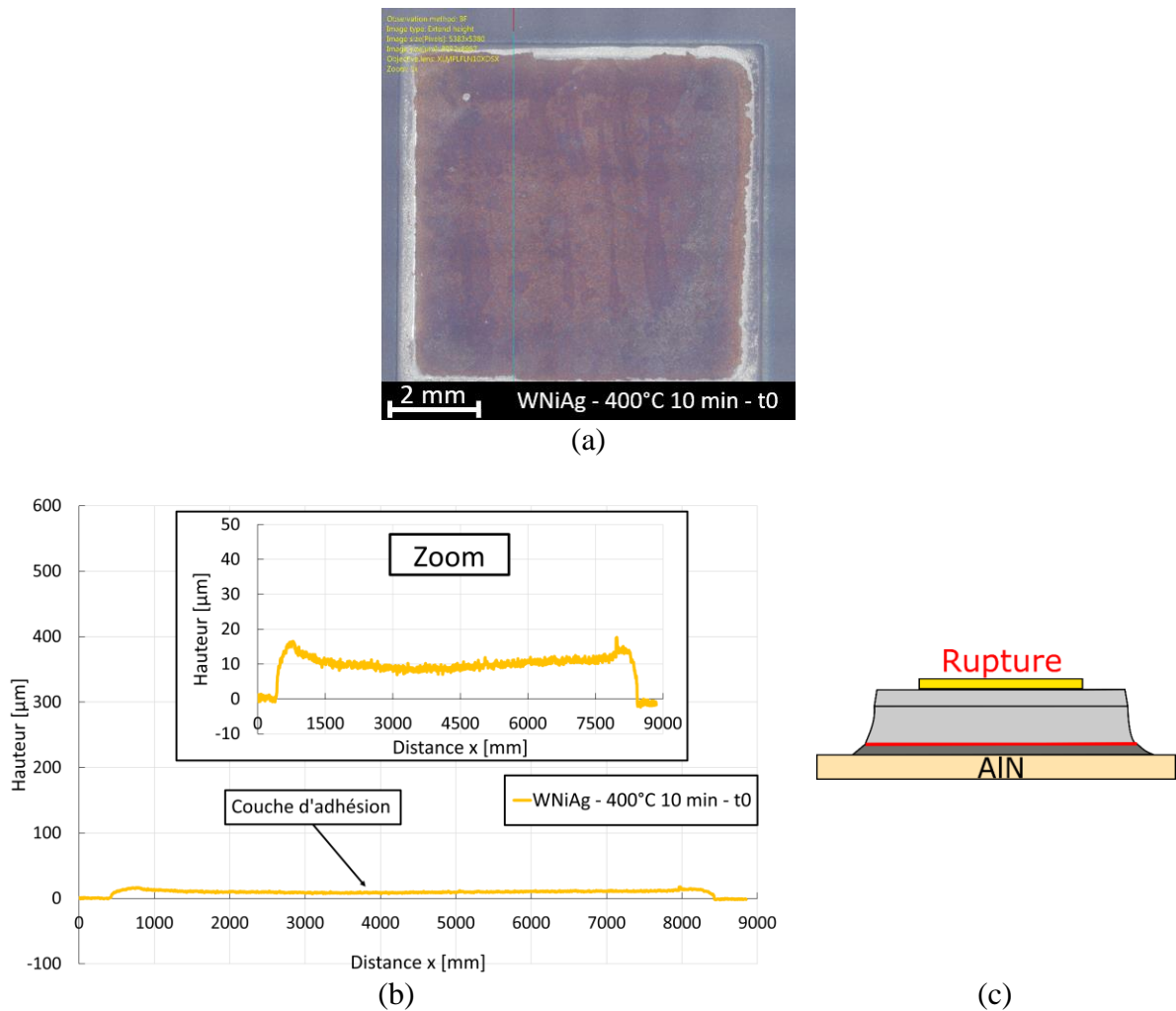


Figure 3.13 : (a) Faciès de rupture d'un échantillon avec une couche piste frittée à 400°C pendant 10 min et une couche d'adhésion WNiAg ; (b) Mesure de l'épaisseur restante sur le substrat le long de la ligne visible sur l'image (a) ; (c) Dessin schématique de la propagation de la fissure

Comme pour les échantillons avec une couche d'adhésion WNiAu, le point faible de l'assemblage semble être la couche d'adhésion. Néanmoins, contrairement à ces derniers, aucune zone de déplétion n'est visible à l'interface entre la couche piste et la couche d'adhésion sur les coupes MEB. Il a donc été décidé de réaliser une analyse EDX directement sur la surface restante sur le substrat (Figure 3.13a) afin de situer exactement où se situe la délamination. Le résultat de cette analyse est présenté sur la Figure 3.14 : celle-ci indique qu'aucun résidu d'argent n'est présent sur la partie restante sur le substrat, ne laissant plus que la couche NiP en surface. L'EDX a aussi détecté une quantité d'oxyde indiquant, probablement, que l'argent n'a pas suffisamment protégé la couche de NiP de l'oxydation. Ce résultat semble indiquer qu'il existe un problème d'adhésion entre la couche de NiP et la couche d'argent pulvérisée au laboratoire, étant donné que l'argent n'a pas été détecté sur le profil EDX.

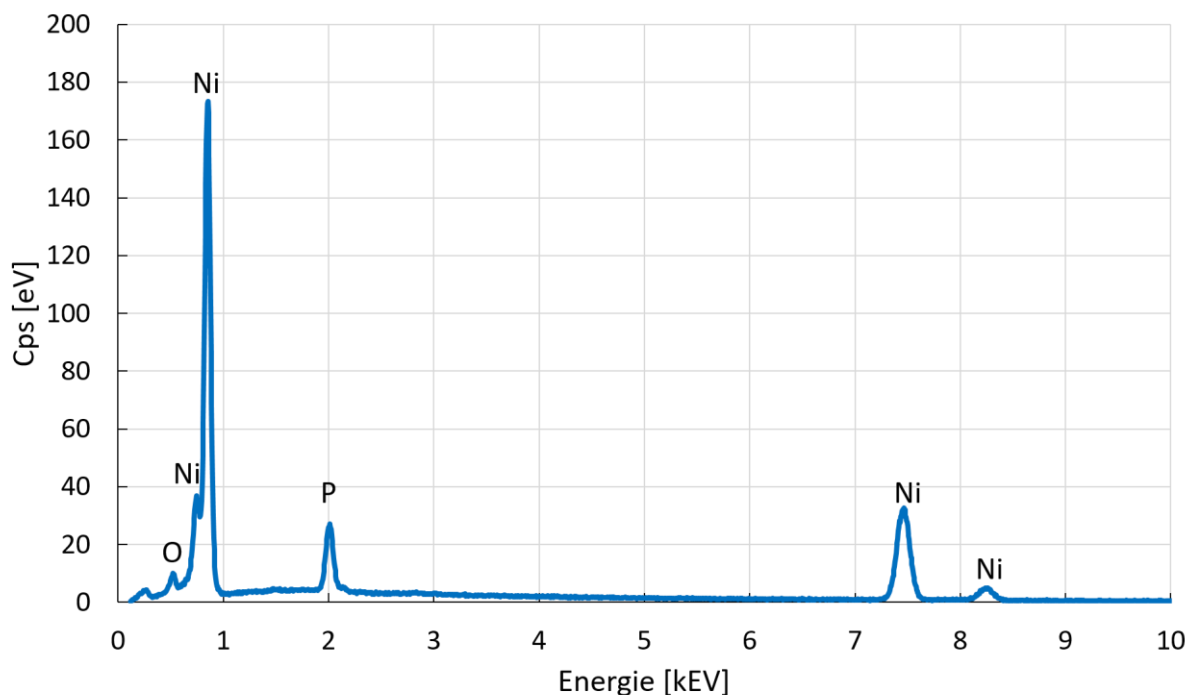


Figure 3.14 : Résultat de l'analyse EDX réalisés sur le substrat WNiAg présenté sur la Figure 3.13a

7. Bilan

Les résultats des tests de cisaillement avant vieillissement des différents assemblages indiquent qu'il faut privilégier des métallisations à base d'ESL9913 ou bien à base de couches pulvérisées TiNiAg. De plus, les essais indiquent que les assemblages avec des couches pistes frittées à 500°C pendant 1 h présentent des meilleures tenues en cisaillement, probablement grâce à leur surface de contact plus dense, qui facilite également la sérigraphie de la couche d'accroche. Les métallisations WNiAu présentent une très faible résistance au cisaillement, due à des effets néfastes d'interdiffusion au niveau de l'interface Au/Ag, bien documenté dans la littérature. Cette faiblesse nous a poussé à abandonner les échantillons avec des couches d'adhésion à base de WNiAu pour les futurs essais. En effet, cette zone peut avoir un impact non négligeable sur l'extraction du flux de chaleur pour les puces qui seront assemblées, rendant ainsi la sélection de cette couche d'adhésion pour nos futurs modules inenvisageable. Les échantillons avec des métallisations WNiAg présentent, eux aussi, des tenues au cisaillement faibles, cependant, il a été décidé de conserver cette couche d'adhésion pour les prochains tests.

Nous avons vu que les assemblages pouvaient présenter des tenues mécaniques intéressantes. Néanmoins, il est nécessaire de tester leur tenue en vieillissement afin de s'assurer que ces caractéristiques se conserveront tout au long de l'utilisation du module. Dans la suite de ce manuscrit, l'impact du vieillissement passif à température constante et en cyclage

thermique sera donc évalué sur des assemblages simples, toujours dans l'objectif d'optimisation du procédé de réalisation d'un assemblage MARC.

3.3. Impact du vieillissement à température constante

Dans la partie suivante, l'impact du vieillissement à température constante sur des assemblages simples MARC, mais aussi sur des échantillons sans puce, sera évalué. Le vieillissement a été simulé en plaçant les échantillons dans une étuve chauffée à 200°C sous air. L'objectif de ces tests est de simuler la mise en place du module MARC dans l'environnement proche des turboréacteurs des avions et d'anticiper les conséquences sur ses propriétés thermique et mécanique.

3.3.1. Évolution de la microstructure

Dans la partie suivante, l'impact du vieillissement sur la microstructure sera donc étudié. Le référencement présenté au paragraphe 3.2.2, pour identifier les échantillons, sera de nouveau utilisé.

1. Assemblage standard avec une puce

Le premier type d'échantillon étudié correspond à des assemblages constitués de toutes les couches de MARC, placés dans l'étuve à 200°C durant 200 h, 500 h et 1000 h. Toutes les couches d'adhésion ont été testées, à l'exception de la WNiAu.

Pour quantifier l'évolution de la microstructure et éviter les artefacts de beurrage, des préparations au FIB ont été réalisées dans les couches frittées à 325°C pendant 10 min de deux échantillons, l'un à l'instant initial et l'autre vieilli pendant 200 h à 200°C. Les photographies prises au MEB ainsi que la distribution des longueurs des intercepts de chaque image sont présentées sur la Figure 3.15.

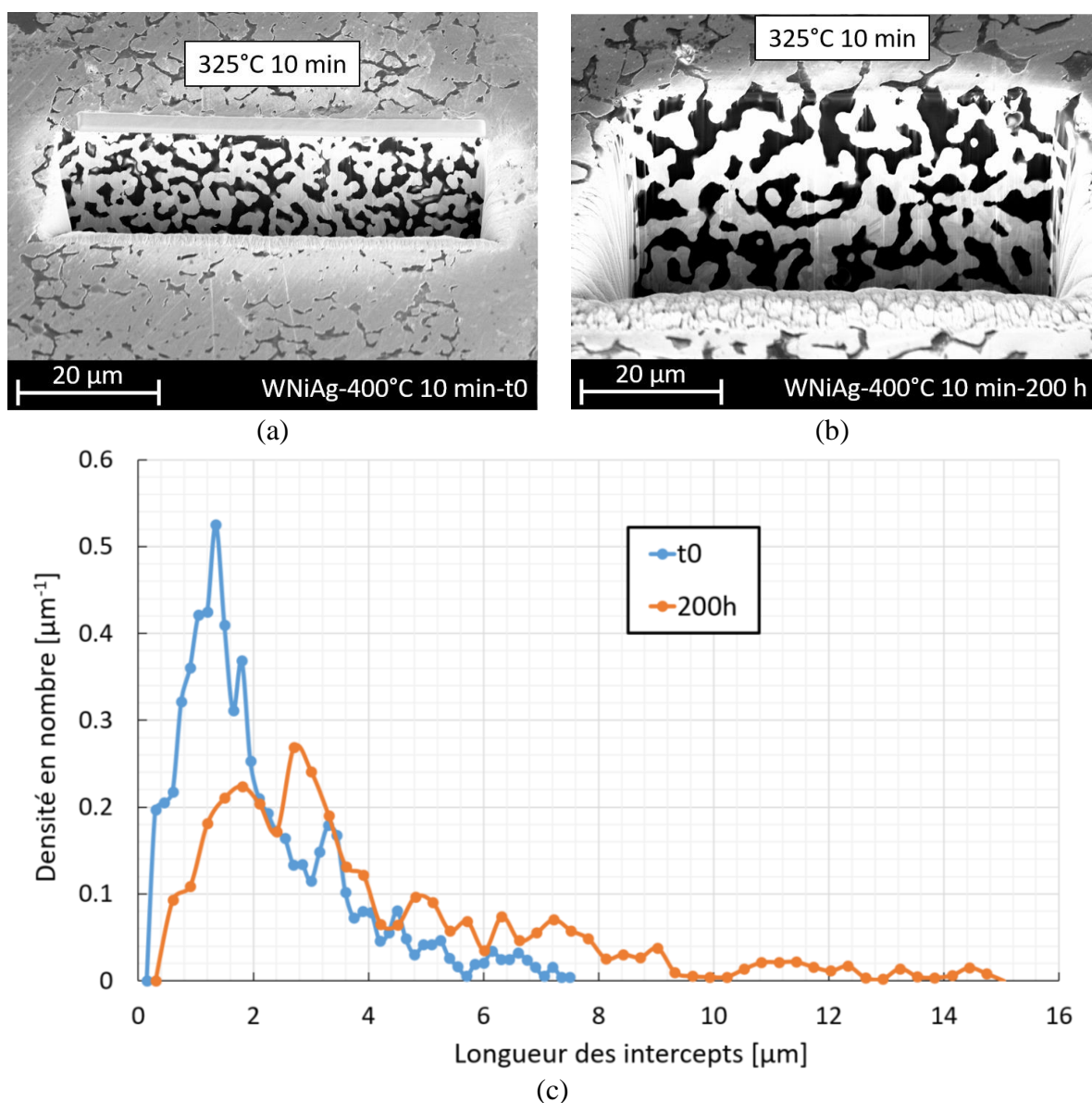


Figure 3.15 : (a) Photographie prise au MEB dans la couche frittée à 325°C d'un échantillon non vieilli ; (b) Photographie prise au MEB dans la couche frittée à 325°C d'un échantillon vieilli pendant 200 h à 200°C ; (c) Distribution de la longueur des intercepts en nombre des images (a) et (b)

L'analyse des distributions des longueurs des intercepts est une mesure permettant de d'apprécier la taille caractéristique de la phase solide. Cette technique consiste à répertorier tous les segments continus traversant les grains, ligne de pixel par ligne de pixel. À noter qu'elle nécessite, au préalable, une binarisation des images, afin de faire une différenciation entre pore et grain. Enfin, elle peut être réalisée selon la verticale ou l'horizontale de l'image. Dans cette thèse, cette analyse a été systématiquement réalisée selon l'axe horizontal.

Le graphique de la Figure 3.15c montre une évolution de la distribution de la longueur des intercepts vers les valeurs plus élevées pour l'échantillon vieilli pendant 200 h à 200°C. En effet, la valeur moyenne passe de 2 μm à 3,8 μm après vieillissement : la microstructure évolue

donc à l'intérieur de nos échantillons, au moins dans la couche d'accroche frittée à 325°C pendant 10 min. D'un point de vue de la porosité, la valeur mesurée par analyse d'image est de 36% pour l'échantillon non vieilli (Figure 3.15a) et 39% pour l'échantillon vieilli pendant 200 h à 200°C. Contrairement à la taille des grains, la porosité ne semble donc pas changer de façon significative à l'intérieur des couches frittées à 325°C pendant 10 min.

Afin de confirmer cette tendance, d'autres mesures de la longueur moyenne des intercepts et de porosité ont été réalisées dans la couche d'accroche et dans la couche piste, mais, cette fois-ci, directement sur des images MEB, pour simplifier la préparation des échantillons. En contrepartie, la taille moyenne des intercepts et les densités déduites sont probablement surestimées, à cause de l'effet de beurrage, inévitable durant la phase de polissage manuelle. D'ailleurs, l'effet de beurrage étant trop marqué pour observer la porosité à l'intérieur des couches d'argent fritté à 500°C pendant 1 h, l'analyse de l'évolution de la porosité de cette couche a été mise de côté durant cette étude. Une partie des clichés MEB utilisés ainsi que les mesures de longueur moyenne d'intercept et de porosité correspondant à chaque image sont présentés sur la Figure 3.16. Sur cette figure, la mesure de la porosité est notée P et la mesure de la longueur moyenne des intercepts est notée L.



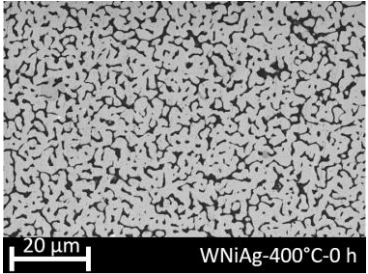
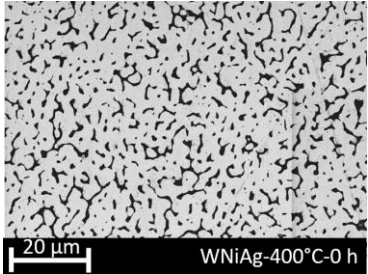
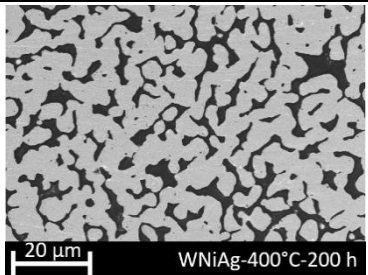
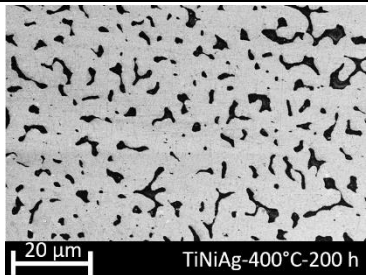
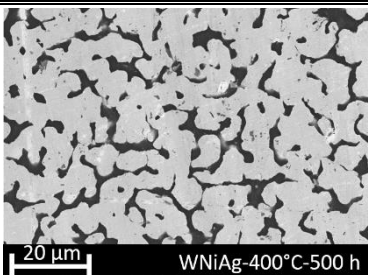
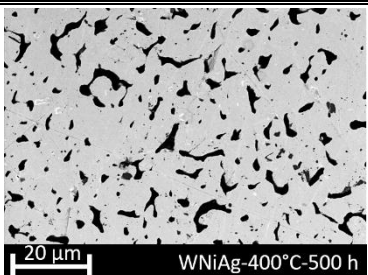
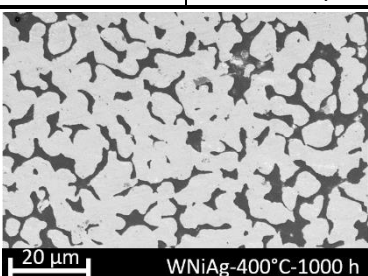
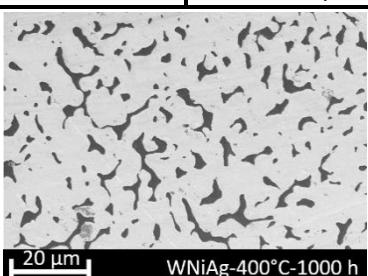
	Mesure dans la couche d'accroche frittée à 325°C pendant 10 min		Mesure dans la piste frittée à 400°C pendant 10 min	
Schéma	Mesure dans l'accroche 		Mesure dans la piste 	
Avant vieillissement				
Mesures	P = 20 %	L = 2,9 µm	P = 16%	L = 4,1 µm
Après 200 h à 200°C				
Mesures	P = 26 %	L = 5,4 µm	P = 15 %	L = 10 µm
Après 500 h à 200°C				
Mesures	P = 21 %	L = 6,1 µm	P = 12 %	L = 9,0 µm
Après 1000 h à 200°C				
Mesures	P = 24 %	L = 6,2 µm	P = 14 %	L = 8,8 µm

Figure 3.16 : Figure montrant l'évolution de la microstructure, la porosité (P) et la longueur moyenne des intercepts (L) dans une couche d'accroche frittée à 325°C pendant 10 min et dans une couche piste frittée à 400°C pendant 10 min pendant le vieillissement à 200°C

L'évolution de la taille moyenne des intercepts au cours du temps passé à 200°C confirme qu'un grossissement de grains a bien lieu dans les couches d'accroche frittées à 325°C

pendant 10 min, mais aussi dans les couches pistes frittées à 400°C pendant 10 min. Pour les couches à 325°C, la moyenne de la longueur des intercepts passe de 3 µm à environ 6 µm. La même mesure réalisée avec une préparation FIB nous donnait un grossissement de 2 µm à 3,8 µm. Cette comparaison confirme la surévaluation de la taille moyenne des grains par mesure directe au MEB. Toutes les mesures de taille moyenne des intercepts réalisées sur des microstructures dans la couche frittée à 325°C pendant 10 min sans préparation FIB sont présentées sur la Figure 3.17.

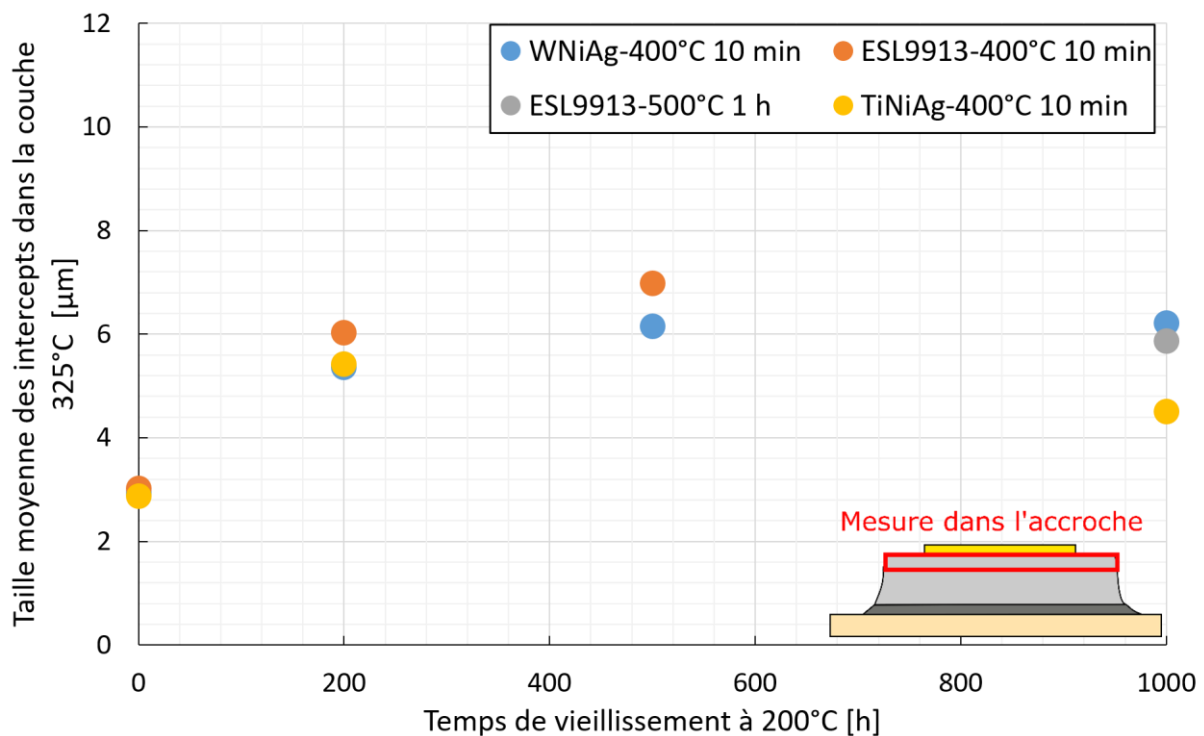


Figure 3.17 : Taille moyenne des intercepts dans la couche d'accroche frittée à 325°C pendant 10 min en fonction de la durée du vieillissement pour différents échantillons

La Figure 3.17 met en évidence que le grossissement de grain à l'intérieur de la couche frittée à 325°C pendant 10 min est indépendant de la couche d'adhésion utilisée. À noter également, que le seul échantillon analysé avec une couche piste frittée à 500°C pendant 1 h présente, lui aussi, une valeur moyenne de la taille des intercepts d'environ 6 µm après un vieillissement de 1000 h. Il semble donc que le grossissement de grains dans la couche d'accroche soit aussi indépendant de la température de frittage de la couche piste, mais cette mesure n'a été réalisée que sur un seul échantillon. Enfin, on peut noter que le grossissement de grains a lieu essentiellement pendant les premières 200 heures. La longueur moyenne des intercepts n'a pas évolué, du moins pas de façon significative entre 200 h et 1000 h. Enfin, d'un point de vue de la porosité, aucune évolution significative n'a été détectée au cours du

vieillessement. L'ensemble des mesures sont présentées sur la Figure 3.18. La porosité est comprise entre 20% et 30% tout au long du vieillissement, sans modification majeure. À nouveau, on peut souligner l'effet du beurrage qui diminue artificiellement la porosité mesurée par analyse d'image directe. L'analyse avec préparation FIB donnait des porosités entre 36 % et 39%.

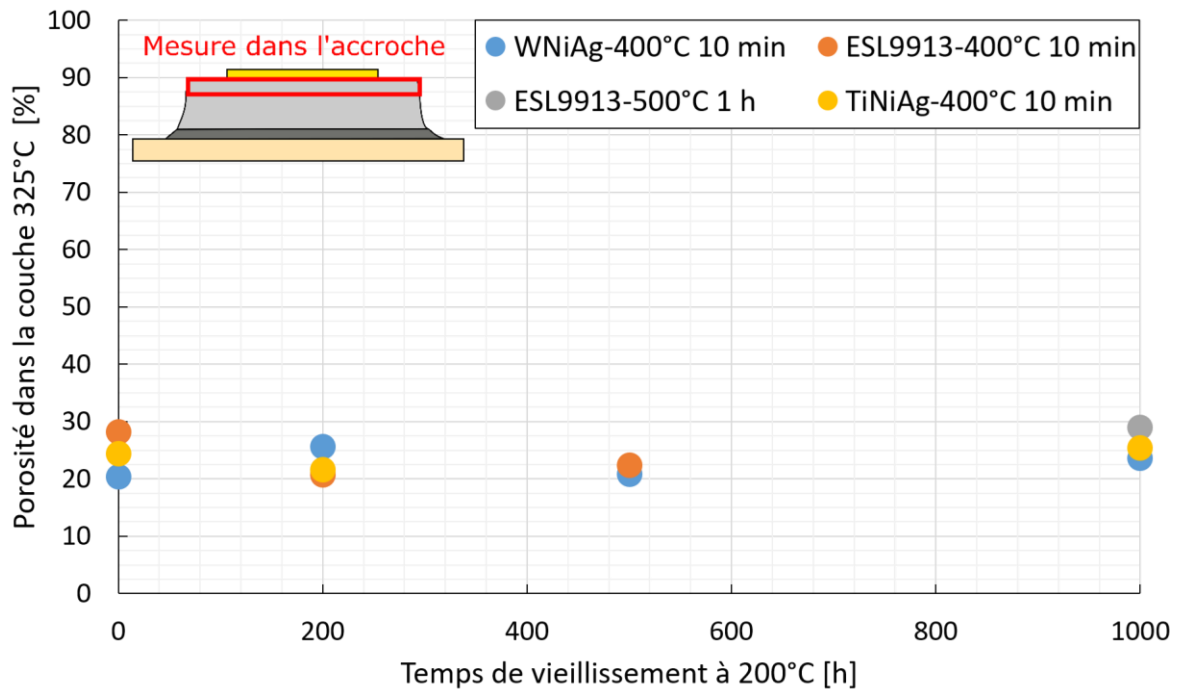


Figure 3.18 : Porosité dans la couche d'accroche frittée à 325°C pendant 10 min en fonction de la durée du vieillissement pour différents échantillons

La Figure 3.19 et la Figure 3.20 présentent la même étude, mais pour la couche piste frittée à 400°C pendant 10 min. Les conclusions à tirer de ces figures sont les mêmes que précédemment : la microstructure grossit dans la couche frittée à 400°C pendant 10 min lors des 200 premières heures, passant de 4 μm à environ 9 μm . À nouveau, aucune modification de porosité significative n'est détectée.

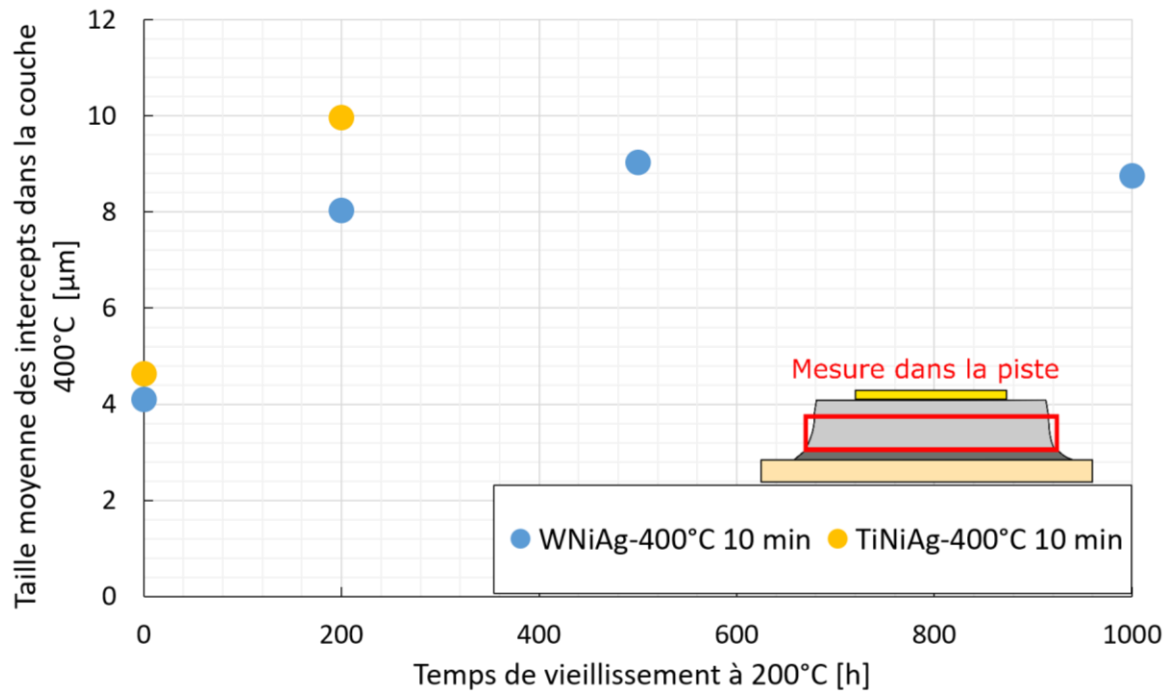


Figure 3.19 : Taille moyenne des intercepts dans la couche piste frittée à 400°C pendant 10 min en fonction de la durée du vieillissement pour différents échantillons

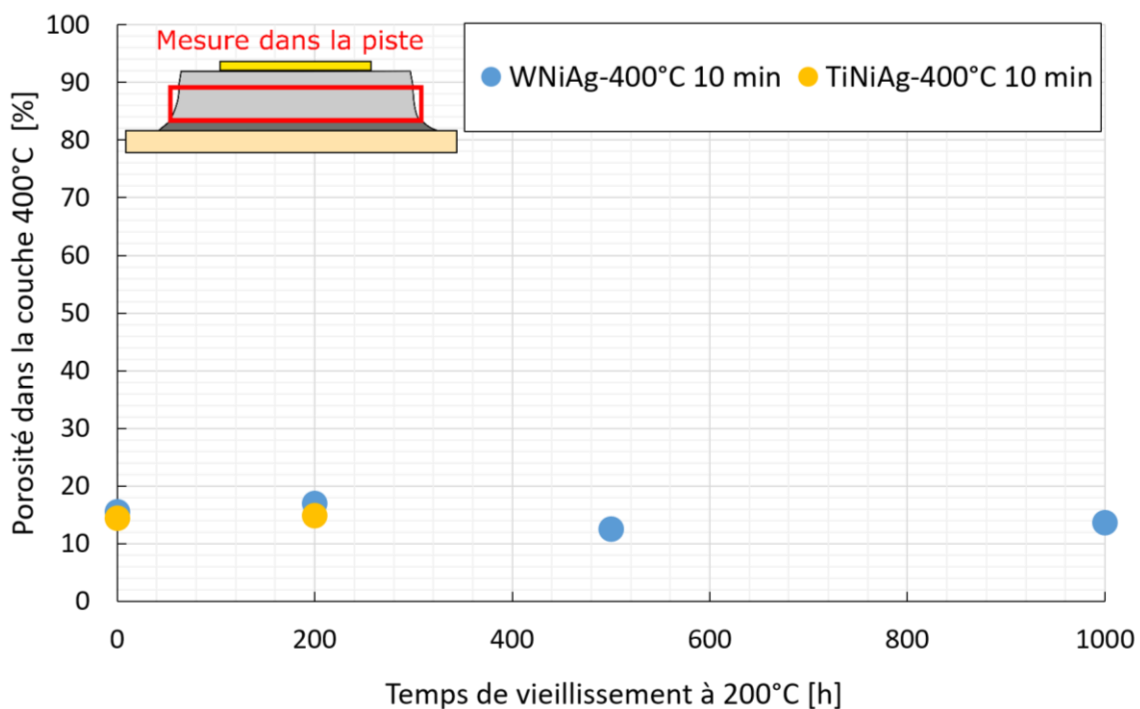


Figure 3.20 : Porosité dans la couche d'accroche frittée à 400°C pendant 10 min en fonction de la durée du vieillissement pour différents échantillons

En conclusion, on peut affirmer que la microstructure évolue dans les joints d'argent fritté dans les couches frittées à 325°C et dans les couches frittées à 400°C, essentiellement pendant les 200 premières heures à 200°C. L'évolution de la microstructure correspond à un grossissement de grains sans densification notable. Ces résultats sont cohérents avec ceux de la

littérature sur le vieillissement isotherme des joints d'argent frittés [66] [88]. On peut ajouter que l'absence de densification au cours du vieillissement est cohérent avec les tests dilatométriques présentés dans le Chapitre 2 de cette thèse. En effet, pour tous les tests dilatométriques réalisés, aucun déplacement, et donc aucune densification lié au frittage, n'a été mesurée pour des températures inférieures à 300°C. Enfin, pour les couches frittées à 500°C pendant 1 h, l'analyse des intercepts n'est pas réalisable, du fait du beurrage ; il n'est donc pas possible d'affirmer qu'une évolution de la microstructure a lieu durant le vieillissement à 200°C.

2. Assemblage sans puce

Dans l'étude précédente, l'évolution de la microstructure a été caractérisée systématiquement sur des échantillons avec une puce. Or, l'objectif de ce travail de thèse étant de réaliser un module de puissance, il existera certains endroits du routage qui présenteront des couches pistes nues, sans puce par-dessus et sans couche d'accroche. C'est pourquoi, nous avons décidé de réaliser une étude de vieillissement sur des assemblages sans puce. Pour réaliser ces échantillons, la couche d'adhésion TiNiAg a été sélectionnée. Comme pour les échantillons précédents, la couche piste a été sérigraphiée à l'aide d'un pochoir en inox de 200 µm. Les trois profils de frittage sélectionnés à la suite des résultats du chapitre 2 ont été réalisés pour étudier l'évolution de la microstructure sur les pistes nues, même si la couche frittée à 325°C pendant 10 min n'a pas pour vocation à être utilisée en tant que piste. Pour chaque profil de température, deux échantillons ont été frittés. La coupe transverse et schématique des échantillons est présentée sur la Figure 3.21. Afin de ne pas avoir à préparer les échantillons, seule la surface supérieure de ceux-ci a d'abord été observée au MEB, en vue de dessus. La surface observée est présentée sur la Figure 3.21. Les images prises au MEB de la même zone pour les trois profils de frittage en fonction du vieillissement à 200°C sous air sont présentées sur la Figure 3.22.



Figure 3.21 : Coupe transverse des échantillons réalisés pour l'étude de vieillissement des pistes

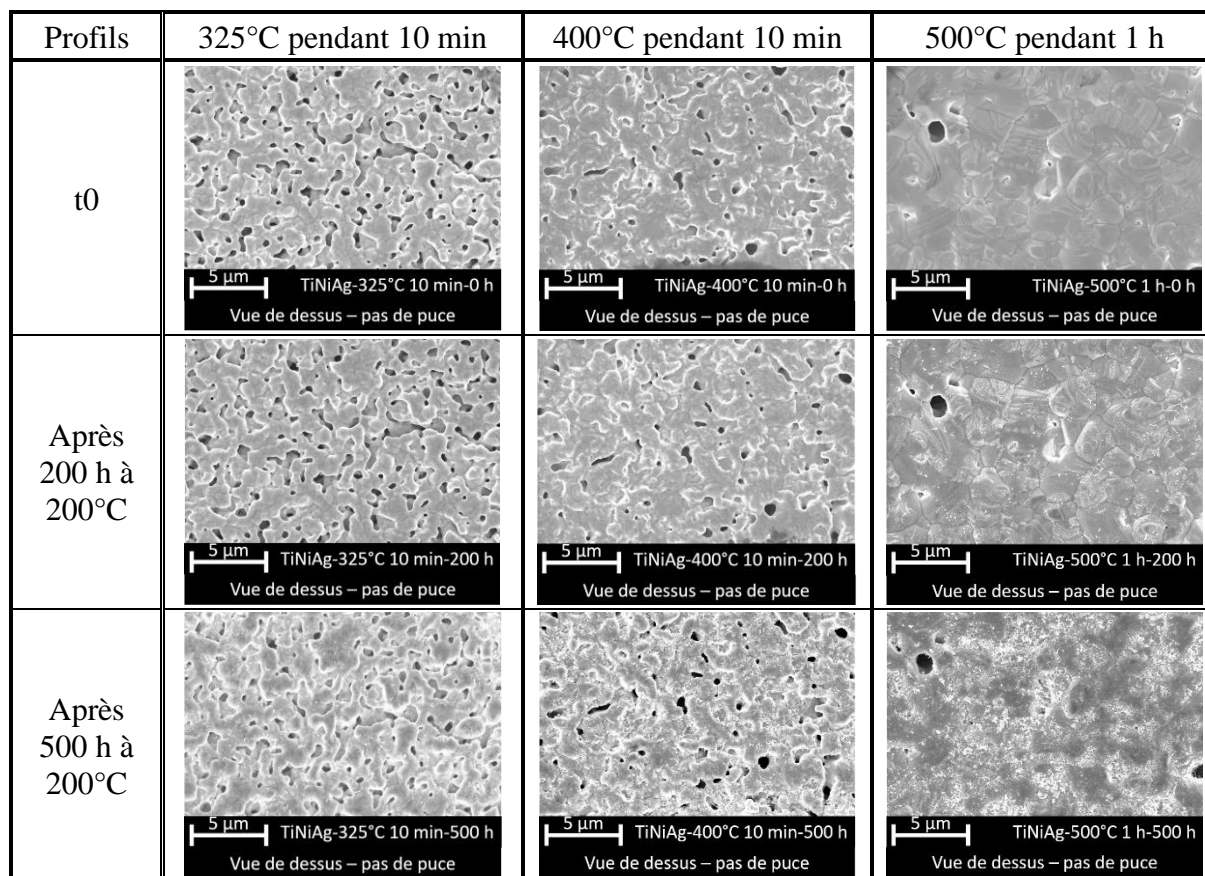


Figure 3.22: Image MEB prise par-dessus pour différentes températures de frittage et pour différents temps de vieillissement à 200°C

Contrairement aux analyses précédentes, aucune évolution de la microstructure n'a été détectée au niveau de la surface des échantillons nus. On retrouve les mêmes particules d'argent exactement au même endroit après 500 h à 200°C. Le résultat est le même pour toutes les températures de frittage : il semble donc que la puce joue un rôle dans le grossissement de grains observé précédemment. Pour être certains qu'aucun grossissement de grains n'a lieu sous la surface, des coupes transverses ont été réalisées sur les échantillons vieillis pendant 500 h. La coupe transverse d'un échantillon fritté à 325°C pendant 10 min est présentée sur la Figure 3.23.

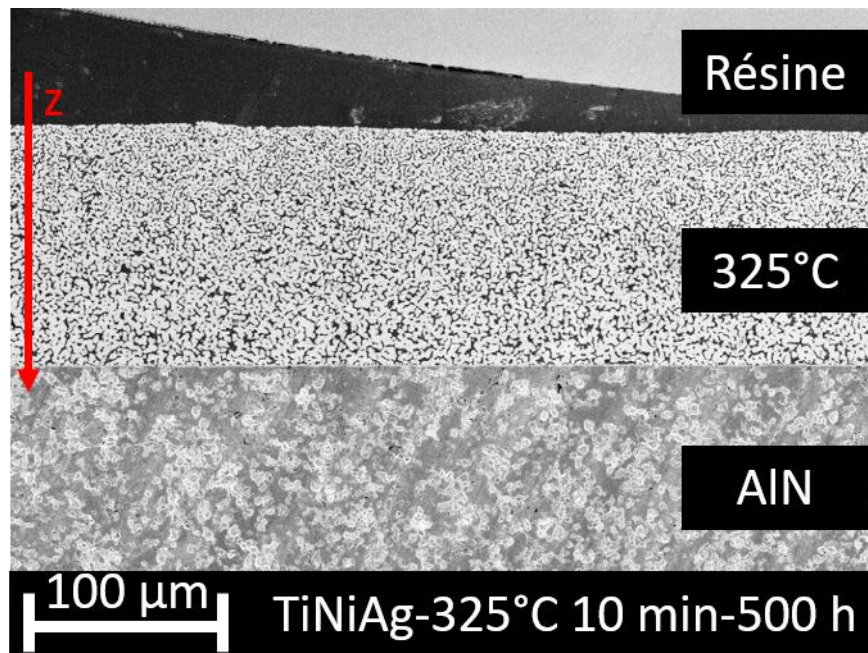


Figure 3.23 : Coupe transverse d'un échantillon fritté à 325°C pendant 10 min sans puce, vieilli pendant 500 h à 200°C sous air

Sur cette coupe transverse, on remarque un grossissement non homogène sur l'ensemble de l'épaisseur de l'échantillon. La mesure de la taille moyenne des intercepts en fonction de la hauteur z est présentée sur la Figure 3.24.

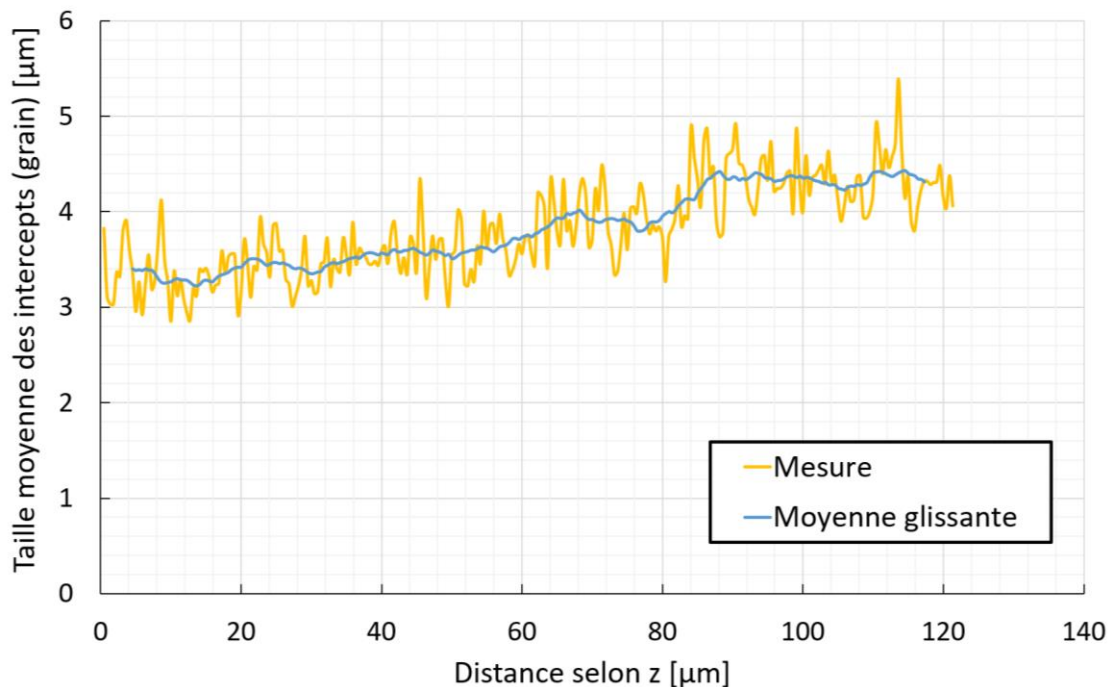


Figure 3.24 : Taille moyenne des intercepts en fonction de la distance selon z (voir Figure 3.23)

Cette mesure indique qu'un grossissement a lieu, mais seulement en profondeur du joint d'argent. La taille moyenne à la surface n'est que de 3,5 μm , comparable avec la taille moyenne

des intercepts dans les échantillons frittés à 325°C pendant 10 min non vieillis. Ce gradient de microstructure se retrouve aussi sur le bord des échantillons avec puce, comme présenté sur la Figure 3.25.

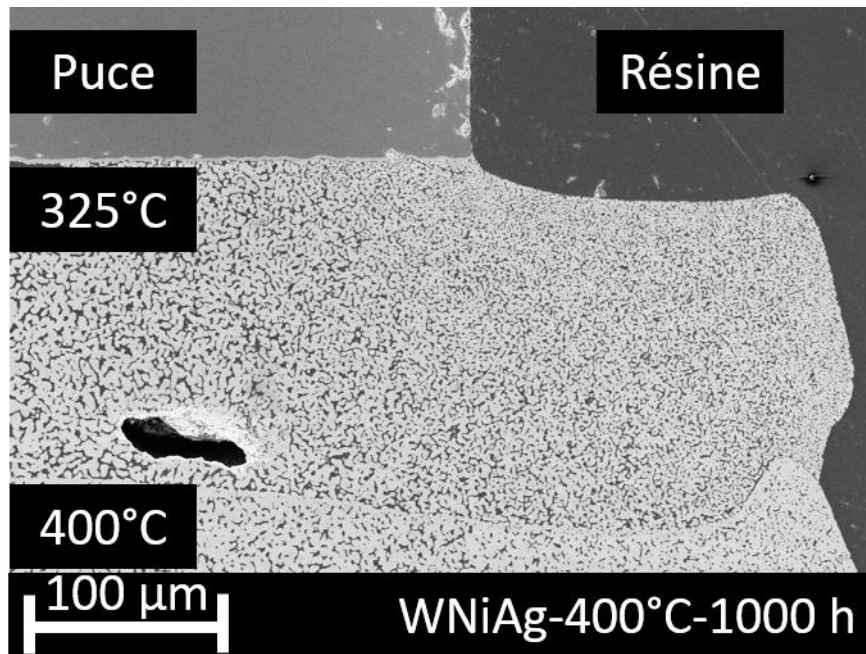


Figure 3.25 : Coupe métallographique présentant le gradient de taille de grain entre l'argent situé sous la puce et l'argent situé au bord de l'échantillon

Cette dernière figure montre bien l'impact de la puce sur le grossissement de grains. Enfin, des tests de vieillissement sous air des échantillons utilisés pour mesurer la conductivité électrique dans le Chapitre 2 ont été réalisés. Ces échantillons correspondent donc à des échantillons pistes, sans puce. Les résultats sont présentés sur la Figure 3.26 : aucune évolution notable de la conductivité électrique n'a été détectée durant le vieillissement, ce qui est cohérent avec ce qui a été observé préalablement vis-à-vis de la microstructure des échantillons sans puce.

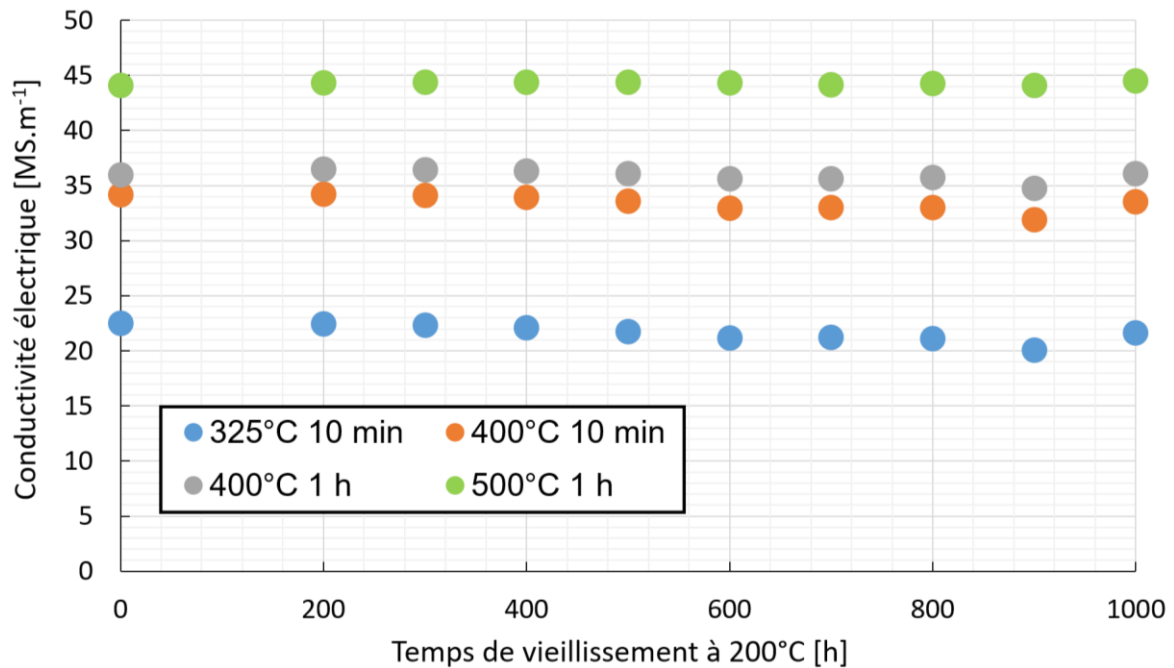


Figure 3.26 : Évolution de la conductivité électrique en fonction du temps de vieillissement à 200°C

Dans cette partie, nous avons étudié l'évolution de la microstructure en fonction du temps de vieillissement à 200°C sous air. La principale conclusion est qu'un grossissement de grains significatif a lieu dans les couches situées en dessous des puces (au moins pour les couches frittées à 400°C et à 325°C pendant 10 min) et en profondeur, loin de la surface libre pour les échantillons sans puce. Dans la partie suivante, nous nous intéresserons à l'impact du vieillissement sur la résistance au cisaillement des assemblages MARC.

3.3.2. Évolution de la résistance au cisaillement des assemblages

Les échantillons de cette étude sont des assemblages complets, avec puce. Le protocole de réalisation est le même que celui décrit dans la partie 3.2.1, tout comme le protocole de test décrit dans la partie 3.2.3. La coupe schématique est présentée sur la Figure 3.27. Pour chaque point de test en vieillissement, au moins quatre échantillons ont été testés. Les échantillons ont tous été vieillis dans le même four sous air. Dans cette partie, l'analyse se fera successivement pour chaque couche d'adhésion.

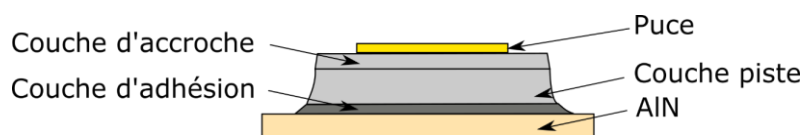


Figure 3.27 : Coupe transverse schématique des échantillons réalisés pour les tests de résistance au cisaillement

1. Analyse avec une couche d'adhésion ESL9913

Les premiers échantillons étudiés sont ceux avec une couche d'adhésion ESL9913. Pour cette couche adhésion, des échantillons avec les deux températures de frittage de la couche piste ont été réalisés. Les résultats des tests en cisaillement sont présentés sur la Figure 3.28.

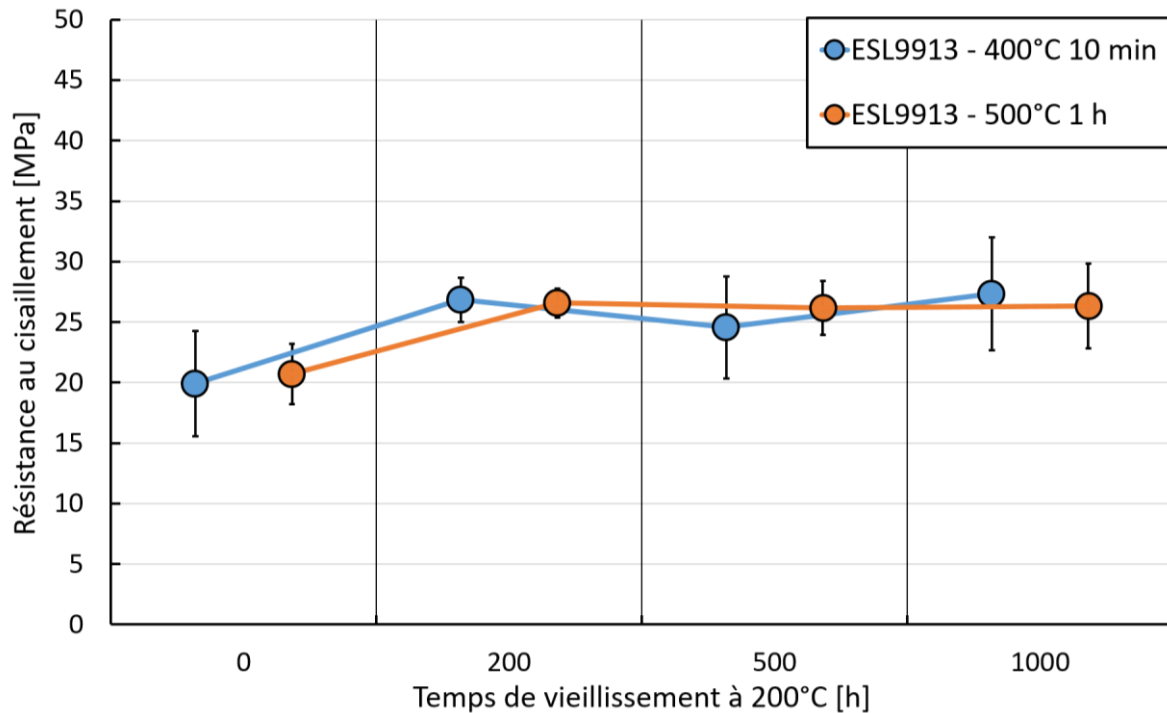


Figure 3.28 : Évolution de la résistance au cisaillement en fonction du temps de vieillissement à 200°C pour des échantillons avec une métallisation ESL9913

Les résultats montrent une augmentation de la tenue en cisaillement des échantillons après 200 h à 200°C : la résistance passe d'environ 20 MPa à plus de 25 MPa et ce, pour les deux types d'échantillon. De plus, la valeur reste constante entre 200 h et 1000 h. Les analyses des faciès de rupture sont présentées sur la Figure 3.29 pour les échantillons avec une couche piste frittée à 400°C pendant 10 min, et sur la Figure 3.30 pour les échantillons avec une couche piste frittée à 500°C pendant 1 h. Comme dans la partie 3.2.4, les épaisseurs mesurées restant sur les substrats des échantillons avec les pistes frittées à 400°C pendant 10 min sont beaucoup plus dispersées que les épaisseurs mesurées sur les échantillons avec des pistes frittées à 500°C pendant 1 h (voir explication 3.2.4.3). Néanmoins, il semble que, dans les deux cas, la fissure se propage préférentiellement aux interfaces entre la couche piste et la couche d'accroche, ou entre la couche d'accroche et la puce. De plus, le chemin préférentiel de propagation de la fissure n'évolue pas ou peu au cours du vieillissement.

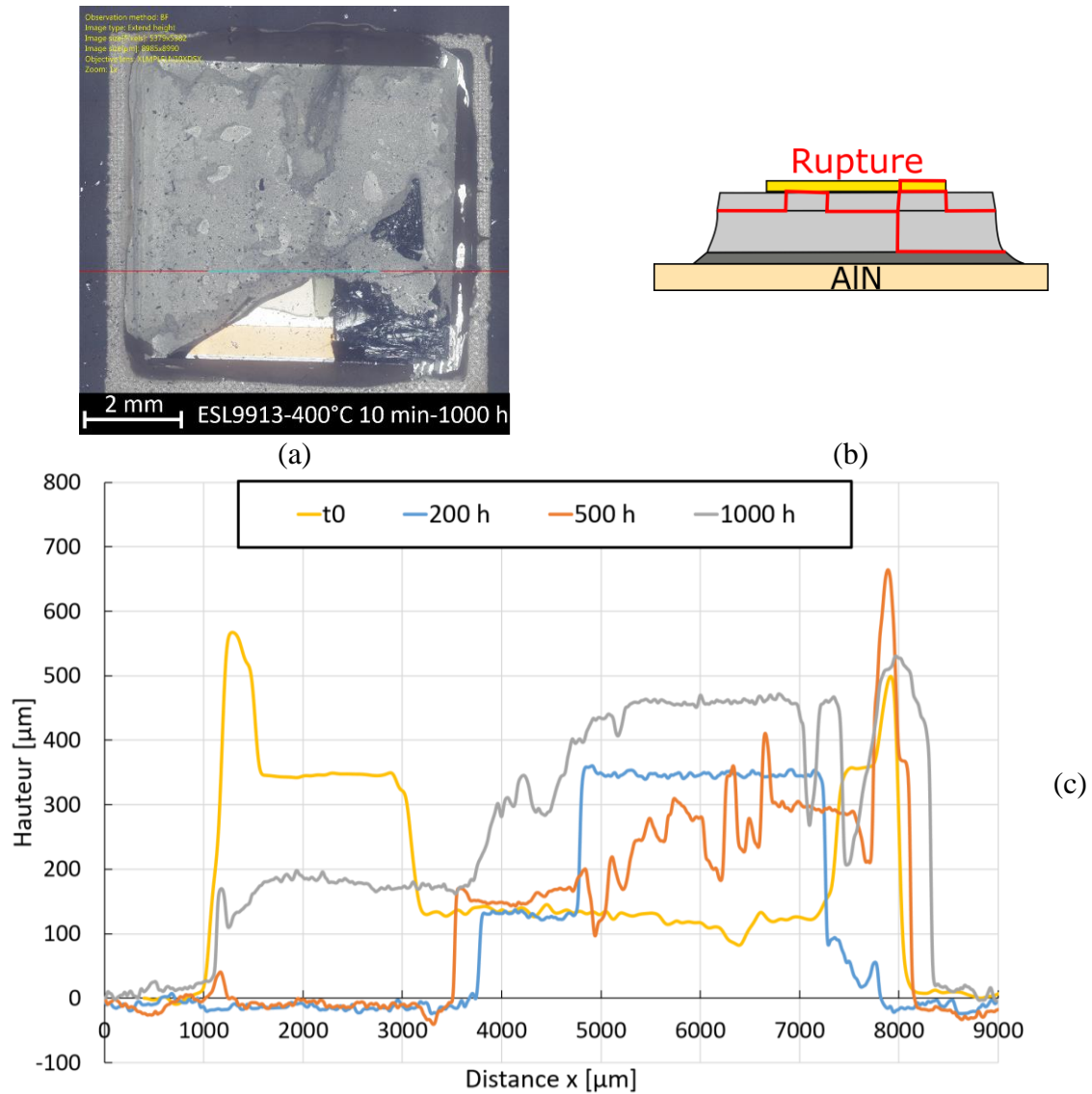


Figure 3.29 : (a) Faciès de rupture d'un échantillon après test en cisaillement ; (b) Schéma du chemin de propagation préférentiel de la fissure ; (c) Épaisseur restante sur des substrats ESL – 400°C 10 min pour différents temps de vieillissement à 200°C

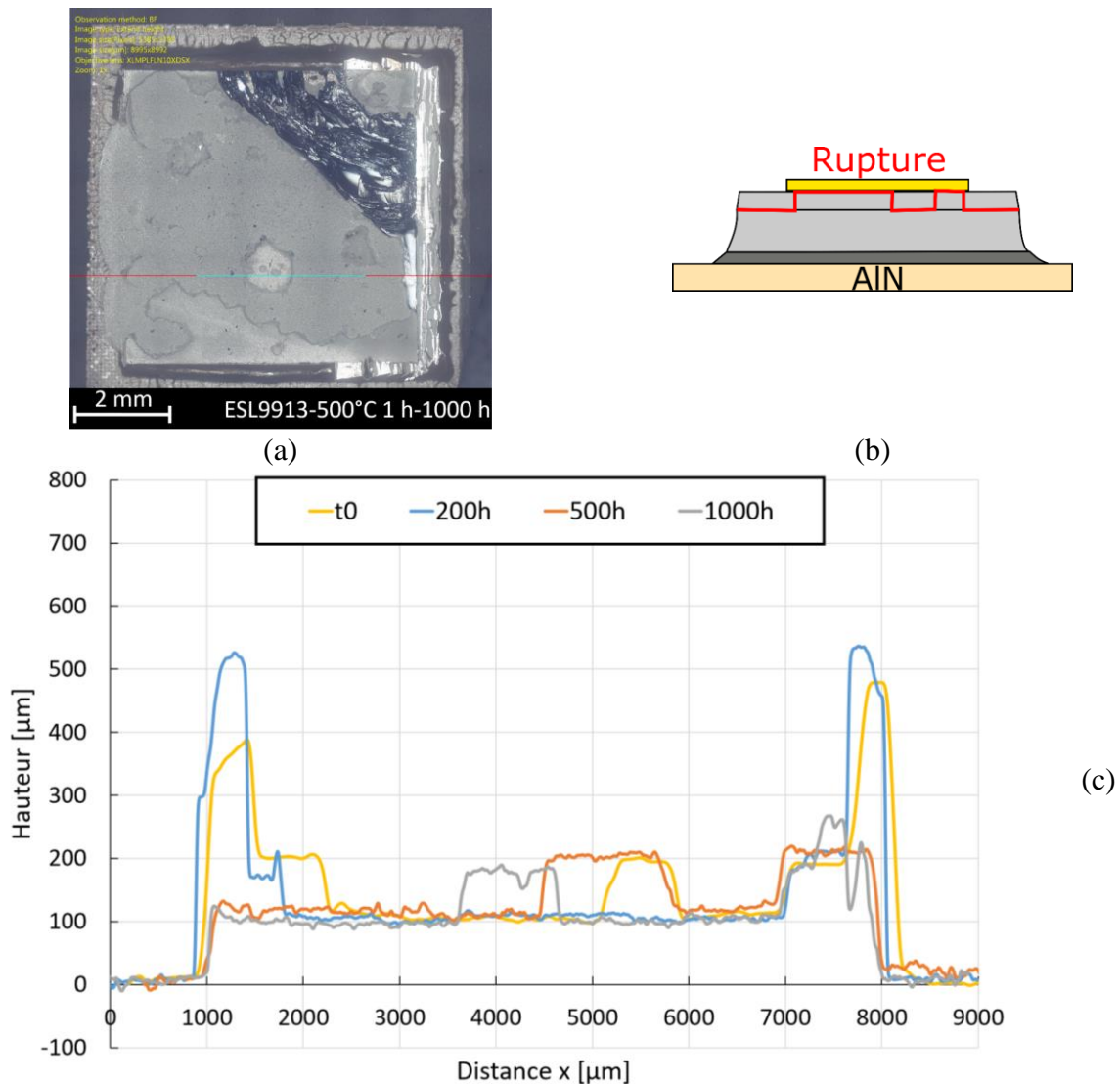


Figure 3.30 : (a) Faciès de rupture d'un échantillon après test en cisaillement ; (b) Schéma du chemin de propagation préférentiel de la fissure ; (c) Épaisseur restante sur des substrats ESL – 500°C 1 h pour différents temps de vieillissement à 200°C

L'augmentation de la résistance au cisaillement après 200 h est difficilement explicable par l'évolution de la microstructure en dessous des puces mis en évidence précédemment. En effet, en métallurgie, des microstructures avec des tailles de grains grossières sont souvent associées à des propriétés mécaniques dégradées par rapport à des microstructures plus fines. Néanmoins, l'évolution microstructurale observée peut induire une meilleure liaison entre la couche d'accroche et la couche piste et/ou entre la couche d'accroche et la puce, ces interfaces étant les maillons faibles de l'assemblage. L'amélioration des propriétés mécaniques après vieillissement pourrait donc être liée à une meilleure adhésion des couches. Enfin, ces résultats confirment l'intérêt de l'utilisation d'une couche d'adhésion en ESL9913, étant donnée ses bonnes propriétés, même après 1000 h à 200°C.

2. Assemblage avec une couche d'adhésion TiNiAg

Les seconds échantillons étudiés sont ceux avec une couche d'adhésion TiNiAg. Pour cette couche d'adhésion, seule la température de frittage de 400°C pendant 10 min a été sélectionnée pour les pistes. Les résultats des tests en cisaillement sont présentés sur la Figure 3.31.

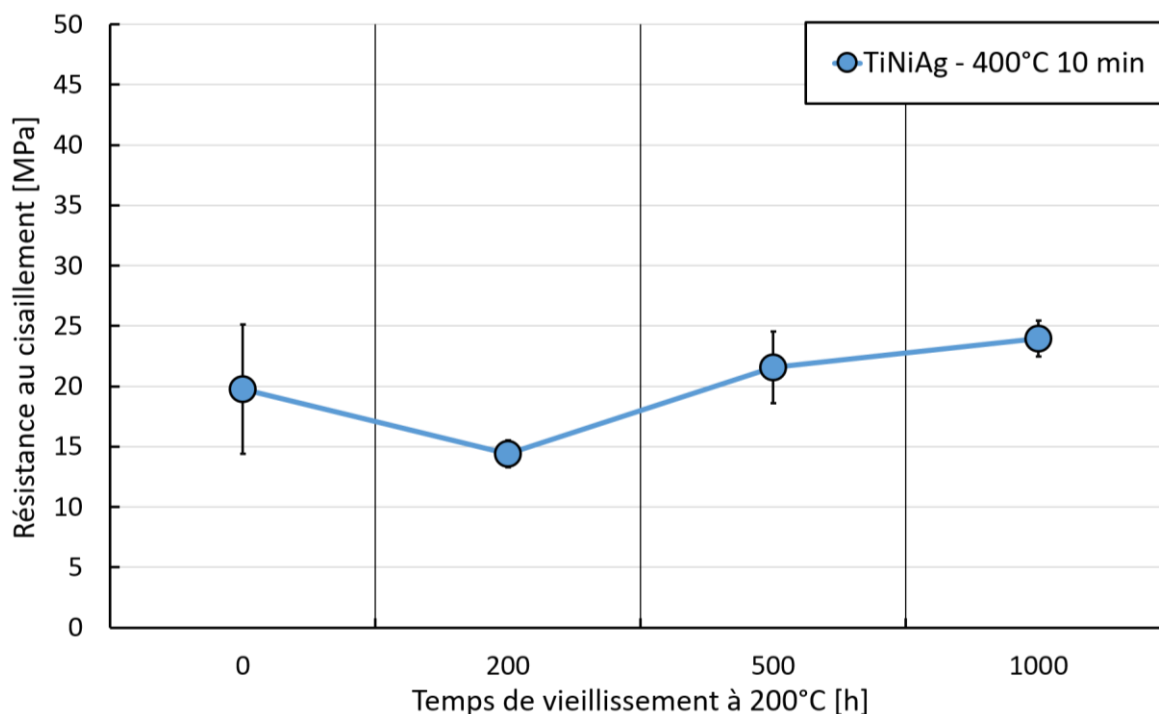


Figure 3.31 : Évolution de la résistance au cisaillement en fonction du temps de vieillissement à 200°C pour des échantillons avec une métallisation TiNiAg

À nouveau, les résultats indiquent une augmentation de la tenue en cisaillement des échantillons à la fin du vieillissement. Néanmoins, cette augmentation est plus graduelle que dans le cas des couches d'adhésion ESL9913, une diminution étant même mesurée après 200 h. Les analyses des faciès de rupture sont présentées sur la Figure 3.32. Elles indiquent que ces échantillons se comportent comme ceux avec une couche d'adhésion ESL9913 : la rupture a principalement lieu au niveau de la couche d'accroche et de ses interfaces. Enfin, on peut souligner la couleur bleue visible sur la Figure 3.32a, autour du faciès de rupture. Cette couleur apparaît autour des échantillons sur la partie TiNiAg, sur laquelle la pâte d'argent n'a pas été sérigraphiée. Cette couche correspond à une oxydation de la couche d'adhésion et pourrait, à terme, menacer l'intégrité de l'assemblage. Néanmoins, les assemblages avec des couches d'adhésion TiNiAg présentent d'excellentes tenues mécaniques, même après 1000 h à 200°C.

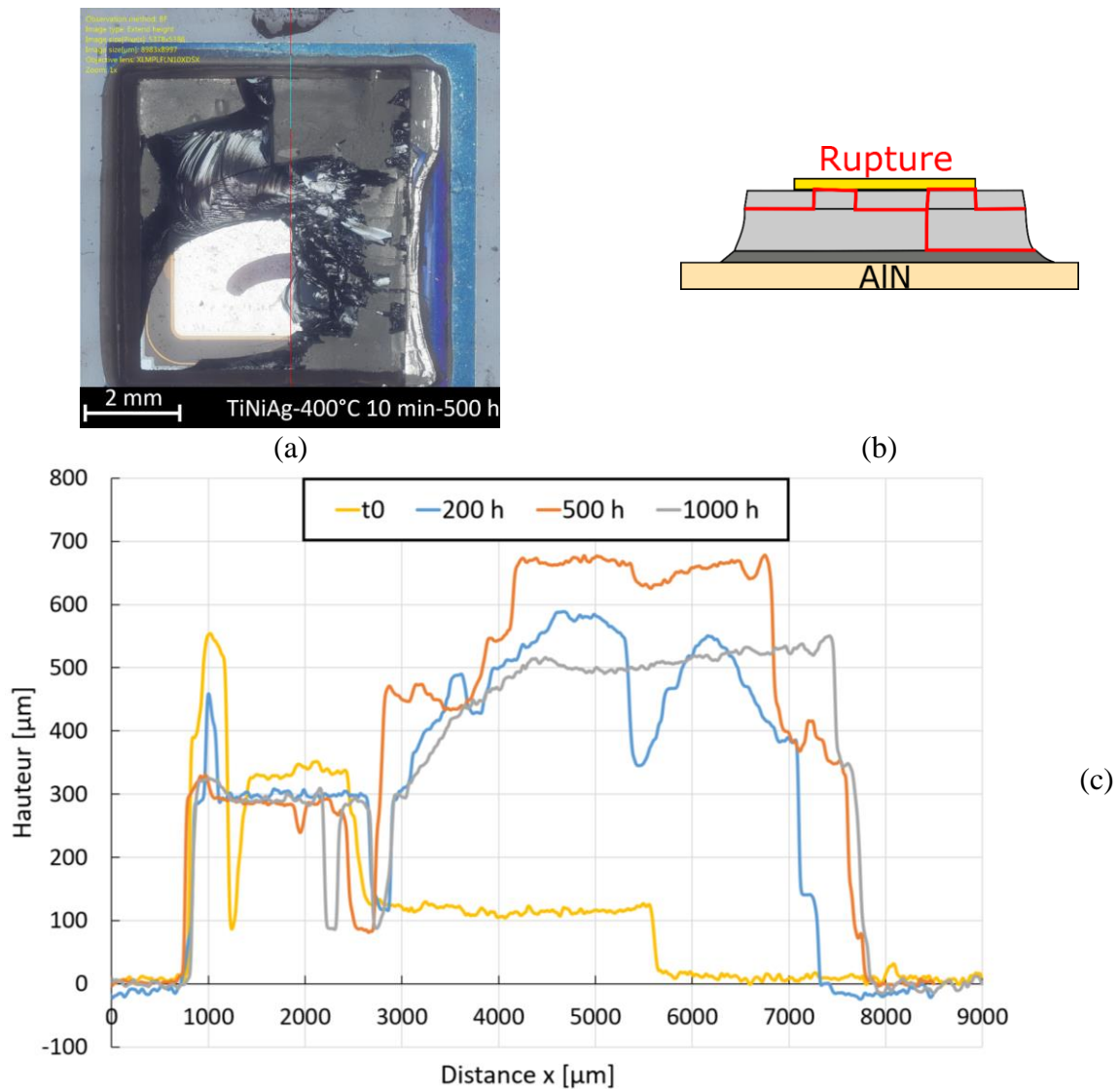


Figure 3.32 : (a) Faciès de rupture d'un échantillon après test en cisaillement ; (b) Schéma du chemin de propagation préférentiel de la fissure ; (c) Épaisseur restante sur des substrats TiNiAg – 400°C 10 min pour différents temps de vieillissement à 200°C

3. Assemblage avec une couche d'adhésion WNiAg

Enfin, pour compléter l'étude, les tests de résistance au cisaillement ont été réalisés sur des échantillons avec une couche d'adhésion WNiAg. Comme pour les TiNiAg, seule la température de 400°C pendant 10 min a été sélectionnée. Les résultats des mesures sont présentés sur la Figure 3.33.

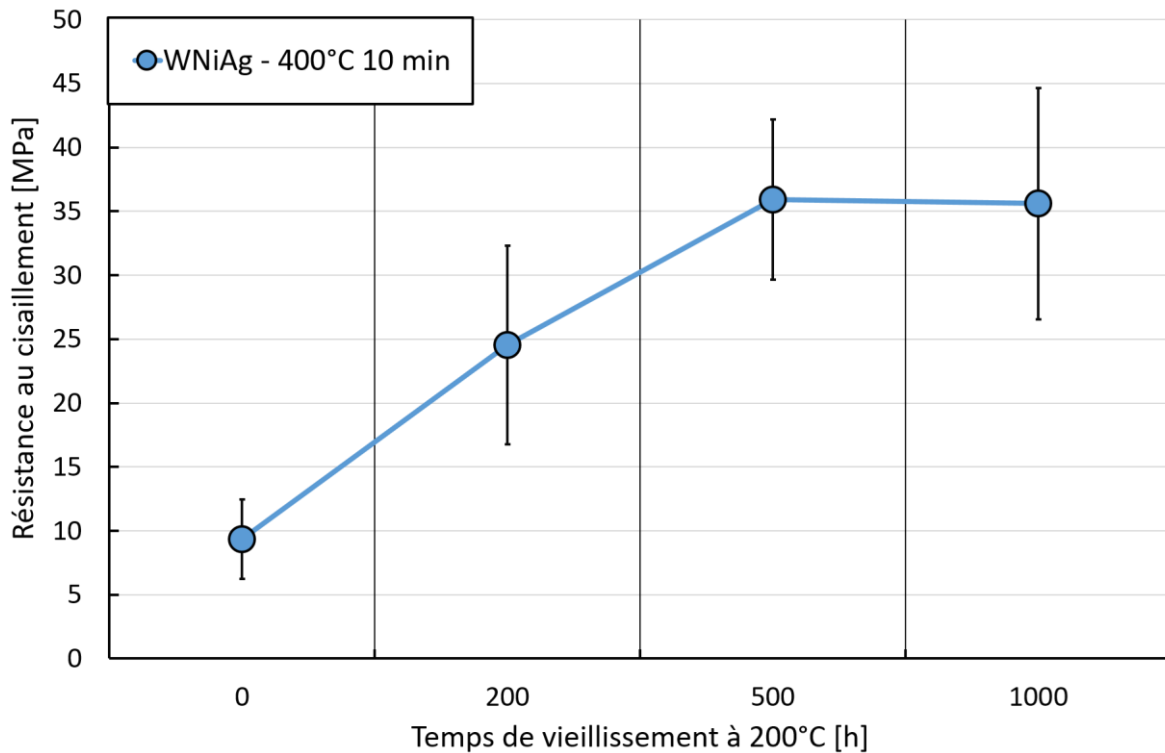


Figure 3.33 : Évolution de la résistance au cisaillement en fonction du temps de vieillissement à 200°C pour des échantillons avec une métallisation WNiAg

Les résistances après vieillissement dépassent largement celles des autres couches d'adhésion étudiées : des valeurs supérieures à 40 MPa ont été mesurées pour des vieillissements de 500 h et de 1000 h, alors que les résistances à t_0 n'étaient que de 10 MPa en moyenne. Les profils déduits des faciès de rupture sont présentés sur la Figure 3.34. Ces profils diffèrent des précédents. La rupture se fait préférentiellement au niveau des interfaces adhésion/piste et accroche/puce. La fissure ne se propage pas au niveau de l'interface piste/accroche. À noter que la photographie optique du faciès de rupture de la Figure 3.34a montre que de l'argent est resté sur la surface du substrat de l'échantillon vieilli pendant 500 h à 200°C, contrairement au faciès de rupture à t_0 qui révélait plutôt une surface rougeâtre (Figure 3.13a).

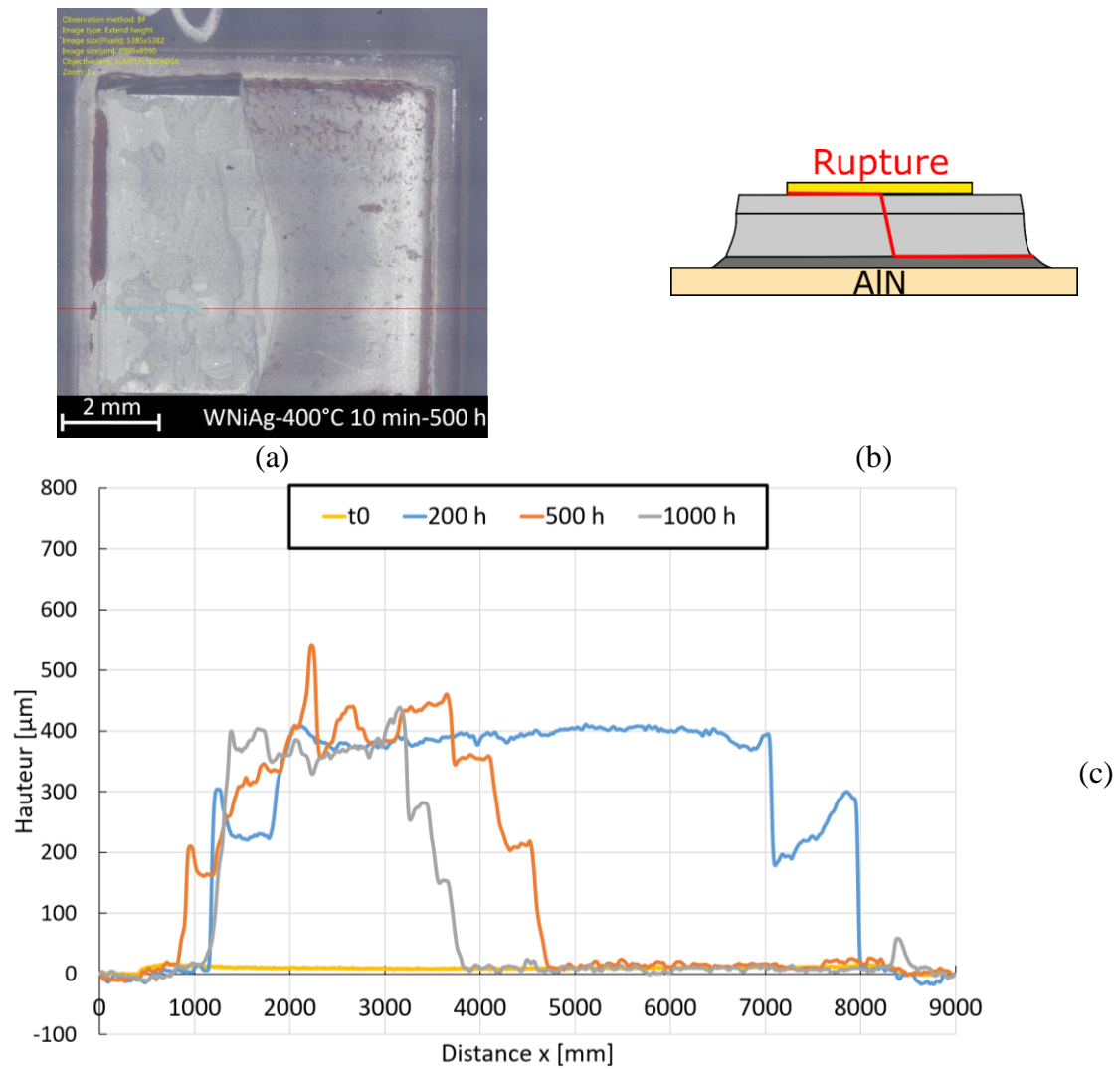


Figure 3.34 : (a) Faciès de rupture d'un échantillon après test en cisaillement ; (b) Schéma du chemin de propagation préférentiel de la fissure ; (c) Mesure de l'épaisseur restante sur des substrats WNiAg – 400°C 10 min pour différents temps de vieillissement à 200°C

Afin de mieux comprendre cette augmentation de la résistance au cisaillement, des coupes transverses des échantillons ont été réalisées. Une coupe d'un échantillon ainsi qu'un zoom sur l'interface avec la couche d'adhésion sont présentés sur la Figure 3.35.

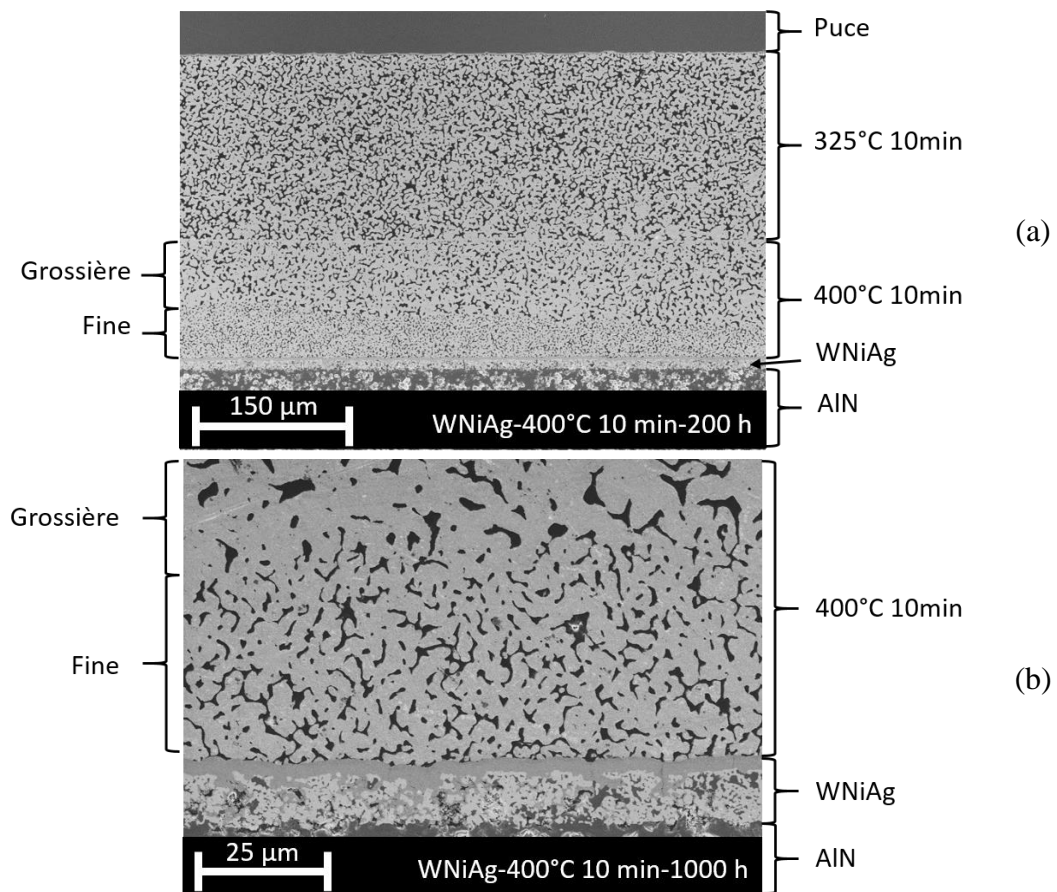


Figure 3.35 : (a) Coupe transverse d'un échantillon avec une métallisation WNiAg et une couche piste frittée à 400°C pendant 10 min, vieilli pendant 200 h à 200°C. (b) Zoom sur l'interface entre la couche piste et la couche de métallisation d'un échantillon équivalent vieilli pendant 1000 h.

Sur ces deux microstructures, on remarque que la couche piste est divisée en deux parties distinctes : la partie inférieure présentant une microstructure fine et la partie supérieure une microstructure plus grossière. Cette division en deux couches avec des microstructures distinctes n'est pas visible sur les échantillons WNiAg non vieillis, et elle ne l'est pas non plus sur les échantillons qui ont une couche d'adhésion autre que WNiAg (même après vieillissement). Ce phénomène semble donc être lié à la nature de la couche d'adhésion. Afin de caractériser la différence de microstructures, des mesures de la taille moyenne des intercepts ont été réalisées à l'intérieur de la couche fine. Les mesures dans la partie grossière ont déjà été réalisées et ont été présentées dans la partie 3.3.1 (plus précisément sur la Figure 3.19). On retrouve le bilan des mesures dans le Tableau 3.2. Dans ce tableau, la mesure de l'épaisseur de la couche fine a aussi été ajoutée afin d'évaluer si celle-ci évolue au cours du vieillissement.

	t0	200 h	500 h	1000 h
Valeur moyenne des intercepts dans la partie fine	4,1 μm	5,0 μm	5,8 μm	4,1 μm
Valeur moyenne des intercepts dans la partie grossière		8,0 μm	9,0 μm	8,8 μm
Épaisseur de la couche fine	-	35 μm	33 μm	38 μm

Tableau 3.2 : Valeurs moyennes des intercepts dans les parties fines et grossières des couches pistes des échantillons WNiAg en fonction du vieillissement

Les tailles moyennes des intercepts dans la couche fine restent autour de 5 μm tout au long du vieillissement, contrairement à la partie grossière dans laquelle la taille moyenne est passée à 9 μm . Ces mesures indiquent que la partie fine correspond, en réalité, à de l'argent n'ayant pas vu ses grains grossir durant le vieillissement. Ce phénomène ressemble à l'effet de bord mis en évidence dans la partie 3.3.1. Néanmoins, la différence entre la partie fine et la partie grossière n'est pas graduelle pour les échantillons WNiAg, mais elle correspond davantage à une forte discontinuité. L'hypothèse la plus probable semble provenir de la couche d'adhésion, car ce phénomène n'est observé que dans le cas des couches d'adhésion WNiAg. Certaines études ont mis en évidence le rôle inhibiteur du W sur le grossissement de grains de l'argent fritté [89] [90], mais il est difficile d'avancer cette hypothèse dans notre cas puisque, pour que le W puisse interagir avec nos couches frittées, il faudrait que celui-ci ait pu traverser la couche de Ni et diffuser dans l'argent. Or, si le W est soluble dans Ni, la solubilité est quasi-inexistante dans Ag. De plus, le fait que la discontinuité soit si marquée et que l'épaisseur de la zone à petits grains n'évolue pas avec le temps ne semble pas indiquer qu'un phénomène de diffusion en soit à l'origine. Enfin, l'augmentation spectaculaire des résistances au cisaillement durant le vieillissement et tout aussi surprenante. Aucune explication n'est réellement avancée, il n'est même pas certain que cette tendance soit liée au même phénomène que celui qui est à l'origine des différences de microstructures dans la couche piste.

En conclusion, on peut souligner l'excellente tenue mécanique des échantillons MARC, même après 1000 h à 200°C et ce, pour les trois couches d'adhésion sélectionnées. Les couches d'adhésion WNiAg présentent les meilleures tenues mécaniques après 1000 h, mais les joints d'argent présentent des hétérogénéités de microstructure. Il a donc été décidé de ne plus présenter les résultats de résistance au cisaillement liés à cette couche d'adhésion par la suite. Nous nous contenterons de présenter des mesures d'analyse d'image. Les échantillons TiNiAg présentent, eux aussi, une très bonne résistance au cisaillement, mais l'évolution de la surface sur laquelle la pâte d'argent n'a pas été sérigraphiée au cours du vieillissement témoigne d'une

mauvaise protection de la couche d'adhésion par l'argent pulvérisé. Les résultats des résistances au cisaillement de ces échantillons ne seront donc plus présentés dans la suite du manuscrit, seules des mesures par analyse d'image seront présentées. Les échantillons ESL9913 semblent être stables après vieillissement pendant 1000 h : aucun signe de vieillissement au niveau des interfaces ou des couches sérigraphiées n'est visible. L'ESL9913 sera donc la seule couche d'adhésion conservée pour la suite du manuscrit. Dans la partie suivante, l'impact du vieillissement sur le comportement thermique des échantillons sera étudié.

3.3.3. Comportement thermique

La partie de l'assemblage située directement sous la puce joue un rôle essentiel pour sa tenue mécanique, mais aussi pour l'évacuation du flux de chaleur. Nous avons vu précédemment que la microstructure sous la puce évoluait au cours du temps et que cette évolution avait un impact vis-à-vis de la résistance au cisaillement des échantillons. Nous nous sommes donc demandés si cette évolution microstructurale avait aussi un impact non négligeable sur l'environnement thermique de la puce. Dans la partie suivante, l'évolution du comportement thermique de diodes assemblées sur le principe MARC, en fonction du vieillissement, sera présentée.

1. Principe de réalisation de la mesure thermique

Pour étudier le comportement thermique d'échantillons, la technique sélectionnée consiste à injecter des pertes à l'intérieur des puces, puis à mesurer la température du composant après injection. De cette manière, la qualité de l'évacuation de flux de chaleur peut être appréciée. Pour ce test, l'injection des pertes est réalisée en faisant passer un courant important à travers des diodes pendant un temps très court. Cette mesure impulsionnelle permet de caractériser l'environnement proche de la puce (donc la couche d'accroche), et est particulièrement simple à mettre en place, car il n'est pas nécessaire d'utiliser des fils de bonding de gros diamètre, ou encore de refroidir les puces. Pour la mesure de température de la puce, il existe plusieurs techniques : la moins intrusive consiste à mesurer ce que l'on appelle un paramètre électrique thermosensible (PETS). Cette méthode utilise le fait que les caractéristiques électriques, comme la tension des diodes V_f sous faible courant, sont dépendantes de la température. En connaissant la relation qui lie la température de jonction de la puce à un de ses PETS (phase de calibration), il est donc possible de remonter à la température

de jonction. Cette température mesurée correspond à une température globale de la jonction moyennée sur son volume, et il n'est pas nécessaire d'accéder physiquement à la puce.

Dans cette méthode, il est nécessaire de réaliser une première phase dite de « calibration » dans le but de connaître la relation qui lie la température de jonction de la puce et le PETS. En pratique, cette phase consiste à mesurer la tension de seuil d'une diode, placée dans un four, parcourue par un courant de polarisation. La tension de seuil de la diode pour différentes températures de four est alors enregistrée afin de tracer $V_f(T)$. Durant cette mesure, l'hypothèse mise en place consiste à considérer la température de la puce égale à la température du four : cela signifie qu'il est nécessaire d'attendre un certain temps entre chaque mesure, afin d'atteindre l'équilibre thermique. De plus, il est important de sélectionner un courant de polarisation relativement faible pour éviter de chauffer de façon à ne pas générer trop de perte ce qui pourrait impacter la température de la diode. Une fois cette courbe de calibration obtenue, le test à proprement parler peut débuter : pour ce faire, des pertes élevées sont injectées dans le composant pendant un temps court, puis le PETS est enregistré durant la phase de refroidissement de la puce, juste après la fin de l'injection des pertes. L'enregistrement de l'évolution du PETS est ensuite transformé en évolution de la température du composant grâce à la courbe tracée durant la phase de calibration $V_f(T)$. Plus d'informations concernant cette technique de mesure sont présentées en **Annexe D**.

2. Présentation des échantillons

Pour cette étude, les assemblages testés correspondent à deux diodes (référence : 5SLY12E1200) mises en série sur une même plaque AlN. Une première couche ESL9913 a été utilisée comme couche d'adhésion pour les substrats AlN. La 2^{ème} couche a été frittée à 500°C pendant 1 h et a été déposée avec un pochoir de 200 μm . Enfin, la 3^{ème} couche a été frittée à 325°C pendant 10 min et a été déposée avec un pochoir de 200 μm . La face top des puces a été connectée avec des fils de câblage en aluminium. Les connecteurs de puissance sont faits de cuivre qui ont été préalablement métallisés avec une couche de 3 μm d'argent. Des photographies des assemblages sont présentées sur la Figure 3.36.

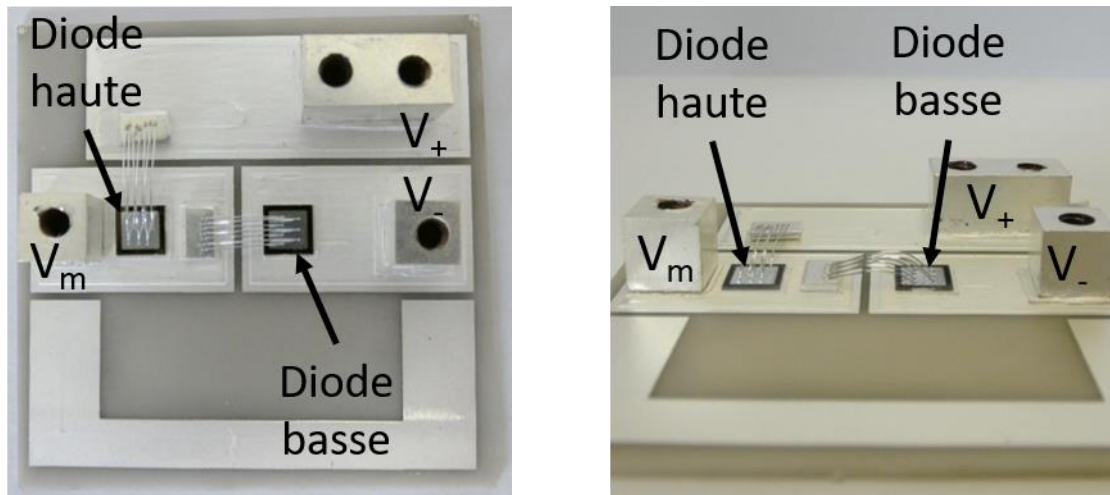


Figure 3.36 : Photographies des assemblages réalisés pour les mesures thermiques

Le schéma électrique des échantillons et des boucles de courant nécessaires pour la polarisation et pour l'injection du créneau de puissance, ainsi que les mesures de tension aux bornes des diodes testées sont présentés sur la Figure 3.37. Au total, quatre puces ont été testées.

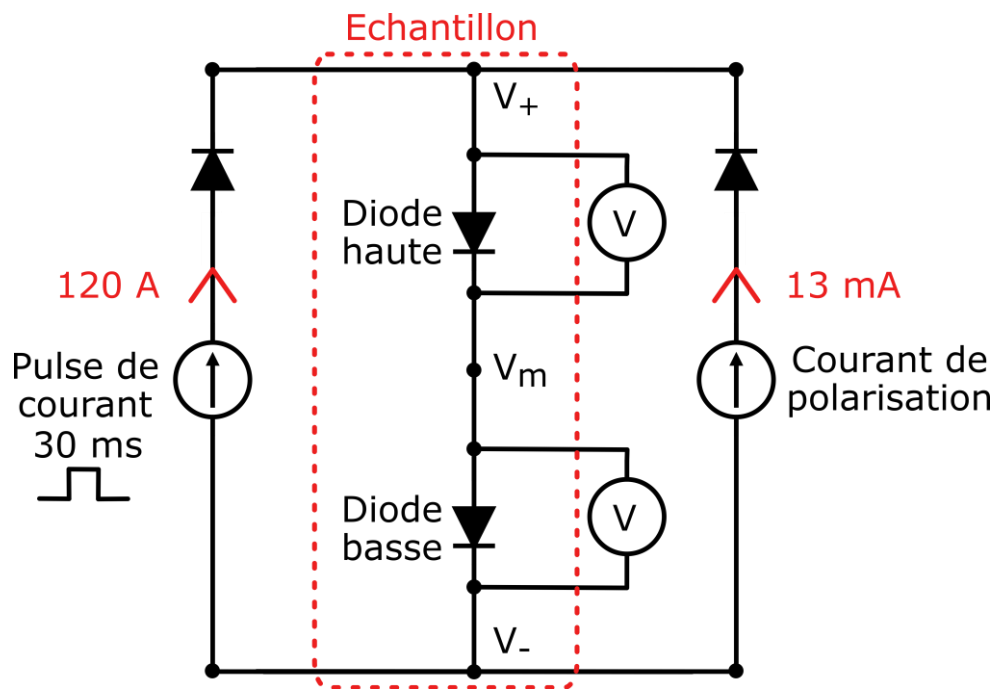


Figure 3.37 : Schéma électrique des tests thermiques

3. Résultats des mesures thermiques

Pour chauffer les diodes, un courant de 120 A et un temps d'injection de 30 ms ont été sélectionnés. Ce créneau de courant engendre environ 350 W de perte à l'intérieur de chaque diode, ce qui permet d'avoir des élévations de température importantes, comme nous le verrons

par la suite. Pour la mesure du PETS, un courant de polarisation de 13 mA a été systématiquement sélectionné. L'évolution de la différence de température entre la jonction et l'ambiante d'une diode, après injection des pertes, est présentée sur la Figure 3.38. Comme expliqué dans l'Annexe D, la première partie de la courbe a été supprimée, vu que la mesure à cet instant ne correspond pas à une réalité thermique, mais plutôt à un transitoire électrique.

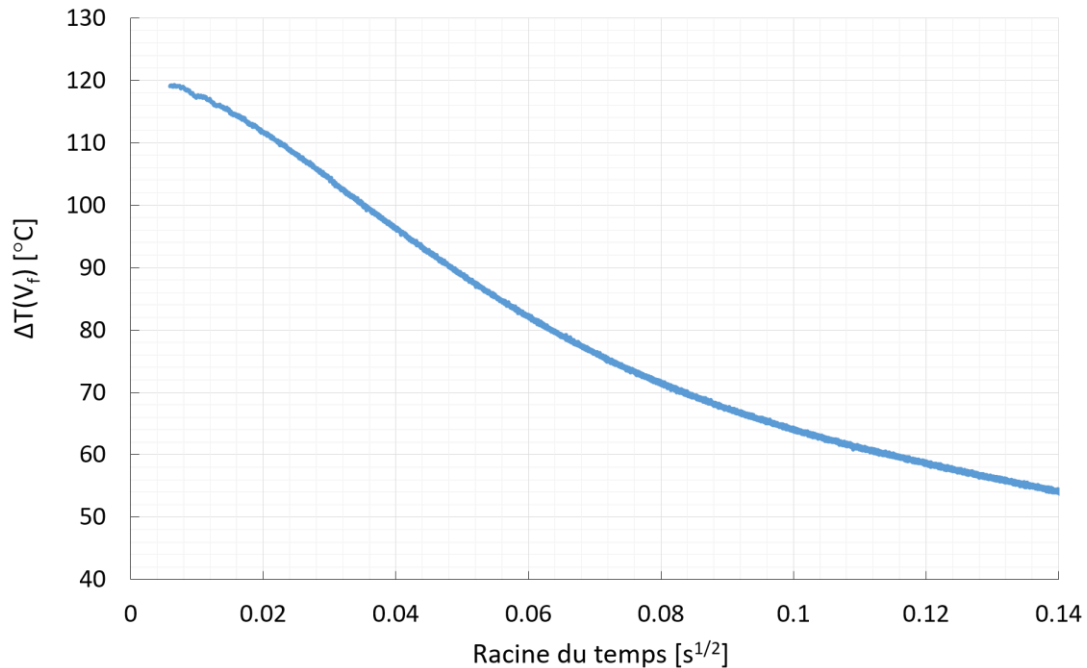


Figure 3.38 : Évolution de la température d'une diode en fonction de la racine du temps avant vieillissement

Sur cette courbe, on peut voir le refroidissement de la puce après injection des pertes. Dans ce chapitre, nous nous intéresserons seulement à la température maximale enregistrée et non pas au reste du comportement durant le refroidissement. Cette figure montre que l'injection de 350 W induit une élévation maximale de la température de la puce, avant vieillissement, d'environ 120°C. L'évolution de la température maximale enregistrée en fonction du vieillissement du même échantillon est intéressante, car elle nous permettra de savoir si le grossissement de grains influence le comportement thermique de la diode. Cette évolution est représentée sur la Figure 3.39. Chaque point de cette figure correspond à quatre diodes testées. Pour la sortie de chaque échantillon, la courbe de calibration a été réalisée et remesurée (à 200 h, 500 h et 1000 h).

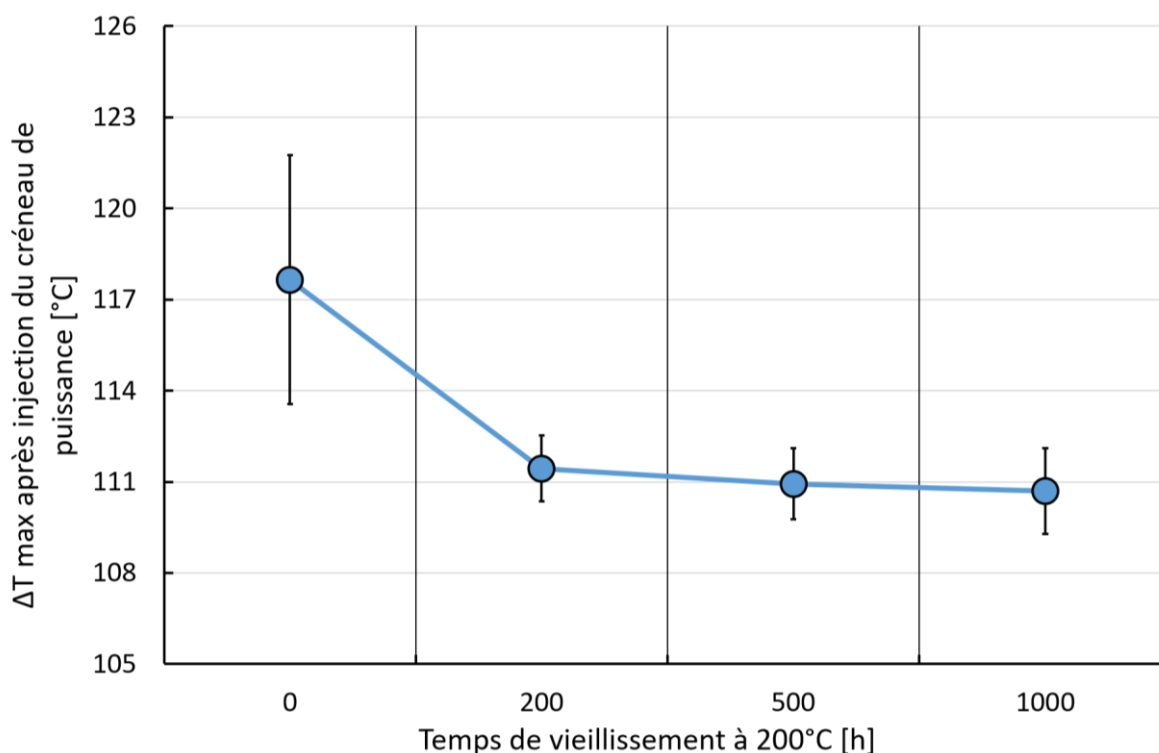


Figure 3.39 : Évolution de la température maximale enregistrée après injection de 120 A pendant 30 ms en fonction du vieillissement à 200°C

Comme pour les résistances au cisaillement, on retrouve une amélioration de la réponse thermique des échantillons après vieillissement. La valeur maximale du delta de température passe de 120°C à 110°C après 200 h à 200°C. Ensuite, la réponse thermique n'évolue plus, même après 1000 h à 200°C. On retrouve donc la même tendance que pour les résistances au cisaillement, et ce, pour les quatre puces. L'évolution microstructurale de l'argent situé sous la puce modifie donc sa réponse thermique, et améliore même son refroidissement. Comme pour la résistance au cisaillement, cela résulte probablement d'une meilleure adhésion de la couche d'accroche aux interfaces avec la puce et avec la couche piste.

3.4. Impact du cyclage thermique

Dans la partie précédente, nous avons étudié l'impact du vieillissement à température constante sur des assemblages MARC. Nous avons mis en évidence le fait que la microstructure de l'argent fritté évoluait pendant le vieillissement, et nous avons étudié l'impact de cette modification sur les propriétés mécaniques et thermiques. Un autre test de fiabilité, plus sévère et qui consiste à cyclothermiquement les échantillons, a été réalisé sur les assemblages : en effet, les composants de l'aviation pouvant être soumis à des différences de températures très élevées pendant des temps très courts, un tel test a été nécessaire. Typiquement, lorsque l'avion

est sur le tarmac avant le décollage, la température ambiante peut avoisiner les 50°C. Si le composant est placé non loin des turboréacteurs pendant la phase de décollage, la température vue par le composant peut même très largement dépasser cette température. Lorsque l'avion a atteint son altitude de croisière, la température ambiante peut chuter à -50°C, d'où l'importance de suivre la tenue mécanique d'échantillons soumis à des cycles thermiques sévères.

Des assemblages MARC ont été soumis à des cycles thermiques allant de -50°C à 180°C avec des rampes de $\pm 10^\circ\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ et des paliers de température de 10 min, afin de tester leur fiabilité dans un environnement se rapprochant des contraintes de l'aviation. Le cycle thermique est représenté sur la Figure 3.40.

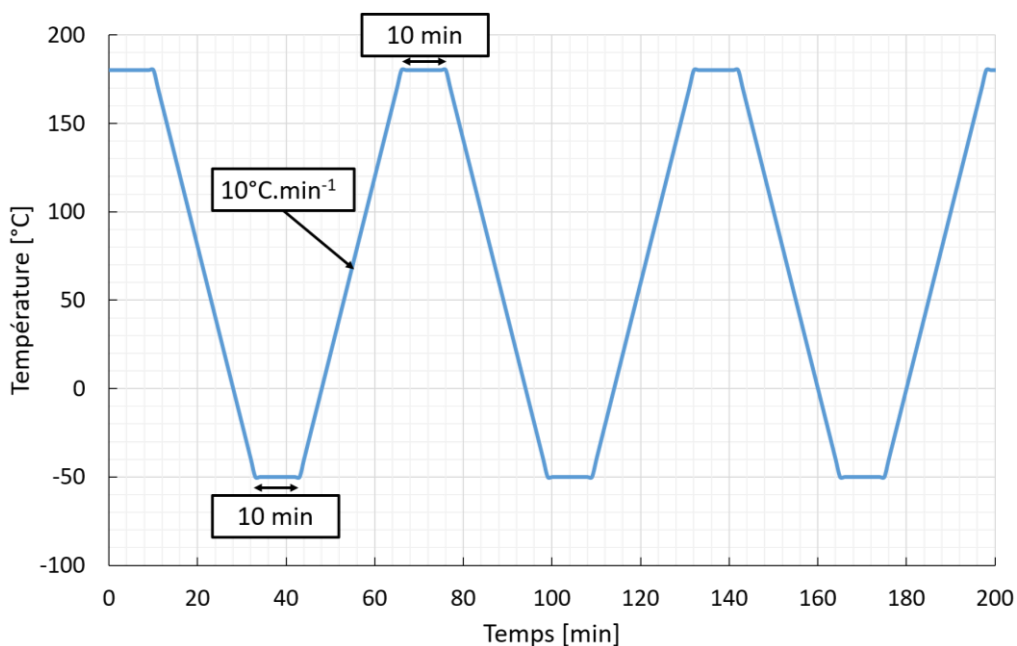


Figure 3.40 : Cycle thermique utilisé pour tester les assemblages MARC

L'impact de ce type de vieillissement sur la microstructure et sur la résistance au cisaillement sera présenté dans la partie suivante. Pour rappel, la géométrie des échantillons testés dans cette partie est présentée sur la Figure 3.41. Le référencement utilisé précédemment pour identifier les échantillons sera encore utilisé (voir 3.2.2).

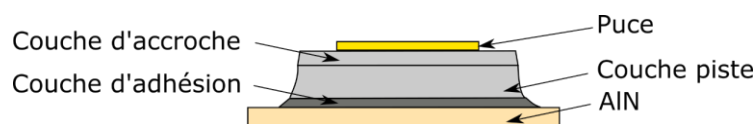


Figure 3.41 : Coupe transverse schématisée des échantillons réalisés pour les tests de résistance au cisaillement

3.4.1. Évolution de la microstructure

Comme pour le vieillissement thermique, les phénomènes de diffusion peuvent être activés par la température durant le cyclage thermique. Néanmoins, on peut s'attendre à une évolution beaucoup plus graduelle étant donné que les échantillons passeront beaucoup moins de temps à haute température. Typiquement, un échantillon ayant subi 1000 cycles thermiques aura passé environ 160 h à 180°C. On peut donc imaginer que le grossissement de la microstructure sera moins marqué que ce que nous avons pu observer précédemment après 200 h à 200°C. Néanmoins, celui-ci devrait tout de même être non nul, étant donné l'état avancé du grossissement sur les échantillons vieillis pendant 200 h. La Figure 3.42 présente l'évolution de la microstructure dans la couche d'accroche et dans la couche piste après 200 et 1000 cycles de vieillissement. La porosité est notée P et la longueur moyenne des intercepts est notée L.



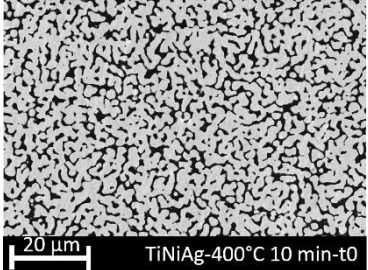
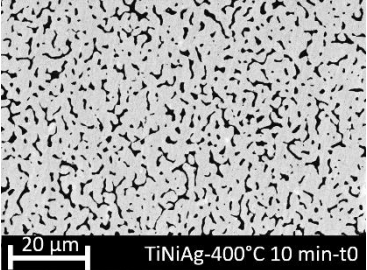
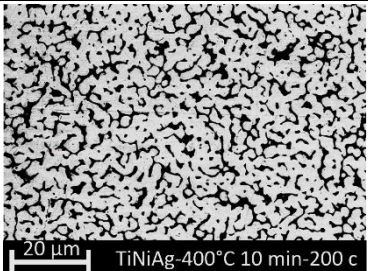
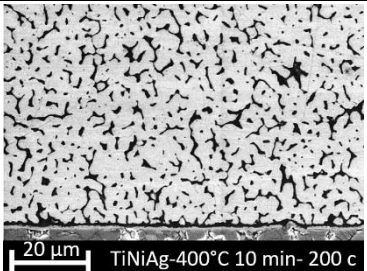
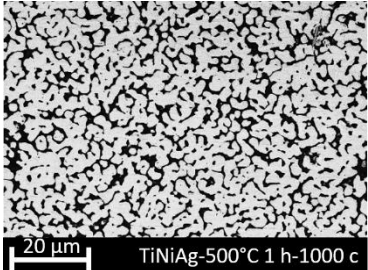
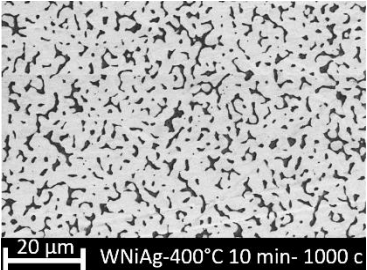
	Mesure dans la couche frittée à 325°C pendant 10 min	Mesure dans la couche frittée à 400°C pendant 10 min
Schéma	Mesure dans l'accroche 	Mesure dans la piste 
Avant vieillissement	 20 μm TiNiAg-400°C 10 min-t0	 20 μm TiNiAg-400°C 10 min-t0
Mesures	P = 24 % L = 2,9 μm	P = 14 % L = 4,1 μm
Après 200 cycles de -50°C à 180°C	 20 μm TiNiAg-400°C 10 min-200 c	 20 μm TiNiAg-400°C 10 min-200 c
Mesures	P = 21 % L = 3,5 μm	P = 15 % L = 4,9 μm
Après 500 cycles de -50°C à 180°C	/	
Mesures	/	
Après 1000 cycles de -50°C à 180°C	 20 μm TiNiAg-500°C 1 h-1000 c	 20 μm WNiAg-400°C 10 min-1000 c
Mesures	P = 24 % L = 3,2 μm	P = 16 % L = 4,8 μm

Figure 3.42 : Évolution de la microstructure dans une couche d'accroche frittée à 325°C pendant 10 min et dans une couche piste frittée 400°C pendant 10 min avant et après cyclage thermique

Les longueurs moyennes des intercepts sont de l'ordre 3-4 μm pour les couches frittées à 325°C pendant 10 min et 4-5 μm pour les couches frittées à 400°C pendant 10 min. Nous n'observons pas d'évolution significative au cours du vieillissement, contrairement aux résultats précédents : il n'y a, par conséquent, pas de grossissement significatif après 1000 cycles, que ce soit dans les couches piste frittées à 400°C pendant 10 min ou dans celles frittées à 325°C pendant 10 min. Il en est de même pour les porosités : elles n'évoluent pas significativement au cours du vieillissement. Pour la couche d'accroche, on peut s'en assurer

en s'intéressant aux Figure 3.43 et Figure 3.44 qui regroupent l'ensemble des mesures des longueurs moyennes des intercepts et de porosités réalisées sur les échantillons cyclés thermiquement.

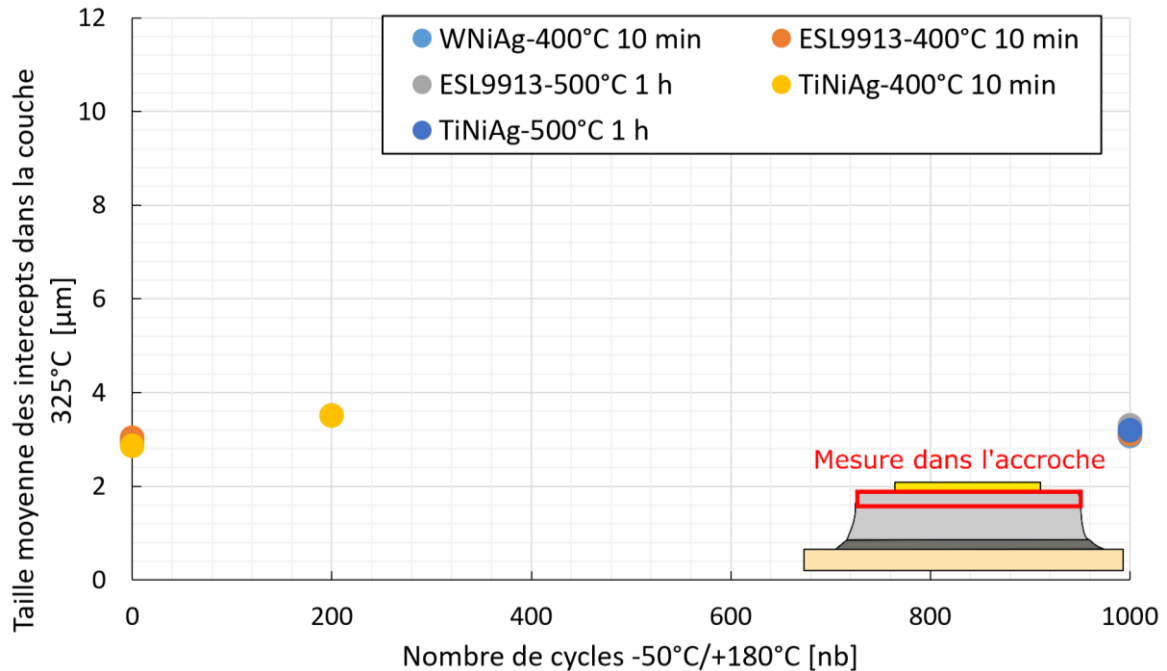


Figure 3.43 : Taille moyenne des intercepts dans la couche d'accroche frittée à 325°C pendant 10 min en fonction du nombre de cycles

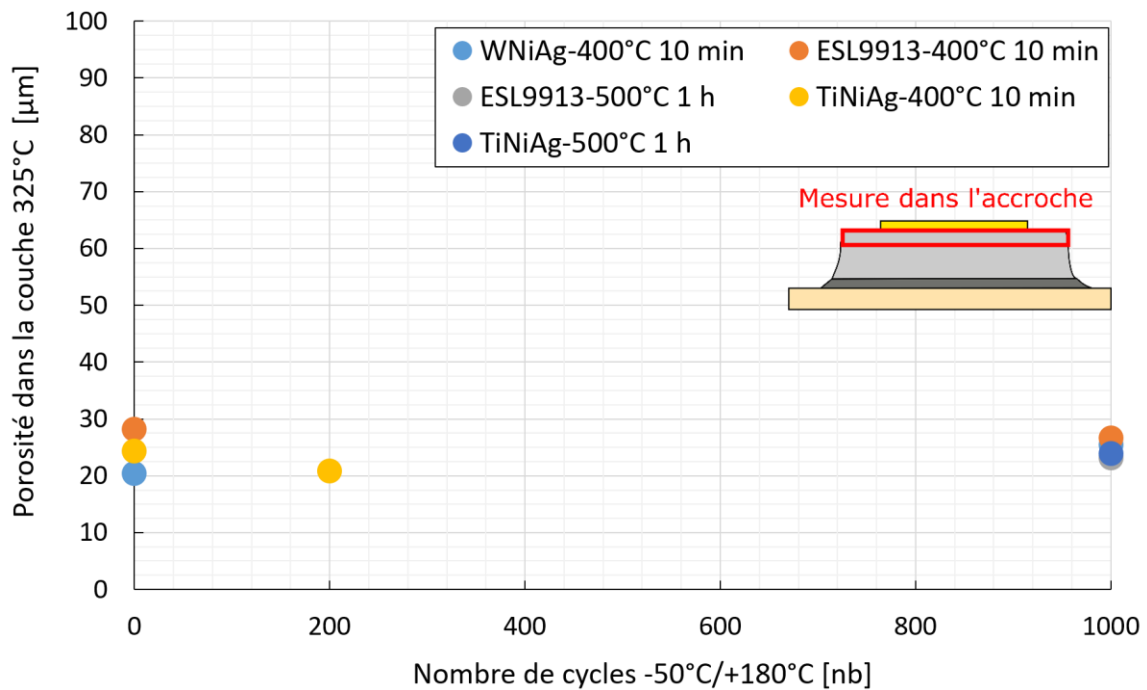


Figure 3.44 : Porosité dans la couche d'accroche frittée à 325°C pendant 10 min en fonction du nombre de cycles

Ces mesures confirment que la microstructure est stable dans la couche d'accroche et ce, peu importe la couche d'adhésion utilisée et la température de frittage de la couche piste. Les mêmes mesures ont été réalisées dans les couches pistes frittées à 400°C. Les résultats sont présentés dans les Figure 3.45 et Figure 3.46.

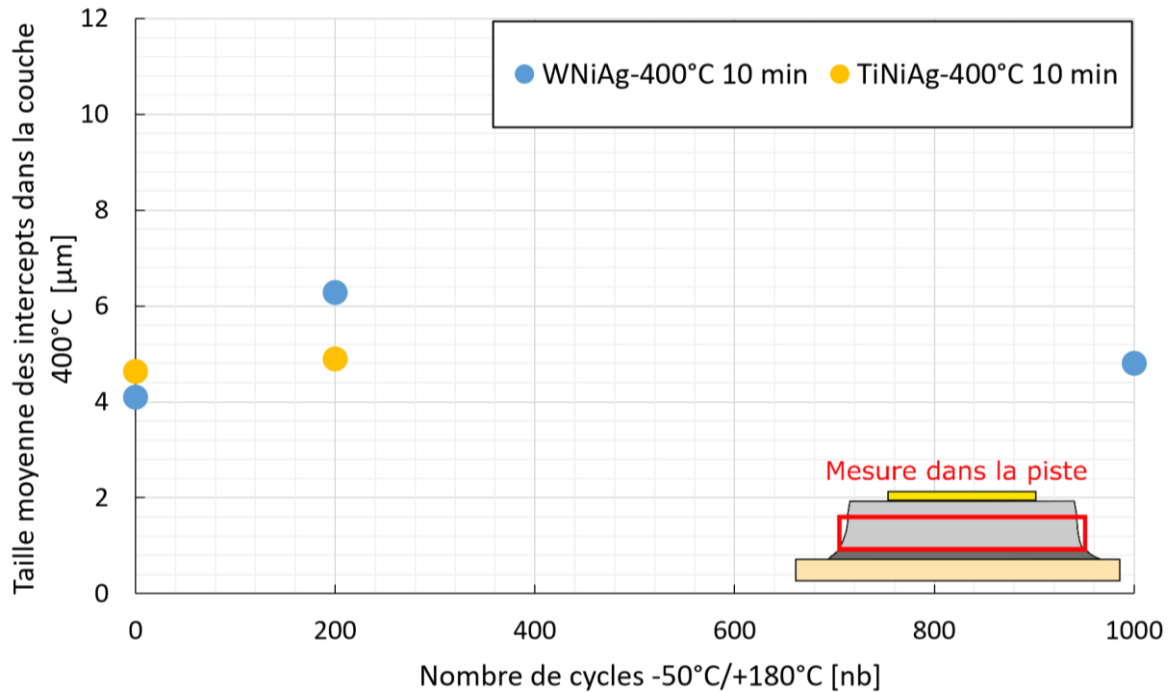


Figure 3.45 : Taille moyenne des intercepts dans la couche piste frittée à 400°C pendant 10 min en fonction du nombre de cycles

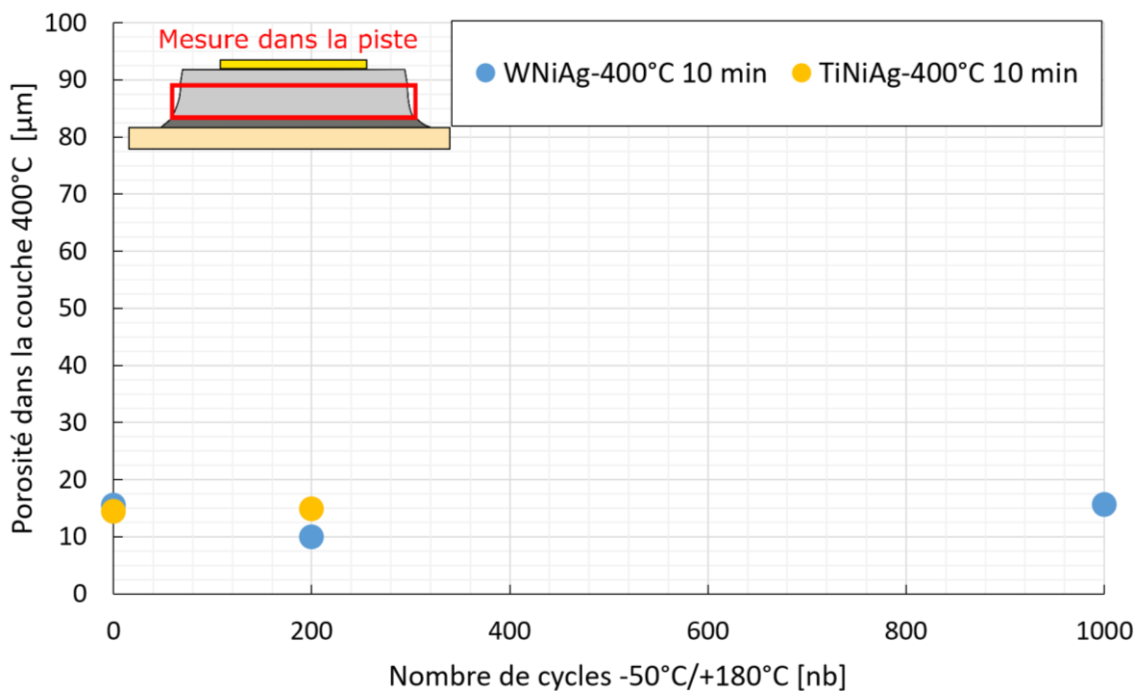


Figure 3.46 : Porosité dans la couche piste frittée à 400°C pendant 10 min en fonction du nombre de cycles

À nouveau, les mesures confirment les premiers résultats : aucun grossissement de la microstructure n'est détecté dans la couche piste.

Une hypothèse pouvant expliquer le fait que la microstructure soit figée durant les essais en cyclage, mais pas pendant les essais à température constante peut provenir des effets de mise à l'équilibre avec l'atmosphère discutés dans la partie 2.2.4. En effet, nous avons mis en évidence dans le chapitre précédent, à l'aide de test dilatométrique et de résultats tirés de la littérature, que l'oxygène pouvait jouer le rôle de catalyseur pour la diffusion de l'argent, lorsque celui-ci était en solution dans ce dernier et non pas sous forme d'oxyde. Dans la partie bibliographie de ce même chapitre (partie 2.2.4), nous avons aussi calculé la température de réduction de l'oxyde d'argent pour une teneur en O₂ de 0,2 atmosphère. La valeur trouvée était de 146°C. Par conséquent, au cours des recuits successifs, la tendance est de former une couche d'oxyde à la surface des particules et de libérer une partie de l'oxygène en solution dans l'argent au cours du refroidissement, et à l'inverse de détruire cette couche d'oxyde et de remettre en solution de l'oxygène dans l'argent au cours du chauffage. Il est donc envisageable que l'oxygène puisse jouer son rôle de catalyseur pendant les paliers de températures à 180°C. Néanmoins, même si nous n'avons pas cherché à quantifier la cinétique de destruction et de formation de la couche d'oxyde, on peut penser que l'équilibre n'a pas le temps d'être atteint pendant les 10 minutes de palier à 180°C lors des essais en cyclage. Le grossissement cumulé pendant 1000 paliers à 180°C est ainsi probablement significativement inférieur à celui qu'on pourrait observer pendant 1000 x 10 min (soit environ 160 h) de recuits isothermes à la même température. Ces effets de mise à l'équilibre avec l'atmosphère peuvent donc expliquer la différence de microstructure observée entre les échantillons vieillis en isotherme et les échantillons après cyclage thermique.

Nous allons étudier maintenant l'impact du cyclage thermique sur la résistance au cisaillement des échantillons.

3.4.2. Évolution de la résistance au cisaillement

Les tests en cisaillement se sont déroulés dans les mêmes conditions que décrit précédemment, avec toujours au moins quatre échantillons pour chaque condition (voir 3.2.3). Les résultats sur des échantillons avec une métallisation ESL9913 sont présentés sur la Figure 3.47.

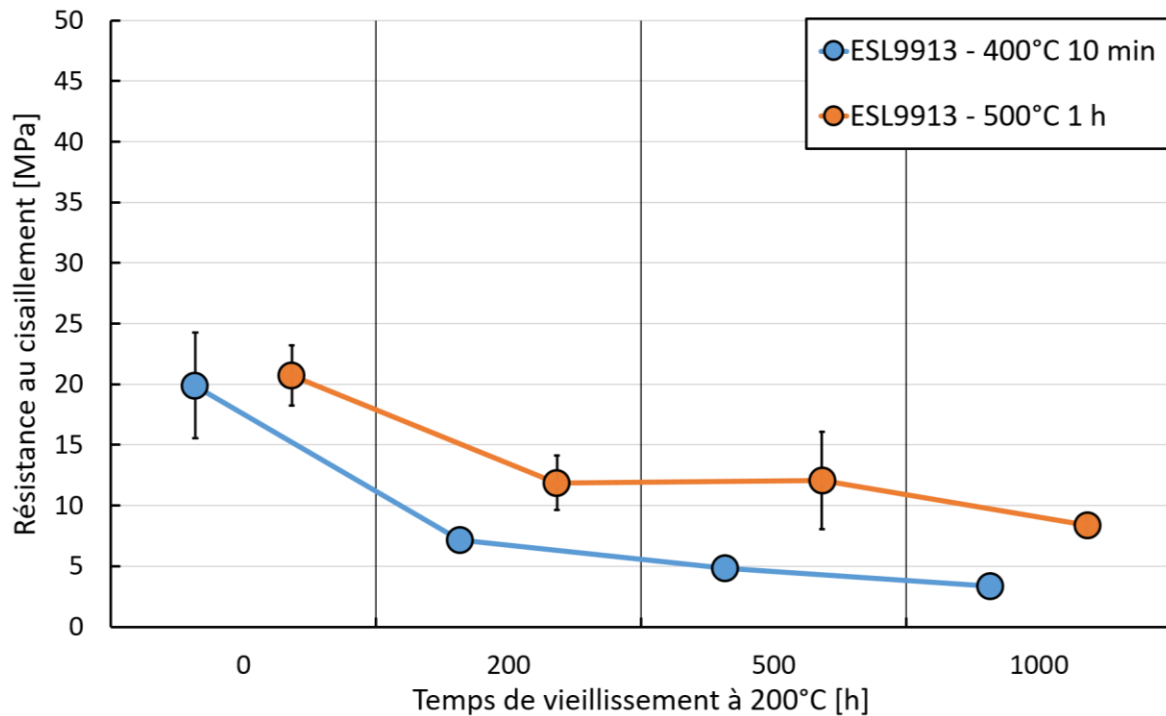


Figure 3.47 : Évolution de la résistance au cisaillement en fonction du nombre de cycles thermiques subis pour des échantillons avec une métallisation ESL9913

Les résistances au cisaillement diminuent drastiquement au cours du cyclage thermique. Cette diminution est plus nette pour les échantillons avec une couche piste frittée à 400°C pendant 10 min. Après 200 cycles, la résistance au cisaillement est déjà descendue à environ 7 MPa et n'est plus que de 4 MPa après 1000 cycles. Pour les échantillons avec une couche piste frittée à 500°C pendant 1 h, il faut attendre 1000 cycles pour voir la résistance au cisaillement passer en dessous des 10 MPa. Ce qui est un bon résultat au vu de la sévérité des cycles thermiques. Cette diminution de la résistance au cisaillement provient certainement de la différence des CTE entre l'argent ($19 \text{ ppm} \cdot ^\circ\text{C}^{-1}$), la céramique AlN ($5 \text{ ppm} \cdot ^\circ\text{C}^{-1}$) et les puces en Si ($2,5 \text{ ppm} \cdot ^\circ\text{C}^{-1}$). Cette différence induit des contraintes à l'intérieur de l'argent fritté. La répétition de ces cycles a fragilisé peu à peu les assemblages MARC, en favorisant la propagation des fissures. On peut analyser les faciès de rupture des échantillons qui ont une couche piste frittée à 400°C pendant 10 min (Figure 3.48).

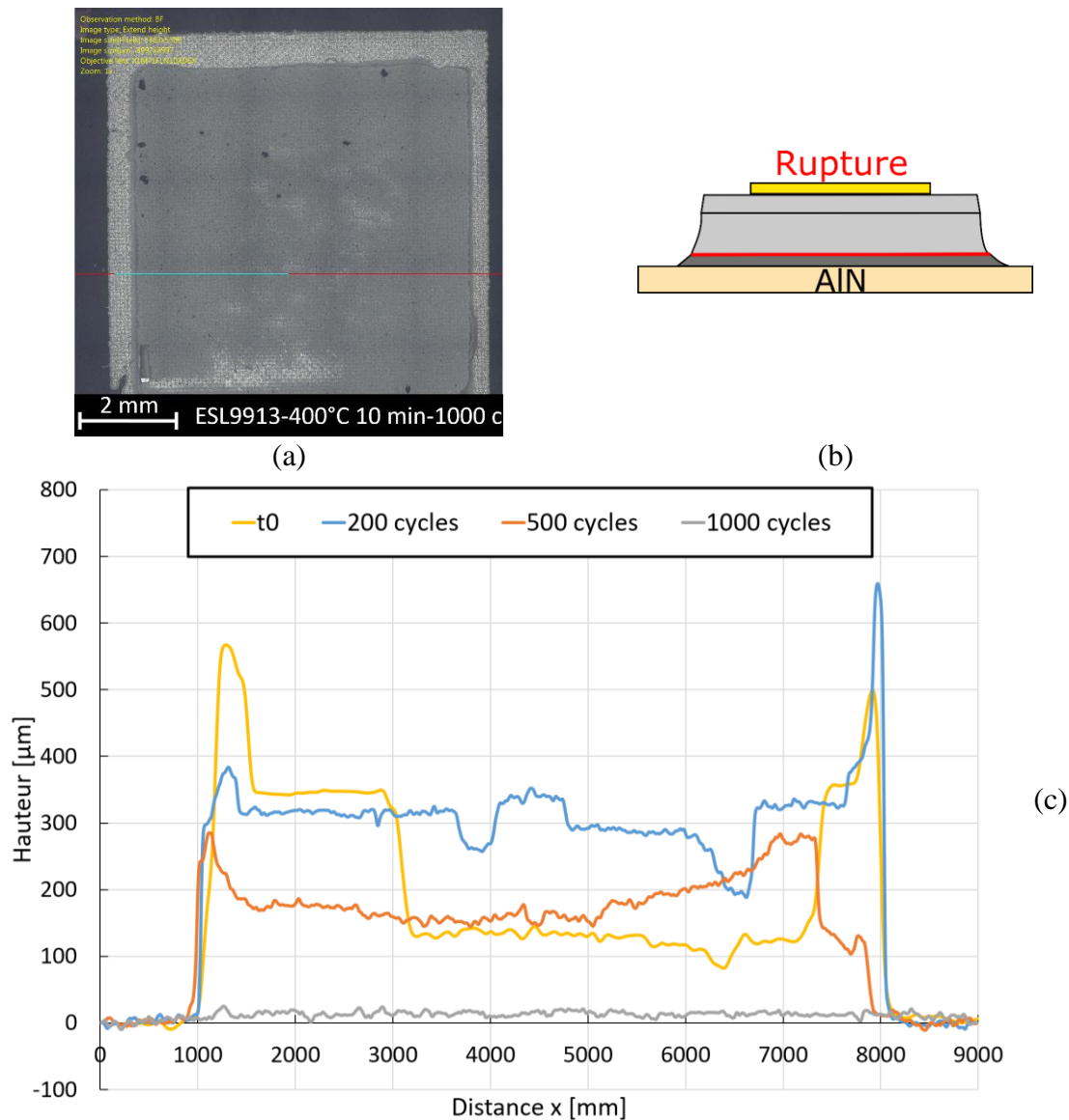


Figure 3.48 : (a) Faciès de rupture d'un échantillon après test en cisaillement ; (b) Schéma du chemin de propagation préférentiel de la fissure après 1000 cycles ; (c) Épaisseur restante sur des substrats ESL – 400°C 10 min pour différents nombres de cycles thermiques

Les mesures de hauteur d'argent restant sur le substrat céramique indiquent que, après vieillissement, les échantillons présentent plusieurs types de rupture. La fissure peut se propager aux différentes interfaces de l'assemblage. Néanmoins, des clichés MEB sur des échantillons non testés mais vieillis, visibles sur la Figure 3.49, montrent qu'une délamination nette a lieu entre les interfaces avec la puce ou avec la couche d'adhésion. À noter que la fissure peut passer de la couche d'adhésion à la puce par les voids qui sont propices aux concentrations de contraintes (Figure 3.49b).

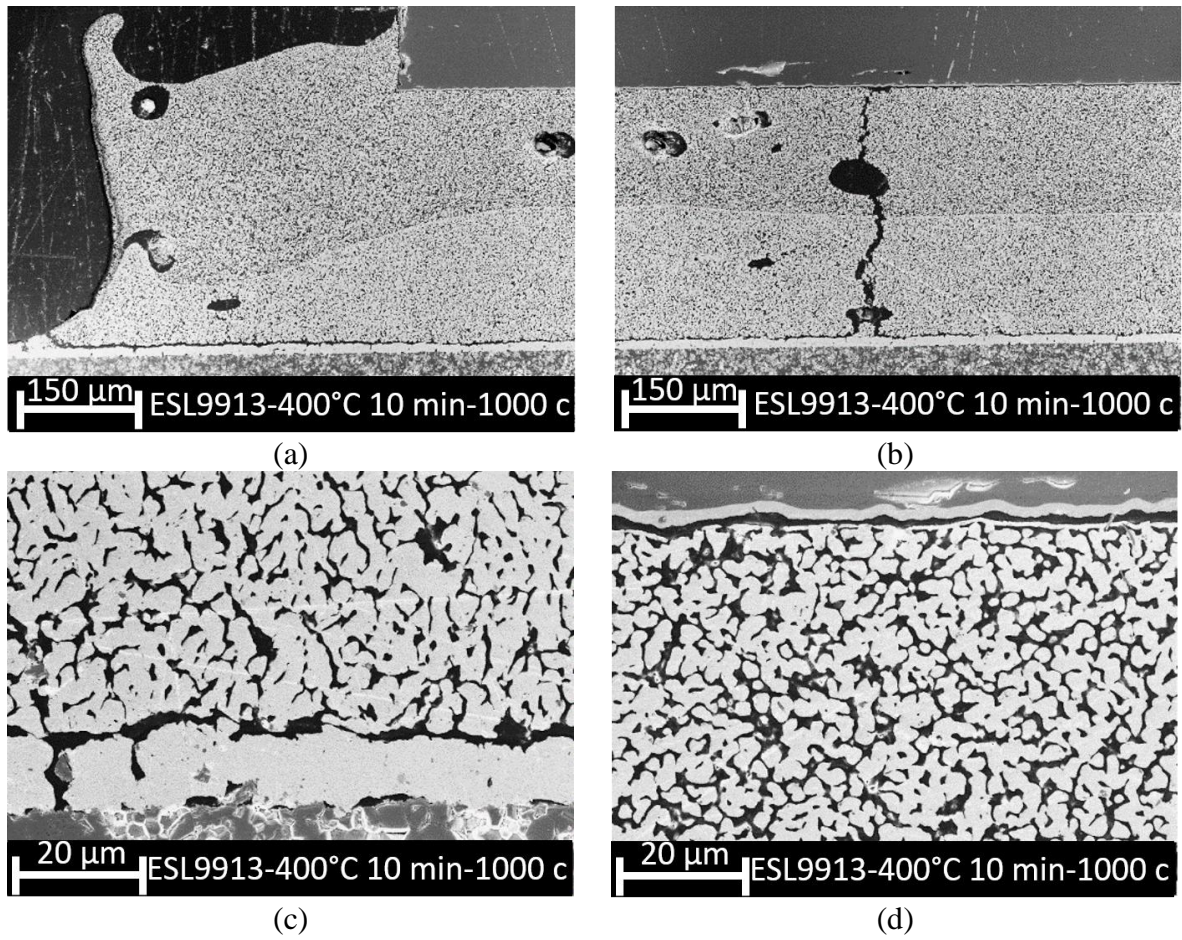


Figure 3.49 : Image MEB indiquant le schéma de propagation des fissures après 1000 cycles : (a) bord de l'échantillon ; (b) milieu de l'échantillon ; (c) zoom sur la couche d'adhésion ; (d) zoom sur l'interface avec la puce

Nous allons maintenant comparer ces résultats avec les échantillons ayant aussi une couche d'adhésion ESL9913, mais qui ont une couche piste frittée à 500°C pendant 1 h. On retrouve les hauteurs d'argent resté sur le substrat à la suite des tests de résistance au cisaillement sur la Figure 3.50.

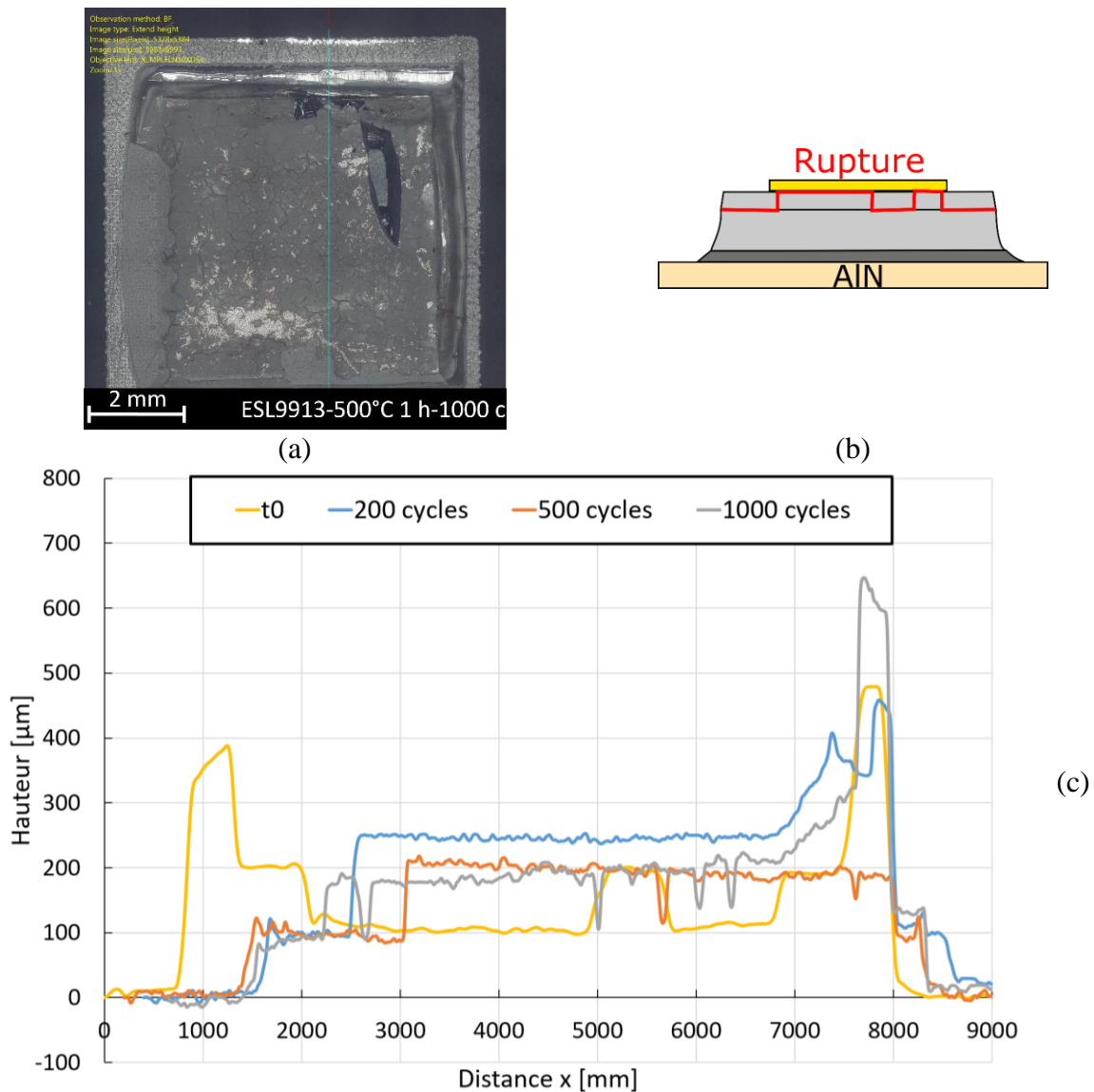


Figure 3.50 : (a) Faciès de rupture d'un échantillon après test en cisaillement ; (b) Schéma du chemin de propagation préférentiel de la fissure ; (c) Épaisseur restante sur des substrats ESL – 500°C 1 h pour différents nombres de cycles thermiques

Comme pour les analyses en vieillissement à température constante, on retrouve une bonne répétabilité de résultats sur les échantillons avec une couche piste frittée à 500°C pendant 1 h : la propagation de fissure ne semble pas changer au cours du vieillissement. Celle-ci se propage préférentiellement à l'interface piste/adhésion et à l'interface adhésion/puce, comme après un vieillissement à température constante. On peut noter une faible délamination sur la partie gauche des courbes de la Figure 3.50 c après vieillissement. On retrouve cette légère délamination sur des échantillons analysés avant des tests de cisaillement au MEB. Le cliché du début de cette délamination est présenté sur la Figure 3.51. On notera que, cette fois-ci, la propagation de la fissure démarre sous la couche d'adhésion à l'interface avec la céramique, traduisant une bonne adhésion de la piste frittée sur l'ESL9913.

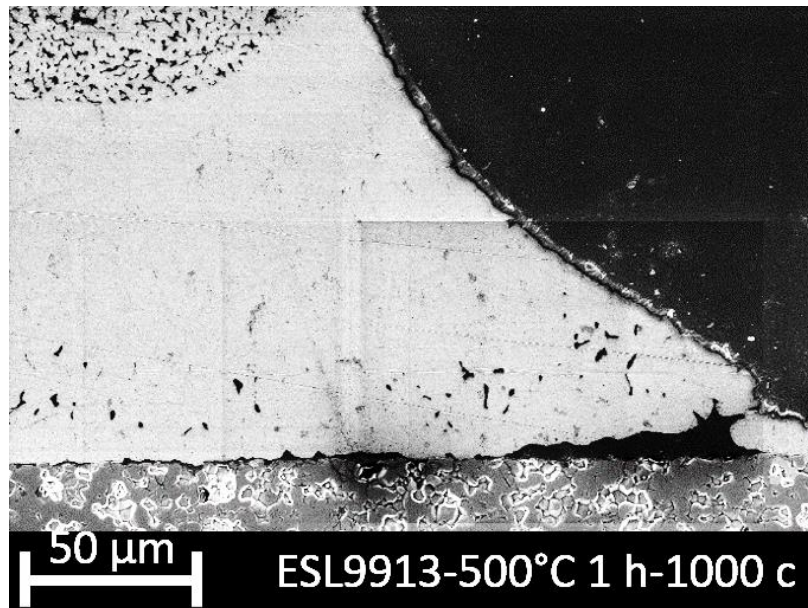


Figure 3.51 : Début de délamination au niveau de la couche d'adhésion d'un échantillon cyclé 100 fois avec une couche d'adhésion ESL9913 et couche piste frittée à 500 pendant 1 h

Afin d'analyser la propagation de ces fissures, des analyses en microscopie acoustique (SAM) ont été réalisées sur les échantillons avant les tests en cisaillement. Cette technique consiste à envoyer une onde acoustique à travers les échantillons et à enregistrer sa réflexion. L'intensité de cette réflexion nous informe sur la géométrie interne de l'échantillon : une intensité élevée correspondra à une interface entre un matériau dense et un matériau peu dense (argent/air par exemple), alors qu'une interface continue entre deux matériaux denses ne réfléchira que très peu l'onde sonore. Cette technique est particulièrement intéressante pour analyser la délamination des puces sur leur substrat. Les résultats des SAM sont présentés sur la Figure 3.52. Les puces encadrées en bleu sont des échantillons qui ont été déjà testés en cisaillement avant le cliché SAM, ils ne doivent donc pas être analysés. Pour rappel, les photographies correspondent aux échantillons de la Figure 3.2 avant les tests en cisaillement.

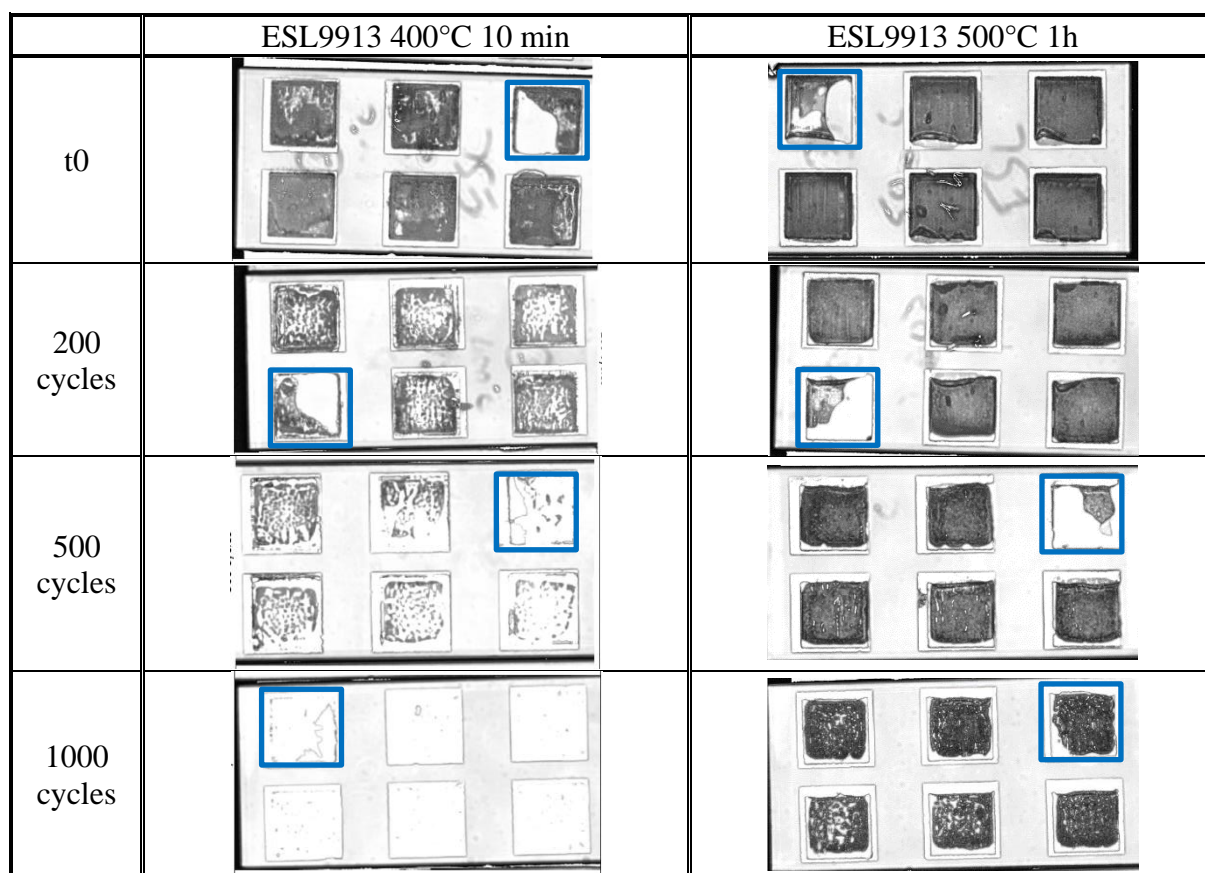


Figure 3.52 : Images vues en microscopie acoustique des échantillons avec une couche d'adhésion ESL9913 en fonction du nombre de cycles de vieillissement

Les résultats de SAM montrent bien la propagation des fissures tout au long du vieillissement en cyclage. Les résultats sont particulièrement nets pour les échantillons avec une couche piste frittée à 400°C pendant 10 min, dont l'état empire plus significativement après 200 cycles que pour les échantillons avec une couche piste frittée à 500°C pendant 1 h après 1000 cycles. On remarque aussi la délamination naissante au bord des échantillons avec une couche piste frittée à 500°C pendant 1 h, mise en évidence sur la Figure 3.51. Un traitement d'image a été réalisé sur chaque cliché et sur chaque puce, afin de connaître le pourcentage de surface délaminée en fonction du nombre de cycles. Les résultats sont présentés sur la Figure 3.53.

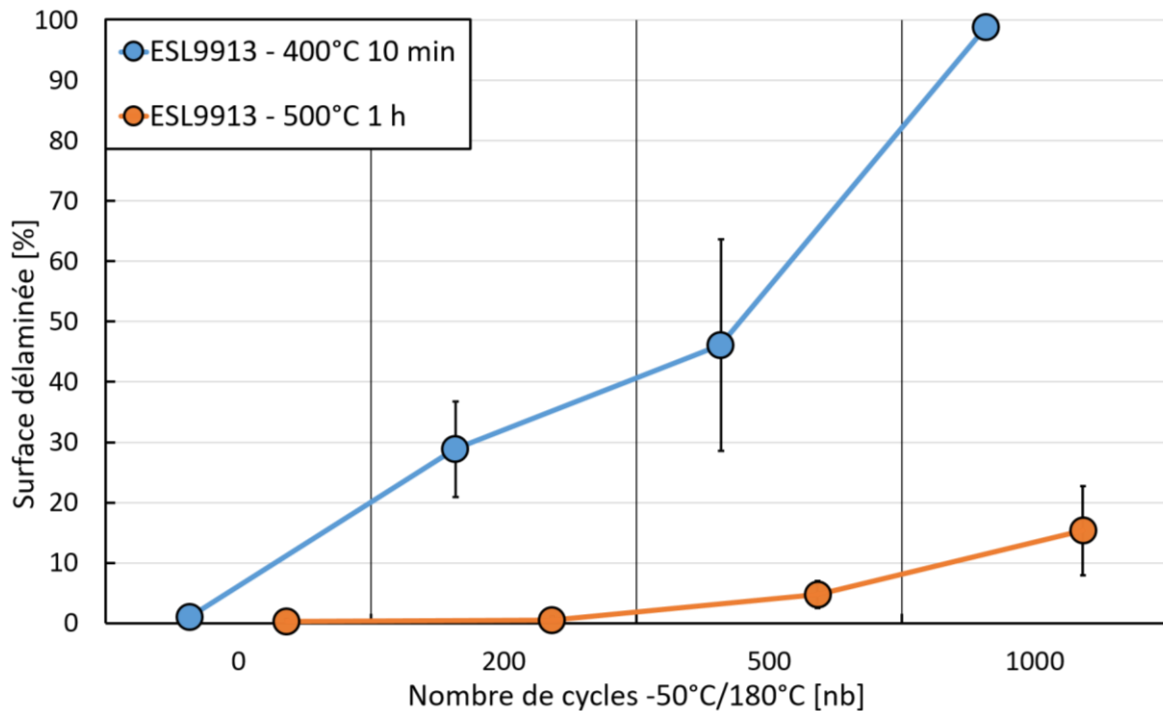


Figure 3.53 : Évolution du pourcentage de surface délaminée en dessous des puces en fonction du nombre de cycles thermiques

La surface délaminée augmente de façon drastique pour les échantillons avec une couche piste frittée à 400°C pendant 10 min et de façon beaucoup plus limitée pour ceux avec une couche piste frittée à 500°C pendant 1 h. Il semble donc que des couches pistes avec une densité plus importante soient la meilleure option pour espérer réaliser des assemblages MARC fiables, même s'il faut garder à l'esprit que le processus de réalisation n'est pas exactement le même entre les échantillons frittés à 400°C et ceux frittés à 500°C (problème de hauteur de pistes, notamment). Enfin, pour les échantillons avec une couche piste frittée à 500°C pendant 1 h, on voit qu'au bout des 1000 cycles de -50°C à 180°C, 15% de la surface totale sous la puce a été délaminée. Ceci peut avoir un impact non négligeable sur la réponse thermique de la puce au cours de son utilisation. Il est donc essentiel de prendre cela en compte durant la réalisation.

3.5. Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons poursuivi l'optimisation de la réalisation de l'assemblage MARC. Plus particulièrement, nous nous sommes intéressés à la fiabilité d'échantillons présentant toutes les couches du futur module, afin de sélectionner le meilleur assemblage. Tout d'abord, nous avons écarté les couches d'adhésion avec une finition Au, car ces échantillons présentaient une très faible résistance au cisaillement, même avant le début du vieillissement. Nous avons également mis en évidence l'importance de la microstructure de la couche piste

dans la réalisation de la couche d'accroche : la couche piste doit présenter une microstructure la plus dense possible afin de permettre la sérigraphie de la pâte d'argent par-dessus, dans de bonnes conditions. Par la suite, des tests de vieillissement à 200°C sous air ont été réalisés afin de simuler le vieillissement du module MARC dans un environnement chaud. Dans cette partie, nous avons mis en évidence le rôle que jouait la puce dans le grossissement de grains détecté dans les couches d'argent. Nous avons même pu détecter, par mesure thermique, l'évolution de cette microstructure sous la puce. Enfin, des tests de vieillissement en cyclage thermique de -50°C à 180°C ont permis de mettre en évidence le fait que l'assemblage MARC, avec une couche d'adhésion ESL9913 et une couche piste frittée à 500°C, était capable de tenir plus de 1000 de ces cycles et de présenter, malgré cela, une tenue mécanique de l'ordre de 8 MPa. Ces derniers échantillons ont été sélectionnés afin de réaliser le module MARC. Sa réalisation sera présentée dans le chapitre suivant.

Pour finir, cette étude en vieillissement n'est certainement pas suffisante pour tirer des conclusions nettes sur le processus de réalisation. Par exemple, nous n'avons pas abordé l'impact de l'augmentation de l'épaisseur sur la couche piste, pas même de manière superficielle. Si l'objectif est de réaliser un module de puissance avec un très fort calibre en courant, il sera probablement nécessaire de répéter plusieurs fois l'étape de réalisation de la couche piste. Cette addition de couches entrainera une augmentation du nombre d'interfaces et, potentiellement, l'apparition de nouveaux modes de défaillance que nous n'avons pas mis en évidence. De plus, une étude de vieillissement sur des échantillons composés seulement de piste, mais avec une grande surface sérigraphiée, sera nécessaire afin de statuer sur l'intérêt d'un substrat à base de céramique et d'argent fritté. Enfin, l'objectif final étant de réaliser un module de puissance double face, l'impact du vieillissement sur toute la partie supérieure de la puce doit être aussi réalisé. Du vieillissement actif, c'est-à-dire en injectant des pertes dans le système directement par les composants, pourrait être ajouté à l'étude. Ce mode de vieillissement, qui demande beaucoup plus de travail pour la réalisation des échantillons, sera particulièrement adapté pour l'étude de l'accroche de la face supérieure par frittage, étant donné qu'il sollicite essentiellement les couches proches des puces.

Chapitre 4 : Réalisation des modules de puissance MARC

4.1. Introduction

L'objectif de ce chapitre est de tirer parti de tous les résultats présentés précédemment afin de réaliser un module MARC double face. Nous nous focaliserons principalement sur l'assemblage du module. Une première partie sera consacrée à la réalisation d'un module simple face. Celle-ci nous permettra de déverminer les problématiques de fabrication liées aux connecteurs ou à la sérigraphie des pistes. Elle nous permettra également de réaliser des mesures en commutation afin d'évaluer l'inductance parasite de nos modules. En effet, nous verrons par la suite que la réduction du nombre de matériaux utilisés n'impacte pas seulement le comportement mécanique et thermique de l'assemblage, mais aussi son comportement électrique. Dans une seconde partie, l'assemblage du module de puissance double face sera décrit de façon détaillée. Nous verrons les difficultés qui ont été rencontrées mais aussi les moyens mis en place afin de les éviter.

4.2. Module simple face

Avant de lancer la confection de modules MARC double face, il a été décidé de réaliser un premier prototype avec une architecture simple face. Cette première étape nous a permis d'anticiper un certain nombre de problèmes qui auraient pu être rencontrés pendant la réalisation du module double face.

4.2.1. Réalisation du module simple face

Le module simple face réalisé inclut une cellule de commutation avec deux MOSFET placés en série ainsi que leurs commandes rapprochées. Le schéma électrique de la partie puissance du module ainsi qu'une coupe transverse simplifiée sont présentés sur la Figure 4.1.

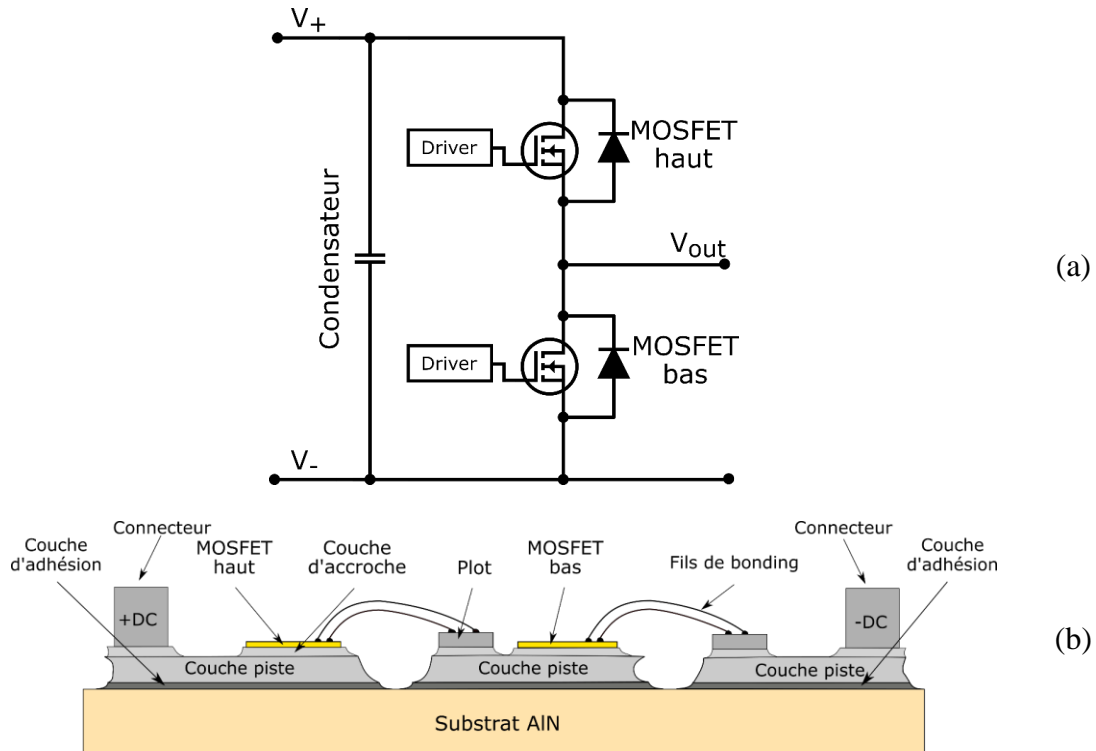


Figure 4.1 : (a) Schéma électrique du module simple face ; (b) Coupe schématique du module simple face

Comme indiqué précédemment, l'encre ESL9913 a été utilisée comme couche d'adhésion pour le module. Le cycle de température à 500°C pendant 1 h a été sélectionné pour la réalisation de la couche piste et, pour la couche d'accroche, le cycle de température est toujours celui à 325°C pendant 10 min. Dans la partie suivante, nous nous intéresserons aux contraintes qui s'exercent sur le procédé d'impression des pistes afin de comprendre quels sont les routages réalisables pour le futur module MARC double face.

1. Contraintes de fabrication des différentes couches liées aux procédés retenus

La couche d'adhésion est déposée via le procédé de sérigraphie par toile. Comme expliqué dans le Chapitre 2 et dans l'**Annexe A**, ce procédé consiste à réaliser la couche d'adhésion à l'aide d'une toile en inox sur laquelle une émulsion photosensible a été préalablement déposée et insolée. Les possibilités d'impression sont très étendues : il est possible d'imprimer des pistes avec une distance entre elles de moins de $500\ \mu\text{m}$. Le fait que l'émulsion soit posée sur une toile permet même d'imprimer une surface fermée dans une surface fermée (typiquement un cercle avec un cercle à l'intérieur). La sérigraphie par toile est seulement limitée en terme d'épaisseur d'impression, celle-ci ne dépassant pas les quelques dizaines de μm . Ce type de dépôt n'est pas le facteur limitant dans la réalisation du module MARC.

Les contraintes qui s'exercent sur la réalisation des pistes et de l'accroche via sérigraphie par pochoir sont beaucoup plus importantes. Pour illustrer ces contraintes, nous avons pris en photo une partie du routage d'un module de puissance commercial avec un substrat DBC. La question que nous nous sommes posés est de savoir s'il était possible, ou non, de réaliser ce même routage pour le module MARC. Il faut garder à l'esprit que cette comparaison reste un cas particulier. La photographie du routage est présentée sur la Figure 4.2a. Les lignes rouges indiquent les limites des pistes de cuivre du module. Le pochoir en inox à découper pour réaliser le même routage via sérigraphie est présenté sur la Figure 4.2b.

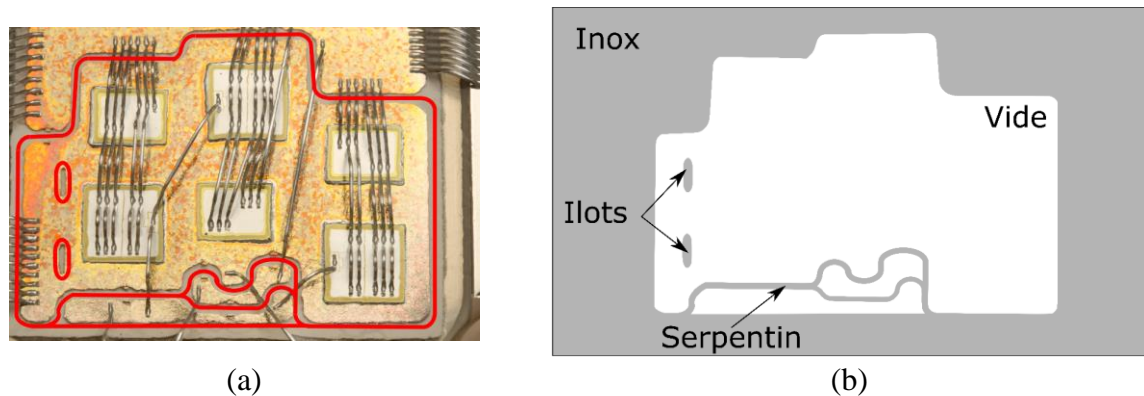


Figure 4.2 : Photo d'une partie du routage d'un module de puissance, la séparation entre les différents potentiels est marquée en rouge ; (b) Pochoir en inox correspondant à la réalisation du routage visible sur (a)

Il existe un premier problème dans le design de ce pochoir : la réalisation des « îlots ». Ces îlots sont impossibles à réaliser car l'inox de ceux-ci n'est pas lié mécaniquement au reste du pochoir, ils ne pourront donc pas tenir. Ces îlots sont réalisables sur les modules standards car le routage est réalisé par attaque chimique, ils sont généralement présents sur les modules dans le but de relaxer les contraintes dans les substrats céramiques. Ensuite, un second problème réside dans la réalisation des « serpents ». Cette fois-ci, ceux-ci sont bien fixés au reste du pochoir en inox, leur réalisation est donc théoriquement possible. Néanmoins, la tension mécanique sur ces « serpents » sera très faible et l'impression sera mauvaise. La racle en inox risquerait même d'arracher cette partie du pochoir. Il n'est donc pas possible d'imprimer de telles géométries par sérigraphie avec des pochoirs en inox. Dans les travaux futurs, nous nous contenterons donc d'imprimer des formes rectangulaires pour la réalisation de la couche piste et de la couche d'accroche. Pour éviter tout risque de court-circuit, la distance minimale entre deux pistes sérigraphiées par pochoir sera fixée à 1 mm. Un exemple de sérigraphie de couche d'accroche avec 1 mm de distance entre les deux ouvertures réalisées durant la thèse pour un projet annexe est présenté sur la Figure 4.3a.

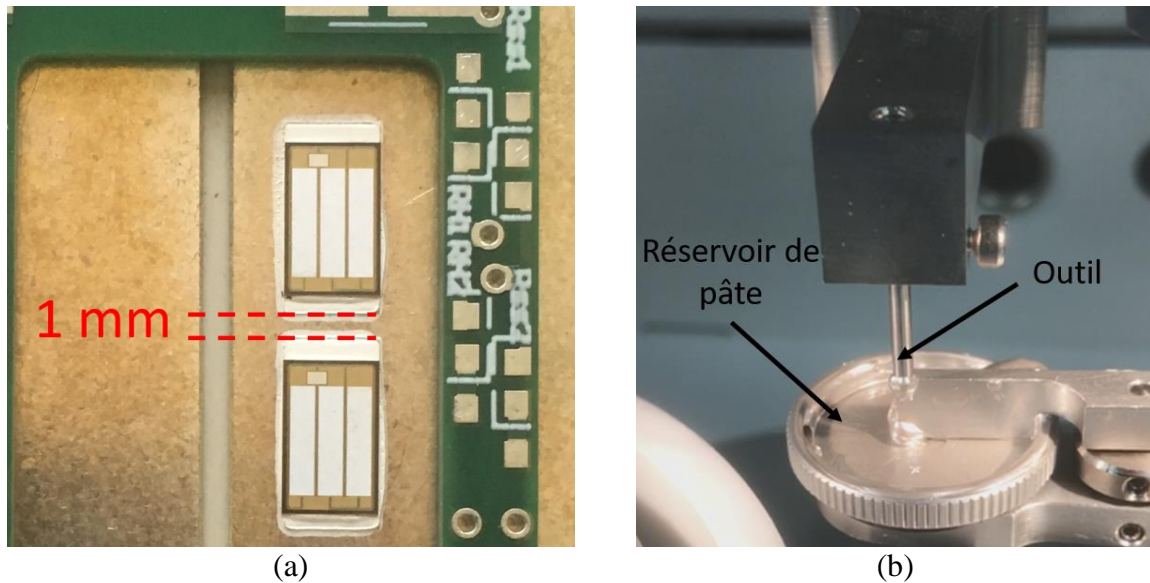


Figure 4.3 : (a) Photographie de deux puces SiC assemblées par frittage d'argent sur un substrat aluminium avec métallisation Ni ; (b) Outil du stamping venant d'être trempé dans la pâte

Enfin, pour gagner en liberté vis-à-vis des fortes limitations s'exerçant sur la technique de sérigraphie par pochoir, il a été décidé d'utiliser, durant certaines étapes, le « stamping ». Ce procédé consiste à tremper un outil (typiquement, une tige en inox) dans la pâte d'argent afin d'en prélever une faible quantité qui restera sur l'outil grâce à l'effet de capillarité. Il peut ensuite être mis en contact avec le substrat pour déposer de la pâte sur celui-ci, grâce au même effet de capillarité. Cette technique nous permet de déposer bien plus librement de la pâte sur le substrat, mais ce n'est pas un procédé très répétable. Une photo de l'outil venant d'être plongé dans la pâte est présentée sur la Figure 4.3b. Durant cette thèse, le stamping a été réalisé avec la machine die bonder qui a été aussi conçue pour cela. Les règles de design ayant été abordées, la partie suivante sera consacrée à la présentation de la réalisation du module de puissance simple face.

Notons pour finir que la réalisation de la couche d'accroche ne pose pas de problème vis-à-vis de la sérigraphie par pochoir car les formes rectangulaires destinées à accueillir les puces sont très simples à réaliser avec ce procédé.

2. Processus de réalisation détaillé

Le module simple face réalisé est composé de deux parties : la partie commande et la partie puissance. La partie puissance correspond à deux MOSFET placés en série et inclut tous les éléments nécessaires pour les connecter entre eux et avec leur environnement extérieur. Pour la partie commande, une zone sur le substrat céramique a été conservée afin de pouvoir y placer

un PCB. L'objectif de ce PCB est à la fois de se placer au plus proche des MOSFET pour les piloter (diminution de l'inductance parasite du circuit de commande) mais aussi de nous permettre d'observer les formes d'ondes aux bornes des composants (V_{gs} et V_{ds}). Des points de mesure ont donc été ajoutés sur ce PCB pour les deux MOSFET. Les étapes principales de la réalisation des modules simple face sont présentées sur la Figure 4.4. Ces étapes sont décrites en détail à la suite de cette figure.

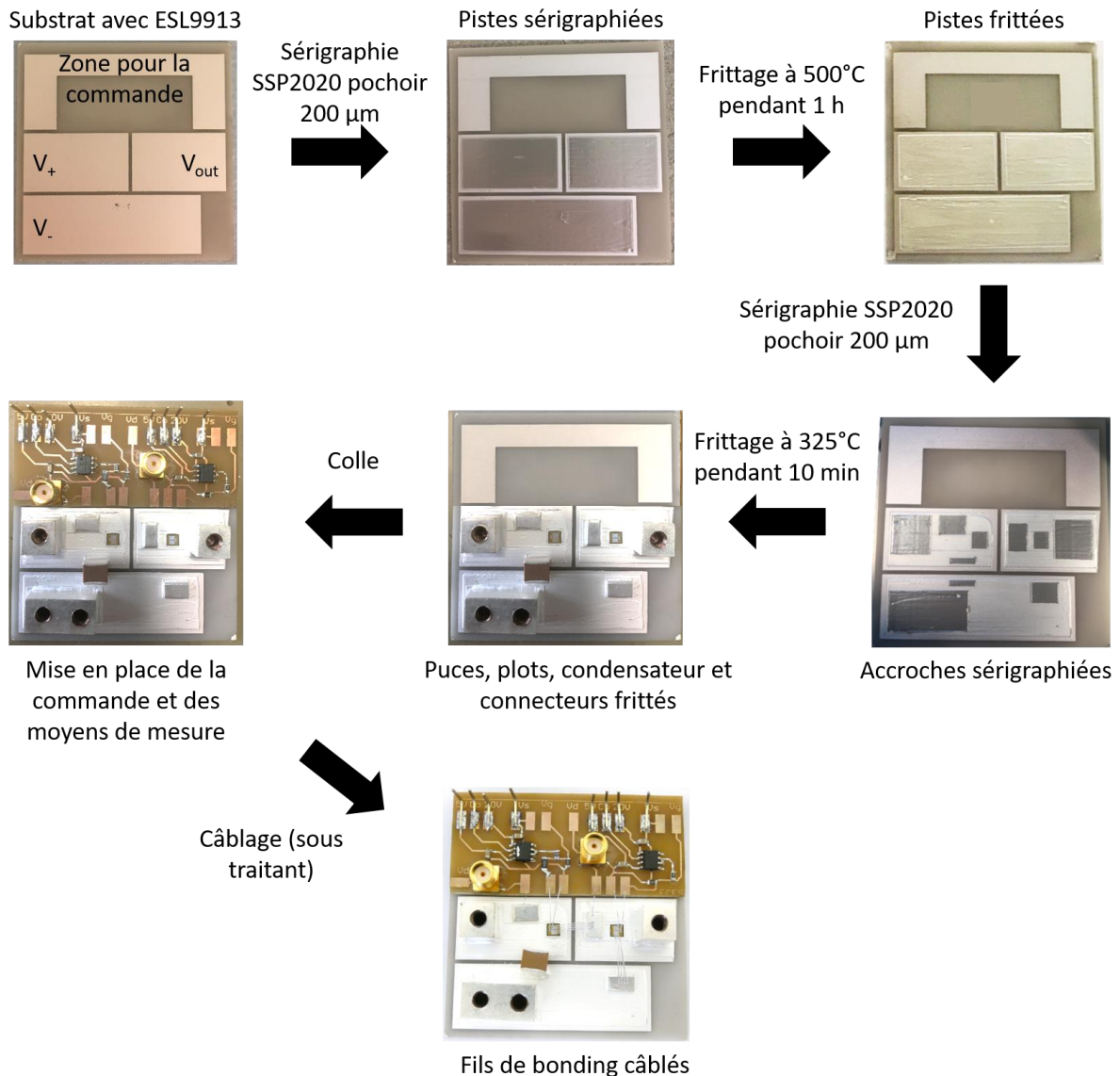


Figure 4.4 : Différentes étapes de la réalisation des modules de puissances MARC simple face

La première étape (non illustrée sur la Figure 4.4) correspond à la réalisation de la couche d'ESL9913 sur les plaques en céramique (d'une dimension de $60 \times 60 \text{ mm}^2$). Comme expliqué précédemment, cette étape est réalisée à l'aide d'une toile en inox sur laquelle une émulsion de $21 \mu\text{m}$ a été déposée. Le routage est composé de trois surfaces métallisées

constituant les potentiels V_+ , V_- et V_{out} . La partie en U située en haut du module est présente afin de coller le PCB sur lequel les drivers et les connecteurs de mesure seront assemblés. Une fois la couche d'adhésion réalisée, les couches pistes ont été sérigraphiées à l'aide d'un pochoir en inox de 200 μm d'épaisseur et frittées à 500°C pendant 1 h. De plus, l'ensemble des accroches a été sérigraphié à l'aide d'un pochoir en inox de 200 μm d'épaisseur. Les puces SiC, les connecteurs de puissance, le condensateur de découplage céramique et les plots de réception pour les fils de bonding ont ensuite été déposés sur la pâte sérigraphiée puis assemblés par frittage à 325°C pendant 10 min. Les puces SiC utilisées ont un calibre en courant de 32 A et une tenue en tension de 1200 V (CPM2-1200-0080B). Le condensateur de découplage (HTX2225XHT683L9S5) a été sélectionné en raison de sa bonne tenue en température, car celui-ci subit le même cycle de frittage que les puces. Les connecteurs de puissance et les plots de réception assemblés sont des cubes en cuivre qui ont été préalablement métallisés avec de l'argent afin d'éviter les problèmes de compatibilité entre le cuivre et le frittage d'argent. Les plots de réception sont utilisés afin d'avoir une surface adaptée à la réception des fils de bonding utilisés pour réaliser la connexion de la face top des puces SiC. En effet, des essais préliminaires ont mis en évidence que l'accroche directe des fils de bonding sur l'argent fritté n'était pas réalisable (avec les conditions conventionnelles de soudage par ultrasons). L'étape suivante consiste à coller le PCB sur lequel les drivers et les points de mesures sont placés. Enfin, la dernière étape correspondant à la réalisation du câblage des fils de bonding a été sous-traitée. Les fils assemblés sont en aluminium et ont un diamètre de 200 μm .

Au final, deux modules ont été réalisés, l'un avec un condensateur de découplage et l'autre sans ce condensateur. Une photographie du module avec le condensateur céramique est présentée sur la Figure 4.5. Sur cette même figure, on peut voir le PCB avec la commande rapprochée (uniquement la partie buffer et découplage associé) mais aussi les points de mesures. Un connecteur SMA utilisé pour la mesure de la tension V_{ds} du MOSFET du haut est visible sur la partie en haut à gauche de la photographie. Ces points de mesures ont été ajoutés afin de nous permettre d'enregistrer les formes d'onde aux bornes des composants durant leur commutation et ainsi caractériser l'inductance de maille. Dans la partie suivante, nous nous intéresserons à la mesure de l'inductance parasite de ces modules. Ces résultats nous permettront d'appréhender l'impact de l'architecture MARC sur celle-ci.

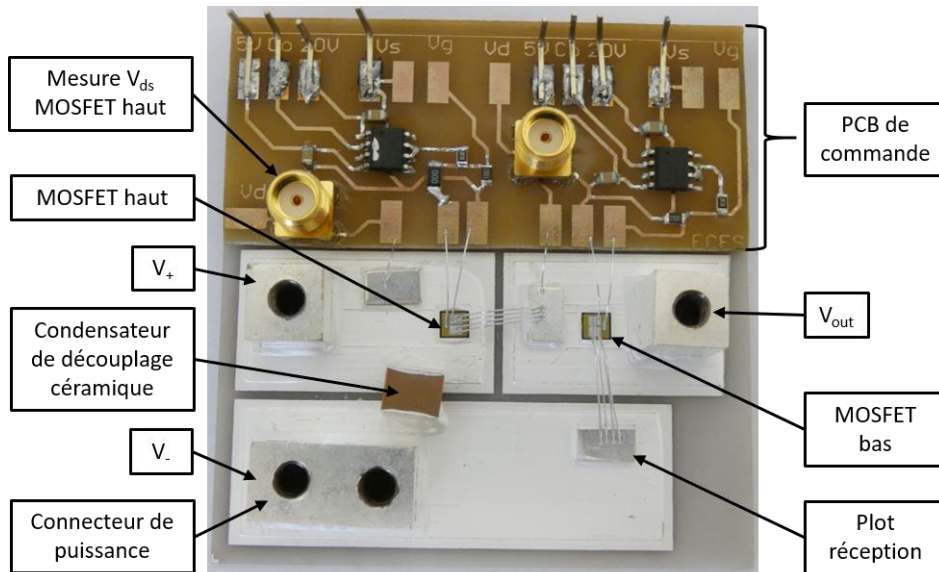


Figure 4.5 : Photographie du module de puissance simple face réalisé avec un condensateur céramique

4.2.2. Modification de l'environnement électromagnétique

D'un point de vue des perturbations électromagnétiques, la principale différence entre le module MARC et un module de puissance standard provient du substrat céramique. Le principe du module MARC consiste à placer directement le refroidissement au niveau du substrat céramique. Il n'y a donc plus de partie métallique en dessous du substrat céramique, contrairement aux modules standards pour lesquels une partie métallique, reliée généralement à la terre, est présente en dessous de la céramique. La Figure 4.6 montre la connexion à la terre dans le cas du module standard et dans le cas du module MARC. Dans la partie suivante, nous verrons l'impact induit par cette différence sur les courants de mode différentiel en s'intéressant à l'inductance parasite de maille du module MARC. L'impact sur les courants de mode commun sera aussi abordé sans que, toutefois, l'on s'appuie sur des résultats expérimentaux.

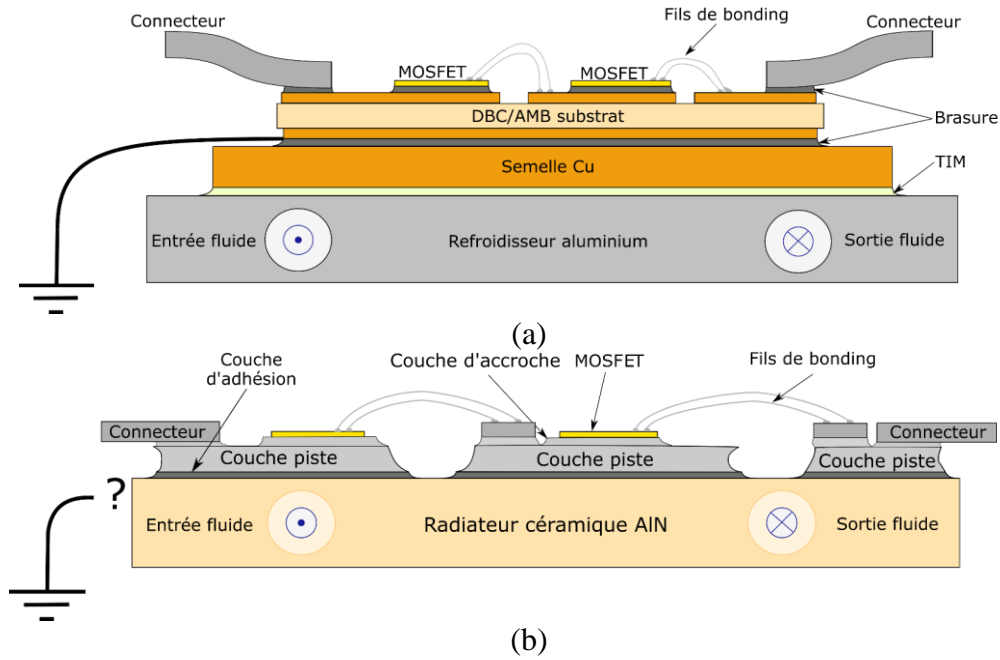


Figure 4.6 : (a) Coupe transverse d'un module standard avec sa connexion à la masse ; (b) Coupe transverse d'un module MARC simple face, sans connexion à la masse

1. Evaluation de l'inductance parasite

a. Principe de mesure

L'inductance parasite est responsable des surtensions au niveau des interrupteurs de puissance lors des commutations. Afin que ces surtensions ne soient pas trop élevées, les concepteurs tentent de diminuer au maximum les inductances parasites en réduisant, notamment, les tailles des mailles de commutation. Lorsqu'il n'est plus possible de les réduire, il n'y a plus d'autre choix que de ralentir la commutation des interrupteurs. Ce ralentissement a pour principale conséquence d'augmenter les pertes dans les semi-conducteurs. L'augmentation des pertes peut avoir des conséquences non négligeables sur l'ensemble du convertisseur, comme l'augmentation du volume du système de refroidissement, l'augmentation de son coût, la diminution de la durée de vie ou encore la réduction de son rendement. Il est donc important de minimiser l'inductance parasite lors de la conception d'un module. Sa valeur dépend de la taille de la boucle de commutation mais aussi de l'environnement électromagnétique dans lequel elle est placée. Nous avons souligné la différence notable de cet environnement entre le module MARC et le module standard. Nous allons donc maintenant présenter les travaux réalisés pour caractériser cette différence.

Un moyen utilisé pour estimer l'inductance parasite d'une maille de commutation consiste à réaliser ce qu'on appelle un test « double impulsion ». Ce test consiste à faire

commuter un composant de puissance à un courant donné afin d'observer le comportement électrique dynamique des composants dans la cellule de commutation. En particulier, l'observation des formes d'onde lors de l'ouverture d'un transistor permettra d'évaluer de manière indirecte la valeur de l'inductance parasite. Le montage électrique nécessaire pour réaliser ce test est présenté sur la Figure 4.7. Un des principaux intérêts de la mesure est d'effectuer une mesure sur des temps très courts et donc de limiter l'échauffement du composant à quelques °C au maximum sur un test. On peut ainsi bien contrôler la température du composant par l'utilisation d'un dispositif annexe comme une plaque chauffante.

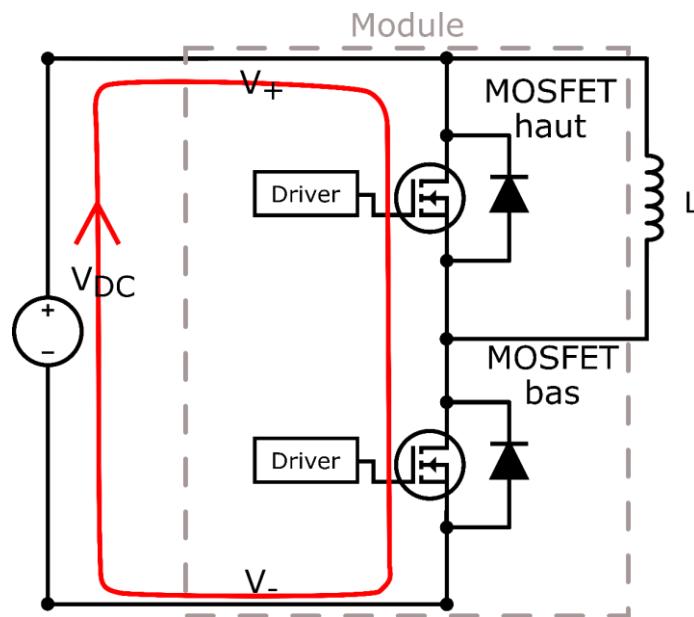


Figure 4.7 : Circuit électrique pour la mesure double impulsion

Ce test ne nécessite, en théorie, qu'une inductance de charge L et un générateur de tension en entrée. En réalité, et nous le verrons par la suite, des condensateurs de découplage sont nécessaires afin de bien définir la maille de commutation qui sera excitée par la variation de courant. La maille de commutation caractérisée pendant le test est présentée en rouge sur la Figure 4.7. Le principe de ce test consiste à fermer le MOSFET du bas afin d'appliquer la tension d'entrée V_{DC} aux bornes de l'inductance L et ainsi augmenter le courant qui la traverse. Cette première phase est représentée sur la Figure 4.8a

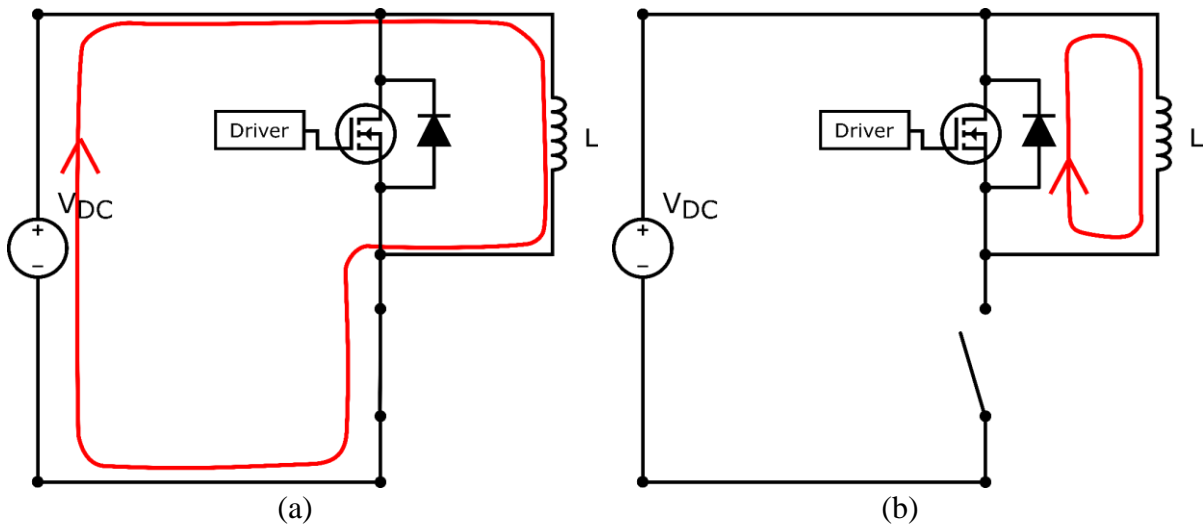


Figure 4.8 : Principe de la mesure double impulsion : (a) le MOSFET du bas est fermé, le courant augmente dans l'inductance ; (b) Le MOSFET du bas est ouvert, l'inductance se décharge dans la diode de structure du MOSFET du haut.

Durant cette phase le courant i_L dans l'inductance augmente de façon linéaire selon l'équation 4-1.

$$i_L(t) = \frac{V_{DC}}{L} t \quad 4-1$$

A l'aide de cette équation on peut calculer facilement le temps pendant lequel le MOSFET du bas doit être fermé pour atteindre un courant donné. Ce courant de commutation sera appelé courant I_c dans la suite du manuscrit. Une fois ce courant atteint, le MOSFET peut alors être ouvert, et la bobine se décharge alors à travers la diode de structure du MOSFET du haut, comme on peut le voir sur la Figure 4.8b. Cette ouverture a pour conséquence d'engendrer une variation de courant importante dans les inductances parasites de la maille de commutation. Toutes les inductances parasites subissant cette variation de courant sont présentées en rouge sur la Figure 4.9. Sur cette figure, le générateur de tension continue a été remplacé par un condensateur avec son inductance série L_{ESL} , car c'est ce composant qui est présent, en réalité, pour maintenir constante la tension de bus pendant la commutation.

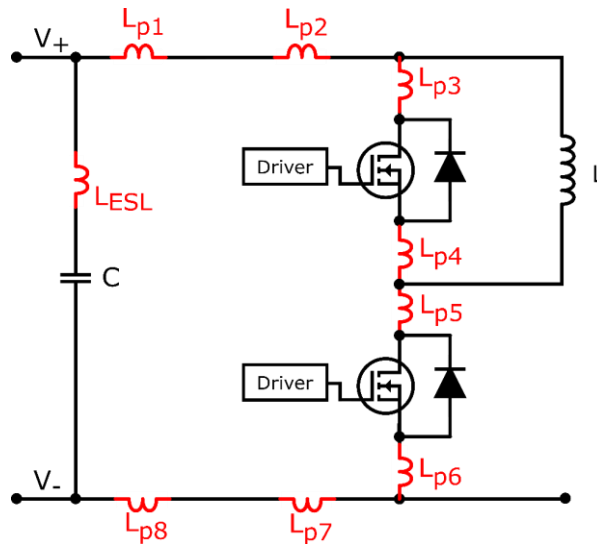


Figure 4.9 : Inductances parasites dans la maille de commutation caractérisées par le test double impulsion – les couplages magnétiques entre les différentes inductances ne sont pas représentés

Lors de la commutation, toutes ces inductances parasites voient une variation de courant très importante qui engendre alors des tensions non négligeables à leurs bornes. Comme nous le verrons juste après, dans le cas de l'ouverture du MOSFET bas de la cellule de commutation, ces inductances peuvent rentrer en résonance avec le condensateur équivalent C_{oss} du MOSFET et le condensateur C du bus continu V_{DC} juste après la commutation ce qui permet alors d'estimer la valeur de l'inductance par une analyse fréquentielle de l'oscillation résiduelle. Le modèle équivalent du circuit après ouverture est présenté sur la Figure 4.10.

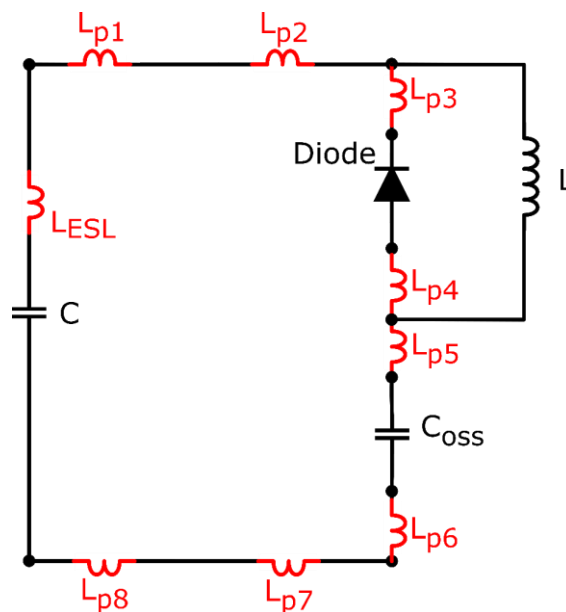


Figure 4.10 : Modèle équivalent du test double impulsion après ouverture du MOSFET du bas

Ce modèle équivalent peut encore être simplifié. En effet, juste après la commutation, la diode est en fait polarisée par le courant de commutation I_c . L'analyse de l'oscillation entre l'inductance parasite et les condensateurs peut être faite à partir d'un schéma équivalent petits signaux. La caractéristique $I_d(V_d)$ de la diode avec le point de polarisation et les variations autour de ce point est présentée sur la Figure 4.11.

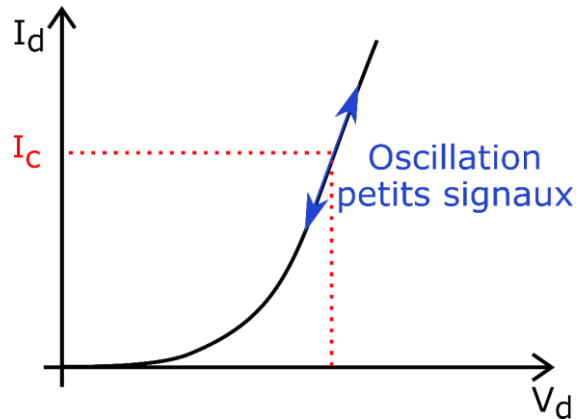


Figure 4.11 : Caractéristique de la diode polarisée par le courant I_c .

Si on ne s'intéresse alors qu'aux petits signaux, il est possible de remplacer la diode par une résistance dans le schéma équivalent de la Figure 4.10. Enfin dans le but de simplifier encore plus le modèle, il est possible de supprimer le condensateur C de la Figure 4.10 étant donné que sa valeur est normalement bien plus élevée que celle du condensateur C_{oss} et que ces deux condensateurs sont placés en série. Quant à l'inductance L , la valeur de son impédance sera importante, en petit signaux, par rapport à la résistance équivalente de la diode en série car les fréquences mises en jeu alors sont très élevées. Elle peut donc être aussi supprimée du modèle équivalent en petits signaux. Le schéma électrique du système peut donc être modélisé par l'inductance parasite en série avec le condensateur C_{oss} et avec une résistance équivalente R_{eq} qui modélise toutes les résistances de la boucle de commutation (résistance série de la diode, ESR du condensateur et la résistance des câbles). Le modèle équivalent est représenté sur la Figure 4.12.

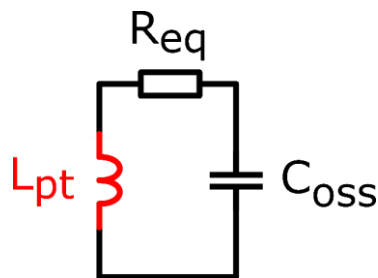


Figure 4.12 : Modèle équivalent final pour la mesure de l'inductance parasite

Connaissant la valeur de C_{oss} , il est alors possible de retrouver la valeur de l'inductance parasite totale L_{pt} de la maille de commutation à partir de la mesure de la fréquence de résonance f_0 de ce système. En réalité, la partie résistive impacte légèrement la valeur de la fréquence propre du système oscillant LC. Dans notre cas, nous négligerons ce décalage. La valeur de la fréquence peut donc être retrouvée à l'aide de l'équation 4-2.

$$f_0 = \frac{1}{2\pi\sqrt{L_{pt}C_{oss}}} \quad 4-2$$

La valeur C_{oss} du MOSFET peut être trouvée dans la documentation du composant. Cette valeur varie avec la tension DC appliquée aux bornes du composant à l'état ouvert. Nous avons réalisé nos mesures pour une tension continue de 250 V, ce qui correspond à environ 110 pF pour le composant utilisé. Cette valeur de tension a été sélectionnée car durant la réalisation de la commande, nous avons négligé l'impact que pouvait avoir la génération de forts dV/dt durant l'ouverture des MOSFET sur les ordres de commande. En effet, au-delà de cette valeur de tension, des courants, passant probablement par les condensateurs parasites de nos MOSFET (C_{gs} et C_{gd}), réenclenchaient la commande de nos composants et leur imposaient une fermeture. Le circuit oscillait alors entre ouverture et fermeture. Pour remédier à cela, nous aurions pu, par exemple ralentir la commutation en augmentant la résistance de grille, mais nous avons fait plutôt le choix de nous limiter en tension. Le courant de commutation sélectionné est de 25 A environ. Celui-ci a été fixé à cette valeur car nous voulions travailler avec une valeur proche du calibre en courant des composants qui est de 32 A.

Un exemple de mesure est présenté sur la Figure 4.13a. Sur cet enregistrement, on peut voir que la montée en courant se fait en deux impulsions correspondant aux deux périodes durant lesquelles le transistor est à l'état passant. La première montée permet d'atteindre le courant voulu et de caractériser la dynamique d'ouverture du transistor. La seconde impulsion permet de mesurer les formes d'onde lors de la fermeture puis de refaire une mesure lors de l'ouverture. Dans notre cas, seule l'ouverture nous intéresse et la mesure de la fréquence d'oscillation n'a été effectuée que sur la seconde commutation à l'ouverture, pointée d'une flèche sur la capture d'écran. La durée totale pendant laquelle le MOSFET du bas conduit est égale à 4 μ s (temps nécessaire pour atteindre un courant de 25 A). La Figure 4.13b présente un zoom sur l'oscillation après la commutation, ainsi que la mesure de la fréquence de commutation, environ 20 MHz dans ce cas.

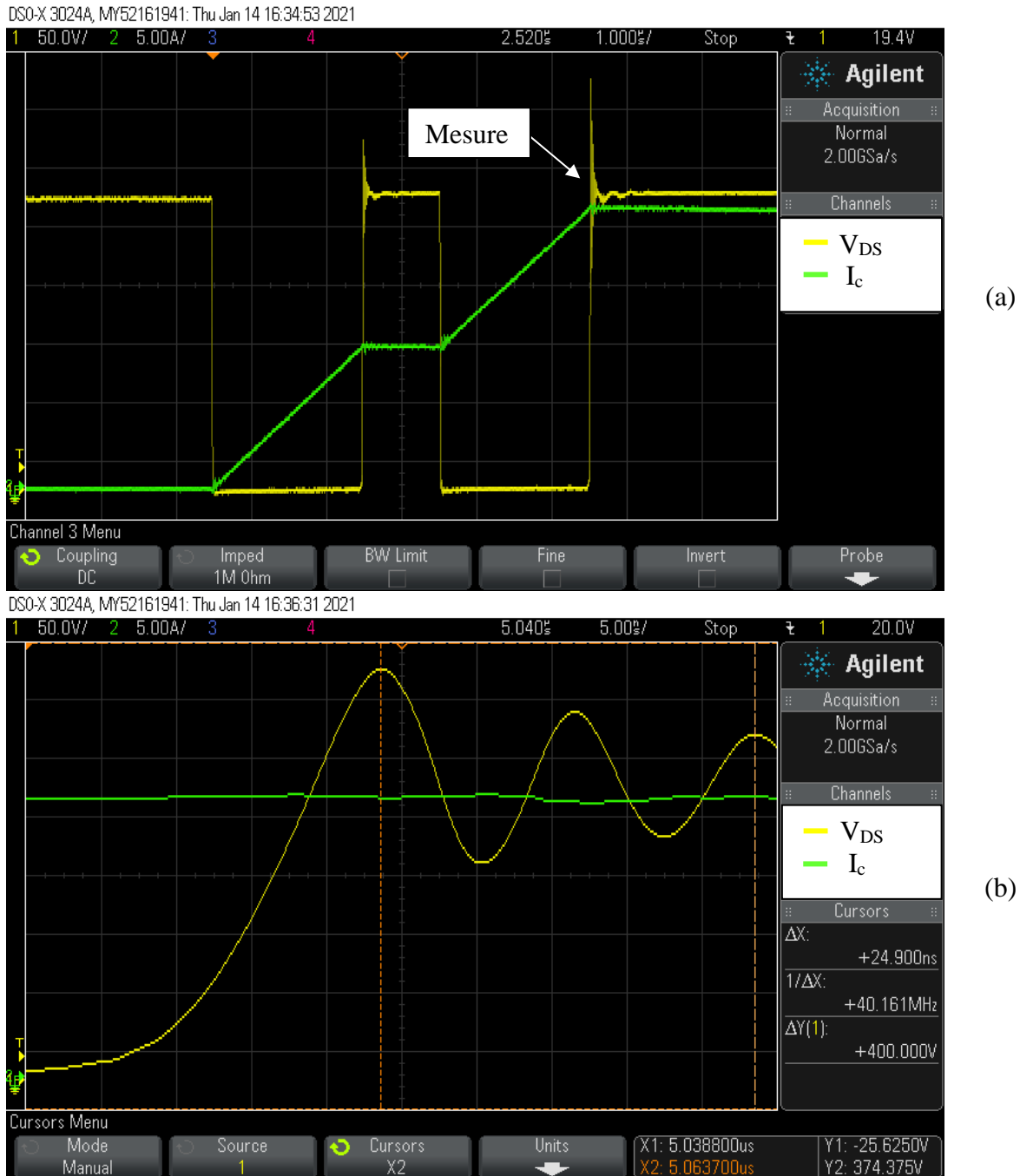


Figure 4.13 : (a) Enregistrement de la tension au borne du MOSFET V_{ds} (jaune), courant traversant l'inductance (en vert) $1 \mu s/div$; (b) Zoom sur la seconde commutation $5 ns/div$

L'objectif de cette partie étant de quantifier l'impact de la présence ou non d'une partie métallique sous la cellule de commutation sur l'inductance parasite, la mesure a donc été réalisée avec et sans plan de cuivre placé en dessous des modules. Des photographies des deux géométries sont présentées sur la Figure 4.14.

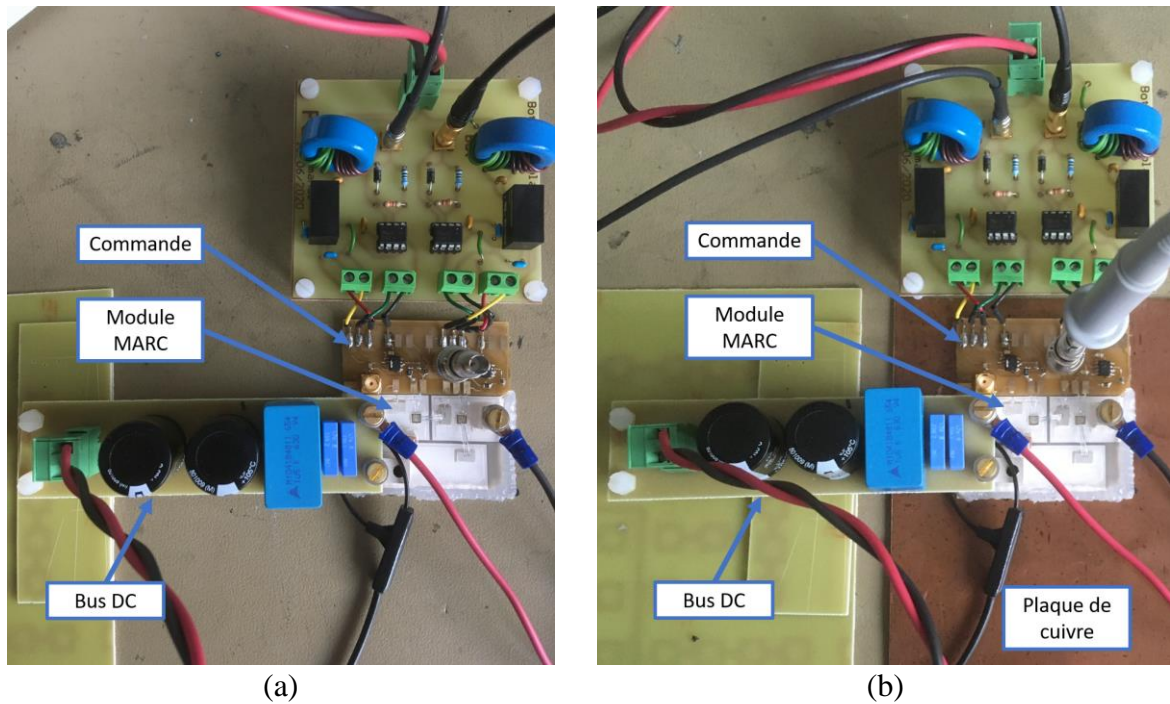


Figure 4.14 : Photo du montage pour la mesure d'inductance parasite (a) sans plaque de cuivre ; (b) avec plaque de cuivre en dessous du module simple face

Enfin, la mesure de l'inductance parasite a aussi été réalisée avec et sans condensateur de découplage céramique en plus du bus DC composé de condensateurs chimiques et films afin de quantifier son impact sur l'inductance.

b. Résultats des mesures d'inductance parasite

Les résultats des mesures des inductances sont présentés dans le Tableau 4.1. Pour les analyser, nous nous appuyerons sur la Figure 4.15 qui regroupe les schémas électriques équivalents de chaque configuration. Sur ces schémas, le condensateur C_{bus} correspond à l'ensemble des condensateurs chimiques et films visibles sur la Figure 4.14. Leur inductance équivalent série (ESL) est notée L_{ESL1} . Le condensateur C_{cera} et l'inductance L_{ESL2} décrivent, quant à eux, le comportement électrique du condensateur de découplage céramique placé (ou non) en parallèle du bus DC (voir Figure 4.5) incluant son ESL.

	Sans condensateur de découplage céramique	Avec condensateur de découplage céramique
Sans plaque de cuivre	46 nH	24 nH
Avec plaque de cuivre	36 nH	21 nH

Tableau 4.1 : Inductance parasite totale des mailles de commutation en fonction du circuit testé

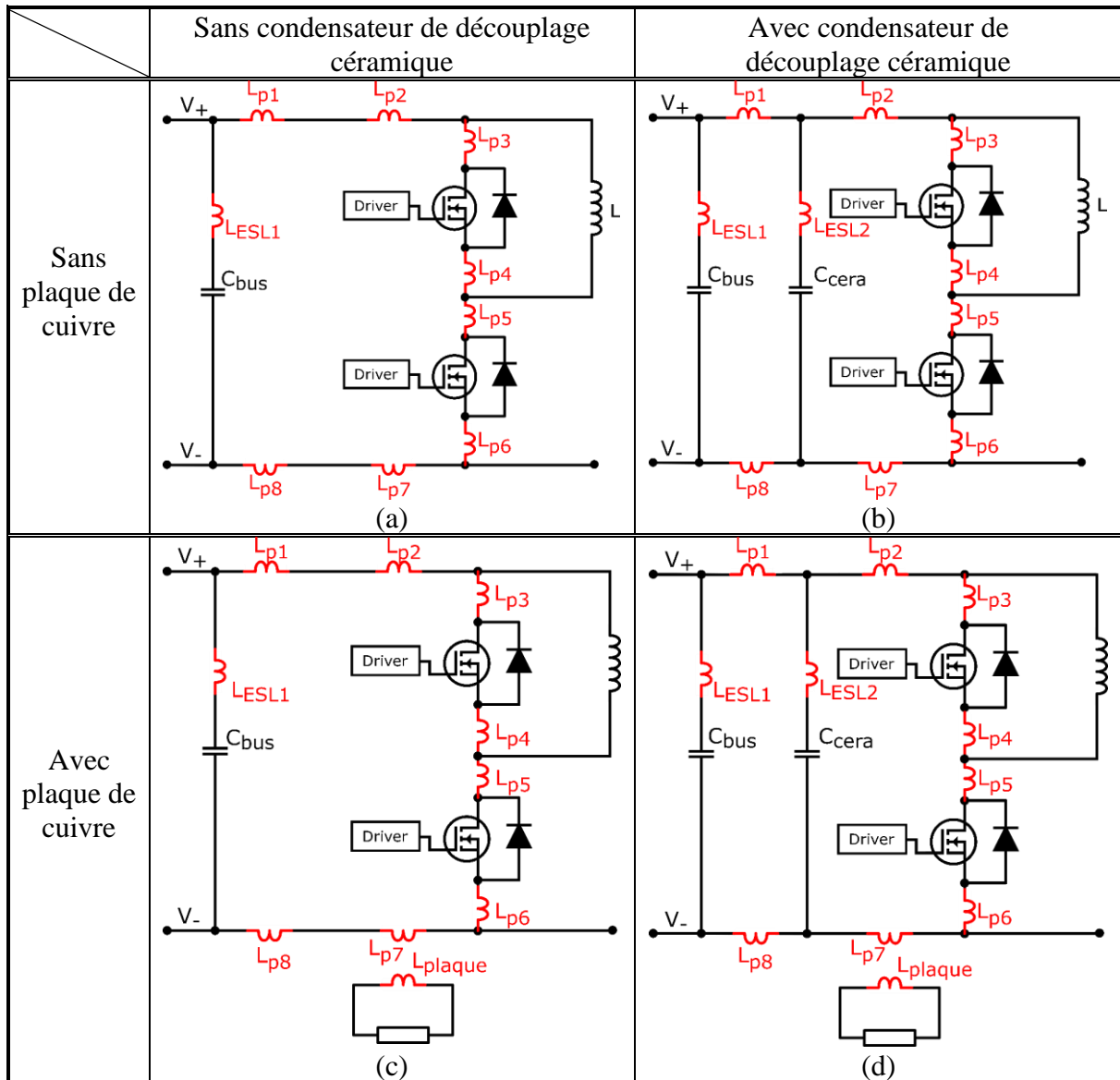


Figure 4.15 : Schéma équivalent des tests d'inductance parasite pour des circuits avec ou sans condensateur céramique de découplage et avec ou sans plan de cuivre – les couplages magnétiques entre les différentes inductances ne sont pas représentés

Le Tableau 4.1 met en évidence que la mise en place d'un condensateur céramique diminue drastiquement l'inductance parasite vue par le montage (passage de 46 nH à 24 nH dans le cas sans plaque de cuivre et de 36 nH à 21 nH pour le cas avec la plaque). La première raison est liée à la diminution de la taille de la maille de commutation. En effet, une maille de commutation est définie par l'emplacement des condensateurs de découplage : plus ceux-ci sont placés proches des composants de puissance, plus l'inductance parasite de la boucle sera faible. Les circuits (a) et (b) de la Figure 4.15 montrent l'impact de l'ajout du condensateur céramique en parallèle des condensateurs du bus DC sur l'inductance parasite. Le fait de placer ce condensateur céramique diminue l'impact des inductances parasites notées L_{p1} et L_{p8} en redéfinissant la boucle de commutation et en la raccourcissant. La seconde raison pour laquelle

l'inductance parasite est diminuée par l'ajout d'un condensateur céramique provient de son inductance série. On peut voir les inductances séries des condensateurs L_{ESL1} et L_{ESL2} qui sont liées à leur package sur les schémas équivalents de la Figure 4.15. Dans le cas des condensateurs céramiques, cette valeur est généralement bien plus faible que celle des condensateurs films ou des condensateurs chimiques utilisés pour le bus DC (voir Figure 4.14). Dans notre cas, les valeurs de ces inductances séries ont été caractérisées à l'aide d'un analyseur d'impédance. Les résultats ont donné une valeur de 2 nH pour les condensateurs céramiques, des valeurs de 11 et 22 nH pour les condensateurs films (en fonction de leur package) et une valeur de 11 nH pour les condensateurs chimiques utilisés. La valeur de l'inductance parasite L_{ESL2} est donc bien plus faible dans le cas du condensateur céramique. La valeur de l'inductance parasite de la maille de commutation s'en voit donc aussi réduite.

Ensuite, on peut voir que l'ajout d'un plan de cuivre en dessous de la maille de commutation impacte aussi de façon notable l'inductance parasite vue par les composants de puissance. Dans la configuration avec un condensateur céramique de découplage, la diminution de l'inductance parasite atteint un peu plus de 10 %. Cette amélioration provient de l'inductance mutuelle entre les inductances parasites du montage et la plaque de cuivre. L'inductance de la plaque, appelée L_{plaque} , est représentée sur les schémas de la Figure 4.15 (c et d). Une résistance a été placée en série avec celle-ci afin de représenter la dissipation de l'énergie transférée via l'effet Joule. D'un point de vue physique, on peut expliquer la diminution de l'inductance parasite de maille par la création de courants de Foucault à l'intérieur de la plaque de cuivre. Le flux total vu par la boucle de commutation est donc diminué et l'inductance parasite aussi. La plaque de cuivre située en dessous de la céramique joue donc un rôle important dans la valeur de l'inductance parasite. Le fait de vouloir refroidir directement sur le substrat céramique a donc un effet néfaste sur l'inductance parasite du module MARC. A noter tout de même que cet impact reste faible et beaucoup moins marqué que l'ajout d'un condensateur céramique dans notre.

2. Courants de mode commun

D'un autre côté, l'élimination de cette partie métallique peut avoir un effet bénéfique sur les courants de mode commun. Les courants de mode commun sont des courants générés par les fortes variations de tension vues par la partie V_{out} du circuit vis-à-vis de la terre. Ces courants perturbent le fonctionnement des autres dispositifs électriques branchés sur la même ligne. Il est donc important de les diminuer au maximum. Les chemins de ces courants sont

présentés sur la Figure 4.16. Sur cette figure, le rebouclage des courants de mode commun par les condensateurs parasites situés entre les phases et la terre n'a pas été représenté afin de faciliter le raisonnement.

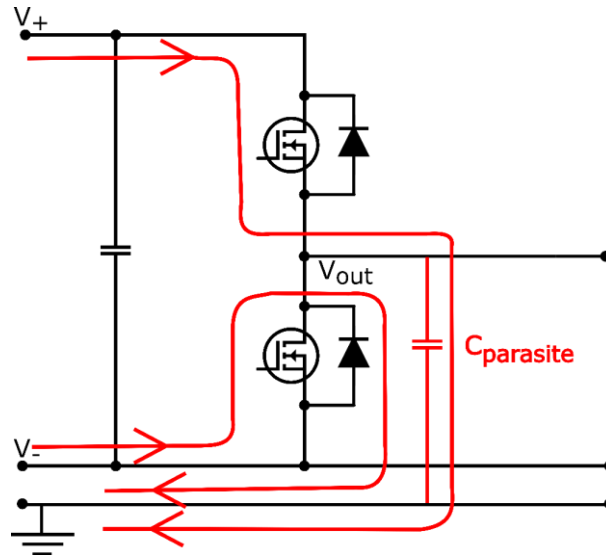


Figure 4.16 : Chemin des courants de mode commun dans une cellule de commutation

Les valeurs de ces courants sont proportionnelles à la valeur du condensateur C_{parasite} . Plus celui-ci est faible, plus les courants de mode commun le sont également. Or, le fait d'avoir éliminé la partie métallique en dessous du module MARC peut permettre de réduire de façon notable la valeur de ce condensateur parasite. La technologie MARC peut donc être intéressante dans le cadre de la réalisation d'un module de puissance générant très peu de courants de mode commun. Cet aspect de la technologie n'a pas été traité de façon expérimentale, étant donné que le milieu dans lequel sera plongé le module de puissance aura une importance capitale sur les résultats de l'expérience. Typiquement, la proximité ou non avec la carcasse de l'avion, si elle est reliée à la terre, modifiera la valeur des courants de mode commun. A ce stade du projet, il n'est pas possible encore d'anticiper tous ces facteurs.

En conclusion, nous avons pu voir que la modification de l'architecture des modules de puissance pouvait avoir un impact important sur leur comportement électrique. La suppression de couches situées en dessous de la céramique n'a donc pas seulement des conséquences sur le refroidissement ou sur la mécanique du module, mais aussi sur son comportement électrique. Dans la partie suivante, la réalisation du module de puissance MARC double face ainsi que la caractérisation électrique et thermique de celui-ci seront présentées.

4.3. Module double face

4.3.1. Réalisation du module double face

Dans cette partie, nous nous intéresserons à la réalisation du module double face. Nous aborderons tout d'abord les problèmes rencontrés avec les radiateurs céramiques achetés au début de la thèse et qui devaient initialement servir de supports aux modules du projet, puis le processus de réalisation sera détaillé.

1. Radiateur céramique

Comme nous l'avons vu au 1^{er} chapitre, l'acronyme MARC signifie « Module Assemblé sur Refroidisseurs Céramiques ». L'objectif est donc de réaliser un module de puissance double face sur des radiateurs céramiques. Au début du projet, des radiateurs faits d'AlN ont été achetés au fabricant de la céramique. Une photographie de l'un de ces radiateurs est présentée sur la Figure 4.17a.

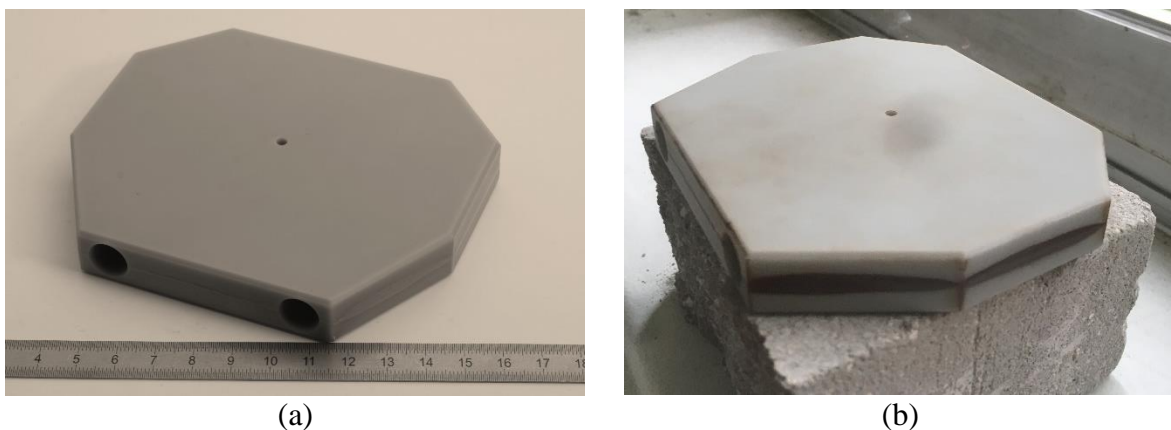


Figure 4.17 : (a) Photo d'un radiateur céramique AlN acheté ; (b) Radiateur céramique après un cycle à 325°C pendant 10 min

Sur la Figure 4.17b, ce même radiateur est présenté mais, cette fois-ci, après avoir vu un cycle thermique à 325°C pendant 10 min (correspondant au profil de frittage utilisé pour accrocher les puces). On peut voir que la partie au centre des radiateurs a changé de couleur et a probablement carbonisé. Cette partie intermédiaire est en fait une colle utilisée afin de fermer le radiateur céramique. Cette colle est nécessaire car les deux pièces qui composent le radiateur céramique sont faites par usinage. On peut voir une photo de l'intérieur du module de puissance sur la Figure 4.18.



Figure 4.18 : Photo de l'intérieur du radiateur céramique [91]

La complexité du circuit de refroidissement à l'intérieur de la pièce est telle qu'il n'est pas possible de la réaliser en une seule fois, c'est pourquoi le constructeur colle les deux pièces ensemble afin de fermer le circuit de refroidissement. Cependant, la colle ayant déjà carbonisé après un cycle de température à 325°C pendant 10 min, la réalisation de la couche d'adhésion ESL9913 sur ces radiateurs devient inenvisageable car celle-ci est frittée à 850°C pendant 10 min. Pour réaliser l'assemblage MARC sur des radiateurs avec une telle complexité de géométrie, ceux-ci pourraient être imprimés par fabrication additive, par exemple. Cela ne pouvant pas se faire dans le cadre de ce projet, nous avons décidé de nous limiter à l'utilisation de plaques céramiques pour la fabrication des modules double face.

2. Principe de réalisation

Dans cette partie, le principe de réalisation du module double face va être présenté. Nous commencerons par décrire les différents éléments qui composeront notre module de puissance, puis nous décrivons les différentes étapes de la construction du module. Pour commencer, on peut s'intéresser au schéma électrique présenté sur la Figure 4.19 représentant la fonction électrique à intégrer ainsi que ses différentes interconnexions avec l'extérieur.

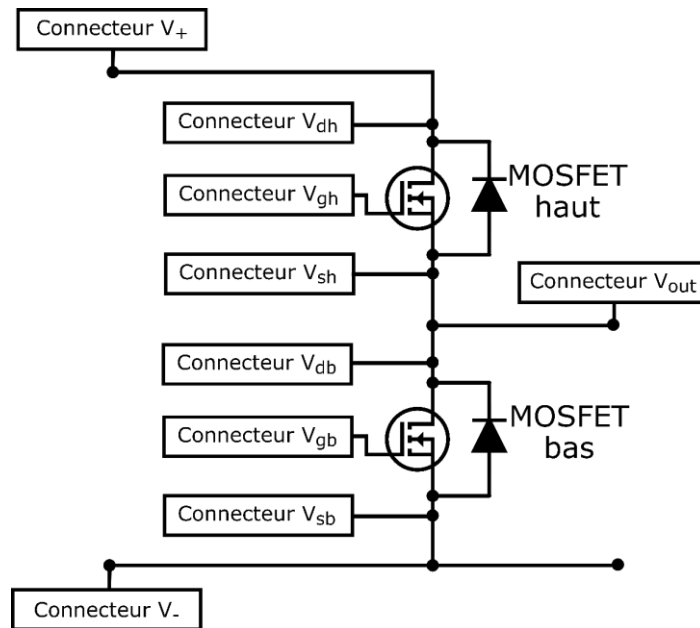


Figure 4.19 : Schéma électrique du module de puissance

Comme pour le module simple face, il a été décidé de réaliser une cellule de commutation avec seulement deux MOSFET en série. La décision de ne prendre que deux MOSFET a été prise afin de faciliter la phase durant laquelle les puces seront assemblées. En effet, en augmentant le nombre de MOSFET, la probabilité de court-circuit augmente mathématiquement, surtout lorsque l'on souhaite réaliser un module double face et donc un frittage sur les deux faces. Les puces utilisées sont des MOSFET SiC CPM2-1200-0025B avec une tenue en tension de 1200 V et un calibre en courant de 98 A. Ces puces ont une dimension de $4 \times 6,5 \text{ mm}^2$ environ et un pad de grille de $500 \times 800 \mu\text{m}^2$. Nous reviendrons sur les difficultés engendrées par de telles dimensions par la suite. Sur la Figure 4.19, on peut aussi remarquer la présence de neuf connecteurs : trois de puissance (V_+ , V_- et V_{out}), quatre de commande (V_{gb} , V_{sb} , V_{gh} et V_{sh}) et deux de mesure (V_{db} et V_{dh}). Pour le module de puissance simple face, les connecteurs de puissance ont été faits à partir de plots en cuivre métallisés avec de l'argent. Cette solution a bien fonctionné pour le module simple face, mais certains connecteurs présentaient une surface oxydée malgré le dépôt d'argent réalisé pour les protéger. Afin d'éviter tout problème lié à l'oxydation du cuivre, des plaques en argent ont été achetées pour jouer le rôle de connecteur. Le prix est d'environ 2 €/connecteur pour la puissance. Pour les connecteurs de commande et de mesure, le prix est d'environ 0.4 €/connecteur. Le prix n'est donc pas prohibitif pour les connecteurs malgré l'utilisation d'argent comme matériau. Vis-à-vis de la réalisation des couches piste, des couches d'accroche et des couches d'adhésion, la sélection n'a pas été modifiée par rapport à ce qui a été présenté précédemment pour le module simple face.

À présent, nous allons décrire les différentes étapes de réalisation du module. Le principe consiste à réaliser, premièrement, la partie haute du module de puissance, deuxièmement, la partie basse et, troisièmement, à assembler ces deux parties. Une coupe transverse du module à réaliser est proposée sur la Figure 4.20. Contrairement à ce qui est généralement fait, nous pouvons voir que les puces sont disposées de manière opposée entre les substrats (i.e. une puce a son électrode de drain attachée à la partie haute et l'autre a son drain sur la partie basse) ce qui permet, entre autre, de réduire l'inductance parasite du module et d'éviter une connexion électrique supplémentaire entre les parties haute et basse du module.

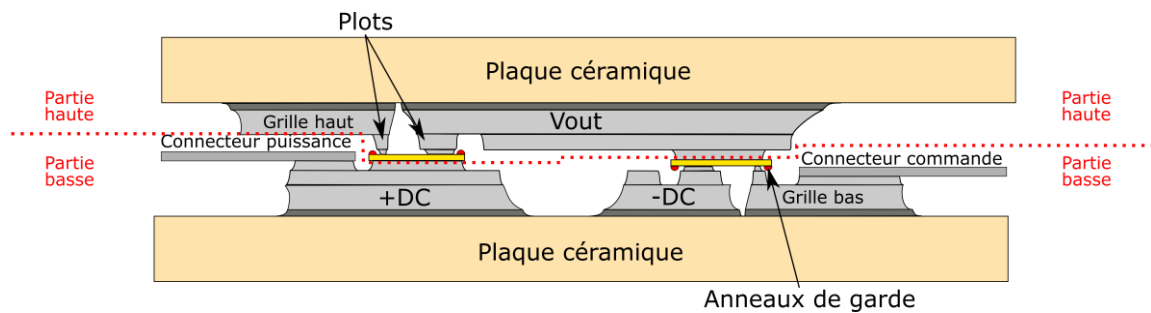


Figure 4.20 : Coupe transverse du module de puissance double face réalisé

De par la constitution proposée, la partie haute du module correspond à la partie V_{out} de la cellule de commutation, alors que la partie basse du module comporte la circuiterie des parties V_+ et V_- . Les étapes de réalisation sont les mêmes pour les deux parties. On peut voir ces différentes étapes en coupe transverse sur la Figure 4.21 et en 3D sur la Figure 4.22. Elles sont décrites en détails dans les parties suivantes.

Réalisation des modules de puissance MARC

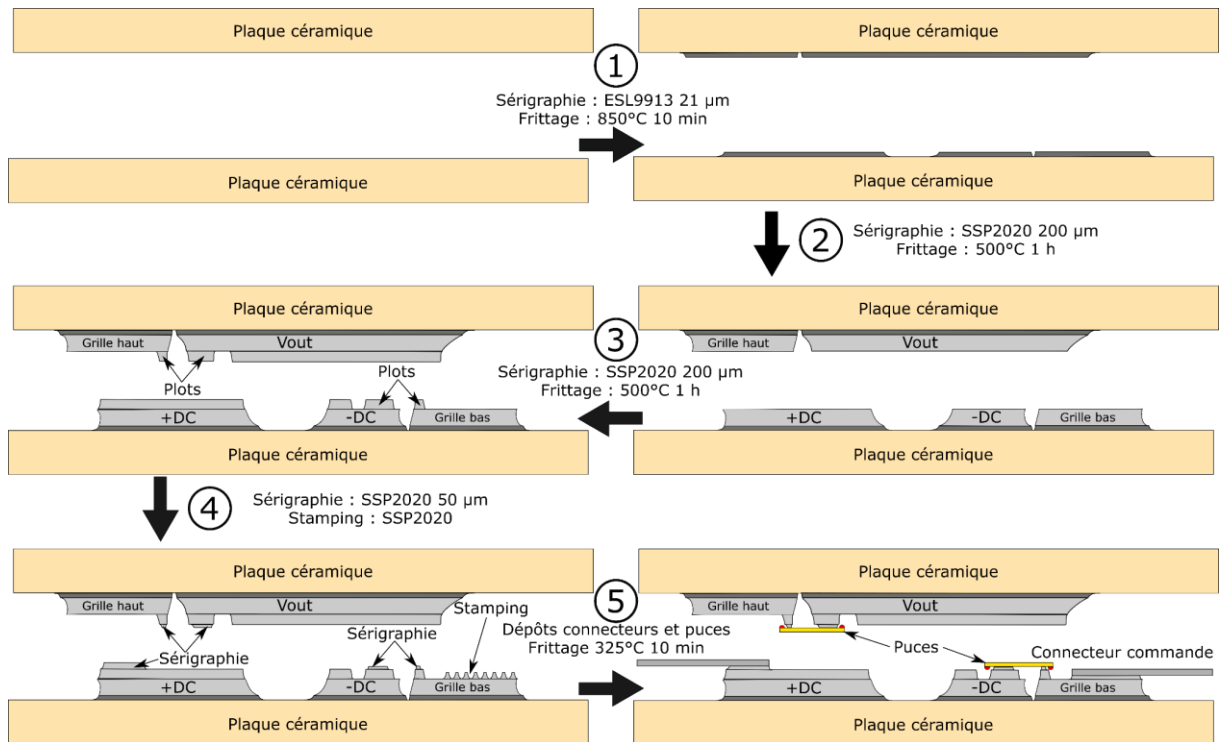
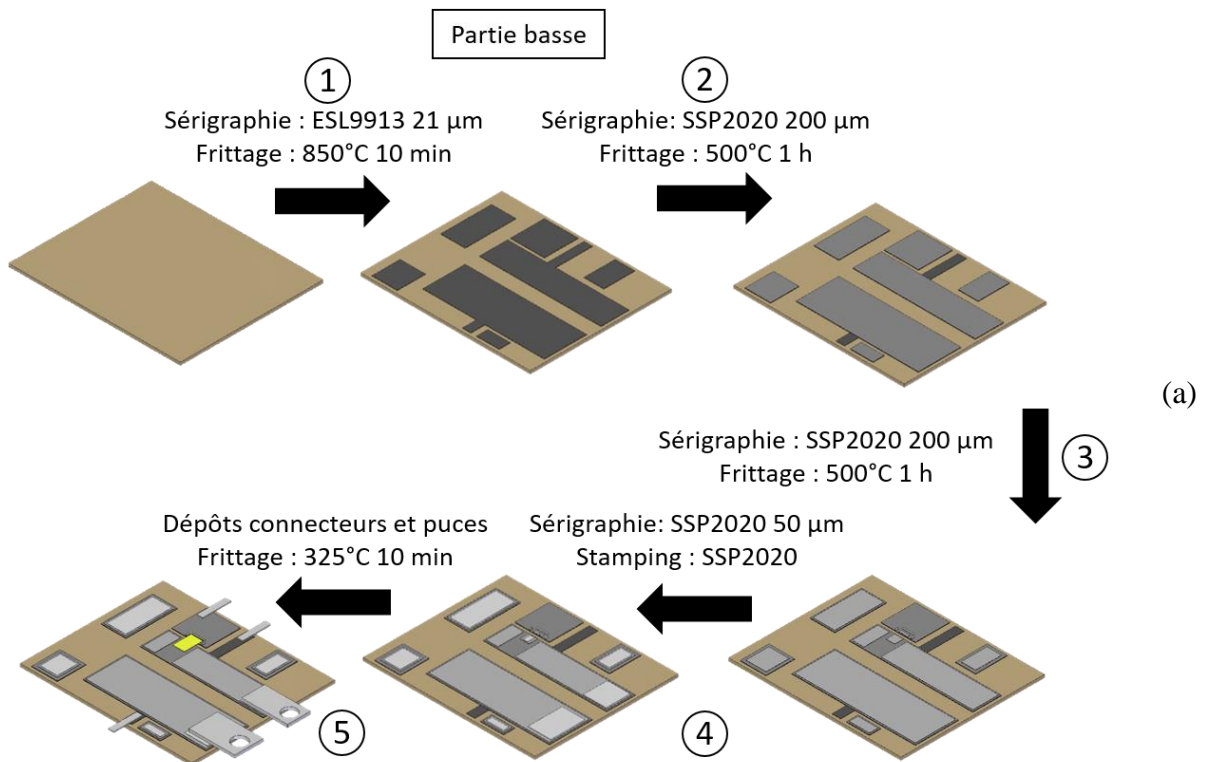


Figure 4.21 : Différentes étapes de réalisation des parties basse et haute du module en coupe transverse



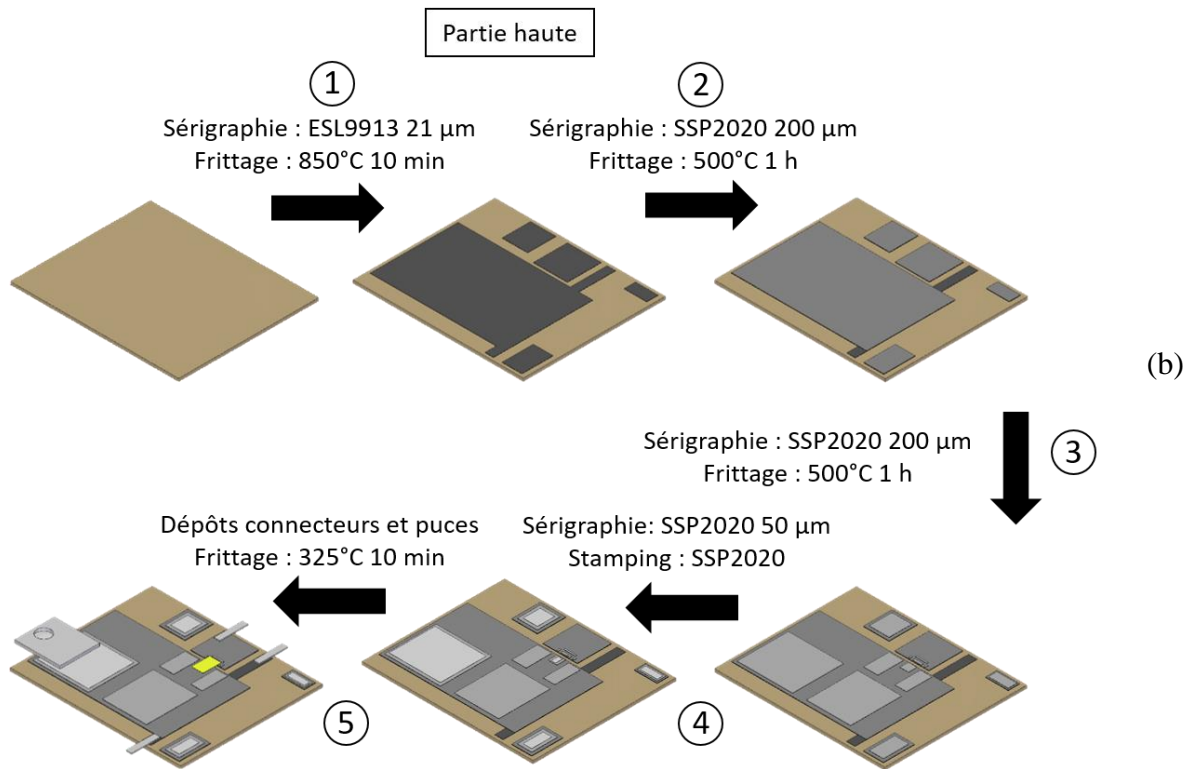


Figure 4.22 : Différentes étapes de réalisation de la partie (a) basse du module et de la partie (b) haute du module en 3D

1. La première étape consiste à sérigraphier puis à fritter à 850°C pendant 10 min la couche d'adhésion faite d'ESL9913. Cette couche doit recouvrir tous les endroits sur lesquels des pistes de puissance mais aussi de commande seront sérigraphiées. Comme nous l'avons expliqué précédemment, il n'y a pas vraiment de contraintes fortes qui s'exercent sur la réalisation de cette couche par sérigraphie en utilisant des toiles en inox.
2. La deuxième étape a pour objectif de réaliser une première couche piste. Celle-ci est faite en sérigraphiant la pâte SSP2020 à l'aide d'un pochoir de 200 μm d'épaisseur et en la frittant à 500°C pendant 1 h. L'épaisseur de la couche piste restante sur le substrat après frittage est alors d'environ 100 μm . Cette épaisseur n'est probablement pas optimale pour évacuer le flux de chaleur.
3. La troisième étape consiste à réaliser à nouveau une couche piste avec le même profil de frittage et la même épaisseur de pochoir, mais avec un pattern de dépôt différent. L'objectif principal de cette étape est de réaliser un plot sur lequel la puce sera frittée, afin d'éviter d'impacter sa tenue en tension. Nous reviendrons sur ce point dans la partie suivante.

4. La quatrième étape correspond au dépôt d'argent pour réaliser l'accroche des puces et des connecteurs. Pour les connecteurs de puissance et pour les puces, cette couche est déposée par sérigraphie à l'aide d'un pochoir en inox d'une épaisseur de 50 μm . Pour les connecteurs de commande et de mesure, il a été décidé de déposer la pâte par stamping.
5. Enfin, la cinquième étape consiste à déposer la puce et les connecteurs sur la pâte puis de fritter cette dernière à 325°C pendant 10 min. Le dépôt des puces est réalisé en flip-chip : la face supérieure de la puce est déposée sur la pâte, puis, frittée. Sur cette face, on retrouve le pad de grille mais aussi le pad source. Il est important de réaliser cette étape précautionneusement puisque le risque de court-circuiter ces deux pads est élevé dans le cas d'un dépôt réalisé avec une force trop importante ou un temps trop long. Nous reviendrons, par la suite, sur les difficultés rencontrées pendant cette étape.

Avant de passer à l'étape finale, qui consiste à fermer le module, on peut s'intéresser à la Figure 4.23, sur laquelle les deux parties du module sont présentées.

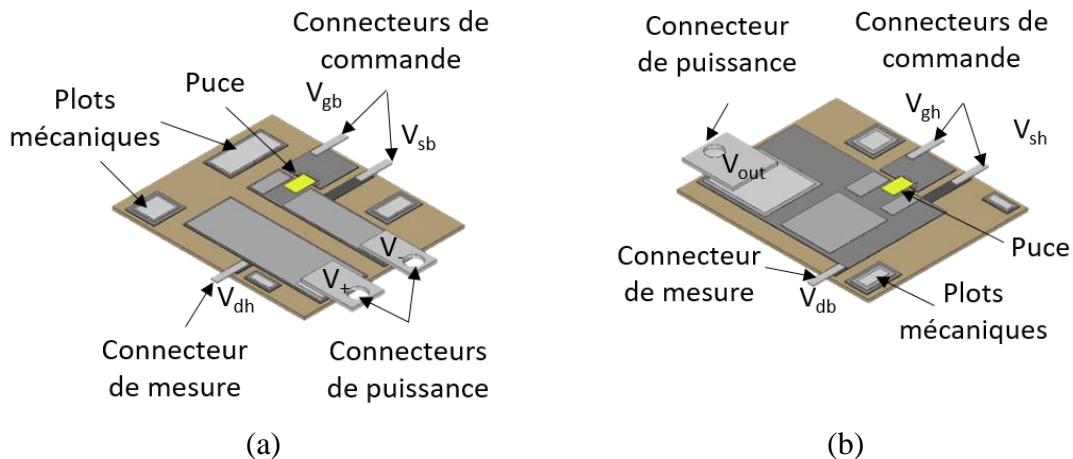


Figure 4.23 : (a) Partie basse et (b) partie haute du module annotées avant fermeture

Sur cette figure, on peut remarquer la présence de plots mécaniques. Ceux-ci ont été ajoutés afin d'éviter que l'ensemble de la tenue mécanique du module double face ne repose pas uniquement sur les puces, mais également sur ces plots. Ces plots n'ont pas été représentés sur les coupes transverses du module double face de la Figure 4.21.

Enfin, la Figure 4.24 et la Figure 4.25 présentent les deux dernières étapes de fermeture du module de puissance double face. Les étapes sont décrites en détail ensuite.

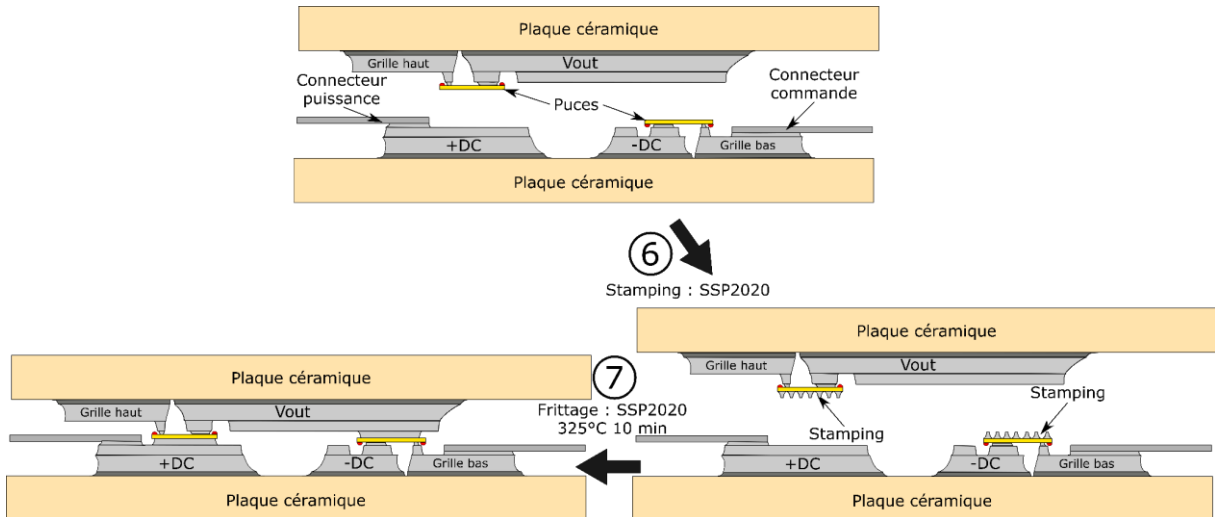


Figure 4.24 : Etapes de fermeture du module double face en coupes transverses, les plots mécaniques ne sont pas représentés

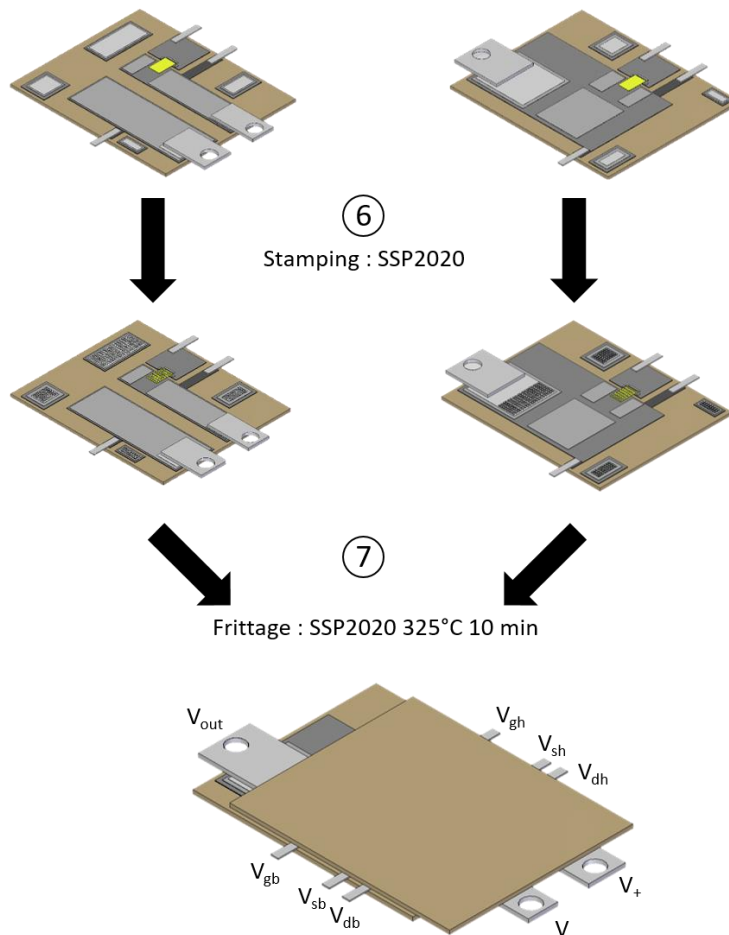


Figure 4.25 : Etapes de fermeture du module double face en 3D

6. Cette étape consiste à déposer par stamping la pâte d'argent afin de réaliser la connexion de la face drain des puces. Le stamping est directement réalisé sur les puces de façon à ne pas avoir de problème d'alignement entre les deux parties du module lors de la

fermeture. De cette manière, il est impossible, pour nous, de manquer l'alignement. En contrepartie, le dépôt de pâte par stamping est moins homogène que ce qui peut se faire avec la sérigraphie. Nous reviendrons sur cet aspect par la suite. De la pâte est également déposée par stamping sur les plots mécaniques pour donner une meilleure tenue mécanique au futur module.

7. Enfin, la dernière partie consiste à fermer le module et à fritter l'argent à 325°C pendant 10 min. La fermeture du module est réalisée à l'aide du die bonder. La fermeture est réalisée avec la force maximale applicable par le die bonder, soit environ 50 g.

Le module assemblé double face est présenté sur la Figure 4.26.

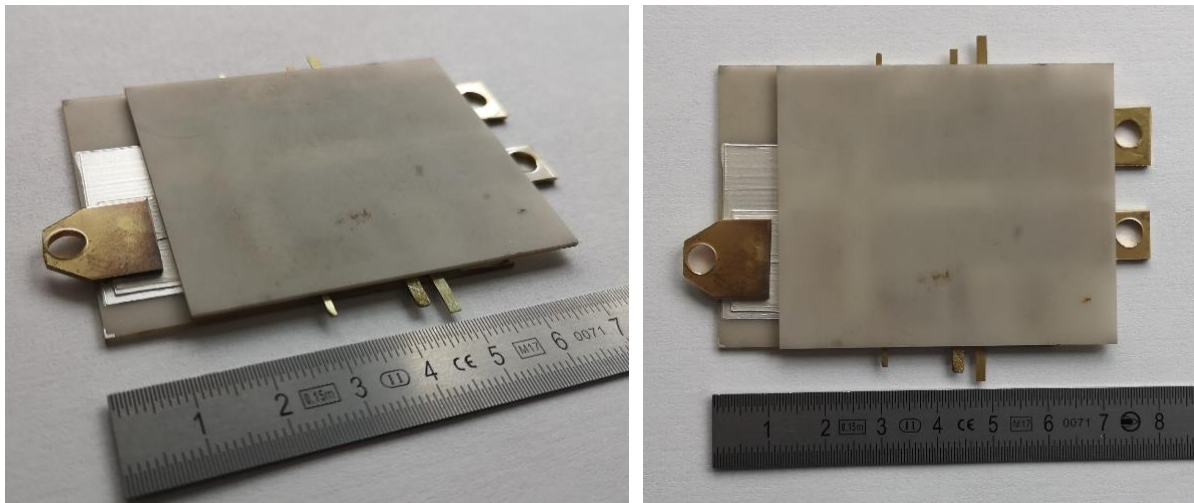


Figure 4.26 : Photos du module double face MARC après fermeture

Maintenant que la conception du module double face a été présentée, nous allons revenir sur les principales difficultés auxquelles nous avons fait face tout au long de ce processus de réalisation.

3. Métallisation de la face supérieure des puces (étape 5)

Pour réaliser notre module double face, il est nécessaire de connecter la face top des puces par frittage d'argent (étape 5). Or, les métallisations top des puces sont faites généralement en aluminium. Cette finition est standard en électronique de puissance car elle est adaptée à la connexion par fils de bonding. Cependant, la couche native d'alumine sur celle-ci rend l'assemblage par frittage d'argent complexe. C'est pourquoi, il a été nécessaire d'adapter cette métallisation pour réaliser l'assemblage : une couche de cuivre a été déposée sur nos puces. Cette opération a été réalisée par D+T Microelectronica (Barcelone). Elle a consisté en

un dépôt d'une couche de titane de 100 nm sur la puce (pour l'accroche sur l'aluminium) puis d'une couche de 2 mm de cuivre. On peut voir une photo de la puce avec les pads de grille et de source métallisés avec du cuivre sur la Figure 4.27. Notons que, afin de faciliter le frittage sur cette métallisation, nous aurions voulu déposer de l'argent et non pas du cuivre sur nos puces, mais nous n'avons pas trouvé d'acteurs prêts à réaliser cette opération rapidement. Nous reviendrons sur le problème engendré par la sélection du cuivre comme métallisation pour la face supérieure ultérieurement (partie 4.3.2).



Figure 4.27 : Photo d'une puce CPM2-1200-0025B après métallisation Cu de sa face top

4. Tenue en tension des puces (étape 3)

Nous avons mis en évidence, dans l'étape 5, notre intention de réaliser le dépôt des puces en flip-chip. Comme l'illustre le problème lié à la finition en aluminium, les puces ne sont pas créées dans le but d'être assemblées de cette manière. En effet, l'assemblage en flip-chip peut dégrader la tenue en tension des puces. Cette dégradation provient du fait que, en les déposant ainsi, une surface conductrice se retrouve directement en face de la puce. Si cette surface conductrice est très proche de la puce, leur proximité peut avoir pour effet de resserrer les équipotentielles et augmenter localement le champ électrique au voisinage des anneaux de garde lorsque le composant est bloqué. Ces anneaux de gardes sont situés en périphérie de la puce, ils sont visibles en rouge sur la Figure 4.20. Cette augmentation du champ électrique peut, par conséquent, engendrer un claquage prématuré de la puce ou de son environnement proche, malgré l'application d'une tension inférieure à son calibre. Il est donc important de conserver

une distance entre la piste et les anneaux de garde situés tout autour du composant. Pour ce faire, nous avons décidé de sérigraphier des plots pour la grille et pour la source à l'aide d'un pochoir en inox de 200 μm d'épaisseur. Ces plots ont ensuite été frittés à 500°C pendant 1 h ; l'épaisseur restante est d'environ 100 μm . Ces plots ont une surface inférieure à celle de la puce. De fait, les anneaux de garde auront une distance de 100 μm à laquelle il faudra ajouter l'épaisseur de l'accroche (environ 20 μm) entre eux et la piste conductrice. Aucun calcul ou simulation numérique n'a été réalisé afin de savoir si cette distance était suffisante. Cependant, nous nous sommes basés sur les travaux de Vladimirova [92] pour la valider. Les deux plots réalisés sont présentés sur la Figure 4.28b. C'est sur ces plots que la pâte sera sérigraphiée afin d'assembler la grille et la source des composants (étapes 4 et 5).

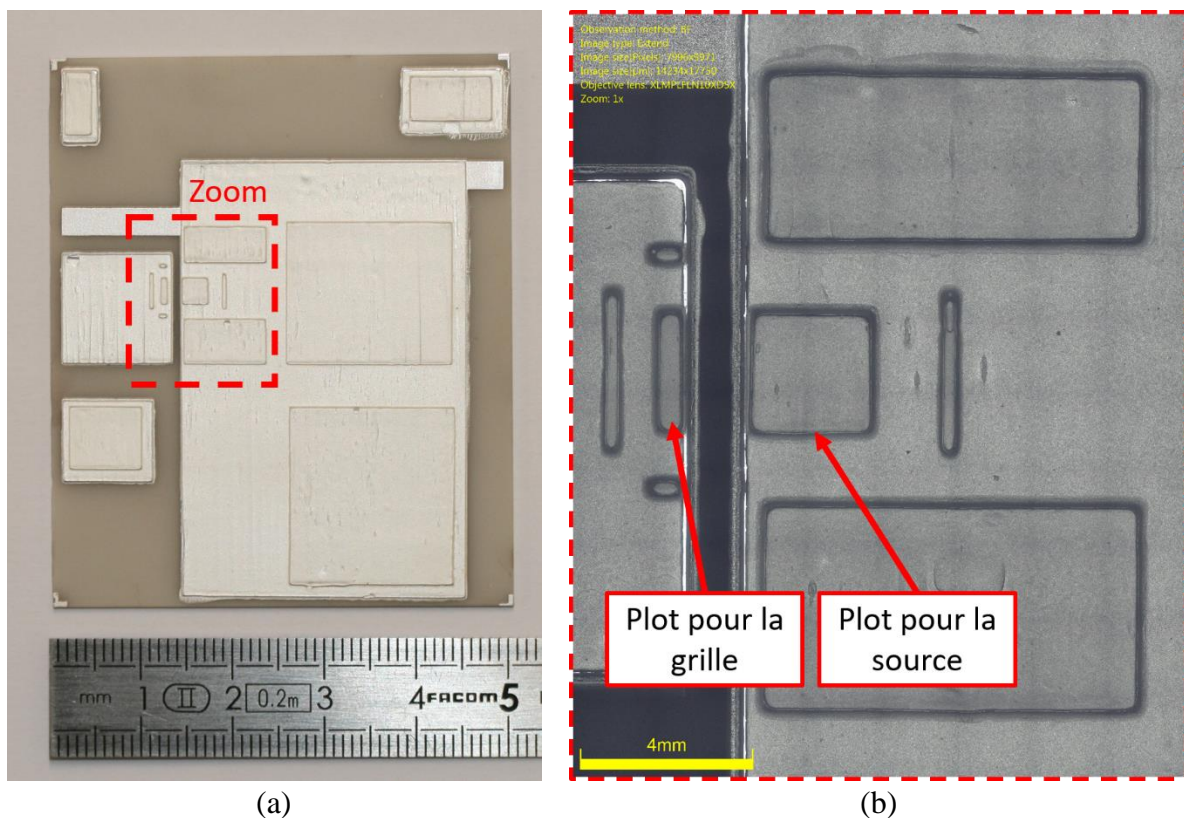


Figure 4.28 : (a) Photo de la partie haute du module après l'étape 3 ; (b) Zoom sur les plots réalisés pour éviter de détériorer la tenue en tension des puces assemblées en flip-chip

5. Assemblage des puces en flip-chip (étapes 4 et 5)

Précédemment, nous avons vu quelles stratégies nous avons adoptées pour répondre aux problèmes liés à la métallisation des puces, ou encore à la proximité entre les anneaux de garde et la piste. Cependant, d'autres obstacles se dressent pour réaliser un assemblage flip-chip des composants. Le premier est lié à la nature du processus utilisé pour notre assemblage : le

frittage. Contrairement aux brasures, le frittage n'est pas un processus durant lequel un matériau passe par l'état liquide. Pour les brasures, cet état liquide est très intéressant car il permet de « limiter » le problème d'alignement grâce au phénomène de mouillage. Pour l'assemblage par frittage, la pose de la puce doit être parfaitement alignée avec la pâte sérigraphiée car, une fois dans le four, aucun phénomène ne permettra de rattraper les erreurs d'alignement. Les dimensions des puces que nous utilisons sont présentées sur la Figure 4.29.

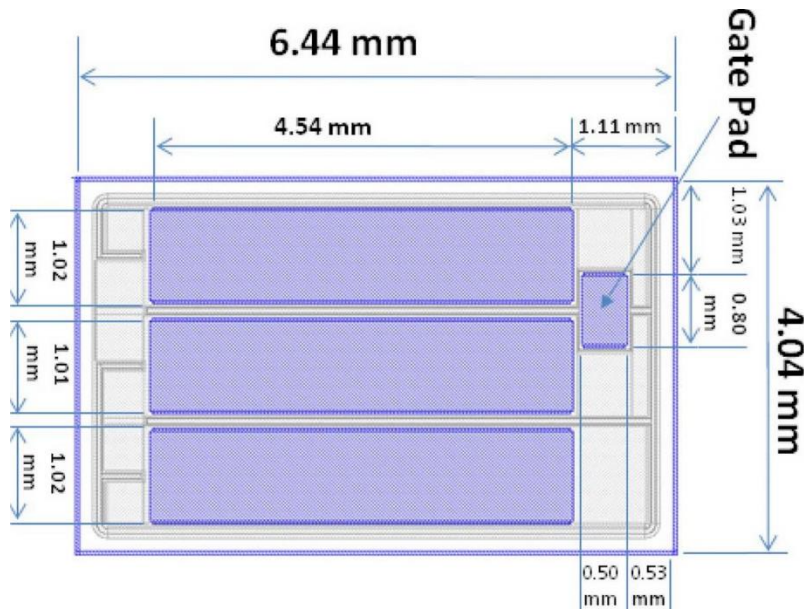


Figure 4.29 : Vue de dessus de la puce CPM2-1200-0025B

Il y a deux connexions à réaliser sur la face supérieure des composants : la grille et la source. La source est divisée en trois pads de connexion qui sont très larges. Cette division est faite par les constructeurs des puces pour pouvoir distribuer la grille sur toute la surface du composant plus facilement. L'unique pad de la grille est particulièrement petit ($800 \times 500 \mu\text{m}^2$) et la distance entre celui-ci et les pads de source est très faible ($80 \mu\text{m}$). Il est donc très complexe d'aligner parfaitement les pads avec la pâte sérigraphiée, d'autant plus que les puces sont déposées tête en bas : l'opérateur n'a donc aucune visibilité lors du dépôt. Dans la plupart des cas, le positionnement de la puce est réalisé à l'aide de machines capable d'aligner précisément la puce avec son substrat. Le laboratoire n'étant pas équipé de cette machine mais seulement d'un die bonder qui est capable de déposer une puce avec une force et un temps contrôlés mais sans aucun asservissement en position, il a été décidé de mettre en place une stratégie de vérification à l'aide du microscope optique. Nous allons présenter cette stratégie à l'aide de la Figure 4.30.

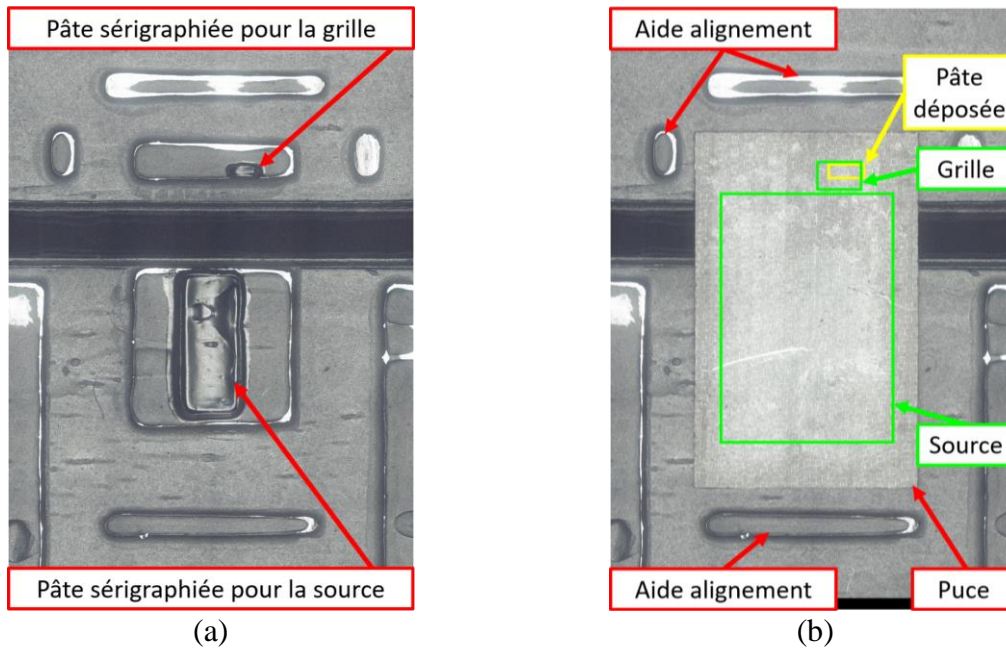


Figure 4.30 : (a) Photo de la pâte fraîchement sérigraphiée pour l'accroche d'un composant en flip-chip ; (b) Photo d'une puce déposée sur la pâte, en vert les surfaces correspondant aux pads de grille et de source de la puce et en jaune la surface correspondant au dépôt de pâte pour la grille

Sur la Figure 4.30a, un zoom sur la pâte fraîchement sérigraphiée à l'aide d'un pochoir de $50\ \mu\text{m}$ est présenté. Sur cette photo prise au microscope optique, on peut voir la pâte pour la connexion de la grille et celle pour la connexion de la source. Une photo optique a systématiquement été prise avant de déposer la puce afin de retrouver la position du dépôt de pâte pour la grille sous la puce. Sur la Figure 4.30b, on peut voir la puce déposée : en vert, les dimensions des pads et, en jaune, la position de la pâte sérigraphiée pour la grille. Le carré jaune a pu être dessiné sur cette photo grâce à la photo précédente, et les carrés verts grâce aux bords de la puce. Cette photo nous permet d'affirmer que le pad de grille est bien aligné avec le dépôt de pâte qui est en dessous. On peut aussi noter, sur ces photographies, la présence des aides d'alignement sérigraphiées en même temps que les plots.

Une fois l'alignement réglé, il a fallu s'assurer que l'étalement de la pâte en dessous de la puce n'était pas trop important. Pour ce faire, des tests ont été réalisés avec des plaques de verre [93]. Un exemple de test est présenté sur la Figure 4.31. Sur celle-ci, on peut voir la pâte avant et après dépôt d'une plaque de verre avec une force de 20 g pendant 200 ms.

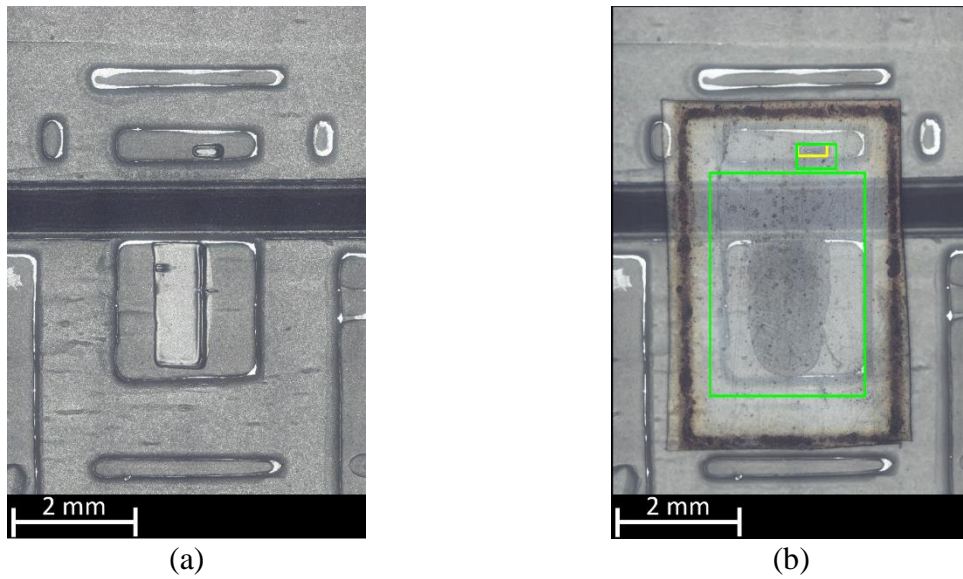


Figure 4.31 : Photo optique avant et après dépôt d'une plaque en verre avec une force de 20 g pendant 200 ms sur un dépôt d'argent pour la connexion grille et source (face top)

Cette figure indique que l'étalement de la pâte est modéré après avoir déposé la plaque en verre. Néanmoins, même s'il faudrait maximiser la surface d'accroche afin d'avoir la plus petite résistance thermique possible, il a été décidé de ne pas augmenter la taille de la surface sérigraphiée pour le pad de source afin de s'assurer de ne rien court-circuiter pendant l'assemblage.

6. Fermeture du module de puissance (étapes 6 et 7)

Enfin, la dernière difficulté consiste à fermer le module double face. De même que pour la pose de la puce, des tests d'étalement de la pâte d'argent ont été réalisés. Des résultats de cette étude sont présentés sur la Figure 4.32.

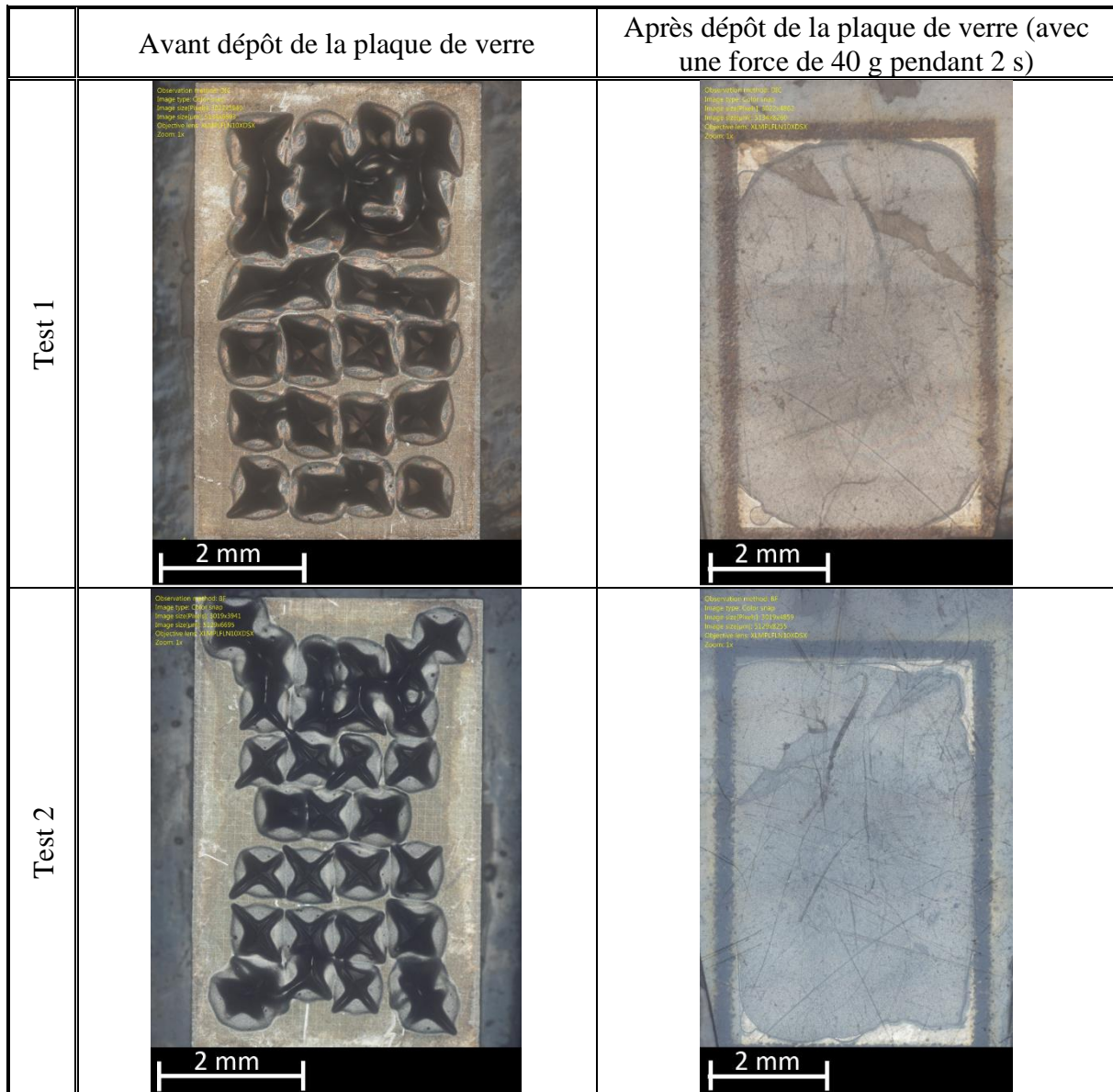


Figure 4.32 : Photos optiques avant et après dépôt d'une plaque en verre avec une force de 40 g pendant 2 s sur un dépôt d'argent pour la connexion drain

Cette figure indique que, même si le nombre de stamping réalisé est élevé, la pâte ne s'étale pas de façon importante. Ce phénomène provient principalement de la faible quantité de pâte déposée à chaque stamping, mais également de la force et du temps appliqués. Pour les tests présentés sur la Figure 4.32, nous avons sélectionné 40 g pendant 2 s. Cette force est largement supérieure à celle qui sera réellement exercée sur la pâte lors de la fermeture. En effet, le poids total de notre module est d'environ 30 g. Cela signifie que seulement 15 g (la moitié du module) seront appliqués sur la surface de la pâte. De plus, lors de la fermeture du module, la surface sur laquelle la force est exercée est bien plus grande : en effet, celle-ci sera exercée sur les deux puces, mais aussi sur la pâte déposée sur les plots mécaniques (présents afin de donner une résistance mécanique plus importante à l'assemblage). L'étalement sera

donc probablement bien inférieur à ce qui est visible sur la Figure 4.32. Nous verrons, par la suite, quels ont été les impacts de ce faible étalement de la pâte avant frittage.

Dans la partie précédente, nous avons présenté chaque étape de la réalisation du module MARC. Nous avons mis en évidence qu'un certain nombre de ces étapes pouvait poser problème lors de l'assemblage (tenue en tension, étalement de la pâte, métallisation, etc.). Au final, un seul module double face a été réalisé durant cette thèse. Dans la partie suivante, nous mesurerons la résistance à l'état passant des deux MOSFET assemblés afin de s'assurer qu'ils sont encore fonctionnels malgré toutes les étapes d'assemblage qu'ils ont subies.

4.3.2. Caractérisation de la résistance à l'état passant

La résistance à l'état passant des MOSFET $R_{ds,on}$ est un paramètre clé pour le calcul de pertes dans les convertisseurs de puissance. En effet, les pertes par conduction sont directement reliées à cette valeur : il est donc important de s'assurer que le processus d'assemblage des composants ne viendra pas la dégrader. La question se pose particulièrement dans notre projet puisque le processus d'assemblage est très éprouvant pour les composants : deux cycles thermiques à 325°C pendant 10 min. Pour évaluer l'impact de ces cycles thermiques tout au long de l'assemblage, la résistance a été mesurée avant et après le premier assemblage (assemblage côté grille/source de la puce), et après la fermeture du module (assemblage côté drain). Pour ce faire, une mesure quatre pointes classique a été réalisée. La résistance a été mesurée avec une tension de grille V_{gs} de 20 V. Les résistances à l'état passant pour les deux puces sont présentées sur la Figure 4.33.

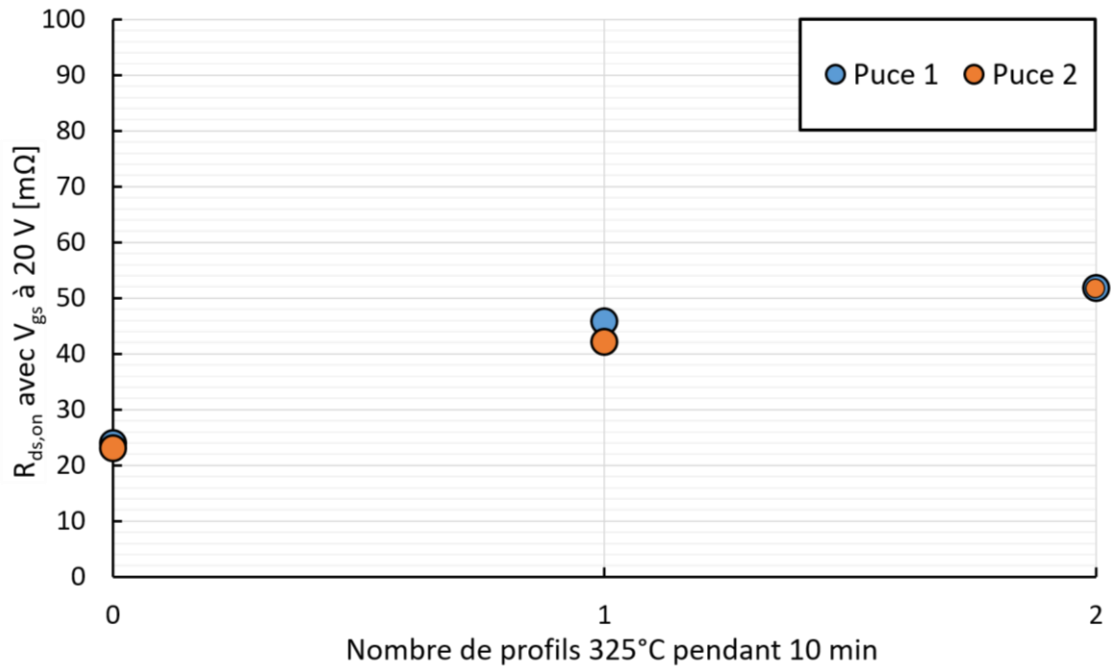


Figure 4.33 : Evolution de la résistance à l'état passant après plusieurs cycles de frittage à 325°C pendant 10 min (l'abscisse 0 correspond à une valeur mesurée avant assemblage, l'abscisse 1 à une valeur mesurée après fabrication d'un demi-module et l'abscisse 2 à une valeur mesurée après fermeture du module complet)

La documentation des composants utilisés indique un $R_{ds,on}$ typique de l'ordre de 25 $m\Omega$ pour une tension V_{gs} de 20 V. Les mesures réalisées sur nos puces avant le premier assemblage sont cohérentes avec ces mesures malgré la métallisation cuivre de la face supérieure. Cependant, on peut voir que la valeur de la résistance augmente très fortement pour atteindre environ 45 $m\Omega$ après le premier cycle thermique (fabrication d'un demi-module). Cette valeur augmente encore après le second cycle (fabrication du module complet) pour atteindre une valeur de l'ordre de 50 $m\Omega$. Une coupe transverse a été réalisée sur un échantillon n'ayant vu qu'un seul cycle de frittage de 325°C pendant 10 min afin de comprendre d'où provenait cette augmentation. Un zoom sur l'interface entre le cuivre de la métallisation et l'argent fritté est présenté sur la Figure 4.34.

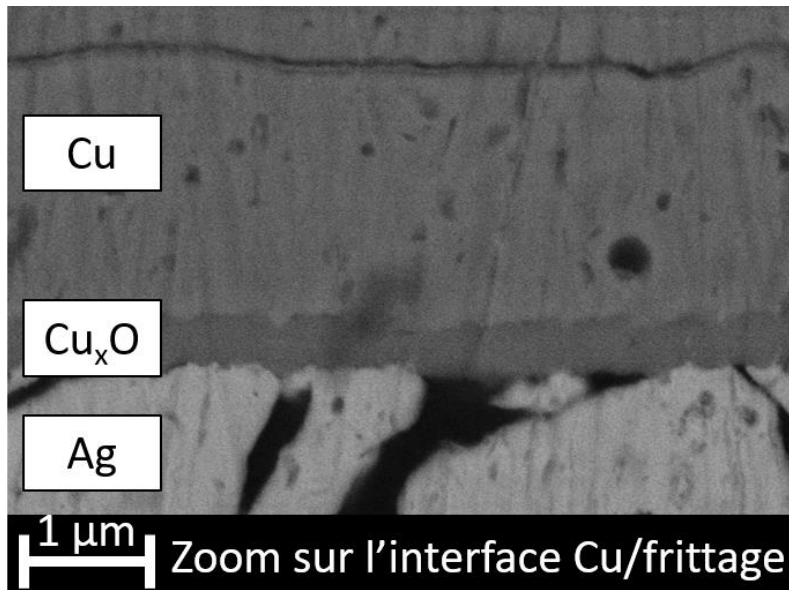


Figure 4.34 : Vue au MEB de l'interface entre la métallisation cuivre et de l'argent frittée après un cycle de frittage à 325°C pendant 10 min (électrons rétrodiffusés)

Sur cette photo, on peut voir une couche d'oxyde de cuivre à l'interface entre les deux métaux. Cette couche d'oxyde impacte la résistance à l'état passant de nos composants, et est probablement responsable de l'augmentation de la résistance à l'état passant. On voit ici que, pour améliorer l'assemblage des futurs modules MARC, il faudra trouver un moyen de métalliser nos puces avec un autre métal que le cuivre ou trouver un moyen d'éviter cette oxydation. En ce qui concerne l'augmentation après le second cycle de frittage correspondant à la fermeture du module (étape 7), celle-ci est probablement due à une erreur de mesure. En effet, pour les points précédents, nous avons un accès direct aux puces. Il était alors possible de placer les pointes de mesure au plus près du composant. En revanche, après le second cycle thermique, le module étant fermé, nous n'étions plus capables de placer les pointes au plus proche des puces, mais seulement sur les connecteurs. On peut voir la prise de mesure sur la Figure 4.35. La résistance des connecteurs s'est donc probablement ajoutée aux mesures et peut expliquer la légère augmentation observée. Il est aussi possible que l'oxydation du cuivre ait continué pendant le second frittage à 325°C pendant 10 min.

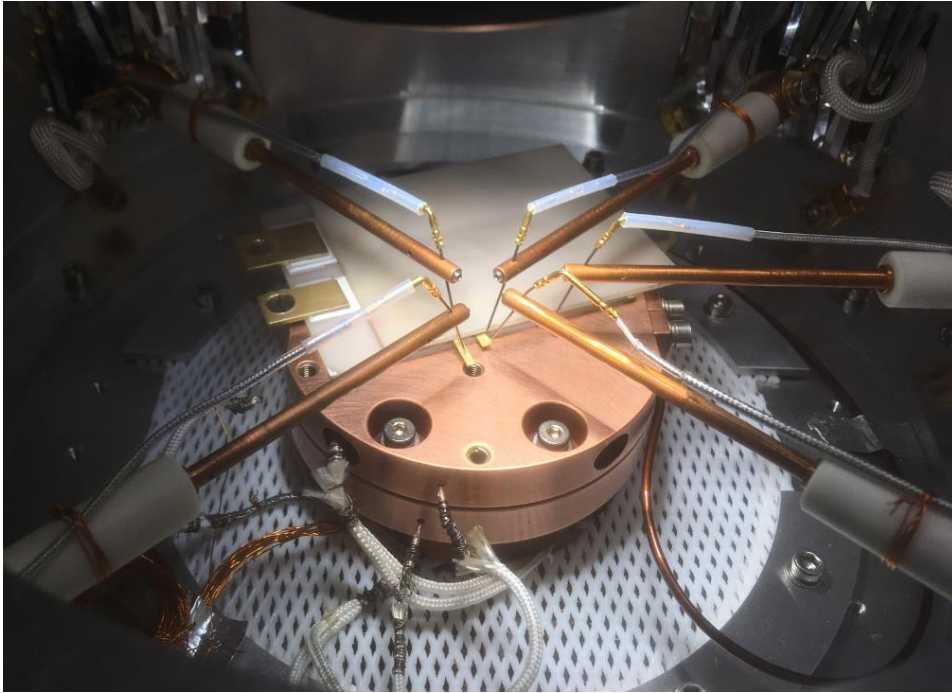


Figure 4.35 : Photo prise durant la mesure quatre pointes sur le module fermé

En conclusion, nous venons de voir que les résistances à l'état passant avaient drastiquement augmentées durant l'assemblage du module. Le fait que nous ayons été capables de mesurer ces résistances à l'état passant témoigne de l'absence de court-circuit mais aussi de la présence de connexion électrique entre les différentes parties de notre module (accroche, piste, puce, etc...) ce qui est un aspect très positif. Cependant, la conductivité électrique de l'argent fritté étant excellente, il n'est pas réellement possible de savoir si ces connexions sont de bonne ou de mauvaise qualité d'un point de vue thermique. Typiquement, nous avons vu que l'étalement de la pâte est une étape complexe de l'assemblage. Il est donc possible que la surface d'argent sur la face du drain soit suffisante pour assurer une bonne connexion électrique mais pas assez pour extraire le flux de chaleur de façon efficace. Il a donc été décidé de réaliser des mesures thermiques sur notre module de puissance afin de savoir si les connexions physiques des composants étaient de bonne qualité ou pas.

4.3.3. Étude thermique

Dans cette partie, nous verrons comment nous avons caractérisé la qualité des accroches des composants par des mesures thermiques. Dans un premier temps, les refroidisseurs réalisés seront présentés. Dans un deuxième temps, nous nous intéresserons à la mesure puis nous analyserons les résultats obtenus.

1. Présentation du dispositif expérimental

Pour réaliser les mesures thermiques, des refroidisseurs ont été fabriqués afin de pouvoir effectuer des tests avec une dissipation de longue durée contrairement à ce qui a été fait dans le Chapitre 3. Pour ces dernières, la mesure était seulement réalisée en mode impulsif, aucun refroidisseur n'était donc nécessaire. Des éléments en Téflon sont assemblés autour du module 3D. Ils servent à guider le liquide de refroidissement à proximité de ce dernier et à créer des jets visant la position des puces. Le modèle 3D du module avec ses refroidisseurs est présenté sur la Figure 4.36. Ce système de refroidissement n'a pas été optimisé.

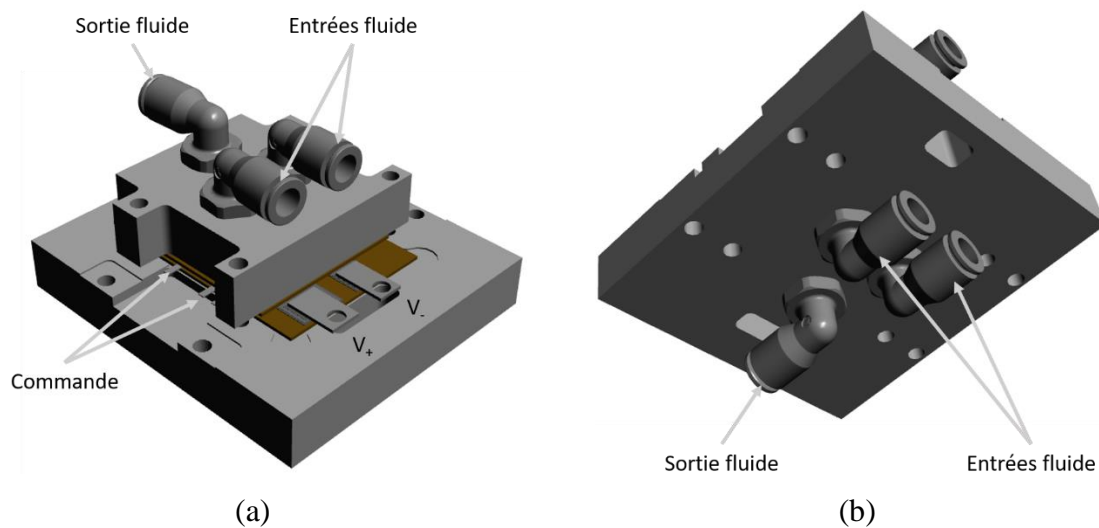


Figure 4.36 : Modèle 3D du module avec ses refroidisseurs : (a) vue d'en haut ; (b) vue d'en bas

Il a été décidé de placer deux entrées pour chaque refroidisseur. De cette façon, le fluide arrive directement sur la position des puces au niveau du module et chaque puce voit deux jets d'eau : l'un sur sa face inférieure et l'autre sur sa face supérieure. En revanche, le fluide n'est évacué que par une seule sortie sur chaque refroidisseur. La raison à cela est un problème d'encombrement. On peut voir une photo des pièces sur la Figure 4.37.

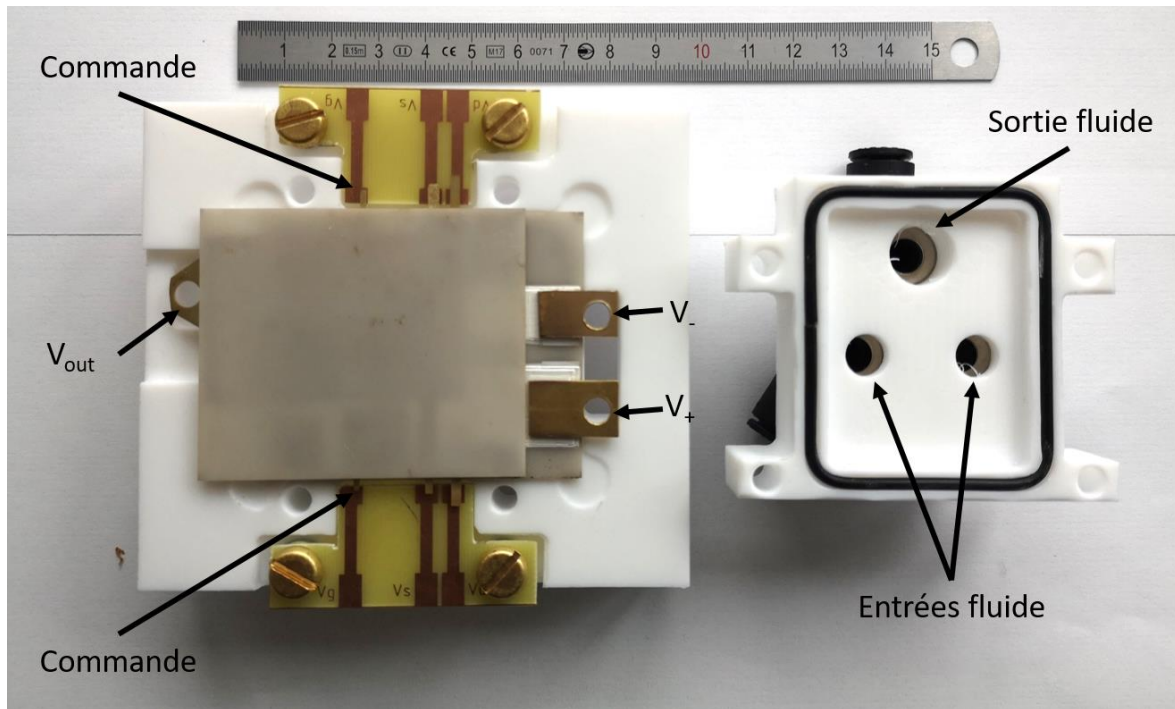


Figure 4.37 : Photo du module et des pièces en Téflon

2. Principe de la mesure

La mesure de la résistance thermique totale du dispositif reste limitée car elle ne nous donne qu'une valeur globale incluant l'ensemble du packaging et du refroidissement, sans nous donner la possibilité de dissocier les différentes contributions des couches à cette résistance totale (accroche, piste, céramique, etc.). Une manière d'accéder aux contributions de chaque matériau est de s'intéresser à la fonction de structure de l'assemblage qui est aujourd'hui devenue une donnée de mesure classique dans le domaine de l'électronique et sur laquelle se basent d'ailleurs des normes. Durant ce travail de thèse, le laboratoire s'est équipé d'une machine « Semiconductor Thermal Analyzer » produite par AnalysisTech capable de tracer ces courbes. Nous allons voir dans la suite de cette partie tout le processus nécessaire à réaliser dans le but de les obtenir.

Comme pour les mesures présentées dans le Chapitre 3, la première phase consiste à caractériser un paramètre thermosensible des puces (PETS). Cette étape est réalisée de manière automatisée par la machine en plaçant le module de puissance dans un four. Les PETS sélectionnés ici correspondent aux tensions de seuil des diodes de structure des MOSFET SiC. Tout au long du test, la tension V_{gs} a été placée à -5 V et le courant de polarisation de seuil à 10 mA. Grâce à cette étape, la relation entre la tension de seuil et la température est connue pour les deux puces du module. L'étape suivante consiste alors à tracer la fonction $Z_{th}(t)$ des puces :

cette fonction décrit la dynamique de l'élévation de température de la puce en réponse à un échelon de puissance. La fonction Z_{th} exprimée en fonction de la puissance P dissipée dans la puce et de la température de jonction $T_j(t)$ visible sur l'équation 4-3. Les formes d'ondes sont présentées sur la Figure 4.38a.

$$Z_{th,c}(t - t_0) = \frac{T_j(t) - T_j(t_0)}{P} \quad 4-3$$

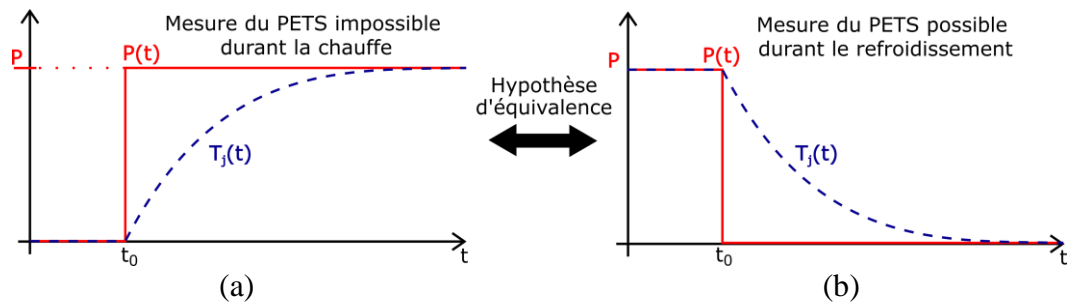


Figure 4.38 : (a) Elevation de la température à la suite d'un échelon de puissance ; (b) Diminution de la température d'un composant à la suite d'un échelon négatif de puissance

Malheureusement, il n'est pas possible de mesurer directement la fonction $Z_{th,c}$ de nos composants à cause du PETS choisi qui impose un courant de polarisation de faible valeur donc une mesure de température de jonction impossible pendant l'injection de puissance dans le composant. La machine ne peut donc pas réaliser la mesure de l'impédance thermique de cette manière.

Ainsi, l'impédance thermique est généralement obtenue via la réponse à un échelon de puissance négatif suite à l'arrêt brusque de l'injection de puissance dans le composant, comme on peut le voir sur la Figure 4.38b. On peut alors réécrire l'équation de l'impédance thermique comme dans l'équation 4-4. Cela nécessite donc d'injecter un faible courant de polarisation pendant le refroidissement afin d'estimer T_j grâce à la courbe de calibration du PETS.

$$Z_{th,r}(t - t_0) = \frac{T_j(t_0) - T_j(t)}{P} \quad 4-4$$

Néanmoins, cette technique suppose que les courbes de refroidissement $Z_{th,r}$ et d'échauffement $Z_{th,c}$ sont identiques ce qui n'est pas tout à fait exact, notamment parce que les caractéristiques physiques comme la conductivité thermique ou encore la capacité calorifique des matériaux changent avec la température. La réponse thermique à la chauffe et au refroidissement ne sont donc pas totalement équivalentes mais les constructeurs réalisent cette hypothèse. Une fois l'impédance thermique mesurée, il est possible de remonter à la fonction

de structure de l'assemblage. Pour ce faire, il est nécessaire de réaliser des transformations mathématiques lourdes qui ne seront pas exposées ici.

Les fonctions de structure permettent de donner un support visuel afin d'illustrer la résistance et la capacité thermique de chaque couche d'un assemblage décomposé en modèle de Cauer. Ce modèle thermique consiste à représenter chaque couche par un condensateur et une résistance. Un exemple de modèle de Cauer est présenté sur la Figure 4.39. La fonction de structure associée est présentée sur la Figure 4.40. Il faut noter que les fonctions de structure sont adaptées au refroidissement simple face uniquement car le modèle de Cauer ne comporte qu'un réseau alors qu'il y a en deux dans le cas du refroidissement double-face. L'utilisation des fonctions de structure doit donc être analysé avec soin de ce cas.

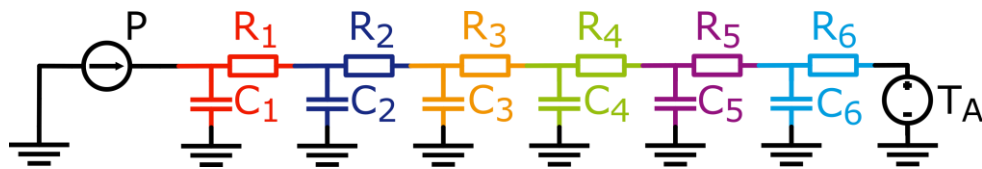


Figure 4.39 : Modèle de Cauer équivalent à un assemblage à refroidissement simple face

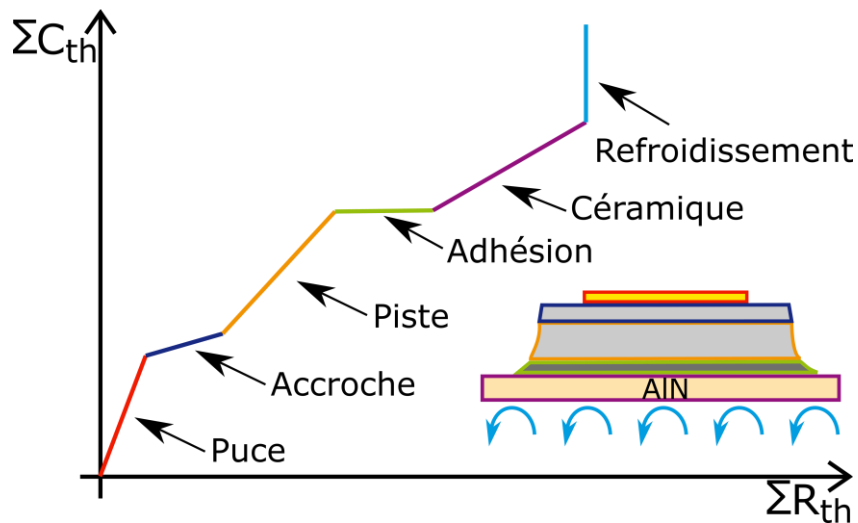


Figure 4.40 : Exemple d'une fonction de structure

Sur les fonctions de structure, l'abscisse et l'ordonnée ne représentent pas les capacités ou les résistances thermiques du modèle thermique mais plutôt le cumul de celles-ci. Grâce à la fonction de structure, il est donc possible de voir la contribution de chaque couche à la résistance thermique totale par exemple. En réalité, cette décomposition est bien plus complexe et les couches n'apparaissent pas de façon aussi nette sur la fonction de structure. Néanmoins, par comparaison de différentes fonctions de structure, il est possible de mettre en lumière différentes interfaces de l'assemblage. Nous verrons, dans la partie suivante, comment l'analyse

de deux fonctions de structure nous a permis d'appréhender la qualité de l'accroche de nos composants.

3. Analyse de la qualité de l'accroche

La fonction de structure de notre assemblage a donc été caractérisée en injectant 50 W dans une seule puce. Les circuits hydrauliques des parties hautes et basses du refroidisseur ont été placés en parallèle : ainsi, la moitié du débit affiché passe dans chacun des refroidisseurs et, à raison des deux entrées par refroidisseur, il faut encore diviser ce chiffre par deux afin de connaître le débit d'eau passant par chacune des entrées. L'assemblage est présenté sur la Figure 4.41.

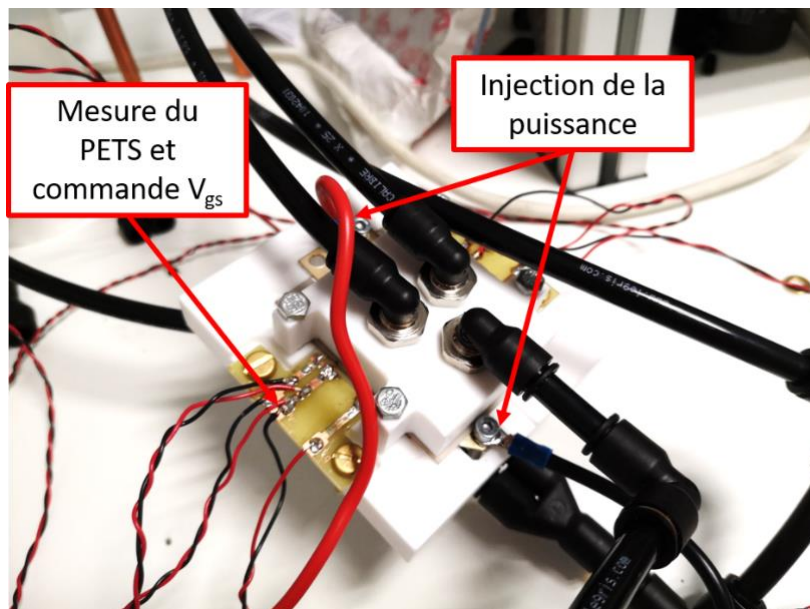


Figure 4.41 : Photo du module de puissance double face pendant les mesures thermiques

Les fonctions de structure de la puce du haut dans la cellule de commutation pour deux débits sont présentées sur la Figure 4.42.

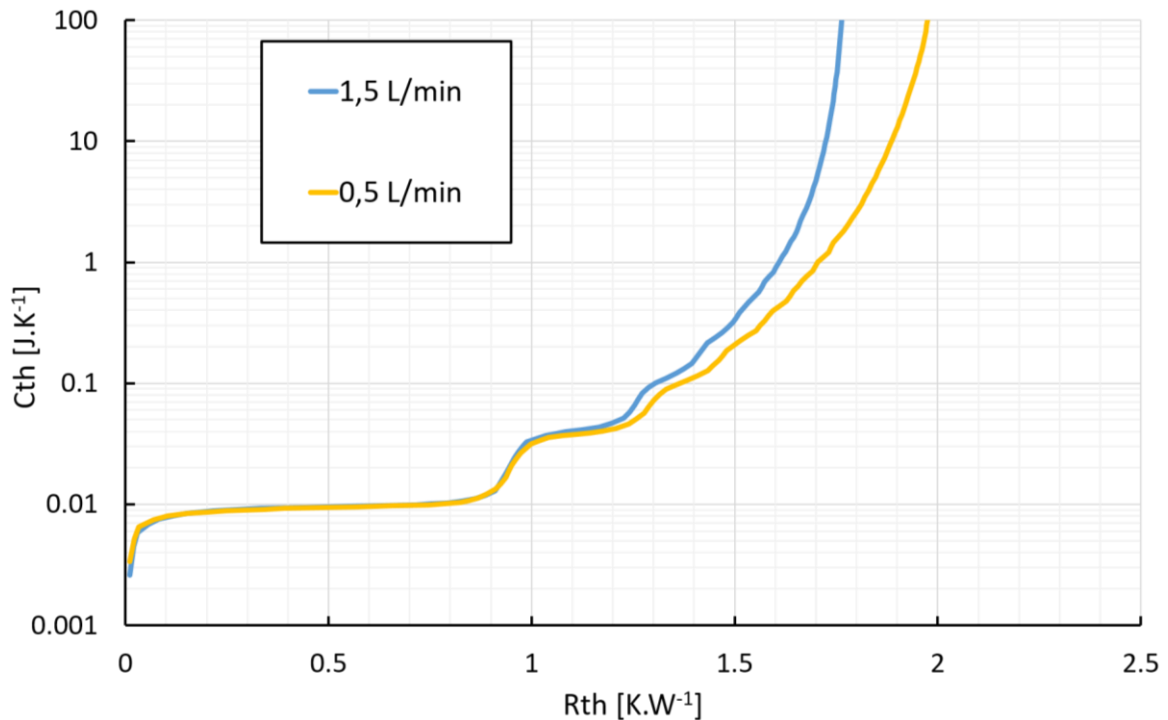


Figure 4.42 : Fonction de structure du MOSFET du haut pour différents débits totaux

Comme nous l'avons dit plus haut, il est très complexe d'analyser les fonctions de structure de cet assemblage. En effet, dans notre module, le flux de chaleur peut être évacué par les deux faces du composant ce qui ne correspond pas aux conditions d'utilisation de ces fonctions. En revanche, le fait de comparer deux fonctions de structure avec deux débits différents nous permet de différencier la partie due à la convection et la partie due à la conduction dans notre refroidissement. Sur la Figure 4.42, on peut voir que les deux courbes divergent autour de $1,3 \text{ K.W}^{-1}$: la résistance thermique entre la puce et la surface externe des plaques en céramique est donc de cet ordre de grandeur. On peut comparer ce résultat avec un calcul rapide à partir des conductivités thermiques et des épaisseurs des matériaux. Pour ce faire, nous considérerons un empilement d'environ $200 \mu\text{m}$ d'argent avec une conductivité thermique de $300 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ avec une épaisseur de céramique de 1 mm et une conductivité thermique de $200 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$. La section considérée est de 10 mm par 10 mm (par rapport à nos puces qui font 4 mm par 6 mm). Nous obtenons alors :

$$R_{th} = \frac{e_{Ag}}{S\kappa_{Ag}} + \frac{e_{AlN}}{S\kappa_{AlN}} = 0,057 \text{ K.W}^{-1}$$

Par le calcul, on se rend compte que l'ordre de grandeur attendu pour la résistance thermique est largement inférieur à ce qui a été mesuré sur la fonction de structure, d'autant

plus que la résistance thermique calculée ne l'a été que pour une seule face. En réalité, cette valeur devrait être quasiment divisée par deux.

Cette comparaison entre un calcul analytique simple et la fonction de structure pour une puce (le résultat est à peu près similaire pour la seconde puce) met bien en évidence que l'accroche du composant n'est pas optimale. Cette accroche est suffisante pour avoir une connexion électrique et nous permet de mesurer des résistances à l'état passant, mais largement insuffisante pour atteindre des résistances thermiques raisonnables.

En revanche, ces mesures ont été réalisées seulement sur un seul module de puissance. Le fait que nous ayons pu réaliser des mesures sur celui-ci est déjà encourageant. Les problèmes liés à l'oxydation du cuivre étaient attendus et seront facilement évitables lors de la réalisation d'une seconde version du module. En ce qui concerne la forte résistance thermique, nous l'avons vu, celle-ci est très probablement liée à l'accroche du composant. Du côté de la source, cela est dû à la faible quantité de pâte déposée pour éviter de court-circuiter la source et la grille du composant. Du côté du drain, cela est dû à la faible pression exercée lors de la fermeture du module, ce qui engendre un très faible étalement de la pâte. De plus, pour expliquer la forte résistance thermique, nous avons indiqué dans la partie 4.3.1.2 que nous ajoutons de la pâte au niveau des plots mécaniques juste avant la fermeture du module (Figure 4.25, étape 6). Lors de cette étape, la pâte est alors déposée par stamping, directement sur une couche frittée à 325°C pendant 10 min. Comme nous l'avons vu dans le Chapitre 3, la porosité de cette couche a pour conséquence d'absorber les liants et d'augmenter la viscosité de la pâte, rendant la déformation de celle-ci plus difficile. Pour la prochaine version, il s'agira de supprimer la surface correspondant aux plots mécaniques du pochoir pour réaliser la couche à 325°C pendant 10 min (utilisée pour accrocher les composants). De cette manière, la pâte au niveau des plots sera plus facilement déformable et la pâte au niveau des composants devrait être mieux étalée lors de la fermeture.

4.4. Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons utilisé tous les résultats présentés précédemment dans le manuscrit afin de réaliser un premier module double face MARC. La première partie de ce chapitre a été consacrée à la réalisation d'un module simple face. Cette première réalisation nous a permis d'aborder des problèmes plus pragmatiques, notamment vis-à-vis des contraintes s'exerçant sur le routage ou encore sur les connecteurs de puissance. De plus, la réalisation de

ce premier module a été valorisée lorsque nous nous sommes intéressés aux mesures d'inductances parasites et à l'impact de la modification de l'environnement électromagnétique sur celles-ci. Ces tests ont permis de mettre en évidence que la suppression de la partie métallique inférieure des substrats céramiques pouvait augmenter l'inductance parasite de maille de l'ordre de 10%. Les questions des courants de mode commun ont aussi été abordées sans pour autant avoir été traitées dans la thèse. Par la suite, toute la réalisation du module double face a été présentée. Nous nous sommes particulièrement attardés sur l'étalement de la pâte durant les étapes de dépôt de la puce et de la fermeture du module. La question des problèmes liés à la métallisation en aluminium de la face supérieure de la puce a aussi été abordée. Enfin, le module double face réalisé a été partiellement caractérisé afin de détecter les potentiels défauts induits par l'assemblage. La mesure des résistances à l'état passant, couplée avec des analyses MEB sur des composants ayant subi le même cycle de frittage, nous a permis de mettre en évidence que le cuivre des faces supérieures des puces s'oxydait. Cette oxydation induit une augmentation de plus de 80% de la résistance à l'état passant après seulement un cycle de frittage. Les pertes par conduction étant directement reliées à cette valeur, un autre métal devra être utilisé dans les prochaines version du module MARC, une métallisation argent étant probablement la meilleure option. Pour finir, nous avons tracé les fonctions de structure d'une puce de notre assemblage pour différents débits d'eau. Ces deux fonctions nous ont permis de mettre en évidence que la contribution de la conduction dans la résistance thermique des puces était très élevée par rapport à ce qui pouvait être attendu. L'étape la plus critique étant la fermeture du module, il est fort probable que cette résistance thermique élevée provienne du faible étalement de la pâte stampée. Des coupes transverses au MEB devront être réalisées afin de valider cette hypothèse. Pour finir, il aurait aussi été intéressant de caractériser l'inductance parasite de notre module de puissance ; malheureusement, un manque de temps ne nous a pas permis de le faire. Néanmoins, les résultats de ce chapitre correspondent à une preuve de réalisation du module de puissance MARC.

Conclusion générale et perspectives

Pour réduire l'impact de l'aviation civile sur le réchauffement climatique, les constructeurs aéronautiques cherchent à augmenter la puissance électrique embarquée à bord des avions. C'est dans ce contexte que s'inscrivent les recherches de l'équipe de Safran Tech et ces travaux de thèse, qui ont porté sur un nouveau concept de module de puissance intitulé « MARC ». Dans un premier chapitre, ce module a été présenté et toutes les étapes nécessaires à sa fabrication ont été détaillées. Nous avons vu, que la particularité de notre module réside à la fois dans le faible nombre de couches qui le composent, mais aussi dans la réalisation de pistes en argent fritté. Dans cette même partie, nous avons mis en évidence que la diminution du nombre de couches utilisées dans les assemblages pouvait être une bonne démarche afin de réduire la température de jonction des puces, mais seulement lorsque le refroidisseur avait un coefficient de convection élevé.

Dans un second temps, l'étude du frittage d'argent réalisée durant la thèse a été exposée. Elle nous a permis d'optimiser le cycle de frittage en jouant sur la vitesses de chauffage, la température, la durée de frittage, ou encore l'atmosphère du four. Les résultats ont été obtenus principalement grâce à la thermogravimétrie et à la dilatométrie. L'utilisation de la dilatométrie est une innovation très intéressante car elle permet d'appréhender in situ la cinétique de séchage et de frittage sur des échantillons de géométrie proche des assemblages réels. A l'aide de ces résultats, nous avons pu définir la première partie du cycle de température pour sécher la pâte : une rampe de température de $1^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ jusqu'à 150°C , suivie d'un palier d'une heure à cette même température. Nous avons mis en évidence l'importance d'un chauffage très lent pour éviter les gonflements liés à l'élimination des composés organiques. Ensuite, nous avons sélectionné les températures de frittage pour la couche d'accroche et pour la couche piste. Pour la première, cette température est fortement contrainte par la puce, qui ne peut pas être chauffée à 325°C pendant plus de 10 min. Nous avons donc retenu cette température de frittage pour l'accroche. Vis-à-vis de la piste, comme celle-ci n'est pas limitée par la présence de la puce, aucune restriction de température n'était imposée pendant l'étude. Nous avons finalement sélectionné un profil de frittage à 500°C pendant 1 h car le retrait final enregistré pour ce profil

était du même ordre de grandeur que celui résultant d'un profil de frittage à 850°C pendant 1 h, tout en réduisant les contraintes thermomécaniques. Dans une dernière partie nous nous sommes intéressés aux grandeurs physiques comme les conductivités électrique et thermique des joints d'argent. Nous avons mis en évidence qu'une conductivité thermique de l'ordre de 300 W.m⁻¹.K⁻¹ était atteignable pour les couches pistes et de l'ordre de 150 W.m⁻¹.K⁻¹ pour les couches d'accroche. Cette dernière valeur met bien en évidence à quel point le frittage d'argent est intéressant pour l'accroche des composants par rapport à des alliages de brasures classiques ayant généralement des conductivités thermiques autour de 50 W.m⁻¹.K⁻¹. Une première sélection des matériaux pour la couche d'adhésion a également été réalisée dans cette partie et quatre références ont été conservées pour la suite des analyses.

Les couches ayant été optimisées séparément, et toujours dans l'optique de réaliser un module de puissance, il a été nécessaire d'étudier des assemblages simples composés, cette fois, de toutes les couches. Cette optimisation a principalement été réalisée en nous appuyant sur les résistances au cisaillement des échantillons et sur des analyses des images réalisées au MEB. Des premiers résultats nous ont rapidement permis d'écarter les couches d'adhésion faites avec une finition en or, suite à la diffusion néfastes entre la couche d'adhésion et l'argent fritté ayant pour effet de générer une zone de déplétion à cette interface. Ce phénomène fait chuter significativement la résistance au cisaillement des assemblages et rend l'utilisation de finition Au inenvisageable pour notre module de puissance. Les couches d'adhésion réalisées à base d'encre d'argent ou de couche TiNiAg présentent par contre de très bonnes résistances au cisaillement, comparable avec la littérature, de l'ordre de 20 MPa. Des études en vieillissement à température constante nous ont ensuite permis d'analyser l'impact de la mise en service des modules de puissance dans des environnements chauds. Ces tests ont mis en évidence que la microstructure de l'argent fritté situé sous les puces grossissait pendant le vieillissement, mais aussi que les résistances au cisaillement des échantillons ainsi que leur réponse thermique étaient améliorées. Par la suite, des tests en cyclage thermique beaucoup plus contraignant pour nos assemblages, ont montré que même après 1000 cycles de -50 à 180°C, des résistances au cisaillement de l'ordre de 7 MPa étaient encore mesurables sur des échantillons avec des couches d'adhésion faites d'encre d'argent et de pistes d'argent fritté à 500°C pendant 1 h. Ces résultats, très encourageants, nous ont poussés à sélectionner ce type d'assemblage pour notre module de puissance double face.

Dans une dernière partie, la réalisation du module de puissance MARC a été détaillée à partir de la fabrication d'un module simple face, puis de celle d'un module de puissance double face. Le module simple face nous a permis de mettre en évidence que l'impact sur l'inductance parasite d'une plaque métallique située en dessous était de l'ordre de 10 % environ. Ces résultats ont montré que modifier l'assemblage d'un module de puissance n'avait pas que des effets sur la résistance thermique vue par les puces ou sur la fiabilité, mais aussi sur les formes d'ondes. Par la suite, toutes les étapes nécessaires à la réalisation du module double face ont été détaillées. Pour les plus critiques, comme les métallisations supérieures des puces, des solutions ont été proposées mais de nombreuses choses restent encore à optimiser.

Ce travail a donc abouti à la réalisation d'un module de puissance innovant et fonctionnel, dont la spécificité réside avant tout dans son refroidissement double face et dans la nature de ses pistes. Cette réalisation a été possible grâce à une optimisation et une analyse minutieuse des différents éléments constitutifs du module, tant du point de vue des matériaux, que des procédés de fabrication et des propriétés mécaniques, thermiques et électriques. Un certain nombre de points restent toutefois à éclaircir ou à améliorer et on peut dresser quelques perspectives à ce travail.

Tout d'abord du point de vue de la réalisation des assemblages, autant l'analyse du frittage est cohérente avec les données de la littérature et elle a pu être mise à profit pour optimiser la densité et par conséquent les propriétés des différentes couches, autant l'étude du vieillissement isotherme et en cyclage thermique des joints frittés mériterait d'être approfondie. Le mécanisme à l'origine du grossissement de la microstructure lors des vieillissements à 200°C n'a pas été élucidé et l'effet de ce grossissement sur l'évolution de la contrainte de cisaillement et sur les propriétés thermiques des assemblages n'est pas clairement expliqué. L'effet de l'atmosphère, de la présence ou non d'une puce au cours du vieillissement ou encore de la métallisation dans le cas de WNiAg devra être approfondi par des essais ciblés et par une étude des mécanismes en lien avec la littérature. Vis-à-vis de la technique de réalisation des modules double face, beaucoup de pistes ont été données dans le dernier chapitre pour l'améliorer. Néanmoins, l'une des principales difficultés réside dans les fortes limitations de routage provenant du processus de réalisation des pistes par sérigraphie avec des pochoirs en inox. Une alternative intéressante pourrait être de sérigraphier de grande surface rectangulaire pour recouvrir les substrats céramiques et ensuite de réaliser une gravure de l'argent afin de gagner en possibilité de réalisation de routage. Cette technique permettrait de se rapprocher de ce qui

se fait classiquement pour des technologies du type DBC ou DBA qui sont gravées chimiquement.

En ce qui concerne la partie électronique de puissance, l'optimisation thermique des modules double face devra être investiguée. Cette optimisation pourra se faire via l'utilisation de substrats céramiques avec des géométries plus complexes que des plaques, en utilisant les possibilités de la fabrication additive par exemple. De plus, une épaisseur de couche piste optimale vis-à-vis de l'épanouissement du flux devra être définie à partir de la simulation. En ce qui concerne l'optimisation électromagnétique, le placement astucieux de condensateurs, à l'intérieur du module, utilisant la technologie MURATA 3D Silicon Capacitors pourrait être envisagé afin d'être placés juste à côté des puces et ainsi réduire la taille de la maille de commutation. Une étude plus détaillée pour l'intégration des condensateurs films ou chimiques, plus volumineux, autour du module devra être aussi réalisée. En effet, le module que nous avons fait est très petit en volume et beaucoup de chose en périphérie sont nécessaires pour son fonctionnement, comme les circuits de refroidissement ou encore la commande. L'encombrement généré par les condensateurs du bus DC devra donc être soigneusement étudié. En ce qui concerne les courants de mode commun, nous l'avons vu, le module MARC pourrait justement en produire très peu grâce à l'élimination de la plaque métallique située classiquement en dessous des substrats céramiques. Cette affirmation devra être confirmée en réalisant un test réel.

De plus, tous les tests de vieillissement ont été réalisés sur des échantillons relativement simples avec toutes les couches de l'assemblage MARC, mais avec très peu de surface de piste en dessous des puces. A l'avenir, il sera nécessaire d'étudier des échantillons correspondant à de vrais substrats comme on peut l'entendre au niveau génie électrique, c'est-à-dire avec de grande surface de piste (50x50 mm² par exemple) et tout un routage correspondant à un cas réel d'application. L'impact de l'augmentation de l'épaisseur de la couche piste sur la fiabilité devra aussi être investigué dans le cas où l'on voudrait réaliser un module avec un fort calibre en courant. Des tests en vieillissement devront aussi être réalisés sur la partie supérieure de l'assemblage, et notamment au niveau de la métallisation des puces. Enfin, le module de puissance ayant pour objectif final d'être placé dans des environnements chauds, des commutations dans un environnement à 200°C devront être réalisées afin de valider son architecture. Pour ce faire, un travail conséquent devra être fait sur tout l'aspect commande à haute température, car tous ces composants seront aussi placés dans un environnement à 200°C. Les mêmes tests devront, bien évidemment, être aussi réalisés durant du cyclage thermique.

Liste des figures

Figure 1.1 : Voyageur-kilomètre estimé et réel annuel depuis 1960 ; le voyageur-kilomètre (Passenger Kilometers) correspond à une unité de mesure de quantité de transport correspondant au transport d'une personne sur un kilomètre [4]	19
Figure 1.2 : Puissance embarquée dans les avions commerciaux [6]	20
Figure 1.3 : (a) Green taxi commercialisé par Safran ; (b) Système de distribution électrique classique d'un avion commercial [8].	22
Figure 1.4 : Inverseur de poussée ouvert à l'atterrissage d'un Airbus A321-211 [11]	22
Figure 1.5 : Température de jonction maximale théorique en fonction de la tenue en tension pour différents matériaux constituant les semi-conducteurs. La tenue en tension de l'axe des abscisses correspond à un optimum, en fonction de l'épaisseur et de la quantité de dopant [13]	24
Figure 1.6 : (a) Module de puissance conventionnel décapsulé ; (b) Boitier discret TO-220	25
Figure 1.7 : Schéma d'une section transversale d'un module conventionnel monté sur son radiateur en aluminium	26
Figure 1.8 : (a) Coupe transverse d'une module de puissance standard monté sur son refroidisseur ; (b) Température le long de la ligne verticale visible sur la figure (a)	29
Figure 1.9 : Fissuration typique des alliages SAC au niveau des finitions Au [21]	30
Figure 1.10 : Diagramme de phase du système Cu-Sn	32
Figure 1.11 : Schéma de l'évolution métallurgique d'un assemble TLPB Sn-Cu au cours de l'élaboration [27]	32
Figure 1.12 : Evolution d'un assemblage TLPB Cu-Sn-Cu en fonction du temps à 235°C et mis sous pression [28]	33
Figure 1.13 : (a) Coupe transverse d'un assemblage AlN/métallisation vue au microscope électronique à balayage en électrons rétrodiffusés	35
Figure 1.14 : (a) Module de puissance basé sur l'utilisation d'un substrat organique isolé et de graphite [41] ; (b) Graphite pris à l'intérieur du cuivre afin d'augmenter la conductivité thermique dans le plan [41]	38
Figure 1.15 : (a) Substrat organique après gravure chimique céramique ; (b) Le même substrat céramique mais cette fois-ci avec les puces, les connecteurs et les fils de bonding céramique [40]	39
Figure 1.16 : (a) Géométrie de la simulation Ansys ; (b) Géométrie correspondant à la simulation de l'assemblage classique ; (c) Géométrie correspond à la simulation d'un assemblage avec un nombre réduit de matériaux et d'interfaces thermiques	40
Figure 1.17 : Résistance thermique en fonction du coefficient de transfert thermique pour les assemblages simulés, visibles sur la Figure 1.16	41
Figure 1.18 : (a) Coupe transverse d'un module de puissance dit « direct cooling » ; (b) Vue du dessous d'un module FS950R08A6P2B avec ailettes droites circulaires sur la semelle de cuivre - Infineon ; (c) Vue de dessous d'un module avec solution « Shower Power » - Danfoss	43
Figure 1.19 : (a) Coupe transverse d'un module de puissance avec refroidissement sur la partie métallique inférieure du substrat céramique ; (b) Géométrie imprimée en cuivre par impression laser sur un substrat DBC [44] ; (c) Module de puissance avec un radiateur Al imprimé directement sur un substrat céramique par fabrication additive [45]	44
Figure 1.20 : Substrat DBC avec sa semelle sur une balance	45
Figure 1.21 : (a) Coupe transverse d'un module de puissance avec refroidissement sur la céramique ; (b) Module de puissance sur radiateur céramique [47] ; (c) PICCO power module [48]	46

Figure 1.22 : Coupe de l'onduleur de traction de la Toyota Prius avec des modules de puissance refroidis double face [49]	46
Figure 1.23 : Module de puissance double face avec assemblage par frittage de plots d'argent fritté (puissance) et utilisation de fils de bonding (commande) pour la connexion de la face top [51]	47
Figure 1.24 : Module de puissance double face utilisant des plots en molybdène afin de réaliser la connexion de l'émetteur des IGBTs [52]	48
Figure 1.25 : (a) Coupe transverse du module de puissance avec refroidisseur TAPIR ; (b) photo d'un module de puissance TAPIR [53]	48
Figure 1.26 : (a) Coupe schématique du module de puissance MARC ;(b) Schéma électrique équivalent	50
Figure 1.27 : Principe schématique de la réalisation du module MARC simple face	51
Figure 1.28 : (a) Coupe transverse d'un assemblage présentant les trois couches caractéristiques du projet, (b) Zoom sur la couche de métallisation.	53
Figure 2.1 : Coupe transverse schématique d'un assemblage simple face, échantillon typiquement étudié comme brique technologique	59
Figure 2.2 : Micrographies prises au MEB illustrant les différents états de microstructures pendant chacun des trois stades de frittage définis précédemment	60
Figure 2.3 : Différents chemins de diffusion [55]	62
Figure 2.4 : Expression de la constante cinétique K de l'équation 2-3 pour les différents mécanismes présentés sur la Figure 2.3 [55]	63
Figure 2.5 : Carte de frittage pour des particules d'Ag de (a) 100 μm , (b) 10 μm [56]	65
Figure 2.6 : Image MEB illustrant le changement de microstructure de particules d'argent frittées à 225°C sous (a) azote ; (b) air pendant 90 min [57]	66
Figure 2.7 : Diagramme de phase du couple Ag-O [59]	67
Figure 2.8 : (a) Visualisation par radiographie X des voids situés sous une puce brasée avec un alliage SnZn [62] ; (b) Image rayons X des voids situés sous une puce frittée avec de l'argent ; (c) Image rayons X des voids situés sous une puce frittée avec de l'argent en coupe transverse	70
Figure 2.9 : Conductivité électrique pour différents taux de porosité pour des joints d'argent fritté [70] [71] [72] [73] [74]	72
Figure 2.10 : Conductivité thermique en fonction des taux de porosité pour des joints d'argent fritté [75] [72] [73] [70] [71]	73
Figure 2.11 : (a) Module d'Young en fonction du taux de porosité des joints d'argent fritté [27] ; (b) Résistance au cisaillement, porosité et conductivité thermique de différents joints d'argent fritté selon différentes combinaisons de pression et de température [67]	75
Figure 2.12 : Promoteurs d'adhésion à la surface de la métallisation Ag d'un substrat céramique [54]	77
Figure 2.13 : Profil de l'interface Ti/AlN après un traitement à 825°C pendant 5 min sous air [82]	78
Figure 2.14 : Sérigraphie des encres d'argent (a) toile en inox prête pour utilisation avec émulsion 20 μm ; (b) substrat métallisé par une encre d'argent après dépôt par toile	80
Figure 2.15 : Pochoir en inox d'une épaisseur de 100 μm	80
Figure 2.16 : Die bonder HB75 tpt	81
Figure 2.17 : Profil de température de frittage typique des encres et des pâtes d'argent	82
Figure 2.18 : Focus sur la couche d'adhésion	83
Figure 2.19 : Récapitulatif des couches d'adhésion présélectionnées	84
Figure 2.20 : Profil de température pour les trois encres d'argent présélectionnées	84

Figure 2.21 : Vue de dessus au microscope optique, coupe transverse vue au microscope optique et au MEB des références d'encre d'argent _____	85
Figure 2.22 : (a) Hauteur en fonction de la longueur du segment bleu sur la photo du dépôt ; (b) Dépôt ESL9913 sur AlN _____	87
Figure 2.23 : EDX montrant les éléments présents dans la couche ESL9913. _____	87
Figure 2.24 : Coupe transverse de la métallisation Ti/Ni/Ag vue au MEB _____	88
Figure 2.25 : (a) Coupe transverse de la métallisation W/Ni/Au au MEB ; (b) Coupe transverse de la métallisation W/Ni/Ag au MEB ;(c) Vue du dessus prise au microscope optique de la métallisation W/Ni/Au ; (d) Vue du dessus prise au microscope optique de la métallisation W/Ni/Ag _____	89
Figure 2.26 : Focus sur les 2 couches de l'assemblage étudiées dans cette partie _____	90
Figure 2.27 : (a) Perte de masse sous air ; (b) Dérivée de la perte de masse d'un test effectué sous air _____	91
Figure 2.28 : (a) Perte de masse en fonction de la température pour différentes atmosphères ; (b) Dérivée de la perte de masse en fonction de la température pour différentes atmosphères. _____	94
Figure 2.29 : (a) Profils de température pour des vitesses de chauffe de 1°C.min ⁻¹ et 5° C.min ⁻¹ ; (b) Perte de masse en fonction de la température pour des vitesses de chauffe de 1°C.min ⁻¹ et 5° C.min ⁻¹ ; (c) Dérivée de la perte de masse en fonction de la température pour des vitesses de chauffe de 1°C.min ⁻¹ et 5° C.min ⁻¹ _____	96
Figure 2.30 : (a) Photographie d'un échantillon placé dans le dilatomètre avant essai ; (b) Schéma des échantillons pour les tests dilatométriques ; (c) Coupe transverse d'un échantillon vue au microscope optique après un test dilatométrique _____	98
Figure 2.31 : Retrait en fonction de la température pour différentes vitesses de chauffage _____	98
Figure 2.32 : Résultats dilatométrique et thermogravimétrique pour des échantillons ayant subi le même profil de température _____	100
Figure 2.33 : Évolution schématique de l'empilement des particules d'argent pendant le séchage _____	103
Figure 2.34 : Retraits liés au séchage en fonction du temps pour 12 tests ayant suivis le même profil de température _____	104
Figure 2.35 : (a) Photographie MEB de la pâte d'argent utilisée dans ce projet après séchage ; (b) Zoom _____	106
Figure 2.36 : Retraits en fonction du temps pour des échantillons frittés à différentes températures ; (b) Dérivées du retrait en fonction du temps des mêmes échantillons (zoom sur l'échelon) _____	107
Figure 2.37 : Évolution du retrait en fonction de la température du frittage après 10 et 60 min à la température maximale _____	108
Figure 2.38 : Cartes de frittage représentant l'évolution de la taille réduite des cous en fonction de la température pour des particules d'argent de (a) 1 µm et (b) 0,5 µm _____	111
Figure 2.39 : Carte de frittage représentant le retrait en fonction de la température pour des particules d'argent de (a) 1 µm et (b) 0,5 µm _____	112
Figure 2.40 : Retraits pour des tests dilatométriques réalisés sous air et sous argon _____	113
Figure 2.41 : (a) Mise en évidence de la problématique de beurrage pour les échantillons en argent fritté ; (b) Vue au MEB d'un échantillon poli au FIB ; (b) Zoom sur la partie polie au FIB _____	115
Figure 2.42 : Vue au MEB d'échantillon après tests dilatométriques : (a) 325°C pendant 10 min ; (b) 400°C pendant 10 min ; (c) 500°C pendant 1h _____	116
Figure 2.43 : Coupe transverse d'un test fritté à 500°C pendant 1h _____	117
Figure 2.44 : Porosité en fonction du retrait final mesuré au dilatomètre pour différentes températures de frittage _____	118
Figure 2.45 : Porosités de deux échantillons dilatométriques vus au MEB après une préparation FIB _____	119
Figure 2.46 : Géométrie des échantillons pour la mesure 4 pointes (60 mm*10mm) _____	119

Figure 2.47 : Mesure de l'épaisseur du dépôt le long de la piste d'argent _____	120
Figure 2.48 : Résistivité électrique en fonction de la température pour différents processus de frittage _____	121
Figure 2.49 : Résistivité électrique en fonction de la porosité des joints d'argent fritté [70] [71] [72] [73] [74] _____	122
Figure 2.50 : Conductivité thermique en fonction de la température pour différents processus de frittage _____	123
Figure 2.51 : Conductivité thermique en fonction de la porosité des joints d'argent fritté [75] [72] [73] [70] [71] _____	124
Figure 3.1 : Coupe transverse d'un échantillon avec une couche piste frittée à 400°C pendant 10 min	129
Figure 3.2 : Photographie d'une plaque AlN céramique sur laquelle six puces ont été assemblées afin de réaliser des tests de résistance au cisaillement ; une puce a déjà été testée, laissant apparaître la couche d'argent fritté nue. _____	130
Figure 3.3 : Schéma montrant le problème de répétabilité de la hauteur des dépôts dû à l'angle entre la racle et le substrat _____	131
Figure 3.4 : Photographie présentant une mesure de résistance au cisaillement sur une diode Si ____	132
Figure 3.5 : Mesures contrainte-déplacement enregistrées par la machine de résistance au cisaillement pour deux échantillons distincts _____	133
Figure 3.6 : Résultat des résistances au cisaillement en fonction du profil de frittage de la couche piste pour différentes couches d'adhésion _____	135
Figure 3.7 : (a) Faciès de rupture d'un échantillon avec une couche piste frittée à 400°C pendant 10 min et une couche d'adhésion ESL9913 ; (b) Faciès de rupture d'un échantillon avec une couche piste fritté à 500°C pendant 1 h et une couche d'adhésion ESL9913 ; (c) Épaisseur restante sur les deux substrats le long des lignes visibles sur les images (a) et (b) ; (d) Dessin schématique de la propagation de la fissure _____	136
Figure 3.8 : Interface piste/accroche sur des échantillons observés au MEB ; (a) Interface 400°C 10 min/ 325°C 10 min ; (b) Interface 500°C 1 h/ 325°C 10 min _____	137
Figure 3.9 : Vue au MEB par dessus des microstructures des couches frittées : (a) à 400°C pendant 10 min ; (b) à 500°C pendant 1 h _____	138
Figure 3.10 : (a) Faciès de rupture d'un échantillon avec une couche piste fritté à 400°C pendant 10 min et une couche d'adhésion TiNiAg ; (b) Faciès de rupture d'un échantillon avec une couche piste fritté à 500°C pendant 1 h et une couche d'adhésion TiNiAg ; (c) Mesure de l'épaisseur restante sur les deux substrats le long des lignes visibles sur les images (a) et (b) ; (d) Dessin schématique de la propagation de la fissure _____	139
Figure 3.11 : (a) Faciès de rupture d'un échantillon avec une couche piste fritté à 400°C pendant 10 min et une couche d'adhésion WNiAu ; (b) Faciès de rupture d'un échantillon avec une couche piste fritté à 500°C pendant 1 h et une couche d'adhésion WNiAu ; (c) Mesure de l'épaisseur restante sur les deux substrats le long des lignes visibles sur les images (a) et (b) ; (d) Dessin schématique de la propagation de la fissure _____	140
Figure 3.12 : Vue au MEB l'interface WNiAu – argent fritté à 400°C pendant 10 min _____	141
Figure 3.13 : (a) Faciès de rupture d'un échantillon avec une couche piste frittée à 400°C pendant 10 min et une couche d'adhésion WNiAu ; (b) Mesure de l'épaisseur restante sur le substrat le long de la ligne visible sur l'image (a) ; (c) Dessin schématique de la propagation de la fissure _____	142
Figure 3.14 : Résultat de l'analyse EDX réalisés sur le substrat WNiAg présenté sur la Figure 3.13a	143
Figure 3.15 : (a) Photographie prise au MEB dans la couche frittée à 325°C d'un échantillon non vieilli ; (b) Photographie prise au MEB dans la couche frittée à 325°C d'un échantillon vieilli pendant 200 h à 200°C ; (c) Distribution de la longueur des intercepts en nombre des images (a) et (b) _____	145

Figure 3.16 : Figure montrant l'évolution de la microstructure, la porosité (P) et la longueur moyenne des intercepts (L) dans une couche d'accroche frittée à 325°C pendant 10 min et dans une couche piste frittée à 400°C pendant 10 min pendant le vieillissement à 200°C	147
Figure 3.17 : Taille moyenne des intercepts dans la couche d'accroche frittée à 325°C pendant 10 min en fonction de la durée du vieillissement pour différents échantillons	148
Figure 3.18 : Porosité dans la couche d'accroche frittée à 325°C pendant 10 min en fonction de la durée du vieillissement pour différents échantillons	149
Figure 3.19 : Taille moyenne des intercepts dans la couche piste frittée à 400°C pendant 10 min en fonction de la durée du vieillissement pour différents échantillons	150
Figure 3.20 : Porosité dans la couche d'accroche frittée à 400°C pendant 10 min en fonction de la durée du vieillissement pour différents échantillons	150
Figure 3.21 : Coupe transverse des échantillons réalisés pour l'étude de vieillissement des pistes	151
Figure 3.22: Image MEB prise par-dessus pour différentes températures de frittage et pour différents temps de vieillissement à 200°C	152
Figure 3.23 : Coupe transverse d'un échantillon fritté à 325°C pendant 10 min sans puce, vieilli pendant 500 h à 200°C sous air	153
Figure 3.24 : Taille moyenne des intercepts en fonction de la distance selon z (voir Figure 3.23)	153
Figure 3.25 : Coupe métallographique présentant le gradient de taille de grain entre l'argent situé sous la puce et l'argent situé au bord de l'échantillon	154
Figure 3.26 : Évolution de la conductivité électrique en fonction du temps de vieillissement à 200°C	155
Figure 3.27 : Coupe transverse schématique des échantillons réalisés pour les tests de résistance au cisaillement	155
Figure 3.28 : Évolution de la résistance au cisaillement en fonction du temps de vieillissement à 200°C pour des échantillons avec une métallisation ESL9913	156
Figure 3.29 : (a) Faciès de rupture d'un échantillon après test en cisaillement ; (b) Schéma du chemin de propagation préférentiel de la fissure ; (c) Épaisseur restante sur des substrats ESL – 400°C 10 min pour différents temps de vieillissement à 200°C	157
Figure 3.30 : (a) Faciès de rupture d'un échantillon après test en cisaillement ; (b) Schéma du chemin de propagation préférentiel de la fissure ; (c) Épaisseur restante sur des substrats ESL – 500°C 1 h pour différents temps de vieillissement à 200°C	158
Figure 3.31 : Évolution de la résistance au cisaillement en fonction du temps de vieillissement à 200°C pour des échantillons avec une métallisation TiNiAg	159
Figure 3.32 : (a) Faciès de rupture d'un échantillon après test en cisaillement ; (b) Schéma du chemin de propagation préférentiel de la fissure ; (c) Épaisseur restante sur des substrats TiNiAg – 400°C 10 min pour différents temps de vieillissement à 200°C	160
Figure 3.33 : Évolution de la résistance au cisaillement en fonction du temps de vieillissement à 200°C pour des échantillons avec une métallisation WNiAg	161
Figure 3.34 : (a) Faciès de rupture d'un échantillon après test en cisaillement ; (b) Schéma du chemin de propagation préférentiel de la fissure ; (c) Mesure de l'épaisseur restante sur des substrats WNiAg – 400°C 10 min pour différents temps de vieillissement à 200°C	162
Figure 3.35 : (a) Coupe transverse d'un échantillon avec une métallisation WNiAg et une couche piste frittée à 400°C pendant 10 min, vieilli pendant 200 h à 200°C. (b) Zoom sur l'interface entre la couche piste et la couche de métallisation d'un échantillon équivalent vieilli pendant 1000 h.	163
Figure 3.36 : Photographies des assemblages réalisés pour les mesures thermiques	167
Figure 3.37 : Schéma électrique des tests thermiques	167
Figure 3.38 : Évolution de la température d'une diode en fonction de la racine du temps avant vieillissement	168

Figure 3.39 : Évolution de la température maximale enregistrée après injection de 120 A pendant 30 ms en fonction du vieillissement à 200°C _____	169
Figure 3.40 : Cycle thermique utilisé pour tester les assemblages MARC _____	170
Figure 3.41 : Coupe transverse schématique des échantillons réalisés pour les tests de résistance au cisaillement _____	170
Figure 3.42 : Évolution de la microstructure dans une couche d'accroche frittée à 325°C pendant 10 min et dans une couche piste frittée 400°C pendant 10 min avant et après cyclage thermique _____	172
Figure 3.43 : Taille moyenne des intercepts dans la couche d'accroche frittée à 325°C pendant 10 min en fonction du nombre de cycles _____	173
Figure 3.44 : Porosité dans la couche d'accroche frittée à 325°C pendant 10 min en fonction du nombre de cycles _____	173
Figure 3.45 : Taille moyenne des intercepts dans la couche piste frittée à 400°C pendant 10 min en fonction du nombre de cycles _____	174
Figure 3.46 : Porosité dans la couche piste frittée à 400°C pendant 10 min en fonction du nombre de cycles _____	174
Figure 3.47 : Évolution de la résistance au cisaillement en fonction du nombre de cycles thermiques subis pour des échantillons avec une métallisation ESL9913 _____	176
Figure 3.48 : (a) Faciès de rupture d'un échantillon après test en cisaillement ; (b) Schéma du chemin de propagation préférentiel de la fissure après 1000 cycles ; (c) Épaisseur restante sur des substrats ESL – 400°C 10 min pour différents nombres de cycles thermiques _____	177
Figure 3.49 : Image MEB indiquant le schéma de propagation des fissures après 1000 cycles : (a) bord de l'échantillon ; (b) milieu de l'échantillon ; (c) zoom sur la couche d'adhésion ; (d) zoom sur l'interface avec la puce _____	178
Figure 3.50 : (a) Faciès de rupture d'un échantillon après test en cisaillement ; (b) Schéma du chemin de propagation préférentiel de la fissure ; (c) Épaisseur restante sur des substrats ESL – 500°C 1 h pour différents nombres de cycles thermiques _____	179
Figure 3.51 : Début de délamination au niveau de la couche d'adhésion d'un échantillon cyclé 100 fois avec une couche d'adhésion ESL9913 et couche piste frittée à 500 pendant 1 h _____	180
Figure 3.52 : Images vues en microscopie acoustique des échantillons avec une couche d'adhésion ESL9913 en fonction du nombre de cycles de vieillissement _____	181
Figure 3.53 : Évolution du pourcentage de surface délaminée en dessous des puces en fonction du nombre de cycles thermiques _____	182
Figure 4.1 : (a) Schéma électrique du module simple face ; (b) Coupe schématique du module simple face _____	188
Figure 4.2 : Photo d'une partie du routage d'un module de puissance, la séparation entre les différents potentiels est marquée en rouge ; (b) Pochoir en inox correspondant à la réalisation du routage visible sur (a) _____	189
Figure 4.3 : (a) Photographie de deux puces SiC assemblées par frittage d'argent sur un substrat aluminium avec métallisation Ni ; (b) Outil du stamping venant d'être trempé dans la pâte _____	190
Figure 4.4 : Différentes étapes de la réalisation des modules de puissances MARC simple face _____	191
Figure 4.5 : Photographie du module de puissance simple face réalisé avec un condensateur céramique _____	193
Figure 4.6 : (a) Coupe transverse d'un module standard avec sa connexion à la masse ; (b) Coupe transverse d'un module MARC simple face, sans connexion à la masse _____	194
Figure 4.7 : Circuit électrique pour la mesure double impulsion _____	195

Figure 4.8 : Principe de la mesure double impulsion : (a) le MOSFET du bas est fermé, le courant augmente dans l'inductance ; (b) Le MOSFET du bas est ouvert, l'inductance se décharge dans la diode de structure du MOSFET du haut.	196
Figure 4.9 : Inductances parasites dans la maille de commutation caractérisées par le test double impulsion – les couplages magnétiques entre les différentes inductances ne sont pas représentés	197
Figure 4.10 : Modèle équivalent du test double impulsion après ouverture du MOSFET du bas	197
Figure 4.11 : Caractéristique de la diode polarisée par le courant I_c	198
Figure 4.12 : Modèle équivalent final pour la mesure de l'inductance parasite	198
Figure 4.13 : (a) Enregistrement de la tension au borne du MOSFET V_{ds} (jaune), courant traversant l'inductance (en vert) 1 $\mu\text{s}/\text{div}$; (b) Zoom sur la seconde commutation 5 ns/div	200
Figure 4.14 : Photo du montage pour la mesure d'inductance parasite (a) sans plaque de cuivre ; (b) avec plaque de cuivre en dessous du module simple face	201
Figure 4.15 : Schéma équivalent des tests d'inductance parasite pour des circuits avec ou sans condensateur céramique de découplage et avec ou sans plan de cuivre – les couplages magnétiques entre les différentes inductances ne sont pas représentés	202
Figure 4.16 : Chemin des courants de mode commun dans une cellule de commutation	204
Figure 4.17 : (a) Photo d'un radiateur céramique AlN acheté ; (b) Radiateur céramique après un cycle à 325°C pendant 10 min	205
Figure 4.18 : Photo de l'intérieur du radiateur céramique [91]	206
Figure 4.19 : Schéma électrique du module de puissance	207
Figure 4.20 : Coupe transverse du module de puissance double face réalisé	208
Figure 4.21 : Différentes étapes de réalisation des parties basse et haute du module en coupe transverse	209
Figure 4.22 : Différentes étapes de réalisation de la partie (a) basse du module et de la partie (b) haute du module en 3D	210
Figure 4.23 : (a) Partie basse et (b) partie haute du module annotées avant fermeture	211
Figure 4.24 : Etapes de fermeture du module double face en coupes transverses, les plots mécaniques ne sont pas représentés	212
Figure 4.25 : Etapes de fermeture du module double face en 3D	212
Figure 4.26 : Photos du module double face MARC après fermeture	213
Figure 4.27 : Photo d'une puce CPM2-1200-0025B après métallisation Cu de sa face top	214
Figure 4.28 : (a) Photo de la partie haute du module après l'étape 3 ; (b) Zoom sur les plots réalisés pour éviter de détériorer la tenue en tension des puces assemblées en flip-chip	215
Figure 4.29 : Vue de dessus de la puce CPM2-1200-0025B	216
Figure 4.30 : (a) Photo de la pâte fraîchement sérigraphiée pour l'accroche d'un composant en flip-chip ; (b) Photo d'une puce déposée sur la pâte, en vert les surfaces correspondant aux pads de grille et de source de la puce et en jaune la surface correspondant au dépôt de pâte pour la grille	217
Figure 4.31 : Photo optique avant et après dépôt d'une plaque en verre avec une force de 20 g pendant 200 ms sur un dépôt d'argent pour la connexion grille et source (face top)	218
Figure 4.32 : Photos optiques avant et après dépôt d'une plaque en verre avec une force de 40 g pendant 2 s sur un dépôt d'argent pour la connexion drain	219
Figure 4.33 : Evolution de la résistance à l'état passant après plusieurs cycles de frittage à 325°C pendant 10 min (l'abscisse 0 correspond à une valeur mesurée avant assemblage, l'abscisse 1 à une valeur mesurée après fabrication d'un demi-module et l'abscisse 2 à une valeur mesurée après fermeture du module complet)	221

Figure 4.34 : Vue au MEB de l'interface entre la métallisation cuivre et de l'argent frittée après un cycle de frittage à 325°C pendant 10 min (électrons rétrodiffusés)	222
Figure 4.35 : Photo prise durant la mesure quatre pointes sur le module fermé	223
Figure 4.36 : Modèle 3D du module avec ses refroidisseurs : (a) vue d'en haut ; (b) vue d'en bas	224
Figure 4.37 : Photo du module et des pièces en Téflon	225
Figure 4.38 : (a) Elevation de la température à la suite d'un échelon de puissance ; (b) Diminution de la température d'un composant à la suite d'un échelon négatif de puissance	226
Figure 4.39 : Modèle de Cauer équivalent à un assemblage à refroidissement simple face	227
Figure 4.40 : Exemple d'une fonction de structure	227
Figure 4.41 : Photo du module de puissance double face pendant les mesures thermiques	228
Figure 4.42 : Fonction de structure du MOSFET du haut pour différent débits totaux	229

Liste des tableaux

Tableau 1.1 : Propriétés des céramiques utilisées dans les assemblages de puissance [34]	35
Tableau 1.2 : Propriétés des métaux utilisées dans les assemblage de puissance [34]	36
Tableau 1.3 : Propriétés thermiques et épaisseurs des différentes couches simulées sur la Figure 1.16	40
Tableau 2.1 : Porosités de joints d'argent fritté sans pression	71
Tableau 2.2 : Porosités de joints d'argent fritté avec pression	71
Tableau 2.3 : Exemples de résistances au cisaillement atteignables par frittage d'argent	75
Tableau 2.4 : Valeurs des grandeurs nécessaires pour le calcul des coefficients K des trois mécanismes.	110
Tableau 3.1 : Échantillons réalisés pour l'étude de la résistance au cisaillement avant vieillissement	134
Tableau 3.2 : Valeurs moyennes des intercepts dans les parties fines et grossières des couches pistes des échantillons WNiAg en fonction du vieillissement	164
Tableau 4.1 : Inductance parasite totale des mailles de commutation en fonction du circuit testé	201

Références

- [1] Groupe d'experts Intergouvernemental sur l'Evolution du Climat (GIEC), «Changement climatique et terres émergées - Résumé à l'intention des décideurs,» 2019.
- [2] Ministère de la transition écologique, «Aviation et changement climatique,» 6 février 2020. [En ligne]. Available: www.ecologie.gouv.fr/aviation-et-changement-climatique. [Accès le 6 août 2021].
- [3] République française, «Discours de M. Jean-Baptiste Djebbari,» 3 mars 2021. [En ligne]. Available: www.vie-publique.fr/discours/279129-jean-baptiste-djebbari-03032021-transport-aerien-covid-19. [Accès le 6 août 2021].
- [4] Boeing, «Medium Term: Aviation Has Proven Resilient,» 2020. [En ligne]. Available: www.boeing.com/commercial/market/commercial-market-outlook/. [Accès le 6 août 2021].
- [5] R. Française, *Feuille de route française pour le déploiement des biocarburants aéronautiques durables*, 2020.
- [6] A. Voltaire, «Outil de développement et d'optimisation dédié aux onduleurs SiC de forte puissance,» *Thèse de l'Université Grenoble Alpes*, 2020.
- [7] A. Wileman, S. Aslam et S. Perinpanayagam, «A road map for reliable power electronics for more electric aircraft,» *Progress in Aerospace Science*, 2021.
- [8] B. Sarlioglu et C. Morris, «More Electric Aircraft: Review, Challenges, and Opportunities for Commercial Transport Aircraft,» *IEEE Transactions on Transportation Electrification*, vol. 1, n° 11, pp. 54-64, 2015.
- [9] F. Gliszczynski, «La tribune,» 2019 12 03. [En ligne]. Available: www.latribune.fr/entreprises-finance/industrie/aeronautique-defense/airbus-refuse-le-systeme-de-roulage-electrique-des-avions-de-safran-834514.html. [Accès le 10 08 2021].
- [10] SAFRAN Nacelles, «Un leader mondial des nacelles d'avions et de services,» [En ligne]. Available: www.safran-group.com/fr/societes/safran-nacelles. [Accès le 08 10 2021].
- [11] P. Van Marion, «Inversion de poussée,» wikipédia, 17 Juin 2009. [En ligne]. Available: fr.wikipedia.org/wiki/Inversion_de_pouss%C3%A9e. [Accès le 10 08 2021].
- [12] L. Dupont, S. Lefebvre, Z. Khatir et S. Bontemps, «Evaluation of Substrate Technologies under High Temperature Cycling,» *4th International Conference on Integrated Power Systems*, pp. 1-6, 2006.
- [13] C. Buttay, D. Planson, B. Allard, D. Bergogne, P. Bevilacqua, C. Joubert, M. Lazar, C. Martin, H. Morel, D. Tournier et C. Raynaud, «State of the arte of high temperature power electronics,» *Materials Science and Engineering B*, pp. 283-288, 2011.
- [14] S. Ramminger, P. Türkes et G. Wachutka, «Crack Mechanism in Wire Bonding Joints,» *Microelectronics Reliability*, vol. 38, pp. 1301-1305, 1998.
- [15] G. Cristaldi, G. Malgioglio et E. Scrofani, «Aluminum Ribbon on a Power Device,» *2009 European Microelectronics and Packaging Conference*, pp. 1-7, 2009.
- [16] K. A. Moores, Y. K. Joshi et G. H. Schiroky, «Thermal characterization of a liquid cooled AlSiC base plate with integral pin fins,» *IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies*, vol. 24, n° 12, pp. 213-219, 2001.

- [17] J. M. Molina, J. Narciso, L. Weber, A. Mortensen et E. Louis, «Thermal conductivity of Al–SiC composites with monomodal and bimodal particle size distribution,» *Materials Science and Engineering*, pp. 483-488, 2008.
- [18] J. Due et A. J. Robinson, «Reliability of thermal interface materials: A review,» *Applied Thermal Engineering*, vol. 50, n° 11, pp. 455-463, 2013.
- [19] J.-P. Ousten, «Etude du comportement au vieillissement des interfaces thermiques pour modules électroniques de puissance dédiés à des applications transports,» *Thèse*, 2013.
- [20] A. Bajwa, Y. Qin, R. Reiner, R. Quay et J. Wilde, «Assembly and Packaging Technologies for High-Temperature and High-Power GaN Devices,» *IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology*, vol. 5, n° 110, pp. 1402-1416, 2015.
- [21] W. Kittidacha, A. Kanjanavikat et K. Vattananiyom, «Effect of SAC Alloy Composition on Drop and Temp cycle Reliability of BGA with NiAu Pad Finish,» *2018 10th Electronics Packaging Technology Conference*, pp. 1074-1079, 2008.
- [22] H. Zhang, J. Minter et N.-C. Lee, «A Brief Review on High-Temperature, Pb-Free Die-Attach Materials,» *Journal of Electronic Materials*, vol. 48, n° 11, pp. 201-210, 2019.
- [23] P. Hagler, P. Henson et R. W. Johnson, «Packaging Technology for Electronic Applications in Harsh High-Temperature Environments,» *IEEE Transactions on Industrial Electronics*, vol. 58, n° 17, pp. 2673-2682, 2011.
- [24] P. Ning, R. Lai, D. Huff, F. Wang, K. Ngo, V. Immanuel et K. Karimi, «SiC Wirebond Multichip Phase-Leg Module Packaging Design and Testing for Harsh Environment,» *IEEE Transactions on Power Electronics*, vol. 25, n° 11, pp. 16-23, 2010.
- [25] S. Tanimoto, K. Matsui, Y. Zushi, S. Sato, Y. Murakami, M. Takamori et T. Iseki, «Common Metal Die attachment for SiC Power Devices Operated in an Extended Junction Temperature Range,» *Materials Science Forum*, pp. 853-856, 2012.
- [26] E. M. Barik, «Etude des interactions dans le système Cu/SnAg dans le cadre d'assemblages par TLPB des composants électroniques de puissance,» 2020.
- [27] K. S. Siow, *Die-Attach Materials for High Temperature Applications in Microelectronics Packaging*, Springer, Cham, 2019.
- [28] L. Sun, M.-h. Chen et L. Zhang, «Microstructure evolution and grain orientation of IMC in Cu-Sn TLP bonding solder joints,» *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 786, pp. 677-687, 2019.
- [29] R. Rodriguez, D. Ibitayo et P. Quintero, «Thermal Stability Characterization of the Au-Sn Bonding for High-Temperature Applications,» *IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology*, vol. 3, n° 14, pp. 549-557, 2013.
- [30] J. Cho, R. Sheikhi et S. Mallampati, «Bismuth-Based Transient Liquid Phase (TLP) Bonding as High-Temperature Lead-Free Solder Alternatives,» *IEEE 67th Electronic Components and Technology Conference*, pp. 1553-1559, 2017.
- [31] S. W. Yoon, M. Glover et K. Shiozaki, «Nickel-Tin Transient Liquid Phase Bonding Toward High-Temperature Operational Power Electronics in Electrified Vehicles,» *IEEE Transactions on Power Electronics*, vol. 28, n° 15, pp. 2448-2456, 2013.
- [32] M. Lu, «Enhanced Sintered Silver for SiC Wide Bandgap Power Electronics Integrated Package Module,» *ASME. J. Electron. Packag.*, 2019.

- [33] M. Knoerr, K. Silke et S. Andreas, «Reliability Assessment of Sintered Nano-Silver Die Attachment for Power Semiconductors,» *12th Electronics Packaging Technology Conference*, pp. 56-61, 2010.
- [34] 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*, 2006.
- [35] P. Boch, J.-C. Glançus, J. Jarrige, J.-P. Lecompte et J. Mexmain, «Sintering Oxidation and Mechanical Properties of Hot Pressed Aluminium Nitride,» *Ceramics International*, vol. 8, n° 11, pp. 34-40, 1982.
- [36] H. Dong, «Short Communication Effects of Y2O3 and Yttrium Aluminates as Sintering Additives on the Thermal Conductivity of AlN Ceramic Substrates,» *Ceramics International*, vol. 44, n° 116, pp. 20556-20559, 2018.
- [37] F. Xu, «Effects of Adding Yttrium Nitrate on the Mechanical Properties of Hot-Pressed AlN Ceramics,» vol. 509, pp. 868-8691, 2011.
- [38] L. Andreas, «Properties of Direct Aluminium Bonded substrates for Power Semiconductors Components,» *IEEE Transactions on Power Electronics*, vol. 22, n° 12, pp. 384-391, 2007.
- [39] T. G. Lei, J. N. Calata, K. Ngo et G.-Q. Lu, «Effects of Large-Temperature Cycling Range on Direct Bond Aluminium Substrate,» *IEEE Transactions on Device and Materials Reliability*, vol. 9, n° 14, pp. 563-568, 2009.
- [40] N. Rajagopal, C. DimMarino, B. Deboi, A. Lemmon et B. Aaron, «EMI Evaluation of a SiC MOSFET Module with Organic DBC substrate,» *IEEE Applied Power Electronics Conference and Exposition*, pp. 2338-2344, 2021.
- [41] E. Gurpinar, S. Chowdhury, B. Ozpineci et W. Fan, «Graphite-Embedded High-Performance Insulated Metal Substrate for Wide-Bandgap Power Modules,» *IEEE Transactions on Power Electronics*, vol. 31, n° 11, pp. 114-128, 2021.
- [42] R. Tripayhi, S. Im, D. Douglas, J. Major, S. Narumanchi, P. Paret et X. Feng, «Power electronics thermal solutions using thermally conductive polyimide films,» *Additional Conferences, Device Packaging, HiTEC, HiTEN, and CICMT*, 2019.
- [43] J. Ousten et Z. Khatir, «Investigations of thermal interfaces aging under thermal cycling conditions for power electronics applications,» *Microelectronics Reliability*, vol. 51, pp. 1830-1835, 2011.
- [44] H. Ke, A. Morgan, R. Aman et D. Hopkins, «Investigation of Rapid-Prototyping Methods for 3D Printed Power Electronic Module Development,» *International Symposium on Microelectronics*, vol. 1, pp. 887-892, 2014.
- [45] R. Khazaka, E. Martin, J. Alexis, D. Martineau et A. Stephane, «Evaluation of Direct Printed Heat Sinks on Metallized Ceramic Substrate for High-Performance Power Modules,» *IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology*, vol. 11, n° 16, pp. 955-962, 2021.
- [46] G. Mitic, H. Degischer, G. Lefranc et T. Licht, «AlSiC Composite Materials in IGBT Power Modules,» *Conference Record of the 2000 IEEE Industry Applications Conference*, vol. 5, pp. 3021-3027, 2000.
- [47] CeramTec IISB, «Ceramtec presents new ceramic power module for drive inverter at PCIM Europe,» 4 Mars 2021. [En ligne]. Available: <https://www.ceramtec-industrial.com/en/news/industrial-news-overview/detail/ceramtec-presents-new-ceramic-power-module-for-drive-inverter-at-pcim-europe-1>. [Accès le 24 Août 2021].

- [48] A. Gowda, R. Miorini, M. Fish, D. Sharar et P. deBock, «Silicon Carbide Power Module Co-Designed for Enhanced Thermal and Electrical Performance in Steady State and Transient Conditions,» *Proceedings of the ASME 2020 International TEchnical COnference and Exhibition on Packaging and Integration of Electronics and Photnoic Microsystems*, 2020.
- [49] «PntPower,» 2015 Décembre 2015. [En ligne]. Available: <https://www.pntpower.com/toyota-prius-use-double-side-cooled-power-modules/>. [Accès le 26 Août 2021].
- [50] F. Hou, W. Wang, L. Cao, J. Li, M. Su, T. Lin, G. Zhang et B. Ferreira, «Review of Packaging Schmes for Power Module,» *IEEE Journal of Emerging and Selected Topics in Power Electronics*, vol. 8, n° %11, pp. 223-238, 2020.
- [51] C. Ding, H. Liu, K. Ngo, R. Burgos et G.-Q. Lu, «A Double-Side Cooled SiC MOSFET Power Module With Sintered-Silver Interposers: I-Design, SImulation, Fabricatio, and Performance Characterization,» *IEEE Transactions on Power Electronics*, vol. 36, n° %110, pp. 11672-11680, 2021.
- [52] M. Wan, Y. Mei, W. Liu, Y. Xie, S. Fu, X. Li et L. Guo-Quan, «Reliability Improvement of a Double-Sided IGBT Module by Lowering Stress Gradient Using Molybdenum Buffers,» *IEEE Journal of Emerging and Selected Topics in Power Electronics*, vol. 7, n° %13, pp. 1637-1648, 2019.
- [53] W.-F. Bikinga, B. Mezrag, Y. Avenas, J.-L. Shanen, J.-M. Guichon, K. Alkama, L. Dupont, V. Bley et E. Vagnon, «TAPIR (compacT and modulAr Power modules with IntegRated coolin) Technology: Goals and Challenges,» *Third International Symposium on 3D Power Electronics Integration and Manufacturing (3D-PEIM), 2021*, pp. 1-6, 2021.
- [54] T. Geoffroy, «Assemblage électroniques par frittage d'argent pour équipements aéronautiques fonctionnant en environnements sévères,» *Thèse*, 2017.
- [55] D. Bouvard et J.-M. Missiaen, *Materials processing : thermodynamics and microstructure control*, Grenoble, 2018-2019.
- [56] M. F. Ashby, «A First Report on Sintering Diagrams,» *Acta Metallurgica*, vol. 22, pp. 275-289, 1974.
- [57] O. Chulmin, C. Yoonhwa, K. Dajung, W. Miso, Y. Hyunseung et H. Wonsik, «Effect of oxygen on pressureless silver sintering in a nitrogen atmosphere,» *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, vol. 31, pp. 488-494, 2020.
- [58] C. Chuantong, C. Chanyang, K. Dongjin, Z. Zheng, L. Xu, Z. Zheng, W. Fengshun et S. Katsuaki, «Effect of oxygen on microstructural coarsening behaviors and mechanical properties of Ag sinter paste during high-temperature storage from macro to micro,» *Journal of Alloys and Compounds*, 2020.
- [59] GTT-TEchnologies, «Factsage 8.1,» 01 04 2021. [En ligne]. Available: <https://www.factsage.com/>. [Accès le 16 11 2021].
- [60] O. Kubaschewski et C. B. Alcock, *Metallurgical Thermochemistry 5th Edition*, Pergamon Press, 1979.
- [61] G. Mathieu, P. Gas, A. Combe-Brun et J. Bernardini, «Bulk and Grain Boundary Self Diffusion of Silver in Ag-O Solid Solutions,» *Acta metall.*, vol. 31, n° %110, pp. 1661-1667, 1983.
- [62] K. Seongjun, K. Keun-soo, K. Sun-Sik et S. Katsuaki, «Interfacial Reaction and Die Attach Properties of Zn-Sn High-Temperature Solders,» *Journal of Electronics material*, vol. 38, n° %12, pp. 266-272, 2009.

- [63] S. Chua et K. Siow, «Microstructural studies and bonding strength of pressureless sintered nano-silver joints on silver, direct bond copper (DBC) and copper substrates aged at 300 C,» *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 687, pp. 486-498, 2016.
- [64] F. Yu, J. Cui et Z. Zhou, «Reliability of Ag Sintering for Power Semiconductor Die Attach in High-Temperature Applications,» *IEEE Transactions on Power Electronics*, vol. 32, n° 19, pp. 7083-7095, 2017.
- [65] S. Paknejad, G. Dumas, G. West, G. Lewis et S. Mannan, «Microstructure evolution during 300°C storage of sintered Ag nanoparticles on Ag and Au substrates,» *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 617, pp. 994-1001, 2014.
- [66] F. Yu, R. W. Johnson et M. Hamilton, «Pressureless, Low Temperature Sintering of Micro-scale Silver Paste for Die Attach for 300 ° C Applications,» 2014.
- [67] S. Fu, Y. Mei, G.-Q. Lu, X. Li, G. Chen et X. Chen, «Pressureless sintering of nanosilver paste at low temperature to join large area (>100 mm²) power chips for electronic packaging,» *Materials Letters*, vol. 128, pp. 42-45, 2014.
- [68] H. Zhang, W. Wang et H. Bai, «Microstructural and mechanical evolution of silver sintering die attach for SiC power devices during high temperature applications Microstructural and mechanical evolution of silver sintering die attach for SiC power devices during high temperature applic,» *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 774, pp. 109-113, 2018.
- [69] J. Carr, X. Milhet, P. Gadaud, S. A. Boyer, G. E. Thompson et P. Lee, «Quantitative characterization of porosity and determination of elastic modulus for sintered micro-silver joints,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 225, pp. 19-23, 2015.
- [70] A. Wereszczak, D. Vuono et H. Wang, «Properties of Bulk Sintered Silver As a Function of Porosity Under contract,» 2012.
- [71] W. Rmili, N. Vivet, S. Chupin, T. Le Bihan, G. Le Quilliec et C. Richard, «Quantitative Analysis of Porosity and Transport Properties by FIB-SEM 3D Imaging of a Solder Based Sintered Silver for a NEw Microelectronic Component,» *Journal of Electronic Materials*, vol. 45, pp. 2242-2251, 2016.
- [72] D. Ishikawa, «Copper Die-Bonding Sinter Paste: Sintering and Bonding Properties,» *7th Electronic System-Integration Technology Conference (ESTC)*, pp. 01-10, 2018.
- [73] N. Alayli, F. Schoenstein, A. Girard, K. Tan et P. Dahoo, «Spark Plasma Sintering constrained process parameters of sintered silver paste for connection in power electronic modules: Microstructure, mechanical and thermal properties,» *Materials Chemistry and Physics*, vol. 148, pp. 125-133, 2014.
- [74] A. S. Zuruzi et K. S. Siow, «Electrical conductivity of porous silver made from sintered nanoparticles,» *Electronic Materials Letters*, vol. 11, pp. 308-314, 2015.
- [75] J. Bai, Z. Zhang, J. Calata et G.-Q. Lu, «Low-Temperature Sintered Nanoscale Silver as a Novel Semiconductor Device-Metallized Substrate Interconnect,» *IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies*, vol. 29, n° 13, pp. 589-593, 2006.
- [76] N. Amin, D. Shnawah, S. Said, M. Sabri et H. Arof, «Effect of Ag content and the minor alloying element Fe on the electrical resistivity of Sn-Ag-Cu solder alloy,» *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 599, pp. 114-120, 2014.

- [77] M. Wang, X. Li, R. Burgos, D. Boroyevich et G.-Q. Lu, «Pressureless Silver Sintering on Nickel for Power Module Packaging,» *IEEE Transactions on Power Electronics*, vol. 34, n° %18, pp. 7121-7125, 2019.
- [78] L. A. Navarro, X. Perpina, M. Vellvehi, O. Avino et X. Jordà, «Electrical Behaviour of Ag Sintered Die-attach Layer after Thermal Cycling in High Temperature Power Electronics Applications,» chez *Memorias del XXV Congreso Internacional Anual de la Somim*, Mexico, 2019.
- [79] W. Zhang, J. Chen, Z. Deng, Z. Liu, Q. Huang, W. Guo et J. Huang, «The pressureless sintering of micron silver paste for electrical connections,» *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 795, pp. 163-167, 2019.
- [80] K. Lodge, J. Sparrow, E. Perry, E. Logan, M. P. D. Goosey et C. Montgomery, «Prototype Packages in Aluminum Nitride for High Performance Electronics Systems,» *IEEE Transactions on components, Hybrids and Manufacturing Technology*, vol. 13, n° %14, pp. 633-638, 1990.
- [81] L. Tongxiang, F. Xioming, Q. Xueliang et T. Chunhe, «Metallization development for AlN/W cofired substrate at low temperature,» *Journal of Materials science*, vol. 37, pp. 2163-2166, 2002.
- [82] Y. Imanaka et M. Notis, «Interfacial Reaction between Titanium Thin Films and Aluminium Nitride Substrates,» *Journal of the American Ceramic Society*, vol. 82, n° %16, pp. 1547-1552, 1999.
- [83] T. Yasumoto, K. Yamakawa et N. S. N. Iwase, «Reaction between High AlN and Metal Thin Films during Temperature Annealing,» *Toshiba Corporation*, 1993.
- [84] W. Jang, T. Chiu et K. Lin, «Effect of thermal cycling on the adhesion strength of Ti/Ni/Ag films on AlN substrate,» *Thin Solid Films*, vol. 519, n° %116, pp. 5536-5543, 2011.
- [85] J.-M. Missiaen et J.-M. Lebrun, «A New Closed-Form Model for Solid-State Sintering Kinetics,» *Journal of American Ceramic Society*, vol. 98, n° %111, pp. 3460-3468, 2015.
- [86] N. Eustathopoulos, M. Nicholas et B. Drevet, *Wettability at High Temperatures*, Pergamon, 1999.
- [87] F. Yu, J. Cui, Z. Zhou, K. Fang, R. Johnson et M. Hamilton, «Reliability of Ag Sintering for Power Semiconductor Die Attach in High-Temperature Applications,» *IEEE Transactions on Power Electronics*, vol. 32, n° %19, pp. 7083-7095, 2017.
- [88] K. H. N'Tsouaglo, X. Milhet, J. Colin, L. Signor, A. Nait-Ali, J. Creus, M. Gueguen, P. Gadaud et M. Legros, «Time-Resolved Evolution of the D Nanoporous Structure of Sintered Ag by X-Ray Nanotomography: Role of the Interface with a Copper Substrate,» *Advanced Engineering Materials*, vol. 2100583, pp. 1-13, 2021.
- [89] I. Tomohito, E. Takeshi, S. Kazuhiko, T. Kazuhiro, S. Yuichi, K. Seigo, O. Yukinori, C. Chuantong, N. Shijo et S. Katsuaki, «CoW metallization for high strength bonding to both sintered Ag joints and encapsulation resins,» *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, vol. 30, pp. 11151-11163, 2019.
- [90] S. Kazuhiko, I. Tomohito, T. Kazuhiro, C. Chuantong, N. Shijo, S. Tohru et S. Katsuaki, «Thermal stability improvement of sintered Ag die-attach materials by addition of transition metal compound particles,» *Applied Physics Letters*, vol. 114, n° %1161903, pp. 1-4, 2019.

- [91] CeramTec, «CeramCool® Honeycomb Cooler,» 2021. [En ligne]. Available: <https://www.ceramtec-industrial.com/en/industries/heat-sinks/ceramcool-design-data/honeycomb-cooler>. [Accès le 27 Octobre 2021].
- [92] K. Vladimirova, Nouveaux concepts pour l'intégration 3D et le refroidissement des semi-conducteurs de puissance à structure verticale, G2elab Grenoble, 2013.
- [93] R. Riva, Solution d'interconnexions pour la haute température, AMPERE Lyon, 2014.
- [94] B. Thollin, «Outils et méthodologies de caractérisation électrothermique pour l'analyse des technologies d'interconnexion de l'électronique de puissance,» 2013.

Annexes

Annexe A : Sérigraphie par toile

Pour métalliser les substrats AlN, il a été décidé d'utiliser une encre d'argent (ESL9913). Cette encre doit être sérigraphiée directement sur la céramique à l'aide d'une toile en inox. Une fois la pâte sérigraphiée, le dépôt de pâte doit être fritté à 850°C pendant 10 min. Sur la Figure A-1, on peut voir toutes les étapes nécessaires à la réalisation des échantillons. Chaque étape est commentée par la suite.

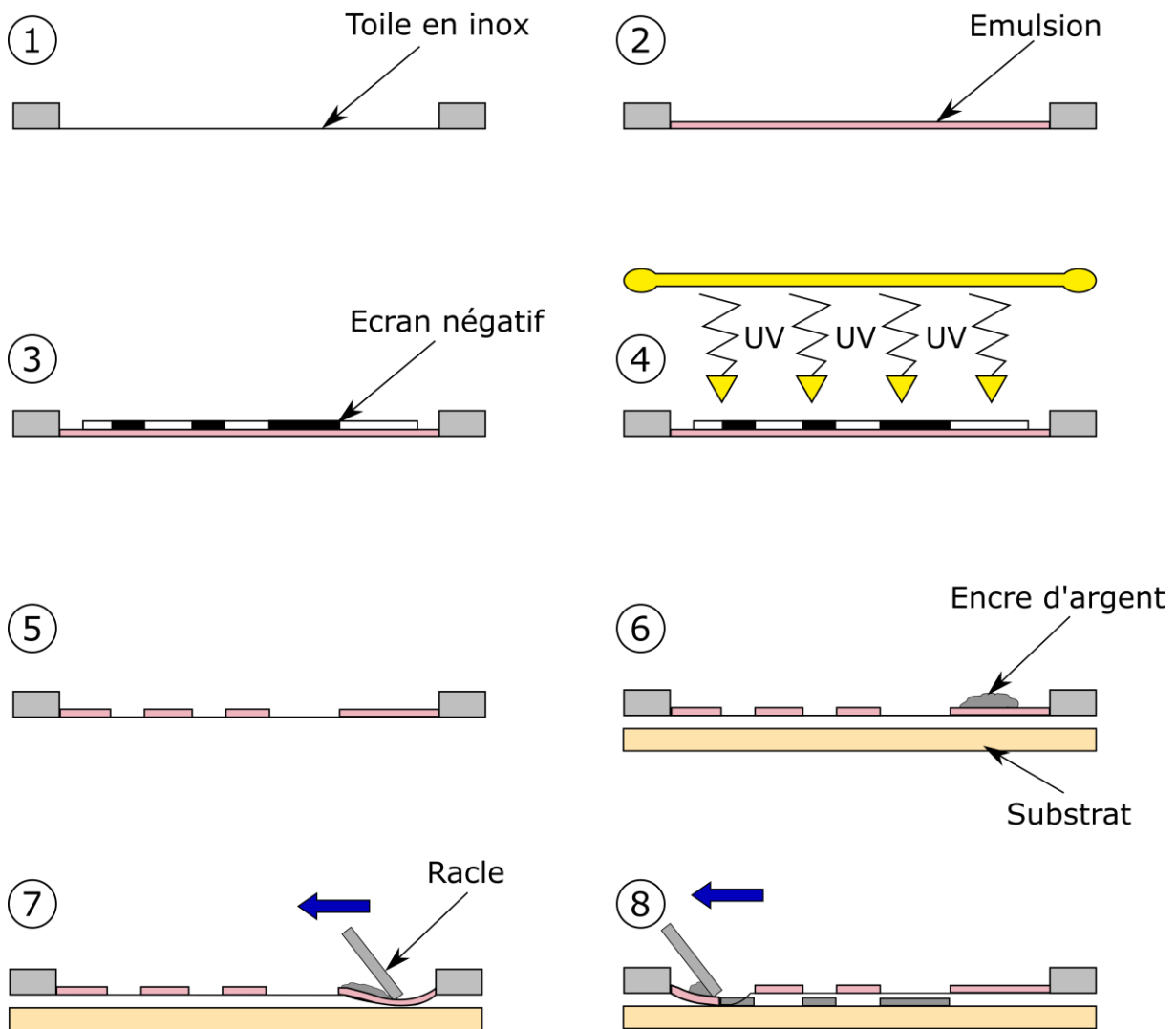


Figure A-1 : schéma de principe de la sérigraphie

1. Il est recommandé d'utiliser une toile en inox de 325 mesh pour sérigraphier l'encre d'argent sélectionnée. Ce nombre signifie que le maillage des fils a une densité de 325 fils par pouce carré. Une toile de 325 mesh laisse passer des particules d'une taille de 44 μm environ. La toile en inox est tendue sur un cadre en acier. Il est important que la

toile en inox reste bien tendue pour assurer un bon dépôt, il est donc nécessaire de la changer au bout d'un certain nombre d'usages.

2. La seconde étape correspond à la pose d'une émulsion photosensible sur la toile en inox. L'adjectif photosensible signifie que l'émulsion se solidifie lorsqu'on l'expose aux rayons ultraviolets pendant un certain temps. C'est cette caractéristique qui nous permettra de dessiner le pattern désiré à l'étape suivante. De plus, c'est l'épaisseur de cette émulsion qui fixera aussi l'épaisseur d'encre déposée. Dans ce projet, nous utilisons une émulsion d'une épaisseur de 22 μm .
3. Une fois l'émulsion déposée, l'objectif est de dessiner le pattern souhaité sur celle-ci. Pour ce faire, on dépose par-dessus un négatif du pattern que l'on veut réaliser (voir Figure A-2). Celui-ci doit être imprimé sur du film transparent. C'est la résolution de l'impression de ce motif qui fixera la résolution finale du dépôt. On peut facilement sérigraphier avec l'encre d'argent des pistes de 100 μm de largeur avec l'encre d'argent, mais il faut pouvoir imprimer le négatif sur du papier transparent avec cette précision. C'est pourquoi il faut privilégier les imprimantes à jet d'encre plutôt que les imprimantes laser pour l'impression de ce positif. En effet, la résolution et la qualité du noir sont bien meilleures sur les imprimantes jet d'encre.

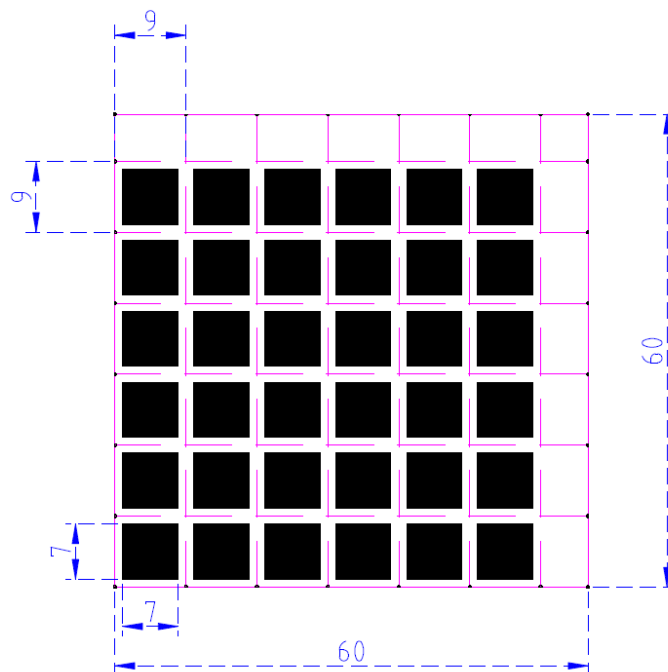


Figure A-2: positif à déposer sur l'émulsion avant traitement aux UVs

4. L'étape suivante consiste à traiter l'émulsion aux UVs. Le temps d'exposition est de 2 min 30. Au bout de ce temps, les parties éclairées de l'émulsion se sont solidifiées. Il ne

reste plus qu'à passer la toile sous l'eau chaude pour enlever les parties non solidifiées de l'émulsion.

5. On peut voir le résultat sur la Figure A-3.

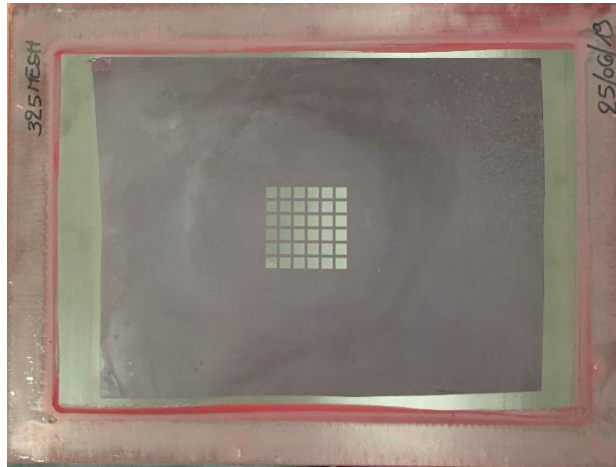


Figure A-3 : toile en inox prête pour utilisation avec émulsion 20 μ m

6. On sérigraphie ensuite l'encre d'argent. Pour ce faire, il faut disposer une quantité importante d'encre sur la toile. La toile doit se trouver au-dessus du substrat à une distance d'environ 2 mm. Il ne faut pas que la toile soit en contact avec le substrat.
7. Pour sérigraphier, la racle doit venir déformer la toile de façon à mettre en contact cette dernière avec le substrat. Il n'est pas nécessaire d'appuyer trop fortement sur la toile pour la déformer. Pour ce type de sérigraphie, la racle doit être faite de caoutchouc afin d'éviter de déchirer la toile en inox. Il existe différents types de racles qui correspondent à différents niveaux de dureté du caoutchouc. Dans notre cas, nous l'avons inclinée d'un angle de 30° par rapport à la normale, et nous avons fixé la vitesse de la racle à 100 mm.s⁻¹.
8. Une fois l'encre sérigraphiée, celle-ci doit être frittée pendant 10 min à 850°C. On peut voir le résultat final sur la Figure A-4. Les échantillons ont ensuite été découpés à l'aide d'une lame diamant.

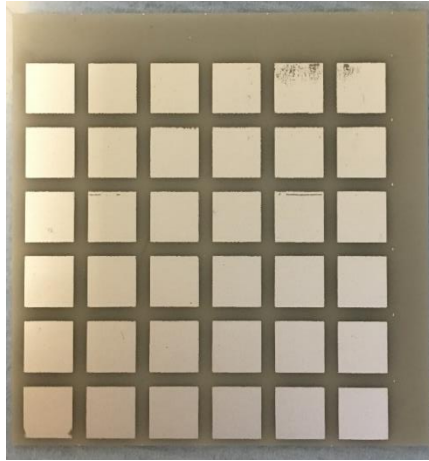


Figure A-4 : Substrat métallisé après frittage

Annexe B : Thermogravimétrie

Durant cette thèse, les tests thermogravimétriques ont été réalisés à l'aide d'une machine SETARAM TGA 96. L'objectif de ces tests est de mesurer la variation de masse que subit un échantillon lors d'un cycle thermique donné. Un schéma de fonctionnement de la mesure de variation de masse par ATG est présenté sur la Figure B-1.

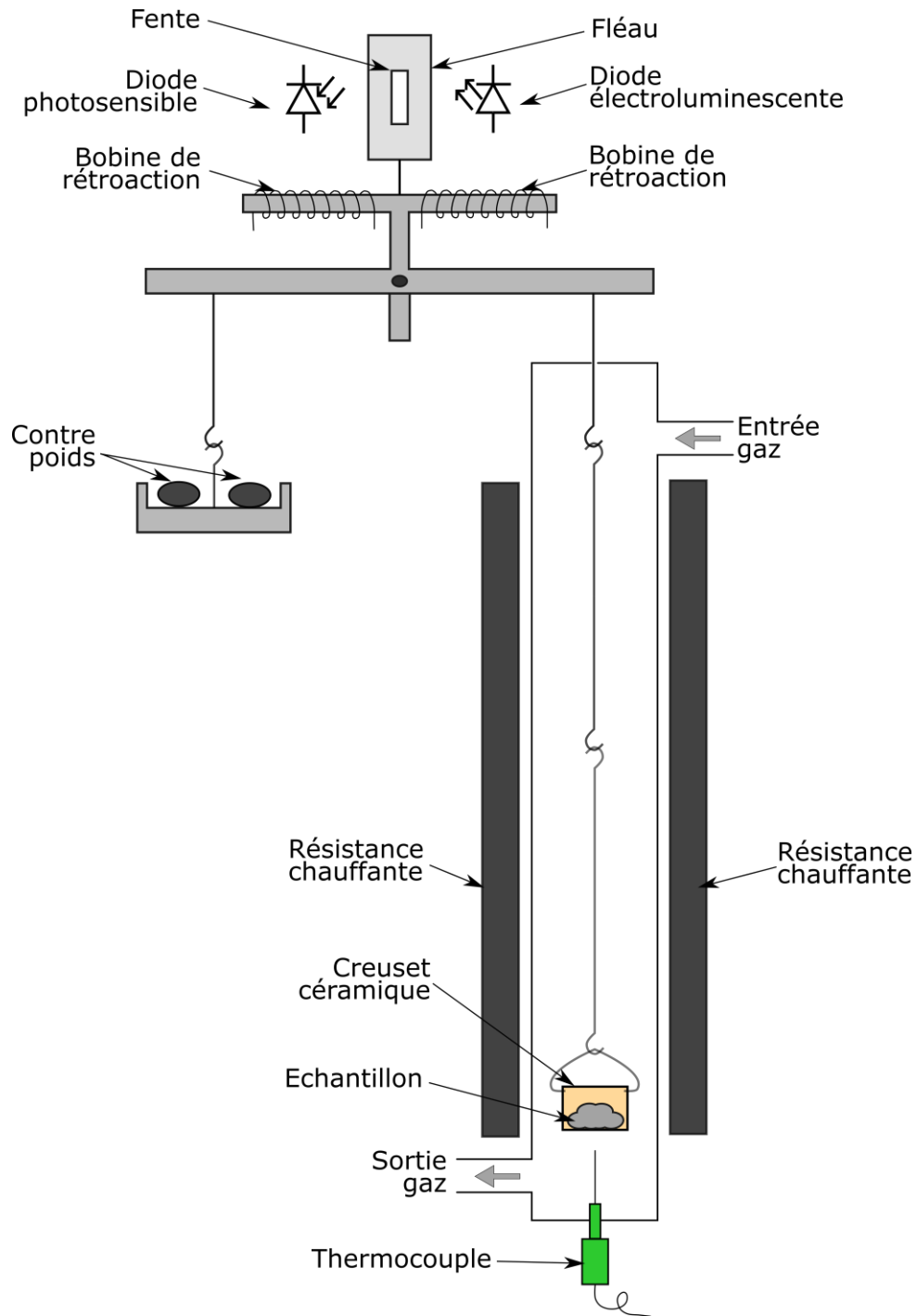


Figure B-1 : Schéma montrant le principe de la mesure de variation de masse

L'analyse thermogravimétrique repose sur le principe des balances à plateaux, à la différence qu'un de ses plateaux est placé dans un four (partie droite sur le schéma de la Figure B-1) pour permettre de chauffer l'échantillon et suivre l'évolution de sa masse en fonction de la température.

Pour réaliser un test, l'échantillon doit être placé dans un creuset en alumine. Ce creuset est ensuite accroché à une suspension en platine à l'intérieur du four. Un creuset d'alumine suspendu est présenté sur la Figure B-2. L'atmosphère du four peut être contrôlée (Argon, Air synthétique ou mélange He/H₂). La mesure de température est réalisée à l'aide d'un thermocouple situé en dessous de l'échantillon. Sur l'autre bras de la balance, des contre poids doivent être placés pour l'équilibrer et faire en sorte que le fléau se trouve en position « milieu » avant la réalisation du test.

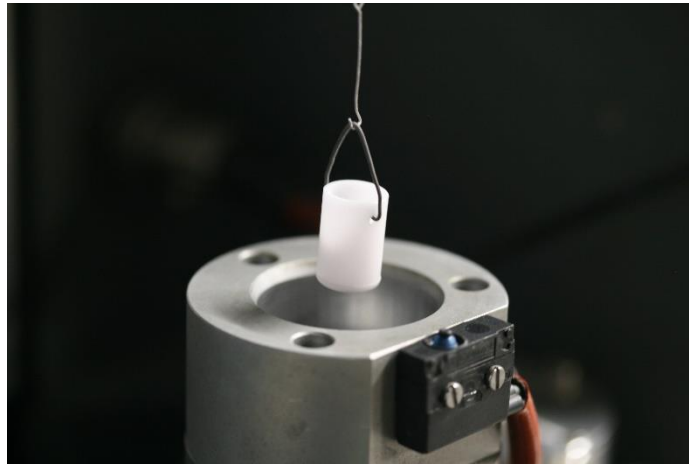


Figure B-2 : Photo d'un creuset en alumine suspendu, avant descente dans le four ATG

Lorsque le test débute, la température augmente et différents phénomènes physiques peuvent alors faire varier la masse de l'échantillon (évaporation, sublimation, combustion ou décomposition du liant, etc.) Cette variation de masse va perturber l'équilibre de la balance et engendrer un déplacement du fléau, situé sur la partie supérieure de la balance. Sur la machine utilisée, la mesure du déplacement se fait à l'aide d'un système optique. Une diode photoluminescente éclaire deux diodes photo-réceptrices par l'intermédiaire d'un écran percé d'une fente, monté directement sur le fléau de la balance. Lorsque le fléau bouge, la fente bouge avec lui et diminue l'intensité lumineuse mesurée par la diode photo-réceptrice. Des bobines de rétroaction compensent la déviation pour ramener le fléau à l'équilibre en maximisant l'intensité mesurée par la diode. Il est possible ensuite de relier la variation de courant dans les

bobines de rétroaction à la variation de masse après une calibration en usine. C'est de cette manière que la mesure de la variation de masse est réalisée.

Annexe C : Dilatométrie

Les tests dilatométriques présentés dans cette thèse ont été réalisés sur une machine SETARAM TMA 96. Le principe de ces tests est de mesurer la variation de hauteur que subit un échantillon lorsqu'il est soumis à un cycle de température donné. Dans cette thèse, la variation de hauteur mesurée correspond, d'une part, à l'élimination des matériaux organiques, qui peut induire un réarrangement des particules d'argent dans la pâte et, d'autre part, au phénomène de densification que l'on peut observer lors du frittage. Il est possible de réaliser ces tests sous différentes atmosphères. Un schéma explicatif du principe de la mesure dilatométrique est présenté sur la Figure C-1.

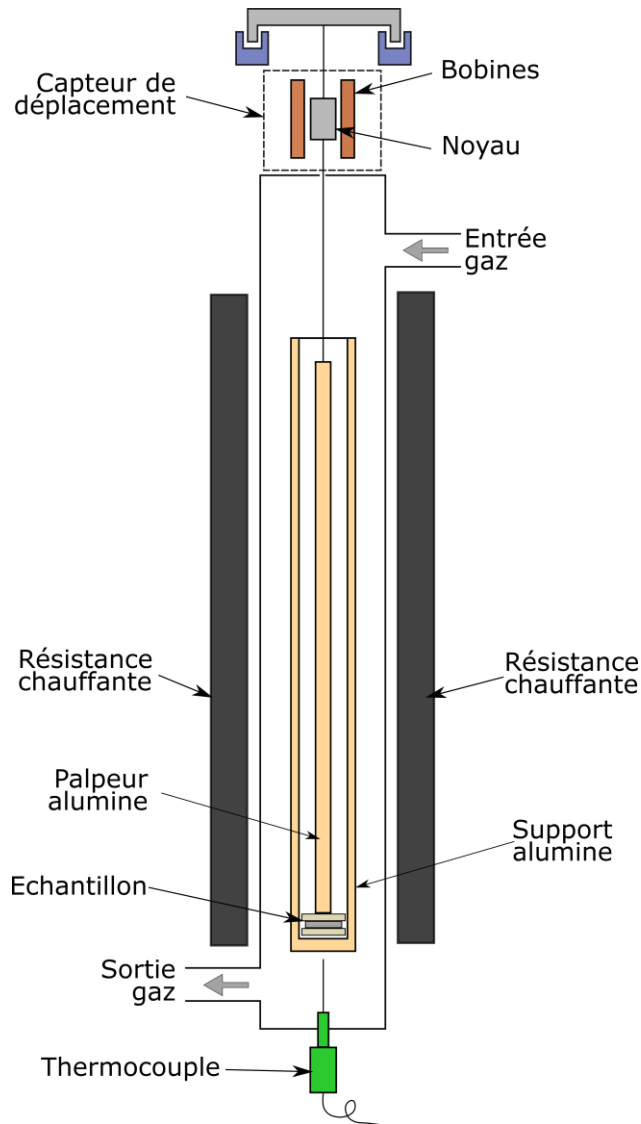


Figure C-1 : Schéma montrant le principe de la mesure de variation de hauteur dans l'essai dilatométrique

L'analyse dilatométrique repose sur la mesure du déplacement d'une tige en alumine appelée « palpeur », mise en contact avec l'échantillon. Pour réaliser un test, l'échantillon doit être placé sur un dispositif support en alumine appelé « équipage ». L'équipage et l'échantillon sont ensuite descendus à l'intérieur du four. L'étape suivante consiste alors à mettre en contact le palpeur avec l'échantillon. La force qui est exercée par le palpeur sur l'échantillon peut aller de 2 g à 100 g. Comme expliqué dans le Chapitre 2, pour des raisons évidentes, il n'est pas possible de mettre en contact directement le palpeur avec la pâte étudiée. C'est pourquoi la pâte a systématiquement été sérigraphiée sur un substrat céramique métallisé, puis un second substrat de même nature a été déposé tête en bas sur la pâte afin de fermer le sandwich. Cette dernière plaque a été déposée à l'aide d'une machine dite « die bonder » qui permet de contrôler la force ainsi que le temps de dépôt (fixé à 10g et 100ms dans ces travaux). Le palpeur a été mis en contact avec la plaque supérieure de l'échantillon. La mesure du déplacement est ensuite réalisée sur le palpeur à l'aide d'un capteur LVDT (Linear Variable Differential Transformer). Ce capteur est basé sur le principe du couplage électromagnétique entre deux bobines : un noyau magnétique, solidaire du palpeur, coulisse à l'intérieur d'un cylindre formé par deux bobines, l'ensemble constituant un transformateur. Lorsque le noyau magnétique bouge avec le palpeur, le couplage entre les bobines s'en trouve modifié. Cette modification peut alors être assimilée à une dilatation ou à une contraction de l'échantillon.

Il existe des biais dans la mesure dilatométrique. Ces biais peuvent impacter grandement l'interprétation des résultats, surtout lorsque les mesures de déplacement attendues sont très faibles, comme c'est le cas dans ce projet de thèse. En effet, comme expliqué dans le Chapitre 2, l'épaisseur de la pâte d'argent déposée pour réaliser les essais dilatométrique est d'environ 100 μm . Sachant que le pourcentage volumique à l'intérieur de la pâte étudiée est d'environ 37%, le déplacement maximal attendu est de 63 μm (si tout le déplacement a lieu dans une seule direction). Pour illustrer le fait que cette mesure correspond bien à une mesure fine pour le dilatomètre, le résultat d'un test réalisé avec seulement deux plaques de céramiques métallisées mises en contact, sans pâte d'argent entre elles, est présenté sur la Figure C-2.

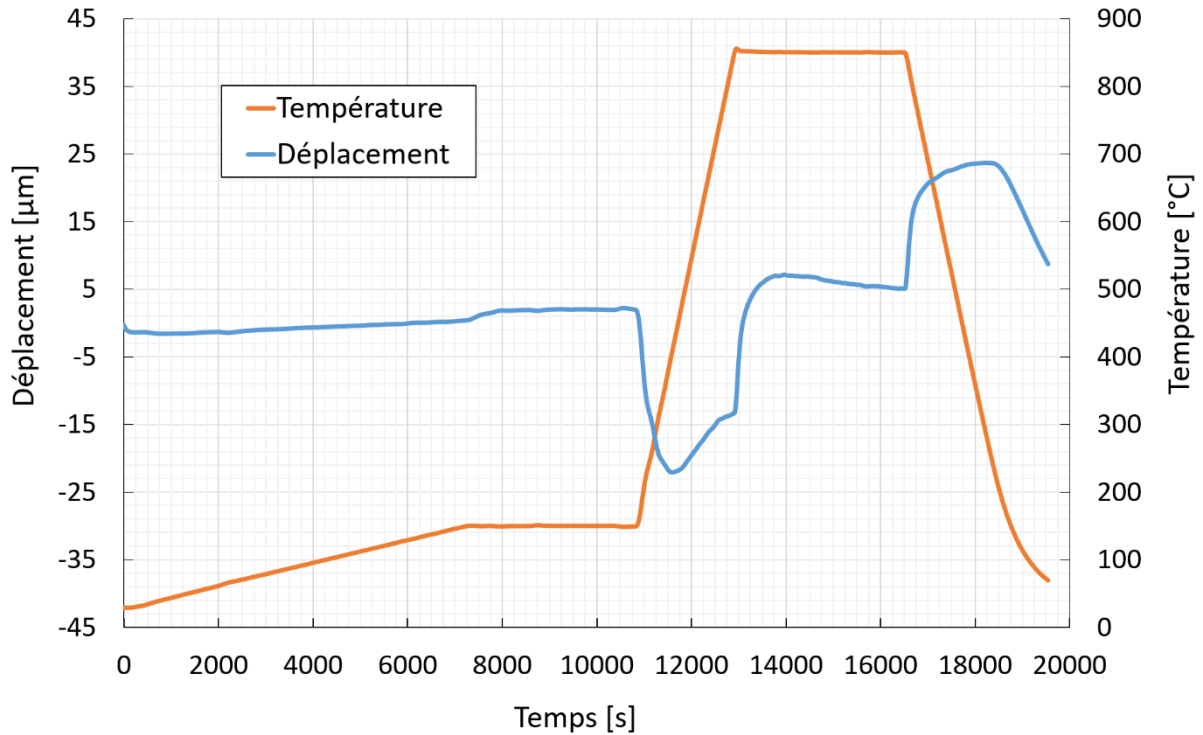


Figure C-2 : Résultat dilatométrique d'un essai sans pâte d'argent (« blanc »)

Sur cette figure, la variation de hauteur mesurée peut aller jusqu'à 20 μm dans les valeurs positives comme dans les valeurs négatives alors qu'aucune pâte n'a été placée entre les deux plaques de céramique métallisées. Ce déplacement est lié à la dilatation thermique que subit l'ensemble du dispositif, y compris les plaques d'AlN, lorsque la température augmente. Il est très complexe d'interpréter l'évolution de cette courbe. Néanmoins, cette figure illustre parfaitement les problèmes liés à la dilatation thermique durant les tests dilatométriques, surtout quand les déplacements attendus sont du même ordre de grandeur. Pour prendre en compte ces effets, un test sans pâte ou « blanc » a été réalisé avant chaque mesure dilatométrique. Le résultat de ce test a ensuite été soustrait au test réalisé avec la pâte pour gommer toutes les erreurs liées à la dilatation thermique du système. La Figure C-3 présente une mesure de déplacement avec et sans soustraction du blanc.

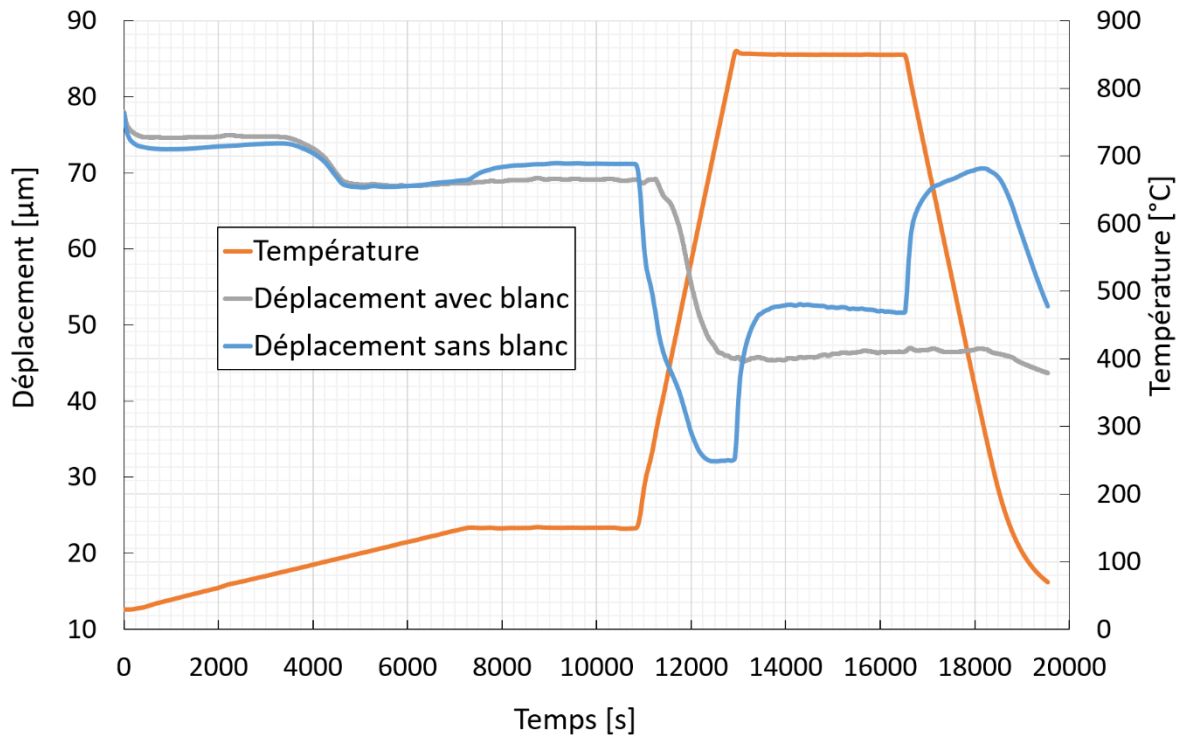


Figure C-3 : Déplacement en fonction du temps avec et sans soustraction du blanc

Avec soustraction du blanc, on retrouve un comportement de densification beaucoup plus logique et interprétable. Un blanc a donc été systématiquement réalisé avant chaque test afin de supprimer ces artéfacts.

On peut voir que sur la Figure C-3, c'est le déplacement qui est tracé. Or, le procédé de sérigraphie n'étant pas parfait, la quantité de pâte déposée entre chaque échantillon peut varier. Il a donc été décidé de représenter le retrait plutôt que le déplacement. Le retrait est défini dans le Chapitre 2 comme suit :

$$R = \left(1 - \frac{h}{h_0}\right)$$

Avec :

- R le retrait en %
- h_0 la hauteur initiale de dépôt d'argent
- h la mesure de hauteur réalisée par le dilatomètre

Afin de pouvoir tracer le retrait, il est nécessaire de connaître la hauteur initiale h_0 des dépôts de pâte. Or, cette mesure est très complexe à réaliser étant donné que la pâte est prise en sandwich entre deux plaques de céramique. Pour éviter ce problème, il a été décidé de mesurer la hauteur finale de l'échantillon puis d'y ajouter la mesure du déplacement total enregistré par le dilatomètre. La hauteur finale de l'échantillon est bien plus facile à mesurer étant donné que l'argent est fritté. Celle-ci a été mesurée par analyse d'image, en réalisant une coupe transverse au milieu de l'échantillon puis en prenant la valeur moyenne de 60 mesures d'épaisseur.

Annexe D : Mesure de la température d'un composant à l'aide de paramètres thermosensibles

La méthode de mesure décrite dans cette annexe consiste à obtenir indirectement la température de jonction d'un composant à partir de la mesure d'un paramètre de cette même puce qui, lui, varie avec la température. Le principe de la mesure repose sur une première phase de calibration durant laquelle la relation entre la température et le paramètre électrique thermosensible (PETS) est définie. Une fois la calibration réalisée, la mesure à proprement parler peut-être réalisée. Durant cette seconde phase, le PETS est mesuré et son évolution est enregistrée après avoir injecté des pertes dans le composant. Typiquement, la tension de seuil V_f d'une diode ou encore la tension grille/source V_{gs} d'un MOSFET peut être utilisée afin d'estimer la valeur moyenne de la température du composant. Dans notre cas, le PETS correspond à la tension de seuil V_f d'une diode. Le schéma électrique pour la réalisation de la calibration est présenté sur la Figure D-1.

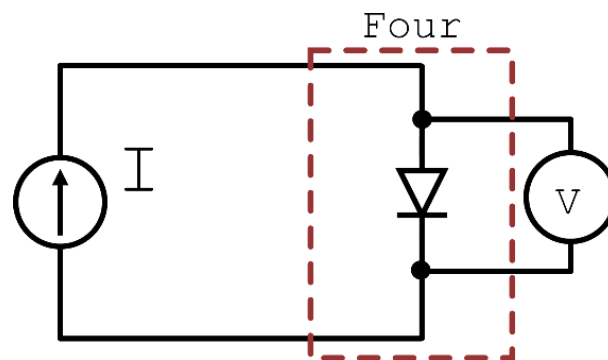


Figure D-1 : Schéma électrique pour la caractérisation du paramètre thermosensible

Durant cette première phase, la diode est placée dans un four. Elle est parcourue par un courant I généré par un système de régulation. Ce courant est appelé courant de calibration. Celui-ci doit être suffisamment petit afin de ne pas provoquer d'échauffement du composant dû aux pertes. Si ce courant est trop élevé, les pertes engendrées pourraient modifier la température de jonction de la diode et donc fausser la mesure. Cependant, il faut que celui-ci soit suffisamment élevé afin de générer une chute de tension assez importante au niveau de la diode, mesurable par un voltmètre (hors bruit de mesure). C'est cette chute de tension qui sera mesurée

par la suite afin d'estimer la température de jonction de la diode. Durant la phase de calibration, la mesure de la chute de tension se fait à différentes températures de four afin de connaître la loi qui lie ces deux grandeurs. En général, des courants de l'ordre de la dizaine de mA sont appliqués pour polariser des diodes de puissance en silicium. Des courbes de calibration pour différents courants de polarisation sont présentées sur la Figure D-2.

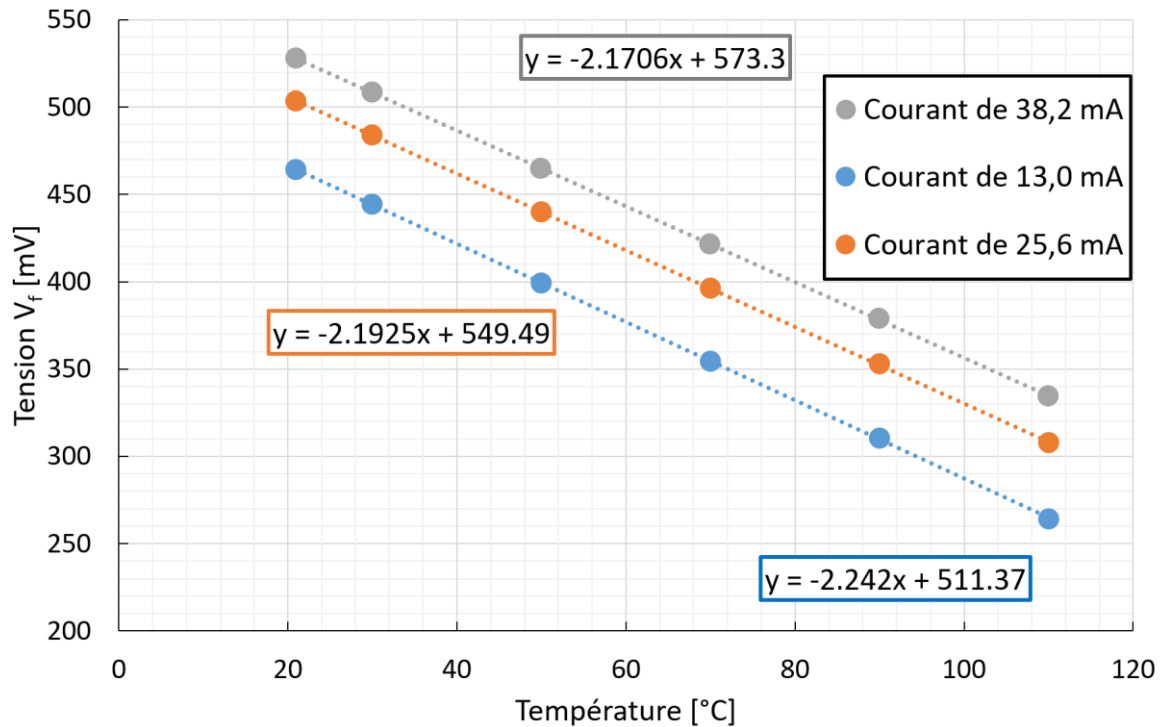


Figure D-2 : Courbes de calibration pour différents courants de polarisation

Sur la Figure D-2, la relation entre la température et la tension de seuil des diodes silicium apparaît comme étant linéaire dans la plage de température allant de 20°C à 110°C. C'est pour cette raison que les tensions de seuil des diodes sont souvent choisies comme PETS. La pente est à peu près constante en fonction du courant de polarisation et varie très peu d'une diode à l'autre : $-2,2 \text{ mV} \cdot \text{°C}^{-1}$. La pente diminue légèrement quand le courant de polarisation augmente, ce qui, par conséquent, diminue faiblement la sensibilité du système. En revanche, l'ordonnée à l'origine de la fonction linéaire qui modélise la relation entre le PETS et la température varie fortement avec le courant de polarisation. Le courant de polarisation sélectionné doit donc être assez important afin de pouvoir décrire une grande plage de température, typiquement de 20°C à 200°C. Dans tout ce travail de thèse, un courant de polarisation de 13 mA a été sélectionné.

Une fois l'étape de calibration réalisée, la mesure de température peut être effectuée. Les échantillons étudiés étant dépourvus de refroidisseur dans cette thèse, la technique dite « impulsionnelle <100 ms » a été sélectionnée [94]. Cette technique consiste à chauffer le composant à l'aide d'un créneau de courant pendant un temps bref, de l'ordre de la dizaine de milliseconde, et à enregistrer ensuite l'évolution de sa température pendant le refroidissement du composant. La Figure D-3 présente le schéma électrique nécessaire pour effectuer la mesure impulsionnelle.

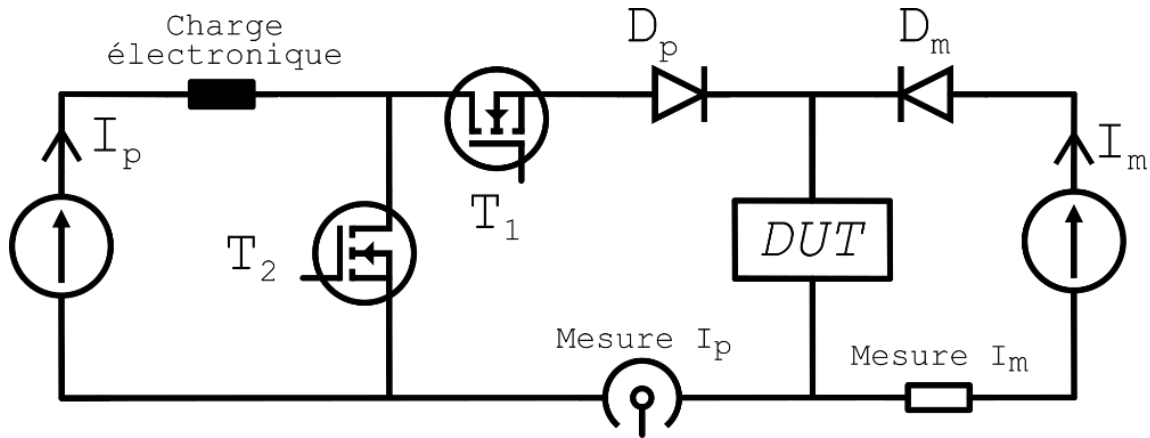


Figure D-3 : Schéma électrique pour la mesure impulsionnelle

Les MOSFET T_1 et T_2 sont présents pour aiguiller le courant de puissance I_p . Les différentes phases ainsi que les formes d'ondes sont présentées respectivement sur la Figure D-4 et sur la Figure D-5.

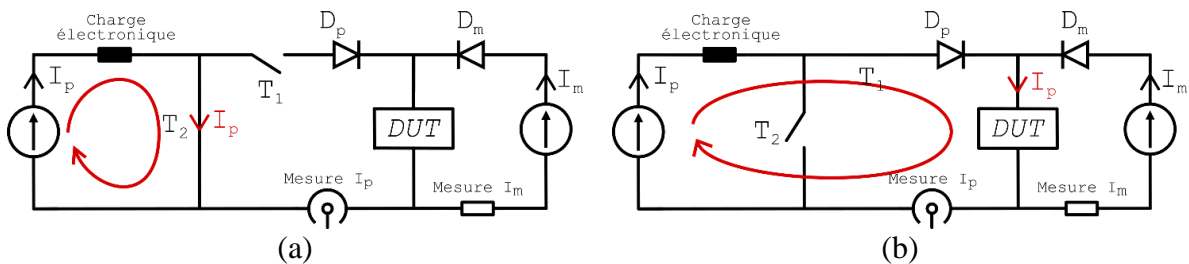


Figure D-4 : Schéma en fonctionnement de la mesure impulsionnelle

Une première phase de la mesure consiste à fermer T_2 et laisser ouvert T_1 afin d'atteindre le courant de puissance souhaité qui sera ensuite injecté dans notre diode (Device under test ou DUT). Cette phase est présentée sur la Figure D-4a. Une fois le courant de puissance atteint, T_2 est ouvert et T_1 est fermé. Cette transition se fait avec un temps de superposition non négligeable dans le but d'éviter les surtensions liées au déchargement des inductances parasites, voir Figure D-5. Le DUT est alors traversé pendant un temps Δt par le courant I_p , comme indiqué sur la Figure D-4b. Le choix du couple Δt et I_p permet de fixer l'énergie qui sera dissipée à l'intérieur

du DUT et donc d'atteindre une température de jonction plus ou moins importante. Une fois que le temps Δt est atteint, T_1 est ouvert et T_2 fermé, à nouveau avec un temps de superposition non négligeable afin de préserver le DUT des surtensions.

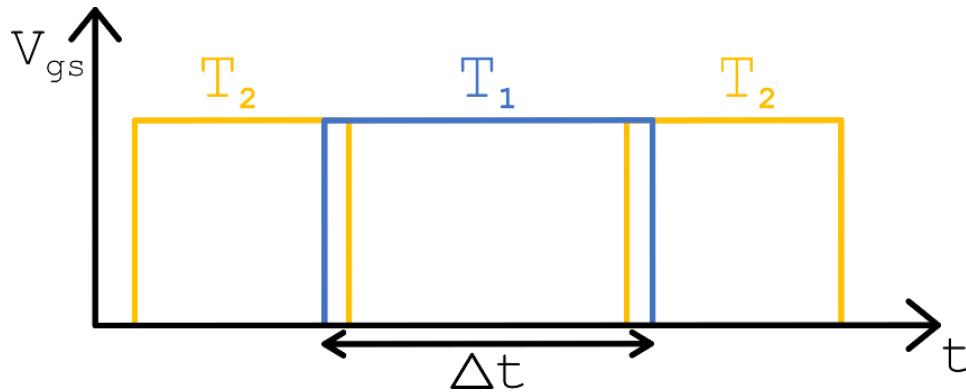


Figure D-5 : Forme d'onde des commandes des MOSFETS T_1 et T_2

Les formes d'onde du courant traversant la diode pendant une mesure thermique ainsi que sa tension de seuil sont présentées sur la Figure D-6a. Ce test correspond à l'injection de 70 A durant environ 9 ms. Un zoom sur le refroidissement de la puce après injection du créneau de courant est présenté sur la Figure D-6b. Sur ce zoom, l'évolution de la tension de seuil V_f au courant du temps est visible, celle-ci augmente rapidement sur une dizaine de millisecondes. Cette courbe met en évidence qu'il est important d'avoir un bon système de mesure avec une fréquence d'échantillonnage élevée pour réaliser ce test. Enfin, on peut voir que la variation de la tension est positive, ce qui correspond bien à une diminution de la température de la puce, étant donné que la pente de la calibration est elle-même négative.

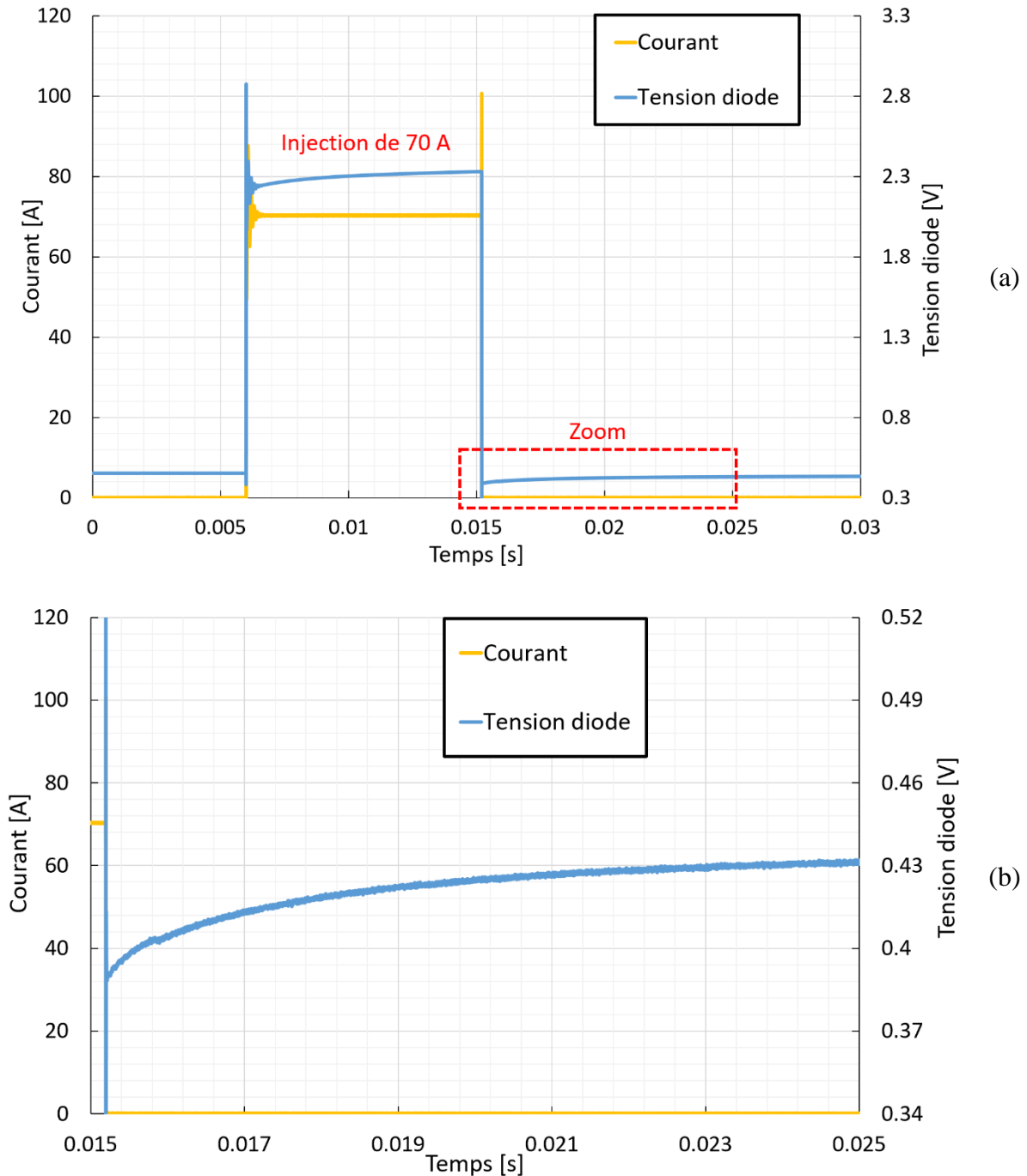


Figure D-6 : (a) Forme d'onde de la tension V_f d'une diode pendant et après l'injection de 70 A pendant environ 9 ms ; (b) zoom sur le refroidissement de la puce

Pour finir, l'évolution de la température en fonction de la racine du temps est présentée sur la Figure D-7. Cette courbe a pu être tracée grâce à la courbe de calibration de la Figure D-2. La raison pour laquelle celle-ci a été tracée en fonction du temps provient du fait que pour des temps courts, la température de la puce varie linéairement en fonction de la racine du temps et non du temps. Il est donc possible d'extrapoler et de récupérer la température de la puce à l'instant juste après l'arrêt du pulse de courant en traçant une courbe linéaire sur les premiers

instants de la courbe. Attention, pour ce faire, il faut néanmoins supprimer les premiers points de la courbe car ceux-ci ne correspondent pas à la température de la puce, mais plutôt à un transitoire électrique.

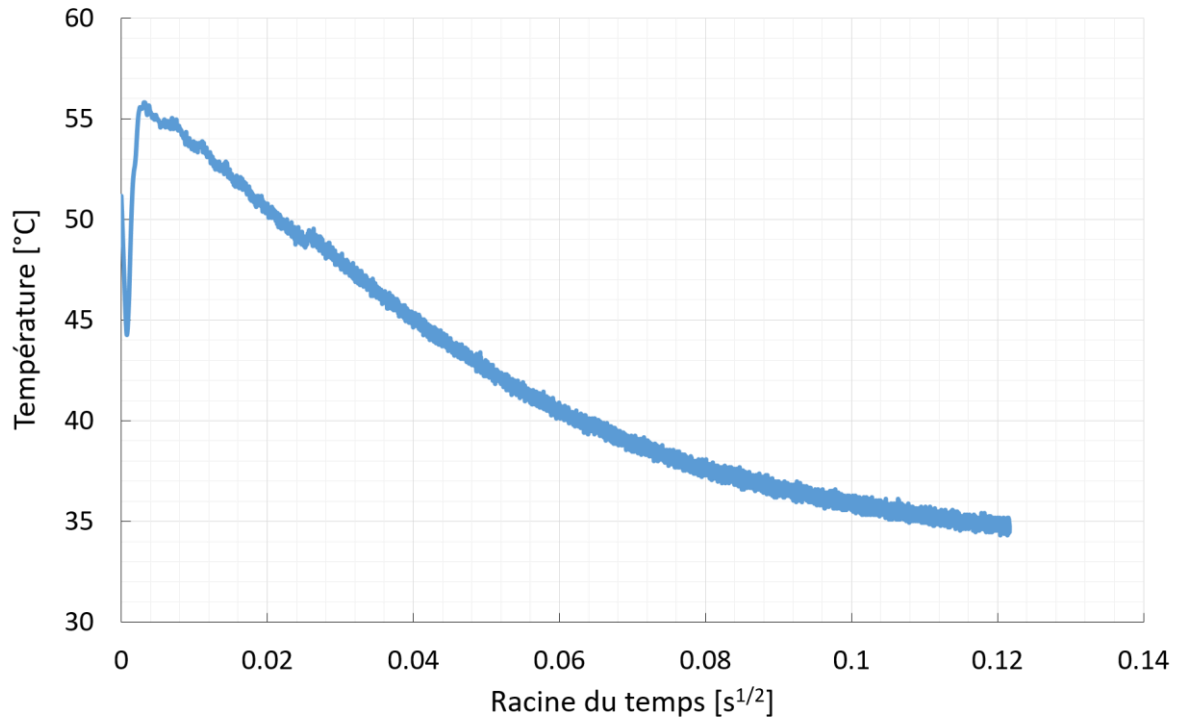


Figure D-7 : Evolution de la température de la diode après injection de courant de 70 A (voir Figure D-6)

Résumé

Dans un contexte de réchauffement climatique, l'opinion publique pousse les constructeurs aéronautiques à réduire les émissions de gaz à effet de serre produits par les vols commerciaux. Un levier d'action envisagé consiste à augmenter la part de l'électricité comme source d'énergie des actionneurs présents à l'intérieur des avions dans le but de réduire leur masse. Néanmoins, les composants utilisés dans les convertisseurs d'électronique de puissance ne sont pas conçus pour fonctionner dans des environnements sévères tels que celui de l'aviation. Les boîtiers des composants semi-conducteurs doivent donc être repensés afin de présenter des niveaux de fiabilités satisfaisants.

Ce travail de thèse avait pour objectifs l'étude et la réalisation d'un module de puissance innovant à base de composants SiC, d'argent fritté et de substrats céramiques. L'étude de faisabilité a été réalisée en trois étapes. Tout d'abord, une attention toute particulière a été apportée à l'optimisation du procédé de frittage d'argent étant donné que l'accroche des composants mais aussi les pistes de puissance de ce module sont réalisées par frittage. Cette optimisation a été réalisée grâce à une étude dilatométrique inédite faite sur des échantillons de pâte d'argent d'une épaisseur de l'ordre de 100 μm . Cette étude a été particulièrement intéressante car elle a permis d'accéder à la cinétique de frittage, alors qu'en général seul l'état final de l'argent fritté est inspecté par analyse de coupe métallographique. Par la suite, les caractéristiques physiques ainsi que l'impact du vieillissement sous stockage et cyclage thermiques ont été étudiés sur des assemblages simples afin de sélectionner la meilleure association de matériaux et de procédés d'élaboration pour la réalisation du module final. Des résistances au cisaillement de l'ordre de 10 MPa ont été mesurées sur des échantillons ayant subi 1000 cycles thermiques sévères de -50°C à 180°C . Enfin, dans une dernière partie, les différentes étapes de réalisation du module de puissance ont été mises en place et ont permis la fabrication de dispositifs fonctionnels. Ce dispositif a finalement été caractérisé afin de quantifier l'impact de tout le processus de réalisation sur les composants de puissance. Des axes d'amélioration ont finalement été présentés dans le but d'améliorer l'assemblage des futurs modules double face.

Abstract

In the context of global warming, public opinion is pushing aircraft manufacturers to reduce the greenhouse gas emissions produced by commercial flights. One possible way of doing this is to increase the share of electricity as a source of energy for the actuators inside of the aircraft in order to reduce their weight. However, the components used in power electronics converters are not designed to operate in harsh environments such as what can be find in commercial plane. The semiconductor component packages must therefore be redesigned to provide satisfactory levels of reliability.

The objectives of this thesis were to study and develop an innovative power module based on SiC components, sintered silver and ceramic substrates. The feasibility study was carried out in three stages. Firstly, special attention was paid to the optimization of the silver sintering process, as the components and the power tracks of this module are sintered. This optimization has been made thanks to a novel dilatometric study carried out on silver paste samples with a thickness of around 100 μm . This study was particularly interesting because it allowed us to access to the sintering kinetics, whereas usually only the final state of the sintered silver is inspected by metallographic section analysis. The relationship between the sintering process parameters and the physical properties of the joint was established. In addition, the impact of ageing under thermal storage (at 200°C) and large amplitude thermal cycling (from -50°C to 180°C) were studied on simple assemblies with various adhesion layers on the ceramic substrate in order to select the best combination of materials and manufacturing processes for the final module. Shear strengths of the order of 10 MPa were measured on samples that were subjected to 1000 severe thermal cycles. Finally, in the last part, the different steps of the power module realization were presented. Thanks to this, single side and double sided cooled phase leg modules have been fabricated and characterized in order to quantify the impact of the whole realization process on the power components. Finally, a number of improvements were presented to enhance the assembly of future double-sided modules.

