



**UNIVERSITÉ
DE LORRAINE**

**BIBLIOTHÈQUES
UNIVERSITAIRES**

AVERTISSEMENT

Ce document est le fruit d'un long travail approuvé par le jury de soutenance et mis à disposition de l'ensemble de la communauté universitaire élargie.

Il est soumis à la propriété intellectuelle de l'auteur. Ceci implique une obligation de citation et de référencement lors de l'utilisation de ce document.

D'autre part, toute contrefaçon, plagiat, reproduction illicite encourt une poursuite pénale.

Contact bibliothèque : ddoc-theses-contact@univ-lorraine.fr
(Cette adresse ne permet pas de contacter les auteurs)

LIENS

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 122. 4

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 335.2- L 335.10

http://www.cfcopies.com/V2/leg/leg_droi.php

<http://www.culture.gouv.fr/culture/infos-pratiques/droits/protection.htm>

FIABILITÉ DES CIRCUITS IMPRIMÉS AVEC DES COMPOSANTS ENFOUIS SOUS CHARGEMENT THERMIQUE INTENSE

Thèse présentée pour l'obtention du titre de
Docteur de l'Université de Lorraine

Spécialité : Sciences des Matériaux

Mention : Mécanique des Matériaux

par

Paul PERIN

Présentée publiquement le 28 novembre 2024

devant un jury composé de :

Tudor BALAN	Professeur, Arts et Métiers ParisTech	Président du jury
Alexandrine GUEDON-GRACIA	MCF HDR, Université de Bordeaux	Rapporteur
Franck DELVARE	Professeur, Université de Caen Normandie	Rapporteur
Sabeur MSOLLI	MCF, Université de Technologie de Belfort Montbéliard	Examineur
Catherine JEPHOS-DAVENEL	Experte, Direction Générale de l'Armement	Invité
François LECHLEITER	Responsable R&D, CIMULEC	Invité
Gautier GIRARD	MCF, Université de Lorraine	Encadrant
Marion MARTINY	Professeur, Université de Lorraine	Directrice de thèse
Sébastien MERCIER	Professeur, Université de Lorraine	Directeur de thèse

Remerciements

D'avance je présente mes excuses à toute personne que j'aurais oubliée.

Cette thèse n'aurait pas pu voir le jour sans la Région Grand-Est et CIMULEC, je souhaiterais donc remercier les membres de ces deux institutions, en particulier tous les employés de CIMULEC qui m'ont accueilli pendant plusieurs mois en début de thèse, et ont su prendre le temps de m'expliquer toutes les étapes de fabrication d'un circuit imprimé. Tout particulièrement je souhaite remercier François et Laurent pour leur aide plus que fréquente, et leur honnêteté. J'aimerais également remercier les membres du projet PESTO pour les discussions et les retours qui m'ont permis d'améliorer mon travail. De même, cette thèse n'aurait pas pu s'achever sans les différents membres du jury, qui ont accepté de donner de leur temps pour évaluer mon travail. Pour cela, et pour les retours aussi bienveillants qu'utiles qui ont été faits je leur dis merci.

Plus que tout, je dois reconnaître l'aide morale que m'ont apportée tous les amis pendant ces trois années, qu'il s'agisse des colocs (Amaury et Bonickel), de la troupe de Nancy (Jeannot, Greg, Ana, Tanguiche, Paulo, Fanny) ou de Metz (Rouliane, je pense à toi et aux réveils difficiles, mais également une bonne partie de l'AdT). Je vais essayer de ne pas en oublier, mais merci à tous les doctorants (et affiliés) pour tout ce qu'on a pu partager (les repas, les cafés, les bières surtout) : Ablam, Alex, Alexis, Aymeric, Boris, Caio, Chloé, Clément, Daniel, Flora, Hafsa, Joé, Julien, Khoa, Lais, Layal, Mélaine, Mickael, Momo, Renaud, Tania, Yann (désolé si j'en oublie...). Je connais la réalité des études supérieures, mais j'espère garder un maximum d'entre vous auprès de moi dans le futur.

Aurore, Laura, sans vous le LEM3 prendrait feu en deux jours. Merci pour absolument tout. Julien, merci pour le matériel prêté et surtout le fauteuil disponible quand l'envie de travailler ne se faisait pas sentir. Carole, merci de ta patience face à quelqu'un aussi peu doué pour l'administratif que moi. Paulo (encore un), tu me dois toujours un canon.

En général merci à tout le personnel du LEM3 (du RDC au 4ème, côté ENIM comme côté Félix Savart, expérimentateurs compris), je vous le redis : des différents endroits où j'ai pu travailler dans ma vie je ne me suis jamais senti autant à ma place qu'ici. Je ne pense pas qu'il fasse aussi bon travailler dans les autres laboratoires.

Buja, tu m'as coûté cher en heures de sommeil mais merci d'être dans ma vie. Soizic, il y a deux ans tu te demandais si on allait continuer à se voir après le départ des autres colocs. Aujourd'hui les mardis OK Pizza continuent, je suis proche de 90% de tes collègues et on met en place des stratagèmes pour contourner mon départ de Metz. Je pense qu'on a réussi à ne pas se perdre de vue, et je ferai tout pour que ça dure. Les dijonnais : Claire, Flo et Olivia, merci de me faire confiance, merci d'avoir été là dans les moments les plus compliqués. Vous n'avez pas idée du nombre de fois où vous m'avez aidé à essayer d'être une meilleure version de moi-même, vous êtes clairement ma deuxième famille. A ce propos, merci à la Feltrinade de m'avoir accueilli dans leur famille comme un des leurs.

Merci à mes parents pour avoir su être patients, malgré mon parcours chaotique vous m'avez toujours soutenu. Je serais bien loin du doctorat sans vous. Merci au marquis pour les farandoles et les références obscures.

Merci à Gautier, Marion et Sébastien de m'avoir permis de reprendre mes études dans un premier temps, mais surtout de votre bienveillance, votre bonne humeur et votre disponibilité tout au long de la thèse. Je n'aurais pas pu imaginer meilleurs encadrants.

Enfin, Tiphaine, merci. Tout paraît si simple à tes côtés, je n'aurais pas pu faire un millième de tout ça sans toi.

Table des matières

Introduction générale	10
1 Contexte de la thèse et travaux à réaliser	14
1.1 Présentation générale des PCBs	15
1.1.1 Procédé de fabrication d'un PCB multicouche	15
1.1.2 PCB et composants enfouis	17
1.1.3 Mécanismes de défaillance	19
1.2 Cyclage thermique en enceinte climatique	22
1.2.1 Protocole d'essai	22
1.2.2 Simulation par éléments finis d'un essai de cyclage thermique . . .	23
1.2.3 Conclusion	31
1.3 Solder float test	32
1.3.1 Problématique	32
1.3.2 Estimation de h_{SnPb}	33
1.3.3 Évaluation expérimentale du coefficient d'échange par convection	34
1.3.4 Conclusion	35
1.4 Conclusion de l'étude bibliographique	35
2 Caractérisations expérimentales nécessaires pour des modèles EF plus pertinents	38
2.1 Thermo-élasticité	38
2.2 Cuivre	39
2.3 SAC305	43
2.3.1 Généralités et différents modèles	43
2.3.2 Équations constitutives	46

2.3.3	Intégration numérique du comportement du SAC305	50
2.4	Composant EPC2001C	53
2.5	Substrat diélectrique verre-époxy haute T_g (Substrat 1)	54
2.5.1	Généralités	54
2.5.2	Essais de relaxation	55
2.5.3	Homogénéisation	58
2.5.4	Mesures du CTE	61
2.5.5	Mesures du shrinkage	63
2.6	Substrat diélectrique verre-polyimide (Substrat 2)	66
2.6.1	Comportement élastique	66
2.6.2	Dilatation thermique	68
2.6.3	Propriétés thermiques	69
2.7	Mesure de h_{SnPb}	69
2.7.1	Montage expérimental	69
2.7.2	Dimensionnement des échantillons	70
2.7.3	Solution analytique au problème de transfert de chaleur	72
2.7.4	Valeur de h_{SnPb} obtenue expérimentalement	75
2.7.5	Validation numérique de la méthode expérimentale	78
2.8	Conclusion, récapitulatif	82
3	Cyclage thermique en enceinte climatique	84
3.1	Introduction	84
3.2	Mise en place des modèles numériques	85
3.2.1	Modèle numérique 3D	86
3.2.2	Modèle 2D	92
3.2.3	Fatigue Cu	94
3.2.4	Fatigue SAC	95
3.2.5	Critère de contraintes maximales	98
3.3	Résultats des simulations numériques	99
3.3.1	Résultats des calculs 3D	99
3.3.2	Impact de la non-linéarité des comportements.	110
3.3.3	Comparaison des modèles numériques 3D et 2D	111
3.3.4	Influence du nombre de cycles sur la réponse du modèle 2D	114

3.3.5	Influence du procédé de fabrication sur la réponse du modèle 2D .	116
3.3.6	Étude paramétrique sur le modèle 2D	123
3.4	Conclusion	130
4	Simulation numérique de l'essai sur bain d'étain-plomb	133
4.1	Introduction	133
4.2	Simulation thermomécanique du test sur bain d'étain-plomb	134
4.2.1	Hétérogénéité du champ de température	137
4.2.2	Impact sur la réponse thermomécanique	139
4.3	Rupture par fatigue du fût de cuivre : déformation plastique cumulée . .	140
4.3.1	Influence du coefficient de convection	141
4.3.2	Influence de la conductivité du substrat	143
4.3.3	Influence de la température d'essai	144
4.3.4	Conclusion intermédiaire, mise en perspective	145
4.4	Autres mécanismes de défaillance	147
4.4.1	Contraintes dans la direction 2 au niveau du substrat diélectrique	147
4.4.2	Contraintes dans la direction 1	150
4.5	Cas d'un PCB totalement immergé	153
4.6	Conclusion	156
	Conclusions et perspectives	159
A	Méthode d'intégration implicite du comportement du SAC305	165
B	Solution analytique au problème thermique d'un cylindre isolé placé en contact avec un bain de brasure	168
C	Flexion d'un bilame sous chargement thermique	171
	Abstract	210
	Résumé	212

Glossaire

Abréviations

Al-2030 : Gamme d'aluminium

CTE : Coefficient of thermal expansion, coefficient d'expansion thermique

Cu-OFE : Oxygen-free electronic grade copper, cuivre très pur, utilisé en électronique

D2PAK : Double decawatt package, composant packagé visant à être monté en surface

EF : Éléments finis

EPC2001C : Composant dont l'enfouissement est étudié

ECSS : European Cooperation for Space Standardization, ensemble de normes dédié aux projets spatiaux

HTC : Heat transfer coefficient, coefficient d'échange par convection

MEB : Microscope électronique à balayage

PCB : Printed Circuit Board, circuit imprimé

PTH : Plated Through Hole, trou traversant (via métallisé reliant électriquement les couches externes)

SAC305 : Alliage sans plomb 96,5%Sn – 3%Ag – 0,5%Cu classiquement utilisé en électronique

Sn63 : Alliage étain-plomb 63%Sn – 37% Pb

SMC : Surface-mount Component, composant monté en surface (par opposition à un composant enfoui)

Substrat 1 : Substrat composite verre-époxy à haute température de transition vitreuse, utilisé lors de l'étude du cyclage thermique d'un composant enfoui

Substrat 2 : Substrat composite verre-polyimide, utilisé lors de l'étude de l'essai sur bain d'étain-plomb

TMA : Thermomechanical analysis, analyse thermomécanique

UMAT : Subroutine permettant d'implémenter dans ABAQUSTM des comportements matériaux

UEXPAN : Subroutine permettant de définir l'incrément de déformation thermique dans ABAQUSTM

VER : Volume élémentaire représentatif

Nomenclature

A désigne un tenseur d'ordre 4

A désigne un tenseur d'ordre 2

A désigne un scalaire

$\dot{A}$ désigne la dérivée temporelle de la variable A

Grandeurs physiques

α : Tenseur des coefficients de dilatation thermique

B_i : Nombre de Biot

C : Tenseur des modules élastiques (ou tenseur des rigidités)

c_p : Capacité calorifique massique

E : Module d'Young

ϵ : Tenseur des déformations totales

ϵ^{cr} : Tenseur des déformations liées au fluage

ϵ^{el} : Tenseur des déformations élastiques

ϵ^{in} : Tenseur des déformations inélastiques

ϵ^p : Tenseur des déformations plastiques

ϵ^{sh} : Rétrécissement chimique observé lors de la réticulation de la résine

ϵ^{th} : Tenseur des déformations d'origine thermique

h : Coefficient de convection

k : Conductivité thermique

κ : Diffusivité thermique

L_c : Longueur caractéristique

N_0 : Nombre de cycles avant initiation d'une fissure
 N_f : Nombre de cycles à rupture
 ν : Coefficient de Poisson
 p : Déformation inélastique cumulée
 q : Rayon de la surface à mémoire de déformation
 r : Dilatation de la surface de charge (écrouissage isotrope)
 ρ : masse volumique
 $\boldsymbol{\sigma}$: Tenseur des contraintes de Cauchy
 σ_0 : Limite d'élasticité initiale
 $\mathbf{s}$: Tenseur déviateur des contraintes de Cauchy
 T_m : Température de fusion
 T_g : Température de transition vitreuse
 W_{moy} : Énergie moyenne dissipée par déformation inélastique
 $\mathbf{X}$: Déplacement de la surface de charge (écrouissage cinématique)
 $\boldsymbol{\xi}$: Déplacement de la surface à mémoire de déformation

Introduction générale

Au fil des années, les objets électroniques se sont faits de plus en plus polyvalents. Ainsi, les téléphones mobiles sont désormais capables de naviguer sur internet ou de prendre des photos, tandis que les voitures sont équipées de capteurs d'obstacles et GPS. Afin de donner toujours plus de fonctions à ces objets, une course à la miniaturisation des composants électroniques est engagée avec une nécessité de repenser l'utilisation de leur support, le circuit imprimé.

Avec le temps, les circuits imprimés sont passés de supports simples, 2D, à des circuits multicouches, 3D. L'ajout de cette troisième dimension a permis de grandement gagner en densité d'interconnexion (liée au nombre de composants qu'il est possible de placer sur une surface donnée). Une des dernières évolutions majeures à ces circuits multicouches est l'intégration de composants passifs et actifs à l'intérieur même du circuit pendant la phase de process.

Ces composants, dits composants enfouis, permettent de gagner encore en densité d'interconnexion. Ils présentent également des avantages des points de vue électrique et thermique comparés à des composants assemblés en surface du circuit imprimé. Cependant, ils complexifient grandement la structure interne de celui-ci. Ainsi, les règles de design connues pour un circuit multicouche classique ne sont pas transposables et de nouvelles études doivent permettre aux fabricants et clients de gagner en expérience sur cette technologie.

Dans les domaines concernés par cette thèse (principalement aérospatial), le circuit imprimé subit d'importantes variations de température au cours de sa vie. Du fait de la diversité de matériaux le constituant, sa défaillance peut être observée après un certain nombre de cycles. L'estimation de ce nombre constitue un challenge important. Afin d'assurer une fiabilité suffisante avant mise en fonctionnement, plusieurs essais de qualification ont été développés par l'industrie. Les simulations numériques par éléments finis

de ces essais sont en outre de plus en plus utilisées pendant la phase de design de manière à réduire le besoin d'essais réels (et la fabrication de prototypes).

Les défaillances sont principalement dues à la disparité de coefficients d'expansion thermique entre les différents matériaux. Ainsi, lors des cycles thermiques ils ne se dilatent pas de manière équivalente et des contraintes apparaissent au sein du circuit imprimé. Ajouter des composants à l'intérieur du circuit augmente cette hétérogénéité. Dès lors, l'étude (numérique ou expérimentale) de la fiabilité des circuits imprimés avec composants enfouis se fait nécessaire.

Suite à la crise sanitaire de 2020, la Région Grand-Est a lancé un programme d'investissement pour renforcer les compétences en recherche de ses entreprises de taille intermédiaire (PME et ETI). C'est dans le contexte de ce programme régional, notamment lié à la transition industrielle, que la Région Grand-Est et CIMULEC (fabricant de circuits imprimés) ont cofinancé cette thèse. En parallèle, cette thèse s'appuie également sur un projet, dénommé PESTO, piloté par la Direction Générale de l'Armement (DGA) visant entre autres à l'enfouissement de composants brasés. Regroupant plusieurs acteurs (DGA, Safran, MBDA, CIMULEC), la thèse a ainsi pour objectif de proposer une première simulation 3D d'un circuit imprimé avec composants enfouis soumis (le véhicule de test BASILIC) à des cycles thermiques en enceinte climatique, avec la prise en compte des comportements mécaniques réels de l'ensemble des matériaux. En parallèle, la réponse d'une structure critique des circuits multicouches standards (le trou traversant, ou PTH) soumise à un essai sur bain d'étain-plomb a été étudiée numériquement afin de connaître les mécanismes et défaillances induits par un choc thermique.

Le premier chapitre présentera une étude bibliographique de la fiabilité des circuits imprimés, ainsi que les deux essais de qualification étudiés dans cette thèse. Ensuite, les paramètres (matériau et conditions aux limites) nécessaires au développement des modèles numériques seront introduits, et les caractérisations expérimentales (effectuées au cours de la thèse) des matériaux du véhicule de test BASILIC détaillées en Chapitre 2. Le troisième chapitre concernera la réponse du voisinage d'un composant enfoui (dans le cadre du projet PESTO) à des cycles thermiques. Un parallèle entre développements des contraintes et mécanismes de défaillance induits sera recherché. L'étude numérique d'un essai de flottaison sur bain d'étain-plomb fera l'objet du quatrième chapitre. En particulier, l'évaluation expérimentale du coefficient d'échange entre le bain et le coupon-

test a permis de mettre en valeur l'importance de la prise en compte des conditions aux limites lors de l'étude de la fiabilité d'un circuit imprimé sous chargement thermique. Cette étude a fait l'objet d'une publication dans Microelectronics Reliability. Enfin, ces résultats seront synthétisés et des perspectives énoncées, afin de faciliter la continuation de ces travaux.

Chapitre 1

Contexte de la thèse et travaux à réaliser

Une des lois les plus connues du domaine du numérique, la loi de Moore, stipule que tous les deux ans il est possible de placer deux fois plus de transistors sur une puce de microprocesseur. Cette loi empirique de 1965, s'est avérée pendant les 40 ans suivants. Cette miniaturisation continue des composants témoigne bien du besoin croissant en électronique de notre société. En parallèle de l'amélioration des composants, la technologie permettant de les interconnecter a dû progresser. Les circuits imprimés (PCBs, pour Printed Circuit Boards) ont été développés en ce sens.

De circuits simples monocouches (2D), permettant de miniaturiser les fils électriques, ils sont passés à des circuits multicouches, assemblages 3D complexes. Dans le domaine de la téléphonie mobile par exemple, les PCBs contiennent une dizaine de couches. La dernière innovation en date consiste à enfouir des composants à l'intérieur du circuit pendant sa fabrication. Du fait de la complexité du procédé, cette technologie concerne surtout les domaines spatiaux, militaires ou automobiles qui nécessitent l'utilisation de circuits à forte valeur ajoutée. En outre, une défaillance n'est pas envisageable dans ces secteurs (notamment spatiaux et militaires) et la fiabilité des circuits est donc primordiale.

La fiabilité des circuits a déjà été fortement étudiée à la fois expérimentalement et numériquement. Cependant, l'enfouissement de composants induit de nouveaux mécanismes de défaillance. Afin de mieux comprendre ces derniers, et leur origine, les simulations numériques par éléments finis sont particulièrement adaptées. Il convient cependant toujours de valider le design expérimentalement.

Des essais de qualification ont été définis par les organismes de normalisation (tel l'ECSS : European Cooperation for Space Standardization) pour vérifier avant sa mise en service qu'un circuit imprimé tiendra la durée voulue en fonctionnement sans défaillance électrique. Dans le cadre de cette thèse, deux essais de qualification sont étudiés numériquement : le cyclage thermique d'un circuit imprimé avec composants enfouis et le test de flottaison sur bain d'étain-plomb (solder float test) d'un circuit imprimé multicouche.

1.1 Présentation générale des PCBs

Comme rappelé par Coombs et Holden [1], un circuit imprimé a pour but premier d'assurer la connexion électrique entre plusieurs composants électroniques, permettant ainsi la création de circuits électriques denses sans passer par l'utilisation de fils électriques encombrants. Ces derniers sont remplacés par de fines pistes de cuivre (de l'ordre de quelques dizaines de micromètres d'épaisseur). Un substrat diélectrique sert de support aux feuillets de cuivre qui seront par la suite gravés pour former lesdites pistes. Ce substrat, classiquement un composite résine polymère/fibres de verre tissées, sert à la fois à apporter de la tenue mécanique à l'assemblage, mais aussi à assurer une fonction diélectrique. En effet, afin d'augmenter la densité d'interconnexion des PCBs sans augmenter leur surface utile la plupart des PCBs sont désormais constitués de plusieurs couches cuivre/substrat. Ainsi, le substrat sert d'isolant électrique et permet d'éviter les courts-circuits entre ces couches. Il faut cependant connecter électriquement entre elles les couches qui doivent l'être. Pour cela, des vias sont percés dans l'assemblage puis métallisés. Ils peuvent connecter plusieurs couches internes entre elles, tout comme traverser l'intégralité du circuit (on parle alors de trous traversants, ou Plated Through Holes PTHs). Ces structures et les matériaux qui les composent seront détaillés dans les sections suivantes.

1.1.1 Procédé de fabrication d'un PCB multicouche

Afin de simplifier la représentation, nous allons considérer un cas très simple de PCB multicouche, ne présentant en effet que quatre couches de cuivre. Par convention, un tel circuit imprimé est nommé PCB 4-couches (on ne compte que les couches de cuivre). Chaque paire de couches de cuivre se trouve sur les deux faces d'un substrat

diélectrique que l'on nomme habituellement stratifié. Les différentes étapes de fabrication sont schématisées en Fig. 1.1.

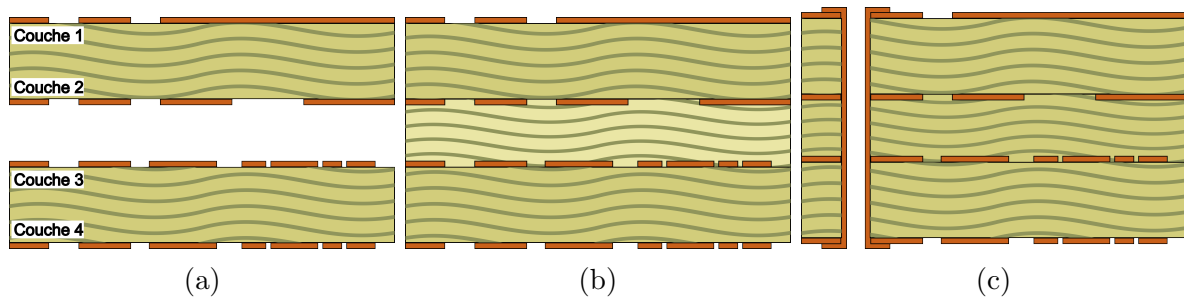


FIGURE 1.1 – Étapes de fabrication d'un PCB 4-couches. (a) Gravure des pistes de cuivre. (b) Pressage des stratifiés ensemble, à l'aide d'un pré-imprégné au centre. (c) Perçage et métallisation d'un trou traversant.

La première étape de fabrication de ce PCB multicouche (Fig. 1.1a) consiste à graver les pistes de cuivre, dessinant ainsi la fonction électrique à chaque étage du circuit imprimé. Pour faire cela, un film photosensible est d'abord appliqué sur l'intégralité de la couche de cuivre. Un négatif des pistes de cuivre est ensuite ajouté sur ce film, puis le tout est insolé. Ainsi, le film ne réticule qu'aux endroits où l'on souhaite garder du cuivre. A l'aide d'attaques chimiques successives, le film photosensible cru et le cuivre sous ce dernier sont retirés. Enfin, le film réticulé est enlevé, ne laissant sur le stratifié que les pistes de cuivre nécessaires au fonctionnement du PCB. Il est à noter que l'emploi d'un négatif peut être remplacé par l'utilisation d'un faisceau laser réticulant directement le film aux endroits où il doit l'être (technique plus lente, réservée à de très petites séries).

Une fois les 4 couches de cuivre gravées, les deux stratifiés sont assemblés (cf. Fig. 1.1b). Pour cela, une épaisseur de composite non-réticulé totalement (ou pré-imprégné en stade B) est insérée entre les couches internes de cuivre. L'ensemble est ensuite placé dans une presse chauffante. Sa température va augmenter jusqu'à une température située entre 180 °C et 200 °C sous forte pression (entre 1 et 3 MPa). Ceci permet aux différentes couches d'adhérer et au pré-imprégné de réticuler, créant de l'adhésion au niveau des interfaces 2 et 3 (favorisée notamment par l'utilisation de bond film, une attaque créant une fine rugosité et une liaison chimique accrue).

Afin de connecter électriquement les couches supérieures et inférieures, un perçage est réalisé puis le trou métallisé (Fig. 1.1c). Dans un premier temps du palladium, dont l'épaisseur est négligeable, est déposé au niveau du trou. Une fine épaisseur de cuivre

chimique ($0,4\text{ }\mu\text{m}$) y est ensuite déposée chimiquement. Ceci permet de rendre conductrice la zone à métalliser (le substrat étant naturellement diélectrique). Ainsi, il est possible d'y électrodéposer du cuivre électrolytique jusqu'à atteindre l'épaisseur voulue (environ $20\text{ }\mu\text{m}$).

Pour étudier la fiabilité d'un PCB classique, il est donc nécessaire de connaître le comportement de deux matériaux : le cuivre et le substrat. La présence de composants enfouis, et le procédé nécessaire à leur intégration nécessite l'étude de matériaux supplémentaires comme cela sera présenté dans la section suivante.

1.1.2 PCB et composants enfouis

Comme rappelé par Buttay et al. [2], l'enfouissement de composants électroniques au sein des PCBs a plusieurs avantages :

- *Thermique.* Contrairement à un composant monté en surface (SMC), un composant enfoui sera plus proche des dissipateurs thermiques. En effet, l'énergie thermique générée par un composant placée en couche 1 aura plus de chemin à parcourir pour atteindre un dissipateur en couche 4 (cf. Fig. 1.1) que celle générée par un composant situé en couche 3. De plus, en connectant le composant à ses couches supérieures et inférieures (ici 4 et 2), il est possible de dissiper la chaleur par conduction vers le haut comme le bas (à l'aide d'un radiateur ou d'un plan de masse par exemple). Dans le cas d'un SMC, une partie de la chaleur générée par la puce est évacuée par convection avec l'air, les transferts par conduction n'étant possibles qu'au niveau de sa surface inférieure.
- *Électrique.* Pour connecter les SMCs entre eux sans créer de court-circuit, le courant parcourt les différents étages d'un PCB multicouche classique. En enfouissant un composant au sein du PCB, il est alors possible de réduire la distance entre celui-ci et les autres composants qui lui sont connectés. Des interconnexions plus courtes permettent non seulement un passage de signal plus efficace entre les composants, mais également une baisse de l'inductance (moins de cuivre étant nécessaire).
- *Compacité.* Le composant faisant partie du substrat, il occupe un volume qui aurait été occupé dans tous les cas. L'assemblage final est donc naturellement plus compact que dans le cas d'un composant monté en surface.

Les étapes principales de l'enfouissement d'un composant sont détaillées dans cette section et schématisées en Fig. 1.2. Trois méthodes principales sont présentées par Huesgen [3]. Ici, le procédé "chip-on-substrate" est détaillé car c'est cette technique qui sera utilisée pour l'assemblage réel concerné dans cette thèse (le véhicule de test BASILIC, dans le cadre du projet PESTO).

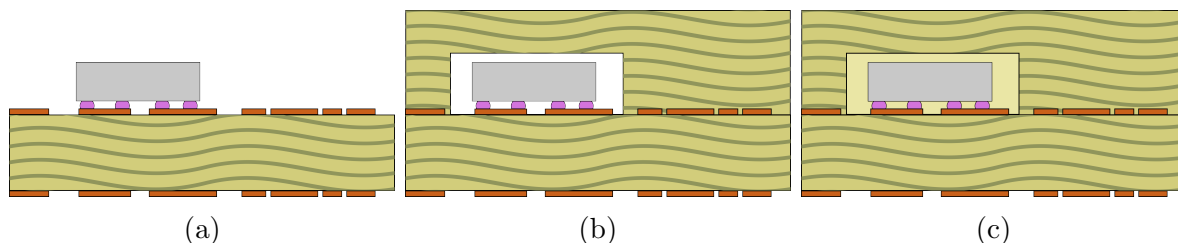


FIGURE 1.2 – Étapes d'enfouissement d'un composant lors du pressage d'un PCB. (a) Intégration du composant. (b) Disposition des couches supérieures, présentant une cavité. (c) Pressage de l'ensemble, avec fluage de la résine et réticulation.

Dans un premier temps (Fig. 1.2a) le composant est intégré au niveau de la couche de cuivre à laquelle il doit être connecté électriquement. La méthode la plus classique pour assurer cette intégration est la brasure [4], puisqu'elle permet d'enfouir tout type de composant (y compris des composants normalement montés en surface du PCB). Un grand nombre de composants proposés dans le commerce présentent naturellement des billes de brasure [5] ou des barres de brasure [6] mais il est parfois nécessaire d'appliquer de la pâte à braser entre le composant et la piste de cuivre [7]. Dans cette thèse, le PCB étudié contiendra un composant enfoui intégré à l'aide de barres de brasure en SAC305 (un alliage sans plomb $96,5\% \text{Sn} - 3\% \text{Ag} - 0,5\% \text{Cu}$ classiquement utilisé en électronique).

C'est à cette étape que se joue la différence majeure entre les trois procédés principalement utilisés dans l'industrie [3]. Dans le cas d'un enfouissement "chip-in-cavity" le composant est placé dans une cavité préalablement creusée dans une épaisse couche de cuivre, et fixé à l'aide des méthodes d'intégration présentées ci-dessus [8]. Pour un enfouissement "double-side microvia" le composant est collé au substrat à l'aide d'une colle non-conductrice [9]. A la fin de ce procédé d'enfouissement, des vias sont creusés dans le substrat et la colle jusqu'à atteindre le composant. Ils sont ensuite métallisés [10]. Dans tous les cas le contact composant/pistes de cuivre est assuré, ainsi le composant restera alimenté pendant son fonctionnement. Le troisième procédé a déjà été présenté ci-dessus.

L'enfouissement du composant commence à l'étape suivante (Fig. 1.2b). Comme pour

un assemblage classique, plusieurs couches de matériau diélectrique (pré-imprégné et stratifié) sont pressées sur les couches inférieures. Toutefois, à l'inverse de la méthode "chip-in-cavity" une cavité a été préalablement creusée dans ces couches supérieures afin de laisser suffisamment de place au composant. Le pressage de l'ensemble a ensuite lieu, de manière similaire à l'assemblage présenté en Fig. 1.1b.

A partir d'une certaine température, la résine présente dans les pré-imprégnés va changer de comportement. Elle quitte en effet son état solide (vitreux) pour un aspect plus caoutchouteux, voire liquide. Elle va donc fluer [11] et remplir l'espace laissé libre par la cavité (Fig. 1.2c). Suite à cela la résine va réticuler (aussi bien la résine pure présente dans la cavité que la résine des pré-imprégnés) et se solidifier. La réticulation de la résine ne se fait pas de manière isochore, elle se contracte en solidifiant (on parle de rétreint chimique, ou chemical shrinkage) [12].

Dans le cas d'un PCB présentant un composant enfoui, des matériaux supplémentaires sont donc à considérer et à étudier : la résine sans fibre, le composant en lui-même (fait ici de silicium) et les matériaux propres à la méthode d'intégration (ici le SAC305). La structure complexe d'un PCB multicouche avec composants enfouis et le nombre important de matériaux qui le composent font qu'une pluralité de mécanismes de défaillance peuvent apparaître lors de son fonctionnement, ces derniers sont listés dans la section suivante.

1.1.3 Mécanismes de défaillance

Du fait des méthodes de pressage et d'électrodéposition présentées en Section 1.1.1, il existe de nombreuses interfaces dans un PCB : entre le cuivre du PTH (fût de cuivre) et le substrat, le fût de cuivre et le cuivre interne au PCB (ou pastille interne) et entre les différentes couches de substrat. Comme étudié par Nothdurft et al. [13], la géométrie d'un PCB et son procédé de fabrication influent sur la possibilité de rupture de ces interfaces, ce qui entraîne une défaillance du PCB (résistance électrique accrue, ou plus grande faiblesse mécanique). L'enfouissement de composants induit donc des mécanismes de défaillance qui lui sont propres [14], en ajoutant notamment l'interface brasure/composant et l'interface brasure/pistes de cuivre [15].

Parmi les causes de fin de vie d'un PCB, l'apparition de fissures dans le fût de cuivre est l'une des plus courantes. Comme montré notamment par Barker et Dasgupta [16], le

PTH est amené à rompre par fatigue oligocyclique. En effet, il sera montré en Section 2.2 que le cuivre a un comportement thermo-élastoplastique, expliquant la possible apparition de fissures après peu de cycles en chargement alterné. La présence d’une grande diversité de matériaux au sein d’un PCB avec composants enfouis augmente naturellement le nombre de potentielles ruptures. Comme rappelé en Section 2.4, le composant est fait d’un monocristal de silicium. De par son aspect monocristallin, ce matériau est très fragile. Des fissures dans le composant ont donc pu être observées autant au niveau du process par Bohm et al. [17] qu’en fonctionnement [18]. De même, de par l’absence de fibres de verre, la résine perd fortement en résistance par rapport au composite, et des fissures ont pu être observées en son sein par Munding et al. [11]. Enfin, le SAC305 présente un comportement thermo-élasto-viscoplastique. Un chargement alterné peut donc y causer l’apparition de fissures [19] et une rupture par fatigue oligocyclique.

L’apparition de défaillances (résumées sur le schéma en Fig. 1.3) doit être anticipée. Cette thèse vise à vérifier par simulation numérique si les chargements thermiques imposés lors de la vie du PCB sont susceptibles de les engendrer. En effet, une élévation de température entraîne pour la grande majorité des matériaux une augmentation du volume. Ce phénomène, appelé dilatation thermique peut être quantifié à l’aide des coefficients d’expansion thermique (CTE). Dans un PCB multicouche, le cuivre et le substrat ont des CTEs différents, notamment dans la direction normale au plan du PCB. L’enfouissement d’un composant aggrave d’autant plus cette disparité de CTEs, le silicium du composant se dilatant par exemple très faiblement comparativement aux autres matériaux. La géométrie complexe et l’incompatibilité de CTEs entre tous les matériaux entraînent l’apparition de contraintes au sein de l’assemblage lorsque la température de ce dernier varie. Or, au cours de sa vie, un PCB est soumis à de nombreuses variations de température, de par l’environnement dans lequel il est installé, son procédé de fabrication ou l’auto-échauffement des composants qui s’y trouvent. Pour cette raison, l’organisme de normalisation ECSS (European Cooperation for Space Standardization) requiert le passage de tests thermomécaniques avant la mise en service d’un PCB à visée spatiale. Ces tests ont été développés et standardisés par les bureaux d’étude de ce même organisme. Ils servent donc de référence dans l’industrie des PCBs. Dans le cadre de cette thèse, deux tests seront étudiés en particulier : l’essai de cyclage thermique en enceinte climatique et l’essai par flottaison sur brasure (nommé solder float test par la suite).

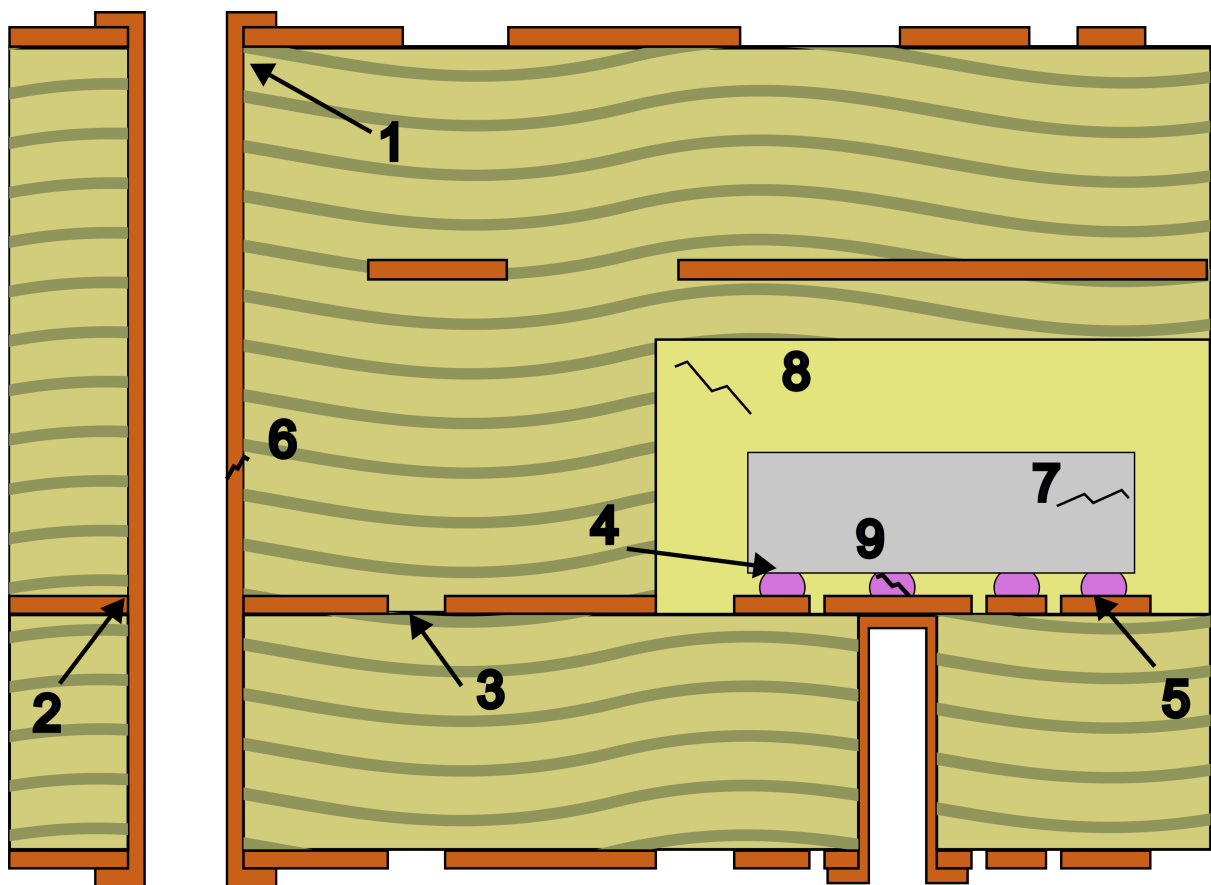


FIGURE 1.3 – Vue en coupe d'un PCB multicouche avec un composant enfoui. Les différents mécanismes de défaillance à surveiller y sont représentés. Il s'agit de la rupture de l'interface entre : 1. le substrat et le cuivre, 2. le fût de cuivre et les pastilles de cuivre, 3. les différentes couches de substrat, 4. le composant et les barres de brasure, 5. les barres de brasure et les pistes de cuivre. Des fissures peuvent également apparaître au niveau : 6. du fût de cuivre, 7. du composant, 8. de la cavité de résine, 9. des barres de brasure.

1.2 Cyclage thermique en enceinte climatique

Cet essai de qualification, nécessaire avant la mise en service d'un PCB (conformément au standard ECSS-Q-ST-70-60C [20]) permet de vérifier l'absence de défaillance du circuit quand ce dernier est soumis à des cycles thermiques. Les cycles thermiques sont communs pour les PCBs à visée militaire ou spatiale. En effet, ils sont soumis à des environnements très rudes. Dans l'espace, suivant s'il est exposé aux rayons du soleil ou non, la température d'un circuit peut atteindre des extrêmes très opposés. L'essai de cyclage thermique sert donc à reproduire ces conditions extrêmes (en les normalisant), afin d'estimer la durée de vie du PCB (nombre de cycles thermiques avant défaillance électrique).

1.2.1 Protocole d'essai

Selon le standard militaire MIL-STD-750-1A [21], le PCB est placé dans une enceinte climatique dont la température varie lentement. Parmi les cycles proposés par ce standard, les cycles $\{-55^{\circ}\text{C}/+125^{\circ}\text{C}\}$ sont parmi les plus couramment utilisés, offrant une large amplitude de température. La tenue d'un PCB sous ce type de chargement permet d'avoir une estimation de la durée de vie en service lors des variations subies par un PCB en conditions réelles [22]. Le PCB placé dans l'enceinte est chauffé/refroidi par convection avec l'air et il est important de s'assurer que sa température suive le même profil que la commande. C'est pourquoi la vitesse de variation de la température ne doit pas excéder $\pm 20^{\circ}\text{C min}^{-1}$ et les températures extrêmes doivent être maintenues pendant au moins 10 min, en accord avec le standard IPC-9701 [23]. Ainsi, un cycle complet dure au minimum 38 min. Dès lors, la durée totale de l'essai est de plus de 13 jours, même lorsque la défaillance du PCB arrive tôt (Pavlicek et al. [24] ont enregistré une défaillance électrique après 500 cycles). Une campagne d'essais de cyclage thermique nécessite donc la création d'un prototype, la mise en service d'une enceinte climatique et l'utilisation de cette dernière pendant de nombreuses semaines. Il s'agit d'un essai coûteux en matière première, énergie et en temps. En outre, cet essai est destructif. Pour ces raisons, le recours à la simulation numérique se généralise pour l'étude de la fiabilité des PCBs soumis à des cycles thermiques.

1.2.2 Simulation par éléments finis d'un essai de cyclage thermique

L'utilisation de simulations par éléments finis n'a pas pour but de remplacer les essais réels mais de ne réaliser ces derniers qu'à des fins de vérification. Les avantages sont à la fois pratiques, économiques et écologiques. Comme dit précédemment, les essais de cyclage thermique sont très coûteux en ressources. En effet, là où un cycle réel en température dure 38 min, celui-ci peut être réalisé en quelques secondes par simulation dans des cas simples. En outre, il n'est pas nécessaire de fabriquer de prototype. Il est donc possible de tester plusieurs matériaux au sein d'un modèle éléments finis en amont, puis d'effectuer des essais réels sur celui présentant la meilleure durée de vie. Enfin, cet essai est par définition destructif. Le suivi en temps réel du PCB dans l'enceinte se limite souvent à la mesure de l'évolution de la résistance électrique d'une "daisy chain" (. Puisqu'une simulation par éléments finis permet d'obtenir les valeurs de contraintes et de déformations à l'intérieur d'un PCB, contrairement à un essai réel, celle-ci fait donc office d'essai in situ. Cela permet alors de comprendre les origines physiques des défaillances observées.

Pour qu'un résultat obtenu par éléments finis soit le plus fiable possible, la pertinence du modèle est capitale. Cela passe par plusieurs points :

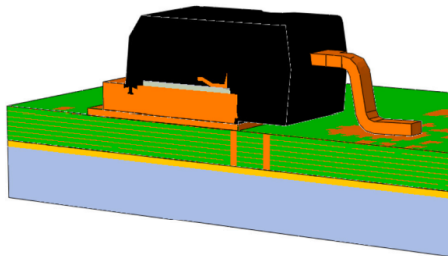
- le choix de la zone d'étude et sa géométrie
- les conditions aux limites et le chargement.
- le comportement des matériaux.

Comme énoncé par Yang et al. [25], la géométrie du problème est un facteur influençant fortement les prédictions, notamment la bonne définition de la puce [26]. Chaque changement dans le composant utilisé ou la méthode d'intégration crée une nouvelle étude. La géométrie est naturellement propre au design choisi, et il n'est pas possible de se baser sur une étude bibliographique pour ce qui concerne la géométrie de l'assemblage.

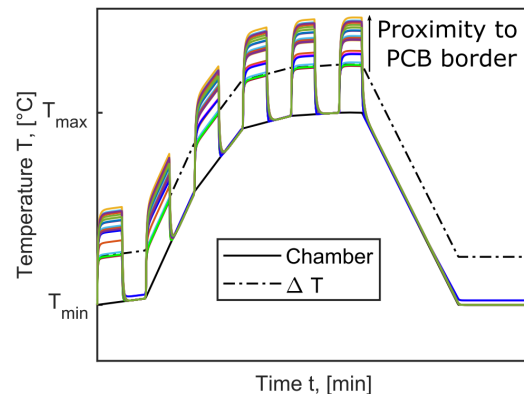
Dans la majorité des cas, la température du PCB est considérée comme uniforme au cours de l'essai de cyclage thermique (cette hypothèse sera discutée en Section 4.2.1). En effet, les échanges de chaleur se font par convection à l'air (avec un coefficient de convection $h_{\text{air}} \leq 100 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$ [27]). Du fait de la lente évolution ($20^\circ\text{C min}^{-1}$ maximum) des conditions d'essai présentées en Section 1.2.1, la température du PCB a le temps de se "stabiliser". Lors de leur étude de la fiabilité d'un PCB avec composants montés en

surface soumis à un essai de cyclage thermique avec puissance interne (Power Thermal Cycling), Gschwandl et al. [28] ont mesuré l'évolution de la température du composant D2PAK au cours du temps (cf. Fig. 1.4). En plus des variations de température imposées à l'ensemble à l'aide d'une enceinte climatique, le composant est alimenté par intermittence, agissant comme une source de puissance. On note alors que la température de l'enceinte climatique et celle du composant coïncident lorsque ce dernier n'est pas alimenté, ce qui est le cas lors d'un essai de cyclage thermique passif. Il est alors légitime pour modéliser cet essai de contrôler directement la température de l'assemblage et de le faire varier entre -55 et 125 °C (comme l'ont fait Salahouelhadj et al. [29] par exemple).

Conformément à la liste présentée plus haut, une fois la géométrie du cas d'étude reproduite et le chargement défini, il reste alors à définir le comportement des matériaux constituant le PCB avec composants enfouis. Plusieurs études se sont intéressées à la simulation numérique du cyclage thermique d'un PCB. Une sélection des travaux de la littérature, et les choix faits en matière de comportement sont proposés dans la suite de cette section.



(a) Vue en coupe du modèle éléments finis d'un composant de type D2PAK étudié par Gschwandl et al. [28]. Il est constitué du package (contenant la puce), du PCB en tant que tel, d'un dissipateur thermique et d'un matériau d'interface entre le PCB et le dissipateur.



(b) Température mesurée au niveau des différents composants lors des tests de power thermal cycling. On note que lorsque celui-ci n'est pas alimenté, sa température est égale à la température de l'enceinte.

FIGURE 1.4 – Modèle numérique et mesures expérimentales tirés de l'étude de Gschwandl et al. [28].

Comme dit précédemment, Gschwandl et al. [28] ont réalisé une étude par éléments finis d'un essai similaire, avec composant D2PAK monté en surface. Dans leur article, le comportement des joints de brasure, faits en SAC305, est considéré parfaitement plastique (comme dans [30]). La relation de Coffin-Manson [31; 32] a été utilisée pour estimer le

nombre de cycles à rupture de la brasure, et représenter la durée de vie du PCB. Cette relation permet de lier l'amplitude de la déformation plastique au nombre de cycles à rupture et sera détaillée plus précisément en Section 3.2.3. Lorsqu'un PCB présente des SMCs brasés, il a été observé que les joints de brasure sont la cause la plus probable de défaillance de l'assemblage.

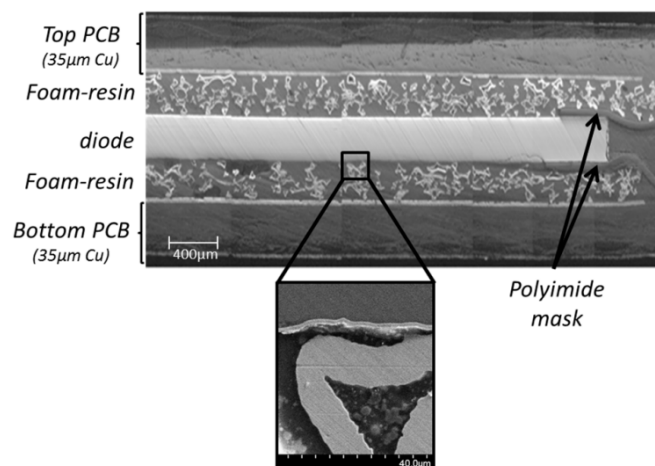


FIGURE 1.5 – Composant enfoui (diod) intégré à l'aide de mousses conductrices (foam-resin). Étude réalisée par Bensebaa et al. [33].

Des simulations du cyclage thermique d'un PCB avec composants enfouis existent également dans la littérature. Bensebaa et al. [33] ont par exemple comparé l'utilisation de brasure et une autre méthode d'intégration d'un composant enfoui : l'utilisation de mousses métalliques (une vue en coupe du PCB est affichée en Fig. 1.5). Cette méthode d'intégration, plus rare, n'a pas été présentée en Section 1.1.2 et n'est pas celle qui sera utilisée dans cette thèse. Dans leur étude, Bensebaa et al. [33] ont fait plusieurs choix en matière de modèle de comportement des matériaux. Les deux PCB (avec brasure ou avec mousse) sont soumis à des cycles thermiques passifs. Les contraintes au sens de von Mises sont globalement plus faibles dans le cas des mousses conductrices. Dans ce modèle, le substrat est considéré comme élastique orthotrope et la puce y est modélisée comme un bloc de silicium, dont le comportement est supposé isotrope élastique. Par hypothèse, on considère que leur comportement est indépendant de la température. Le comportement élasto-plastique du cuivre est défini par une limite d'écoulement et un module tangent [34]. La brasure a un comportement élasto-viscoplastique et suit un modèle de Garofalo-Arrhenius [35] afin de prendre en compte le fluage.

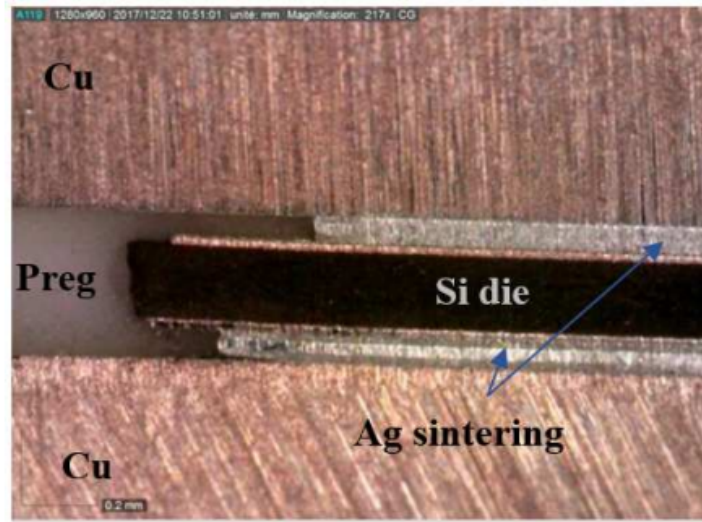


FIGURE 1.6 – Composant enfoui intégré par frittage d’argent aux couches de cuivre étudié par Arabi et al. [36].

De leur côté, Arabi et al. [36] ont étudié le cyclage thermique d’un PCB présentant un composant enfoui assemblé par frittage d’argent (cf. Fig. 1.6 pour une vue en coupe du composant enfoui). Le substrat et le silicium gardent leur comportement élastique indépendant de la température. Toutefois certains changements sont notables par rapport aux études présentées précédemment. Ces deux matériaux sont considérés comme fragiles et leur limite en traction est utilisée comme indicateur de rupture. Le cuivre garde un comportement élasto-plastique avec écrouissage cinématique. Le modèle de Lemaitre-Chaboche [37] a été choisi pour représenter son comportement cyclique. L’argent fritté est modélisé comme un matériau viscoplastique. Pour représenter son comportement, le modèle d’Anand [38] est utilisé. Ce modèle, basé sur la vitesse de déformation inélastique reprend une partie du modèle de Garofalo-Arrhenius [35]. Enfin, la densité d’énergie dissipée par déformation inélastique est utilisée comme indicateur des zones les plus critiques de l’assemblage conformément au travail de Le Henaff et al. [39].

Dans ses travaux de thèse, Balmont [41] s’est intéressé à la durée de vie d’un composant enfoui brasé à l’aide de brasures en SAC305. En particulier, Balmont et al. [40] ont comparé la fiabilité d’un SMC et la tenue du même composant enfoui lorsqu’ils sont soumis à des cycles thermiques. Il apparaît alors que pour le même composant, la durée de vie est plus importante lorsqu’il est enfoui que brasé en surface. Afin d’estimer la durée de vie de la brasure, la méthodologie de Darveaux [42] est employée. Cette dernière est

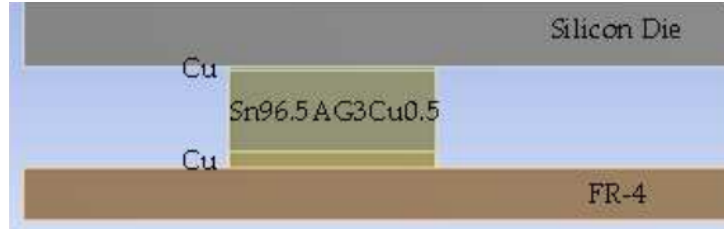


FIGURE 1.7 – Modèle numérique du composant brasé étudié dans Balmont et al. [40]. Un modèle SMC et un autre modèle dans lequel le composant est enfoui dans le PCB sont étudiés. Le schéma ci-dessus présente la configuration avec composant enfoui dans le PCB.

basée sur la mesure de l'énergie dissipée par déformation inélastique et sera détaillée en Section 3.2.4. Afin d'obtenir cette énergie, le comportement thermo-élasto-viscoplastique du SAC305 est décrit à l'aide du modèle d'Anand. Pour évaluer la rupture du cuivre, la relation de Coffin-Manson est également utilisée. Les propriétés de la résine dépendent de la température, lui donnant un comportement thermo-élastique isotrope [43]. Pour finir, les auteurs considèrent que le comportement du substrat dépend aussi de la température.

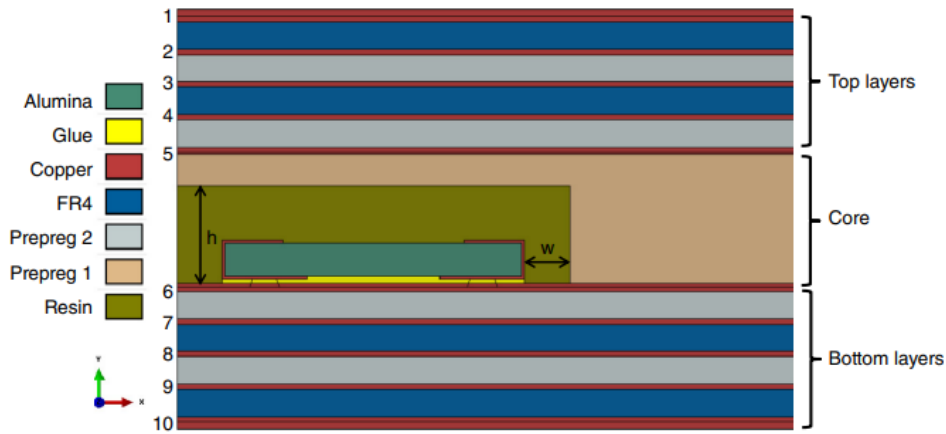


FIGURE 1.8 – Composant enfoui étudié par Kpobie et al. [10]. L'influence du procédé de fabrication du PCB sur la réponse de l'assemblage à des cycles thermiques était au centre de cette étude.

Dans leur article, Kpobie et al. [10] étudient le cyclage thermique d'un PCB avec composant enfoui à l'aide d'une méthode de type "double-side microvia" [3]. En plus d'étudier la fiabilité d'un composant enfoui de cette manière, le but est de quantifier l'effet du procédé de fabrication sur la réponse finale du PCB. En effet, le process de fabrication génère au niveau de la puce des contraintes résiduelles de compression, limitant les risques de fissuration de celle-ci mais pouvant sur-contraindre d'autres zones du

PCB. Ainsi, des contraintes de traction existent dans la résine et peuvent entraîner la fissuration de celle-ci si la hauteur de la cavité n'est pas suffisante. Afin d'obtenir ces résultats, la réticulation de la résine lors de sa cuisson a dû être prise en compte dans le modèle éléments finis. De même, de par les hautes températures atteintes, le comportement thermo-élastique orthotrope du substrat dépend fortement de la température. Il est à noter que le comportement du cuivre est à nouveau représenté à l'aide du modèle de Lemaitre-Chaboche, et la relation de Coffin-Manson utilisée pour estimer sa durée de vie.

Suite aux études précédentes sur le sujet, nous pouvons affiner nos choix en matière de modèles de comportement. Dans un premier temps, il apparaît que la relation de Coffin-Manson est très fréquemment utilisée lors de l'étude de la rupture d'un matériau plastique soumis à un chargement cyclique. De plus, le modèle de Lemaitre-Chaboche semble être le plus adapté pour la représentation du comportement cyclique du cuivre. Nous voyons également que le comportement du substrat nécessite une attention particulière. En effet, ce dernier n'est pas isotrope et dépend de la température. De même, la réticulation de la résine lors de la création du PCB impacte la réponse de ce dernier lors des essais de cyclage. Pour obtenir des résultats les plus fiables possibles, il est donc nécessaire de bien définir le comportement de ces matériaux et de les caractériser pleinement.

Les études présentées traitent certes de composants enfouis, mais pour la plupart non brasés. Pour cette raison, nous nous intéresserons désormais aux composants emballés. En effet, parmi les choix de puces s'offrant aux fabricants de PCBs se trouvent des puces encapsulées dans de la résine et du substrat diélectrique. Ces puces emballées forment alors une version miniature des PCBs avec composants enfouis.

Beaucoup de ces études s'intéressent à l'auto-échauffement du composant, et sont alors essentiellement électrothermiques [44] ou adoptent un comportement élastique isotrope pour tous les matériaux dans un souci de simplification (comme dans Manca et al. [45]). Il est toutefois possible de s'inspirer des études existantes sur la fiabilité des packages brasés en surface soumis à des cycles thermiques.

Dans toutes ces études, les billes de brasure (avec ou sans plomb) rompant par fatigue se situent au niveau de la périphérie du composant. De plus, les fissures apparaissent dans la majorité des cas à proximité de l'interface entre les billes de brasure et la puce (comme observé par Vandeveld et al. [46] et représenté en Fig. 1.9). Ce résultat n'est

pas uniquement dû au chargement thermique. En effet, Jayesh et Elias [47] ont également identifié cette zone critique lors de l'étude des modes propres d'un SMC brasé soumis à des efforts vibratoires.

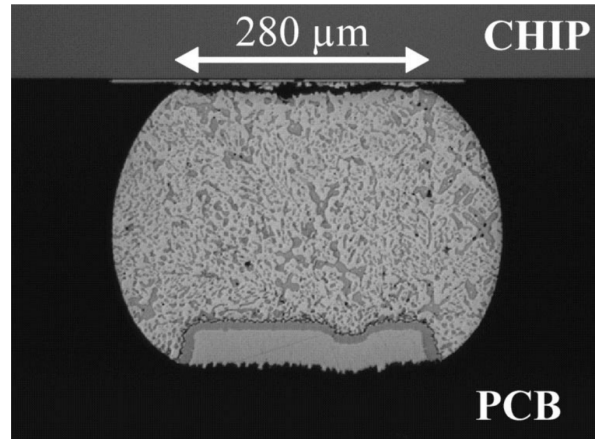


FIGURE 1.9 – Fissure observée par Vandeveld et al. [46] dans une des quatre billes de SnPb située au niveau des coins du composant packagé. On note que la fissure apparaît à proximité de la puce.

On retrouve dans d'autres modèles numériques utilisés certains choix présentés précédemment. Ainsi, Zhang et al. [48] ont comparé la durée de vie d'un même assemblage soumis à des cycles thermiques en changeant le matériau de brasure. Le comportement des billes de brasure est à nouveau décrit par le modèle de Garofalo-Arrhenius [49]. L'amplitude de déformation inélastique est quantifiée et la durée de vie des brasures estimée à l'aide de la relation proposée par Hong [50]. Ils ont ainsi montré que le SAC forme la brasure la plus fiable dans ce cas (car présentant la déformation inélastique la plus faible, comme visible en Fig.1.10). Les mêmes choix de modélisation (modèle de Garofalo-Arrhenius et comparaison de la déformation inélastique) ont été faits par Schwerz et al. [51] pour montrer l'influence de la présence d'un défaut (vide) dans des billes de brasure de SAC405 dans l'assemblage lors d'un essai de cyclage thermique ou par Ma et al. [52] pour aider au développement de puces packagées plus fiables.

Ye et al. [53] ont utilisé la méthode Taguchi [54] pour étudier l'impact des propriétés géométriques sur la fiabilité du PCB. En utilisant également le modèle de Garofalo-Arrhenius pour représenter le comportement des brasures, ils ont calculé l'énergie dissipée par déformation inélastique dans celle-ci afin d'estimer leur durée de vie. Il apparaît alors qu'une augmentation de l'épaisseur du substrat accueillant le composant réduit l'énergie dissipée par la déformation de la brasure, offrant alors une meilleure durée de vie. De

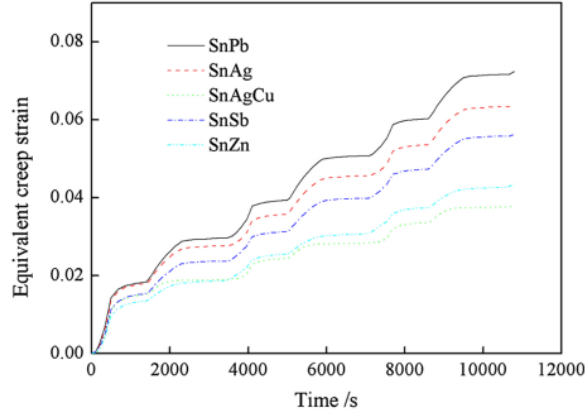


FIGURE 1.10 – Déformation inélastique obtenue numériquement pour différents matériaux de brasage. La déformation étant plus faible dans le cas du SAC (SnAgCu), cette configuration mettra plus de cycles avant de rompre par fatigue et est donc plus fiable sous chargement thermique cyclique. [48]

même, une hauteur de brasure trop faible ou trop importante impacte négativement la durée de vie.

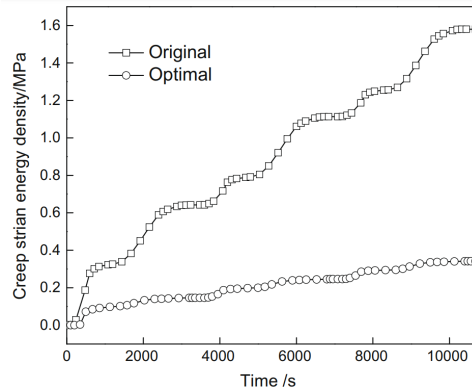


FIGURE 1.11 – Configuration optimale obtenue à l’aide de la méthode Taguchi. On note en effet qu’avec cette configuration l’énergie dissipée par déformation inélastique dans la brasure est nettement inférieure, retardant alors la rupture par fatigue. [53]

Enfin, comme vu précédemment, le modèle d’Anand est également une possibilité pour représenter le comportement viscoplastique du SAC305. Ainsi Cho et Ko [55] ont comparé la fiabilité d’un SMC soumis à des cycles thermiques quand différents supports de brasage sont utilisés. Il est à noter que le modèle d’Anand a servi à simuler le comportement des brasures. Différentes grandeurs ont servi à comparer la fiabilité de l’assemblage : la déformation inélastique, la densité d’énergie dissipée au sein de la brasure et le gauchissement du composant (warpage, cf. Fig. 1.12). Il a été observé que

des contraintes de traction et de cisaillement apparaissent dans les barres de brasure. Ainsi plus le gauchissement est important plus les joints sont sollicités. Ils ont de plus montré que l'enfouissement d'un composant sous le SMC réduisait le warpage et dès lors augmentait la durée de vie du PCB.

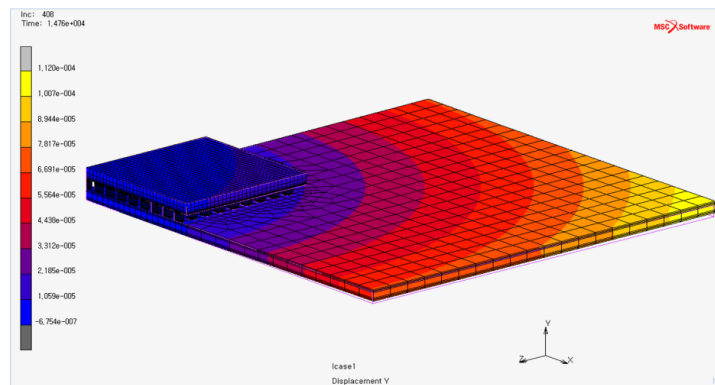


FIGURE 1.12 – Déplacement vertical obtenu numériquement à 125 °C. On note une forte différence entre la puce ($-0,6\text{ }\mu\text{m}$) et le bord du PCB ($100\text{ }\mu\text{m}$), témoignant du gauchissement de l'assemblage. [55]

1.2.3 Conclusion

Compte tenu des études précédentes (présentées en Section 1.2.2), le composant sera considéré comme un matériau élastique isotrope fragile. Le substrat utilisé, un composite verre-époxy à haute T_g et nommé d'après la suite Substrat 1, sera à caractériser expérimentalement, ainsi que la résine qui le compose (afin d'étudier notamment l'impact du shrinkage et du procédé de fabrication sur la réponse à un chargement cyclique). En effet, la forte dépendance en température de leur comportement (élastique orthotrope pour le substrat, élastique isotrope pour la résine) sera prise en compte. Le comportement plastique cyclique du cuivre sera intégré à l'aide du modèle de Lemaitre-Chaboche, et sa durée de vie estimée à l'aide de la relation de Coffin-Manson. Enfin, afin de simuler l'aspect viscoplastique du SAC305, un modèle inspiré de celui d'Anand sera utilisé. Le nombre de cycles avant rupture de la brasure sera estimé à l'aide de relations basées sur la densité d'énergie dissipée par déformation (ici la méthode de Darveaux). Dans cette thèse, le logiciel ABAQUSTM sera utilisé afin d'étudier numériquement la réponse de l'assemblage à un essai de cyclage thermique. Il sera donc nécessaire d'y renseigner les différents comportements présentés en Section 2. Ceci nécessitera parfois le développement de sous-routines

(notamment UMAT et UEXPAN). Enfin, les modèles d'estimation de durée de vie seront présentés plus en détail en Section 3.

1.3 Solder float test

Contrairement au test de cyclage thermique en enceinte climatique, le solder float test permet de confronter le PCB à des chocs thermiques à température élevée. Une telle situation peut se produire lors de soudures de réparation notamment. Pour cela, des coupons test sont prélevés dans le PCB. Ces derniers sont représentatifs des zones les plus critiques du PCB (trou traversant, piste fine, isolement faible, etc.). Les coupons sont ensuite placés pendant 10 secondes à la surface d'un bain d'étain-plomb (63%Sn – 37%Pb) à 288°C puis laissés à refroidir à l'air libre pendant une minute. Ce processus est répété sur la face du coupon n'ayant pas été en contact avec le bain, puis une fois de plus pour la première face (en accord avec les recommandations de l'IPC-TM-650). Le PCB subit donc au total un minimum de trois chauffages/refroidissements. Il est à noter que dans le cadre de cette thèse l'intérêt est porté sur des PCBs à application spatiale/militaire, expliquant l'autorisation d'utiliser le plomb (et conformément à l'IPC-J-STD-004, imposant l'usage d'alliages au plomb lors du solder float test).

1.3.1 Problématique

Ce test est très fréquemment utilisé par les fabricants de PCBs [56]. Il est en effet rapide et permet de vérifier, après micro-section des coupons, la fiabilité du PCB soumis à des chocs thermiques. Il est par exemple possible d'observer, après un tel test, une baisse de la force d'adhésion entre cuivre et substrat [57], témoignant d'un endommagement de cette interface. Le cloquage du PCB, tout comme la délamination des couches de substrat, sont également possibles lors de cet essai [58]. Lu et al. [59] semblent indiquer que la forte délamination du substrat peut être due à l'évaporation de l'humidité contenue dans le diélectrique. Tout comme pour le test de qualification précédent (cyclage thermique en enceinte climatique, Section 1.2), la déformation plastique du cuivre générée par le chargement thermique peut engendrer l'apparition de fissures en son sein [60]. Afin d'étudier ces phénomènes, quelques simulations par éléments finis existent dans la littérature [61]. Dans ces dernières, la température du PCB est considérée comme res-

tant uniforme pendant le solder float test. Comme dit précédemment, cette hypothèse est valable pour les essais de cyclage thermique en enceinte climatique car le PCB y est alors soumis à de la convection avec l'air. Dans le cas du solder float test cependant, la chauffe se fait par contact avec de l'étain-plomb liquide. S'agissant d'un alliage métallique liquide, le coefficient de convection h_{SnPb} de l'interface entre ce dernier et le coupon test est naturellement très supérieur à h_{air} . De plus, il existe une différence importante entre la température initiale de l'interface $T_0 = 20^\circ\text{C}$ et celle du bain $T_e = 288^\circ\text{C}$. D'après la loi de convection de Newton, $k \frac{\partial T}{\partial t} = -h_{\text{SnPb}}(T - T_e)$, un échauffement rapide de l'interface coupon/SnPb est attendu. Afin d'étudier la réponse mécanique d'un PCB au solder float test, il est alors nécessaire d'étudier le champ de température dans ce dernier. Pour cela, l'obtention du coefficient de convection (ou HTC, heat transfer coefficient) h_{SnPb} de l'interface entre le bain d'étain-plomb et une surface horizontale est un prérequis.

1.3.2 Estimation de h_{SnPb}

L'étude des transferts thermiques entre un solide et un métal liquide a déjà été effectuée par le passé. Par exemple, Wolff et al. [62] ont étudié la convection libre prenant place dans une cavité remplie d'un métal liquide (avec une longueur caractéristique $L_c = 8,89\text{ cm}$). Cela a permis de montrer que les fluides à faible nombre de Prandtl présentent une large zone de convection au niveau du centre de la cavité, et des zones de recirculation dans les coins. De plus, ils ont estimé que le nombre de Nusselt de l'étain liquide se trouvait dans l'intervalle $0.7 \leq N_u = \frac{hL_c}{k} \leq 7$. Sachant que l'étain liquide a une conductivité thermique $k = 30\text{ W m}^{-1}\text{ K}^{-1}$ à 288°C [63], le coefficient de convection de l'étain liquide peut être estimé dans l'intervalle $240\text{ W m}^{-2}\text{ K}^{-1} \leq h_{\text{Sn}} \leq 2400\text{ W m}^{-2}\text{ K}^{-1}$. De cette première estimation il apparaît que le coefficient de convection est nettement supérieur à h_{air} , l'hypothèse d'un champ de température homogène semble donc peu envisageable. Ce résultat a toutefois été obtenu avec de l'étain pur, en contact avec une surface verticale et à des températures proches de la température de fusion de l'étain ($T_{m,\text{Sn}} = 230^\circ\text{C}$). Une mesure expérimentale de h_{SnPb} est alors nécessaire afin de l'obtenir dans le cas d'une plaque horizontale placée sur un alliage SnPb, à 288°C .

1.3.3 Évaluation expérimentale du coefficient d'échange par convection

Pour obtenir le coefficient d'échange par convection (HTC) au niveau de l'interface entre une surface et un fluide, cinq groupes de méthodes ont été identifiées par Moreira et al. [64] : la méthode directe, la méthode transitoire, la méthode Wilson, la mesure de l'épaisseur de couche limite et l'analogie entre transferts de chaleur, de quantité de mouvement et de masse. Trois quantités sont à mesurer pour la méthode directe : la température du fluide, la température de la surface de contact et le flux de chaleur. La loi d'échange par convection de Newton permet ensuite de déterminer la valeur du coefficient de convection. C'est ainsi que Yoon et al. [65] ont par exemple étudié les échanges entre une plaque verticale et l'eau en surfusion, le flux de chaleur ayant été obtenu par interférométrie. La méthode transitoire, quant à elle, ne nécessite que la mesure des deux températures susmentionnées. Le développement d'un modèle (analytique comme numérique) de l'expérience est toutefois à réaliser. La valeur de h est alors déterminée comme celle minimisant l'écart entre températures expérimentale et modélisée. Lors de l'étude d'un liquide parcourant un prisme poreux, Schumann [66] a ainsi proposé un modèle analytique 1-D afin de lier la température du solide, celle du fluide et le HTC. La méthode Wilson [67] est particulièrement adaptée dans le cas d'échangeurs de chaleur, elle n'est donc pas applicable à notre problème. En présence d'un fluide suffisamment transparent pour évaluer l'épaisseur de la couche limite, il est possible de lier la valeur du coefficient de convection au développement de la couche limite entre le fluide et le solide [68]. Enfin, quand le HTC ne peut pas être obtenu par une des autres méthodes, il est possible de le déterminer en étudiant d'autres grandeurs. Il existe en effet une analogie entre transfert de chaleur, transfert de quantité de mouvement et transfert de masse dans les systèmes soumis à de la convection [69]. De ces cinq méthodes, deux sont les plus adaptées à la mesure que nous souhaitons ici effectuer : la méthode directe et la méthode transitoire. Le désavantage principal de la méthode directe est la nécessité de déterminer le flux de chaleur, la difficulté est donc d'ordre expérimental. De nombreuses techniques existent pour cela, parmi lesquelles la mesure de la puissance dissipée par effet Joule [70], la prise en compte de l'effet Peltier [71] ou simplement l'utilisation d'un calorimètre [72]. La méthode transitoire est plus simple d'un point de vue pratique puis-

qu'elle ne nécessite de mesurer que deux températures, mesures pouvant être effectuées simplement à l'aide de thermocouples [73], ou par thermographie infrarouge [74]. Suivant la complexité de l'expérience à représenter (notamment en termes de nombre de Biot $B_i = hL_c/k$), les modèles à développer pour cette méthode peuvent être analytiques et simples [75], d'une plus grande complexité [76], voire même nécessiter l'utilisation de simulations par éléments finis [77].

1.3.4 Conclusion

Le solder float test, bien qu'utilisé très fréquemment par les fabricants de PCBs, a très peu été étudié dans la littérature. Dès lors, l'apparition des défaillances observées après un tel test reste encore à comprendre. Connaître l'origine de ces dernières peut aider à concevoir des PCBs plus résistants aux chocs thermiques. C'est pourquoi dans cette thèse un modèle éléments finis fidèle du solder float test va être développé. Il est à noter que cette étude a fait l'objet d'une publication [78].

Conformément aux critères présentés en Section 1.2.2, une fois la géométrie de l'essai reproduite, une méthode expérimentale (développée pendant la thèse) permettra la mesure de h_{SnPb} et la définition des chargements et conditions aux limites. Un autre type de composite, nommé Substrat 2, sera à caractériser cependant. Ce substrat haute-performance est fait pour des applications à haute température. Lors du solder float test le PCB atteint des températures très élevées (288 °C), l'utilisation du Substrat 2 pour notre étude permet donc de s'assurer que les phénomènes observés sont propres au solder float test, et non corrélés à la transition vitreuse du composite. Puisqu'il est important que la T_g du substrat soit dépassée lors de l'enfouissement d'un composant, ce diélectrique ne pouvait pas être utilisé pour l'étude de l'essai de cyclage thermique.

1.4 Conclusion de l'étude bibliographique

De cette mise en contexte, il apparaît que le procédé de fabrication d'un PCB avec composants enfouis crée plusieurs zones de défaillance potentielle. De plus, l'accroissement du nombre de matériaux constituant l'assemblage aggrave la problématique d'incompatibilité des CTEs (connue pour être une des principales causes de défaillance dans un PCB). Dès lors, ces PCBs sont encore plus sensibles aux variations de température que

les PCBs ne présentant que des SMCs. L'étude de leur fiabilité n'est donc pas à négliger. Afin de réduire le nombre d'essais réels à réaliser, l'utilisation des éléments finis se fait de plus en plus courante. Il est cependant nécessaire de créer des modèles fidèles à la réalité de ces essais de qualification. Nous étudierons deux d'entre eux : le cyclage thermique en enceinte climatique et le solder float test. En se basant sur les études préexistantes à ce sujet, plusieurs questions ressortent :

- Quels mécanismes de défaillance prévalent lors du cyclage thermique d'un PCB avec composants enfouis ?
- Les tendances observées dans le cas d'un SMC brasé sont-elles toujours valables pour un composant enfoui ?
- D'où viennent les défaillances mises en évidence par le solder float test ?
- Quels paramètres permettent d'améliorer la tenue d'un PCB aux chocs thermiques ?

Dans cette thèse, la méthode numérique des éléments finis est utilisée afin de répondre à ces questions. Le Chapitre 2 présentera les choix faits en matière de lois de comportement, permettant de reproduire fidèlement la réponse des matériaux présents dans cette étude. Le cas échéant, les méthodes expérimentales utilisées pour caractériser les matériaux (Substrat 1 et Substrat 2) et phénomènes (shrinkage de la résine, convection avec le bain d'étain-plomb) y seront également détaillées. Le Chapitre 3 sera consacré à l'étude de l'essai de cyclage thermique en enceinte climatique. Un PCB avec composants enfouis, intégré à l'aide de barres de brasure de type SAC305 (dans le cadre du projet PESTO), servira de cas d'étude pour ce chapitre. Il est bon de rappeler que dans ce Chapitre 3 le Substrat 1 sera le substrat diélectrique employé. Le Chapitre 4 résumera l'étude du solder float test réalisée lors de ces travaux de thèse. Ce test étant effectué sur des coupons test, sans composant enfoui, l'étude se concentrera sur le voisinage d'un trou traversant métallisé (PTH). De plus, le substrat considéré dans ce chapitre sera le Substrat 2 (pour ses performances à haute température). Enfin, une synthèse des résultats présentés dans cette thèse et des perspectives d'amélioration sera proposée, afin de faciliter la poursuite de ces travaux.

Chapitre 2

Caractérisations expérimentales nécessaires pour des modèles EF plus pertinents

Comme dit précédemment, cette étude numérique vise à proposer une modélisation la plus pertinente possible, basée sur la méthode des éléments finis. Il a alors été nécessaire d'implémenter dans ABAQUSTM le comportement des matériaux constitutifs d'un PCB, et de définir les conditions aux limites des essais modélisés. Ceci a été fait en se basant sur la littérature pour certains matériaux, en réalisant des essais de caractérisation pour d'autres. Le cas échéant, l'ensemble des paramètres thermomécaniques a été identifié au LEM3 sur les matériaux réellement utilisés dans les PCBs, notamment en développant une méthode expérimentale pour mesurer le coefficient d'échange h_{SnPb} à l'interface échantillon/bain pour le solder float test.

2.1 Thermo-élasticité

Les études qui seront présentées dans les chapitres suivants consistent à décrire le comportement des matériaux sous chargement thermomécanique. Les matériaux présents dans le PCB pourront donc subir plusieurs types de déformations : élastique, inélastique (déformation plastique ou viscoplastique par exemple) ou encore d'origine thermique (dilatation thermique). Pour notre étude, le comportement élastique d'un matériau est défini par la loi de Hooke, qui relie le tenseur des modules élastiques (ou tenseur des

rigidités) $\underline{\mathbf{C}}$ et le tenseur des déformations élastiques $\boldsymbol{\varepsilon}^{el}$ au tenseur des contraintes de Cauchy $\boldsymbol{\sigma}$ de sorte que $\boldsymbol{\sigma} = \underline{\mathbf{C}}\boldsymbol{\varepsilon}^{el}$. En tant que tenseur d'ordre 4, $\underline{\mathbf{C}}$ comporte $3^4 = 81$ composantes. Classiquement, du fait des symétries mineures et majeures des tenseurs $\boldsymbol{\sigma}$, $\boldsymbol{\varepsilon}^{el}$ et $\underline{\mathbf{C}}$, ce dernier ne nécessite que 21 coefficients indépendants pour être pleinement défini dans le cas général. Suivant le nombre de plans de symétries du matériau, ce nombre peut être réduit. En effet, pour un matériau isotrope, deux coefficients suffisent (E et ν par exemple) tandis que 9 coefficients sont nécessaires pour un matériau orthotrope.

Le tenseur des déformations d'origine thermique $\boldsymbol{\varepsilon}^{th}$ est obtenu à partir de la variation de température par rapport à une température de référence ($\Delta T = (T - T_{ref})$) à l'aide du tenseur d'ordre 2 des coefficients de dilatation thermique $\boldsymbol{\alpha}$ de sorte que $\boldsymbol{\varepsilon}^{th} = \boldsymbol{\alpha}\Delta T$. Le tenseur d'ordre 2 $\boldsymbol{\alpha}$ est défini à l'aide de 6 coefficients indépendants car il est symétrique. Comme pour $\underline{\mathbf{C}}$, suivant les symétries, le nombre de coefficients peut diminuer jusqu'à atteindre un dans le cas de l'isotropie.

En plus de ces déformations élastique et thermique, communes à l'ensemble des matériaux étudiés, deux matériaux de notre étude (le cuivre et le SAC305) présentent des comportements inélastiques. Les modèles utilisés, et les équations constitutives, seront donc présentés dans les sections suivantes.

2.2 Cuivre

Des essais de traction-compression ont été effectués au sein du LEM3 sur des éprouvettes stratifié-cuivre, afin de caractériser le comportement du cuivre [79]. Les essais ne sont pas directement effectués sur des feuillards de cuivre compte tenu de la trop faible épaisseur de ceux-ci (quelques dizaines de μm). En effet, il n'est alors pas possible d'appliquer de la compression sans générer de flambement. Lors de ces essais, l'éprouvette est soumise à de la traction. Le cuivre plastifie alors que le substrat reste élastique. Dans un second temps, le chargement est relâché progressivement. Le retour élastique du stratifié exerce alors des contraintes de compression sur le cuivre qui a plastifié. Après avoir caractérisé le comportement du substrat (à l'aide de la méthode présentée en Section 2.5.3), il est alors possible de passer de la réponse de l'éprouvette, assemblage {stratifié+cuivre}, (Fig. 2.1a) à celle du cuivre seul (Fig. 2.1b).

En observant la réponse du cuivre à un chargement alterné (Fig. 2.1b) on observe tout

d'abord que le comportement n'est pas linéaire, témoignant d'un comportement plastique [80]. De plus la présence d'une boucle d'hystérésis (la courbe ne se referme pas à la fin d'un cycle de chargement) témoigne de la présence d'un écrouissage de type cinématique. Dans les faits, la surface de charge pour le cuivre se déplace et se dilate, il s'agit donc d'un écrouissage de type combiné cinématique-isotrope. En résumé, le cuivre présente un comportement de type thermo-élastoplastique avec écrouissage combiné cinématique-isotrope. Les déformations étant globalement faibles, une formulation sous l'hypothèse des petites déformations est proposée ici, de sorte que le tenseur des déformations totales $\boldsymbol{\varepsilon}$ peut être décomposé en un tenseur des déformations élastique $\boldsymbol{\varepsilon}^{el}$, plastique $\boldsymbol{\varepsilon}^p$ et thermique $\boldsymbol{\varepsilon}^{th}$: $\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^{el} + \boldsymbol{\varepsilon}^p + \boldsymbol{\varepsilon}^{th}$.

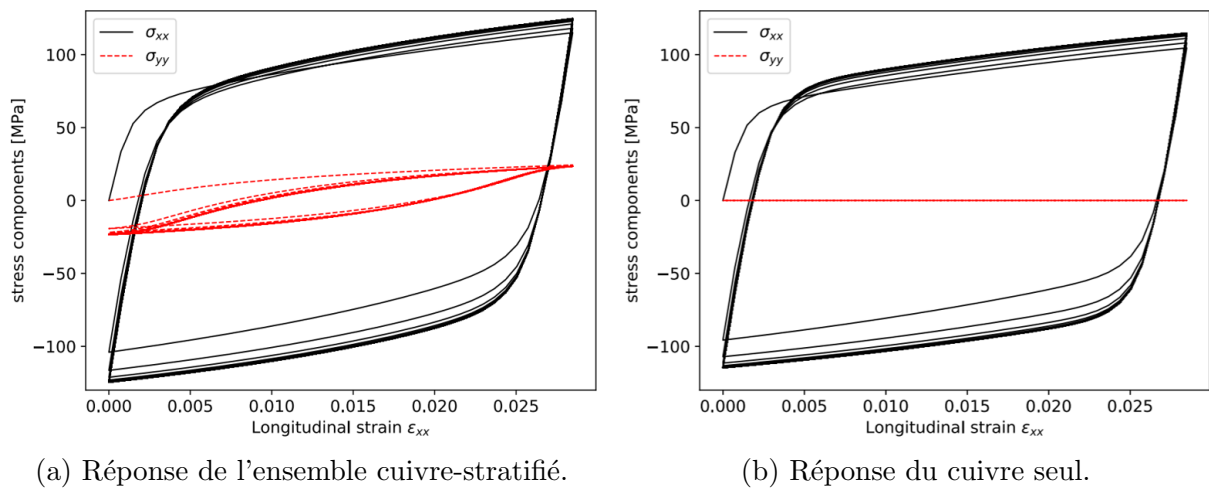


FIGURE 2.1 – Réponse à un chargement cyclique obtenue numériquement suite à la caractérisation du comportement du cuivre, tirée de Girard et al. [79]. Dans les deux cas, 50 cycles de déformation dans la direction x (direction longitudinale de l'éprouvette) sont imposés, avec une amplitude $\Delta\varepsilon_{xx} = 0,029$. Les composantes σ_{xx} et σ_{yy} dans le cuivre sont montrées, y étant la direction de la largeur de l'éprouvette.

Le modèle choisi par le laboratoire lors de la caractérisation des feuillets de cuivre est un des modèles les plus classiques pour représenter ce type de comportement : le modèle Lemaitre-Chaboche [37].

Dans celui-ci, on lie le tenseur des vitesses de déformation plastique $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p$ au déviateur des contraintes de Cauchy $\mathbf{s} = \boldsymbol{\sigma} - \frac{\text{tr}(\boldsymbol{\sigma})}{3}\mathbf{I}$ et au déplacement de la surface de charge $\mathbf{X}$ (écrouissage cinématique) par une loi d'écoulement de type J_2 :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \frac{3}{2}\dot{p} \frac{\mathbf{s} - \mathbf{X}}{J_2(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X})} \quad (2.1)$$

Où $\dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3}\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p}$ est la vitesse de déformation plastique équivalente. La contrainte équivalente de von Mises vaut $J_2(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) = \sqrt{\frac{3}{2}(\mathbf{s} - \mathbf{X}) : (\mathbf{s} - \mathbf{X})}$. La surface de charge y est définie comme :

$$f_y = J_2(\mathbf{s} - \mathbf{X}) - (\sigma_0 + r) \leq 0 \quad (2.2)$$

Avec σ_0 la limite d'élasticité initiale, et r la variable liée à l'écrouissage isotrope (dilatation de la surface de charge). Cette dernière variable a pour loi d'évolution :

$$\dot{r} = b(Q - r)\dot{p} \quad (2.3)$$

b et Q sont des paramètres matériaux, et $p = \int \dot{p} dt$ la déformation plastique cumulée. Enfin, le tenseur $\mathbf{X}$ est décomposé en trois sous-tenseurs $\mathbf{X}_i$ (les backstresses) pour une représentation précise des différentes phases de l'écrouissage cinématique. La loi d'évolution des backstresses suit le modèle d'Armstrong-Frederick [81] :

$$\dot{\mathbf{X}}_i = \frac{2}{3}C_i\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p - \gamma_i\mathbf{X}_i\dot{p} \quad i \in \{1, 2, 3\} \quad (2.4)$$

Les coefficients C_i et γ_i sont des paramètres matériaux à identifier. Au final $\mathbf{X} = \sum_{i=1}^3 \mathbf{X}_i$.

Très souvent il est d'usage de définir $\mathbf{n}$ le tenseur unitaire normal à la surface de charge par :

$$\mathbf{n} = \sqrt{\frac{3}{2}} \frac{\mathbf{s} - \mathbf{X}}{J_2(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X})} \quad (2.5)$$

Ainsi, $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \sqrt{\frac{3}{2}}\dot{p}\mathbf{n}$. Cette variable est utile du point de vue numérique. En effet, lors de la méthode de prédiction-correction, la direction de l'écoulement $\mathbf{n}$ réelle est identique à celle issue du prédicteur, voir Simo [82].

Le cuivre ayant un comportement isotrope (hypothèse faite ici, voir [83] pour la faible anisotropie texturale), son comportement élastique est pleinement défini par deux coefficients indépendants : le module d'Young E_{Cu} et le coefficient de Poisson ν_{Cu} . De même un seul coefficient d'expansion thermique α_{Cu} suffit à caractériser les déformations d'origine thermique. L'intégralité des paramètres mécaniques du cuivre sont données en Table 2.1.

Au final, la réponse de l'assemblage {stratifié + cuivre} obtenue numériquement est proche des résultats expérimentaux, comme montré en Fig. 2.2. Il est à noter que ce type de définition du comportement cyclique du cuivre (écrouissage combiné suivant un modèle

TABLE 2.1 – Paramètres matériaux caractérisant le comportement mécanique des feuillets de cuivre. Un modèle de Lemaitre-Chaboche est utilisé pour représenter l'écrouissage combiné isotrope/cinématique. Trois backstresses sont nécessaires pour pleinement représenter la réponse à un chargement cyclique [79].

E [GPa]	ν [–]	α_{Cu} [ppm K ⁻¹]
95	0,37	14

σ_0 [MPa]	Q [MPa]	b [–]	C_1 [MPa]	γ_1 [–]	C_2 [MPa]	γ_2 [–]	C_3 [MPa]	γ_3 [–]
40	5	10	380 000	3500	60 000	800	6000	12

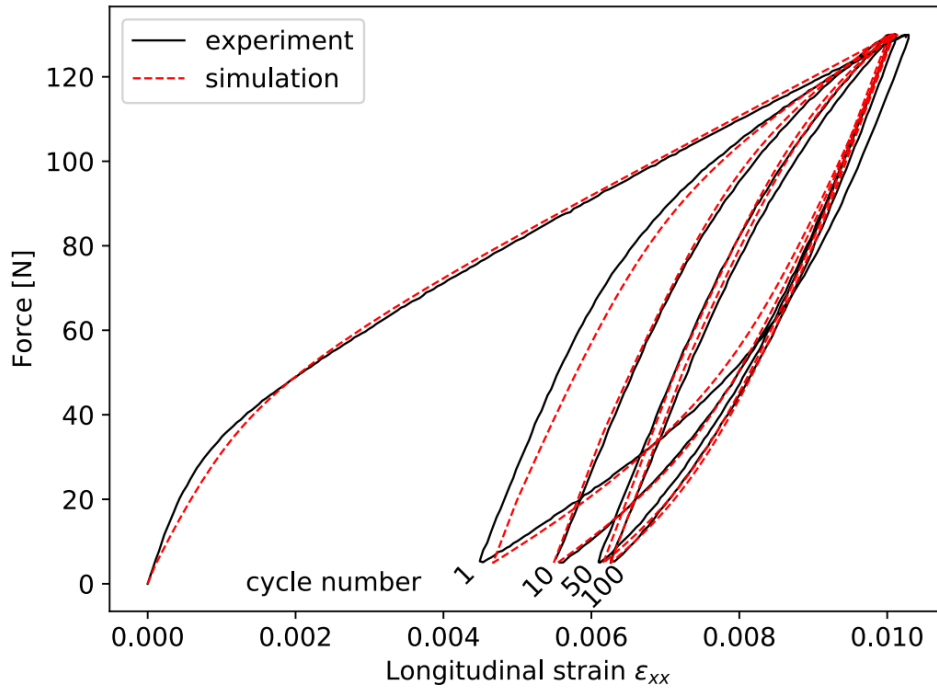


FIGURE 2.2 – Comparaison des courbes force/déformation obtenues numériquement et expérimentalement lors du cyclage de l'ensemble {stratifié + cuivre}[79]

de Lemaitre-Chaboche) n'est pas pris en compte nativement par la version d'ABAQUSTM dont nous disposons (6.14) lors d'études thermomécaniques couplées en régime transitoire. Comme nous souhaitons utiliser cette modélisation pour étudier numériquement l'essai sur bain d'étain-plomb, le développement d'une subroutine UMAT a été nécessaire. Son fonctionnement [84] repose sur la méthode de prédicteur-correcteur. Cette méthode sera détaillée dans la Section 2.3.3. En effet, une deuxième UMAT a été développée pour modéliser le comportement complexe du SAC305, comme il sera présenté dans la section suivante.

2.3 SAC305

2.3.1 Généralités et différents modèles

Comme dit précédemment, le cuivre a un comportement thermo-élastoplastique et ses propriétés inélastiques seront considérées comme indépendantes de la température. Ceci est dû au fait que sa température de fusion $T_{(m,Cu)} = 1358K$ est très élevée devant les températures atteintes lors de cette étude ($398K$ pour l'essai de cyclage thermique et $561K$ lors du solder float test). En effet, lorsqu'on atteint environ la moitié de la température de fusion d'un matériau, un comportement de type visqueux devient prépondérant. Sa réponse à une sollicitation dépend alors de la vitesse à laquelle cette dernière est appliquée et de nouveaux phénomènes peuvent être observés (fluage/relaxation de contraintes). Le SAC305 ayant une température de fusion $T_{(m,SAC)} = 490K$, l'aspect visqueux de son comportement n'est pas négligeable, même à température ambiante $T_{amb} = 293K$. La Fig. 2.3 présente les résultats d'une campagne d'essais de traction effectuée par Chen et al. [85] sur une éprouvette de SAC305 à plusieurs températures et vitesses de déformation (ces dernières restant toutefois constantes au cours d'un même essai). Il est dans un premier temps bon de remarquer que la réponse n'est pas linéaire, le comportement du SAC n'est donc pas purement élastique. En outre, on observe, à température constante, que la contrainte sature à une valeur plus élevée pour des chargements plus rapides. On note également que pour une vitesse de déformation fixée, plus la température est élevée, plus faible sera la contrainte à saturation. Tout ceci témoigne donc d'un comportement thermo-élastoviscoplastique [87].

Afin de connaître le comportement cyclique du SAC, des essais de traction-compression

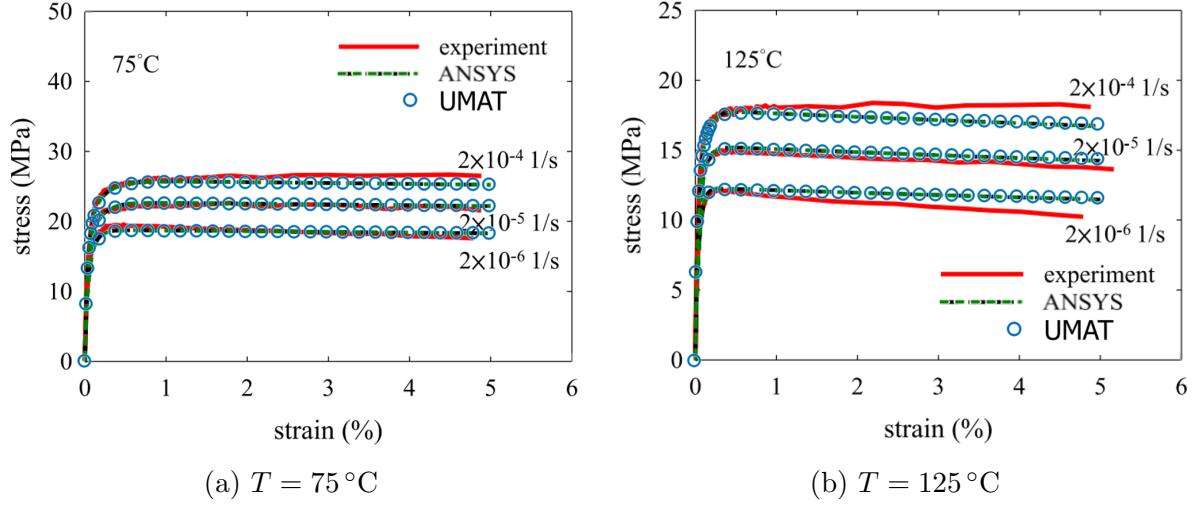


FIGURE 2.3 – Essais de traction réalisés par Chen et al. [85] sur des éprouvettes de SAC305 à différentes températures et différentes vitesses de déformation. “ANSYS” désigne les résultats obtenus numériquement par Yang et Chiu [86], les résultats obtenus par notre implémentation sont nommés “UMAT”. La superposition des résultats permet de valider notre implémentation (détaillée en Section 2.3.3).

ont été effectués sur le SAC305 [86]. On observe en Fig. 2.4 la présence d’une boucle d’hystérésis, témoignant de nouveau d’un écrouissage de type cinématique. De plus, la valeur à laquelle la contrainte sature diminue avec les cycles. Ceci signifie qu’un phénomène d’adoucissement a lieu dans le SAC au cours du chargement. Le modèle de Lemaitre-Chaboche [37] présenté précédemment ne prenant en compte ni l’aspect visqueux du comportement, ni l’adoucissement il est donc nécessaire d’utiliser un autre modèle.

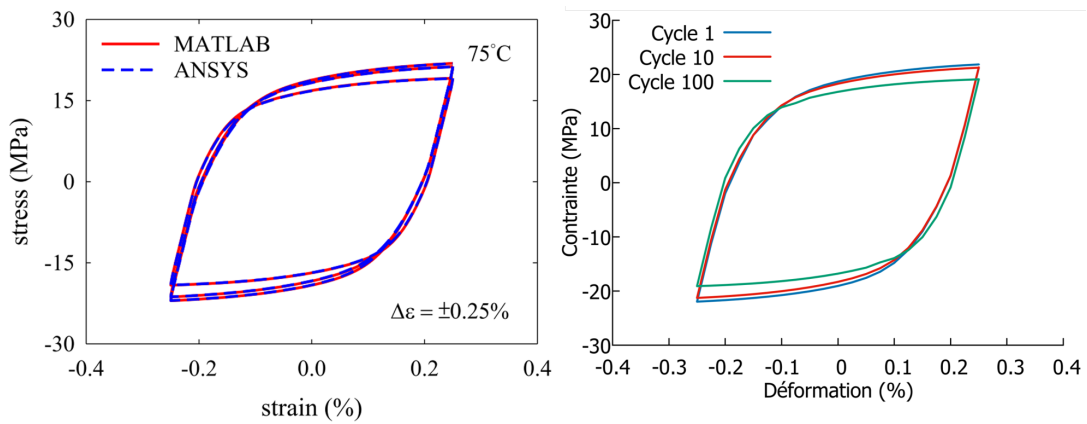


FIGURE 2.4 – Réponse cyclique du SAC305 à un chargement alterné. Le modèle de Yang et Chiu[86] (à gauche) est comparé à notre implémentation faite sur ABAQUS (à droite). On note la présence d’une boucle d’hystérésis, témoignant d’un écrouissage cinématique.

Pour représenter le comportement viscoplastique du SAC, deux types de modèles sont

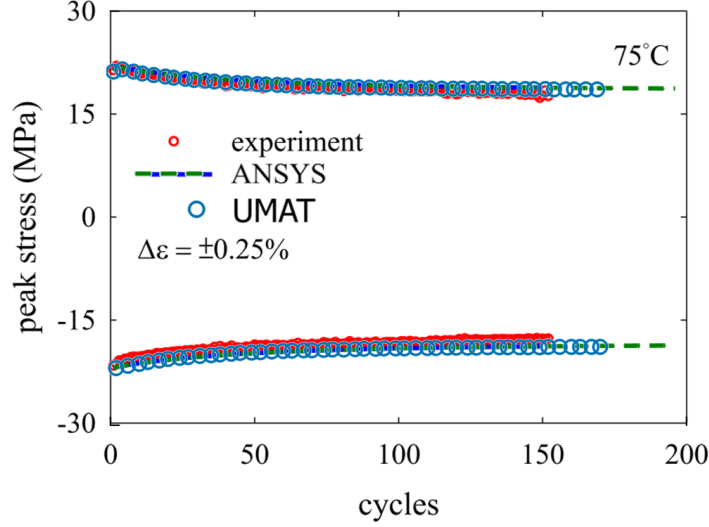


FIGURE 2.5 – Évolution de la contrainte à saturation en fonction du nombre de cycles comme mesurée par Chen et al. [85]. On note que la contrainte baisse plus les cycles avancent, témoignant d’un adoucissement du matériau. La réponse obtenue avec le modèle de Yang et Chiu[86] (“ANSYS”) est comparé à notre implémentation “UMAT”. Les résultats obtenus par notre implémentation y ont été superposés dans un souci de vérification.

possibles : unifiés et non-unifiés. La première famille de modèles regroupe la déformation plastique et la déformation liée au fluage (creep strain) en une seule et même déformation : la déformation inélastique. En d’autres termes la déformation totale peut être décomposée en $\epsilon = \epsilon^{el} + \epsilon^{in} + \epsilon^{th}$. Les modèles non-unifiés séparent les déformation inélastiques en déformation viscoplastique et déformation liée au fluage, sans interaction entre les deux. Autrement dit $\epsilon = \epsilon^{el} + \epsilon^p + \epsilon^{cr} + \epsilon^{th}$. La première famille nécessite le développement de modèles mathématiques complexes à intégrer, mais sont ensuite plus simples à caractériser. En effet, il n’est pas nécessaire de faire la distinction entre déformation plastique et déformation de fluage lors des mesures. Les modèles non-unifiés, à l’inverse, présentent des équations constitutives plus simples mais nécessitent d’extraire ϵ^p et ϵ^{cr} séparément des mesures expérimentales.

Plusieurs types de modèles ont été comparés par Che et al. [88] pour l’étude de la fiabilité de billes de SAC305 sous cyclage thermique, parmi lesquels :

- Elastic-Plastic-Creep [89]. Dans celui-ci, le module d’Young et la limite d’écoulement du matériau dépendent de la température et de la vitesse de déformation. En ce sens, ce modèle unifié est à rapprocher d’un modèle de type Johnson-Cook.
- Anand [90]. Comme présenté en Section 1.2.2, ce modèle unifié est souvent utilisé

pour l'étude numérique des joints de brasure. Il se compose d'une loi d'écoulement pour la déformation inélastique et d'une variable interne scalaire $\tilde{s}$, représentant la résistance du matériau à l'écoulement plastique. La loi d'écoulement $\dot{\epsilon}^{in} = A \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \sinh\left(B \frac{J_2(\boldsymbol{\sigma})}{\tilde{s}}\right)^{\frac{1}{m}}$ est très proche du modèle de Garofalo-Arrhenius.

- Un modèle viscoélastique, considérant que toute déformation inélastique est liée au fluage.

Bien que ces modèles puissent être utilisés dans l'étude du cyclage thermique d'un assemblage contenant des billes de SAC305 (comme montré par Che et al. [88]) ils ne permettent pas de prendre en compte tous les aspects observés dans le comportement du SAC (hystérésis, adoucissement). Le modèle de Chaboche, permet quant à lui de modéliser ces phénomènes. C'est pourquoi un modèle proche de celui proposé par McDowell [91] a été envisagé. En effet, il regroupe les modèles d'Anand et de Chaboche [92], permettant la prise en compte à la fois de l'aspect visqueux, l'écrouissage cinématique et l'adoucissement du matériau. Nous verrons dans la section suivante la manière dont cela est pris en compte dans le modèle de Chaboche étendu. De par sa proximité avec le modèle choisi pour le cuivre, et ayant également déjà été utilisé pour étudier le cyclage thermique d'éléments de brasure en SAC305, le choix final s'est donc porté sur le modèle proposé par Yang et Chiu [86], reprenant le modèle de McDowell. Comme il sera montré dans le paragraphe suivant, le formalisme est assez proche du modèle de Lemaitre-Chaboche, permettant de développer une UMAT en se basant sur les étapes développées dans la subroutine dédiée au cuivre.

2.3.2 Équations constitutives

Dans cette section, les étapes principales du modèle de Yang et Chiu [86] sont reprises. Une loi d'écoulement de type J_2 est utilisée pour lier le tenseur vitesse de déformation viscoplastique $\dot{\epsilon}^{vp}$ aux contraintes :

$$\dot{\epsilon}^{vp} = \frac{3}{2} \dot{p} \frac{\mathbf{s} - \mathbf{X}}{J_2(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X})} \quad (2.6)$$

La vitesse de déformation viscoplastique équivalente $\dot{p}$ est cette fois-ci liée à la contrainte équivalente de von Mises et à la température T par :

$$\dot{p} = A \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \sinh\left(\frac{J_2(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X})}{D}\right)^{\frac{1}{m}} \quad (2.7)$$

On reconnaît dans cette loi d'écoulement le modèle d'Anand [94], notamment par un terme d'activation thermique de type loi d'Arrhenius $\exp(-\frac{Q}{RT})$. Plus la température est élevée, plus ce terme se rapproche de 1, inversement plus la température est basse, plus il décroît (tendant vers zéro). Ceci permet de prendre en compte le fait que les phénomènes viscoplastiques sont plus importants à mesure que la température augmente. On note de plus la présence du tenseur $\mathbf{X}$, caractéristique de l'écrouissage cinématique. Il est cette fois-ci décomposé en deux backstresses $\mathbf{X} = \mathbf{X}_1 + \mathbf{X}_2$ dont la loi d'évolution de chaque composante X_i est donnée par :

$$\dot{\mathbf{X}}_i = \frac{2}{3}C_i\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vp} - \gamma_i(p, q)\mathbf{X}_i\dot{p} - d_i J_{X_i}^{m_i-1}\mathbf{X}_i + \frac{1}{C_i} \frac{\partial C_i}{\partial T} \dot{T} \mathbf{X}_i \quad i \in \{1, 2\} \quad (2.8)$$

Plusieurs changements sont observables par rapport à la loi d'évolution donnée en Eq. (2.4). Comme expliqué par Chaboche [95], en plus du terme d'écrouissage cinématique linéaire [96] et du terme de restauration dynamique [97], un terme de recouvrement statique (dans lequel $J_{X_i} = \sqrt{\frac{3}{2}\mathbf{X}_i : \mathbf{X}_i}$ est le second invariant du $i^{\text{ème}}$ backstress) et un terme de dépendance en température sont incorporés. Une fois complet, ce modèle permet de prendre en compte également les déformations inélastiques liées aux phénomènes de fluage et de relaxation de contrainte principalement. Il s'agit donc bien d'un modèle unifié.

On note de plus que les coefficients γ_i ne sont plus constants, mais dépendent de la déformation viscoplastique cumulée $p = \int \sqrt{\frac{2}{3}\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p} dt$ et d'une nouvelle variable interne q . Cette dernière représente l'amplitude maximale de déformation plastique subie par le matériau. Cette variable associée à une autre variable tensorielle $\boldsymbol{\xi}$ forment la "surface mémoire de déformation" ("strain memory surface"). Elle permet de garder en mémoire la déformation viscoplastique maximale subie par le matériau au cours de son chargement. De manière analogue au critère de von Mises, elle est définie par :

$$g_M = J(\boldsymbol{\varepsilon}^{vp} - \boldsymbol{\xi}) - q \quad (2.9)$$

avec $J(\boldsymbol{\varepsilon}^{vp} - \boldsymbol{\xi}) = \sqrt{\frac{2}{3}(\boldsymbol{\varepsilon}^{vp} - \boldsymbol{\xi}) : (\boldsymbol{\varepsilon}^{vp} - \boldsymbol{\xi})}$. Comme son nom le laisse entendre elle fonctionne d'une manière semblable à la surface de charge, q régissant son rayon et $\boldsymbol{\xi}$ le déplacement de son centre [98].

Les variables internes ont pour lois d'évolution :

$$\dot{q} = \eta H(g_M) \langle \mathbf{n} : \bar{\mathbf{n}}^* \rangle \dot{p} \quad (2.10)$$

$$\dot{\boldsymbol{\xi}} = \sqrt{\frac{3}{2}} (1 - \eta) H(g_M) \langle \mathbf{n} : \bar{\mathbf{n}}^* \rangle \dot{p} \bar{\mathbf{n}}^* \quad (2.11)$$

où $H(\cdot)$ représente la fonction de Heaviside, $\langle \cdot \rangle$ les crochets de Macaulay, η un paramètre matériau régissant la vitesse d'évolution de la surface de mémoire de déformation et $\bar{\mathbf{n}}^*$ le tenseur unitaire normal à cette surface. Ce dernier est défini par :

$$\bar{\mathbf{n}}^* = \sqrt{\frac{2}{3}} \frac{\boldsymbol{\varepsilon}^{vp} - \boldsymbol{\xi}}{J(\boldsymbol{\varepsilon}^{vp} - \boldsymbol{\xi})} \quad (2.12)$$

Il est à noter que $\mathbf{n}$ est toujours donné par l'Eq. (2.5). La dépendance de γ_i aux deux variables p et q est donnée par :

$$\gamma_i(p, q) = \gamma_i^0 + \gamma_i^{sat}(q) [1 - \exp(-d_i^\gamma p)] \quad (2.13)$$

$$\gamma_i^{sat}(q) = a_i^\gamma [1 + (b_i^\gamma - 1) \exp(-c_i^\gamma q)] \quad (2.14)$$

Par la relation Eq. (2.13), γ_i croît au fur et à mesure que la déformation inélastique s'accumule jusqu'à atteindre la saturation et sa valeur finale $\gamma_i^0 + \gamma_i^{sat}(q)$. En outre, plus l'amplitude maximale de déformation plastique subie par le matériau est élevée, plus q est élevé. Puisque $b_i^\gamma < 1$, d'après Eq. (2.14) $\gamma_i^{sat}(q)$ augmente quand q augmente. Or les rapports $\frac{C_i}{\gamma_i}$ sont directement liés à la valeur de la contrainte à saturation. Ce modèle permet donc de prendre en compte l'adoucissement cyclique observé dans le SAC305 [85], comme représenté en Fig. 2.5 du fait de l'augmentation des γ_i au cours du chargement.

Les paramètres nécessaires à ce modèle sont détaillés en Table 2.2. La température doit y être renseignée en Kelvin.

Un tel comportement n'est pas disponible dans les bibliothèques de base d'ABAQUS™. C'est pourquoi il a été nécessaire de développer une seconde subroutine UMAT (user material). Le but de cette dernière est de déterminer l'état du matériau à un instant

TABLE 2.2 – Paramètres matériaux caractérisant le comportement mécanique du SAC305 décrit par le modèle de Yang et Chen [86].

E_{SAC} [GPa]	$92,923 - 0,174T$
ν_{SAC}	0,33
α_{SAC} [K^{-1}]	$23,5 \times 10^{-6}$
A [s^{-1}]	$3,530 \times 10^6$
Q/R [K]	10 282
D [MPa]	6,92
m	0,18
C_1 [MPa]	$4,912 \times 10^4 \exp(-1,552 \times 10^{-3}T)$
C_2 [MPa]	$1,508 \times 10^2 \exp(8,715 \times 10^{-3}T)$
γ_1^0	$3,278 \times 10^2 \exp(6,927 \times 10^{-3}T)$
γ_2^0	$5,493 \exp(1,325 \times 10^{-2}T)$
d_1	$1,429 \times 10^{-8} \exp(1,871 \times 10^{-2}T)$
d_2	$1,041 \times 10^{-6} \exp(9,557 \times 10^{-3}T)$
m_1	$1,228 \exp(2,073 \times 10^{-3}T)$
m_2	$1,291 \exp(2,597 \times 10^{-3}T)$
a_1^γ	$3,618 \times 10^1 \exp(1,241 \times 10^{-2}T)$
a_2^γ	$8,963 \times 10^{-2} \exp(2,269 \times 10^{-2}T)$
b_1^γ	$1,286 - 1,597 \times 10^{-3}T$
b_2^γ	$1,173 - 1,488 \times 10^{-3}T$
c_1^γ	$2,936 \times 10^2 \exp(-4,064 \times 10^{-3}T)$
c_2^γ	$4,456 \times 10^2 \exp(-8,327 \times 10^{-3}T)$
d_1^γ	$3,599 \times 10^{-3} \exp(1,839 \times 10^{-2}T)$
d_2^γ	$2,245 \times 10^{-3} \exp(1,837 \times 10^{-2}T)$
η	$5,181 \times 10^{-1} - 5,417 \times 10^{-4}T$

t_{n+1} en connaissant les valeurs des variables internes à l'incrément précédent t_n et les incréments de déformation $\Delta\boldsymbol{\varepsilon}$ et de température ΔT imposés au matériau. Dans les faits, l'incrément de déformation d'origine mécanique $\Delta\boldsymbol{\varepsilon}_m$ est fourni par ABAQUSTM. Il est obtenu en soustrayant l'incrément de déformation d'origine thermique (connu via ΔT) à l'incrément de déformation totale $\Delta\boldsymbol{\varepsilon}$. La méthode d'intégration est détaillée ci-dessous. Dans la suite, la valeur prise par une variable Λ à l'incrément précédent est notée $\hat{\Lambda}$. Il est rappelé que le développement d'une UMAT plus simple (uniquement thermo-élastoplastique) a été nécessaire pour le cuivre. Elle se base toutefois sur la même méthode.

2.3.3 Intégration numérique du comportement du SAC305

Pour le développement de cette UMAT, la méthode de prédiction-correction (ou radial return method [99]) est utilisée. Soit $\Delta\boldsymbol{\varepsilon}^m$ et ΔT les incréments de déformation mécanique et température fournis par ABAQUSTM. A chaque incrément de temps, une prédiction élastique ($\Delta\boldsymbol{\varepsilon}^m = \Delta\boldsymbol{\varepsilon}^e$) est d'abord effectuée. En suivant la loi de Hooke, il est alors possible d'obtenir l'incrément de contraintes $\Delta\boldsymbol{\sigma}^{pr}$. On observe de plus grâce à l'Eq. (2.8) qu'il est possible d'obtenir $\dot{\mathbf{X}}_i \neq \mathbf{0}$ avec $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vp}$ et $\dot{p}$ nuls. Le backstress total obtenu sous cette hypothèse est alors noté $\mathbf{X}^{el}$. Le critère de von Mises est ensuite testé avec les valeurs prédites pour $\boldsymbol{\sigma} = \hat{\boldsymbol{\sigma}} + \Delta\boldsymbol{\sigma}^{pr}$ et $\mathbf{X}^{el}$. Si ce critère n'est pas vérifié, le matériau a donc subi de la déformation inélastique (ici viscoplastique) et une correction plastique est alors opérée. La part viscoplastique de la déformation totale est ainsi augmentée jusqu'à obtenir un couple $(\boldsymbol{\sigma}, \mathbf{X})$ le vérifiant. Les déformations subies par le matériau et les variables internes à ce dernier sont ainsi obtenues pour cet incrément de calcul.

Comme montré en Annexe A, il est possible d'évaluer $\boldsymbol{\sigma}$ et $\mathbf{X}$ à partir de quatre grandeurs scalaires : Δp , Δq , J_{X_1} et J_{X_2} . Pour les obtenir, un système de quatre équations non-linéaires est à résoudre :

$$f_p : \frac{J_Z}{\beta} - h = 0 \quad (2.15)$$

$$f_{J_1} : J_{X_1} - \theta_1 \sqrt{\hat{J}_{X_1}^2 + 3C_1 \Delta p (\hat{\mathbf{X}}_1 : \mathbf{n}) + (C_1 \Delta p)^2} = 0 \quad (2.16)$$

$$f_{J_2} : J_{X_2} - \theta_2 \sqrt{\hat{J}_{X_1}^2 + 3C_2 \Delta p (\hat{\mathbf{X}}_2 : \mathbf{n}) + (C_2 \Delta p)^2} = 0 \quad (2.17)$$

$$f_q : \eta [J(\boldsymbol{\varepsilon}^{vp} - \hat{\boldsymbol{\xi}}) - \hat{q}] - \Delta q = 0 \quad (2.18)$$

avec

$$\beta = 1 + (3\mu + \theta_1 C_1 + \theta_2 C_2) \frac{\Delta p}{h} \quad (2.19)$$

$$\mathbf{Z} = \mathbf{s}^{pred} - \theta_1 \hat{\mathbf{X}}_1 - \theta_2 \hat{\mathbf{X}}_2 \quad (2.20)$$

$$J_Z = \sqrt{\frac{3}{2} \mathbf{Z} : \mathbf{Z}} \quad (2.21)$$

$$\theta_i = \left[1 + \gamma_i(p, q) \Delta p + d_i J_{X_i}^{m_i-1} \Delta t - \frac{1}{C_i} \frac{\partial C_i}{\partial T} \Delta T \right]^{-1} \quad (2.22)$$

$$h(\Delta p) = D \sinh^{-1} \left\{ \left[\frac{1}{A} \frac{\Delta p}{\Delta t} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \right]^m \right\} \quad (2.23)$$

Afin de les résoudre, une stratégie itérative à plusieurs niveaux est employée, comme proposée par Kullig and Wippler [100]; Lush and Anand [101]. La résolution se fait comme suit :

- **Niveau 1** : f_p est résolue par dichotomie afin d'obtenir la valeur de Δp . On note toutefois que f_p dépend des coefficients θ_i . Ces derniers dépendent de q et des J_{X_i} . Pour la valeur de Δp testée, on cherche donc à obtenir les J_{X_i} et Δq correspondants.
- **Niveau 2** : Pour une valeur de Δp , il faut alors résoudre f_{J_1} et f_{J_2} . La méthode de Newton-Raphson est employée pour cela. Cependant, $\mathbf{n}$ et θ_i dépendent de Δq . Lors de la résolution des f_{J_i} , il est donc nécessaire d'obtenir le Δq associé aux valeurs de J_{X_i} testées.
- **Niveau 3** : Connaissant Δp , J_{X_1} et J_{X_2} , on obtient Δq en résolvant f_q par dichotomie.

Une fois Δq obtenu, on vérifie si les J_{X_i} testés sont solutions de f_{J_i} . Si ce n'est pas le cas on reste au niveau 2 et la méthode de Newton-Raphson continue, sinon on teste la convergence de Δp . Si f_p n'est pas vérifiée, la dichotomie continue et on reste au niveau 1. Sinon, cela signifie que le quadruplet $(\Delta p, J_{X_1}, J_{X_2}, \Delta q)$ correspond à la solution du système. Il est alors possible d'actualiser les variables pour cet incrément (ε^{vp} , $\boldsymbol{\sigma}$, $\mathbf{X}$, p , q et $\boldsymbol{\xi}$). La méthode de résolution peut donc être résumée comme en Fig. 2.6.

La stratégie d'intégration numérique réalisée dans cette thèse a ensuite été testée par confrontation avec des résultats de la littérature. On obtient alors la même réponse que [93], comme visible en Figs. 2.3, 2.4 et 2.5. Cette confrontation valide donc notre implémentation numérique.

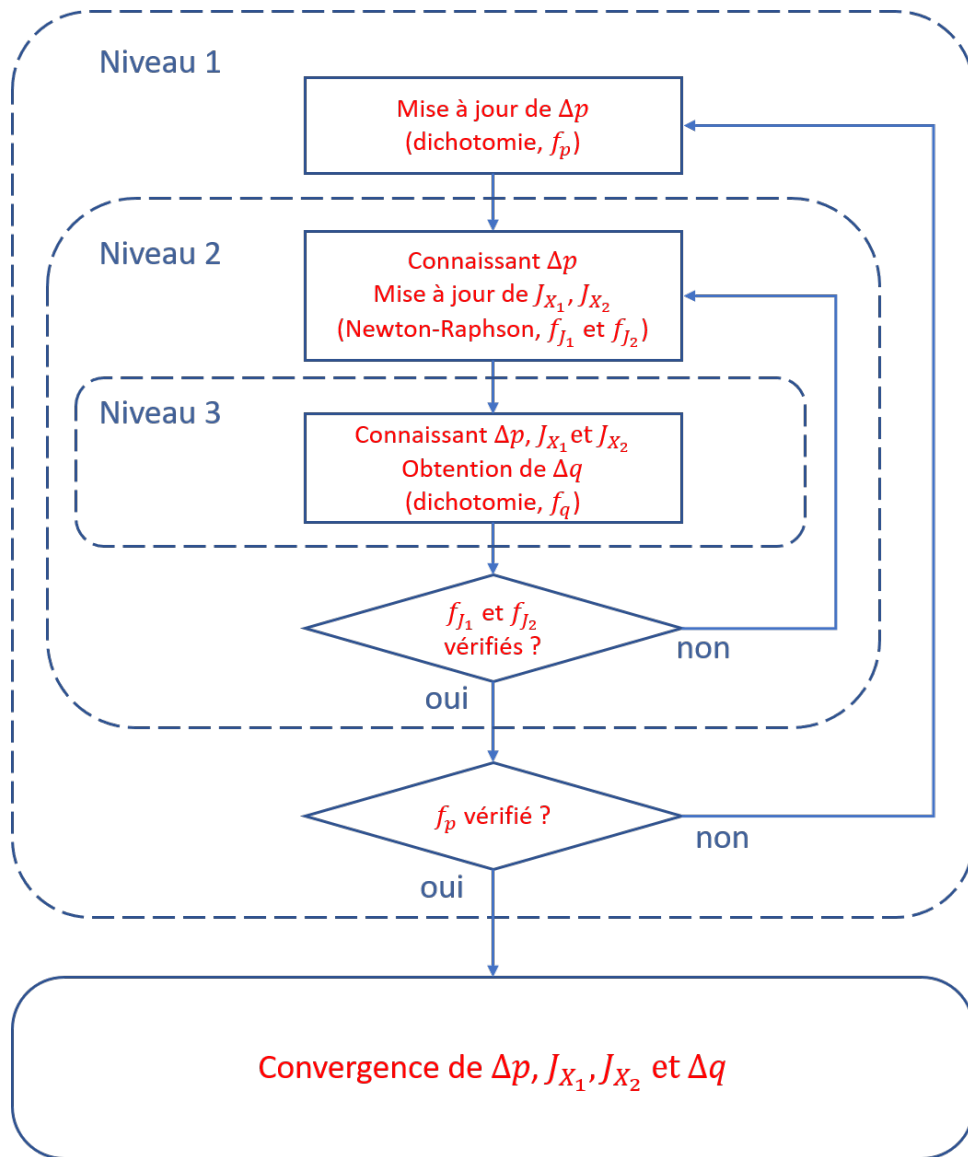


FIGURE 2.6 – Schéma d'intégration du SAC305. Une stratégie à plusieurs niveaux est adoptée.

2.4 Composant EPC2001C

Dans le design issu des travaux du projet PESTO, le composant EPC2001C a été choisi pour être enfoui dans le PCB. Il est constitué en très grande partie d’une puce de silicium. Cette dernière provient d’un wafer de Si. Du fait de la méthode de production par épitaxie dudit wafer ce dernier est monocristallin [102]. Cet aspect monocristallin en fait un matériau très fortement texturé et ses propriétés mécaniques sont naturellement anisotropes [103]. Les propriétés élastiques suivant les différentes orientations cristallographiques ont été grandement étudiées et sont connues [104]. Toutefois, afin de les implémenter dans nos modèles éléments finis, il est nécessaire de connaître la direction selon laquelle la puce a été coupée dans le wafer. Parmi les directions cristallographiques principales d’un wafer présentées en Fig. 2.7, il faudrait donc savoir si la puce a été coupée suivant la direction $[010]$ ou une direction de la famille $\langle 110 \rangle$. Les wafers peuvent se présenter dans le commerce suivant plusieurs orientations. Nous avons ici représenté un wafer de normale (100) mais il est possible de trouver des wafers de type $\{111\}$. Devant l’impossibilité de connaître l’orientation du composant, une valeur

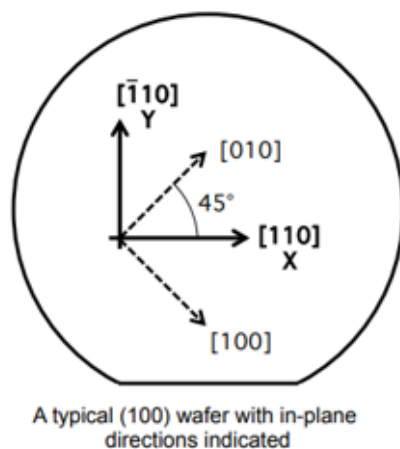


FIGURE 2.7 – Présentation des différentes orientations cristallines dans un wafer de type (100) . De par sa structure cubique, les orientations d’un cristal de silicium séparées de 90° sont équivalentes entre elles. On distingue alors deux grandes familles $\langle 100 \rangle$ et $\langle 110 \rangle$ [105].

homogénéisée du module d’Young a été utilisée (basée sur l’approche de Reuss). De fait, le composant est considéré comme ayant un comportement thermo-élastique isotrope. La dépendance en température du module d’Young du wafer de Si étant relativement faible, comme montré par Cho [106], le module d’Young du composant est finalement choisi

comme constant de valeur $E_{\text{Si}} = 164 \text{ GPa}$, son coefficient de Poisson est $\nu_{\text{Si}} = 0,22$. Le silicium est un matériau se dilatant très peu, son CTE est très faible : $\alpha_{\text{Si}} = 6 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$.

2.5 Substrat diélectrique verre-époxy haute T_g (Substrat 1)

Les matériaux diélectriques jouent un double rôle dans un PCB avec composants enfouis :

- Les stratifiés diélectriques servent à apporter de la tenue mécanique à l’assemblage et à isoler électriquement les couches de cuivre entre-elles.
- La résine fluant des pré-imprégnés permet le remplissage de la cavité d’accueil du composant et l’enfouissement de ce dernier.

Il est donc important de caractériser le comportement mécanique (notamment élastique) de ces matériaux. Pour rappel, le diélectrique utilisé pour l’étude de l’essai de cyclage thermique d’un PCB avec des composants enfouis est nommé Substrat 1. Notre équipe n’ayant jamais travaillé avec ce matériau, il a été nécessaire de caractériser entièrement son comportement thermomécanique au cours de cette thèse. En effet, la datasheet fournisseur est très sommaire, notamment en termes de dépendance en température des propriétés.

2.5.1 Généralités

En tant que composite tissé fibres de verre/résine polymère, le substrat diélectrique présente un comportement thermo-élastique orthotrope à température modérée par rapport à sa T_g [107]. Ainsi, le tenseur des déformations $\boldsymbol{\varepsilon}$ est constitué d’une partie élastique $\boldsymbol{\varepsilon}^{el}$ et d’une partie thermique $\boldsymbol{\varepsilon}^{th}$. De par son orthotropie (3 plans de symétrie dans le matériau), le tenseur des constantes élastiques $\underline{\mathbf{C}}$ est défini par neuf composants indépendants : C_{ij} avec $i, j \in \{1, 2, 3\}$.

Ces constantes matériau peuvent être obtenues en effectuant 6 essais mécaniques : 3 essais de traction et 3 essais de cisaillement. Cependant, les éprouvettes de traction utilisées pour ces essais sont très fines (cf. Fig 2.8). Il est alors compliqué d’effectuer des essais mécaniques dans la direction hors-plan du composite (direction 2). Afin de pallier ce problème, une solution numérique a été retenue [108] et sera détaillée en Section 2.5.3.

Cette solution permet non seulement d'obtenir les propriétés 3D du composite, mais également les propriétés élastiques de la résine.

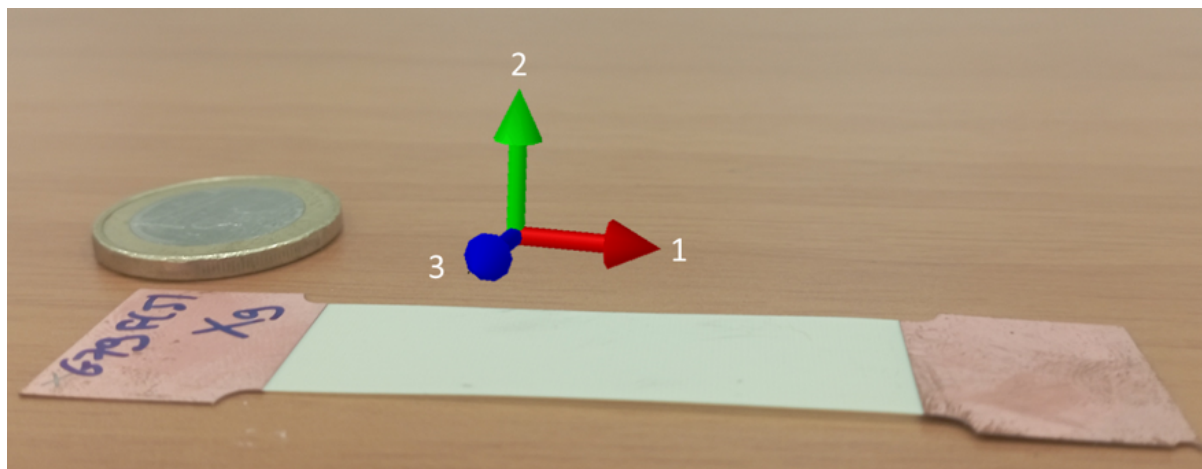


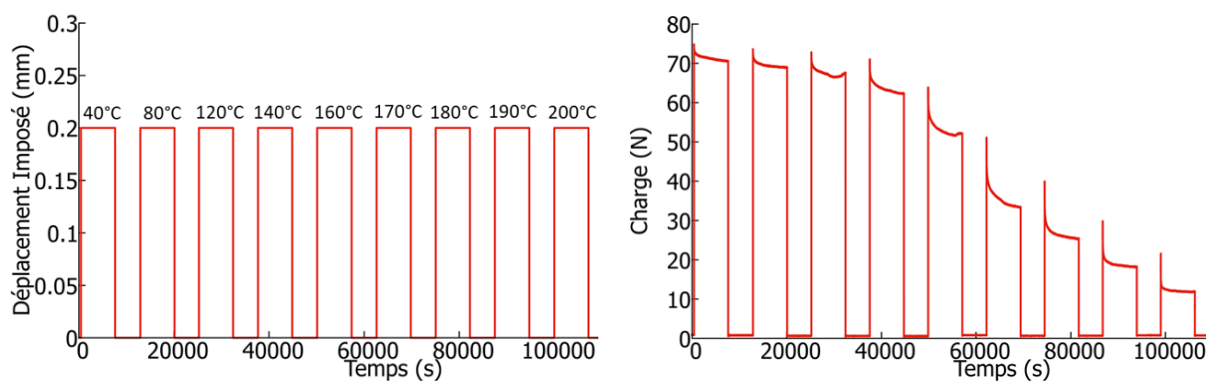
FIGURE 2.8 – Éprouvette de traction utilisée pour les essais de traction et relaxation. Les propriétés dans la direction 1 sont ici mesurées. On note que son épaisseur ($120\ \mu\text{m}$) est nettement inférieure aux deux autres dimensions de l'éprouvette. La superposition d'un très grand nombre de feuilles de pré-imprégné serait nécessaire pour réaliser des éprouvettes de traction dans la direction 2.

En outre, à de fortes températures la résine polymère (et par extension le composite) présente un comportement viscoélastique, comme observé par Girard et al. [109]. Il a donc été choisi d'effectuer des essais de relaxation sur le Substrat 1. En effet, ceci permet d'en caractériser le comportement viscoélastique en cas de sollicitation à forte température.

2.5.2 Essais de relaxation

Lors de ces essais, une éprouvette de traction est placée dans la machine de traction de la plateforme LEMCI du LEM3 (Instron E300) équipée d'une enceinte thermique (Instron 3119-605). Une fois que l'éprouvette est à la température voulue, un déplacement $u_0 = 0,2\ \text{mm}$ lui est imposé instantanément et maintenu pendant 2 h. Un tel chargement est représenté en Fig. 2.9a. L'effort nécessaire à la machine de traction pour maintenir ce déplacement est mesuré. La force est enregistrée au cours du temps. On constate alors une baisse de la force au cours des 2 h de maintien que dure chaque palier. Ce phénomène, appelé relaxation de contraintes, est typique des matériaux visqueux. Un exemple de résultats obtenus dans cette thèse est visible en Fig. 2.9b.

Quand bien même le déplacement de la traverse est imposé à $u_0 = 0,2\ \text{mm}$, les



(a) Chargement appliqué à l'échantillon lors d'un essai de relaxation. Plusieurs paliers de température sont testés. Chaque fois, un déplacement $u_0 = 0,2 \text{ mm}$ est imposé à l'échantillon et maintenu pendant 2 h.

(b) Réponse de l'échantillon. On constate une relaxation de contraintes à haute température.

FIGURE 2.9 – Chargement et réponse lors d'un essai de relaxation du Substrat 1.

déformations réelles au sein de l'échantillon sont mesurées par corrélation d'images numériques.

Ainsi, un mouchetis est déposé sur chaque éprouvette, et chaque essai est filmé. Grâce

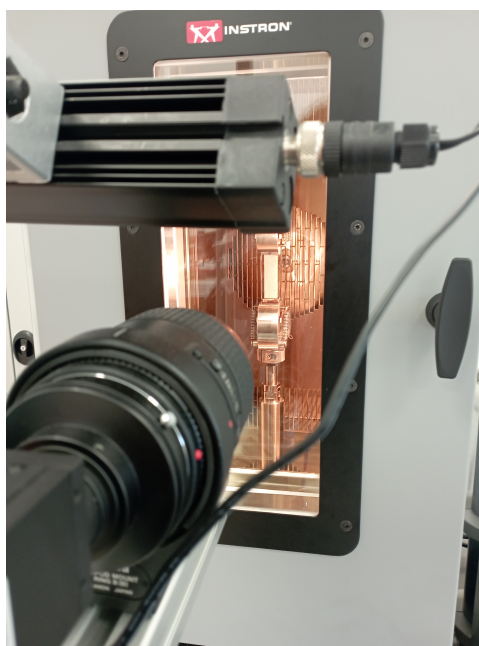


FIGURE 2.10 – Montage de l'essai de relaxation. Afin de s'assurer que les déformations sont uniformes dans l'échantillon, elles sont mesurées par corrélation d'images numériques.

à cette mesure précise des déformations, le module de relaxation $C(t) = \frac{\sigma(t)}{\epsilon}$ est calculé pour chaque plateau en température. La loi de Hooke (présentée en Section 2.1) ne permet pas d'expliquer le phénomène de relaxation. Un modèle viscoélastique est donc

nécessaire pour traiter les données des essais de relaxation. Toutefois, comme cela sera présenté en Section 2.5.4, la température de transition vitreuse du Substrat 1 est nettement supérieure aux températures atteintes lors des essais en enceinte climatique (qui ne dépassent pas 125 °C). Dans cette plage de température son comportement est globalement indépendant de la vitesse de déformation [109], et il sera donc modélisé comme un matériau au comportement thermo-élastique. Le modèle viscoélastique n'étant pas au centre de ces travaux il ne sera que brièvement présenté. Afin de lier contraintes et déformations, la formule de Boltzmann est utilisée [110], de sorte que :

$$\boldsymbol{\sigma}(t) = \int_{\tau=0}^t \underline{\mathbf{C}}_{\mathbf{r}}(t - \tau) : \frac{d\boldsymbol{\varepsilon}(\tau)}{d\tau} d\tau \quad (2.24)$$

où $\underline{\mathbf{C}}_{\mathbf{r}}(t)$ est le tenseur des modules de relaxation. Comme pour le tenseur des modules élastiques, 9 composantes sont nécessaires à sa définition pour un matériau orthotrope.

En utilisant le modèle de Maxwell généralisé (N éléments rhéologiques de Maxwell associés en parallèle) pour représenter le matériau viscoélastique, il est possible d'exprimer $\underline{\mathbf{C}}_{\mathbf{r}}(t)$ comme une série de Prony [111] :

$$\underline{\mathbf{C}}_{\mathbf{r}}(t) = \underline{\mathbf{C}}_{\infty} + \sum_{k=1}^N \underline{\mathbf{C}}_k \exp^{-t/\tau_k} \quad (2.25)$$

τ_k représentant la constante de relaxation du $k^{\text{ème}}$ élément de Maxwell.

$\underline{\mathbf{C}}_{\mathbf{r}}(t)$ est défini à une température de référence (ici $T_{ref} = 180$ °C). Afin d'obtenir les coefficients $C_{ij}(t, T)$, une fonction de décalage $a_T(T) = \frac{\tau(T)}{\tau(T_{ref})}$ est définie. Cette dernière lie temps et température à l'aide du temps réduit t' :

$$t' = \int_0^t \frac{ds}{a_T(T)} \quad (2.26)$$

Finalement, connaissant $\underline{\mathbf{C}}_{\mathbf{r}}(t', T_{ref})$ il est possible de déterminer $\underline{\mathbf{C}}_{\mathbf{r}}(t, T)$ pour chaque temps et température. Pour plus de détails sur l'extraction des propriétés viscoélastiques à partir des essais de relaxation, on peut se référer aux travaux de l'équipe [109].

Comme dit précédemment, le choix a été fait de ne pas considérer le comportement visqueux du Substrat 1 dans cette étude. Ce dernier a tout de même été caractérisé pour de potentiels futurs travaux. Le comportement thermo-élastique (indépendant de la vitesse de sollicitation) a été déduit du comportement thermo-viscoélastique en fixant

$t = 1 \text{ s.}$

2.5.3 Homogénéisation

Avec des éprouvettes de traction découpées suivant la direction 1, 3 ou à 45° (cf. Fig. 2.8) on obtient ainsi les propriétés viscoélastiques (et par extension thermo-élastiques) dans les directions du plan (1 3). Afin d'obtenir les propriétés dans les trois directions, le choix a été fait d'utiliser la simulation numérique. En effet, il est alors possible d'y effectuer des tractions dans toutes les directions [108]. Pour cela il est d'abord nécessaire de représenter la microstructure du Substrat 1 dans nos logiciels de calcul par éléments finis. En particulier, il faut reproduire le tissage formé par les fibres de verre (la trame 106). Une observation est d'abord effectuée à l'aide d'un microscope électronique à balayage (MEB) JSM-IT200. Un des clichés obtenu est proposé en Fig. 2.11. Les paramètres utilisés pour obtenir ces clichés sont également précisés en Fig. 2.11. Il est à noter que la résine présente dans le Substrat 1 est très fortement chargée en inclusions.

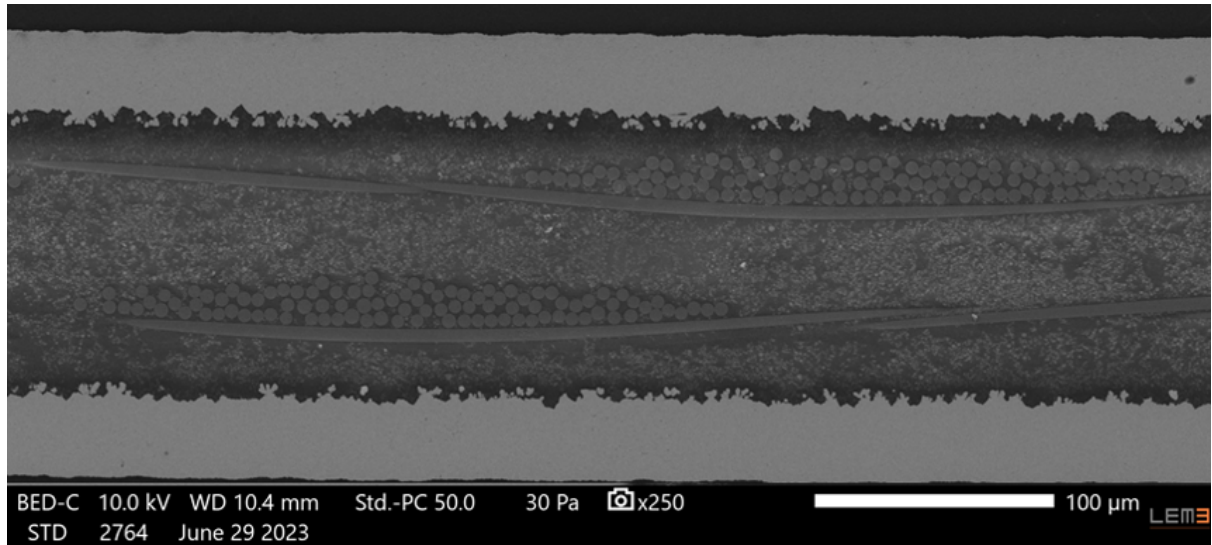


FIGURE 2.11 – Observation MEB d'un pré-imprégné de Substrat 1 (de trame 106) dans la direction 90° . 100 fibres ont été comptées par toron. On note que la résine est fortement chargée en inclusions.

Pour chaque direction, un minimum de 5 clichés a été pris, chaque cliché contenant au moins 5 torons (paquet de fibres). A l'aide d'un algorithme de traitement d'images, la composition des torons (diamètre des fibres, quantité de fibres, leur position, etc.) est déterminée, puis les torons moyens sont reproduits dans ABAQUS™. Dans les deux

directions, un diamètre de fibres moyen de $5\text{ }\mu\text{m}$ a été mesuré, et les torons sont composés de 100 fibres de verre. Toutefois, comme visible en Fig. 2.12, les torons ne présentent pas la même géométrie dans les directions 0° et 90° . Il a été observé au microscope électronique

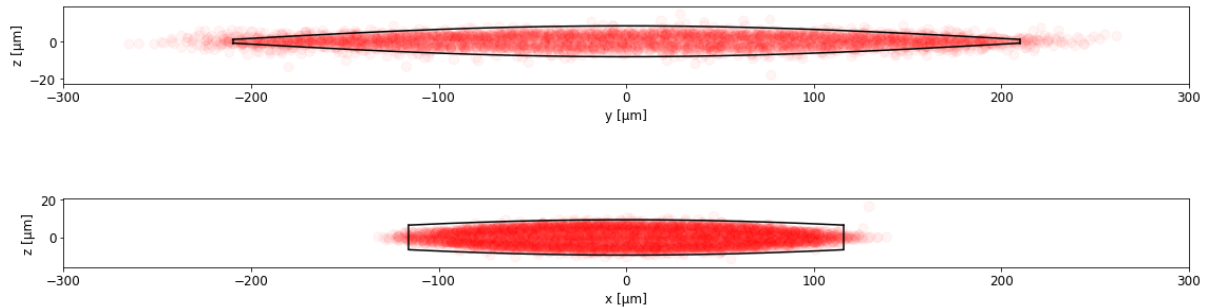


FIGURE 2.12 – Distribution des fibres dans les torons obtenue après observation au MEB. La direction 0° (resp. 90°) est représentée sur la figure du haut (resp. du bas). Dans les deux cas, une enveloppe moyenne des torons a été superposée. Cette dernière servira à recréer la structure du composite dans ABAQUSTM [108].

que la résine est autant chargée dans les torons qu'à l'extérieur de ceux-ci. On peut donc considérer que la résine est identique dans et entre les torons. Nous pouvons alors représenter un VER (volume élémentaire représentatif) du matériau, comme présenté en Fig. 2.13.

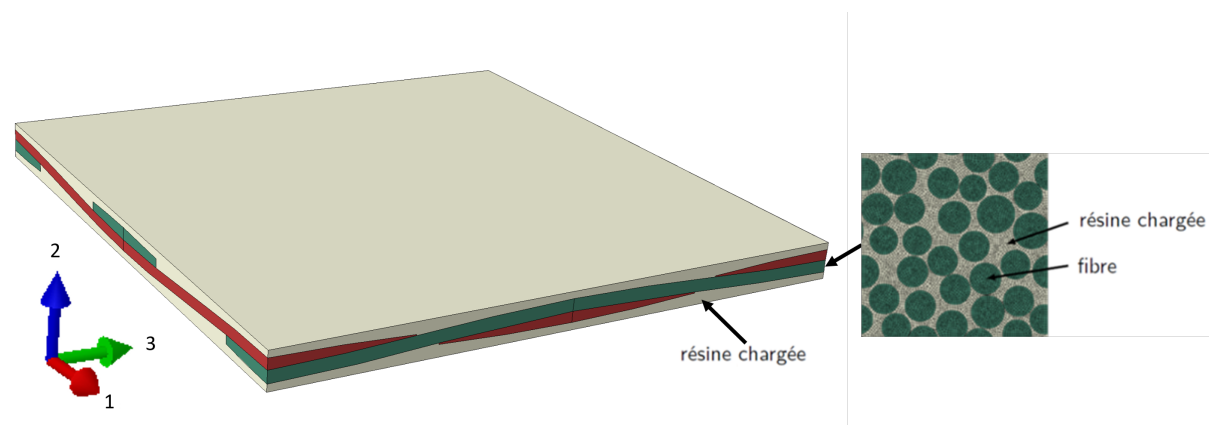


FIGURE 2.13 – Reconstruction par éléments finis (jumeau numérique) de la trame 106 du Substrat 1. La résine présente dans les torons est la même que celle de la matrice, ainsi seuls deux matériaux (résine et fibres) sont nécessaires pour définir le VER. La géométrie est tirée des observations MEB (cf. Fig. 2.12).

Ce composite est fait de deux matériaux : la résine chargée et la fibre de verre. Les propriétés du verre étant connues et stables, il nous reste alors à trouver les propriétés de

la résine permettant de reproduire la réponse dans le plan obtenue expérimentalement. Une fois ceci fait, la réponse hors-plan est un résultat direct de la simulation. Ainsi, en effectuant numériquement 6 essais (3 essais de traction, 3 essais de cisaillement) on obtient les 9 propriétés élastiques nécessaires à la définition du comportement thermo-élastique de notre matériau. La Fig. 2.14 présente les valeurs de C_{ijkl} obtenues ainsi dans la plage de température étudiée. L'hypothèse est faite que les constantes élastiques ne dépendent pas de la température pour des températures négatives. Comme attendu, on observe une baisse de la rigidité à haute température, ainsi que des modules élastiques plus faibles dans la direction 2 (hors plan).

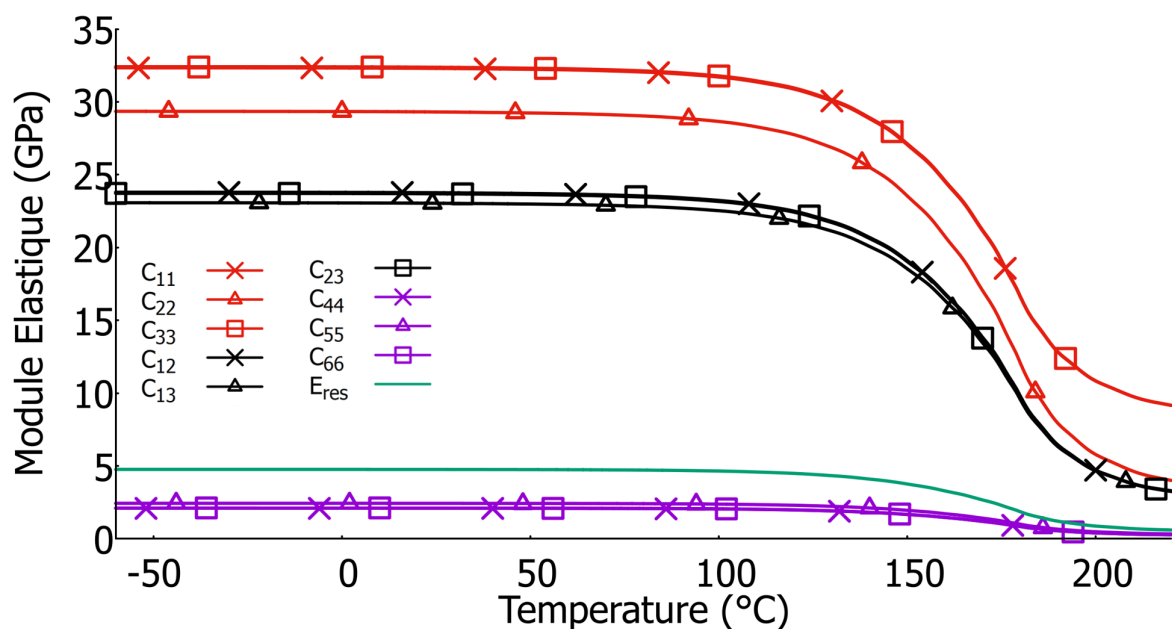


FIGURE 2.14 – Modules d'élasticité du Substrat1 et de sa résine. Les 9 coefficients C_{ij} du tenseur des modules élastiques du composite sont indiqués, ainsi que le module d'Young de la résine. On note que le composite est moins rigide dans la direction 2, les renforts en fibres de verre ayant moins d'effet dans la direction hors-plan.

La dépendance en température des modules d'élasticité du composite vient du comportement élastique de la résine. C'est pourquoi son module d'Young est également présenté en Fig. 2.14. On note que la résine est nettement moins rigide que le composite, témoignant une fois de plus de l'importance du renfort tissé en fibres de verre. Le coefficient de Poisson de la résine vaut $\nu_{\text{res}} = 0,467$.

2.5.4 Mesures du CTE

La chute de rigidité observée est liée à la transition vitreuse, qui fait que la résine passe d'un état vitreux à un état caoutchouteux. Ceci s'accompagne également d'une hausse du coefficient d'expansion thermique. Le CTE de la résine augmentant de manière importante, les CTEs du composite font de même, particulièrement dans la direction 2. En effet, dans cette direction l'impact des renforts en fibres de verre se fait moins important.

Il n'a pas été possible d'obtenir d'éprouvettes de traction faites de résine pure. Toutefois nous avons réussi à obtenir suffisamment de résine pour y effectuer des essais de mesure de CTE. L'observation MEB d'un tel échantillon est présentée en Fig. 2.15. On

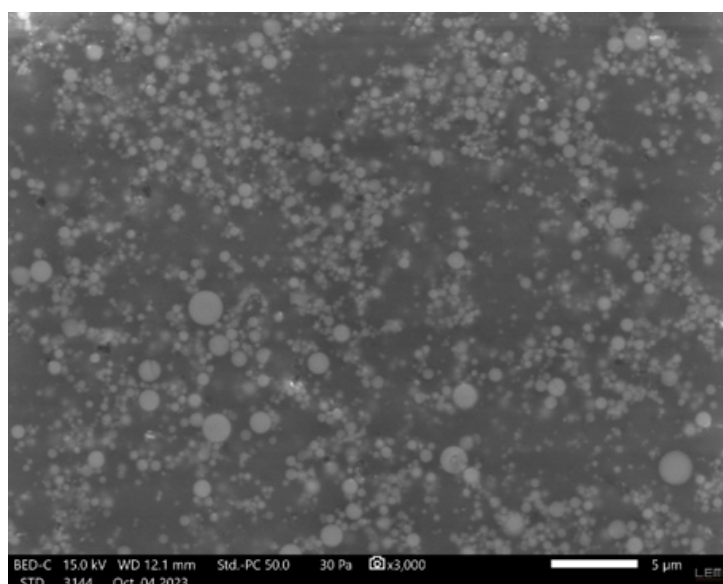


FIGURE 2.15 – Observation MEB d'une éprouvette de résine pure. On note bien l'absence de fibre de verre, ainsi que la présence des nombreuses inclusions.

observe un grand nombre d'inclusions, ainsi que l'absence de fibre de verre. Il a été vérifié que la densité d'inclusions était similaire avant et après extraction de la résine. La résine obtenue via notre méthode est donc bien représentative de celle présente dans le composite.

Les mesures de CTE de la résine ont été effectuées par analyse thermomécanique, ou TMA (à l'aide d'une Netzsch TMA 420F1 Hyperion). Lors de cet essai, l'éprouvette est maintenue en très légère compression (0,25 N), et chauffée de -90 à 220 °C. Les déformations observées lors de la chauffe sont alors mesurées, renvoyant au CTE. Des

essais de TMA ont également été faits sur le composite, l'éprouvette étant en tension pour les directions 1 et 3 et en compression pour la direction 2 (0,25 N).

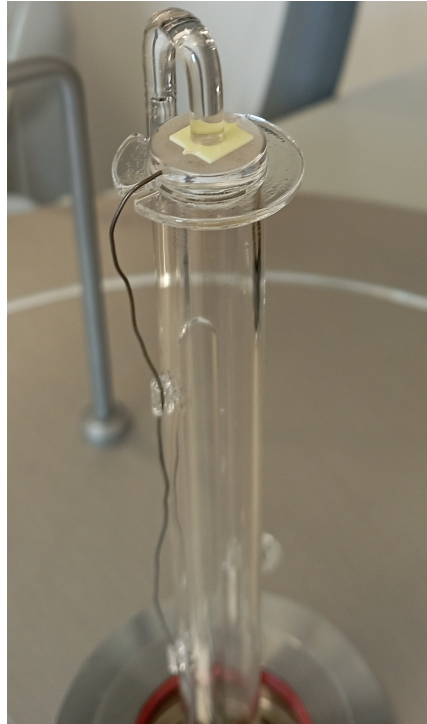


FIGURE 2.16 – Montage en compression pour la mesure du CTE par TMA, ce montage permet la mesure hors-plan (direction 2).

La précision de la mesure du CTE dépend de la précision des déformations mesurées. Il est alors important que l'éprouvette soit de grande dimension. Cela ne pose pas de problème pour les directions 1 et 3. Pour la direction 2, il faudrait presser un grand nombre de pré-imprégnés pour obtenir des éprouvettes d'épaisseur supérieure à 2 mm. Les valeurs obtenues expérimentalement pour cette direction sont donc vérifiées numériquement. Puisque nous disposons du CTE de la résine et d'un jumeau numérique de notre composite, il est possible d'y effectuer les mêmes essais que lors d'une mesure de CTE. En effet, le CTE du verre étant connu, il est possible de mesurer les déformations hors-plan du composite et d'en déduire α_{22} pour le Substrat 1. Les CTEs du Substrat 1 et de sa résine (et leur dépendance en température) sont présentés en Fig. 2.17. On note que la résine (et par extension le Substrat 1 dans la direction 2) se dilate plus que le composite dans son plan de tissage (directions 1 et 3), du fait de la présence des fibres de verre. On note de plus une forte augmentation du CTE de la résine après une certaine température, indiquant la transition vitreuse du polymère ($T_g > 170^\circ\text{C}$). Une forte équivalence entre

les directions 1 et 3 est observable, comme cela est montré en Fig. 2.14.

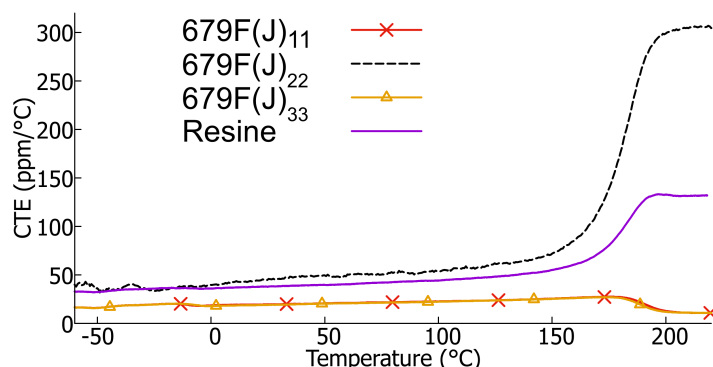


FIGURE 2.17 – CTEs du Substrat 1. Les trois composantes du tenseur α du composite sont indiquées, ainsi que le CTE de la résine. On note une plus grande dilatation dans la direction 2, ainsi qu’une grande augmentation de cette dernière après une certaine température, caractéristique de la transition vitreuse.

Afin d’étudier l’impact du procédé d’enfouissement du composant sur la réponse du PCB à des cycles thermiques, une dernière caractéristique du Substrat 1 est à déterminer : le shrinkage de la résine qui le compose [10]. Cette dernière (ou plutôt le shrinkage effectif du pré-imprégné) a été mesurée en se basant sur des travaux précédemment effectués au sein du LEM3, voir Mathieu et al. [112].

2.5.5 Mesures du shrinkage

Afin de mesurer cette grandeur propre à la résine du diélectrique, la méthodologie proposée par Mathieu et al. [112] est utilisée. Cette dernière repose sur la mesure des courbures dans un assemblage pré-imprégné cru/pré-imprégné réticulé. Pour cela, 6 feuilles de pré-imprégné sont pressées ensemble dans un premier temps. 6 feuilles de plus sont pressées sur la première couche ainsi formée. Le fait d’utiliser un assemblage asymétrique permet de matérialiser l’effet du shrinkage en générant de la courbure sur le stratifié. On peut observer en Fig. 2.18 un tel assemblage. Une déflexion maximale de 71 mm y est mesurée. Les éprouvettes (3 au total) ont été réalisées par CIMULEC.

Un mouchetis est déposé sur la plaque, puis les déflexions sont mesurées par corrélation 3D d’images numériques à l’aide de deux caméras et du logiciel Vic3D (suivant le montage présenté en Fig. 2.19). Par une régression polynomiale [113], il est enfin possible de connaître en tout point le déplacement hors-plan de la surface médiane de l’assemblage.

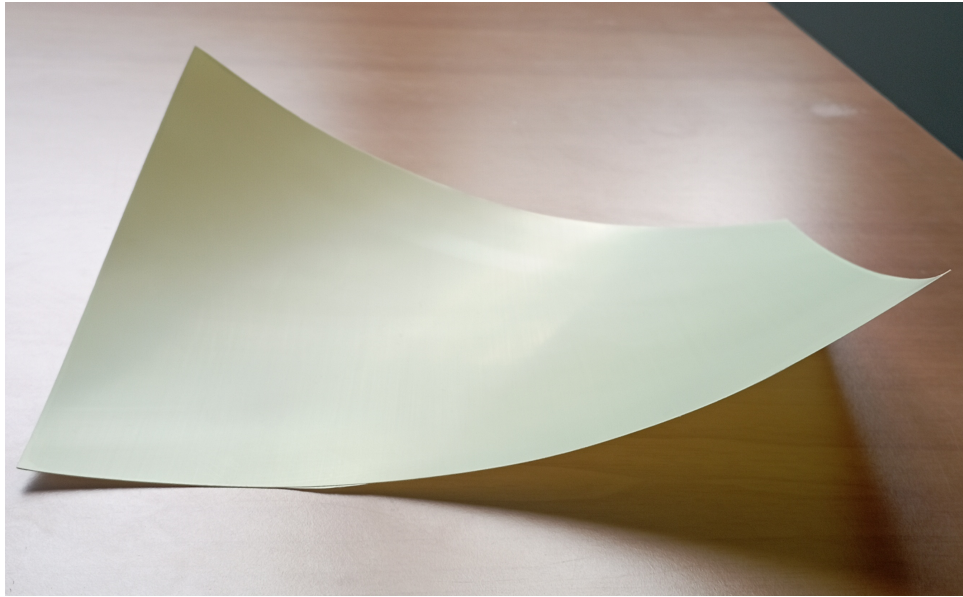


FIGURE 2.18 – Assemblage asymétrique utilisé pour mesurer le shrinkage effectif de la résine. La déflexion maximale observée est de 71 mm.



FIGURE 2.19 – Mesure par corrélation 3D d'images numériques des déformations liées au rétreint chimique dans un assemblage asymétrique.

En effet, suivant les travaux de Hyer [114], la forme prise par l'assemblage et la valeur des courbures sont liées au shrinkage (voir aussi Mathieu et al. [112]). Ainsi, en minimisant l'écart au sens des moindres carrés entre courbures mesurées et courbures prédites on obtient la valeur du shrinkage du matériau diélectrique. Ici, $\varepsilon_{xx}^{sh} = -8,3 \times 10^{-4}$ et $\varepsilon_{yy}^{sh} = -4,7 \times 10^{-4}$. Le phénomène de shrinkage a été implémenté dans ABAQUS™ à l'aide d'une subroutine UEXPAN. Cette dernière permet le calcul des déformations d'origine thermique. Cette stratégie a déjà été adoptée par Kpobie et al. [10]. Il est à noter que la valeur mesurée est le rétreint effectif associé à la cuisson du pré-imprégné. Sa valeur est le fruit du rétreint de la résine et de l'interaction avec les fibres (qui ne subissent pas de rétreint). Il est alors légitime de penser que le rétreint de la résine est plus élevé. Il conviendrait d'utiliser les VER numériques pour extraire la vraie valeur du shrinkage de la résine.

L'hypothèse est faite que le shrinkage se fait linéairement au cours de l'étape de cuisson de la résine. Autrement dit, si l'étape de cuisson a une durée t_s , la valeur de shrinkage entre les instant t_n et t_{n+1} augmente de :

$$\Delta \varepsilon_{n+1}^{sh} = \frac{\varepsilon^{sh}}{t_s} (t_{n+1} - t_n) \quad (2.27)$$

Définir ainsi le shrinkage nécessite toutefois de définir également via l'UEXPAN la dilatation des matériaux concernés. A la différence des travaux de Kpobie et al. [10] cependant, les CTEs des différents matériaux diélectriques sont connus à chaque température (car obtenus expérimentalement). Dès lors, plutôt que de supposer qu'il existe une valeur précise de T_g et que les CTEs ont une valeur fixe pour $T < T_g$ et une autre pour $T > T_g$, les coefficients d'expansion totaux α^t ont été utilisés. A partir d'une température de référence T_0 (ici $T_0 = 0^\circ\text{C}$), ces derniers sont définis à chaque température T à l'aide des CTEs mesurés expérimentalement α (présentés en Fig. 2.17 et obtenus par dérivation de la courbe dilatation/température), par :

$$\alpha_i^t(T) = \frac{1}{T - T_0} \int_{T_0}^T \alpha_i(T) dT \quad (2.28)$$

Les coefficients α^t étant renseignés, l'UEXPAN définit alors la déformation d'origine thermique ε^{th} comme :

$$\varepsilon^{th} = \alpha^t(\mathbf{T})(T - T_0) - \alpha^t(\mathbf{T}_i)(T_i - T_0) \quad (2.29)$$

T_i étant la température pour laquelle le matériau concerné ne subit pas de dilatation thermique. Pour les pré-imprégnés, $T_i = 20^\circ\text{C}$ tandis que $T_i = 180^\circ\text{C}$ pour la résine encapsulant le composant. En effet (en anticipation de la Section 3.3.5), lors de la modélisation du procédé de fabrication du PCB avec composants enfouis, la résine remplit la cavité autour du composant à $T = 180^\circ\text{C}$. L'assemblage des pré-imprégnés et des stratifiés commence à 20°C .

2.6 Substrat diélectrique verre-polyimide (Substrat 2)

Comme vu en Section 1.3.4, afin d'étudier le solder float test, un autre substrat diélectrique est sélectionné pour sa haute valeur de T_g . En effet, le Substrat 1 a une température de transition vitreuse inférieure aux 288°C rencontrés lors de cet essai. Afin de s'assurer que les phénomènes observés lors du solder float sont intrinsèques à cet essai, un substrat diélectrique verre-polyimide est choisi : le Substrat 2.

2.6.1 Comportement élastique

Son comportement mécanique a également été caractérisé au LEM3 à l'aide de méthodes expérimentales et numériques. Dans un premier temps, de la résine est extraite du composite. Des essais de flexion trois points [115] sont ensuite effectués sur des échantillons de $15\text{ mm} \times 4\text{ mm} \times 0,4\text{ mm}$ de résine à l'aide de la TMA Netzsch 420F1 Hyperion entre -105°C et 320°C . Le module d'élasticité de la résine (qui présente un comportement élastique) est ainsi obtenu en fonction de la température (voir Fig. 2.20). Il est à noter que cette phase d'obtention d'éprouvettes de résine pour le Substrat 1 n'avait pas été réussie.

De manière analogue à ce qui a été observé en Fig. 2.14, ce module décroît lorsque la température augmente. De plus, avant 300°C aucune baisse brutale n'est visible, indiquant que la température de transition vitreuse de ce matériau est supérieure à cette limite. A nouveau, un VER est créé après observation MEB du composite, sur lequel un processus d'homogénéisation élastique est effectué par éléments finis (voir Section 2.5.3). Ainsi, le comportement élastique orthotrope du Substrat 2 est caractérisé et sa

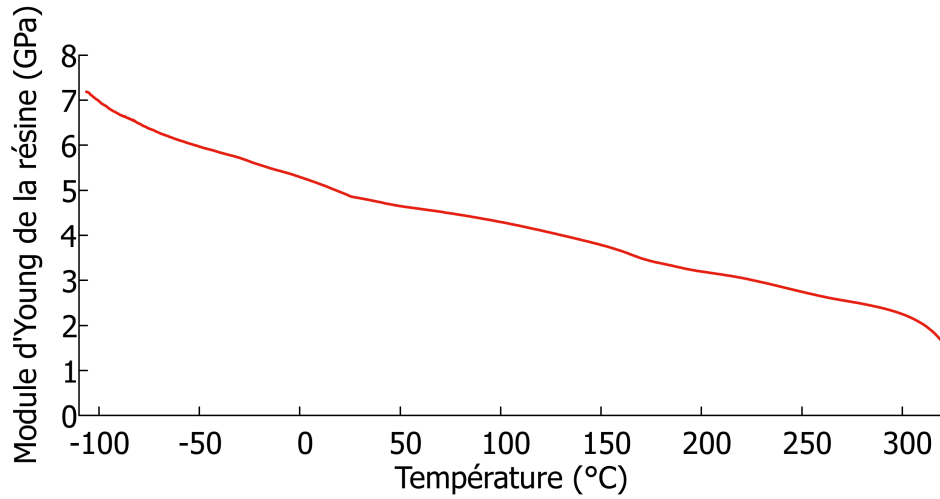


FIGURE 2.20 – Influence de la température sur le module d'Young de la résine du Substrat 2. Il a été mesuré par flexion trois points entre -105°C et 320°C . Aucune baisse brutale (caractéristique de la transition vitreuse) n'a été observée avant 300°C . Ainsi, le Substrat 2 garde un comportement élastique dans la plage de température de l'étude du solder float test. On constate toutefois une forte baisse graduelle de ce module lorsque la température augmente.

dépendance en température est quantifiée. Les résultats de cette homogénéisation sont présentés en Table. 2.3.

TABLE 2.3 – Propriétés élastiques du Substrat 2 en fonction de la température. Les indices 1 et 3 correspondent aux directions dans le plan du tissage, tandis que l'indice 2 fait référence à la direction hors-plan.

$T [^{\circ}\text{C}]$	$E_1 [\text{MPa}]$	$E_2 [\text{MPa}]$	$E_3 [\text{MPa}]$	$\nu_{12} [-]$	$\nu_{13} [-]$	$\nu_{23} [-]$
-105	17 793	11 147	19 581	0,206	0,126	0,118
-55	16 576	9645	18 453	0,209	0,117	0,109
50	14 970	7677	16 972	0,212	0,104	0,096
100	14 365	6943	16 419	0,214	0,098	0,090
200	13 206	5557	15 367	0,218	0,087	0,078
250	12 607	4854	14 829	0,220	0,081	0,071
288	12 060	4225	14 343	0,223	0,076	0,065

$T [^{\circ}\text{C}]$	$G_{12} [\text{MPa}]$	$G_{13} [\text{MPa}]$	$G_{23} [\text{MPa}]$
-105	4494	5337	4608
-55	3874	4664	3977
50	3065	3765	3152
100	2765	3424	2845
200	2202	2770	2268
250	1918	2434	1977
288	1665	2129	1717

2.6.2 Dilatation thermique

Comme pour le Substrat 1, les CTEs du Substrat 2 ont été mesurées par TMA (entre $-55\text{ }^{\circ}\text{C}$ et $280\text{ }^{\circ}\text{C}$ pour ce matériau). Les résultats de cette mesure ont été reportés en Fig. 2.21. Dans ce cas, il a été possible de créer une éprouvette d'épaisseur suffisante pour mesurer α_{22} . Comme attendu pour un composite tissé, on obtient bien $\alpha_{22} \gg \alpha_{11} \simeq \alpha_{33}$. On note de plus que les coefficients α_{11} et α_{33} ne varient que peu avec la température tandis que α_{22} (direction hors-plan) augmente de $38 \times 10^{-6}\text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ à $98 \times 10^{-6}\text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$. Comparativement à la réponse du Substrat 1 (présentée en Fig. 2.17), l'évolution des CTEs du Substrat 2 est très progressive. Cette absence de changement brusque confirme que le matériau n'a pas atteint sa transition vitreuse dans la gamme de température utilisée.

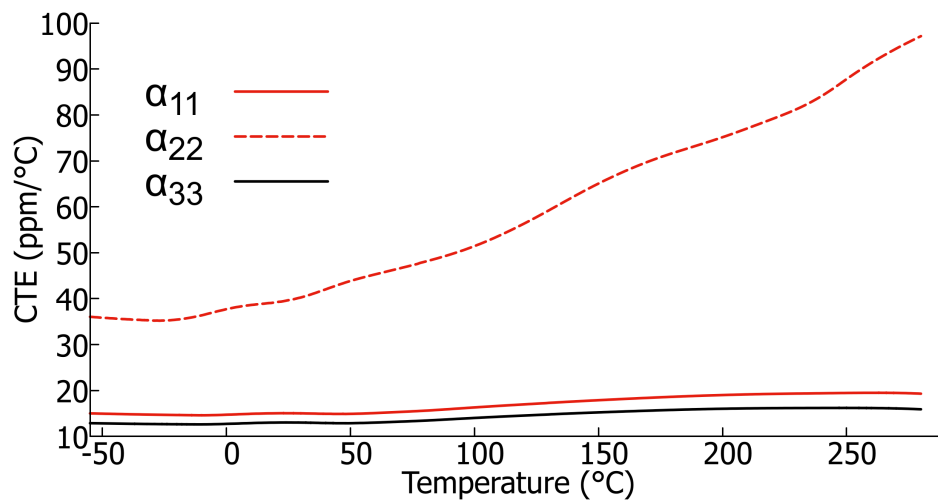


FIGURE 2.21 – Influence de la température sur les CTEs du Substrat 2. Les indices 1 et 3 correspondent aux directions dans le plan du tissage, tandis que l'indice 2 fait référence à la direction hors-plan. Comme attendu, $\alpha_{22} \gg \alpha_{11}$ et α_{33} . L'absence d'un brusque changement de pente pour α_{22} indique que la température de transition vitreuse T_g de ce matériau est supérieure à $290\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Ainsi, lors du solder float test, le Substrat 2 conservera un comportement thermo-élastique. Si sa T_g avait été dépassée, nous aurions adopté le comportement viscoélastique décrit dans Girard et al. [109]. Dès lors, nous considérons que la vitesse de sollicitation par chargement thermique ne va pas avoir d'impact sur la réponse du PCB durant le solder float test.

2.6.3 Propriétés thermiques

Une analyse thermomécanique transitoire du solder float test étant à effectuer, il est nécessaire de définir les propriétés thermiques du Substrat 2 qui seront utilisées dans l'équation de la chaleur $\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} = k \nabla^2 T$. Ces dernières sont présentées en Table 2.4. La conductivité thermique de ce composite et sa densité ayant été tirées des données fournisseur, et sa capacité thermique massique de Yiftah and Nabi [116]. Il est à noter que ces propriétés n'ont pas été considérées comme dépendantes de la température dans ces travaux de thèse [117].

TABLE 2.4 – Propriétés thermiques du Substrat 2. Comme attendu d'un matériau diélectrique, sa conductivité thermique est très faible. Dans le cadre de cette étude, la dépendance en température de ces propriétés n'a pas été considérée.

$k_{\text{Sub2}} [\text{W m}^{-1} \text{K}^{-1}]$	$\rho [\text{g cm}^{-3}]$	$c_p [\text{J kg}^{-1} \text{K}^{-1}]$
0.2	1.6	905

A ce stade, une définition satisfaisante du comportement des matériaux (via la littérature ou la réalisation d'essais mécaniques) est atteinte. Pour bien modéliser l'essai de solder float test, il est toutefois nécessaire de définir les conditions aux limites de l'essai. En effet, la détermination du coefficient de convection h_{SnPb} de l'interface entre l'étain-plomb liquide et le coupon test permet la détermination du champ de température dans le coupon.

2.7 Mesure de h_{SnPb}

Comme expliqué en Section 1.3, une mesure expérimentale de h_{SnPb} est nécessaire pour étudier précisément le solder float test. Parmi les cinq familles de méthodes présentées en Section 1.3.3 la méthode transitoire a été choisie. En effet, comme il sera présenté dans la suite, il est possible de créer un modèle analytique simple représentant le contact d'un échantillon et d'un bain d'étain-plomb liquide.

2.7.1 Montage expérimental

Le montage expérimental utilisé pour la mesure de h_{SnPb} est présenté en Fig. 2.22. Celui-ci a été développé au cours de la thèse et a nécessité de nombreux tests avant d'obtenir la configuration finale (présentée ici). Dans un premier temps, 2 kg d'étain-plomb

(Sn63, 63% Sn - 37% Pb) sont placés dans un creuset Orion LMS-1070 (de dimensions $100 \text{ mm} \times 70 \text{ mm} \times 45 \text{ mm}$). Un échantillon cylindrique (rayon R et hauteur L) est ensuite placé en contact avec ce bain de SnPb. Toutes les surfaces de l'échantillon (sauf la surface inférieure ou surface de contact) sont isolées thermiquement à l'aide de six couches d'isolant thermique de 2 mm d'épaisseur et fait de laine de silicate alcalinoterreux (ou laine AES). Un thermocouple de type K (enrobé d'une gaine d'acier inoxydable 310) mesure la température du bain, 20 mm sous la surface de contact. La température de l'échantillon est mesurée au centre de sa surface supérieure (point A sur la Fig. 2.22b) par un autre thermocouple de type K. Ces températures sont capturées à l'aide d'un module d'acquisition DT9828, disposant d'une fréquence d'échantillonnage de 600 Hz.

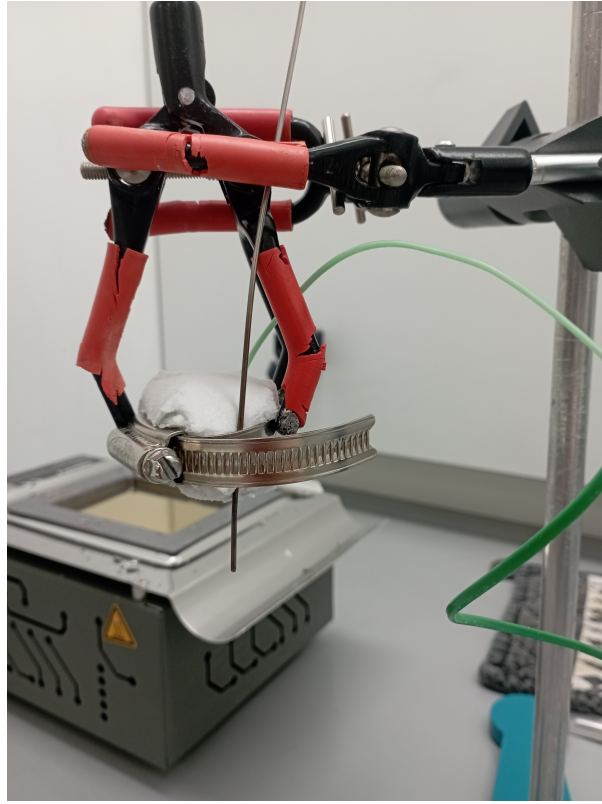
2.7.2 Dimensionnement des échantillons

Lors de cette étude, deux matériaux ont été utilisés pour la création des échantillons : le cuivre OFE (Oxygen-Free Electronic grade) et l'aluminium Al 2030. Leurs propriétés thermiques à température ambiante sont présentées en Table 2.5. Elles sont tirées des datasheet fournisseur et de [118] (pour le Cu-OFE). L'utilisation de deux matériaux (ainsi que de plusieurs géométries, comme indiqué en Table 2.5) permet de s'assurer de l'absence de lien de corrélation entre la valeur obtenue du coefficient de convection et les propriétés de l'échantillon (en termes de rayon, hauteur ou matériau).

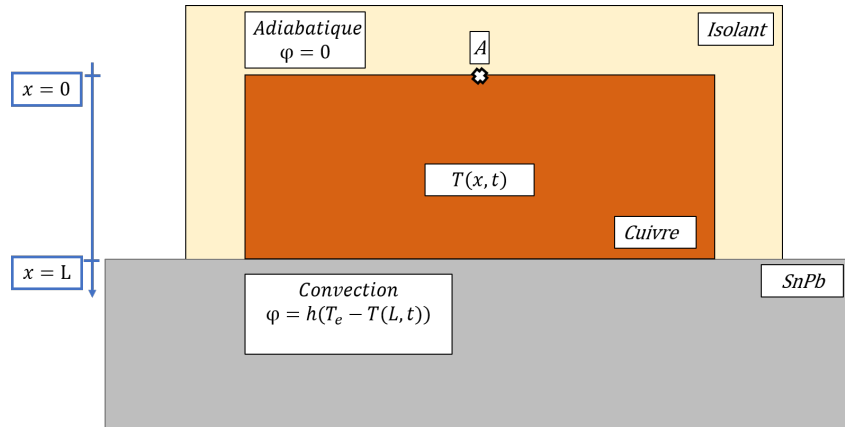
TABLE 2.5 – Propriétés thermiques (à 20 °C) et géométrie des échantillons cylindriques. Pour l'aluminium deux géométries sont utilisées. Les différentes configurations (matériaux et géométries) permettent de vérifier l'absence de relation entre ces paramètres et la valeur de h_{SnPb} mesurée.

Matériau	$k [\text{W m}^{-1} \text{K}^{-1}]$	$\rho [\text{g cm}^{-3}]$	$c_p [\text{J kg}^{-1} \text{K}^{-1}]$	Hauteur L [mm]	Rayon R [mm]
Cu-OFE	391,1	8,92	385	~ 10	12,7
Al 2030	130	2,81	860	10 - 15	20

A noter que le composite stratifié polyimide/fibres de verre (Substrat 2) aurait pu être utilisé puisqu'il s'agit de l'autre matériau constituant classiquement les PCBs. Cependant, du fait de sa très faible conductivité thermique ($k_{\text{Sub2}} < 1 \text{ W m}^{-1} \text{K}^{-1}$) il ne permet pas une mesure précise du coefficient h_{SnPb} . En effet, comme présenté en Fig. 2.22b, le coefficient de convection h_{SnPb} permet de faire le lien entre la température du bain T_e et la température de l'interface bain/échantillon $T(L, t)$ via le flux surfacique de



(a) Prise de vue réelle précédant la mise en contact de l'échantillon et du bain.



(b) Schéma de la méthode employée.

FIGURE 2.22 – Montage expérimental développé au LEM3 dans le cadre de la thèse afin de mesurer h_{SnPb} . Un thermocouple de type K est placé à la surface de l'échantillon thermiquement isolé (au point A), l'autre permet de mesurer la température du bain d'étain-plomb 20 mm sous la surface de contact.

chaleur φ . La méthode transitoire consiste alors à déterminer $T(L, t)$ en mesurant T_A . Il ne faut donc pas que les transferts thermiques jusqu'au point A soient régis seulement par la conduction au sein de l'échantillon. En d'autres termes, l'échantillon doit être un corps le plus thermiquement mince possible. On comprend alors qu'il faut que son nombre de Biot $B_i = hL/k$ soit le plus faible possible. En considérant un des cas les plus favorables, $h_{\text{SnPb}} = 240 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$ (borne inférieure de l'approximation présentée en Section 1.3.2 [62]) il faudrait une hauteur d'échantillon $L < 0,08 \text{ mm}$ pour qu'un échantillon de Substrat 2 soit un corps thermiquement mince. Afin de pouvoir aisément manipuler et isoler thermiquement les échantillons il est préférable que les échantillons aient une hauteur minimale de 10 mm. Des matériaux thermiquement conducteurs ont donc été choisis, en l'occurrence le cuivre et l'aluminium. Cette discussion sera poursuivie plus en détail dans la section suivante.

2.7.3 Solution analytique au problème de transfert de chaleur

Comme expliqué précédemment, afin d'utiliser la méthode transitoire il est nécessaire de lier T_A la température mesurée au point A et $T(L, t)$ la température au niveau de l'interface échantillon/SnPb. Les surfaces supérieure et latérale de l'échantillon étant isolées (cf. Fig. 2.22), le problème thermique peut être considéré unidirectionnel. La température en tout point de l'échantillon s'écrit alors $T(x, t)$ (x représentant la distance à la face supérieure). La température du bain d'étain-plomb T_e est supposée constante au cours de l'essai. À l'instant initial, l'intégralité de l'échantillon est à température ambiante $T(x, t = 0) = T_0$. Les surfaces supérieure et inférieure de l'échantillon sont définies respectivement par $x = 0$ et $x = L$ (cf. Fig 2.22b). Les conditions aux limites de ce problème peuvent alors être résumées par :

- isolation thermique de la surface supérieure : $\varphi(x = 0, t) = 0$,
- convection au niveau de l'interface entre la surface inférieure et le bain d'étain-plomb $\varphi(x = L, t) = h_{\text{SnPb}}(T(x = L, t) - T_e)$, h_{SnPb} étant le coefficient de convection à déterminer.

Le problème d'une plaque (d'épaisseur finie L) isolée sur une face et en contact avec un fluide sur l'autre face est connue et détaillée dans Ozisik [119]. La température de sa

surface isolée ($x = 0$, ou point A) vaut alors :

$$T_A(t) = T(0, t) = T_e + (T_0 - T_e) \sum_{n=1}^{+\infty} A_n \exp(-\beta_n^2 t^*) \quad (2.30)$$

où β_n est une solution de

$$\tan(\beta_n) = \frac{B_i}{\beta_n} \quad (2.31)$$

et

$$A_n = \frac{2 \sin(\beta_n)}{\beta_n + \sin(\beta_n) \cos(\beta_n)} \quad (2.32)$$

Dans l'expression de $T_A(t)$ présentée en Eq. (2.30), $t^* = \kappa t / L^2$ est le temps adimensionnel, avec $\kappa = \frac{k}{\rho c_p}$ la diffusivité thermique du matériau de la plaque.

La température au point A a ici été exprimée, mais les étapes principales amenant à l'obtention du champ de température dans tout l'échantillon sont rappelées en Annexe B. Il est à noter que l'obtention de ce champ, suivant Ozisik [119], part du postulat que les propriétés thermiques de la plaque restent constantes au cours de l'échauffement.

Pour un échantillon donné (en termes de géométrie et propriétés), la seule inconnue gouvernant ce problème est le nombre de Biot B_i . Ainsi, B_i est estimé en minimisant la différence entre la température mesurée au point A et la température prédite. Comme dit en Section 2.7.2, il faut donc que la température au point A soit suffisamment sensible à B_i . Il est à noter que Moreira et al. [64] ont utilisé un autre modèle, valable pour les corps thermiquement minces (avec un très faible nombre de Biot, $B_i \ll 0,1$). En effet, dans ce cas la température peut être considérée comme uniforme au sein de ceux-ci et $T(x, t) \simeq T(t)$. La convection est alors le seul moteur de transferts thermiques et la température du corps vaut :

$$T(t) = T_e + (T_0 - T_e) e^{-\frac{ht}{\rho c_p L}} \quad (2.33)$$

La comparaison de ces deux modèles (Eq. (2.30) et Eq. (2.33)) est présentée en Fig. 2.23 pour des échantillons faits de trois matériaux (Substrat 2, Al 2030 et Cu-OFE). Pour l'exemple, les paramètres suivant sont adoptés : $h_{\text{SnPb}} = 2400 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$ (borne supérieure de l'estimation présentée en Section 1.3.2), échantillons de hauteur $L = 10 \text{ mm}$ à une température initiale $T_0 = 20^\circ \text{C}$, et une température de bain $T_e = 288^\circ \text{C}$. Compte tenu des paramètres choisis, les échantillons ont un nombre de Biot $B_{i, \text{Cu}} = 0,06$ pour

le cuivre, $B_{i,Al} = 0,18$ pour l'aluminium et $B_{i,Sub2} = 120$ pour le Substrat 2. Les températures $T(0,t)$ et $T(L,t)$ sont calculées à l'aide du modèle présenté dans Ozisik [119] et comparées à la réponse du modèle simplifié (supposant une température uniforme dans l'échantillon, Eq. (2.33)). Il a été mentionné plus haut que la mesure de T_A permet une mesure indirecte de la température $T(L,t)$ de l'interface SnPb/échantillon.

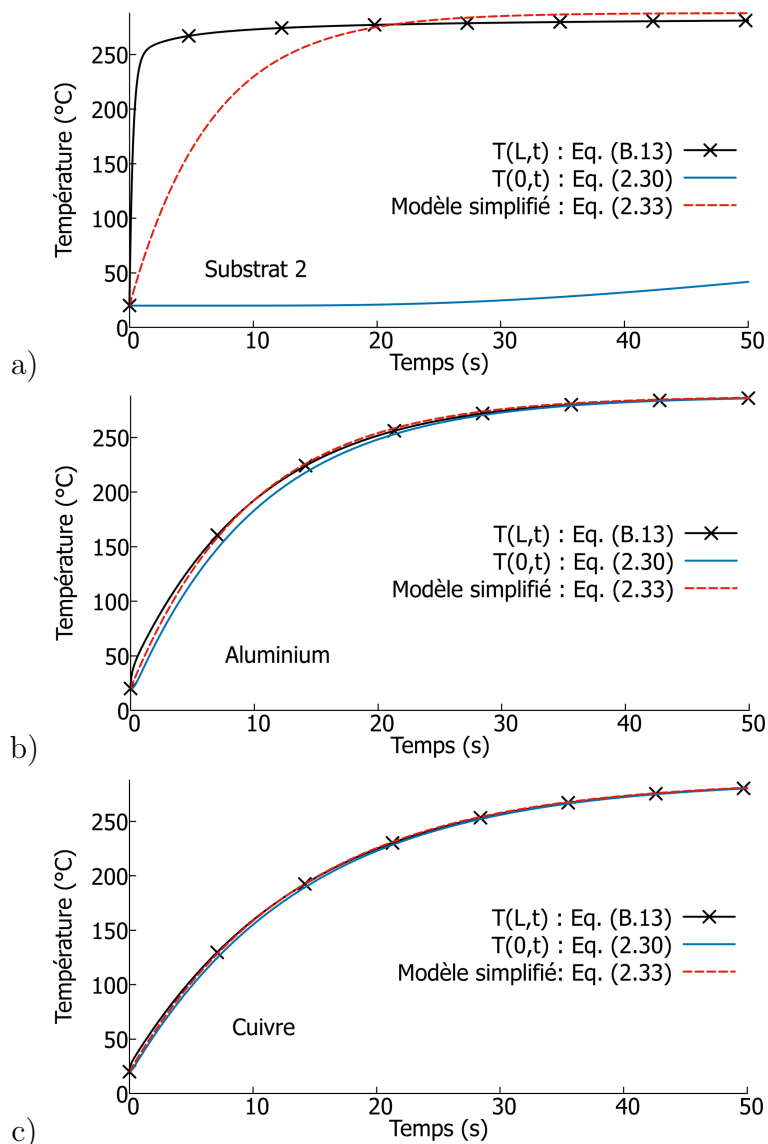


FIGURE 2.23 – Températures prédites au sein d'un échantillon pour trois matériaux : a) Substrat 2, b) Al 2030, c) Cu-OFE. Elles ont été obtenues pour des échantillons cylindriques de 10mm de haut, initialement à $T_0 = 20^\circ\text{C}$. $T(0,t)$ et $T(L,t)$ doivent être les plus similaires possibles pour obtenir une estimation précise de h_{SnPb} .

On note, en Fig. 2.23c), que pour des échantillons en cuivre, ces deux températures sont suffisamment proches. Le modèle simplifié peut être utilisé, ce qui est cohérent du fait de la faible valeur de $B_{i,Cu}$. A l'inverse, il apparaît en Fig. 2.23a) que $T(0,t)$ et $T(L,t)$

sont trop distinctes dans le cas d'échantillons de Substrat 2, la méthode transitoire n'est alors pas opérante. Enfin, dans le cas d'échantillons en aluminium (cf. Fig 2.23b)), $T(0, t)$ et $T(L, t)$ restent proches, mais le modèle simplifié ne permet pas de pleinement les représenter. Étant donné que $B_{i,Al} > 0,1$, la conduction au cœur d'un échantillon en aluminium ne peut donc pas être ignorée et l'utilisation de l'Eq. (2.33) mènerait à des erreurs sur la prédiction de $T(L, t)$ et donc l'estimation de h_{SnPb} . Il a été vérifié que pour la même expérience, menée sur un échantillon en aluminium, l'estimation de h_{SnPb} obtenue via l'Eq. (2.33) est 10% plus faible que celle obtenue via l'Eq. (2.30). Afin d'utiliser plusieurs matériaux et de représenter au mieux les expériences menées, le modèle prenant en compte les phénomènes de conduction proposé par Ozisik [119] est donc nécessaire.

L'écart important observé dans le cas d'échantillons en Substrat 2 est attendu car pour ce matériau, le nombre de Biot est important ($B_i > 1$). Cette réponse est due aux valeurs que prend la suite $(\beta_n)_{n \in \mathbb{N}}$ que forment les solutions de l'Eq. (2.31). En effet, $(\beta_n)_{n \in \mathbb{N}}$ est croissante et $(A_n)_{n \in \mathbb{N}}$ bornée, ainsi $\lim_{n \rightarrow +\infty} A_n \exp(-\beta_n^2 t^*) = 0$. Dès lors, les premiers termes de (β_n) sont les plus influents lors du calcul de $T(0, t)$. Les premières valeurs prises par $(\beta_n)_{n \in \mathbb{N}}$ sont représentées en Fig. 2.24 dans deux cas de figure : faible nombre de Biot ($B_i = 0,09$) et nombre de Biot élevé ($B_i = 13$).

Il apparaît que β_1 varie de 0 à $\pi/2$ quand B_i augmente. Cependant, on note qu'une fois le nombre de Biot suffisamment élevé ($B_i > 2 \arctan(2) = 2,2$) une augmentation de B_i induit une faible modification de β_1 jusqu'à atteindre $\beta_1 = \pi/2$ et $\beta_n \simeq (2n - 1)\pi/2$. La température au point A ne dépend alors plus du nombre de Biot, et donc n'est plus sensible à h_{SnPb} . Ainsi, il est préférable pour notre étude que les échantillons soient thermiquement minces. Ce résultat est illustré en Table 2.6. Le coefficient β_1 a été calculé pour des échantillons de hauteur $L = 2 \text{ mm}$ (de l'ordre de l'épaisseur d'un PCB), et pour des coefficients de convection variant entre 500 et 5000 $\text{W m}^{-2} \text{K}^{-1}$. Seulement 15% d'écart sont observés entre les valeurs de β_1 avec le Substrat 2. Des échantillons plus épais diminueraient d'autant plus cet écart, le Substrat 2 n'est donc pas un matériau acceptable pour la mesure de h_{SnPb} .

2.7.4 Valeur de h_{SnPb} obtenue expérimentalement

Comme expliqué dans la section précédente, l'estimation de h_{SnPb} est obtenue en minimisant l'écart entre la température mesurée au point A et la température prédite par

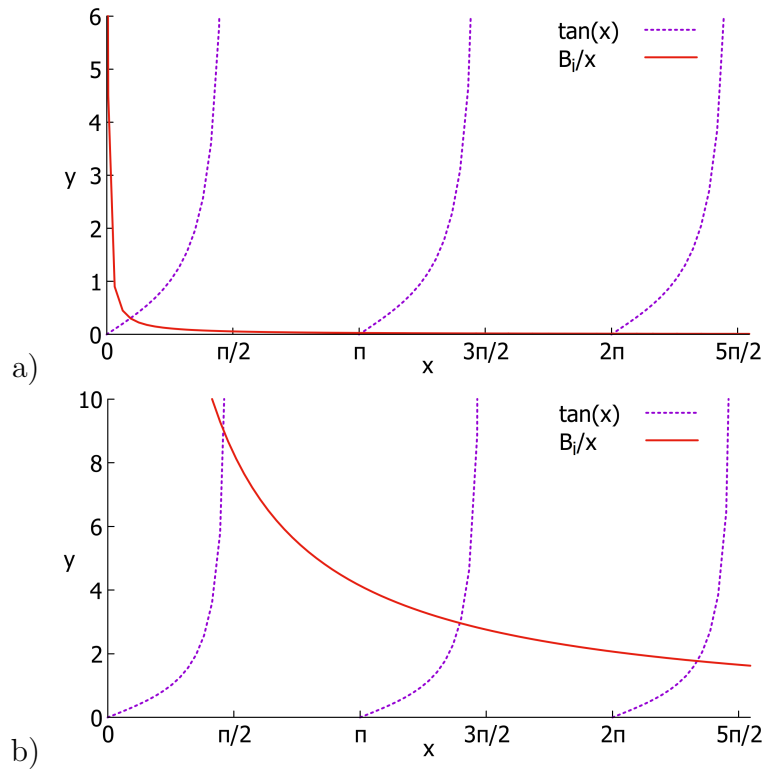


FIGURE 2.24 – Représentation graphique de la suite $(\beta_n)_{n \in \mathbb{N}}$. Chaque terme β_n est à l’abscisse de l’intersection entre la courbe pleine $y(x) = B_i/x$ et la courbe en pointillés $y(x) = \tan(x)$. Deux cas sont considérés : a) un faible nombre de Biot ($B_i = 0,09$) et b) un nombre de Biot élevé ($B_i = 13$).

TABLE 2.6 – Valeur de β_1 pour des échantillons de 2 mm de haut. Plusieurs coefficients de convection ont été envisagés, pour les trois matériaux considérés dans cette section.

$h[\text{W m}^{-2} \text{K}^{-1}]$	500	1000	2000	3000	4000	5000
Matériau						
Substrat 2	1,3138	1,4289	1,4961	1,5202	1,5325	1,5400
Cuivre	0,0505	0,0714	0,1010	0,1235	0,1425	0,1592
Aluminium	0,0876	0,1237	0,1745	0,2132	0,2456	0,2738

l'Eq. (2.30). Pour cela, la méthode des moindres carrés est utilisée. Les résultats obtenus sont présentés en Fig. 2.25. De cette campagne, une valeur moyenne de $2560 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$

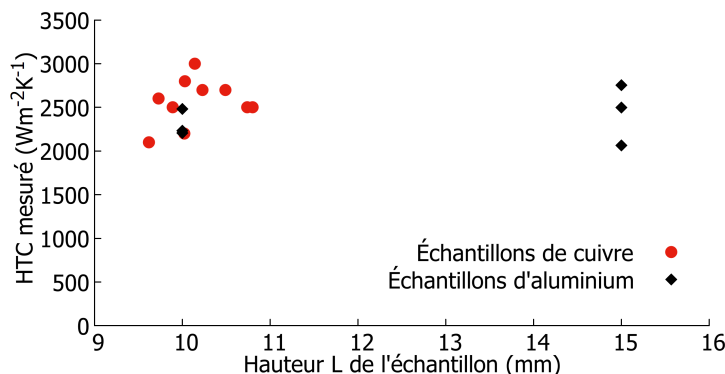


FIGURE 2.25 – Valeurs de h_{SnPb} obtenues expérimentalement pour des échantillons en cuivre. Quelques valeurs obtenues pour des échantillons en aluminium ont été ajoutées à des fins de comparaison.

a été obtenue pour h_{SnPb} , avec un écart-type standard de 10%. Cette valeur moyenne est cohérente avec l'estimation formulée en Section 1.3.2. L'incertitude est de l'ordre de ce que Moreira et al. [64] ont relevé. Enfin, il ne semble pas y avoir de relation directe entre la valeur de h_{SnPb} et la géométrie de l'échantillon utilisé. Il est à noter que les résultats obtenus avec des échantillons de cuivre sont principalement présentés en Fig. 2.25 car le Cu-OFE est un des matériaux de base d'un PCB, mais les échantillons en Al 2030 ont donné des résultats similaires.

Le modèle analytique utilisé pour obtenir cette valeur expérimentale présente deux hypothèses fortes : la température du bain est constante au cours de l'essai, et les propriétés thermiques de l'échantillon ne dépendent pas de la température. Cependant, en observant un exemple de températures obtenues expérimentalement (visible en Fig. 2.26), on note une baisse de 18°C dans le bain d'étain-plomb au début de l'essai.

Afin d'estimer plus précisément le gradient de température dans le bain, la température du fluide T_{bain} a été mesurée à plusieurs distances sous la surface libre du bain (10, 20, 30 et 40 mm). Pour les profondeurs de 10, 20 et 30 mm, le thermocouple était positionné directement sous l'échantillon. Il est à noter que dans les 4 essais, l'évolution de T_A était similaire. Dans le cas 40 mm, il était placé contre les bords du creuset. Il est à noter que dans les 4 essais, l'évolution de T_A était similaire. L'évolution des températures de bain au cours de l'essai, ainsi que la température au point A sont représentées en Fig. 2.27. On voit alors que le gradient de température observé dans le bain lors de l'essai est faible

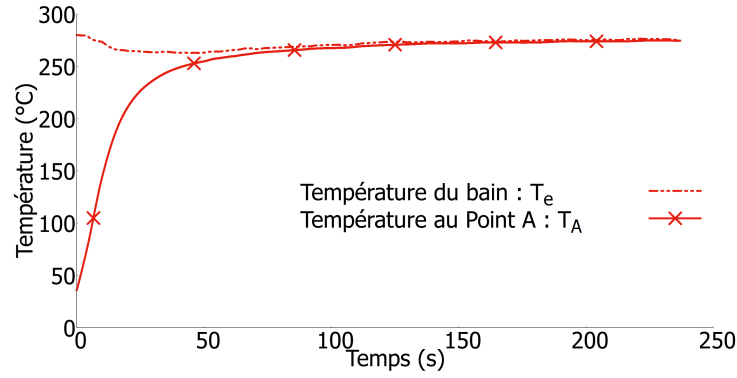


FIGURE 2.26 – Évolution temporelle de la température du bain et de l'échantillon (au point A) lors d'un essai.

(moins de 5% d'écart).

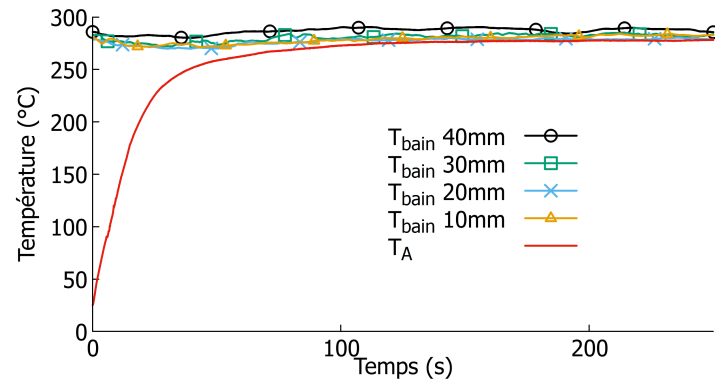


FIGURE 2.27 – Évolution temporelle de la température du bain et de l'échantillon (au point A) lors d'un essai. Les températures, relevées à 4 distances différentes de la surface libre du bain, sont très proches.

De plus, d'après Moore et al. [120] la conductivité thermique k du cuivre dépend de la température (de même que sa capacité thermique massique c_p d'après Banerjee [118]). La validité du modèle va donc être discutée dans la section suivante, sur la base de modèles éléments finis de notre méthode expérimentale.

2.7.5 Validation numérique de la méthode expérimentale

L'essai dont les résultats sont présentés en Fig. 2.26 a été reproduit dans ABAQUS™ afin d'effectuer plusieurs analyses thermiques. Une analyse complète fluide/structure (basée sur la mécanique des fluides) aurait pu être choisie pour étudier à la fois la convection libre dans le bain d'étain-plomb et les transferts thermiques au sein de l'échantillon,

comme dans [121] par exemple. Étant donné le gradient de température limité dans le bain de brasure (cf. Fig. 2.27), une condition aux limites de type convection représente les transferts thermiques entre le bain de brasure et l'échantillon. Un coefficient de convection $h_{\text{SnPb}} = 2500 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$, valeur obtenue avec le modèle analytique pour cet essai, a été adoptée. Cette approche est souvent choisie dans la littérature concernant la modélisation numérique des transferts par convection, comme l'ont fait Apalowo et al. [122].

L'utilisation de simulations numériques par éléments finis permet de prendre en compte les variations de T_e et la dépendance en température des propriétés thermiques du cuivre. Compte tenu de la forme cylindrique des échantillons, un modèle axisymétrique a été choisi. Ainsi, le maillage est fait d'éléments de type DCAX4 (éléments linéaires quadrilatéral axisymétriques à 4 nœuds) de 1 mm de côté. Un tel maillage est suffisamment fin pour que la réponse du modèle ne dépende plus de la taille des éléments.

Dans un premier temps, la réponse prédite par le modèle analytique (température du bain T_e constante, fixée à la température stabilisée au cours de cet essai 275°C) est comparée à la réponse obtenue par éléments finis, la température T_e mesurée expérimentalement étant utilisée (modèle n°2 de la Table 2.7). Les deux températures au point A ainsi obtenues sont présentées en Fig. 2.28. Les deux prédictions de T_A augmentent rapidement, et coïncident dans les débuts de la phase transitoire. Il semble ainsi que la baisse de température mesurée dans le bain n'impacte pas le début ($t < 10 \text{ s}$) de l'échauffement de l'échantillon et n'a donc pas d'impact majeur sur l'évaluation expérimentale de h_{SnPb} .

TABLE 2.7 – Modèles comparés pour la validation du protocole expérimental.

Modèle	Température du bain T_e	Propriétés thermiques du cuivre
N°1 : Analytique	Constante $T_e = 275^\circ\text{C}$	Indépendantes de la température
N°2 : T_e -dépendant	$T_e = f(t)$, mesurée expérimentalement	Indépendantes de la température
N°3 : Complet	$T_e = f(t)$, mesurée expérimentalement	$k, c_p = f(T)$

Un modèle supplémentaire (n°3 de la Table 2.7) a été développé, ajoutant la dépendance en température des propriétés du cuivre [118; 120] à une température T_e variable au cours du temps. La Fig. 2.29 présente la comparaison des modèles n°2 et n°3 présentés à la température T_A obtenue expérimentalement. L'écart entre les deux simulations ne dépasse pas 3°C . Les températures prédites restent ainsi très proches de la mesure expérimentale de T_A . Ainsi, la dépendance en température des propriétés thermiques n'influence pas la valeur de h_{SnPb} mesurée.

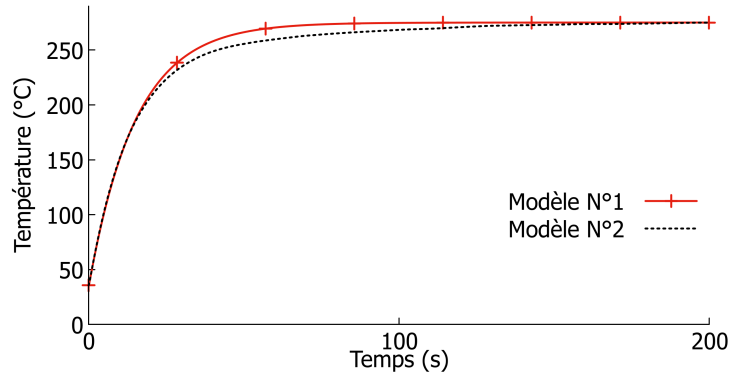


FIGURE 2.28 – Évolution de la température au point A obtenue via les modèles N°1 et N°2 (dont la définition est donnée en Table. 2.7). Les deux modèles donnent des résultats similaires, notamment au début du régime transitoire. Ainsi, l’hypothèse d’une température de bain constante n’a pas d’impact majeur sur la mesure expérimentale de h_{SnPb} .

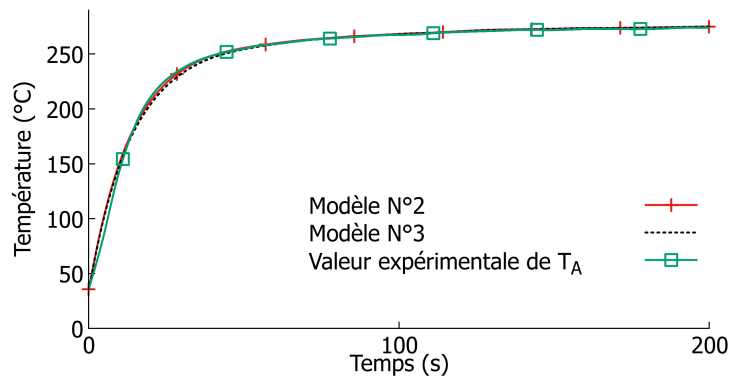


FIGURE 2.29 – Évolution de la température au point A obtenue via les modèles N°2 et N°3 (dont la définition est donnée en Table. 2.7). La réponse obtenue avec ces modèles est très proche de la valeur expérimentale de T_A . Ainsi ne pas avoir pris en compte la dépendance en température des propriétés thermiques des matériaux n’influe pas sur la mesure de h_{SnPb} .

Un dernier modèle éléments finis a permis de vérifier si l'isolation retenue (6 couches d'isolant) permet bien d'assurer le caractère unidirectionnel des transferts thermiques. Par rapport aux modèles précédents, 12 mm d'épaisseur de matériau isolant ont été ajoutés au niveau des faces externes du modèle précédent en remplacement d'une condition de flux nul. Ce matériau, comme montré en Fig. 2.30 est soumis à de la convection avec le bain de SnPb au niveau de sa face inférieure, et avec de l'air (21 °C) au niveau de ses autres faces extérieures. Sa conductivité thermique $k = 0,25 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$ et sa masse volumique $\rho = 0,210 \text{ g cm}^{-3}$ sont tirées des données fournisseur et l'estimation de sa capacité thermique massique $c_p = 1000 \text{ J kg}^{-1} \text{ K}^{-1}$ basée sur [123; 124]. La Fig. 2.30 représente l'amplitude du flux de chaleur dans un échantillon de cuivre pendant la phase transitoire de l'échauffement (ici une seconde après avoir établi le contact avec le bain). De cette simulation, il apparaît que le flux de chaleur dans l'échantillon ne dépend pas de la distance à l'axe de symétrie. Le problème de transfert thermique est donc bien unidirectionnel.

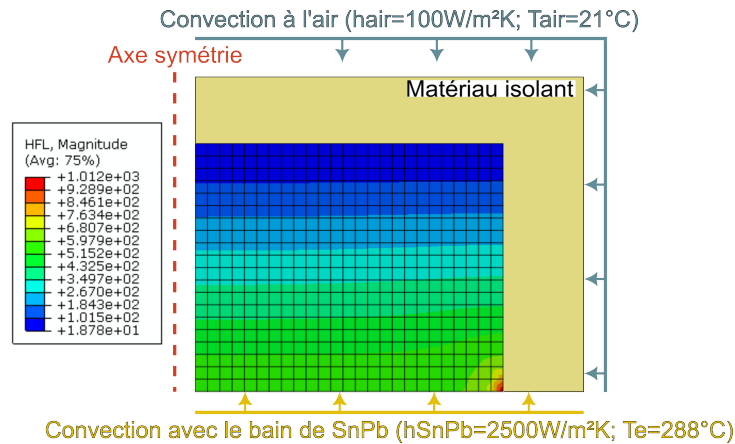


FIGURE 2.30 – Amplitude du flux de chaleur à l'intérieur d'un échantillon de cuivre dans les premiers instants de la chauffe ($t = 1 \text{ s}$). L'échantillon est entouré de 12 mm de matériau isolant. Il apparaît que les isothermes sont horizontales, témoignant de l'aspect unidirectionnel des transferts thermiques.

En conclusion de ces trois analyses, le modèle analytique est assez robuste et assez représentatif des essais pour que les hypothèses nécessaires à son développement n'impactent pas significativement la valeur du coefficient de convection évalué. La valeur de $h_{\text{SnPb}} = 2560 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$ sera adoptée dans la suite afin de simuler l'essai de solder float test.

2.8 Conclusion, récapitulatif

Dans cette thèse, deux essais de qualification doivent être modélisés numériquement afin de les étudier : le cyclage thermique en enceinte climatique d'un PCB avec des composants enfouis et le test sur bain d'étain-plomb d'un coupon-test contenant un PTH. Afin d'obtenir des résultats numériques satisfaisants, il a été nécessaire de définir fidèlement le comportement des matériaux, de proposer des modèles pertinents et de définir les conditions aux limites des essais. Un résumé des modèles retenus est proposé en Table 2.8.

TABLE 2.8 – Récapitulatif des modèles matériau utilisés et contributions propres à la thèse.

Cuivre	Thermo-élastoplastique isotrope	Étude préalable du LEM3
SAC305	Thermo-élasto-viscoplastique isotrope	Littérature
Composant	Thermo-élastique isotrope	Littérature
Composite tissé	Thermo-élastique orthotrope	Essais réalisés
Résine	Thermo-élastique isotrope + shrinkage	Essais réalisés
Interface PCB/SnPb	Condition aux limites de convection	Essais développés et réalisés

Le comportement du cuivre et du composite concerné (Substrat 2 pour le solder float test, Substrat 1 pour le cyclage thermique) ont été caractérisés au LEM3, pendant la thèse (pour le Substrat 1) ou précédemment. Un essai a été développé au cours de cette thèse afin d'obtenir la valeur du coefficient de convection nécessaire à la représentation des transferts thermiques entre le bain de SnPb et le coupon-test. L'étude numérique du solder float test qui a ainsi été rendue possible est détaillée en Chapitre 4. Le shrinkage effectif du Substrat 1 a également été mesuré au cours de cette thèse pour simuler numériquement l'enfouissement d'un composant. Le comportement de celui-ci, et des brasures l'accompagnant a été défini en se basant sur la littérature existante. Le développement de trois sous-routines (deux UMAT et une UEXPAN) a permis d'implémenter ces comportements dans ABAQUSTM. Ceci va alors permettre de représenter et d'analyser l'essai de cyclage thermique en enceinte climatique d'un PCB avec composants enfouis brasés. Les résultats de cette étude sont présentés dans le chapitre suivant.

Chapitre 3

Cyclage thermique en enceinte climatique

3.1 Introduction

Ce chapitre sera consacré à la fiabilité, et par conséquent à l'estimation du nombre de cycles à rupture, d'un PCB avec composants enfouis soumis à des cycles thermiques. Pour cela, des essais en enceinte climatique seront reproduits numériquement.

Conformément à ce qui a été expliqué en Section 1.2.2, la température du PCB sera considérée comme uniforme lors de l'essai. Ainsi, le chargement consistera en un contrôle de la température de l'assemblage. Les conditions de l'essai seront choisies pour être contraignantes, tout en restant dans les recommandations des standards de test (comme le MIL-STD-750-1A). Ainsi, la température du PCB variera entre -55°C et $+125^{\circ}\text{C}$ à une vitesse de $\pm 20^{\circ}\text{C min}^{-1}$ et avec un temps de maintien de 10 min, comme représenté en Fig. 3.1.

Le deuxième point nécessaire à la création d'un modèle éléments finis représentatif des essais réels est la bonne définition du comportement mécanique des matériaux. Les phénomènes pris en compte et les modèles utilisés ont été présentés en Section 2. Dans cette étude, le PCB comporte un composant enfoui et brasé. En tout, cinq matériaux sont donc à considérer : le cuivre présent dans les pistes et les vias métallisés (Section 2.2), la brasure sans plomb SAC305 permettant l'intégration du composant (Section 2.3), le silicium dont est fait ledit composant (Section 2.4), le diélectrique formant le substrat du PCB (ici le Substrat 1) et la résine ayant flué de ce dernier afin d'encapsuler le composant

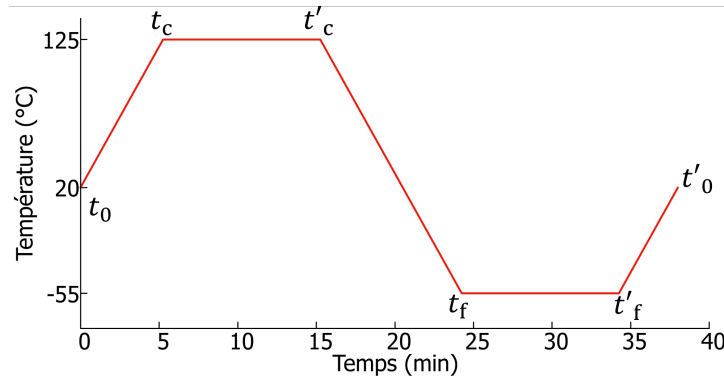


FIGURE 3.1 – Variations de température appliquées au PCB pour la modélisation EF d’un cycle thermique. Chaque cycle $\{-55^{\circ}\text{C}/+125^{\circ}\text{C}\}$ se compose d’une rampe à $\pm 20^{\circ}\text{C min}^{-1}$ et d’un temps de maintien de 10 min. Ainsi, chaque cycle dure 38 min. Les temps d’extraction des résultats numériques sont superposés sur ce cycle.

(Section 2.5). Les matériaux et les comportements à modéliser sont résumés en Table 3.1. Il est à noter que le composant enfoui sera considéré comme un bloc de silicium dans notre étude.

TABLE 3.1 – Récapitulatif des matériaux pris en compte et des modèles de comportement sélectionnés.

Cuivre	Thermo-élastoplastique isotrope
SAC305	Thermo-élasto-viscoplastique isotrope
Silicium	Thermo-élastique isotrope
Composite tissé	Thermo-élastique orthotrope
Résine	Thermo-élastique isotrope + shrinkage

Le dernier point à définir pour notre modèle est la zone d’étude (notamment en termes de géométrie). L’étude du cyclage thermique se concentrera ici sur le voisinage d’un composant enfoui. Il est donc nécessaire d’offrir une bonne représentation du composant, des brasures et des couches de cuivre le supportant. Ce point sera détaillé dans la section suivante.

3.2 Mise en place des modèles numériques

Afin d’avoir un modèle éléments finis le plus fidèle possible au véhicule réel de test, un modèle numérique 3D a tout d’abord été réalisé. Ceci permet en effet de représenter la fonction électrique du composant via la prise en compte des différents pads de SAC305 (selon qu’ils soient connectés à la grille, au drain ou à la source). Dans notre modèle, un

effort a été fait pour reproduire le plus fidèlement possible la couche de cuivre sur laquelle le composant est brasé (nommée couche n°3). La numérotation des différentes couches de cuivre est précisée en Fig. 3.5. Les dimensions choisies pour le modèle, et les éventuelles hypothèses effectuées vont être présentées dans un premier temps. Ces choix se basent sur les données fournies par le fabricant du véhicule de test (CIMULEC), la datasheet du composant (EPC2001C [125]) et les règles de bonne utilisation dictées par le fournisseur de celui-ci.

Après avoir présenté le modèle 3D le plus réaliste, un modèle simplifié sera introduit. En effet, pour offrir une plus grande flexibilité, un modèle 2D a été adapté du modèle 3D. La proximité de ces deux modèles sera discutée dans la section suivante présentant les résultats de simulation.

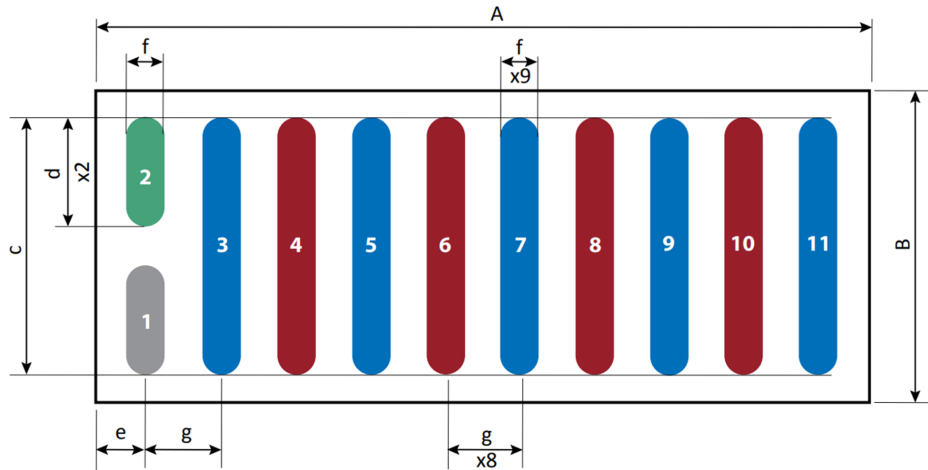
Enfin, avant de présenter les résultats de calcul, les critères sélectionnés pour estimer la durée de vie et/ou la défaillance du PCB seront introduits.

3.2.1 Modèle numérique 3D

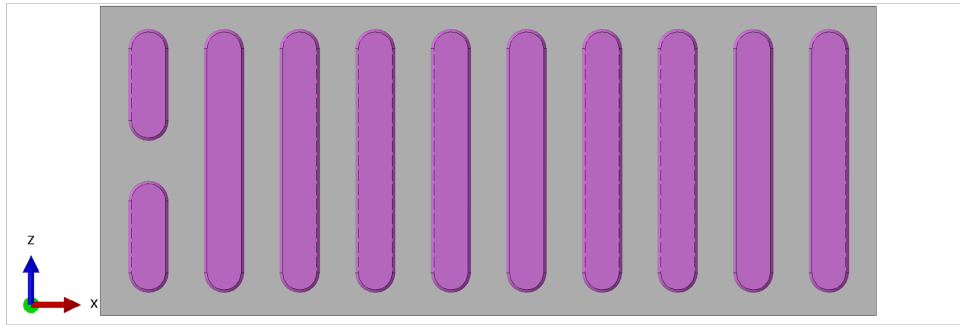
L'intérêt principal d'un modèle 3D réside dans la possibilité de représenter la fonction électrique du composant. En effet, les barres de SAC305 (solder bars) représentées en Fig. 3.2a sont reliées alternativement au drain et à la source. Cette fonction électrique n'a pas d'influence lors des simulations mécaniques, mais elle a une importance si nous souhaitons par la suite étudier le champ de température au sein du véhicule de test (VT) en fonctionnement. Nous avons donc fait le choix de construire dès le début un modèle numérique permettant les différents types de simulation.

Le premier élément à modéliser est le composant en lui-même. Une vue de dessous (prise du point de vue des solder bars) est disponible en Fig. 3.2. Les dimensions de la datasheet fournisseur (cf. Fig. 3.2a et Table 3.2) sont fournies avec une certaine tolérance. Leurs valeurs nominales ont été choisies lors de la création du modèle ABAQUS™. Ces dimensions sont indiquées (en μm) en Table 3.2. On note ainsi de ce point de vue une profonde similitude entre le modèle ABAQUS™ et le composant réel.

La différence principale entre la géométrie du composant telle que décrite dans la datasheet et le modèle éléments finis se situe au niveau de la taille et la forme des barres de brasure. Une vue de profil des deux modèles est proposée en Fig. 3.3. Initialement, les barres de brasure ont une section semi-circulaire. Lors du pressage sur les pistes de



(a) Extrait de la datasheet du fournisseur [125]. Les valeur des dimensions ici définies sont précisées en Table 3.2.



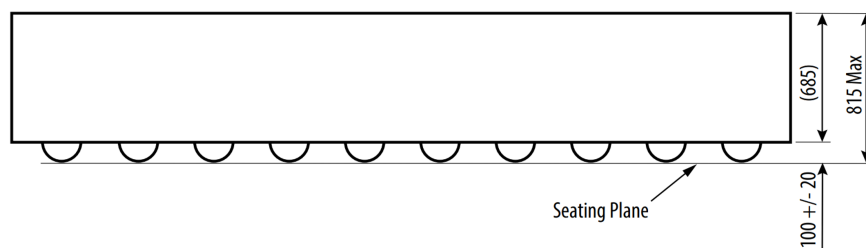
(b) Vue de dessous du modèle ABAQUS™ développé dans cette thèse.

FIGURE 3.2 – Vue de dessous du composant enfoui dans cette étude. On note une très forte similitude entre la définition théorique du fournisseur et le modèle numérique. Les barres de brasure 3 à 11 sont identiques. L'espacement entre chaque barre est constant (égal à g). La Table 3.2 présente les valeurs des différentes dimensions présentées.

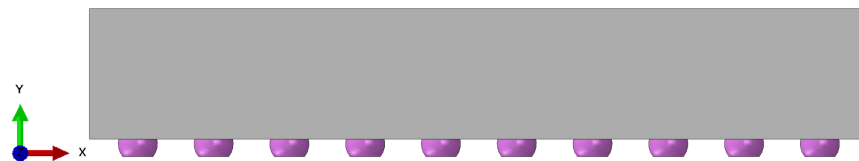
TABLE 3.2 – Dimensions du composant enfoui telles que définies en Fig. 3.2a. Les données sont issues de la datasheet [125].

Dimension	Valeur nominale [μm]
A	4105
B	1635
c	1382
d	580
e	250
f	200
g	400

cuivre, elles s'écrasent et adoptent alors une forme de tonneau. Une fois de plus la valeur nominale de l'épaisseur du composant ($685\text{ }\mu\text{m}$) a été reprise pour le modèle ABAQUS™. Afin de connaître la hauteur des barres après assemblage, CIMULEC a réalisé le brasage de 8 composants en surface d'un PCB. Il a alors été possible de connaître l'altitude totale de l'ensemble {puce + solder bars}. Par soustraction de l'épaisseur du composant, CIMULEC a obtenu une hauteur moyenne de brasure après refusion de $92\text{ }\mu\text{m}$. Cette hauteur se situe donc bien dans la plage $100 \pm 20\text{ }\mu\text{m}$ de la datasheet. La Fig. 3.2a donne la largeur de la partie haute des solder bars après refusion. Leur hauteur ayant été mesurée, il reste à définir la largeur de leur partie basse (en contact avec les pistes de cuivre).



(a) Extrait de la datasheet.



(b) Extrait du modèle ABAQUS™.

FIGURE 3.3 – Vue de profil du composant enfoui dans notre étude. La différence principale réside dans la taille et la forme des barres de brasure.

Conformément aux recommandations du fournisseur, les solder bars doivent avoir une largeur de $180\text{ }\mu\text{m}$ en partie basse. La couche de cuivre sur laquelle le composant est assemblé est appelée n°3 (cf. Fig. 3.5). Les fichiers CFAO fournis par CIMULEC (cf. Fig. 3.4a) indiquent une largeur de piste de $180\text{ }\mu\text{m}$ (la même dimension que les solder bars). Les pistes de cuivre ont donc la même largeur que les solder bars (comme cela a été fait dans Smetana et al. [19] par exemple, cf. Fig. 3.11). Le modèle ABAQUS™ ainsi obtenu est présenté en Fig. 3.4. Ses principales dimensions géométriques sont précisées en Table 3.3. La couche n°3 est reliée électriquement à la couche inférieure de cuivre (couche n°4) par des vias métallisés creux (d'un diamètre de perçage de $340\text{ }\mu\text{m}$ et $40\text{ }\mu\text{m}$ de cuivre

électrodéposé). La couche n°4, visible en Fig. 3.7, a pour but d'accueillir un régulateur thermique et est donc presque une couche plein cuivre. S'agissant d'une couche externe elle reçoit une recharge de cuivre et l'épaisseur y est donc de $102\text{ }\mu\text{m}$.

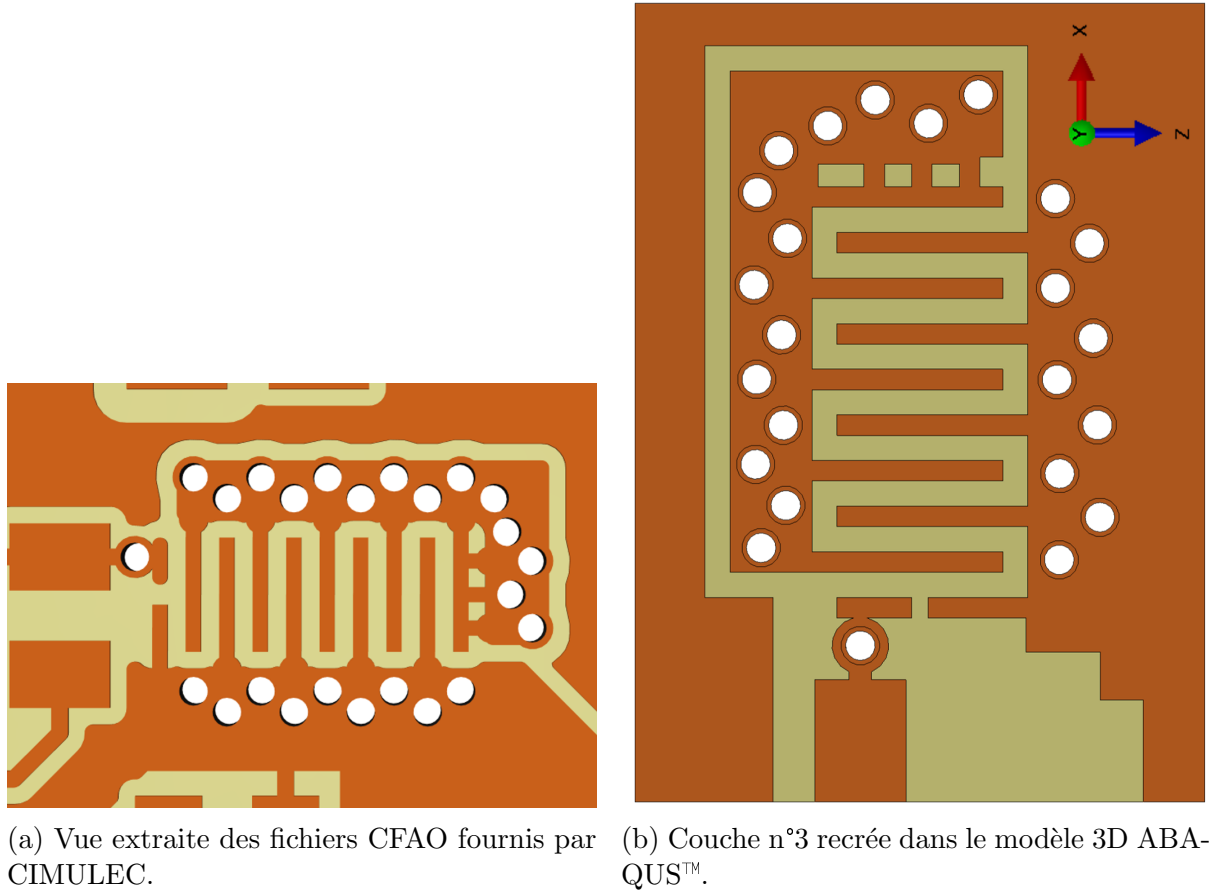


FIGURE 3.4 – Vue de dessus de la couche n°3 du véhicule de test au niveau du composant enfoui. Le composant est brasé sur cette couche de cuivre.

TABLE 3.3 – Dimensions des éléments en cuivre dans les couches n°3 et 4.

	Dimension [μm]
Épaisseur de cuivre (pistes) couche n°3	75
Épaisseur de cuivre (pistes) couche n°4	102
Épaisseur de cuivre électrodéposé (PTH)	40
Diamètre de perçage	340
Largeur des pistes de cuivre	180
Distance inter-pistes (isolement)	220

Une fois brasé sur la couche n°3, le composant est enfoui (comme schématisé en Fig. 1.2b). Afin d'éviter d'endommager la puce lors du pressage, il est nécessaire de laisser suffisamment d'espace entre celle-ci et les parois de la cavité. C'est pourquoi la cavité est

creusée avec un écart de $200\text{ }\mu\text{m}$ entre ses bords et les bords du composant. Sa profondeur est de $924\text{ }\mu\text{m}$, laissant $147\text{ }\mu\text{m}$ de résine pure au-dessus du composant. Au cours de cette thèse, l'étude s'est concentrée sur le voisinage d'une puce, mais d'autres composants sont enfouis dans ce PCB. Certains étant plus grands que le composant étudié, la géométrie de l'assemblage est régie par leur hauteur. La partie supérieure de l'assemblage (contenant la cavité et les couches de cuivre supérieures) est alors plus épaisse que nécessaire pour ce composant. Le PCB une fois pressé a finalement une hauteur totale de $2084\text{ }\mu\text{m}$.

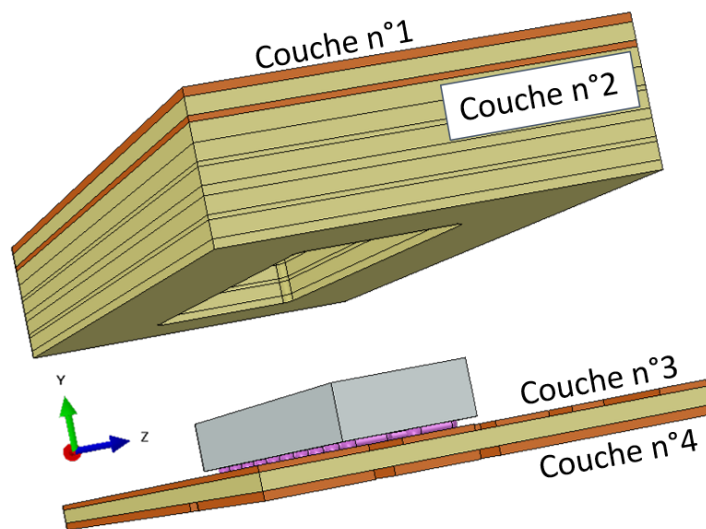
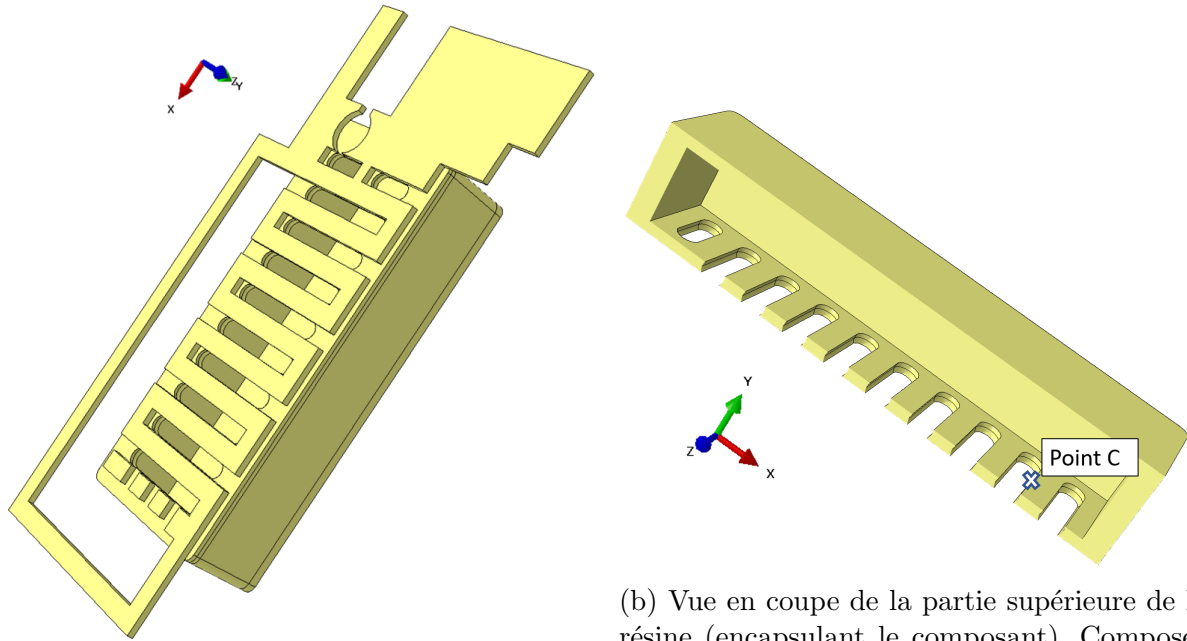


FIGURE 3.5 – Vue du modèle 3D avant assemblage. Le composant est brasé sur la couche n°3 et la partie supérieure de l'assemblage (présentant une cavité) est sur le point d'y être pressée.

Dans le modèle ABAQUSTM, la résine a été définie de manière à occuper tout l'espace laissé vacant dans la cavité, ainsi que tous les espaces laissés libres en-dessous (isolement entre les pistes, espace entre les solder bars). Comme visible en Fig. 3.6a, l'ensemble {résine encapsulant le composant + résine entre les pistes de cuivre} a une géométrie complexe. Afin de rendre son maillage possible, des partitionnements ont dû être effectués.

Comme le montre la vue en coupe présentée en Fig. 3.6b, la partie supérieure (encapsulant le composant) présente de nombreuses irrégularités. Ces dernières impliquent alors un maillage plus fin. De plus, nous savons par expérience qu'il faut au minimum 3 éléments dans l'épaisseur de cuivre pour y obtenir des résultats satisfaisants. Du fait de la dimension de la couche n°3 et du cuivre électrodéposé dans les micro-vias, la taille des éléments y sera d'environ $15\text{ }\mu\text{m}$. Enfin, pour étudier la fiabilité des barres de brasure à l'aide de la méthode de Darveaux [42], il est important que le maillage y soit fin (inférieur



(a) Intégralité du volume occupé par la résine. On note qu'elle occupe l'espace entre les pistes de cuivre en plus d'encapsuler le composant.

(b) Vue en coupe de la partie supérieure de la résine (encapsulant le composant). Composée d'une coque vide et reprenant la géométrie des barres de brasure, sa géométrie complique grandement le maillage du modèle.

FIGURE 3.6 – Volume occupé par la résine dans le modèle 3D ABAQUS™.

à $25\ \mu\text{m}$). En outre, l'étude se concentre sur le voisinage du composant présenté en Fig. 3.2a. Ses dimensions étant $4105\ \mu\text{m} \times 1635\ \mu\text{m}$, le modèle numérique total a pour dimension $7000\ \mu\text{m} \times 5000\ \mu\text{m} \times 2084\ \mu\text{m}$. Devant être localement très fin, le maillage ne peut pas être défini comme uniforme dans tout le modèle. En effet, cela conduirait à plus de 6×10^6 éléments.

Afin d'estimer le temps de calcul nécessaire au modèle 3D réaliste (dans lequel les matériaux ont un comportement complexe), et d'étudier l'influence du maillage, une simulation en élasticité a été réalisée. Dans celle-ci, seuls les modules d'élasticité et les coefficients d'expansion thermique des matériaux ont été intégrés. De par le comportement linéaire des matériaux, un seul incrément de temps est nécessaire. Malgré l'utilisation d'un cluster de calcul (et la parallélisation sur de nombreux cœurs) il fallait 7 h pour la réalisation de cet incrément de temps avec un maillage régulier (6×10^6 éléments d'environ $17\ \mu\text{m}$ dans tout l'assemblage).

Cette étude portant essentiellement sur les champs mécaniques au voisinage du composant électronique, le maillage choisi est plus grossier en s'éloignant de la puce. La Fig. 3.7 montre le maillage de la couche n°4. On note que celui-ci est également nettement

plus fin à proximité des micro-vias. Après plusieurs essais, la solution de maillage retenue

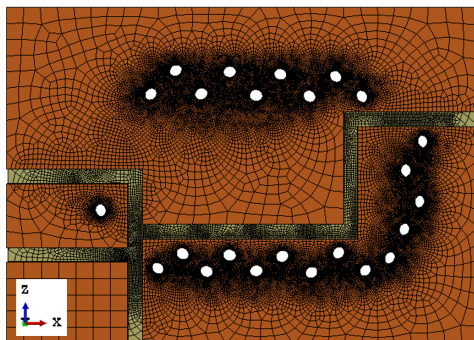


FIGURE 3.7 – Maillage final de la couche n°4. On note que la taille des éléments n’est pas uniforme, solution nécessaire pour réduire les temps de calcul.

contient alors 927 000 éléments de type C3D8R (éléments 3D cubique linéaire à 8 nœuds). Dans la suite, le modèle 3D complet (cf. Fig. 3.5 et dont une vue en coupe est proposée en Fig. 3.14), avec les comportements définis en Table 3.1 a été utilisé pour simuler un cycle thermique $20^{\circ}\text{C} \rightarrow 125^{\circ}\text{C} \rightarrow -55^{\circ}\text{C} \rightarrow 20^{\circ}\text{C}$ suivant le profil présenté en Fig. 3.1. Du fait du grand nombre d’éléments composant le modèle et du comportement non-linéaire des matériaux, dix jours ont été nécessaires pour réaliser le calcul en utilisant 84 processeurs. Il est à noter que lors des calculs 3D, le PCB est supposé libre de contraintes à $t = 0$. Le procédé de fabrication sera pris en compte dans le modèle 2D comme nous le verrons par la suite.

3.2.2 Modèle 2D

Comme indiqué ci-dessus, le temps de calcul nécessaire aux simulations 3D est de l’ordre de 10 jours par cycle lorsque celui-ci comprend l’ensemble des comportements matériau. Un modèle 2D a donc été développé en parallèle. Ce dernier doit permettre de faciliter l’étude de l’impact d’une variation de certains paramètres sur la réponse du PCB. Il est toutefois nécessaire que le modèle 2D soit suffisamment représentatif des résultats et des tendances observées avec le modèle le plus complet en 3D.

Un modèle 2D du PCB peut se développer sous deux hypothèses : déformations planes ou contraintes planes. L’hypothèse de déformations planes implique que la déformation hors-plan soit nulle. Comme rappelé par Islam et al. [126], l’expansion thermique des matériaux dans la direction normale au plan du modèle provoquera alors d’importantes

contraintes dans cette direction. Une telle approche a été testée, et la composante σ_{33} des contraintes approchait le GPa. Ce haut niveau de contraintes est physiquement non acceptable.

Par ailleurs, les sous-routines UMAT développées au cours de cette thèse ne sont pas utilisables sous l'hypothèse de contraintes planes. Il conviendrait donc d'en créer une pour chaque matériau [127]. Afin de ne pas avoir à doubler toutes les sous-routines, le choix s'est porté sur l'utilisation d'un modèle 3D mais ne comportant qu'un élément dans l'épaisseur (les surfaces avant et arrière étant libres de contraintes), reproduisant alors l'hypothèse des contraintes planes mais dans lequel les UMATs déjà écrites sont utilisables. Cette méthode a déjà été employée notamment par Gustafsson et al. [128]. La Fig. 3.8 propose une comparaison géométrique entre le modèle 2D créé et le centre du modèle 3D.

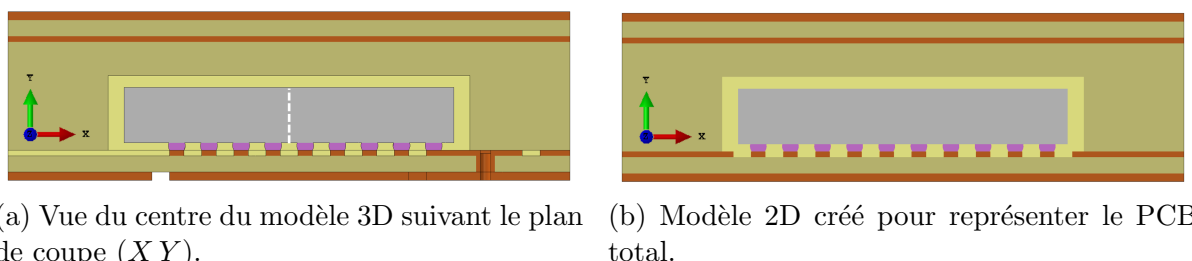


FIGURE 3.8 – Comparaison géométrique entre modèle 3D et modèle 2D. Le modèle 2D est représentatif du centre du PCB. L'hypothèse a toutefois été faite que les pads 1 et 2 (cf. Fig. 3.2a) ne formaient qu'une seule solder bar équivalente semblable aux 9 autres.

On note dans un premier temps en Fig. 3.8b l'absence de micro-via entre les couches n°3 et n°4 dans le modèle 2D. Cette absence n'est pas préjudiciable car, comme il sera présenté en Section 3.3.1, les micro-vias ne présentent pas le risque maximum de défaillance de cet assemblage. De plus, leur géométrie est peu compatible avec la création d'un modèle 2D. Enfin, comme indiqué en Section 1.2.2, les simulations concernent le cyclage passif (température uniforme imposée dans le PCB). Dès lors, l'absence d'interconnexion entre les couches de cuivre ne détériore pas la réponse thermique de l'assemblage. La priorité s'est donc portée sur les barres de brasure au détriment des micro-vias. De plus, la vue en coupe du modèle 3D ne présente que 9 solder bars (cf. Fig. 3.8a). Comme visible en Fig. 3.2a, les solder bars 1 et 2 ne sont en effet pas présentes au centre du composant. Le choix a alors été fait de les réunir en un seul pad dans le modèle 2D (amenant le nombre de brasures à 10). Comme il sera expliqué en Section 3.3.1, ce choix est dû à une faible différence entre les pads n°1, 2 et 11 en termes de cumul de déformation

plastique.

Avant de présenter les résultats de calcul, il convient de préciser les deux modèles de fatigue qui permettront d’analyser la tenue de l’assemblage. Comme rappelé dans [3], des problèmes au niveau des micro-vias et des brasures sont attendus. Dans cette thèse, toutes les interfaces sont supposées parfaites. En effet, nous n’avons pas choisi de modéliser le comportement des interfaces via des éléments cohésifs. La problématique de tenue des interfaces (et sa caractérisation) fait actuellement l’objet de travaux complémentaires au sein du LEM3. Toutefois l’état mécanique au niveau des interfaces sera illustré (du point de vue des contraintes normales notamment). La tenue des vias métallisés sera traitée par la relation de Coffin-Manson [31; 32] comme présentée en Section 3.2.3 et la fatigue des brasures par le modèle de Darveaux [42] (voir Section 3.2.4).

3.2.3 Fatigue Cu

Il est rappelé (notamment par Barker and Dasgupta [16]) que le chargement thermique cyclique d’un PTH l’amène à céder par fatigue. Un des PTHs étudiés par Salahouelhadj et al. [29] (présenté en Fig. 3.9) a résisté à environ 3600 cycles avant rupture. Il s’agit donc de fatigue à faible nombre de cycles, ou fatigue oligocyclique.

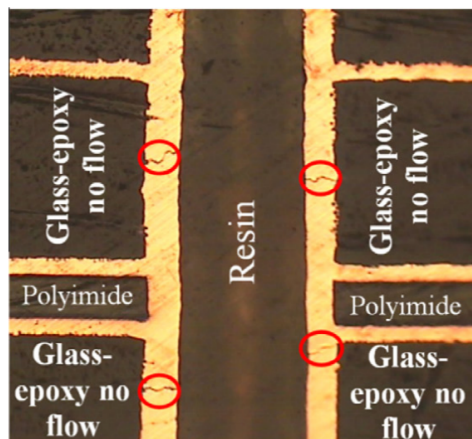


FIGURE 3.9 – Fissures observées par Salahouelhadj et al. [29] dans le PTH d’un PCB nu (sans composant enfoui ni SMC) à la suite d’un essai de cyclage thermique. La fissure se propage proche du centre du fût de cuivre, au niveau de la couche de no-flow.

En observant une courbe de fatigue reliant amplitude de déformation et nombre de cycles à rupture (telle que présentée en Fig. 3.10) une première phase linéaire se dégage. Ainsi, il y a proportionnalité entre $\log(N_f)$ et $\log\left(\frac{\Delta\epsilon}{2}\right)$ dès lors que N_f est suffisamment

faible (fatigue oligocyclique).

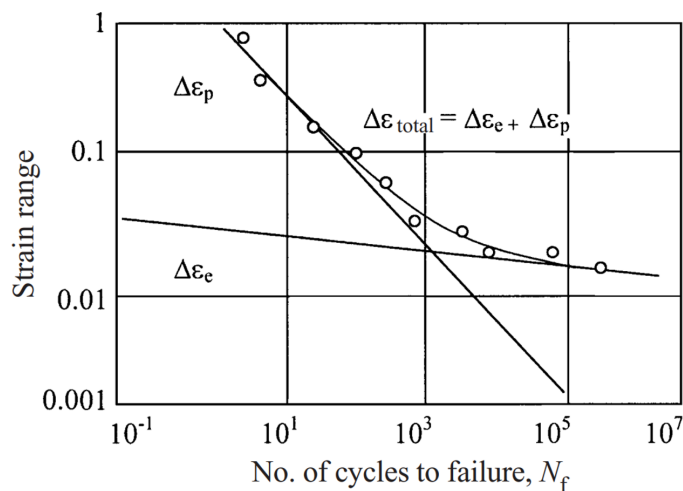


FIGURE 3.10 – Courbe de fatigue de type E-N (déformation en fonction du nombre de cycles à rupture) [129]. Pour de faibles nombres de cycles (et de grandes amplitudes de déformation) on note la proportionnalité de $\frac{\Delta \varepsilon}{2}$ et $\log(N_f)$.

La fatigue oligocyclique ayant lieu pour de fortes amplitudes de déformation, elle est essentiellement due à la déformation plastique cyclique du matériau, c'est ainsi que Coffin Jr [32] et Manson [31] ont proposé une relation (présentée en Eq (3.1)) reliant l'incrément de déformation plastique cumulée Δp et le nombre de cycles à rupture N_f par une loi puissance :

$$\frac{\Delta p}{2} = \varepsilon_f (2N_f)^c \quad (3.1)$$

De manière équivalente, le nombre de cycles avant rupture par fatigue du cuivre sera obtenu à l'aide de la relation présentée en Eq. (3.2) :

$$N_f = \frac{1}{2} \left(\frac{\Delta p}{2\varepsilon_f} \right)^{(1/c)} \quad (3.2)$$

Les deux coefficients empiriques $\varepsilon_f = 0,2$ et $c = -0,42$ ayant été tirés respectivement des travaux de Weinberg and Müller [130] et Salahouelhadj et al. [29]. D'autres valeurs peuvent être trouvées dans Girard et al. [79] par exemple.

3.2.4 Fatigue SAC

Lee et al. [131] proposent plusieurs modèles pour l'étude de la fatigue des joints de brasure. Le modèle adopté pour le cuivre (Coffin-Manson) peut être utilisé. En effet,

cette méthode a déjà été employée pour des brasures sollicitées à faible température. Dans ce cas, le comportement visqueux n'est pas dominant (voir Schubert et al. [132] par exemple). Or, comme précisé en Section 2.3.1, les températures atteintes lors du cyclage thermique ($T_{\text{cycle,max}} = 298 \text{ K}$) dépassent la moitié de la température de fusion du SAC305 ($T_{\text{m,SAC}} = 490 \text{ K}$). Dès lors, les phénomènes visqueux ne sont pas négligeables. Pour des assemblages contenant des billes de brasure sans plomb, Lee et al. [131] précisent que la méthodologie de Darveaux est alors applicable. Ce modèle de fatigue sera alors employé dans notre cas, pour étudier la fiabilité des barres de brasure en SAC305 et juger de la possible apparition de fissures (comme visibles en Fig. 3.11, cf. [19]).

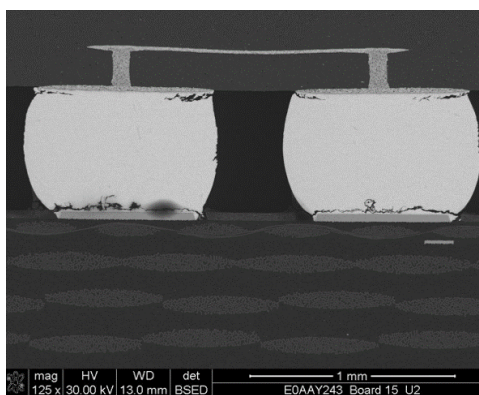


FIGURE 3.11 – Fissures observées par Smetana et al. [19] dans des billes de brasure après cyclage thermique d'un composant brasé en surface.

Cette méthode, proposée par Darveaux [133], fait partie de la famille des modèles basés sur l'énergie dissipée par cycle. Ainsi, elle repose sur la mesure de la densité d'énergie dissipée par déformation viscoplastique W^{vp} (en J m^{-3}) au cours du chargement [134] et vaut donc :

$$W^{vp} = \int \sigma : d\varepsilon^{vp} \quad (3.3)$$

La subroutine UMAT développée pour cette thèse (cf. Section 2.3.3) permet d'obtenir cette grandeur à chaque incrément de calcul et pour chaque point d'intégration à l'aide de la méthode des trapèzes. Ainsi, il est possible d'obtenir la densité d'énergie dissipée à chaque cycle ΔW . Afin de limiter l'influence du maillage et d'obtenir des résultats suffisamment robustes [42], cet incrément est ensuite moyenné sur une tranche d'épaisseur $25 \mu\text{m}$ dans la brasure. On obtient alors $\Delta W_{\text{moy}} = \frac{\sum V \Delta W}{\sum V}$ (en J m^{-3}) où V désigne le volume des éléments concernés. Connaissant ΔW_{moy} par cycle, Darveaux [42] considère

que l'initiation de la fissure se fera au bout d'un nombre de cycles N_0 défini par :

$$N_0 = K_1 \Delta W_{\text{moy}}^{K_2} \quad (3.4)$$

Afin d'estimer la rupture complète de la brasure, il est alors nécessaire de tenir compte de la propagation de la fissure. Pour cela, de manière analogue à la loi de Paris (liant vitesse de propagation d'une fissure et facteur d'intensité de contraintes, [135]) une loi puissance est utilisée dans la phase de propagation stable. L'accroissement de la fissure à chaque cycle $\frac{da}{dN}$ (en $\text{mm} \cdot \text{cycle}^{-1}$) vaut alors :

$$\frac{da}{dN} = K_3 \Delta W_{\text{moy}}^{K_4} \quad (3.5)$$

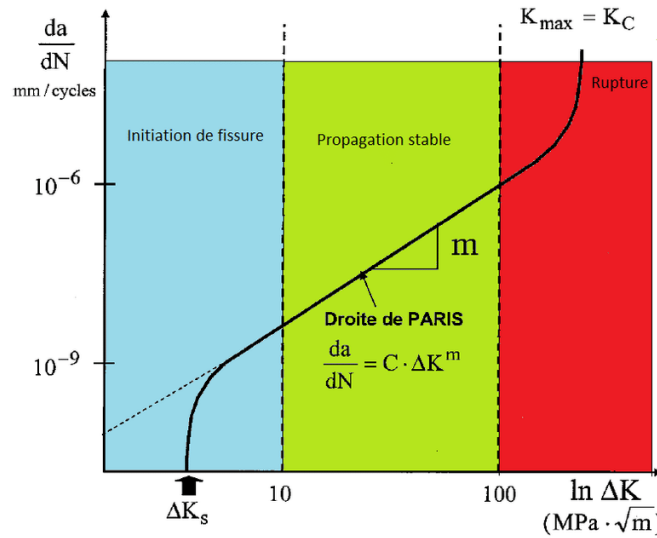


FIGURE 3.12 – Représentation schématique de la vitesse de propagation des fissures dues à la fatigue en fonction de la variation du facteur d'intensité de contraintes. [135]

Des trois stades de propagation d'une fissure (initiation, propagation stable et propagation instable), ce modèle considère que la durée de vie de la brasure est conditionnée par sa propagation stable (zone centrale de la Fig. 3.12). Ainsi, en notant a_0 le diamètre caractéristique de la brasure, sa durée de vie caractéristique N_f (nombre de cycles avant rupture à 63%) peut être approchée par :

$$N_f = N_0 + \frac{a_0}{\frac{da}{dN}} \quad (3.6)$$

Les coefficients K_i sont les constantes de Darveaux, dont les valeurs pour une brasure de SAC305 (tirées de [41]) sont précisées en Table 3.4. Dans cette étude, la durée de vie des

TABLE 3.4 – Constantes du modèle de fatigue de Darveaux [42]. Les valeurs sont tirées de [41].

K_1 [cycle $(\text{MJ m}^{-3})^{-K_2}$]	41,2
K_2	-1,433
K_3 [mm $(\text{MJ m}^{-3})^{-K_4}$ cycle $^{-1}$]	$3,718 \times 10^{-3}$
K_4	1,768

barres de brasure sera ainsi estimée à l'aide de la mesure numérique de ΔW_{moy} et des Eq. (3.4)-(3.6).

3.2.5 Critère de contraintes maximales

Différents mécanismes de défaillance ont été présentés en Fig. 1.3. L'apparition de fissures au sein du fût de cuivre ou de la brasure est liée au comportement inélastique de ces matériaux. La résine et le silicium sont assimilés à des matériaux fragiles dans notre étude (sur la gamme $\{-55^\circ\text{C}/125^\circ\text{C}\}$), la contrainte principale maximale y sera observée afin de juger de la possible apparition de fissures. De plus, pour juger de l'éventualité d'une séparation des interfaces Si/SAC305, Cu/SAC305 et substrat/substrat (délamination) les contraintes normales y sont mesurées (pour rappel, dans le cadre de la thèse ces interfaces sont supposées parfaites).

D'après Zhao et al. [136] la résine époxy seule a une résistance en traction de 78 MPa. En outre, Gupta et al. [137] montrent que cette grandeur reste supérieure à 40 MPa à 125°C . Pour un composant de silicium, Funke et al. [138] montrent que cette limite dépasse 90 MPa.

Afin d'évaluer la séparation des interfaces, les contraintes normales à ces dernières seront mesurées. Si ces dernières sont positives, l'interface est susceptible de s'ouvrir en mode I. Pour les joints de brasure, Lee et Chen [139] rapportent des forces d'adhésion allant de 24,5 MPa [140] à 82,8 MPa [141]. Ils en concluent alors que cette valeur dépend grandement de la géométrie de la brasure. D'après Hegde et al. [142], le substrat peut supporter des contraintes normales dépassant 40 MPa sans présenter de délamination. Le taux de particules dans le composite influe cependant sur cette valeur.

Nous allons désormais vérifier si, lors d'un cycle thermique, les contraintes observées dans notre modèle numérique 3D dépassent ces limites ou s'en approchent. Il est à noter que les valeurs cibles ici utilisées sont tirées de la littérature. Elles ne concernent pas nécessairement nos matériaux et sont données à titre indicatif.

3.3 Résultats des simulations numériques

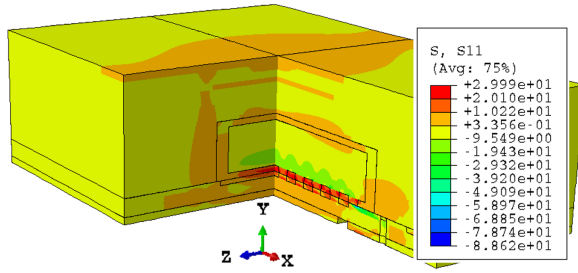
Afin d'estimer la possible défaillance d'une partie du PCB lors d'un cycle, les contraintes dans l'assemblage ont été observées aux moments clés du chargement. Conformément aux définitions données en Fig. 3.1, ces instants correspondent pour chaque cycle aux températures extrêmes (t_c et t_f), à la fin des maintiens en température (t'_c et t'_f) et au retour à température initiale (t'_0).

3.3.1 Résultats des calculs 3D

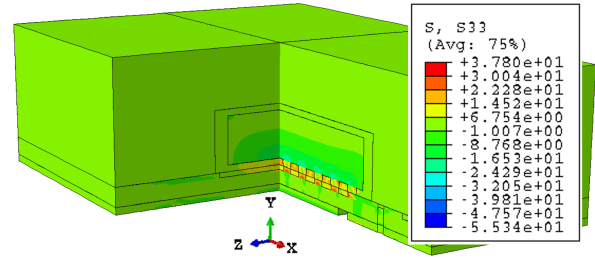
La Fig. 3.13 présente le champ de contraintes dans le PCB quand celui-ci est ramené à 20 °C après un cycle thermique (instant t'_0 de la Fig 3.1). Afin de visualiser l'intérieur du PCB, un quart de ce dernier a été retiré de l'affichage. A proximité du composant, on note que les contraintes persistent tandis que le PCB est ramené à sa température initiale. Ceci est le résultat de la plasticité du cuivre et du SAC305. On voit ainsi qu'il est important de bien définir les comportements inélastiques des matériaux afin d'obtenir une bonne estimation de ces contraintes résiduelles après cycle. On note de plus en Fig.3.13a et 3.13b que la composante σ_{33} n'est pas négligeable devant σ_{11} et vaut environ 30 MPa à proximité des brasures. On rappelle que l'axe Z est l'axe longitudinal des brasures. Par la suite, seules les composantes σ_{11} et σ_{22} des contraintes seront affichées à différents instants du cycle thermique, pour comprendre le développement de celles-ci lors de la sollicitation.

État mécanique du PCB à l'instant t_c (125 °C)

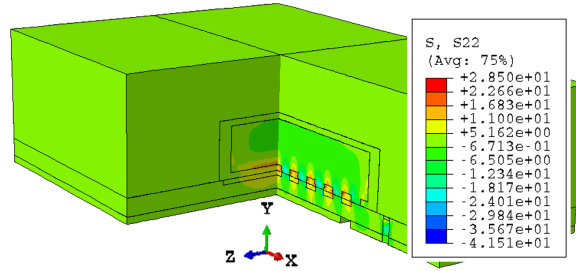
La Fig. 3.14 montre les composantes σ_{11} et σ_{22} mesurées dans le PCB à l'instant t_c . Le substrat diélectrique (matériau occupant le plus de volume dans le PCB) et la résine présentent des CTEs supérieurs au silicium et au cuivre (cf. Chapitre 2). Ils sont donc pour la majeure partie en compression tandis que le cuivre et le composant sont plutôt en traction au cours de la chauffe. Dans la suite, les résultats seront présentés sur une



(a) Composante σ_{11} du tenseur des contraintes dans l'intégralité du modèle 3D à 20 °C après un cycle.



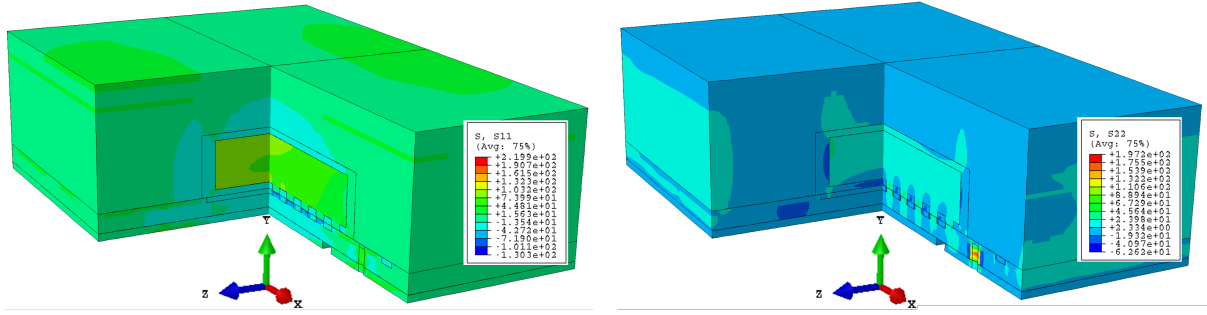
(b) Composante σ_{33} du tenseur des contraintes dans l'intégralité du modèle 3D à 20 °C après un cycle.



(c) Composante σ_{22} du tenseur des contraintes dans l'intégralité du modèle 3D à 20 °C après un cycle.

FIGURE 3.13 – Champ de contraintes dans le modèle 3D complet après retour à 20 °C (instant t'_0 sur la Fig. 3.1). Des contraintes persistent à proximité du composant, notamment au niveau des barres de brasure.

coupe selon le plan médian (XY). Pour rappel, l'axe Y est la direction hors-plan.



(a) Composante σ_{11} du tenseur des contraintes dans l'intégralité du modèle 3D à 125 °C.

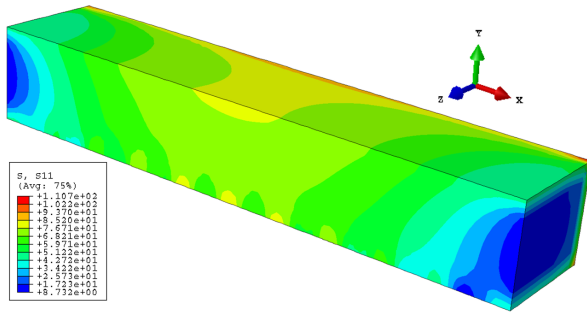
(b) Composante σ_{22} du tenseur des contraintes dans l'intégralité du modèle 3D à 125 °C.

FIGURE 3.14 – Champ de contraintes dans le modèle 3D complet à l'instant t_c du premier cycle (cf. Fig. 3.1).

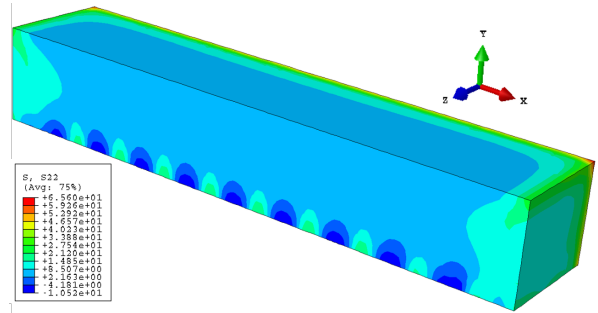
Les contraintes mesurées dans le composant sont visibles en Fig. 3.15 (une vue en coupe y est proposée pour pouvoir évaluer les contraintes au cœur de la puce). On note qu'à cette température (125 °C) l'intégralité du silicium est en traction dans la direction 1. Du fait de son très faible CTE, le silicium se dilate moins que les matériaux environnants et donc cet état de traction était attendu. Dans la direction 2, les contraintes de traction sont en grande partie concentrées à proximité de l'interface entre la puce et les solder bars et montent jusqu'à 39 MPa. Si ce n'est au niveau des coins de la puce, la contrainte principale maximale dans le composant ne dépasse pas 80 MPa.

Conformément aux limites présentées en Section 3.2.5, la chauffe du PCB n'engendre a priori pas de contraintes suffisantes pour que le composant se fissure. Toutefois, des contraintes positives au niveau de l'interface brasure/composant sont présentes dans la direction 2, direction normale à cette interface. Ainsi, elles sont favorables à la séparation de l'interface entre solder bars et puce par rupture en mode I et atteignent leur maximum sur les bords des pads n°1 et 2 (cf. Fig. 3.2a pour la numérotation). De manière analogue, des contraintes de traction dans la direction 2 sont observées au niveau de l'interface entre les solder pads et les pistes de cuivre quand le PCB atteint 125 °C. Ces dernières ont une valeur maximale de 26 MPa. Ces contraintes aux interfaces sont représentées en Fig. 3.16. Elles ont été mesurées au niveau du point A (cf. Fig. 3.21) du pad n°2 pour l'interface Si/SAC et à la verticale de ce dernier pour l'interface Cu/SAC (point B en Fig. 3.20).

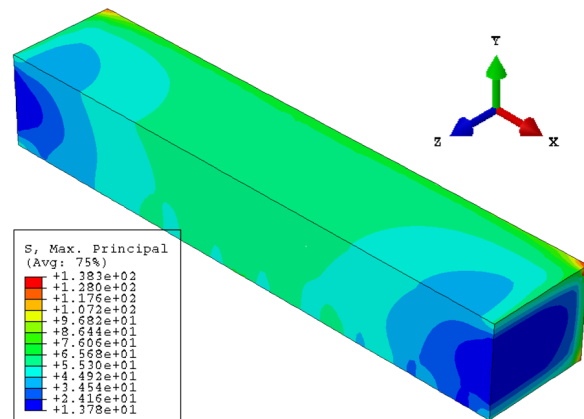
En se fiant à la gamme de forces d'adhésion de la brasure présentée en Section 3.2.5, les



(a) Composante σ_{11} du tenseur des contraintes. A 125 °C, le composant entier subit de la traction.



(b) Composante σ_{22} du tenseur des contraintes. Les contraintes de traction ($\sigma_{22} > 0$) sont essentiellement situées au niveau de l'interface entre le composant et les solder bars.



(c) Contrainte principale maximale dans le composant.

FIGURE 3.15 – Contraintes observées dans le composant à 125 °C. Afin de pouvoir observer les contraintes en son sein, une vue en coupe selon le plan médian (XY) est proposée.

contraintes de traction restent faibles. La bonne définition de la loi de traction-séparation (contrainte critique et énergie de rupture) peut être un axe d'amélioration en vue de l'étude de la fiabilité d'un tel assemblage, notamment si ce dernier a vocation à être utilisé à de fortes températures. Cela permettrait de valider ou non la possibilité de rupture de ces interfaces.

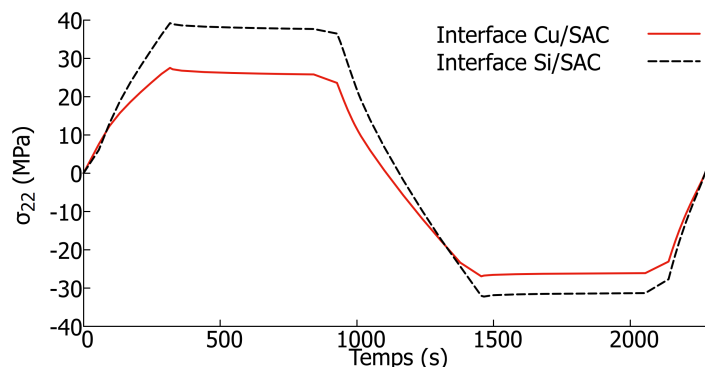


FIGURE 3.16 – Contraintes normales maximales mesurées au niveau des interfaces entre les solder bars et les matériaux sur lesquels elles sont brasées (cuivre et silicium) au cours d'un cycle thermique. Elles sont mesurées sur les bords extérieurs du pad n°2. On observe des contraintes de traction à 125 °C.

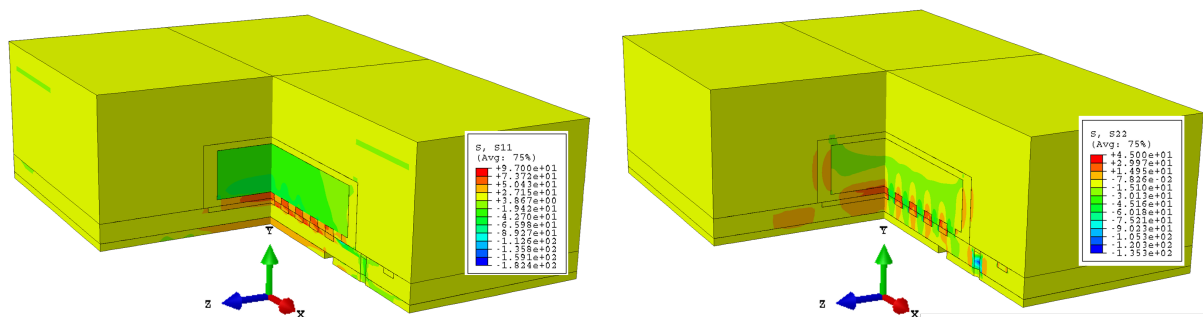
Dans la partie haute de l'assemblage, la composante hors-plan des contraintes (σ_{22}) dans le substrat ne dépasse pas 2 MPa au cours de la chauffe. Le haut de l'assemblage consistant essentiellement en des couches d'un seul matériau, rien n'y gêne l'expansion dans la direction 2 (verticale). Les contraintes développées dans cette direction sont donc faibles. Ainsi, lorsque la température du PCB augmente, il n'y a pas de risque d'apparition de fissures horizontales ni de délamination sur cette partie du PCB.

Tous les résultats présentés à l'instant t_c sont également valables à t'_c . En effet, lors de la période de maintien, les contraintes dans les matériaux ne varient que de quelques MPa. La phase de relaxation de contraintes n'est donc pas importante à cette température. Les essais réalisés sur le Substrat 1 avait montré peu de relaxation de contraintes à 125 °C. De ce fait, le comportement viscoélastique du Substrat 1 n'est pas pris en compte ici.

État mécanique du PCB à l'instant t_f (−55 °C)

La même étude a été réalisée à −55 °C (instant t_f de la Fig. 3.1). La Fig. 3.17 présente le champ de contraintes dans le modèle 3D à cette température. Assez logiquement, les matériaux présentent un chargement inverse de celui présenté à 125 °C. La résine (cf. Fig. 3.18) et le composite sont donc désormais en traction, et les interfaces qui pouvaient

s'ouvrir (contraintes normales positives) sont désormais en compression (cf. Fig. 3.16). A cette température, des contraintes de traction existent dans une grande partie de la



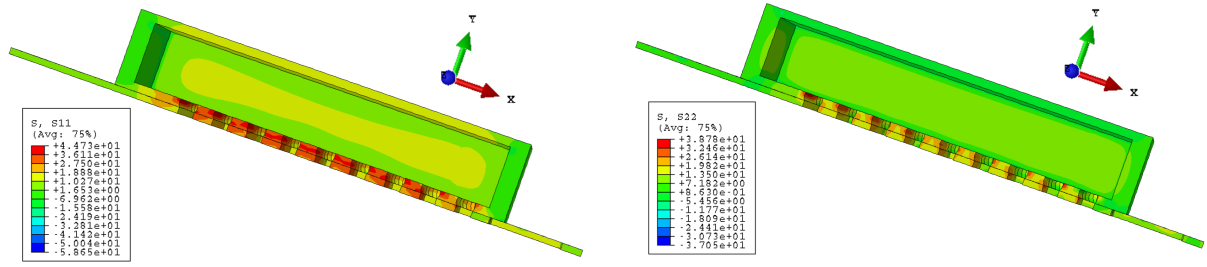
(a) Composante σ_{11} du tenseur des contraintes. (b) Composante σ_{22} du tenseur des contraintes.

FIGURE 3.17 – Champ de contraintes dans le modèle 3D complet à l’instant t_f du premier cycle (-55°C).

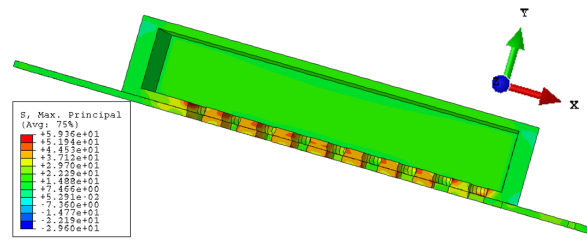
résine mais elles ne dépassent pas 45 MPa (cf. Fig. 3.18). Puisque le cisaillement n’est pas négligeable à certains endroits de la résine, la contrainte principale maximale atteint alors 60 MPa au point C (dont la localisation est donnée en Fig. 3.6b). La contrainte principale maximale en ce point est représentée en Fig. 3.19. Il s’agit du point le plus critique de la résine. Cependant, selon nos critères de rupture il ne devrait pas y avoir de fissuration de la résine à basse température. Toutefois, l’ajout d’inclusions peut détériorer la résistance en traction. Ainsi, pour un PCB évoluant à basse température, il est recommandé d’utiliser une résine ayant une contrainte à rupture importante. Tous les résultats présentés pour $t = t_f$ sont également valables après maintien (à t'_f). En effet, comme pour t'_c , pendant les maintiens les contraintes dans ces matériaux ne varient que de quelques MPa.

Chargement mécanique au niveau des parois des micro-vias au cours d’un cycle.

On peut noter en Fig. 3.14b (resp. 3.17b) l’existence de fortes contraintes de traction (resp. compression) dans la direction 2 dans les couches inférieures du PCB. La Fig. 3.20 présente la composante σ_{22} dans la partie basse de l’assemblage (couche n°3 et en-dessous) à l’instant t_c du premier cycle. Le haut des micro-vias a été retiré afin de pouvoir observer l’intérieur de ceux-ci (il est rappelé qu’ils sont creux). On voit alors que ces contraintes de traction importantes apparaissent à mi-hauteur de tous les micro-vias. Ce résultat est courant pour les vias métallisés, particulièrement les PTHs. Le Substrat 1 ayant un CTE hors-plan supérieur au CTE du cuivre, le cuivre est entraîné en traction dans la



(a) Composante σ_{11} des contraintes. On note que la résine est globalement en traction. Les contraintes de traction sont plus importantes à proximité des barres de brasure. (b) Composante σ_{22} des contraintes. Des contraintes de traction sont observées à proximité des barres de brasure.



(c) Contrainte principale maximale dans la résine.

FIGURE 3.18 – Contraintes observées dans la résine à l'instant t_f (-55°C). Afin de pouvoir observer l'intérieur de la cavité, une vue en coupe selon le plan ($X Y$) est proposée.

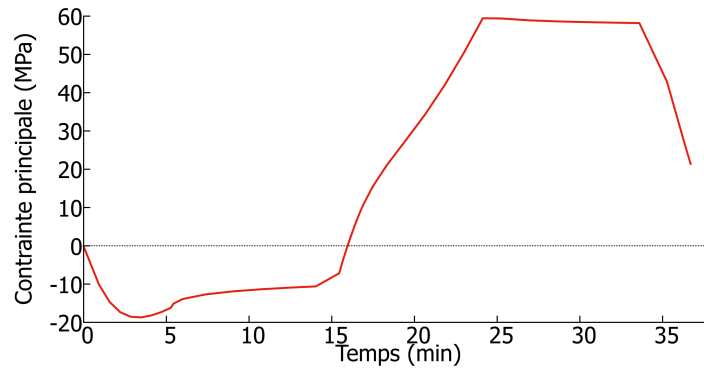


FIGURE 3.19 – Contrainte principale maximale observée au point C (défini en Fig. 3.6b). On note d'importantes contraintes de traction à l'instant t_f (-55°C).

direction 2 lors d'une chauffe, inversement lorsque la température diminue il subit de la compression. Ainsi, le substrat environnant aux micro-vias doit être en traction à basse température. Il a cependant été observé qu'à -55 °C les contraintes de traction dans le substrat à proximité des micro-vias n'excèdent pas 14 MPa, il y a donc peu de risque de délamination.

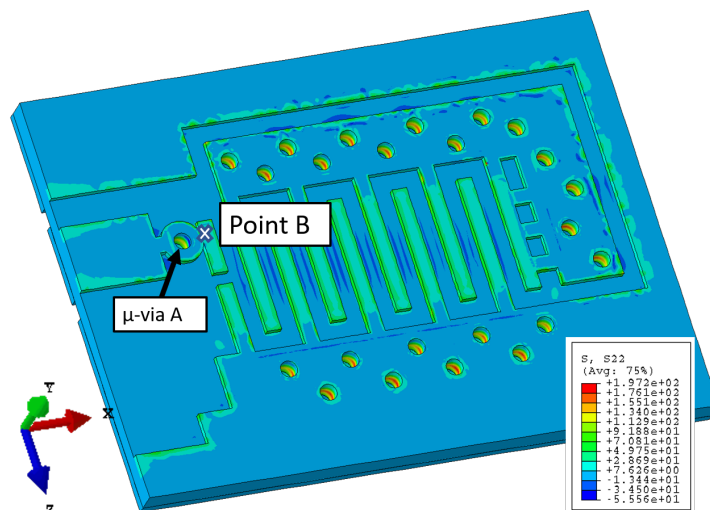


FIGURE 3.20 – Composante hors-plan des contraintes (σ_{22}) dans les micro-vias à l'instant t_c du premier cycle (125 °C).

Le micro-via A (cf. Fig. 3.20) est le plus déformé plastiquement au cours du cycle. Il pourrait donc être le plus sujet à rupture par fatigue oligocyclique. Dans ce via, l'incrément de déformation plastique cumulée au cours du premier cycle atteint $\Delta p = 1,32 \times 10^{-3}$. A ce point, la déformation plastique est essentiellement due aux contraintes hors-plan (σ_{22} atteignant presque 200 MPa). En utilisant l'Eq. (3.2), la durée de vie estimée de ce via est donc de $N_f = 4,05 \times 10^5$ cycles. Ce résultat est au-delà des limites de la fatigue oligocyclique (10^4 cycles). Cela confirme que, comme montré par Salahouelhadj et al. [29], les micro-vias ne sont pas des zones critiques vis à vis de la fatigue du cuivre. De plus, il a été vérifié que les contraintes de traction au niveau de l'interface entre les micro-vias et la couche n°3 n'excédaient pas 40 MPa. Comme c'est le cas pour des composants brasés en surface (cf. Section 1.2.2) il semblerait alors que les brasures représentent la zone la plus critique du PCB lorsque le composant y est enfoui. C'est ce que nous allons à présent vérifier.

Champs mécaniques dans les barres de brasure au cours d'un cycle.

La Fig. 3.21 présente la déformation inélastique cumulée dans les barres de brasure

à la fin du premier cycle. On note que les barres n°1, 2 et 11 (i.e. les pads externes) sont les plus impactées. L'apparition de fissures y est donc plus probable. L'endroit de déformation inélastique maximale se situe au niveau de l'interface avec le composant. Ces deux résultats concordent avec les observations faites dans la littérature sur des SMC brasés présentés en Section 1.2.2. Pour chaque pad, la déformation viscoplastique

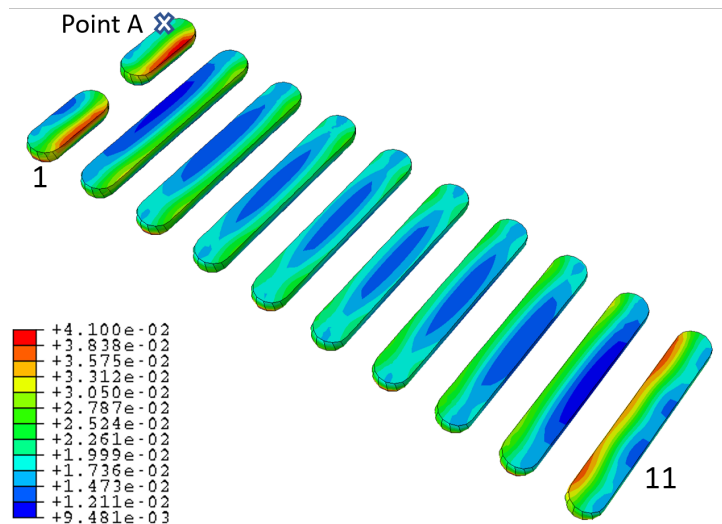


FIGURE 3.21 – Déformation viscoplastique cumulée dans les barres de SAC305 à la fin du premier cycle (instant t'_0). Les solder bars n°1, 2 et 11 (cf. Fig. 3.2b) subissent le plus de déformation inélastique et sont donc les plus sensibles à la fissuration. Les zones de déformation maximale se situent en haut des barres, proche du composant.

cumulée maximale a été obtenue numériquement. Les résultats sont présentés en Fig. 3.22. Bien que le pad n°1 ait subi plus de déformation que les deux autres (2 et 11), l'écart de $p_{\max}$ entre ces trois barres n'excède pas 6.3% (le pad n°11 étant le moins déformé des trois).

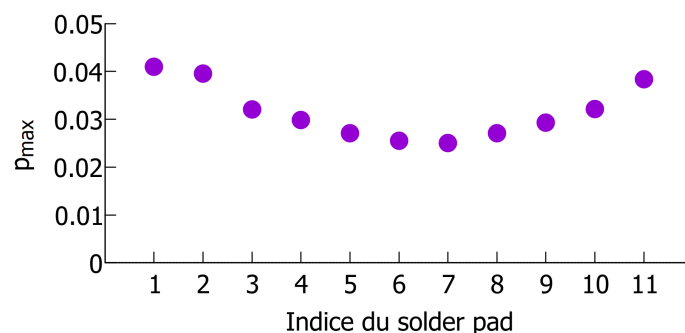


FIGURE 3.22 – Déformation viscoplastique cumulée maximale dans chaque solder bar à la fin du premier cycle (instant t'_0).

Comme pour un composant brasé en surface, ces barres de brasure sont les plus impactées du fait de leur environnement très hétérogène (composant, résine, cuivre). La Fig. 3.23 représente la composante σ_{11} dans le PCB à l'instant t_c . Dans un souci de visualisation, les déformations ont été multipliées par 78. Les stratifiés se dilatent beaucoup plus que la partie centrale avec le composant. Cela était attendu à chaud compte tenu des différences de CTEs. Au final, le composant se trouve dans un état de flexion composée dans le plan (XY) comme le montre la Fig. 3.23. En effet, σ_{11} varie de 82 MPa en haut du composant à 70 MPa en bas de celui-ci. Comme sera présenté en Fig. 3.30b, le composant fléchit dans l'autre direction à -55°C . Il est à noter que pour un composant brasé en surface, la flexion de l'assemblage tend à lui donner une forme convexe à 125°C [55; 143]. Ici, il adopte une forme concave à proximité du composant. La partie supérieure du PCB (et donc l'enfouissement) change donc la réponse du PCB à un chargement thermique.

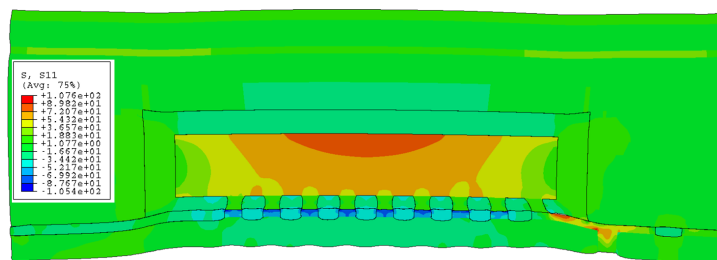


FIGURE 3.23 – Composante σ_{11} dans l'assemblage à l'instant t_c (125°C). On note que le composant est en flexion composée, déformant fortement les barres de brasure extérieures. Les déformations ont été intensifiées d'un facteur $\times 78$.

Cette déformation de l'assemblage entraîne la déformation inélastique des barres de brasure, ce qui y génère de la dissipation. La méthode de Darveaux [42] va être appliquée au niveau du haut du pad n°1, en tant que zone où p est maximale. La Fig. 3.24a présente l'évolution de l'énergie moyenne dissipée au niveau du pad n°1. Pour rappel, cette énergie est obtenue en moyennant l'énergie dissipée sur la surface totale du pad n°1 et sur une hauteur de $25\mu\text{m}$ contenant la zone la plus déformée plastiquement (voir Fig. 3.24b). Au cours du premier cycle, l'énergie moyenne dissipée par déformation inélastique vaut $\Delta W_{\text{moy}} = 6,98 \times 10^{-1} \text{ MJ m}^{-3}$. Entre t_0 et t_c , cette énergie augmente de $2,56 \times 10^{-1} \text{ MJ m}^{-3}$, entre t_c et t_f elle augmente de $3,86 \times 10^{-1} \text{ MJ m}^{-3}$ et de $5,68 \times 10^{-2} \text{ MJ m}^{-3}$ entre t_f et t'_0 . Cette dernière semble alors croître plus lors d'une diminution de la température que lors d'une chauffe. Cependant, l'élévation de température a

eu lieu en deux fois. Ce résultat sera alors à vérifier sur un modèle soumis à plus de cycles thermiques. De plus, il apparaît que les maintiens en température entraînent peu de dissipation d'énergie. En appliquant les relations présentées en Section 3.2.4 le nombre estimé de cycles avant initiation de la rupture dans cette barre est $N_0 = 69$ cycles. Finalement, la durée de vie caractéristique de cette barre de brasure est $N_f = 171$ cycles. Cette faible estimation semble indiquer que ce mécanisme de défaillance est prépondérant. L'écart important avec la durée de vie du micro-via A présenté précédemment guide la définition du modèle 2D et justifie l'absence de micro-vias dans ce dernier.

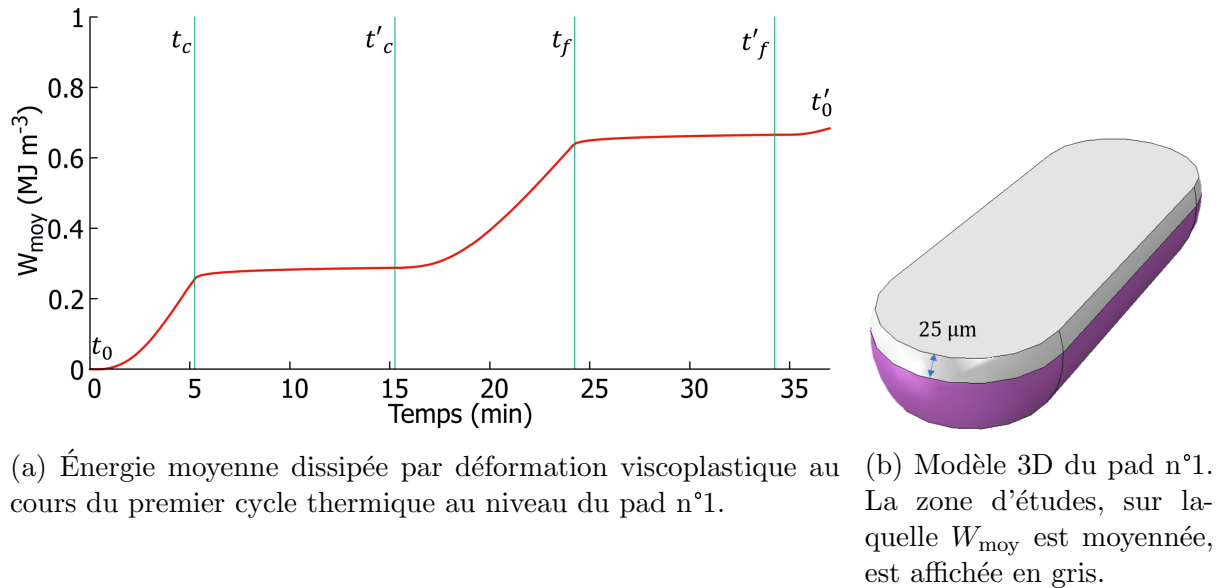


FIGURE 3.24 – Application de la méthodologie de Darveaux [42] au pad n°1.

De cette étude il apparaît que le mécanisme de défaillance privilégié pour cet assemblage est la fissuration des barres de SAC305 (intervenant nettement plus tôt que la fissuration des micro-vias de cuivre). Il est toutefois à noter qu'à forte température les interfaces Si/SAC305 et Cu/SAC305 sont sollicitées (cf. Fig. 3.16) et qu'à basse température les contraintes principales de traction sont assez élevées au cœur de la résine (cf. Fig. 3.19). Les conditions sont donc également favorables à de la décohésion d'interfaces ou de la fissuration de la résine. On retrouve bien par la simulation les potentielles défaillances de la Fig. 1.3.

3.3.2 Impact de la non-linéarité des comportements.

Comme expliqué en Section 3.2.1, un calcul en élasticité pure a été effectué pendant la création du modèle afin d’estimer le temps de calcul nécessaire au modèle 3D complet. En complément, une chauffe $20^{\circ}\text{C} \rightarrow 125^{\circ}\text{C}$ a été simulée sur un modèle comprenant le comportement plastique du cuivre (le SAC305 restant élastique). Afin de comparer les trois modèles (élastique, cuivre plastique, modèle complet), la composante σ_{22} des contraintes a été mesurée au niveau de l’interface Cu/SAC305 du pad n°1 (comme en Fig. 3.16). Les contraintes mesurées à 125°C sont présentées en Fig. 3.25. On observe une diminution des contraintes à cette interface en prenant en compte la non-linéarité des matériaux. A l’échelle du PCB, ce résultat reste valable. La non-prise en compte des

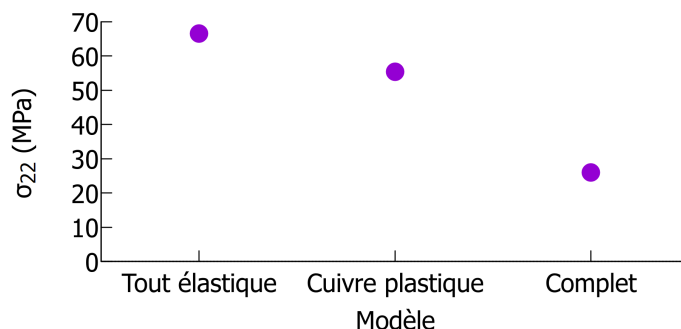


FIGURE 3.25 – Comparaison des contraintes normales maximales σ_{22} au niveau de l’interface Cu/SAC305 à l’instant t_c du 1er cycle. Chaque modèle incorpore des comportements non-linéaires supplémentaires.

comportements plastiques conduit à une surestimation du chargement aux interfaces et pourrait conduire à détecter numériquement une rupture qui n’existe pas en réalité. En outre, il a été montré précédemment que la rupture par fatigue des barres de brasure (spécialement les pads en bordure de composant) était le mécanisme de défaillance le plus probable de ce PCB lors d’un essai de cyclage thermique $\{-55^{\circ}\text{C}/125^{\circ}\text{C}\}$. La prise en compte du comportement plastique du SAC305 est donc nécessaire. On voit ainsi qu’il est important de caractériser, modéliser et incorporer les comportements non-linéaires des matériaux dans nos simulations par éléments finis. Ce choix de modélisation est cependant coûteux en temps de calcul, c’est pour cette raison qu’un modèle numérique 2D a été développé. Avant d’analyser les résultats du modèle 2D, il est nécessaire de vérifier que ce modèle 2D est représentatif du modèle 3D complet.

3.3.3 Comparaison des modèles numériques 3D et 2D

Le modèle 3D est supposé libre de contraintes à $t = 0$. De ce fait, la comparaison avec les résultats du modèle 2D est faite dans un premier temps également avec un PCB libre de contraintes à $t = 0$ dans le cas 2D. Les contraintes résiduelles liées au procédé de fabrication seront introduites plus tard (en Section 3.3.5).

La Fig. 3.26 présente la composante σ_{11} obtenue à l'instant t_c du premier cycle à l'aide du modèle 2D (Fig. 3.26a) ainsi que celle observée dans une tranche centrale du modèle 3D (Fig. 3.26b). Dans les deux cas, la réponse du PCB est très similaire. En effet, on observe bien la flexion composée de la puce dans le modèle 2D. Les contraintes observées dans le modèle 2D ont toutefois une amplitude plus faible que dans le modèle 3D. Ce résultat peut être en partie expliqué par le fait que, comme visible en Fig. 3.8, le modèle numérique 2D présente beaucoup moins d'irrégularités que la tranche centrale de son homologue 3D (couche n°4 pleine, absence de micro-via, moins d'angles droits). En effet, dans le cas 3D le maximum est localisé à proximité du micro-via, il se situe au niveau des coins de la puce pour le modèle 2D.

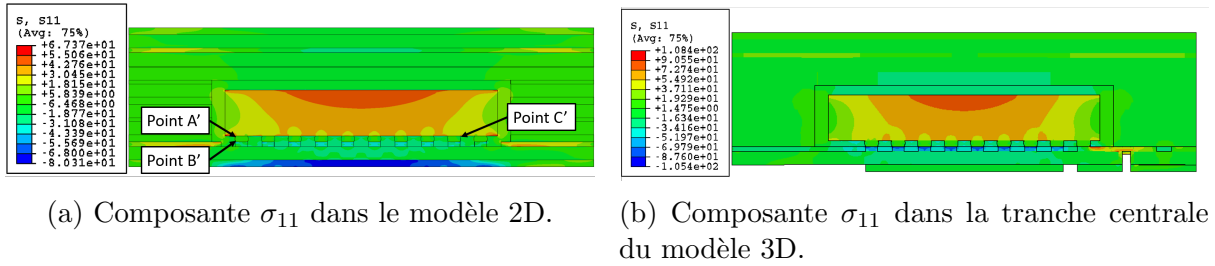
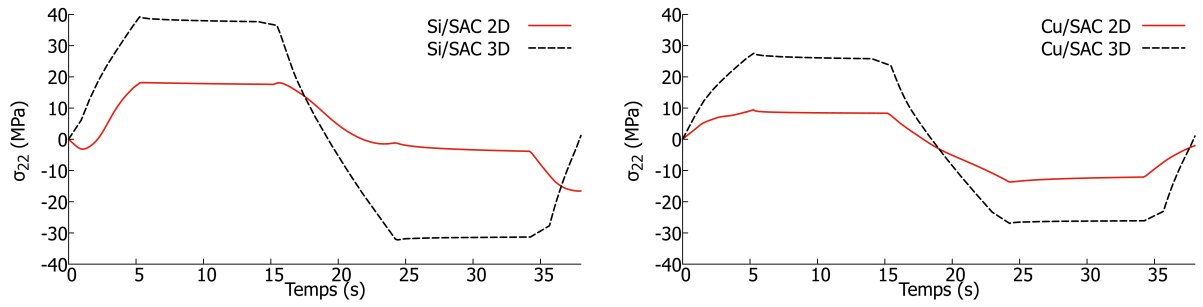


FIGURE 3.26 – Composante σ_{11} à l'instant t_c du premier cycle (125 °C) dans le modèle 2D et la tranche centrale du modèle 3D.

Cette baisse globale des contraintes est également observable pour la composante σ_{22} . La Fig. 3.27 présente la comparaison entre contraintes aux interfaces mesurées avec le modèle 3D (telles que présentées en Fig. 3.16) et avec le modèle 2D (aux points A' et B', cf. Fig. 3.26a). Au temps t_c , on observe alors une baisse de la contrainte normale σ_{22} aux interfaces Cu/SAC305 (passant de 29 MPa à 9,5 MPa) et Si/SAC305 (passant de 39 MPa à 18 MPa) dans le modèle 2D.

Ce résultat est également valable à l'instant t_f (−55 °C). Comme vu dans la section précédente, la résine constitue la zone de l'assemblage présentant le plus grand risque de fissuration à cette température (du point de vue des contraintes maximales). La Fig. 3.28



(a) Composante σ_{22} à l'interface composant/pad n°1 au cours du premier cycle. Les contraintes ont été mesurées au point A (cf. Fig 3.22) pour le modèle 3D et au point A' (cf. Fig. 3.26a) pour le modèle 2D.

(b) Composante σ_{22} à l'interface pistes de cuivre/pad n°1 au cours du premier cycle. Les contraintes ont été mesurées au point B (cf. Fig 3.20) pour le modèle 3D et au point B' (cf. Fig. 3.26a) pour le modèle 2D

FIGURE 3.27 – Comparaison 3D/2D de σ_{22} au niveau des interfaces critiques au cours du premier cycle.

présente la comparaison entre contraintes principales au point C du modèle 3D (introduit en Fig. 3.6b) et son équivalent dans le modèle 2D (point C' de la Fig. 3.26a). On observe alors bien une baisse de l'amplitude de ces contraintes dans le modèle 2D. A nouveau, le

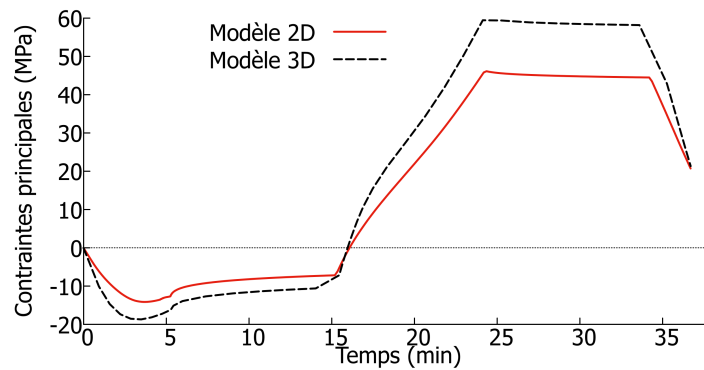


FIGURE 3.28 – Contraintes principales maximales dans la résine au cours du premier cycle. Elles ont été mesurées au point C (cf. Fig.3.6b) pour le modèle 3D et au point C' (cf. Fig. 3.26a) pour le modèle 2D.

champ de contraintes évolue peu lors des phases de maintien (entre t_c et t'_c ou entre t_f et t'_f). Comme dit précédemment, à t_c et à t_f le composant est en flexion composée. Ceci induit une fois de plus la forte déformation des pads extérieurs. Comme illustré en Fig. 3.29, la barre de brasure subissant le plus de déformation viscoplastique au cours d'un cycle est à nouveau située à l'extrémité de la puce (pad n°1). A la fin du premier cycle (instant t'_0), l'incrément de déformation viscoplastique cumulée vaut $\Delta p = 2,153 \times 10^{-2}$ au maximum dans ce pad, contre $4,097 \times 10^{-2}$ dans le cas 3D. Si l'on considère uniquement

la tranche centrale des pads, pour le modèle 3D Δp passe à $3,068 \times 10^{-2}$ et l'écart est alors de 30%. Cet écart reste très important. Il est rappelé que l'hypothèse de contraintes planes (1 seul élément dans l'épaisseur et surface libre de contraintes) est adoptée dans le modèle 2D.

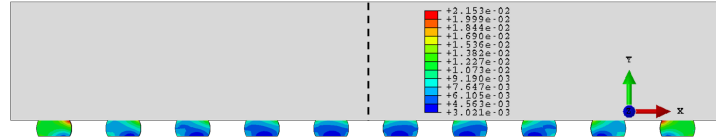
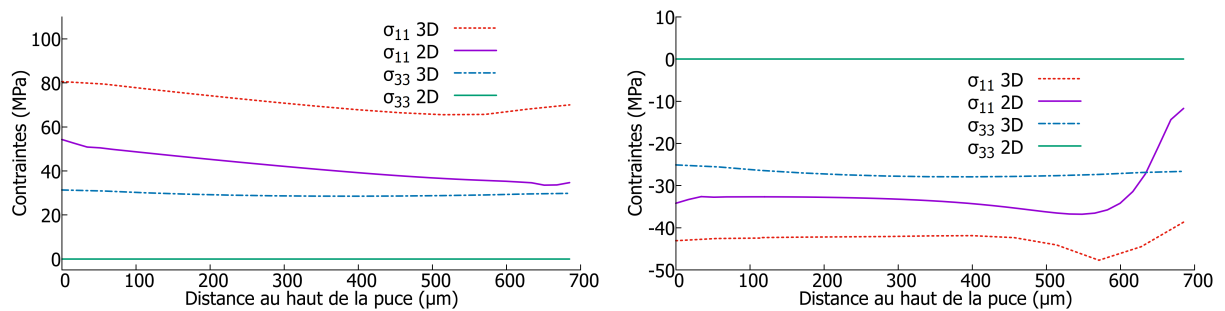


FIGURE 3.29 – Déformation viscoplastique cumulée dans les barres de SAC305 à la fin du premier cycle (instant t'_0). Les pads extérieurs sont les plus déformés, comme dans le modèle 3D.

La Fig. 3.30 présente les composantes σ_{11} et σ_{33} dans la hauteur du composant (selon les chemins dessinés en pointillés en Fig. 3.8a et 3.29) à t_c et t_f pour les modèles 2D et 3D. Pour plus de détails sur les raisons pour lesquelles ces grandeurs sont mesurées à cet endroit du composant, se référer à l'Annexe C. Dans un premier temps, on constate que σ_{11} présente une évolution similaire dans les cas 3D et 2D. Les contraintes tirées du modèle 3D sont toutefois plus intenses. En outre, par définition $\sigma_{33} = 0$ dans le modèle 2D. On voit en Fig. 3.30 que cette composante est loin d'être négligeable dans le modèle 3D. Cette absence de chargement dans la direction 3 explique en partie la plus faible déformation plastique des brasures dans le cas 2D.



(a) État de contraintes le long du centre de la puce à l'instant t_c du premier cycle (125 °C). (b) État de contraintes le long du centre de la puce à l'instant t_f du premier cycle (-55 °C).

FIGURE 3.30 – Comparaison 3D/2D de σ_{11} et σ_{33} le long du centre du composant aux instants t_c et t_f du premier cycle. On note des comportements semblables pour σ_{11} . Par définition, σ_{33} est nulle dans le modèle 2D. Cette composante n'est toutefois pas négligeable dans le modèle 3D.

Du fait d'une déformation plastique moins élevée, la dissipation au cours d'un cycle

pour le modèle 2D est plus faible. En effet, en moyennant l'énergie dissipée par déformation plastique (cf. Fig. 3.24b), on obtient $\Delta W_{\text{moy}} = 4,89 \times 10^{-1} \text{ MJ m}^{-3}$ pour le modèle 2D au cours du premier cycle. En appliquant le modèle de Darveaux [42], le nombre de cycles estimé avant apparition d'une fissure est alors de $N_0 = 115$ cycles et la durée de vie estimée de la brasure $N_f = 306$ cycles. Pour rappel, le modèle 3D donnait $\Delta W_{\text{moy}} = 6,98 \times 10^{-1} \text{ MJ m}^{-3}$ soit une estimation de $N_0 = 69$ cycles et $N_f = 171$ cycles.

De cette étude, il apparaît donc que le modèle 2D permet de représenter le comportement du modèle 3D (assemblage en flexion, interfaces sensibles à 125 °C et résine en traction à -55 °C). Cependant, l'amplitude des contraintes observées avec ce modèle numérique étant plus faible, il surestime la durée de vie pour l'essai en enceinte climatique. Ainsi, ce dernier peut être utilisé pour étudier l'influence des différents paramètres sur la réponse du PCB, mais il est préconisé d'utiliser le modèle 3D dans le cas d'un besoin de simulations prédictives. Le modèle 2D est plus rapide, il permet donc de simuler plus de cycles thermiques. Il va donc être utilisé dans un premier temps pour connaître le nombre de cycles à simuler pour obtenir une valeur stabilisée de ΔW_{moy} . Ensuite, un nombre de cycles supérieur à cette valeur sera simulé pour étudier l'influence du procédé de fabrication et de quelques paramètres du design sur la fiabilité du PCB soumis à un essai de cyclage thermique.

3.3.4 Influence du nombre de cycles sur la réponse du modèle 2D

Comme dit précédemment, le modèle 2D permet de simuler des essais plus longs. Dans un premier temps, la configuration de base (telle que présentée en Section 3.2.2) est soumise à 20 cycles thermiques (profil de température présenté en Fig. 3.1). Cette décision est prise afin d'obtenir la valeur stabilisée de ΔW_{moy} . Il est rappelé que le PCB est libre de contraintes à l'instant t_0 du premier cycle.

Le pad n°1 reste le plus déformé plastiquement à la fin de chaque cycle, la méthode de Darveaux [42] y est donc appliquée. La Fig. 3.31 présente l'évolution de W_{moy} au cours des 20 cycles. On observe une augmentation à chaque cycle, caractéristique du comportement cyclique de la brasure (écrouissage cinématique). De plus, en étudiant l'évolution de W_{moy} , on note que les phases de maintien à 125 °C et -55 °C n'induisent

que peu de dissipation d'énergie. Un zoom plus précis entre les instants t_c (125 °C) du huitième cycle et du neuvième cycle y est également présenté. On observe alors que les phases de refroidissement $\{125\text{ °C} \rightarrow -55\text{ °C}\}$ engendrent 30% de dissipation d'énergie par déformation inélastique de plus que pendant les phases de chauffe. Cela confirme la tendance remarquée avec le modèle 3D.

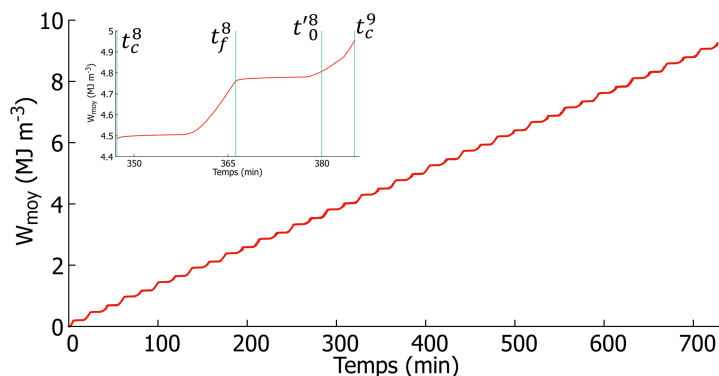


FIGURE 3.31 – Énergie dissipée par déformation viscoplastique moyenne W_{moy} obtenue numériquement via le modèle 2D dans la zone critique de la brasure subissant le plus de déformation inélastique au cours de 20 cycles. Le neuvième cycle $\{125\text{ °C} \rightarrow 125\text{ °C}\}$ est représenté de manière plus précise. On note alors que W_{moy} augmente essentiellement durant les rampes de température.

A la fin de chaque cycle, l'incrément d'énergie moyenne dissipée ΔW_{moy} est extrait de ces données. Comme visible en Fig. 3.32, dès le troisième cycle, l'incrément ΔW_{moy} est stabilisé. On obtient pour cette solder bar une densité moyenne d'énergie dissipée à chaque cycle par déformation viscoplastique de $\Delta W_{\text{moy}} = 4,73 \times 10^{-1} \text{ MJ m}^{-3}$ (32% plus faible que dans le cas 3D). En appliquant les relations présentées en Section 3.2.4 le nombre estimé de cycles avant initiation de la rupture dans cette barre est $N_0 = 120$ cycles. Finalement, la durée de vie caractéristique de cette barre de brasure est estimée à $N_f = 320$ cycles (contre 171 cycles pour le modèle 3D). En se basant seulement sur l'énergie dissipée au cours du premier cycle (avec le modèle 2D), cette durée de vie était de $N_f = 306$ cycles.

Comme dit précédemment, cette déformation inélastique est due à la flexion composée de la puce à 125 °C et à -55 °C. La Fig. 3.33 présente la composante σ_{11} dans le composant aux instants t_c et t_f du quatrième cycle. Cette grandeur a été mesurée le long du centre de la puce (représenté en pointillés noirs en Fig. 3.29). Les contraintes au centre de la puce sont semblables avant et après stabilisation de ΔW_{moy} . On voit ainsi que, quand bien

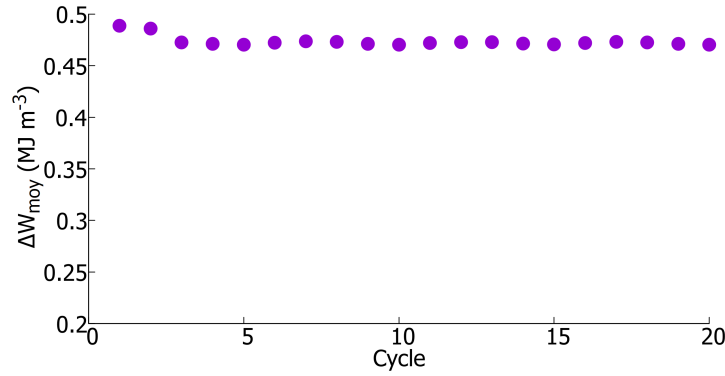


FIGURE 3.32 – Incrément par cycle d’énergie dissipée par déformation viscoplastique moyenne ΔW_{moy} obtenue numériquement via le modèle 2D dans le pad n°1 selon la méthode de Darveaux [42] au cours de 20 cycles. On note une diminution de cet incrément entre les cycles 1 et 3, puis une stabilisation au-delà du troisième cycle.

même il est nécessaire d’effectuer au moins 3 cycles pour obtenir une bonne estimation de la durée de vie des brasures, la réponse du PCB au cours du premier cycle est un bon indicateur de son comportement dans les cycles suivants. Dans la suite de cette étude, l’incrément d’énergie moyenne dissipée ΔW_{moy} sera utilisé comme outil de comparaison. Ainsi, les simulations reprendront 5 cycles thermiques (tels que schématisés en Fig. 3.1).

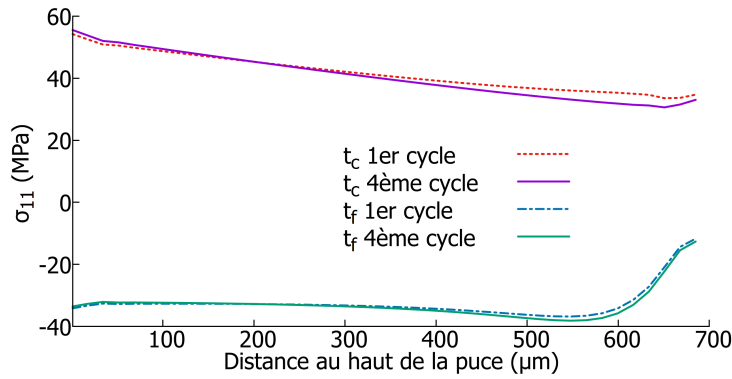


FIGURE 3.33 – Composante σ_{11} le long du centre de la puce aux instants t_c et t_f du premier et du quatrième cycle. Le PCB est libre de contraintes à l’état initial.

3.3.5 Influence du procédé de fabrication sur la réponse du modèle 2D

Comme cela a déjà été mentionné, le PCB est libre de contraintes au début du cyclage thermique lors des simulations précédentes. Il est donc pertinent de se questionner sur l’impact du procédé de fabrication sur l’état mécanique initial. Le process va donc être

inclus dans le modèle numérique 2D.

D'après Rahim et al. [144], les contraintes résiduelles induites par le procédé de fabrication sont nulles dans l'assemblage aux environs de la température de transition vitreuse du substrat. Dans notre cas, le Substrat 1 a une $T_g \approx 180^\circ\text{C} \gg 125^\circ\text{C}$. Ainsi, la température de transition vitreuse ne sera pas approchée lors des cycles thermiques et il est important de connaître les contraintes résiduelles dues au pressage.

Pour cela, un modèle éléments finis 2D du pressage a été développé. Il se décompose en cinq étapes, voir Fig. 1.2. Comme dans les travaux de Kpobie et al. [10], une pression uniforme de 2,2 MPa est tout d'abord appliquée sur le haut de la partie supérieure de l'assemblage (au niveau de la couche n°1). La température de l'assemblage augmente uniformément jusqu'à atteindre $T_{\text{shrink}} = 180^\circ\text{C}$ en 50 min. Cette étape correspond au schéma présenté en Fig. 1.2b, la résine n'a donc pas encore flué dans la cavité. Pour représenter cela, elle est désactivée dans le modèle ABAQUS™. La température est ensuite maintenue à T_{shrink} pendant $t_s = 100$ min. C'est pendant cette étape que la résine flue et polymérise complètement, la partition du modèle ABAQUS™ contenant la résine est donc réactivée. La résine étant introduite à cette température, elle ne subit pas de déformation d'origine thermique à $T = T_i = 180^\circ\text{C}$ (cf. Section 2.5.5). Lors des cycles thermiques, la température sera donc toujours inférieure à T_i pour la résine, et les déformations d'origine thermique y seront toujours négatives. Comme indiqué en Section 1.1.2, la résine va de plus se contracter en réticulant, induisant du rétreint chimique. Ce dernier a été quantifié expérimentalement (cf. Section 2.5.5). La phase de shrinkage a été implémentée dans ABAQUS™ à l'aide d'une subroutine UEXPAN. Une fois la résine totalement réticulée, la température du PCB est ramenée à température ambiante ($T_0 = 20^\circ\text{C}$) en 50 min. Le pressage du PCB terminé, et le composant enfoui, la pression exercée sur l'assemblage est ramenée à 0 Pa. Le chargement imposé au PCB est résumé en Fig. 3.34.

Le shrinkage obtenu expérimentalement en Section 2.5.5 correspond au shrinkage effectif du pré-imprégné de Substrat 1 (résine + fibres). Les renforts de fibres de verre limitant ce rétreint, la résine pure présente certainement un shrinkage plus élevé. Plutôt que de choisir une valeur arbitraire, le choix a été fait ici de prendre la valeur maximale mesurée, ainsi $\epsilon_{\text{résine}}^{sh} = \epsilon_{xx}^{sh} = -8,3 \times 10^{-4}$ (voir Section 2.5.5). L'influence de ce paramètre sur la fiabilité du PCB sera discutée en Section 3.3.6.

Dans un premier temps, l'impact du process sur la déformation des brasures est évalué.

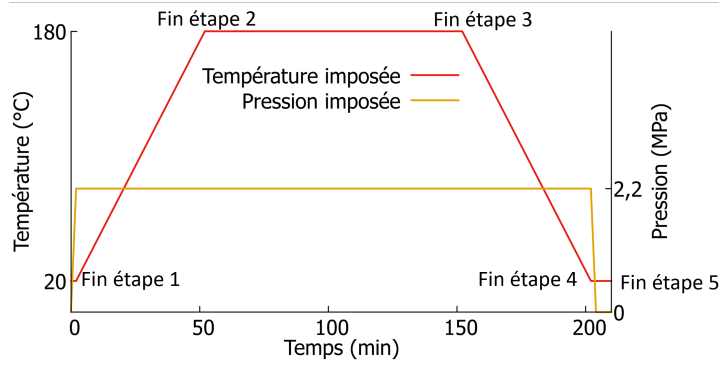


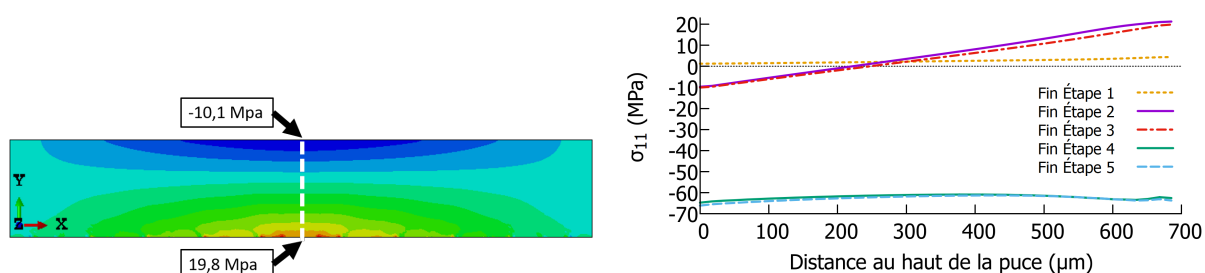
FIGURE 3.34 – Température et contrainte imposées à l’assemblage lors du pressage. L’étape 1 correspond à la mise sous pression de l’assemblage, l’étape 2 à l’élévation de sa température, l’étape 3 au fluage et à la cuisson de la résine. L’étape 4 consiste à ramener le PCB à température ambiante et l’étape 5 à retirer la pression appliquée.

Il apparaît que le procédé en lui-même engendre une forte déformation viscoplastique des barres de brasure. Ainsi, au niveau du pad n°1, $W_{\text{moy}} = 1,21 \text{ MJ m}^{-3}$ avant l’essai de cyclage thermique (fin de l’étape 5 définie en Fig. 3.34). Cette densité d’énergie est supérieure à l’incrément observé à chaque cycle lors d’un essai en enceinte climatique. Toutefois, en appliquant l’Eq. (3.4) on voit qu’une telle valeur de W_{moy} entraînerait l’initiation d’une fissure après $N_{0, \text{press}} = 31$ cycles. Ne subissant qu’un cycle de pressage, aucune fissure ne devrait exister dans les solder pads avant passage en enceinte climatique.

Lors du cyclage thermique, après avoir considéré le process, ΔW_{moy} par cycle passe à $4,25 \times 10^{-1} \text{ MJ m}^{-3}$. On rappelle qu’en considérant le PCB comme libre de contraintes à l’état initial, cet incrément valait $4,73 \times 10^{-1} \text{ MJ m}^{-3}$. On observe donc une baisse de 10% en prenant en compte les contraintes résiduelles dues au procédé de fabrication. La durée de vie caractéristique de la brasure est donc de 360 cycles, soit une augmentation de 40 cycles. Toutefois, même si le pressage n’a pas été suffisant pour initier une fissure, il a déformé le pad. Afin de connaître la baisse de durabilité induite par la fabrication du PCB, il est nécessaire de connaître le nombre de cycles de pressage que peut subir la barre de brasure avant rupture. D’après l’Eq. (3.6), la rupture du pad adviendrait au bout de $N_{f, \text{press}} = 66$ cycles de pressage. En supposant que les dommages sont additifs (cumul linéaire) on peut appliquer la règle de Palmgren-Miner [145]. Le PCB subissant un seul cycle de pressage, il y a rupture si $\frac{1}{N_{f, \text{press}}} + \frac{n_{\text{cyc}}}{N_{f, \text{cyc}}} = 1$. Ainsi, il y a rupture après $n_{\text{cyc}} = 354$ cycles $\{-55^\circ\text{C}/125^\circ\text{C}\}$. Il est rappelé que sans le procédé de fabrication, la simulation numérique avait conduit à $N_f = 320$ cycles. L’endommagement généré par le pressage

n'est donc pas suffisant pour effacer l'amélioration de la durée de vie des brasures.

Comme vu en Fig. 3.23, il y a un lien fort entre chargement mécanique de la puce et déformation plastique des pads extérieurs. Lors du procédé de fabrication, le composant va passer par plusieurs états de contraintes, comme présenté en Fig. 3.35. A la fin de l'étape 3, on voit en Fig. 3.35b que $\sigma_{11} < 0$ en haut du composant et $\sigma_{11} > 0$ en bas. Pendant cette étape, l'assemblage est chauffé mais la résine n'est pas présente. Le composant possède alors une certaine convexité. Cependant, il apparaît en Fig. 3.33 que lors d'une chauffe, les contraintes sont plus élevées en haut du composant (partie gauche de la figure) qu'en partie basse. En considérant le PCB complet (avec la résine), la forme de la puce est donc concave lors d'une chauffe. A nouveau, l'Annexe C aide à faire le lien entre variation de σ_{11} et concavité du composant. On voit donc que la résine joue un rôle important dans le développement des contraintes au sein du composant. Ceci témoigne alors bien de l'effet de l'enfouissement du composant. Après réticulation de la résine et refroidissement de l'ensemble, la Fig. 3.35b montre qu'il reste de fortes contraintes de compression dans la puce à la fin du process (autour de -62 MPa). Ces contraintes de compression additionnelles peuvent expliquer la différence de dissipation pendant les cycles thermiques observées en prenant en compte le pressage du PCB. C'est l'objet des paragraphes suivants.



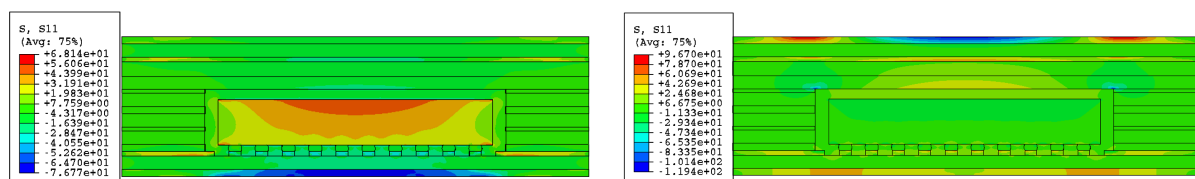
(a) Composante σ_{11} dans le composant après cuisson de la résine (fin de l'Étape 3). On note que la puce est en flexion composée.

(b) Composante σ_{11} le long du chemin médian (pointillés blancs en (a)) à différentes étapes du pressage. On note que la puce passe par des phases de flexion composée au cours du pressage. Une fois le procédé de fabrication terminé et le PCB ramené à 20°C , des contraintes résiduelles de compression existent dans le composant.

FIGURE 3.35 – État de contraintes de la puce lors du procédé de fabrication.

La Fig. 3.36 présente la répartition de σ_{11} dans le modèle 2D à l'instant t_c du quatrième

cycle thermique (125 °C). Le PCB est libre de contraintes à $t = 0$ en Fig. 3.36a. En Fig. 3.36b, un cycle de fabrication a été simulé avant le cyclage thermique. On note une très forte différence entre les deux cas, témoignant de l'importance de prendre en compte le procédé de fabrication. En effet, la flexion composée de la puce se fait moins évidente dans le deuxième cas. En outre, sans procédé de fabrication la partie basse du PCB était soumise à plus de compression que sa partie haute. C'est désormais l'inverse, la concavité de l'assemblage a donc changé.

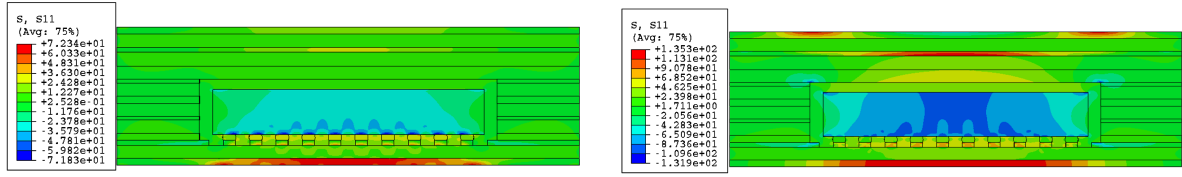


(a) Composante σ_{11} dans le modèle 2D à 125 °C. A $t = 0$ le PCB est libre de contraintes. (b) Composante σ_{11} dans le modèle 2D à 125 °C. Le procédé de fabrication est pris en compte avant cyclage.

FIGURE 3.36 – Composante σ_{11} dans le modèle 2D à l'instant t_c du quatrième cycle (125 °C). Avant le cyclage thermique, le PCB est libre de contraintes dans le premier cas (a) tandis qu'il contient des contraintes résiduelles liées à la fabrication dans le deuxième cas (b).

La composante σ_{11} dans ces deux modèles à l'instant t_f du quatrième cycle thermique (−55 °C) est présentée en Fig. 3.37. La différence entre PCB libre de contraintes (Fig. 3.37a) et PCB après process (Fig. 3.37b) se fait plus faible à cette température. En effet, bien plus faibles en amplitude, les contraintes semblent localisées aux mêmes endroits dans les deux cas. Ainsi, l'impact du procédé de fabrication se voit essentiellement à haute température.

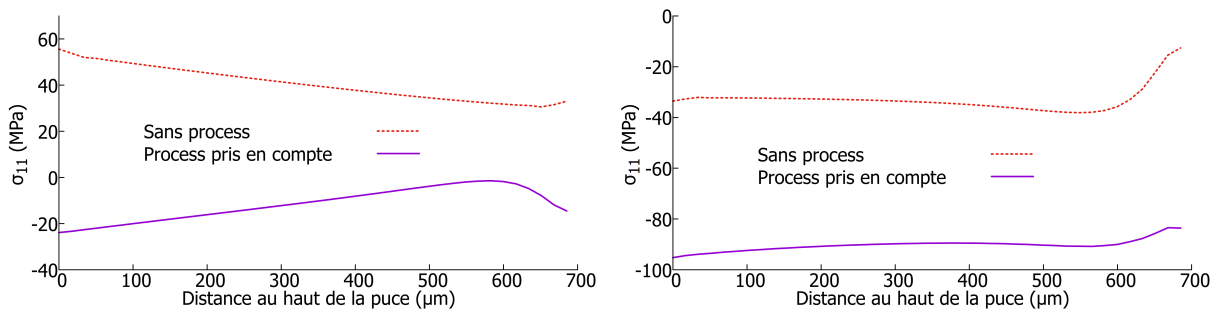
Comme cela a été fait en Fig. 3.35, nous allons étudier l'évolution de σ_{11} sur le chemin médian (pointillés blanc en Fig. 3.35a)). Cette composante des contraintes est tracée en Fig. 3.38 aux instants t_c et t_f du quatrième cycle dans les deux cas étudiés dans cette section (sans et avec procédé de fabrication). Comme vu précédemment, la différence majeure se trouve en Fig. 3.38a, où l'évolution de σ_{11} est inversée. En effet, à 125 °C, avec un PCB initialement libre de contraintes, σ_{11} était globalement décroissante à mesure que l'on se rapproche du bas de la puce (avec $\sigma_{11} > 0$). Après pressage, σ_{11} est désormais globalement croissante à cette température (avec $\sigma_{11} < 0$). L'enfouissement du composant



(a) Composante σ_{11} dans le modèle 2D à -55°C . A $t = 0$ le PCB était libre de contraintes.
 (b) Composante σ_{11} dans le modèle 2D à -55°C . Le procédé de fabrication a été pris en compte avant cyclage.

FIGURE 3.37 – Composante σ_{11} dans le modèle 2D à l'instant t_f du quatrième cycle (-55°C). Avant le cyclage thermique, le PCB est libre de contraintes dans le premier cas (a) tandis qu'il contient des contraintes résiduelles liées à la fabrication dans le deuxième cas (b).

(en particulier le shrinkage de la résine et son refroidissement) ont créé d'importantes contraintes de compression au niveau de la puce. Les contraintes engendrées par une chauffe ne sont alors plus suffisantes pour changer la convexité du composant. La puce présente donc sensiblement la même convexité aux instants t_c et t_f de chaque cycle. Dans le cas de base (sans process), le composant passait à chaque cycle d'une forme concave à une forme convexe, engendrant plus de déformation sur les barres de brasure externes. W_{moy} était alors plus important. Ces résultats sont synthétisés en Table 3.5. Le fait de conserver la même convexité tout au long des cycles thermiques a pour conséquence d'améliorer la fiabilité des brasures vis à vis de la fatigue.



(a) Composante σ_{11} le long du chemin médian du composant à l'instant t_c du quatrième cycle.
 (b) Composante σ_{11} le long du chemin médian du composant à l'instant t_f du quatrième cycle.

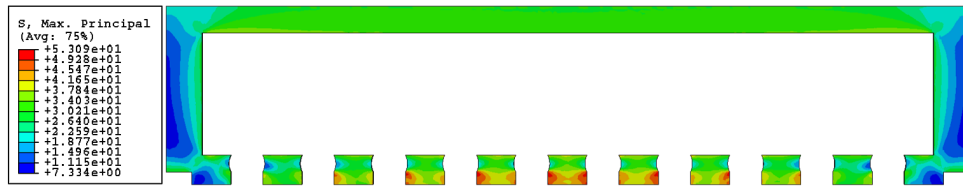
FIGURE 3.38 – État de contraintes au sein du composant aux températures extrêmes (instants t_c et t_f) du quatrième cycle thermique. Dans un cas le PCB libre de contraintes avant cyclage, dans l'autre le procédé de fabrication est pris en compte.

Nous avons vu en Fig. 3.35b que le composant est globalement en compression à la fin du procédé de fabrication. Dès lors, la résine l'encapsulant est en traction. En

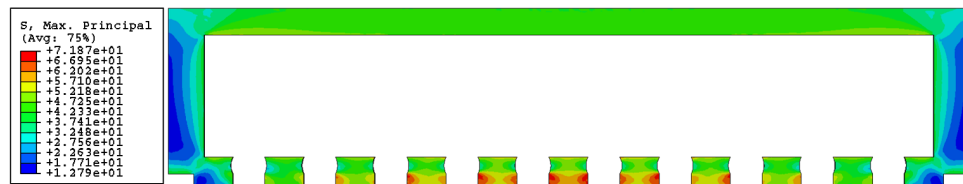
TABLE 3.5 – État initial du composant et forme prise par celui-ci, à différents instants, avec ou sans prise en compte du procédé de fabrication.

Modèle	État initial	A l'instant t_c	A l'instant t_f
Sans procédé de fabrication	Libre de contraintes	Concave	Convexe
Avec contraintes résiduelles	En compression	Convexe	Convexe

fin de process, il est donc possible d'observer des contraintes principales maximales allant jusqu'à 56 MPa (cf. Fig. 3.39a). Bien qu'inférieures au critère présenté en Section 3.2.5, ces contraintes étaient nulles dans le modèle de base. De plus, nous savons que les températures basses sont les plus défavorables pour la fiabilité de la résine. En prenant en compte les procédé de fabrication, les contraintes principales maximales dans la résine atteignent 72 MPa (cf. Fig. 3.39b). Cette valeur est très proche de la limite énoncée (78 MPa). Pour rappel cette dernière est utilisée à titre indicatif. Il est également rappelé que les contraintes dans le modèle 3D sont globalement plus élevées. A basse température, l'apparition de fissures dans la résine est donc probable. Bien que n'entraînant pas directement la défaillance du PCB, ceci peut réduire sa fiabilité.



(a) Contrainte principale maximale dans la résine à la fin du procédé de fabrication.



(b) Contrainte principale maximale dans la résine à l'instant t_c du quatrième cycle ($-55\text{ }^{\circ}\text{C}$).

FIGURE 3.39 – Contrainte principale maximale dans la résine lorsque le procédé de fabrication est pris en compte.

Comme nous venons de le voir, l'introduction de contraintes résiduelles liées dans l'assemblage (apparaissant lors de sa fabrication) influe fortement sur la réponse du PCB à des chargements thermiques cycliques. Cependant, la valeur de shrinkage introduite dans notre modèle est basée sur le shrinkage effectif de l'ensemble {résine+fibres} que

nous avons obtenu expérimentalement (cf. Section 2.5.5). Il est probable que le shrinkage réel de la résine soit nettement plus important. L'influence de ce facteur sur la fiabilité du PCB sera donc étudiée dans la section suivante. Suite à cela, une étude paramétrique sera effectuée sur certains paramètres géométriques de l'assemblage.

3.3.6 Étude paramétrique sur le modèle 2D

Afin d'évaluer l'influence du paramètre $\varepsilon_{résine}^{sh}$, une étude paramétrique a été effectuée. La valeur choisie constituant une estimation basse du shrinkage de la résine, les autres valeurs testées correspondront au quintuple et au décuple de celle-ci (configurations SH2 et SH3 en Table 3.6). A nouveau, la simulation reprend le procédé de fabrication puis 5 cycles thermiques.

La Fig. 3.40 présente les résultats de cette étude paramétrique. On note en Fig. 3.40a une baisse de l'incrément d'énergie dissipée moyenne ΔW_{moy} . En effet, cet incrément passe de $\Delta W_{moy} = 4,25 \times 10^{-1} \text{ MJ m}^{-3}$ dans la configuration SH1 à $\Delta W_{moy} = 4,01 \times 10^{-1} \text{ MJ m}^{-3}$ pour SH3 (soit une baisse de 5%). Il est à noter que ΔW_{moy} est globalement inchangé en passant de SH2 à SH3 (moins de 0,6% d'écart). La Fig. 3.40b (analogue à la Fig. 3.35b) décrit l'état de contraintes au sein du composant pour les trois valeurs de $\varepsilon_{résine}^{sh}$ en se concentrant sur les étapes du process les plus importantes.

Dans les trois cas, les contraintes dans la puce sont identiques à la fin de l'Étape 2 (la résine n'est pas encore présente dans la cavité). En fin d'étapes 3 et 5, l'écart entre SH2 et SH3 est minime. On note toutefois que le passage de SH1 à SH2 a impacté la réponse du composant. Dans la configuration SH1, σ_{11} au sein du composant était peu impacté par le shrinkage de la résine. Avec un shrinkage cinq fois plus grand, l'action de la résine sur tout le contour du composant s'accroît. De plus fortes contraintes de compression apparaissent alors en bas de ce dernier (partie droite de la Fig. 3.40b). En fin de process (fin étape 5), on note alors une hétérogénéité de σ_{11} plus prononcée que dans la configuration SH1. Alors que σ_{11} était globalement uniforme avec SH1 (autour de -62 MPa), on observe ici que σ_{11} (tout en restant négatif), devient plus faible sur le bas du composant (-46 MPa). Ainsi, avant d'être soumis à des cycles thermiques la puce adopte déjà une forme convexe. Comme visible en Fig. 3.40c, σ_{11} aux instants t_c et t_f est plus faible en amplitude dans le cas SH2 (il est rappelé que les contraintes sont négatives), pouvant causer cette légère baisse de dissipation d'énergie. Cependant,

du fait d'un rétreint chimique plus important, l'énergie dissipée en fin de process est plus importante dans le cas SH2 ($1,45 \text{ MJ m}^{-3}$) que dans le cas SH1 ($1,21 \text{ MJ m}^{-3}$). En considérant cette dissipation préalable, la durée de vie estimée des brasures passe alors de 422 cycles à 413 cycles (contre 350 cycles en configuration SH1). La comparaison des incréments ΔW_{moy} comme indicateur de durée de vie est donc bien valable, quand bien même le procédé de fabrication engendre de la dissipation. Dans la suite de cette étude paramétrique, ΔW_{moy} servira donc d'indicateur de fiabilité. L'influence de $\varepsilon_{\text{résine}}^{sh}$ sur l'incrément d'énergie dissipée est moindre face à l'impact de la prise en compte du procédé de fabrication. Il semble alors que le refroidissement de la résine (passant de 180°C à 20°C) joue un rôle plus important dans les contraintes résiduelles que le rétreint chimique de la résine. Ainsi, la valeur SH1 a été gardée pour les prochains modèles, lorsque ceux-ci prennent en compte le procédé de fabrication.

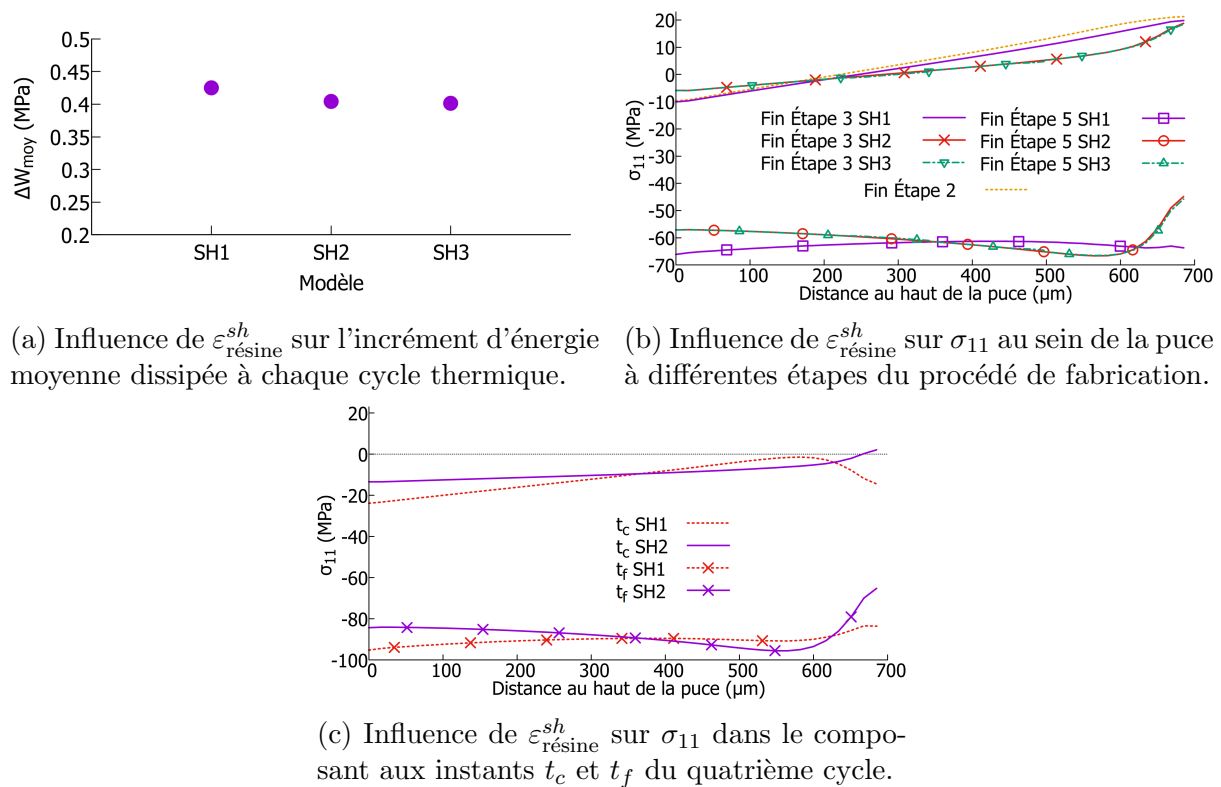


FIGURE 3.40 – Influence de la valeur du shrinkage de la résine sur la réponse du composant enfoui.

Ye et al. [53] ont étudié plusieurs configurations, en faisant notamment varier les dimensions du substrat. Trois valeurs, entre $120 \mu\text{m}$ et $420 \mu\text{m}$ ont été testées. Kpobie et al. [10] ont fait varier la hauteur de la cavité dans laquelle le composant est encapsulé.

Trois hauteurs de résine au-dessus du composant ont été également considérées, allant de $0\text{ }\mu\text{m}$ à $180\text{ }\mu\text{m}$.

Dans la configuration de référence, le substrat accueillant le composant a une épaisseur de $200\text{ }\mu\text{m}$. La cavité est dimensionnée de sorte qu'il reste $147\text{ }\mu\text{m}$ d'espace libre au-dessus du composant enfoui. On voit alors que les dimensions de l'assemblage réel (véhicule de test BASILIC) sont dans les bornes des études de la littérature. Deux autres valeurs pour ces dimensions ont donc été choisies en gardant le même ordre de grandeur que dans les études précédentes. L'ensemble des grandeurs testées dans cette section est résumé en Table 3.6.

Le modèle de référence (présenté en Section 3.2.2) correspond à la configuration SH1-S2-R3. Les cas SH1, S2 et R3 sont donc identiques du point de vue de la géométrie.

TABLE 3.6 – Dimensions choisies pour l'étude paramétrique effectuée dans cette thèse.

Dimension	1	2	3
SH : Shrinkage de la résine [10^{-4}]	-8,3	-41,5	-83
S : Épaisseur du substrat [μm]	100	200	300
R : Hauteur de résine au-dessus du composant [μm]	0	70	147

Pour chaque configuration, l'incrément d'énergie moyenne dissipée par déformation viscoplastique à chaque cycle thermique est extrait des simulations numériques. Il est rappelé qu'une plus forte valeur de ΔW_{moy} signifie une plus faible durée de vie des brasures. Dans un premier temps, l'étude de l'influence de l'épaisseur du substrat est proposée (les résultats sont présentés en Fig. 3.41). Le modèle 2D sans process est utilisé. On observe alors une diminution de l'énergie dissipée à chaque cycle avec l'augmentation de l'épaisseur du substrat (cf. Fig. 3.41a). Ce résultat était attendu. En effet, plus le substrat est fin et plus l'assemblage va pouvoir fléchir (car la dissymétrie augmente). Une épaisseur de substrat plus importante va rigidifier la partie basse du PCB et diminuer sa flexion, améliorant la fiabilité des brasures. La Fig. 3.41b illustre ce fait. En effet, en augmentant l'épaisseur, la puce est de moins en moins en flexion composée et de plus en plus en traction à $125\text{ }^{\circ}\text{C}$. L'impact de l'épaisseur du substrat est moins apparent à $-55\text{ }^{\circ}\text{C}$, seules les contraintes à t_c ont été représentées.

Afin d'étudier l'impact de la quantité de résine au-dessus du composant, la profondeur de la cavité a été modifiée. Dans un premier temps, les résultats sans prendre en compte le procédé de fabrication sont présentés en Fig. 3.42. Des trois configurations testées, R3 est

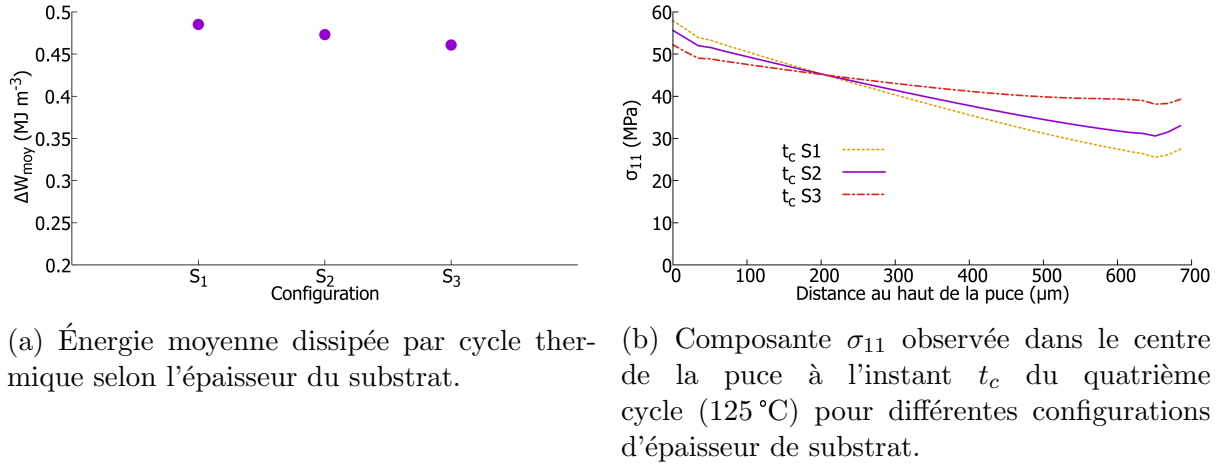


FIGURE 3.41 – Influence de l'épaisseur du substrat sur la réponse du composant enfoui lors des cycles thermiques. Le procédé de fabrication n'a pas été pris en compte

la plus favorable à la rupture des brasures (car elle présente le ΔW_{moy} maximal) (cf. Fig. 3.42a). On note en effet en Fig. 3.42b que c'est la seule configuration où le composant n'a pas la même convexité à t_c et à t_f . Cela témoigne alors de l'effet de la résine sur la flexion du composant aperçu en Section 3.3.5. Dans la direction 1, la résine est le matériau présentant le plus haut CTE (qui est identique dans toutes les directions). En outre, plus la température est élevée et plus l'écart de CTEs avec les autres matériaux est important. Dès lors, lorsque son épaisseur est suffisante au-dessus du composant, son influence dépasse celle du substrat en-dessous. Dans ce cas, le composant a une forme concave à haute température. Sans le procédé de fabrication, il semble alors que réduire la profondeur de la cavité (et donc la hauteur de résine) améliore la durée de vie des brasures. On note aussi que la configuration R2 présente le plus faible incrément ΔW_{moy} . Comme visible en Fig. 3.42b, l'amplitude des contraintes à t_f est en effet plus faible que dans la configuration R1 (il est rappelé qu'à cette température les contraintes sont négatives). On voit alors que l'évolution de ΔW_{moy} en fonction de la hauteur de résine n'est pas monotone. Étant continue, il existe une hauteur de résine optimum en matière de déformation plastique des brasures. On en déduit alors que dans ce cas (PCB libre de contraintes avant cyclage thermique), il serait bénéfique de réduire la profondeur de la cavité pour approcher de cet optimum (situé entre R2 et R3). Cependant, comme présenté en Section 3.3.5, le procédé de fabrication change la réponse du composant lors des cycles thermiques. Les mêmes configurations vont donc être étudiées en introduisant les contraintes résiduelles liées à l'assemblage du PCB.

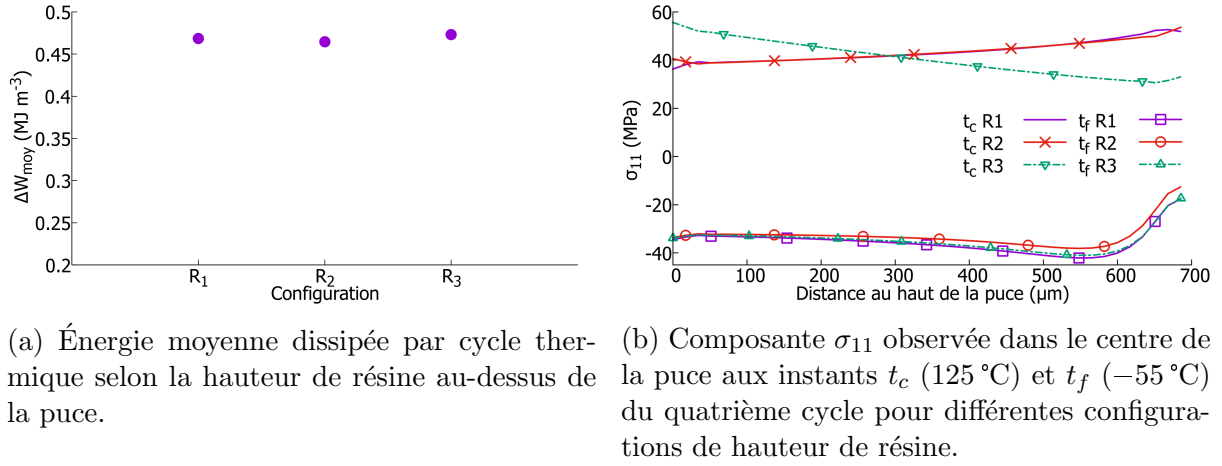
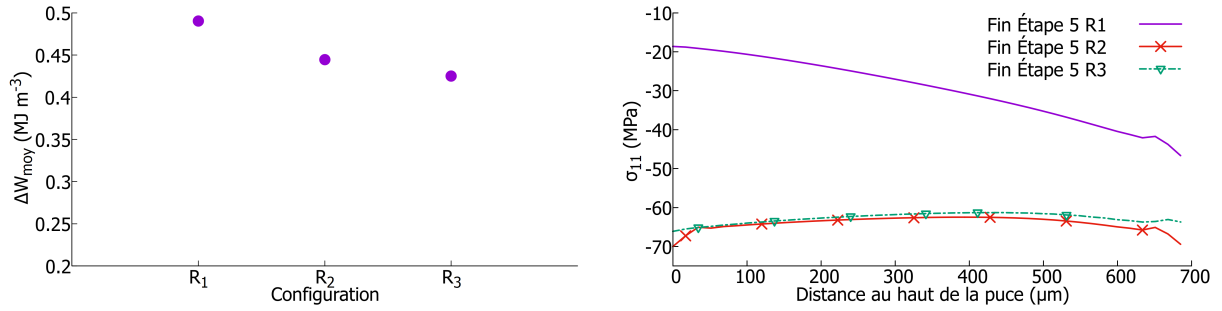


FIGURE 3.42 – Influence de la hauteur de résine au-dessus de la puce sur la réponse du composant enfoui lors des cycles thermiques. Le procédé de fabrication n’a pas été pris en compte.

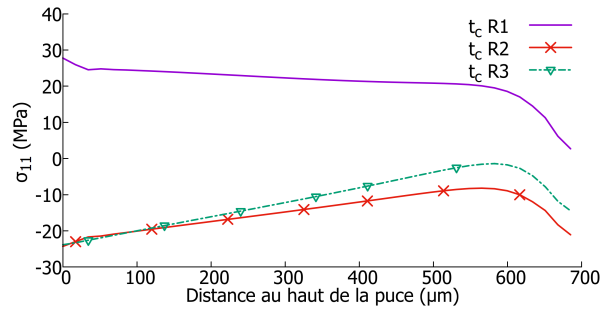
Il est à noter que dans les trois cas, l’énergie dissipée lors de la fabrication est suffisamment proche pour permettre l’étude de l’impact des configurations R en se basant sur la valeur de ΔW_{moy} . Comme présenté en Fig. 3.43a, la configuration la plus favorable vis à vis de la fatigue des brasures est désormais R3 (ΔW_{moy} minimal). Du fait des contraintes liées au process, la configuration R1 est la moins favorable. On note en effet en Fig. 3.43b qu’avant l’essai de cyclage thermique la puce est en flexion composée, de forme plutôt concave (contraintes plus élevées dans sa partie haute que sa partie basse). Ce résultat est dû au fait qu’en configuration R1 la grande majorité de la résine est située sous le composant. Dès lors, quand la résine se contracte (chimiquement puis thermiquement) elle entraîne le bas de la puce en compression. Sans ces contraintes résiduelles, le composant resterait relativement convexe au cours des cycles thermiques (cf. Fig. 3.42b). Sa flexion en fin d’assemblage fait qu’il adopte désormais une forme concave à haute température (comme visible en Fig. 3.43c). Ceci explique pourquoi, dans cette configuration, l’énergie dissipée par cycle est plus importante avec process ($\Delta W_{\text{moy}} = 4,90 \times 10^{-1} \text{ MJ m}^{-3}$) que sans process ($\Delta W_{\text{moy}} = 4,68 \times 10^{-1} \text{ MJ m}^{-3}$). Enfin, du point de vue de la brasure, ajouter de la résine semble être bénéfique. La configuration R3 devient alors la plus fiable.

Comme vu en Section 3.3.5, les contraintes résiduelles après le procédé de fabrication font que les contraintes principales maximales dans la résine sont plus élevées à l’instant t_f des cycles (-55 °C). Afin de voir si les configurations les plus favorables en termes de dissipation d’énergie (cf. Fig. 3.40a et 3.43a) le sont aussi en termes de fissuration



(a) Énergie moyenne dissipée par cycle thermique selon la hauteur de résine au-dessus de la puce. Les contraintes résiduelles liées au process sont intégrées au modèle.

(b) Composante σ_{11} observée dans le centre de la puce après pressage de l'ensemble (fin Étape 5) pour différentes hauteurs de résine.



(c) Composante σ_{11} observée dans le centre de la puce à l'instant t_c du quatrième cycle (125 °C) pour différentes hauteurs de résine. Les contraintes résiduelles liées au process sont intégrées au modèle.

FIGURE 3.43 – Influence de la hauteur de résine au-dessus de la puce sur la réponse du composant enfoui.

de la résine, les contraintes principales maximales ont été observées aux instants les plus représentatifs : après process (fin d'étape 5) et à l'instant t_f du quatrième cycle pour différentes valeurs de $\varepsilon_{résine}^{sh}$ et différentes hauteurs de résine. La Fig. 3.44 présente la valeur maximale de ces contraintes pour chaque configuration. On observe que les configurations favorables à une meilleure tenue des brasures dans le cas où le procédé de fabrication était considéré (SH3 et R3) sont aussi les meilleures configurations pour réduire les risques de fissuration de la résine.

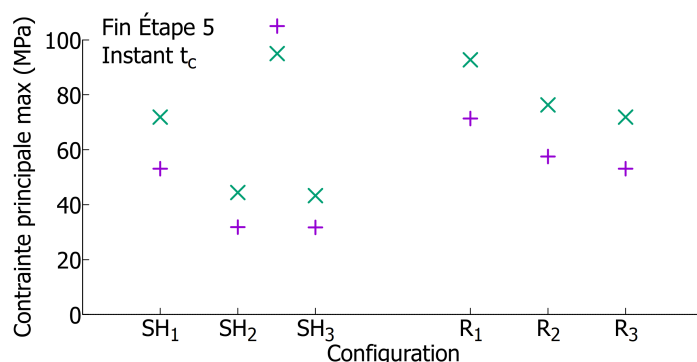


FIGURE 3.44 – Contrainte principale maximale observée dans la résine pour plusieurs valeurs de $\varepsilon_{résine}^{sh}$ et plusieurs hauteurs de résine. Cette valeur a été relevée numériquement en fin de procédé de fabrication (fin de l'étape 5) et à l'instant t_f (-55°C) du quatrième cycle thermique.

Cette étude paramétrique confirme la nécessité de prendre en compte le procédé de fabrication lors de l'étude numérique du cyclage thermique d'un PCB avec composant enfoui. En effet, sans les contraintes résiduelles liées à l'assemblage cette étude aurait conclu que la hauteur de référence de la cavité (R3) est trop importante, alors qu'il s'agit du cas le plus favorable en matière de fissuration des brasures. De même, une configuration qui semblait relativement favorable dans un premier temps (R1) est désormais la plus critique. Dans le cas d'une configuration où le process diminue la dissipation dans les brasures (R3), il semble qu'augmenter les contraintes résiduelles de compression favorise la durée de vie. Il apparaît également que le comportement d'un tel assemblage est très complexe, un changement de géométrie pouvant changer drastiquement la réponse du PCB (cf. Fig. 3.42b). Dès lors, aucune règle claire en matière de design ne semble apparaître à l'exception de ce qui est déjà effectué par les fabricants de PCBs : réduire la flexion du circuit. Ceci peut passer par des couches plus rigides (configurations S3) ou par un assemblage plus symétrique (dans cette étude, l'assemblage est fortement asymétrique

à proximité du composant).

3.4 Conclusion

Ces travaux visaient à développer le modèle numérique d'un circuit imprimé avec composants enfouis soumis à des cycles thermiques. Ce modèle devait s'appuyer sur une représentation juste des comportements matériau, notamment via la caractérisation de ces derniers (cf. Chapitre 2). Ainsi, il devait permettre d'identifier les mécanismes de défaillance prépondérants dans ce type d'assemblage sous ce type de chargement et leur origine.

Pour cela, un modèle 3D concentré sur le voisinage d'un composant enfoui a été développé. Sans confrontation avec l'expérience, nous ne savions pas quelles zones du modèle seraient les plus critiques en termes de fiabilité. Une modélisation précise du composant, des brasures et des couches inférieures du PCB a donc été réalisée pour ces premières simulations. On observe alors que les brasures en périphérie du composant représentent les zones les plus à risque lors des cycles thermiques. Il est toutefois à noter que la résine présente un risque de fissuration à basse température, et que des contraintes normales positives existent à forte température au niveau des interfaces entre brasures et composant et entre brasures et pistes de cuivre.

Les problématiques de fiabilité de cet assemblage étant apparemment concentrées au niveau du composant, un modèle 2D plus simple a alors été développé. Ce dernier ne reprend pas la géométrie complexe des pistes de cuivre, ni les micro-vias reliant les couches de cuivre n°3 et n°4. Bien qu'il surestime la durée de vie des brasures, il est représentatif du modèle 3D au niveau de la réponse du composant, des brasures, de la résine et des interfaces. Ce dernier a donc été utilisé pour la suite de notre analyse. Il est toutefois bon de rappeler que ce modèle n'est utilisable qu'à des fins qualitatives, pour dégager des tendances. Le modèle 3D est toujours nécessaire pour des simulations prédictives.

Le fort cumul de déformation plastique au niveau des pads extérieurs est expliqué par la déformation de la puce. En effet, du fait de l'environnement du composant (résine, brasures, substrat) ce dernier entre dans un état de flexion composée lors d'un changement de température, et plus on s'éloigne de son centre plus les brasures sont sollicitées. Le

composant va alors prendre une forme concave à haute température et convexe à basse température. Ce changement de convexité engendre une forte déformation plastique. C'est pour cette raison par exemple que, comme rappelé dans la littérature, la réduction du gauchissement de l'assemblage est bénéfique pour la fiabilité [55].

Cependant, nous avons vu qu'en prenant en compte le procédé de fabrication, un changement de concavité s'opère. En effet, du fait de l'enfouissement du composant dans de la résine, le composant reste convexe à chaud comme à froid. Dès lors, la concavité du composant n'alterne plus avec les cycles thermiques, et les brasures sont moins sollicitées.

L'analyse conduite dans ce travail semble indiquer que l'impact du procédé de fabrication sur la durée de vie des brasures est plus lié au refroidissement de la résine qu'au rétreint chimique de cette dernière. Cependant, une bonne caractérisation du shrinkage est toujours nécessaire pour obtenir la réponse exacte de l'assemblage. De plus, cette étude paramétrique confirme la nécessité de prendre en compte les contraintes résiduelles dues au pressage du PCB (ces dernières pouvant inverser des tendances observées autrement).

Il demeure cependant que la fiabilité de ce type de PCB est grandement liée à l'intensité de la flexion composée du composant. C'est pourquoi il est important de réduire cette dernière (et la flexion du PCB en général). Dans cette étude, aucune contrainte n'est exercée par l'environnement sur le circuit. Or, dans l'assemblage final, un régulateur thermique sera fixé en couche n°4. Pour cela, une pâte thermique est appliquée sur la surface de la couche n°4 et le maintien se fait en vissant le radiateur à l'ensemble du PCB. Le PCB se trouve donc contraint lors des changements de température et la fiabilité des brasures est probablement impactée.

Chapitre 4

Simulation numérique de l'essai sur bain d'étain-plomb

4.1 Introduction

Comme présenté en Section 1.3 le solder float test consiste à placer des coupons (prélevés au niveau de zones à risque du PCB) à la surface d'un bain de brasure. Pour les applications qui nous intéressent, le métal fondu est de l'étain-plomb de type Sn63 à 288 °C. Le coupon est placé sur une face pendant 10 s, puis refroidi pendant une minute à l'air ambiant. Ceci est répété au total au minimum trois fois (IPC-TM-650) : deux fois sur la première face, une fois sur sa face opposée. Très peu d'étude ont été faites de cet essai. De fait, il manque des connaissances sur l'état des contraintes créées dans le PCB pendant celui-ci. Nous proposons donc dans le cadre de cette thèse de développer un modèle éléments finis du test de flottaison sur bain d'étain-plomb. Étant donné que l'hypothèse d'une variation uniforme de la température au cours de l'essai (comme faite dans le Chapitre 3) semblait peu probable, un protocole expérimental a tout d'abord été développé afin de définir les conditions aux limites thermiques de ce problème. Ce travail, présenté en Section 2.7, a permis d'obtenir expérimentalement la valeur du coefficient de convection h_{SnPb} de l'interface entre une surface horizontale et un bain de SnPb.

Au regard de la valeur de h_{SnPb} obtenue expérimentalement, il est confirmé que la température d'un PCB soumis à un solder float test ne peut pas être a priori considérée uniforme. De plus, le développement des contraintes d'origine thermique au sein des semi-conducteurs est fortement impacté par de brusques variations de température [146].

Une simulation par éléments finis servira à quantifier cette hétérogénéité dans un premier temps. Par la suite, une discussion sera tenue sur les conséquences des champs de contraintes induits par cet essai et les possibles mécanismes de défaillance engendrés correspondants. Ce travail a été partiellement publié dans [78].

4.2 Simulation thermomécanique du test sur bain d'étain-plomb

Pour cette étude, nous considérons un PCB 6-couches, symétrique et contenant des PTHs. Il est supposé que le PCB ne comporte pas de composant enfoui à proximité de la zone d'étude (voisinage d'un PTH). L'épaisseur totale du PCB est de 1,868 mm, les PTHs ont un rayon de perçage de 170 μm sur lequel 20 μm de cuivre sont électrodéposés (constituant ainsi le fut de cuivre). Le reste des dimensions est présenté en Table 4.1. Comme visible en Fig. 4.1, le PCB est fait de deux matériaux : le cuivre (dont le modèle de comportement est présenté en Section 2.2) et le substrat. Nous rappelons que pour l'étude du solder float test, le substrat considéré est un matériau de type composite verre-polyimide utilisé pour ses performances à haute température : le Substrat 2. En effet, comme présenté en Section 2.6, la température atteinte lors du solder float test reste inférieure à celle de la transition vitreuse du Substrat 2. Ainsi, son comportement reste élastique dans la plage de température de cette étude. Ceci permet non seulement d'alléger les simulations, mais également de décorréler les phénomènes propres au solder float test à ceux liés au passage de la transition vitreuse (changement de comportement mécanique, forte augmentation de α_{22}).

TABLE 4.1 – Dimensions du modèle éléments finis. La hauteur totale du PTH est de 1,868 mm. Le bord droit du modèle est à 3 mm de l'axe de symétrie.

	Dimension [μm]
Rayon des pastilles	448
Rayon de perçage	170
Épaisseur des pastilles	14
Épaisseur de cuivre dans le PTH	20
Écart vertical entre deux pastilles	360

Dans les faits, après avoir passé le solder float test, des microsections du PCB sont analysées afin d'évaluer les dommages engendrés dans le voisinage des PTHs. Les stan-

dards (tel l'ECSS-Q-ST-70-60C [20]) imposent de telles observations afin de repérer une potentielle délamination entre le cuivre et le substrat ou entre les différentes couches de diélectrique, une fissuration du composite ou encore une rupture du fût de cuivre. Le but de ce modèle éléments finis est d'appréhender les causes de ces mécanismes de défaillance, d'un point de vue des contraintes et déformations engendrées par le solder float test. Ainsi, le choix a été fait de modéliser le voisinage d'un PTH, comme représenté en Fig. 4.1.

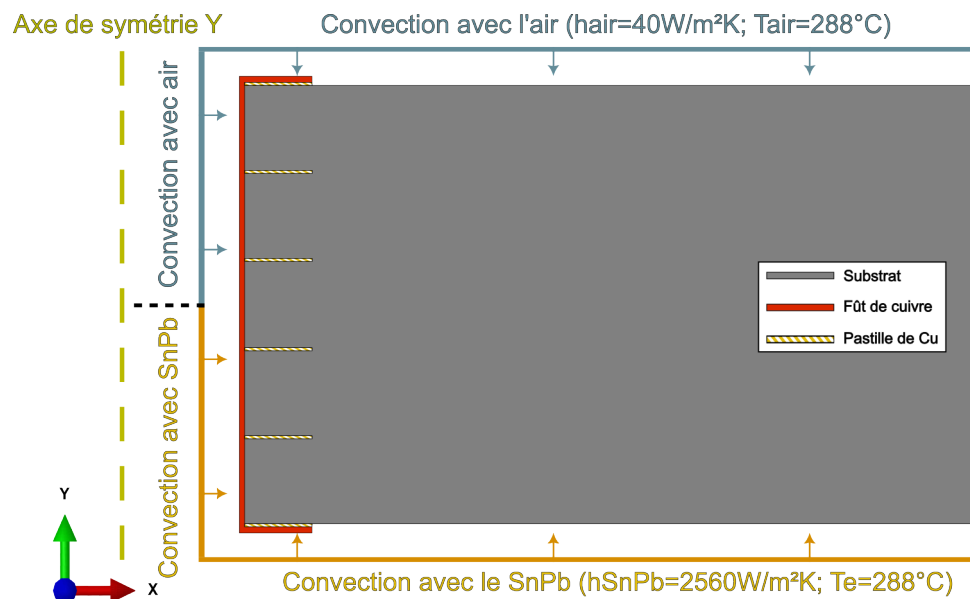


FIGURE 4.1 – Représentation schématique du modèle éléments finis d'un PCB 6-couches soumis à un solder float test. L'attention est ici portée sur le voisinage d'un PTH. D'un point de vue thermique, l'extrémité droite du modèle (située à 3 mm de l'axe de symétrie) est considérée comme isolée.

Une fois le contact avec le bain de Sn63 établi, le PCB devrait être partiellement immergé à une profondeur de 415 μm de par sa flottaison. L'analyse de microsections après solder float test, cf. Fig. 4.2, révèle la présence de brasure dans l'intégralité du PTH. En effet, l'effet de la capillarité et la manipulation du coupon test lors de l'essai font que la brasure monte jusqu'au moins le plan médian du PTH. C'est pourquoi l'hypothèse est faite dans cette étude que la moitié du coupon est immergée lors du solder float test (cf. Fig. 4.1).

Ainsi, une condition aux limites convective (interaction de type "surface film condition" pour ABAQUSTM) a été définie sur la moitié inférieure du modèle pour représenter le contact avec la brasure ($h_{\text{SnPb}} = 2560 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$ et $T_e = 288^\circ\text{C}$). La partie supérieure

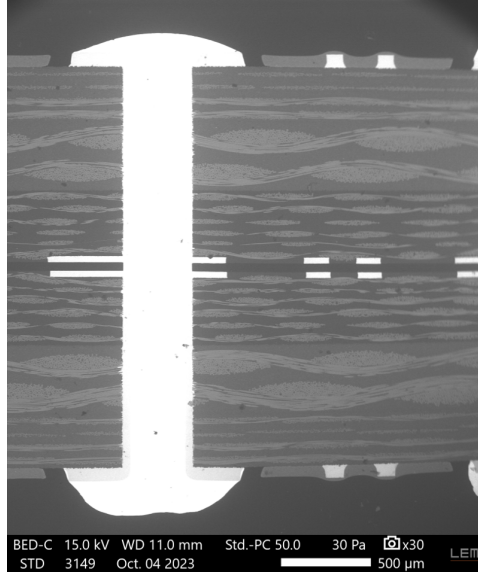


FIGURE 4.2 – Observation MEB réalisée lors de la thèse de la microsection d’un échantillon ayant subi un solder float test. Pour correspondre à l’étude proposée dans cette thèse, le voisinage d’un PTH a été sélectionné. On note qu’après les trois passes réglementaires, la brasure a rempli l’intégralité du PTH, raison pour laquelle nous avons fait l’hypothèse que le SnPb est présent jusqu’au plan médian du PCB.

du PCB est en contact avec l’air ambiant. Une seconde condition aux limites ($h_{\text{air}} = 40 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$ et $T_{\text{air}} = 288^\circ\text{C}$) y a été appliquée. Une modélisation axisymétrique a été retenue de par la géométrie du problème et des conditions de chargement. Les éléments quadrilatéraux bilinéaires à 4 nœuds utilisés pour le maillage sont donc de type CAX4T. Ils possèdent des degrés de liberté en déplacement et en température, ce qui permet d’effectuer une analyse couplée température-déplacement. Ce type d’analyse permet de simultanément évaluer l’hétérogénéité des champs en régime transitoire et son impact sur la réponse mécanique du PCB. Le maillage a été choisi de sorte qu’il y ait 4 éléments dans l’épaisseur du fût de cuivre, amenant le total à 70 400 éléments. La convergence d’un tel maillage a été vérifiée. Il est donc suffisamment dense pour que les résultats de simulation ne dépendent plus de la taille des éléments. Dans un but de simplification, seule la première chauffe du coupon a été modélisée dans cette étude. Un schéma, reprenant les aspects principaux du modèle éléments finis utilisé, est proposé en Fig. 4.1.

Il est à noter que dans cette étude, on suppose le PCB libre de contraintes à l’état initial (le procédé de fabrication n’a pas été pris en compte). Par ailleurs, la température initiale du PCB est uniforme et vaut 20°C .

4.2.1 Hétérogénéité du champ de température

Le champ de température à l'intérieur du PCB à $t = 0,083\text{ s}$ après le début du solder float test est présenté en Fig. 4.3. Entre le point le plus chaud et le point le plus froid du modèle (se trouvant tous deux dans le substrat), une différence de $175\text{ }^\circ\text{C}$ est observable. Comme attendu, la température du PCB est très fortement hétérogène au début du solder float test.

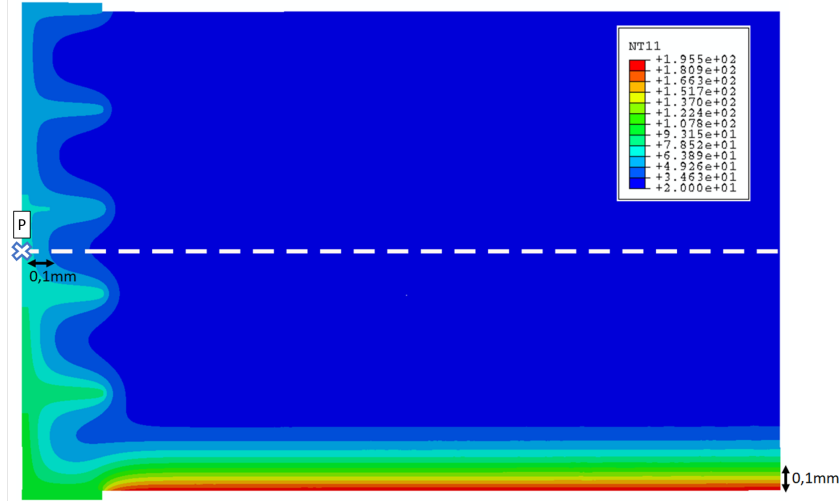


FIGURE 4.3 – Champ de température (NT11) dans le PCB obtenu numériquement au début du solder float test (à $t = 0,083\text{ s}$). La ligne de tirets blancs représente le plan médian ($Y = 0,934\text{ mm}$) du PCB, le point P son extrémité gauche (au niveau du fût de cuivre). La température (donnée en $^\circ\text{C}$) est uniforme dans le fût de cuivre, mais le contact avec le bain de brasure n'a impacté qu'une partie limitée du substrat. La différence entre le point le plus chaud et le point le plus froid du modèle étant de $175\text{ }^\circ\text{C}$, l'hypothèse d'une température uniforme lors de ce test n'est pas réaliste.

Cette hétérogénéité marquée est principalement due à la très faible conductivité thermique des matériaux diélectriques ($k_{Sub2} = 0,2\text{ W m}^{-1}\text{ K}^{-1}$). En effet, le nombre de Biot associé au Substrat 2 est $B_{i,Sub2} = 23$. Cette valeur est le fruit d'un échange par convection avec un coefficient $h_{SnPb} = 2560\text{ W m}^{-2}\text{ K}^{-1}$, et la hauteur totale du PCB de $L_c = 1,8\text{ mm}$ (égale à sa longueur caractéristique car la convection n'agit que sur une face). Ainsi, le substrat diélectrique peut être décrit comme un milieu thermiquement épais. Le cuivre est un milieu thermiquement mince ($B_{i,Cu} = 1,31 \times 10^{-4}$) car sa conductivité thermique est nettement supérieure ($k_{Cu} = 391,1\text{ W m}^{-1}\text{ K}^{-1}$) et sa taille caractéristique très faible ($L_c = 20\text{ }\mu\text{m}$). Ceci explique pourquoi la température du fût de cuivre est homogène et celle du substrat très hétérogène.

Pour que le substrat présente une température homogène, il faudrait que son nombre de Biot vérifie $B_{i,Sub2} < 0,1$. Lors des essais de cyclage thermique en enceinte climatique, la température du PCB est contrôlée par convection sur toutes ses faces avec l'air. Ainsi, pour le PCB considéré ici, la longueur caractéristique du substrat pour ce type d'essai est de $L_c = 0,9 \text{ mm}$ (car l'air agit sur les deux faces). Dès lors, la condition $B_{i,Sub2} < 0,1$ est satisfaite pour $h_{air} < 22 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$. Ce résultat est dans la gamme des HTC's pour de la convection avec l'air [27]. Conformément à ce qui était présenté en Section 1.2.2, ceci corrobore donc l'hypothèse classique d'une température globalement uniforme lors des essais de cyclage thermique en enceinte climatique.

Le plan médian du PCB ($Y = 0,934 \text{ mm}$) est représenté par des tirets blancs en Fig. 4.3. La température a été enregistrée à chaque nœud de ce plan à l'incrément de temps concerné ($t = 0,083 \text{ s}$). La distribution ainsi obtenue est visible en Fig. 4.4. Comme cela était attendu, la température est uniforme dans le fût de cuivre et décroît rapidement dans le matériau diélectrique. A une distance de $0,1 \text{ mm}$ de l'interface cuivre/substrat, une baisse de 35% de la température est observée. Le front de chaleur générée par le contact avec la brasure s'est en effet propagé dans le Substrat 2 sur une distance $x_{Sub2} = \sqrt{t \cdot \kappa_{Sub2}} = 0,1 \text{ mm}$ après $t = 0,083 \text{ s}$ (où κ_{Sub2} est la diffusivité thermique du Substrat 2). La grande diffusivité thermique du cuivre, fait que la température est déjà uniforme dans le fût après $t_{Cu} = 3,5 \times 10^{-6} \text{ s}$.

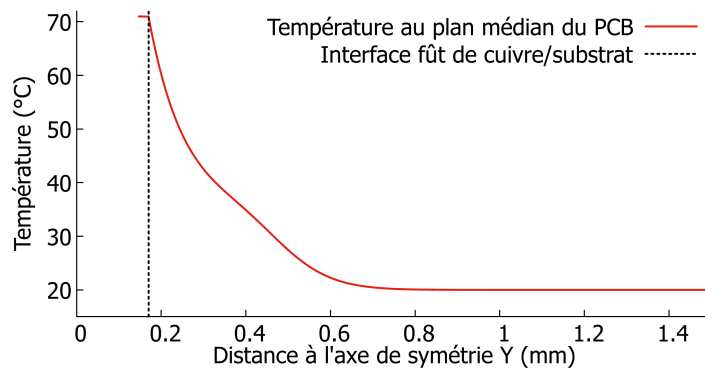


FIGURE 4.4 – Distribution de la température le long du plan médian du PCB (représenté par des tirets blancs en Fig. 4.3) à $t = 0,083 \text{ s}$. La température est uniforme dans le fût de cuivre et diminue rapidement dans le diélectrique. Le champ de température dans le PCB est donc fortement hétérogène.

Comme vu en Section 3, même dans le cas d'un chargement homogène, la dilatation des matériaux est suffisante pour engendrer des contraintes au sein du PCB et de possibles

mécanismes de défaillance. L'hétérogénéité observée lors du solder float test impacte donc d'autant plus fortement les déformations, comme nous le verrons dans la section suivante.

4.2.2 Impact sur la réponse thermomécanique

Dans cette étude, la composante hors-plan des contraintes (σ_{22}) a été mesurée à l'extrémité gauche du plan médian du PCB (point P de la Fig. 4.3). En effet, la rupture par fatigue oligocyclique du fût de cuivre est principalement due à l'incompatibilité des CTEs hors-plan (α_{22}) entre le cuivre et le substrat, ce qui engendre un cumul de plasticité au niveau du plan de symétrie du PCB [147]. Le solder float test n'est réalisé que trois fois en général. La fatigue oligocyclique du cuivre ne peut donc pas se produire. Cependant, la déformation plastique engendrée par un chargement thermique intense peut impacter la tenue en fatigue du cuivre à des cycles thermiques subséquents.

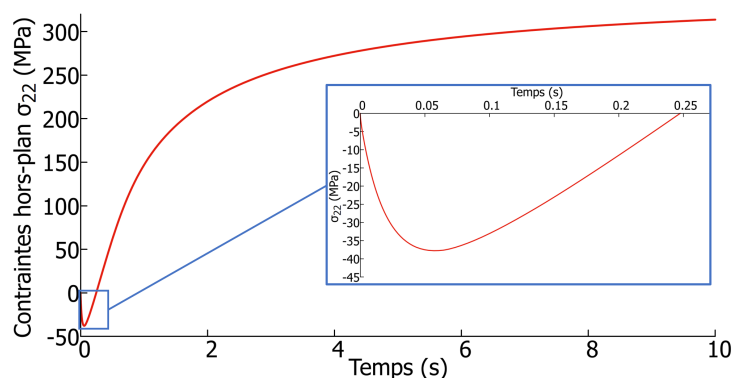


FIGURE 4.5 – Composante hors-plan des contraintes (σ_{22}) dans le fût de cuivre au cours de la première phase de chauffe du solder float test. Elle a été enregistrée au niveau du point P de la Fig. 4.3. Des contraintes de compression (mises en évidence sur cette figure) sont observées au début du solder float test. Elles sont dues à la forte différence de température entre cuivre et substrat. Les contraintes hors-plan sont connues pour être une des causes de déformation plastique dans un PTH lorsqu'il est chauffé.

On note en Fig. 4.5 que σ_{22} chute rapidement de 0 à -36 MPa. Le cuivre subit donc des contraintes de compression au début du solder float test. Le cuivre ayant un CTE hors-plan plus faible que le composite (cf. Sections 2.2 et 2.6), des contraintes de traction auraient été observées si les deux matériaux avaient la même température. Cependant, le substrat est plus froid que le cuivre pour la majeure partie du PCB et est donc soumis à moins de dilatation que le cuivre (à partir d'une distance $x > 0,14$ mm de l'interface entre cuivre et diélectrique, comme montré en Fig. 4.6).

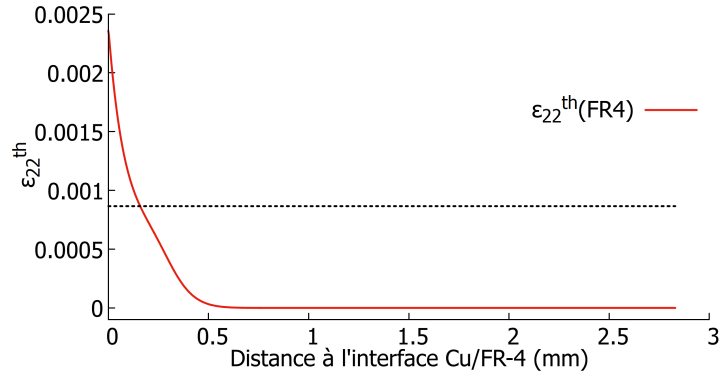


FIGURE 4.6 – Évolution de la dilatation thermique dans la direction hors-plan (ε_{22}^{th}) dans le substrat à $t = 0,083$ s le long du plan médian du PCB (représenté par des tirets blancs en Fig. 4.3). La dilatation observée dans le fût de cuivre $\varepsilon_{22}^{th}(\text{Cu})$ au même instant est représentée ici par des pointillés noirs. A cet incrément de temps, il est à noter que la plupart du substrat est à 20°C et ne subit donc pas de dilatation thermique.

Cette différence de dilatation, due à une différence de température est la raison pour laquelle les contraintes hors-plan dans le cuivre sont compressives. Plus tard au cours de l'essai, la chaleur a eu le temps de diffuser et une plus grande zone de substrat à proximité du cuivre a eu le temps de s'échauffer. Le cuivre est alors soumis à des contraintes de traction (comme cela est observable en Fig. 4.5). Durant ces deux phases (de compression et de traction), les contraintes dans le cuivre sont suffisantes pour y induire de la déformation plastique. C'est pourquoi dans la suite nous allons nous intéresser aux différents mécanismes de défaillance mis en évidence lors du solder float test.

4.3 Rupture par fatigue du fût de cuivre : déformation plastique cumulée

Comme présenté en Section 1.3.1, le solder float test peut induire des défaillances de type rupture d'interface [57], tout comme parfois la fissuration du fût de cuivre [60]. En s'inspirant des résultats connus pour le cas du cyclage thermique, nous allons donc dans un premier temps nous intéresser à la déformation plastique cumulée dans le fût de cuivre, au point où elle est maximale.

A la fin de la première chauffe du solder float test, la déformation plastique cumulée maximale mesurée dans le fût de cuivre vaut $p = 1,20 \times 10^{-2}$ (localisée au point P). Il est à noter que l'évolution de σ_{22} , tracée Fig. 4.5, a également été mesurée à cet

endroit. Afin de mieux appréhender l'impact de la convection sur la déformation, un second modèle éléments finis, qui sera par la suite désigné comme cas "température uniforme" a été développé. Dans celui-ci, la température est uniforme dans le PCB et augmente linéairement entre 20 et 288 °C. La déformation plastique cumulée maximale obtenue avec ce type de chargement est alors de $p = 1,16 \times 10^{-2}$. On obtient donc une déformation plastique cumulée 3,45% plus importante en prenant en compte les phénomènes convectifs et la conduction au sein du PCB (nommé "cas convectif"). A ce stade, nous ne pouvons pas dire que des fissures seraient observées dans le fût de cuivre lors du solder float test.

Comme nous l'avons vu en Fig. 4.5, la présence d'une phase de compression ($\sigma_{22} < 0$) dans le fût de cuivre au début du solder float test constitue une des différences principales entre les cas convectif et uniforme. Ces contraintes de compression et la déformation plastique cumulée qu'elles engendrent sont liées à la différence de température entre le cuivre et le substrat. La convection régissant le chargement thermique, des vitesses de chauffe plus élevées correspondent à des HTC plus grands. Par extension, le nombre de Biot associé aux différents matériaux augmente, induisant une hétérogénéité du champ de température d'autant plus prononcée. La vitesse de chauffe semble alors avoir un impact très important sur la réponse mécanique du PTH. Pour cette raison, l'influence de la valeur du coefficient de convection h_{SnPb} sur la déformation plastique cumulée et l'intensité de la phase de compression ont été étudiées. Les résultats de cette étude sont proposés en Figs. 4.7 et 4.8.

4.3.1 Influence du coefficient de convection

Dans cette section, le coefficient de convection associé à la condition aux limites appliquée sur la moitié inférieure du PCB varie de $h_{\text{SnPb}} = 500 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$ à $5 \times 10^6 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$. Les autres paramètres du modèle, présenté en Section 4.2, ne sont pas modifiés. Pour chaque valeur de h_{SnPb} , la déformation plastique cumulée en fin de chauffe est enregistrée au même point que précédemment (point P de la Fig. 4.5). La déformation ainsi obtenue en fonction de h_{SnPb} est présentée en Fig. 4.7.

On voit que, peu importe la valeur du coefficient de convection, la valeur de p obtenue est toujours supérieure à celle obtenue dans le cas où le champ de température est homogène. En matière de déformation plastique, le cas uniforme sert donc de borne

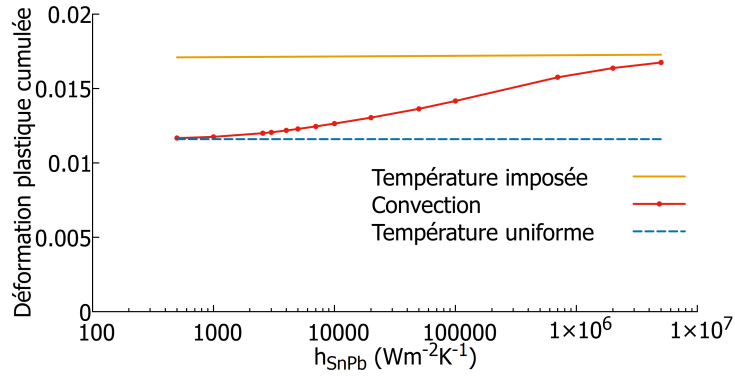


FIGURE 4.7 – Influence du coefficient de convection h_{SnPb} sur la déformation plastique cumulée dans le fût de cuivre durant le solder float test. Des coefficients de convection plus importants induisent une plus grande déformation plastique cumulée. Le cas où la température est uniforme dans le PCB forme la borne inférieure des valeurs de p quand la convection est prise en compte. Le cas où la température de la surface immergée du PCB est imposée à 288 °C fait office de borne supérieure.

inférieure au problème de transfert thermique. Une borne supérieure semble également se dessiner quand le HTC devient très grand. Les éléments finis ont permis de mieux comprendre la configuration à laquelle celle-ci correspond. En effet, un troisième modèle éléments finis a été développé en se basant sur celui du cas convectif. Au lieu d'appliquer une condition aux limites de type Newton-Robin sur le bord inférieur du PCB, sa température est imposée à 288 °C (condition aux limites de Dirichlet). On obtient alors le cas “température imposée”, asymptote haute de la déformation plastique cumulée (comme visible en Fig. 4.7). Cette borne supérieure (respectivement inférieure) est liée à une configuration où cuivre et substrat se comportent comme un corps thermiquement épais (respectivement mince).

En effet, comme énoncé précédemment, une diminution de h_{SnPb} induit une baisse du nombre de Biot (notamment $B_{i,\text{Sub2}}$). Ainsi, les deux matériaux sont thermiquement minces dès lors que le HTC est suffisamment bas ($h_{\text{SnPb}} < 22 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$, conformément à la Section 4.2.1). Dès lors, la température peut être considérée comme homogène dans le PTH et la borne inférieure est atteinte. Inversement, $B_{i,\text{Cu}}$ augmente lorsque le HTC augmente. Ainsi, pour $h_{\text{SnPb}} > 1,96 \times 10^6 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$, le cuivre et le substrat sont tous deux considérés comme thermiquement épais. Le champ de température devient donc très hétérogène dans le cuivre, jusqu'à une configuration extrême où la surface immergée est à 288 °C et le reste du PCB à 20 °C.

La Fig. 4.8 décrit l'influence du coefficient de convection sur l'intensité de la phase

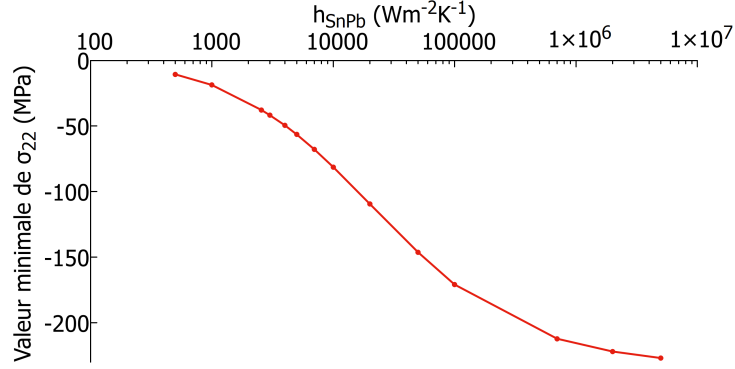


FIGURE 4.8 – Influence du coefficient de convection h_{SnPb} sur la composante hors-plan la plus extrême en compression ($\sigma_{22} < 0$) observée dans le fût de cuivre pendant le solder float test. Des coefficients de convection plus importants induisent des contraintes de compression plus intenses, et une déformation plastique du cuivre accrue.

de compression (valeur extrême atteinte par σ_{22}). Nous rappelons que dans le cas où la température du PCB est uniforme, le fût de cuivre n'est soumis qu'à de la traction. C'est la raison pour laquelle la valeur extrême de σ_{22} tend vers 0 lorsque h_{SnPb} diminue. Inversement, plus le HTC augmente, plus le champ de température dans le PCB est hétérogène. On voit alors que le fût de cuivre subit une phase de compression plus intense.

4.3.2 Influence de la conductivité du substrat

Comme vu précédemment, l'hétérogénéité est liée au nombre de Biot élevé du Substrat 2. Puisque $B_{i,\text{Sub2}} = \frac{h_{\text{SnPb}} \cdot L_c}{k_{\text{Sub2}}}$, deux solutions sont envisageables pour réduire ce nombre (et donc rendre la température plus homogène au sein du PCB lors d'un essai de qualification) : baisser h_{SnPb} ou augmenter k_{Sub2} . La première solution venant d'être étudiée, l'influence de la conductivité thermique du substrat k_{Sub2} va être analysée dans ce paragraphe. Dans cette section, $h_{\text{SnPb}} = 2560 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$ et $T_e = 288^\circ\text{C}$. Pour le Substrat 2, plusieurs valeurs de la conductivité thermique ont été testées entre 0,115 et $3,5 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$. La Fig. 4.9 présente l'effet d'un changement de ce paramètre sur la déformation plastique cumulée développée dans le fût de cuivre lors d'un solder float test. On observe logiquement qu'une augmentation de k_{Sub2} entraîne une plus faible déformation plastique cumulée, menant au final à une réponse équivalente à celle du cas "température uniforme". Ainsi, dès lors que $k_{\text{Sub2}} \geq 0,6 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$ la différence entre les modèles convectif et "température uniforme" devient inférieur à 1%. On voit alors qu'une augmentation de la conductivité thermique du substrat permet une meilleure résistance

du PCB aux brusques variations de température extérieure.

L'ajout d'inclusions de céramique dans la résine permet d'augmenter la conductivité thermique d'un diélectrique à résine polymère, comme rappelé par Mehra et al. [148]. En plus d'améliorer les capacités à haute-fréquence (via moins de perte de signal [149]), des composites présentant un grand nombre d'inclusions sont donc très utilisés dans l'industrie du PCB. A noter que la conductivité thermique du substrat est souvent optimisée dans une optique de mieux évacuer la chaleur générée lors du fonctionnement du PCB. On voit ici que cela permet également d'améliorer la durée de vie d'un PCB (en matière de déformation plastique du fût de cuivre) soumis à des environnements changeant très brusquement.

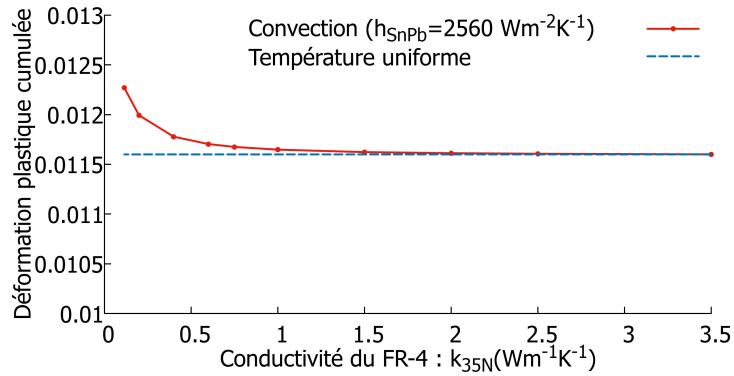


FIGURE 4.9 – Influence de la conductivité thermique du substrat $k_{\text{Sub}2}$ sur la déformation plastique cumulée du fût de cuivre lors du solder float test. Une augmentation de la conductivité induit une baisse de la déformation plastique. Au-delà d'une certaine limite, le substrat devient thermiquement mince et la réponse du PCB est la même que celle du cas "température uniforme". On voit alors qu'une faible conductivité thermique du substrat peut accentuer le cumul de déformation plastique.

4.3.3 Influence de la température d'essai

Il a été montré en Fig. 4.7 que les deux cas "température uniforme" et "température imposée" forment les bornes du cas convectif. Afin d'étudier l'impact de la température de l'essai T_e (la température du fluide considéré), l'écart entre ces deux bornes sera discuté dans cette section. En effet, plus ces deux bornes sont éloignées, plus le coefficient de convection influence le cumul de déformation plastique. Au total 12 températures ont été testées entre 100 °C et 288 °C. Les résultats de cette étude sont proposés en Fig. 4.10.

Pour toutes les températures considérées, un écart existe entre "température unifor-

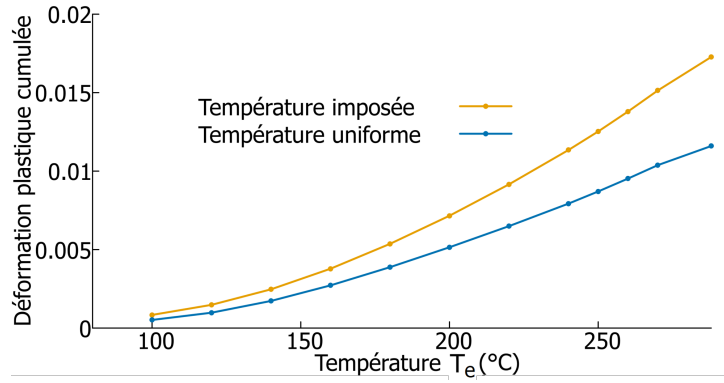


FIGURE 4.10 – Déformation plastique cumulée dans le fût de cuivre (au niveau du point P, cf. Fig. 4.3) pour différentes températures du bain T_e . La courbe supérieure correspond au cas où la température extérieure de la moitié basse du PCB est directement imposée et vaut T_e . La courbe inférieure correspond au cas où la température évolue uniformément dans le PCB jusqu’à atteindre T_e . On note que plus la température est élevée, plus l’écart entre ces deux courbes est important.

me” et “température imposée” (témoignant d’une influence du HTC). Ainsi, la vitesse de chauffe impacte la fatigue du fût de cuivre même pour des essais ne nécessitant pas une température maximale élevée. Il est toutefois bon de noter que l’écart est plus important à 288 °C qu’à 100 °C, appuyant une fois de plus sur la validité de l’hypothèse de température uniforme adoptée lors des simulations de l’essai de cyclage thermique (cf. Section 1.2.2). Même si une légère hétérogénéité peut exister dans les faits, les conséquences en termes de déformation plastique dans le cuivre sont limitées. Ce n’est pas le cas à 288 °C.

4.3.4 Conclusion intermédiaire, mise en perspective

De cette étude préliminaire il apparaît que le solder float test (et plus généralement une trempe) entraîne de la déformation plastique supplémentaire dans le fût de cuivre d’un PTH. En outre, plus le chargement thermique est rapide (HTC élevé) et intense (haute température T_e) plus cette déformation plastique est importante. En effet, l’hétérogénéité du champ de température induit une phase de compression du fût de cuivre dans la direction 2 (là où il ne subit que de la traction quand la température du PCB est uniforme). Une bonne manière de réduire cette hétérogénéité (et donc les contraintes qu’elle induit) est d’utiliser des diélectriques présentant la conductivité thermique la plus élevée possible.

La déformation plastique cumulée a permis de mettre en évidence ces différents phénomènes, mais l’écart observé entre solder float test et cas “température unifor-

me” n’est pas critique en matière de fiabilité. Comme présenté en Section 3.2.3, la relation de Coffin-Manson permet d’obtenir une estimation du nombre de cycles à rupture par fatigue oligocyclique du cuivre N_f via l’incrément de déformation plastique cumulée à chaque cycle Δp par $N_f = \frac{1}{2} \left(\frac{\Delta p}{2\varepsilon_f} \right)^{(1/c)}$, avec $c = -0,42$ et $\varepsilon_f = 0,2$. Afin de comparer les cas convectifs et “température uniforme”, la déformation plastique cumulée a été mesurée numériquement à la fin d’un cycle chaud/froid. On obtient à la fin d’un cycle une déformation plastique cumulée $p = 2,35 \times 10^{-2}$ dans le premier cas et $p = 2,31 \times 10^{-2}$ avec une température uniforme. L’écart correspond à celui observé à la fin de la première chauffe. En effet, le refroidissement se faisant à l’air libre, la différence entre les deux modèles est minime lorsque le circuit baisse en température. Ainsi, en appliquant le critère de Coffin-Manson, un PTH subissant à chaque cycle l’incrément Δp obtenu numériquement céderait par fatigue au bout de 426 cycles dans le cas convectif contre 443 cycles dans le cas “température uniforme”, menant à une très faible différence de 17 cycles. On rappelle que le solder float test n’est réalisé que trois fois.

Enfin, cet essai permet notamment de vérifier que le brasage des composants en surface ne créera pas de défaillance du PCB. C’est pourquoi il doit supporter trois cycles (un cycle par face du PCB, un cycle supplémentaire de réparation). En supposant que le solder float test est représentatif du brasage, le PTH ici étudié tiendrait $N_{\text{SFT}} = 426$ cycles de brasage avant rupture par fatigue. Ce même PTH, soumis à des cycles thermiques $\{-55^\circ\text{C}/125^\circ\text{C}\}$ a une durée de vie avant rupture de $N_{\text{cyc}} = 40\,000$ cycles. En appliquant la règle de Palmgren-Miner [145], il y a rupture si $\frac{3}{N_{\text{SFT}}} + \frac{n_{\text{cyc}}}{N_{\text{cyc}}} = 1$ où n_{cyc} est le nombre de cycles $\{-55^\circ\text{C}/125^\circ\text{C}\}$ subis. On obtient alors $n_{\text{cyc}} = 39\,718$, soit une baisse du nombre de cycles avant rupture de 0,7%. Les cycles de brasage en surface n’entraînent ainsi pas de diminution significative de la durée de vie du PCB du point de vue de la fatigue des PTHs.

Tout ceci indique que le solder float test ne sert en général pas à évaluer la résistance des PTH à la fatigue oligocyclique. En revanche, la rupture des interfaces [150] peut être observée après un certain temps (appelé généralement T288 [151]) en contact avec le bain de brasure. La section suivante va donc s’intéresser à d’autres mécanismes de défaillance, en étudiant les contraintes imposées aux différentes interfaces du PCB.

4.4 Autres mécanismes de défaillance

L’observation de la déformation plastique supplémentaire a permis de mettre en évidence l’existence d’une intense phase de compression du fût de cuivre dans la direction verticale au début du solder float test ($\sigma_{22} < 0$). Il semble alors logique que le substrat à proximité subisse en contrepartie des contraintes hors-plan de traction ($\sigma_{22} > 0$). Ces contraintes, et les mécanismes de défaillance qu’elles peuvent induire vont donc être étudiés dans un premier temps.

4.4.1 Contraintes dans la direction 2 au niveau du substrat diélectrique

La Fig. 4.11 montre la composante σ_{22} des contraintes dans le substrat au début du solder float test ($t = 0,39$ s). Il est à noter que seules les contraintes de traction ($\sigma_{22} > 0$) sont ici représentées. On voit alors que le substrat est en grande partie soumis à des contraintes de traction, notamment aux alentours du point B. De manière analogue à la phase de compression observée dans le fût de cuivre en Fig. 4.5, cette phase apparaît du fait que le substrat est plus froid que le cuivre (et le substrat à proximité du fût). Deux zones supplémentaires sont notables à proximité des pastilles externes du PCB (points C et D).

Ces trois zones de traction peuvent avoir un impact sur la fiabilité du PCB. En effet, les interfaces substrat/pastilles externes (points C et D) et les interfaces entre les différentes couches de Substrat 2 ont toutes pour normale la direction 2. Comme pour les résultats de la Section 3.2.5, une fois initiée une fissure peut donc s’y propager en mode I dès que $\sigma_{22} > 0$. La fissure sera considérée en fermeture si $\sigma_{22} < 0$. Afin d’étudier la possibilité d’une rupture d’interfaces, la composante hors-plan des contraintes a donc été mesurée numériquement aux points B, C et D à la fois dans le cas convectif ($h_{\text{SnPb}} = 2560 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$) et dans le cas “température uniforme”.

Les résultats de l’étude au point B sont visibles en Fig. 4.12. Si l’on suppose que la température du PCB reste uniforme lors du solder float test, le substrat ayant un CTE hors-plan α_{22} plus important que le CTE du cuivre, les contraintes hors-plan restent négatives dans le substrat tout au long de l’essai (élévation de température). Ainsi, avec ces hypothèses aucune délamination due à l’ouverture en mode I ne peut être observée

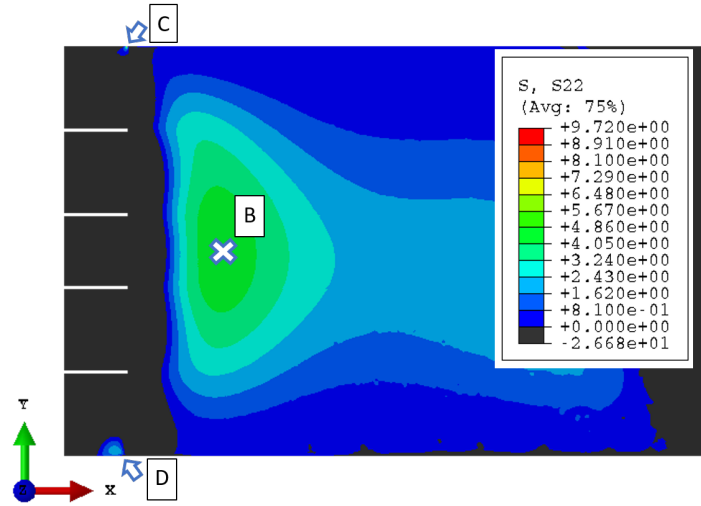


FIGURE 4.11 – Répartition de la composante hors-plan σ_{22} (en MPa) dans le substrat à un temps $t = 0,39$ s après le début du solder float test. Seules les valeurs positives (contraintes de traction) sont ici représentées. On note que la majeure partie du diélectrique (en particulier autour du point B) subit des contraintes de traction, étant donné qu’il est plus froid que le fût de cuivre avoisinant. Deux zones supplémentaires subissent de la traction au niveau des pastilles externes du PCB. Nous rappelons que l’indice 2 est représentatif de la direction verticale.

dans le substrat. En prenant en compte les phénomènes de convection en revanche, entre $t = 0$ et $t = 0,44$ s, σ_{22} augmente rapidement de 0 à 4,5 MPa. Cette valeur est faible, mais reste positive. Ainsi, une fissure pourrait s’ouvrir en mode I au début du solder float test. Dès lors, quand bien même le substrat est en compression à la fin de l’essai (et donc en fermeture) si la fissure a été initiée précédemment le PCB est fragilisé pour le reste de son fonctionnement.

L’évolution au cours du temps de la composante σ_{22} au niveau de la pastille externe supérieure (point C) est proposée en Fig. 4.13. Les conclusions dans le cas uniforme sont les mêmes que pour la Fig. 4.12 : aucune rupture de l’interface entre substrat et pastille externe ne peut être générée à cet endroit par de l’ouverture en mode I. Dans le cas convectif, une rapide phase de compression est observée au tout début du solder float test. Suite à cela (après 0,28 s), le point C subit des contraintes en traction encore supérieures à celles observées au point B, atteignant une contrainte maximale de 16,9 MPa. Cette zone reste en traction tout au long de l’essai. Il apparaît donc que l’ouverture en mode I des interfaces substrat/pastilles externes (pad lift) est plus plausible que la délamination entre les couches de substrat. A nouveau, ce phénomène n’aurait pas pu être représenté en considérant que la température évolue uniformément dans le PCB au cours de l’essai.

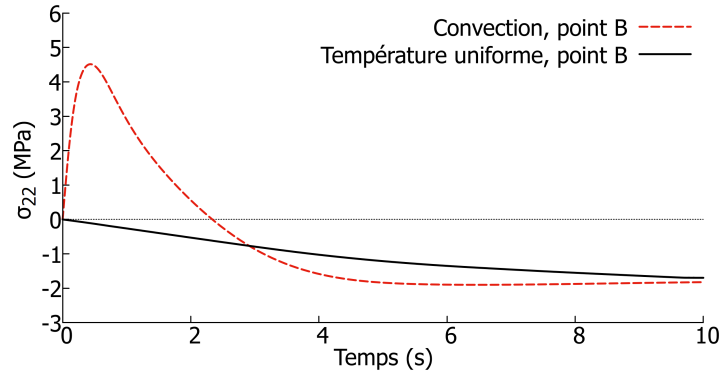


FIGURE 4.12 – Évolution de la composante hors-plan σ_{22} au cours du solder float test obtenue numériquement au point B. Dans le premier cas, représenté par une courbe rouge en pointillés, la température du PCB est régie par la convection. Dans le second, la température reste uniforme au cours de l'essai. Des contraintes de traction sont observées dans le cas convectif, tandis que le PCB n'est soumis qu'à de la compression quand la température du PCB est uniforme. Ainsi, il ne peut y avoir de fissuration en mode I quand la température est supposée uniforme et supérieure à T_0 .

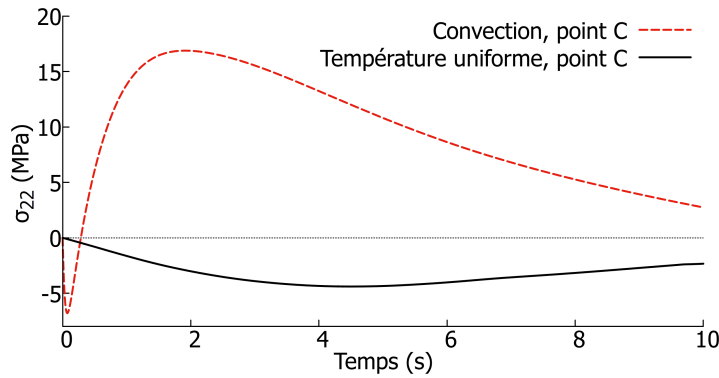


FIGURE 4.13 – Évolution de la composante hors-plan σ_{22} au cours du solder float test obtenue au point C. Dans le premier cas, la température du PCB est régie par la convection. Dans le second, la température reste uniforme au cours de l'essai. On note que l'interface entre le diélectrique et la pastille externe supérieure reste en fermeture ($\sigma_{22} < 0$) pendant tout le solder float test. A l'inverse, dans le cas convectif cette interface est en ouverture pendant la majorité de l'essai.

Comme nous l'avons vu, les contraintes générées dans la direction 2 peuvent engendrer l'endommagement de certaines interfaces du PCB lors du solder float test. De plus, modéliser un tel essai en supposant que la température du PCB reste uniforme ne permettrait pas de rendre compte de ce type de défaillance. La section suivante servira alors à étudier si c'est également le cas pour les contraintes dans la direction 1.

4.4.2 Contraintes dans la direction 1

Lors de l'essai sur bain d'étain-plomb, la rupture de l'interface entre le fût de cuivre et les pastilles internes au PCB peut être observée par les industriels. Cette surface ayant la direction 1 pour normale, σ_{11} a été mesurée le long de l'interface fût/pastilles. Le but est donc d'étudier la possibilité d'une ouverture en mode I, c'est à dire capter les valeurs positives de σ_{11} dans la simulation. La pastille interne la plus basse est la plus proche du bain de brasure, et donc possiblement la plus impactée par les phénomènes de convection. Pour cette raison, l'évolution de σ_{11} au cours de l'essai au point F (défini en Fig. 4.15) est présentée en Fig. 4.14.

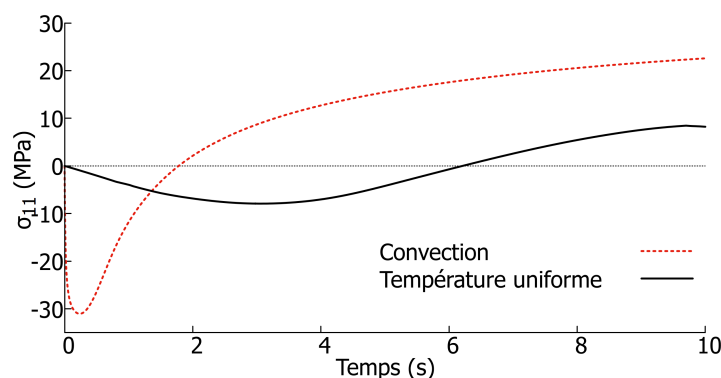


FIGURE 4.14 – Évolution de la composante σ_{11} au cours du solder float test. Les contraintes ont été mesurées au point F (cf. Fig. 4.15), et sont donc représentatives de l'interface entre le fût de cuivre et la pastille de cuivre interne la plus basse. Les cas convectif et “température uniforme” ont été considérés. On note qu'en prenant en compte les phénomènes conducto-convectifs, l'amplitude de σ_{11} est plus intense lors de la chauffe. Ainsi une ouverture en mode I de cette interface y est plus probable.

Au début de l'essai, $\sigma_{11} < 0$ dans les cas convectif et “température uniforme”. Dans le premier cas, l'interface est soumise à une phase de compression intense et σ_{11} chute de 0 à -31 MPa entre $t = 0$ et $t = 0,24$ s. A cet incrément de temps ($t = 0,24$ s), une différence de température de 70°C existe entre la pastille de cuivre et le substrat

avoisinant. Au-delà de cette phase initiale compressive, des contraintes de traction dans la direction 1 se développent à l'interface entre le fût de cuivre et la pastille interne. Bien que l'évolution dans le cas où la température est uniforme est relativement semblable, les valeurs mesurées y sont nettement inférieures. En effet, à la fin de l'essai, σ_{11} est trois fois supérieur dans le cas convectif (27 MPa) que dans le cas uniforme (8 MPa). Ainsi, le cas convectif est plus propice à la rupture en mode I de l'interface entre cuivre électrodéposé et pastilles. L'hétérogénéité de la température est donc un facteur aggravant.

L'interface entre pastille interne et fût de cuivre étant en compression au début de l'essai sur bain d'étain-plomb, la composante σ_{11} a également été observée dans le substrat afin de déceler une éventuelle zone sous traction. La Fig. 4.15 représente la composante des contraintes σ_{11} au début du solder float test ($t = 0,2\text{s}$). De nouveau, seules les contraintes de traction ont été affichées ($\sigma_{11} > 0$). Une large zone de traction apparaît au centre du PCB dans le substrat à cet instant.

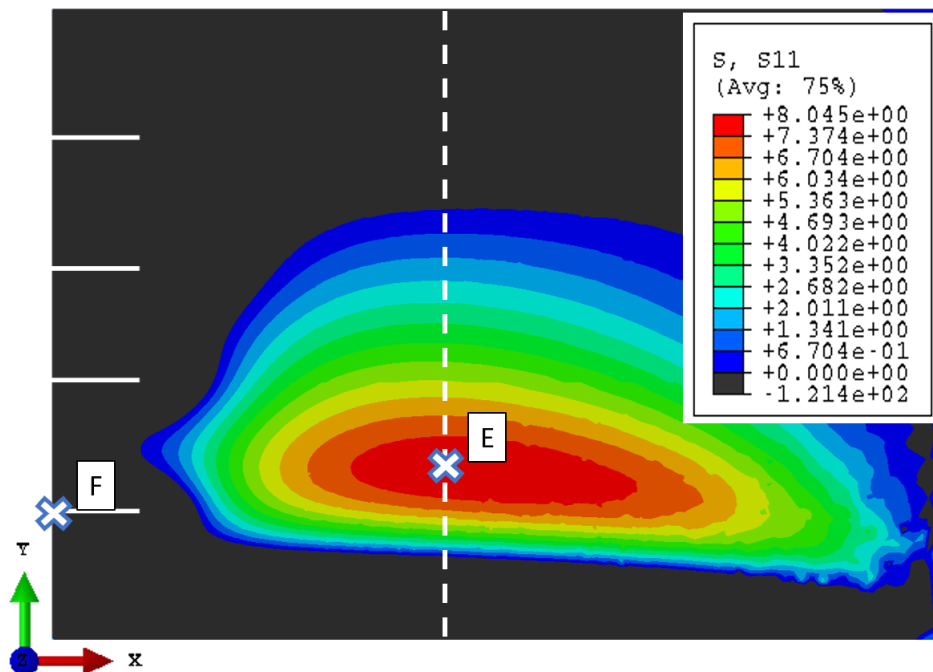


FIGURE 4.15 – Répartition de la composante σ_{11} (en MPa) dans le substrat au temps $t = 0,2\text{s}$ après le début du solder float test. Seules les valeurs positives (contraintes de traction) sont ici représentées. On note une large zone en traction à proximité de la zone en contact avec le bain de SnPb.

L'apparition de cette zone est due à la très forte hétérogénéité de la température dans le substrat. En effet, la température à cet incrément de temps ($t = 0,2\text{s}$) a été mesurée

à chaque nœud le long du chemin représenté en tirets blancs en Fig. 4.15. L'évolution de cette température en fonction de la distance à la zone de contact avec l'étain-plomb est représentée en Fig. 4.16. On observe une différence de 196°C entre le point E et le substrat en contact avec le bain d'étain-plomb. Il est à noter que la température de la partie supérieure est plus importante qu'au centre du fait de l'action de la convection avec l'air chaud à 288°C .

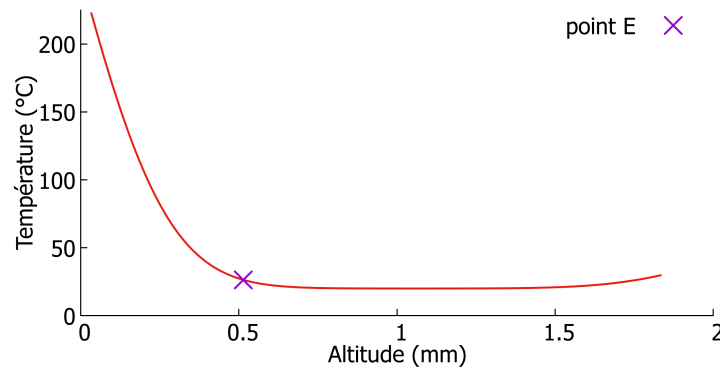


FIGURE 4.16 – Évolution de température dans le substrat le long du chemin représenté en blanc sur la Fig. 4.15 en fonction de la distance à la zone de contact avec le bain de brasure (origine de l'axe x). On observe une forte différence de température entre le point E et le bas du substrat. Dès lors, le substrat se dilate moins et subit de la traction au point E. On note de plus que la température augmente légèrement en se rapprochant de l'autre extrémité du substrat, du fait de la convection à l'air qui y est appliquée.

Ainsi, le substrat à proximité du point E se dilate moins et est entraîné en traction par le substrat plus chaud en dessous. Au cours de l'essai, la température du substrat devient de plus en plus homogène et les contraintes σ_{11} diminuent comme représenté en Fig. 4.17. On observe ainsi une rapide augmentation de σ_{11} jusqu'à $8,54\text{ MPa}$ entre $t = 0$ et $t = 0,38\text{ s}$, puis une baisse jusqu'à atteindre $-3,3\text{ MPa}$.

Si l'on suppose que le PCB chauffe uniformément de 20 à 288°C , les contraintes σ_{11} restent compressives tout au long du chargement. Ainsi, là où des fissures verticales pourraient apparaître au début de l'essai dans le diélectrique dans le cas convectif (puisque $\sigma_{11} > 0$) elles ne pourraient pas apparaître dans le cas "température uniforme" (lors d'une élévation de température).

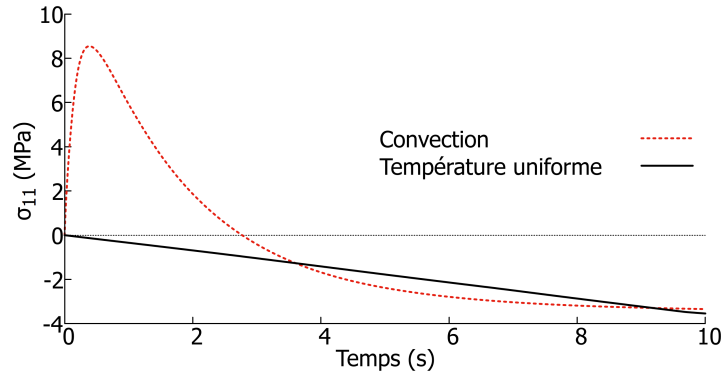


FIGURE 4.17 – Évolution de la composante σ_{11} des contraintes au cours du solder float test. Les contraintes ont été mesurées au point E (cf. Fig 4.15). Les cas convectif et “température uniforme” ont été considérés. Une phase de traction est notable au début de l’essai quand la convection est prise en compte, tandis que σ_{11} reste négatif quand la température est considérée comme uniforme. Ainsi, aucune fissure verticale ne peut être observée dans le cas “température uniforme”.

4.5 Cas d’un PCB totalement immergé

Les résultats présentés ici ont été obtenus en supposant que le coupon était à moitié immergé dans le bain de Sn63. Il est à noter que la même étude a été faite sur un PCB entièrement immergé dans le bain de brasure (“solder dip”). A cet effet la condition aux limites représentative de la convection avec l’air (visible en Fig. 4.1) a été alors remplacée par celle modélisant le contact avec le SnPb. Le chargement est donc plus “symétrique”, mais le champ de température y est plus hétérogène. Comme visible en Fig. 4.18, l’écart très important entre la conductivité thermique du cuivre et celle du substrat induit toujours une nette différence de température entre les bords du PCB et son centre. Bien que ces résultats aient été extraits à un instant $t = 0,081$ s légèrement inférieur à l’instant $t = 0,083$ s des Figures 4.3 et 4.4, le cuivre a une température supérieure. En effet, dans le cas d’un PCB totalement immergé on observe une température $T = 110$ °C à mi-hauteur du fût de cuivre, contre $T = 70$ °C dans le cas du solder float test. Le substrat a toujours une température à cœur de 20 °C. L’écart entre les températures du cuivre et du substrat est ainsi plus important.

Comme montré dans ce chapitre, cette hétérogénéité thermique plus prononcée a nécessairement un impact sur les champs mécaniques. Les mêmes tendances se dessinent que pour le solder float test, les contraintes et déformations observées étant toutefois plus importantes. Plonger entièrement le coupon est alors un test comparable mais plus

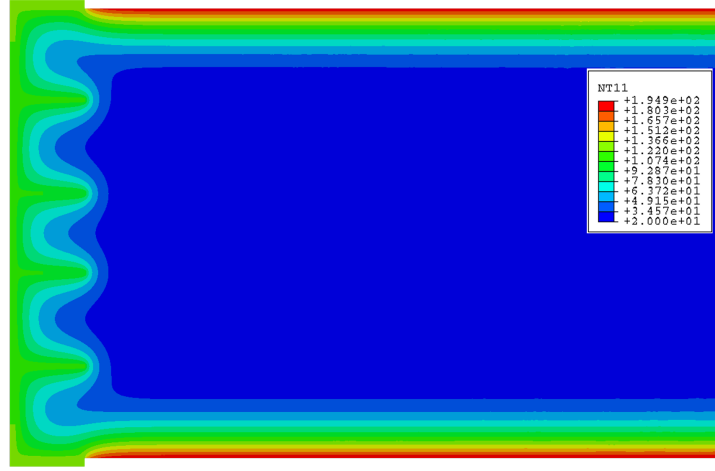
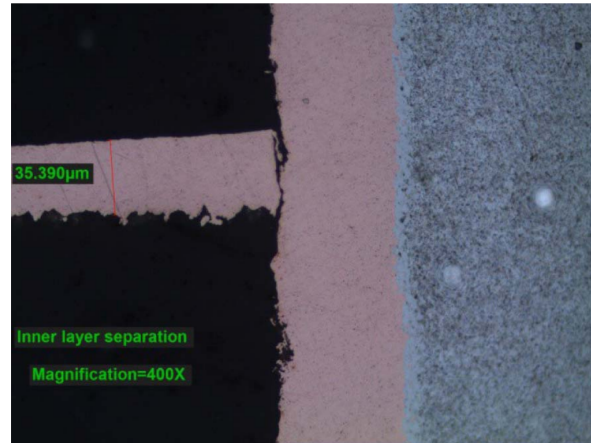
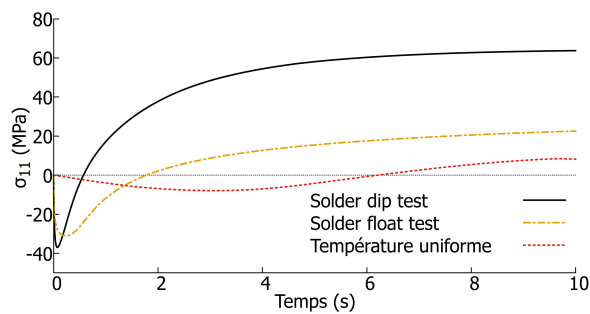


FIGURE 4.18 – Champ de température (NT11) obtenu numériquement pour un PCB plongé entièrement dans le bain d’étain. Les résultats ont été obtenus peu de temps après immersion de l’échantillon (à $t = 0,081$ s).

contraignant. A titre d’exemple, la composante σ_{11} à l’interface fût de cuivre/pastille de cuivre interne la plus basse (point F en Fig. 4.15) lors d’un solder dip a été représentée en Fig. 4.19a. On voit alors que le solder dip est encore plus favorable que le solder float test à la rupture en mode I de cette interface. C’est ainsi que Singh et al. [152] ont observé la séparation du fût de cuivre et des pastilles internes, visible en Fig. 4.19b.

Des défaillances plus critiques ont été observées par Balmont [41] lors de ses travaux de thèse. En effet, après avoir plongé un prototype de PCB dans un bain à $288\text{ }^{\circ}\text{C}$, une longue fissure horizontale a été observée, traversant à la fois le substrat et les micro-vias à proximité. Ce résultat, visible en Fig. 4.20, reprend deux mécanismes de défaillance présentés dans le cas du solder float test. Il est probablement dû à la forte hétérogénéité du champ de température dans le PCB lors du chargement thermique rapide.

Ainsi, même si le chargement est plus symétrique que le solder float test, les conditions aux limites font que le champ de température reste hétérogène. C’est pourquoi la définition minutieuse des conditions aux limites thermiques lors de l’étude d’un PCB soumis à des variations de température est prépondérante afin de représenter avec précision la réponse obtenue.



(a) Évolution de la composante σ_{11} des contraintes au cours d'un solder dip test. Les contraintes ont été mesurées au point F (cf. Fig. 4.15), et sont donc représentatives de l'interface entre le fût de cuivre et la pastille de cuivre interne la plus basse. Dans un souci de comparaison, les résultats de l'étude du solder float test ont été superposés.

(b) Séparation de l'interface fût de cuivre/pastille interne d'un PTH suite à six solder dips [152]. Par analogie avec le solder float test, cette rupture de la connexion électrique est largement favorisée par l'hétérogénéité de la température.

FIGURE 4.19 – Étude de la rupture d'une interface Cu/Cu lors d'un solder dip.

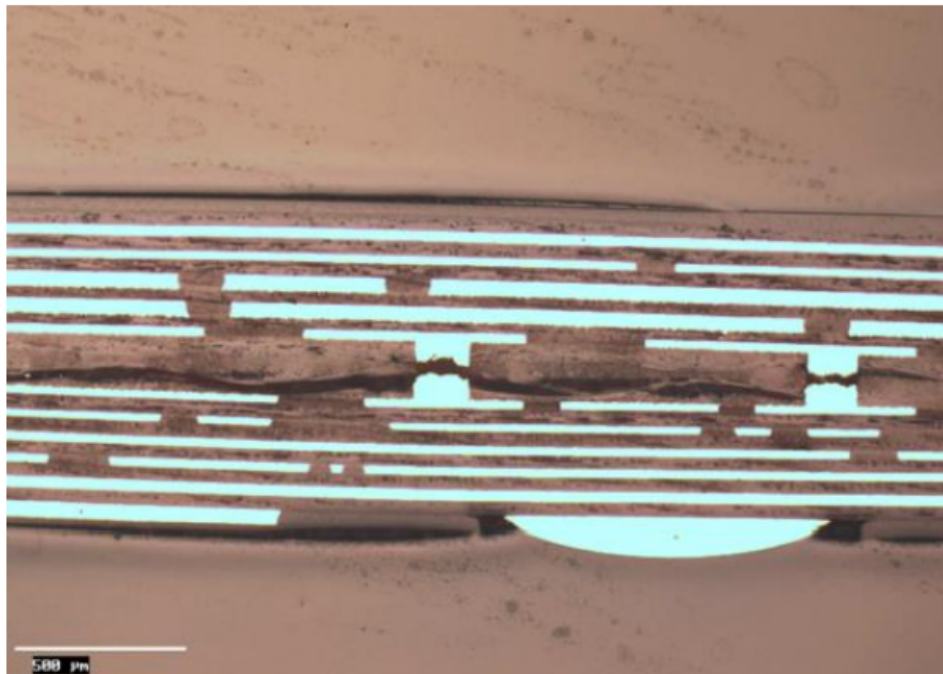


FIGURE 4.20 – Fissuration de la couche cœur d'un PCB observée par Balmont [41], après avoir plongé entièrement le PCB dans un bain à 288 °C. Comme vu dans cette étude, ce type de défaillance ne peut pas être reproduite numériquement si l'on considère la température du PCB comme uniforme lors de l'essai.

4.6 Conclusion

Le but de cette étude a été de caractériser les conditions aux limites du solder float test, et d'évaluer leur impact sur la réponse thermomécanique du PCB. Pour cela, une méthode expérimentale (présentée en Section 2.7) a été développée dans le cadre de cette thèse afin d'obtenir la valeur du coefficient de convection entre une surface horizontale et un bain d'étain-plomb à 288 °C. La campagne expérimentale effectuée a permis d'obtenir une valeur de $h_{\text{SnPb}} = 2560 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$.

Le modèle éléments finis développé à l'aide de cette valeur expérimentale (présenté en Section 4.1) a permis de montrer que le champ de température du PCB est fortement hétérogène lors de cet essai. La déformation plastique obtenue à l'aide de ce modèle est supérieure à celle obtenue si l'on suppose que le PCB est chauffé uniformément jusqu'à 288 °C. Ainsi, l'hétérogénéité du champ de température semble engendrer une déformation plastique supplémentaire.

En se basant sur ce résultat, une étude paramétrique a permis de montrer que plus h_{SnPb} est élevé, plus la déformation plastique du PTH est importante. Lors de cet essai, le PCB est soumis à un chargement thermique, régi par la valeur de h_{SnPb} . Autrement dit, il a été observé que plus le chargement était rapide, plus le fût de cuivre subissait des déformations intenses. Il est rappelé que le comportement des deux matériaux considérés (le cuivre et le Substrat 2) n'a pas été modélisé avec une dépendance en vitesse de déformation. En outre, ce résultat est valide peu importe la température imposée au PCB. On voit donc ici l'importance de bien définir les conditions aux limites lors de l'étude d'un PCB soumis à un chargement thermique rapide.

Lors du solder float test, la fissuration du diélectrique et la rupture de l'interface fût de cuivre/pastille interne sont parmi les mécanismes de défaillance les plus fréquemment observés par les industriels. Cette étude aide à comprendre leur origine. L'hétérogénéité du champ de température dans le PCB lors de cet essai de qualification impacte en effet fortement leur développement. Par exemple, la délamination des couches de substrat due à de l'ouverture en mode I ne peut pas se produire si la température du PCB évolue uniformément (dans le cas d'une élévation de température). Dans le cas convectif cependant, des contraintes de traction normales à l'interface entre les couches de substrat ont été observées. De plus, la rupture en mode I des interfaces entre le fût de cuivre des PTHs et les pastilles de cuivre internes au PCB est un phénomène critique de la fiabilité des PCB.

Il a été montré dans cette étude que ce mécanisme de défaillance est également directement lié à la différence de température entre le fût de cuivre et le substrat environnant. On voit ainsi qu'une chauffe uniforme du PCB est bien moins favorable à l'ouverture de fissures et à la rupture des interfaces. Le solder float test est donc particulièrement adapté pour vérifier la fiabilité des interfaces du PCB. Prédire leur ouverture nécessite alors une bonne définition du comportement de l'interface. Ce sujet va au delà des objectifs de la thèse mais ouvre des voies d'investigation.

Si l'on généralise ceci au problème d'un PCB soumis à un chargement thermique, l'hétérogénéité du champ de température peut provenir de deux facteurs : la vitesse du chargement et la conductivité thermique des matériaux. Le premier facteur n'est pas modifiable, il provient des conditions aux limites du problème (qui se doivent d'être définies correctement comme nous l'avons expliqué). La principale cause d'hétérogénéité étant le nombre de Biot du diélectrique, il est important de réduire ce dernier en augmentant la conductivité thermique du substrat. Ainsi, en plus de l'incompatibilité des CTEs entre cuivre et diélectrique, cette différence de conductivité thermique favorise l'hétérogénéité des températures et donc engendre des contraintes supplémentaires. C'est une des raisons pour lesquelles les diélectriques avec un grand taux d'inclusions sont de nos jours favorisés. Ces derniers présentent en effet de meilleures propriétés thermiques. Cependant, l'ajout de particules modifie le comportement des interfaces. On voit alors que les problématiques sont complexes et nécessitent un couplage fort entre comportement des matériaux et des interfaces et chargement thermomécanique afin de développer des simulations prédictives.

Conclusions et perspectives

Dans cette section, un récapitulatif des principaux résultats obtenus est proposé. Sur la base de ces résultats et des hypothèses faites pour les obtenir, des pistes d'amélioration seront ensuite énoncées. L'objectif de ces deux parties est de rendre plus aisée la poursuite des travaux effectués dans cette thèse.

Synthèse

Avec le temps, la structure même des circuits imprimés se fait de plus en plus complexe. Il y a donc un besoin constant de renforcer les connaissances concernant leur fiabilité. Les essais de qualification permettent d'évaluer empiriquement l'impact sur la tenue mécanique (positif ou négatif) d'un choix de design. La simulation numérique de ces essais présente alors plusieurs avantages. Elle permet en effet d'effectuer des pré-études, et de limiter le besoin d'essais réels. De plus, il est possible d'observer numériquement les contraintes et les déformations au sein de la structure. Elles font donc également office d'essais in situ.

Dans cette logique, cette thèse propose l'étude numérique de deux essais de qualification : le cyclage thermique et le test de flottaison sur bain d'étain-plomb (solder float test). Bien que le premier ait été largement étudié dans la littérature, cette thèse s'intéresse à une nouvelle génération de circuits imprimés, à l'intérieur desquels des composants électroniques sont enfouis. L'ajout de ces derniers diversifie les potentielles défaillances du PCB, et il est nécessaire d'étudier leur réponse face à des cycles thermiques. Les travaux existants à ce sujet n'intègrent pas toujours de représentation réaliste du comportement des matériaux dans les modèles. Dans cette thèse, la géométrie de l'assemblage (composant intégré à l'aide de barres de brasure) et les matériaux le constituant ont été fixés (dans le cadre du projet PESTO). Afin d'obtenir une simulation réaliste, le choix a donc été fait de caractériser expérimentalement le comportement de ces matériaux. Une

attention particulière a été portée aux matériaux diélectriques (comportement thermo-élastique orthotrope des composites et rétreint chimique de la résine). De plus, lorsque cela était applicable, la non-linéarité des comportements matériau a été introduite dans nos modèles numériques.

Ne connaissant pas à l'avance les zones critiques du circuit imprimé avec composants enfouis, un premier modèle géométrique 3D a été développé. En effet, celui-ci permet de surveiller toutes les défaillances possibles lors d'un cycle en température. Pour la géométrie étudiée, le mécanisme de défaillance le plus critique semble être la rupture par fatigue des barres de brasure situées en périphérie du composant. Ce résultat est en adéquation avec la littérature traitant de composants brasés. Il est dû à la différence de CTEs entre le composant et les matériaux environnants. Un composant en surface prend une forme convexe en haut de cycles, et concave à basse température. Dans notre cas cependant, l'impact de la résine au-dessus du composant fait que les contraintes développées par ce problème de dilatation vont à l'encontre de ce qui est observé pour des composants brasés en surface. Un modèle 2D, représentatif de la géométrie du PCB a donc été développé pour étudier plus précisément le développement de ces contraintes.

Ce modèle a permis de mettre en évidence le rôle joué par la cavité de résine dans la déformation du composant. En effet, quand celle-ci n'est pas présente la puce adopte une forme convexe à haute température (comme c'est le cas pour un composant de surface). De plus, la prise en compte du procédé de fabrication montre que celui-ci est favorable à la fiabilité des barres de brasure. En effet, les contraintes de compression induites par celui-ci font que la convexité du composant ne change pas au cours des cycles, et les brasures sont moins sollicitées. Ces deux résultats sont confirmés par une étude paramétrique menée sur le modèle 2D. En effet, la prise en compte du procédé de fabrication peut changer drastiquement la réponse du PCB, et une hauteur importante de résine au-dessus du composant semble permettre une dissipation plus faible d'énergie dans les brasures, et une meilleure durée de vie de ces dernières. Sans procédé de fabrication, une telle configuration aurait été défavorable.

Le deuxième essai, le solder float test, est moins étudié dans la littérature. Afin de simuler cet essai, il a été nécessaire de bien définir ses conditions aux limites thermiques. Pour cela, un protocole expérimental a été développé au cours de la thèse, et le coefficient d'échange par convection nécessaire aux simulations obtenu. La réponse d'une structure

simple face à cet essai, un trou traversant (PTH), a ainsi pu être étudiée.

Il apparaît alors que cet essai induit une forte hétérogénéité de la température dans l'échantillon. A son tour, cette hétérogénéité engendre un cumul de plasticité dans le cuivre. Ce cumul est dû à une phase de compression en début d'essai (non-observée avec des essais lents comme le cyclage thermique). Ces travaux ont alors permis de montrer que plus l'essai est rapide, plus la température est hétérogène et plus les contraintes développées dans le PCB sont importantes. La vitesse de sollicitation impacte donc la réponse de l'ensemble, quand bien même le comportement des matériaux était indépendant de la vitesse de déformation. De plus, des contraintes normales positives au niveau des différentes interfaces sensibles ont pu être observées dans notre modèle. Ces dernières n'apparaissent pas dans un modèle numérique ignorant l'hétérogénéité du champ de température, ou sont plus faibles en amplitude.

Au final, de par l'étude numérique de la fiabilité des circuits imprimés avec composants enfouis sous chargement thermique intense, cette thèse montre qu'il est important de ne pas négliger les contraintes présentes à proximité du composant avant les essais de qualification. De plus, une bonne définition des conditions aux limites thermiques est nécessaire afin de décrire numériquement tous les phénomènes apparaissant lors d'essais réels. Ceci s'ajoute au besoin de caractériser pleinement le comportement réel des matériaux de l'assemblage.

Perspectives

Comme il a été rappelé, nous ne connaissons pas à l'avance les mécanismes de défaillance principaux de l'assemblage 3D avec composants enfouis. La plateforme LEMCI du LEM3 ayant fait l'acquisition d'une enceinte climatique Extrême 320 (VRT) auprès de Climats, effectuer l'essai de cyclage thermique d'un tel PCB pourrait aider à améliorer nos modèles numériques. Dans un premier temps, cela permet de vérifier que la rupture par fatigue des brasures est bien le premier mécanisme de défaillance dans cette géométrie. Si c'est le cas, il serait alors possible d'affiner le modèle de fatigue utilisé pour ces structures. En effet, le modèle choisi dans cette thèse est plus adapté à des billes de brasure.

Si la rupture ne se fait pas dans les brasures mais au niveau des interfaces entre celles-ci et les matériaux voisins (silicium, cuivre) il sera nécessaire de ne plus les supposer parfaites dans nos modèles. Dans ABAQUSTM cela passerait par l'introduction de surfaces

cohésives au niveau de ces interfaces. Il faudrait alors déterminer la loi traction-séparation les définissant (contrainte critique et énergie de rupture).

Comme il a été observé lors des essais de relaxation, l'aspect visqueux du comportement du Substrat 1 est négligeable lors des cycles thermiques $\{-55\text{ °C}/+125\text{ °C}\}$. Cependant, nous avons vu dans cette thèse que le procédé de fabrication joue un rôle très important dans la réponse finale du PCB. Lors du fluage de la résine, le substrat et cette dernière ont nécessairement un comportement visqueux. Il serait donc intéressant d'étudier l'impact qu'a ce comportement visqueux sur le développement des contraintes lors de la fabrication, sur les contraintes résiduelles dans le PCB et sur la réponse de l'assemblage aux cycles thermiques suivants. Dans un souci de comparaison, tous les calculs seraient alors à reproduire, en intégrant ce comportement thermo-viscoélastique.

La valeur exacte du rétreint chimique de la résine n'a pas encore été déterminée expérimentalement. Comme montré en Section 3.3.6, cette valeur ne change pas drastiquement la durée de vie des brasures, mais influe sur la contrainte principale maximale de la résine. Afin de simuler l'apparition de fissures dans la résine qui pourraient être observées lors d'essais réels, il faudrait alors déterminer la valeur de $\varepsilon_{\text{résine}}^{sh}$. Ceci pourrait se faire numériquement à partir du rétreint effectif du substrat, grâce à une représentation 3D du tissage.

Dans un même ordre d'idée, il a été supposé que le rétreint chimique se faisait linéairement au cours du temps. De plus, la réticulation de la résine et le rétreint ont été considérés comme deux phénomènes indépendants (alors qu'ils sont liés). Enfin, le degré de réticulation de la résine influe sur les propriétés mécaniques de la résine [153]. C'est pourquoi il peut être intéressant d'étudier la cinétique de la réticulation, notamment le degré de réticulation au cours du temps lors du pressage du PCB.

En outre, le comportement du cuivre a été supposé indépendant de la vitesse de chargement lors de l'étude du solder float test. Cependant, cet essai se fait à température élevée (288 °C, soit 561 K). La température de fusion du cuivre est de 1358 K, et la vitesse de déformation dans le fût de cuivre dépasse $5,5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ en début d'essai lors d'un solder float test. La caractérisation du comportement thermo-élasto-viscoplastique des feuillards de cuivre peut donc permettre une meilleure représentation de ce type d'essais.

Comme vu en Chapitre 3, de nombreux mécanismes de défaillance existent lors du cyclage passif d'un PCB avec composants enfouis. De plus, le Chapitre 4 a montré que des

chargements thermiques intenses peuvent engendrer l'apparition de nouveaux mécanismes de défaillance. Dès lors, après confrontation expérimentale sur des cycles passifs, il serait intéressant d'étudier la réponse de ce type de PCB à un chargement thermique hétérogène.

De tels modèles peuvent être dus à une source interne de chaleur (alimentation des composants enfouis) et seraient à comparer à des essais de power thermal cycling (comme dans les travaux de Gschwandl et al. [28]). Comme il a été montré en Chapitre 4, cette hétérogénéité peut être également due à un environnement thermique plus contraignant (solder float/solder dip test). Disposant actuellement d'un creuset au LEM3, faire subir un solder dip test à un assemblage tel que le véhicule de test BASILIC et comparer ces résultats à la réponse de nos modèles numériques serait un premier moyen de vérifier expérimentalement si l'enfouissement d'un composant (et le procédé de fabrication associé) impacte la réponse du PCB face à des chargements plus intenses.

Pour des simulations prédictives, les calculs 3D sont toutefois coûteux en temps de calcul (10 jours pour un cycle thermique). La réduction de ce délai peut se faire en simplifiant la représentation du comportement des matériaux. Les premiers résultats indiquent une défaillance des pads n°1, 2 et 11. Il est alors possible de supposer le comportement des autres pads comme élastique, réduisant le nombre d'éléments pour lesquels l'utilisation d'une UMAT est nécessaire. Toutefois, nous avons vu avec le modèle 3D élastique que le soucis était essentiellement lié à la densité du maillage.

Plusieurs options existent pour réduire le nombre d'éléments présents dans le modèle 3D. Le choix a été fait dans cette thèse de se concentrer sur une tranche du modèle 3D (appelée modèle 2D). Connaissant désormais les brasures critiques de l'assemblage, d'autres techniques sont envisageables. Le submodeling pourrait présenter un compromis entre la précision du modèle 3D et la rapidité du modèle 2D. Dans cette méthode, un premier modèle 3D, au maillage grossier, permet d'estimer les déplacements induits par le cyclage thermique au voisinage du pad n°1. Les résultats de ce modèle global servent ensuite de conditions aux limites à un modèle plus petit, centré sur la brasure, et au maillage raffiné : le sous-modèle (submodel).

Annexe A

Méthode d'intégration implicite du comportement du SAC305

Comme énoncé en Section 2.3.3, la détermination des 4 grandeurs scalaires Δp , Δq , J_{X_1} et J_{X_2} permettent de déterminer l'état de contraintes du SAC305 à un incrément donné, connaissant les variables internes à l'incrément précédent. La méthode de prédiction-correction est utilisée : le prédicteur $\boldsymbol{\sigma}^{pred}$ est calculé dans un premier temps en supposant que le matériau est resté dans le domaine élastique au cours de cet incrément de temps $\boldsymbol{\sigma}^{pred} = \hat{\boldsymbol{\sigma}} + \underline{\mathbf{C}} : \Delta \boldsymbol{\varepsilon}^m$. Si l'évaluation du critère de von Mises conduit à une valeur positive, le matériau a subi de la déformation plastique. Il convient alors d'effectuer la correction plastique. En utilisant l'Eq. (2.6), on peut alors exprimer les nouvelles contraintes $\boldsymbol{\sigma}$:

$$\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{\sigma}^{pred} - 2\mu \Delta \boldsymbol{\varepsilon}^{vp} = \boldsymbol{\sigma}^{pred} - 3\mu \Delta p \mathbf{n} \quad (\text{A.1})$$

L'incrément Δp est inconnu à ce stade. Par définition :

$$\mathbf{X}_i = \hat{\mathbf{X}}_i + \Delta \mathbf{X}_i \quad (\text{A.2})$$

En exprimant la relation (2.8) sous forme incrémentale on obtient :

$$\Delta \mathbf{X}_i = \frac{2}{3} C_i \Delta \boldsymbol{\varepsilon}^{vp} - \gamma_i(p, q) \mathbf{X}_i \Delta p - d_i J_{X_i}^{m_i-1} \mathbf{X}_i \Delta t + \frac{1}{C_i} \frac{\partial C_i}{\partial T} \Delta T \mathbf{X}_i \quad (\text{A.3})$$

En combinant les Eq. (A.3) et (A.2), on obtient alors facilement :

$$\mathbf{X}_i = \theta_i \left(\hat{\mathbf{X}}_i + C_i \Delta p \mathbf{n} \right) \quad (\text{A.4})$$

avec

$$\theta_i = \left[1 + \gamma_i(p, q) \Delta p + d_i J_{X_i}^{m_i-1} \Delta t - \frac{1}{C_i} \frac{\partial C_i}{\partial T} \Delta T \right]^{-1} \quad (\text{A.5})$$

Le modèle nécessite le calcul de J_{X_i} . Le second invariant de X_i est calculé. D'après l'Eq. (A.4) :

$$\begin{aligned} J_{X_i} &= \sqrt{\frac{3}{2} (X_i : X_i)} \\ &= \theta_i \sqrt{\frac{3}{2} \left[\hat{\mathbf{X}}_i : \hat{\mathbf{X}}_i + 2C_i \Delta p (\hat{\mathbf{X}}_i : \mathbf{n}) + (C_i \Delta p)^2 \right]} \\ J_{X_i} &= \theta_i \sqrt{\left[\hat{J}_{X_i}^2 + 3C_i \Delta p (\hat{\mathbf{X}}_i : \mathbf{n}) + (C_i \Delta p)^2 \right]} \end{aligned} \quad (\text{A.6})$$

Dépendant de θ_i , on note que cette relation dépend des quatre grandeurs scalaires énoncées plus haut. Nous disposons alors à ce stade de deux des quatre équations énoncées à résoudre : les Eq. (2.16) et (2.17) (à savoir f_{J_1} et f_{J_2}).

De l'Eq. (2.7), le second invariant des contraintes s'obtient :

$$J_2(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) = h(\Delta p) = D \sinh^{-1} \left\{ \left[\frac{1}{A} \frac{\Delta p}{\Delta t} \exp \left(\frac{Q}{RT} \right) \right]^m \right\} \quad (\text{A.7})$$

Il faut alors exprimer $\mathbf{s} - \mathbf{X}$ à partir des quatre inconnues scalaires. D'après l'Eq. (A.1), il vient rapidement :

$$\begin{aligned} \mathbf{s} - \mathbf{X} &= \mathbf{s}^{pred} - 3\mu \Delta p \mathbf{n} - \mathbf{X} \\ &= \mathbf{s}^{pred} - \theta_1 \hat{\mathbf{X}}_1 - \theta_2 \hat{\mathbf{X}}_2 - (3\mu + C_1 + C_2) \Delta p \frac{\mathbf{s} - \mathbf{X}}{h(\Delta p)} \\ \mathbf{s} - \mathbf{X} &= \frac{\mathbf{Z}}{\beta} \end{aligned} \quad (\text{A.8})$$

avec :

$$\mathbf{Z} = \mathbf{s}^{pred} - \theta_1 \hat{\mathbf{X}}_1 - \theta_2 \hat{\mathbf{X}}_2 \quad (\text{A.9})$$

$$\beta = 1 + (3\mu + C_1 + C_2) \frac{\Delta p}{h(\Delta p)} \quad (\text{A.10})$$

En prenant le second invariant de la relation (A.8), l'Eq. (2.15) (f_p) est alors obtenue. Enfin, il convient de traiter la surface à mémoire de déformation. Par définition :

$$g_M = J(\boldsymbol{\varepsilon}^{vp} - \hat{\boldsymbol{\xi}} - \Delta\boldsymbol{\xi}) - (\hat{q} + \Delta q) = 0 \quad (\text{A.11})$$

Il est à noter que $\Delta\boldsymbol{\xi}$ s'obtient des Eq. (2.10) et (2.11) via quelques manipulations :

$$\begin{aligned} \Delta\boldsymbol{\xi} &= \sqrt{\frac{3}{2}} \frac{1-\eta}{\eta} \Delta q \bar{\mathbf{n}}^* \\ &= \frac{1-\eta}{\eta} \Delta q \frac{\boldsymbol{\varepsilon}^{vp} - \hat{\boldsymbol{\xi}}}{J(\boldsymbol{\varepsilon}^{vp} - \hat{\boldsymbol{\xi}})} \\ &= \frac{1-\eta}{\eta} \frac{\Delta q}{q} (\boldsymbol{\varepsilon}^{vp} - \hat{\boldsymbol{\xi}} - \Delta\boldsymbol{\xi}) \\ \Delta\boldsymbol{\xi} &= \frac{(1-\eta)\Delta q}{\eta\hat{q} + \Delta q} (\boldsymbol{\varepsilon}^{vp} - \hat{\boldsymbol{\xi}}) \end{aligned} \quad (\text{A.12})$$

Il vient alors :

$$\begin{aligned} J(\boldsymbol{\varepsilon}^{vp} - \hat{\boldsymbol{\xi}} - \Delta\boldsymbol{\xi}) &= J\left(\left[1 - \frac{(1-\eta)\Delta q}{\eta\hat{q} + \Delta q}\right] (\boldsymbol{\varepsilon}^{vp} - \hat{\boldsymbol{\xi}})\right) \\ &= \eta \frac{\hat{q} + \Delta q}{\eta\hat{q} + \Delta q} J(\boldsymbol{\varepsilon}^{vp} - \hat{\boldsymbol{\xi}}) \end{aligned} \quad (\text{A.13})$$

D'après l'Eq. (A.11), on a donc :

$$\begin{aligned} \hat{q} + \Delta q &= \eta \frac{\hat{q} + \Delta q}{\eta\hat{q} + \Delta q} J(\boldsymbol{\varepsilon}^{vp} - \hat{\boldsymbol{\xi}}) \\ (\hat{q} + \Delta q) \left(1 - \frac{\eta}{\eta\hat{q} + \Delta q} J(\boldsymbol{\varepsilon}^{vp} - \hat{\boldsymbol{\xi}})\right) &= 0 \end{aligned} \quad (\text{A.14})$$

Ce qui donne finalement :

$$\Delta q = \eta \left(J(\boldsymbol{\varepsilon}^{vp} - \hat{\boldsymbol{\xi}}) - \hat{q} \right) \quad (\text{A.15})$$

On retrouve l'Eq. (2.18) : f_q .

Nous disposons alors de quatre équations à quatre inconnues. Après résolution de ce système (cf. Fig. 2.6), il est possible d'actualiser l'état mécanique du matériau.

Annexe B

Solution analytique au problème thermique d'un cylindre isolé placé en contact avec un bain de brasure

Dans cette annexe, un rappel de la solution analytique développée par [119] est fait. Les transferts thermiques étant unidirectionnels, le champ de température $T(x,t)$ est solution de l'équation de la chaleur en régime transitoire :

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \kappa \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \quad (\text{B.1})$$

avec $\kappa = k/\rho c_p$ la diffusivité thermique de l'échantillon, k sa conductivité thermique, ρ sa densité et c_p sa chaleur spécifique massique.

Les conditions aux limites et initiale présentées en Fig.2.22b peuvent être décrites mathématiquement par :

$$-k \frac{\partial T}{\partial x}(x = L, t) = h(T(x = L, t) - T_e) \quad (\text{B.2})$$

$$\frac{\partial T}{\partial x}(x = 0, t) = 0 \quad (\text{B.3})$$

$$T(x, t = 0) = T_0 \quad (\text{B.4})$$

où T_0 est la température initiale de l'échantillon, T_e la température du bain (supposée constante) et h le coefficient de convection de l'interface bain/échantillon. Afin de rendre

les Eq. (B.1)-(B.4) sans dimension, les variables suivantes sont introduites :

$$T^* = \frac{T - T_e}{T_0 - T_e}; t^* = \frac{\kappa t}{L^2}; x^* = \frac{x}{L} \quad (\text{B.5})$$

Les relations (B.1)-(B.4) deviennent alors :

$$\frac{\partial T^*}{\partial t^*} = \frac{\partial^2 T^*}{\partial x^{*2}} \quad (\text{B.6})$$

$$\frac{\partial T^*}{\partial x^*}(1, t^*) + B_i T^*(1, t^*) = 0 \quad (\text{B.7})$$

$$\frac{\partial T^*}{\partial x^*}(0, t^*) = 0 \quad (\text{B.8})$$

$$T^*(x^*, 0) = 1 \quad (\text{B.9})$$

avec $B_i = hL/k$ le nombre de Biot.

En adoptant la méthode de séparation de variables, T^* est écrit sous la forme $T^*(x^*; t^*) = f(x^*)g(t^*)$, f et g étant non-nulles. D'après l'Eq. (B.6), l'équation de la chaleur prend désormais la forme : $fg' = f''g$, ou encore $\frac{g'}{g} = \frac{f''}{f} = D$, avec D une constante. De plus, comme la température de l'échantillon ne peut pas dépasser T_e , la constante D doit être négative $D = -\beta^2$. Ainsi, T^* peut être écrit comme :

$$T^*(x^*, t^*) = A \exp(-\beta^2 t^*) [B \cos(\beta x^*) + C \sin(\beta x^*)] \quad (\text{B.10})$$

La condition aux limites (B.8) donne $C = 0$. D'après l'Eq. (B.7), β est solution de $\beta \tan(\beta) = B_i$. Cette equation admet une infinité de solution (cf. Fig. 2.24). Ainsi, le champ de température prend la forme suivante :

$$T^*(x^*; t^*) = \sum_{n=1}^{\infty} A_n \cos(\beta_n x^*) \exp(-\beta_n^2 t^*) \quad (\text{B.11})$$

Finalement, en combinant la condition initiale (B.9) et l'Eq. (B.11), les coefficients A_n sont obtenus :

$$A_n = \frac{2 \sin(\beta_n)}{\beta_n + \cos(\beta_n) \sin(\beta_n)} \quad (\text{B.12})$$

Nous avons vérifié que la condition initiale $T(x, t = 0) = T_0$ est satisfaite par cette solution, et qu'après avoir atteint le régime permanent, $T(x, t)$ approche de T_e

($\lim_{t \rightarrow +\infty} T(x, t) = T_e$). Ceci était attendu du fait des conditions aux limites du problème (pièce parfaitement isolée sur ses faces supérieure et latérale). De l'Eq. (B.11), l'expression de la température à l'interface bain/échantillon $T(x = L, t)$, utilisée en Section 2.7.3, est obtenue :

$$T(x = L, t) = T_e + (T_0 - T_e) \sum_{n=1}^{\infty} A_n \cos(\beta_n) \exp\left(-\beta_n^2 \frac{kt}{L^2 \rho c_p}\right) \quad (\text{B.13})$$

Annexe C

Flexion d'un bilame sous chargement thermique

Afin d'illustrer la flexion engendrée par une incompatibilité de CTEs, le cas du bilame sera brièvement étudié dans cette annexe. Cet assemblage (représenté en Fig. C.1) est fait de deux couches d'épaisseur $h = 0,1$ mm et de longueur $L = 20$ mm, l'interface entre elles est supposée parfaite. Chaque couche est faite d'un matériau différent. Ils ont tous les deux un comportement élastique isotrope, mais le matériau du dessous (matériau 1) a un CTE presque 10 fois supérieur ($\alpha_1 = 1,3 \times 10^{-5} \text{ K}^{-1}$) au matériau 2 ($\alpha_2 = 1,5 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$). A $t = 0$ l'ensemble est à 20°C . La température de l'assemblage est augmentée jusqu'à 125°C puis diminuée à -55°C .

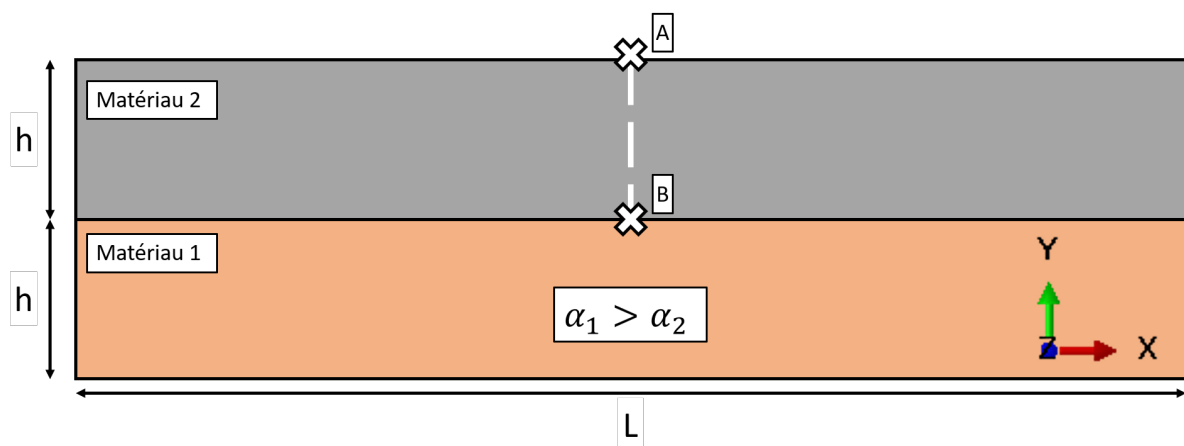


FIGURE C.1 – Bilame fait de deux matériaux présentant des CTEs très différents. Initialement à 20°C , ce dernier va subir des variations de température. Dans un souci de visualisation, l'épaisseur des couches a été très exagérée.

État mécanique du bilame à 125 °C

La Fig. C.2 résume l'état mécanique de l'ensemble à 125 °C. A cette température, on note en Fig. C.2a que la composante ε_{11} des déformations est plus élevée en valeur absolue en bas du bilame (positive) qu'en haut (négative). L'assemblage adopte alors une forme convexe. Cette déformation du bilame est due à la différence de CTEs entre les matériaux 1 et 2. En effet, le matériau du bas (1) se dilate plus que le matériau 2. L'interface entre les deux matériaux ne pouvant céder, cette dilatation crée alors de la convexité. La Fig. C.2b reprend la composante σ_{11} , mesurée entre les points A et B du matériau 2, le long du chemin médian de cette couche (représenté en Fig. C.1). On observe alors que σ_{11} augmente à mesure que l'on s'approche du bas de la couche (point B).

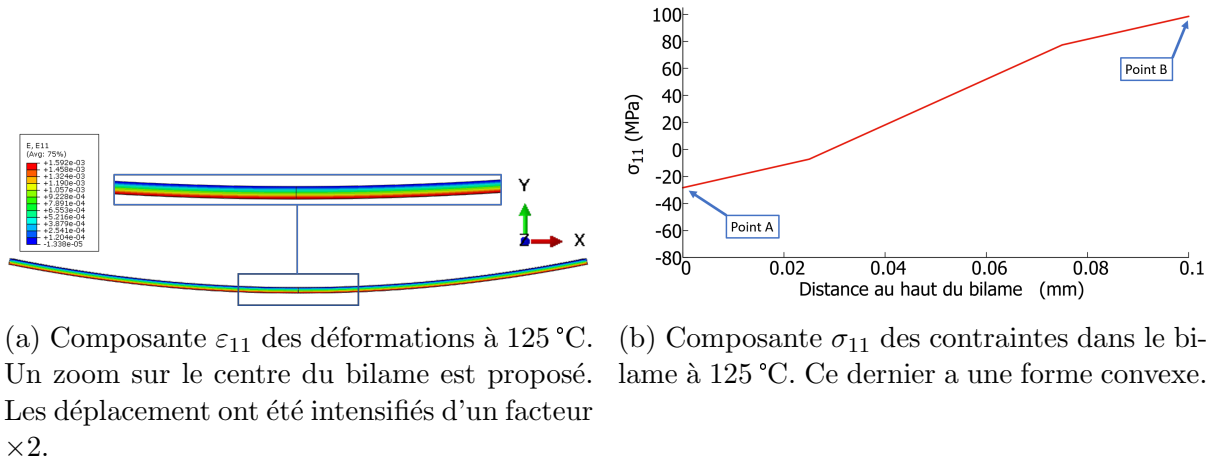


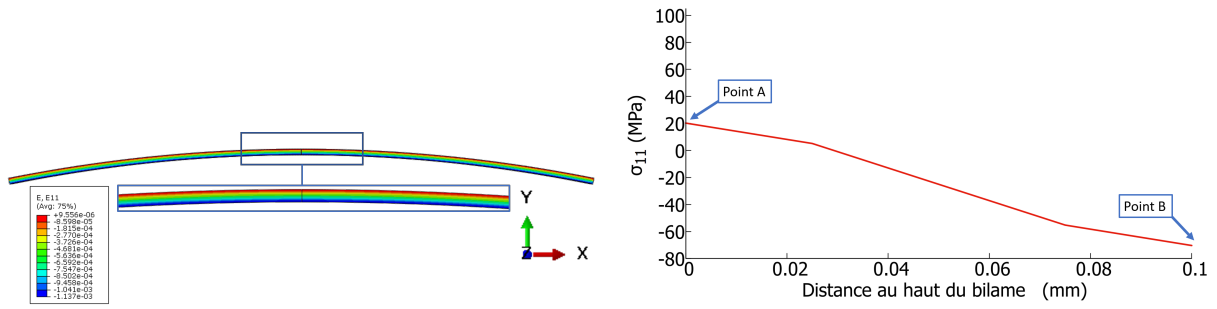
FIGURE C.2 – État mécanique du bilame à 125 °C.

État mécanique du bilame à -55 °C

A -55 °C, les résultats inverses apparaissent. En effet, comme visible en Fig. C.3a, la composante ε_{11} des déformations est toujours plus intense en bas de bilame, mais négative. L'assemblage étant à une température inférieure à sa température initiale, le matériau 1 se contracte plus que le matériau 2. L'ensemble adopte alors une forme concave. Dans ce cas, σ_{11} décroît entre le haut de la couche de matériau 2 (point A) et le bas de celle-ci (point B), comme visible en Fig. C.3b.

Application aux circuits imprimés

Cette annexe illustre les conséquences d'une variation de température sur un assemblage multi-matériaux, dans lequel les CTEs ont des valeurs très différentes. Dans le cas d'un PCB, bien que plus complexes, ces phénomènes sont toujours observables.



(a) Composante ε_{11} des déformations à -55°C . Un zoom sur le centre du bilame est proposé. Les déplacements ont été intensifiés d'un facteur $\times 3$. (b) Composante σ_{11} des contraintes dans le bilame à -55°C . Ce dernier a une forme concave.

FIGURE C.3 – État mécanique du bilame à -55°C .

Pour un composant monté en surface par exemple, le CTE du PCB est plus élevé que celui du composant. On retrouve alors la configuration présentée en Fig. C.1, où le matériau 1 se dilate plus que le matériau 2. Dès lors, un tel assemblage prend une forme convexe lors d'une chauffe.

Dans notre étude, le CTE dans la direction 1 le plus élevé est celui de la résine (qui a le même dans toutes les directions). A partir d'une certaine quantité de résine, la dilatation de cette dernière guide la déformation de l'assemblage et la configuration présentée ici est inversée (le matériau 2 se dilate alors plus que le matériau 1). C'est pourquoi (sans les contraintes résiduelles liées au procédé de fabrication) le composant adopte une forme concave à 125°C .

Comme nous l'avons vu, pour le cas simple du bilame il est possible de lier la monotonie de σ_{11} le long d'un chemin médian et la convexité de l'assemblage. De manière analogue, dans cette thèse la convexité du composant a été jugée en se basant sur les contraintes au niveau de ses parties haute et basse. Des contraintes plus importantes en haut de la puce qu'en bas amèneront de la concavité. Inversement, la convexité sera liée à des contraintes plus faibles dans la partie supérieure.

Table des figures

1.1	Étapes de fabrication d'un PCB 4-couches. (a) Gravure des pistes de cuivre. (b) Pressage des stratifiés ensemble, à l'aide d'un pré-imprégné au centre. (c) Perçage et métallisation d'un trou traversant.	16
1.2	Étapes d'enfouissement d'un composant lors du pressage d'un PCB. (a) Intégration du composant. (b) Disposition des couches supérieures, présentant une cavité. (c) Pressage de l'ensemble, avec fluage de la résine et réticulation.	18
1.3	Vue en coupe d'un PCB multicouche avec un composant enfoui. Les différents mécanismes de défaillance à surveiller y sont représentés. Il s'agit de la rupture de l'interface entre : 1. le substrat et le cuivre, 2. le fût de cuivre et les pastilles de cuivre, 3. les différentes couches de substrat, 4. le composant et les barres de brasure, 5. les barres de brasure et les pistes de cuivre. Des fissures peuvent également apparaître au niveau : 6. du fût de cuivre, 7. du composant, 8. de la cavité de résine, 9. des barres de brasure.	21
1.4	Modèle numérique et mesures expérimentales tirés de l'étude de Gschwandl et al. [28].	24
1.5	Composant enfoui (dioe) intégré à l'aide de mousses conductrices (foam-resin). Étude réalisée par Bensebaa et al. [33].	25
1.6	Composant enfoui intégré par frittage d'argent aux couches de cuivre étudié par Arabi et al. [36].	26
1.7	Modèle numérique du composant brasé étudié dans Balmont et al. [40]. Un modèle SMC et un autre modèle dans lequel le composant est enfoui dans le PCB sont étudiés. Le schéma ci-dessus présente la configuration avec composant enfoui dans le PCB.	27

1.8	Composant enfoui étudié par Kpobie et al. [10]. L'influence du procédé de fabrication du PCB sur la réponse de l'assemblage à des cycles thermiques était au centre de cette étude.	27
1.9	Fissure observée par Vandeveld et al. [46] dans une des quatre billes de SnPb située au niveau des coins du composant packagé. On note que la fissure apparaît à proximité de la puce.	29
1.10	Déformation inélastique obtenue numériquement pour différents matériaux de brasage. La déformation étant plus faible dans le cas du SAC (SnAgCu), cette configuration mettra plus de cycles avant de rompre par fatigue et est donc plus fiable sous chargement thermique cyclique. [48]	30
1.11	Configuration optimale obtenue à l'aide de la méthode Taguchi. On note en effet qu'avec cette configuration l'énergie dissipée par déformation inélastique dans la brasure est nettement inférieure, retardant alors la rupture par fatigue. [53]	30
1.12	Déplacement vertical obtenu numériquement à 125 °C. On note une forte différence entre la puce ($-0,6\text{ }\mu\text{m}$) et le bord du PCB ($100\text{ }\mu\text{m}$), témoignant du gauchissement de l'assemblage. [55]	31
2.1	Réponse à un chargement cyclique obtenue numériquement suite à la caractérisation du comportement du cuivre, tirée de Girard et al. [79]. Dans les deux cas, 50 cycles de déformation dans la direction x (direction longitudinale de l'éprouvette) sont imposés, avec une amplitude $\Delta\varepsilon_{xx} = 0,029$. Les composantes σ_{xx} et σ_{yy} dans le cuivre sont montrées, y étant la direction de la largeur de l'éprouvette.	40
2.2	Comparaison des courbes force/déformation obtenues numériquement et expérimentalement lors du cyclage de l'ensemble {stratifié + cuivre}[79] .	42
2.3	Essais de traction réalisés par Chen et al. [85] sur des éprouvettes de SAC305 à différentes températures et différentes vitesses de déformation. "ANSYS" désigne les résultats obtenus numériquement par Yang et Chiu [86], les résultats obtenus par notre implémentation sont nommés "UMAT". La superposition des résultats permet de valider notre implémentation (détaillée en Section 2.3.3).	44

2.4	Réponse cyclique du SAC305 à un chargement alterné. Le modèle de Yang et Chiu[86] (à gauche) est comparé à notre implémentation faite sur ABAQUS (à droite). On note la présence d’une boucle d’hystérésis, témoignant d’un écrouissage cinématique.	44
2.5	Évolution de la contrainte à saturation en fonction du nombre de cycles comme mesurée par Chen et al. [85]. On note que la contrainte baisse plus les cycles avancent, témoignant d’un adoucissement du matériau. La réponse obtenue avec le modèle de Yang et Chiu[86] (“ANSYS”) est comparé à notre implémentation “UMAT”. Les résultats obtenus par notre implémentation y ont été superposés dans un souci de vérification. . . .	45
2.6	Schéma d’intégration du SAC305. Une stratégie à plusieurs niveaux est adoptée.	52
2.7	Présentation des différentes orientations cristallines dans un wafer de type (100). De par sa structure cubique, les orientations d’un cristal de silicium séparées de 90° sont équivalentes entre elles. On distingue alors deux grandes familles $\langle 100 \rangle$ et $\langle 110 \rangle$ [105].	53
2.8	Éprouvette de traction utilisée pour les essais de traction et relaxation. Les propriétés dans la direction 1 sont ici mesurées. On note que son épaisseur (120 μm) est nettement inférieure aux deux autres dimensions de l’éprouvette. La superposition d’un très grand nombre de feuilles de pré-imprégné serait nécessaire pour réaliser des éprouvettes de traction dans la direction 2.	55
2.9	Chargement et réponse lors d’un essai de relaxation du Substrat 1.	56
2.10	Montage de l’essai de relaxation. Afin de s’assurer que les déformations sont uniformes dans l’échantillon, elles sont mesurées par corrélation d’images numériques.	56
2.11	Observation MEB d’un pré-imprégné de Substrat 1 (de trame 106) dans la direction 90°. 100 fibres ont été comptées par toron. On note que la résine est fortement chargée en inclusions.	58

2.12	Distribution des fibres dans les torons obtenue après observation au MEB. La direction 0° (resp. 90°) est représentée sur la figure du haut (resp. du bas). Dans les deux cas, une enveloppe moyenne des torons a été superposée. Cette dernière servira à recréer la structure du composite dans ABAQUS TM [108].	59
2.13	Reconstruction par éléments finis (jumeau numérique) de la trame 106 du Substrat 1. La résine présente dans les torons est la même que celle de la matrice, ainsi seuls deux matériaux (résine et fibres) sont nécessaires pour définir le VER. La géométrie est tirée des observations MEB (cf. Fig. 2.12).	59
2.14	Modules d'élasticité du Substrat1 et de sa résine. Les 9 coefficients C_{ij} du tenseur des modules élastiques du composite sont indiqués, ainsi que le module d'Young de la résine. On note que le composite est moins rigide dans la direction 2, les renforts en fibres de verre ayant moins d'effet dans la direction hors-plan.	60
2.15	Observation MEB d'une éprouvette de résine pure. On note bien l'absence de fibre de verre, ainsi que la présence des nombreuses inclusions.	61
2.16	Montage en compression pour la mesure du CTE par TMA, ce montage permet la mesure hors-plan (direction 2).	62
2.17	CTEs du Substrat 1. Les trois composantes du tenseur α du composite sont indiquées, ainsi que le CTE de la résine. On note une plus grande dilatation dans la direction 2, ainsi qu'une grande augmentation de cette dernière après une certaine température, caractéristique de la transition vitreuse.	63
2.18	Assemblage asymétrique utilisé pour mesurer le shrinkage effectif de la résine. La déflexion maximale observée est de 71 mm.	64
2.19	Mesure par corrélation 3D d'images numériques des déformations liées au rétreint chimique dans un assemblage asymétrique.	64

2.20	Influence de la température sur le module d'Young de la résine du Substrat 2. Il a été mesuré par flexion trois points entre -105°C et 320°C . Aucune baisse brutale (caractéristique de la transition vitreuse) n'a été observée avant 300°C . Ainsi, le Substrat 2 garde un comportement élastique dans la plage de température de l'étude du solder float test. On constate toutefois une forte baisse graduelle de ce module lorsque la température augmente.	67
2.21	Influence de la température sur les CTEs du Substrat 2. Les indices 1 et 3 correspondent aux directions dans le plan du tissage, tandis que l'indice 2 fait référence à la direction hors-plan. Comme attendu, $\alpha_{22} \gg \alpha_{11}$ et α_{33} . L'absence d'un brusque changement de pente pour α_{22} indique que la température de transition vitreuse T_g de ce matériau est supérieure à 290°C .	68
2.22	Montage expérimental développé au LEM3 dans le cadre de la thèse afin de mesurer h_{SnPb} . Un thermocouple de type K est placé à la surface de l'échantillon thermiquement isolé (au point A), l'autre permet de mesurer la température du bain d'étain-plomb 20 mm sous la surface de contact.	71
2.23	Températures prédites au sein d'un échantillon pour trois matériaux : a) Substrat 2, b) Al 2030, c) Cu-OFE. Elles ont été obtenues pour des échantillons cylindriques de 10 mm de haut, initialement à $T_0 = 20^{\circ}\text{C}$. $T(0, t)$ et $T(L, t)$ doivent être les plus similaires possibles pour obtenir une estimation précise de h_{SnPb} .	74
2.24	Représentation graphique de la suite $(\beta_n)_{n \in \mathbb{N}}$. Chaque terme β_n est à l'abscisse de l'intersection entre la courbe pleine $y(x) = B_i/x$ et la courbe en pointillés $y(x) = \tan(x)$. Deux cas sont considérés : a) un faible nombre de Biot ($B_i = 0,09$) et b) un nombre de Biot élevé ($B_i = 13$).	76
2.25	Valeurs de h_{SnPb} obtenues expérimentalement pour des échantillons en cuivre. Quelques valeurs obtenues pour des échantillons en aluminium ont été ajoutées à des fins de comparaison.	77
2.26	Évolution temporelle de la température du bain et de l'échantillon (au point A) lors d'un essai.	78
2.27	Évolution temporelle de la température du bain et de l'échantillon (au point A) lors d'un essai. Les températures, relevées à 4 distances différentes de la surface libre du bain, sont très proches.	78

2.28	Évolution de la température au point A obtenue via les modèles N°1 et N°2 (dont la définition est donnée en Table. 2.7). Les deux modèles donnent des résultats similaires, notamment au début du régime transitoire. Ainsi, l'hypothèse d'une température de bain constante n'a pas d'impact majeur sur la mesure expérimentale de h_{SnPb}	80
2.29	Évolution de la température au point A obtenue via les modèles N°2 et N°3 (dont la définition est donnée en Table. 2.7). La réponse obtenue avec ces modèles est très proche de la valeur expérimentale de T_A . Ainsi ne pas avoir pris en compte la dépendance en température des propriétés thermiques des matériaux n'influe pas sur la mesure de h_{SnPb}	80
2.30	Amplitude du flux de chaleur à l'intérieur d'un échantillon de cuivre dans les premiers instants de la chauffe ($t = 1$ s). L'échantillon est entouré de 12 mm de matériau isolant. Il apparaît que les isothermes sont horizontales, témoignant de l'aspect unidirectionnel des transferts thermiques.	81
3.1	Variations de température appliquées au PCB pour la modélisation EF d'un cycle thermique. Chaque cycle $\{-55^\circ\text{C}/+125^\circ\text{C}\}$ se compose d'une rampe à $\pm 20^\circ\text{C min}^{-1}$ et d'un temps de maintien de 10 min. Ainsi, chaque cycle dure 38 min. Les temps d'extraction des résultats numériques sont superposés sur ce cycle.	85
3.2	Vue de dessous du composant enfoui dans cette étude. On note une très forte similitude entre la définition théorique du fournisseur et le modèle numérique. Les barres de brasure 3 à 11 sont identiques. L'espacement entre chaque barre est constant (égal à g). La Table 3.2 présente les valeurs des différentes dimensions présentées.	87
3.3	Vue de profil du composant enfoui dans notre étude. La différence principale réside dans la taille et la forme des barres de brasure.	88
3.4	Vue de dessus de la couche n°3 du véhicule de test au niveau du composant enfoui. Le composant est brasé sur cette couche de cuivre.	89
3.5	Vue du modèle 3D avant assemblage. Le composant est brasé sur la couche n°3 et la partie supérieure de l'assemblage (présentant une cavité) est sur le point d'y être pressée.	90
3.6	Volume occupé par la résine dans le modèle 3D ABAQUS™.	91

3.7	Maillage final de la couche n°4. On note que la taille des éléments n'est pas uniforme, solution nécessaire pour réduire les temps de calcul.	92
3.8	Comparaison géométrique entre modèle 3D et modèle 2D. Le modèle 2D est représentatif du centre du PCB. L'hypothèse a toutefois été faite que les pads 1 et 2 (cf. Fig. 3.2a) ne formaient qu'une seule solder bar équivalente semblable aux 9 autres.	93
3.9	Fissures observées par Salahouelhadj et al. [29] dans le PTH d'un PCB nu (sans composant enfoui ni SMC) à la suite d'un essai de cyclage thermique. La fissure se propage proche du centre du fût de cuivre, au niveau de la couche de no-flow.	94
3.10	Courbe de fatigue de type E-N (déformation en fonction du nombre de cycles à rupture) [129]. Pour de faibles nombres de cycles (et de grandes amplitudes de déformation) on note la proportionnalité de $\frac{\Delta \varepsilon}{2}$ et $\log(N_f)$	95
3.11	Fissures observées par Smetana et al. [19] dans des billes de brasure après cyclage thermique d'un composant brasé en surface.	96
3.12	Représentation schématique de la vitesse de propagation des fissures dues à la fatigue en fonction de la variation du facteur d'intensité de contraintes. [135]	97
3.13	Champ de contraintes dans le modèle 3D complet après retour à 20 °C (instant t'_0 sur la Fig. 3.1). Des contraintes persistent à proximité du composant, notamment au niveau des barres de brasure.	100
3.14	Champ de contraintes dans le modèle 3D complet à l'instant t_c du premier cycle (cf. Fig. 3.1).	101
3.15	Contraintes observées dans le composant à 125 °C. Afin de pouvoir observer les contraintes en son sein, une vue en coupe selon le plan médian (XY) est proposée.	102
3.16	Contraintes normales maximales mesurées au niveau des interfaces entre les solder bars et les matériaux sur lesquels elles sont brasées (cuivre et silicium) au cours d'un cycle thermique. Elles sont mesurées sur les bords extérieurs du pad n°2. On observe des contraintes de traction à 125 °C.	103
3.17	Champ de contraintes dans le modèle 3D complet à l'instant t_f du premier cycle (−55 °C).	104

3.18	Contraintes observées dans la résine à l'instant t_f ($-55\text{ }^{\circ}\text{C}$). Afin de pouvoir observer l'intérieur de la cavité, une vue en coupe selon le plan (XY) est proposée.	105
3.19	Contrainte principale maximale observée au point C (défini en Fig. 3.6b). On note d'importantes contraintes de traction à l'instant t_f ($-55\text{ }^{\circ}\text{C}$). . .	105
3.20	Composante hors-plan des contraintes (σ_{22}) dans les micro-vias à l'instant t_c du premier cycle ($125\text{ }^{\circ}\text{C}$).	106
3.21	Déformation viscoplastique cumulée dans les barres de SAC305 à la fin du premier cycle (instant t'_0). Les solder bars n°1, 2 et 11 (cf. Fig. 3.2b) subissent le plus de déformation inélastique et sont donc les plus sensibles à la fissuration. Les zones de déformation maximale se situent en haut des barres, proche du composant.	107
3.22	Déformation viscoplastique cumulée maximale dans chaque solder bar à la fin du premier cycle (instant t'_0).	107
3.23	Composante σ_{11} dans l'assemblage à l'instant t_c ($125\text{ }^{\circ}\text{C}$). On note que le composant est en flexion composée, déformant fortement les barres de brasure extérieures. Les déformations ont été intensifiées d'un facteur $\times 78$	108
3.24	Application de la méthodologie de Darveaux [42] au pad n°1.	109
3.25	Comparaison des contraintes normales maximales σ_{22} au niveau de l'interface Cu/SAC305 à l'instant t_c du 1er cycle. Chaque modèle incorpore des comportements non-linéaires supplémentaires.	110
3.26	Composante σ_{11} à l'instant t_c du premier cycle ($125\text{ }^{\circ}\text{C}$) dans le modèle 2D et la tranche centrale du modèle 3D.	111
3.27	Comparaison 3D/2D de σ_{22} au niveau des interfaces critiques au cours du premier cycle.	112
3.28	Contraintes principales maximales dans la résine au cours du premier cycle. Elles ont été mesurées au point C (cf. Fig.3.6b) pour le modèle 3D et au point C' (cf. Fig. 3.26a) pour le modèle 2D.	112
3.29	Déformation viscoplastique cumulée dans les barres de SAC305 à la fin du premier cycle (instant t'_0). Les pads extérieurs sont les plus déformés, comme dans le modèle 3D.	113

3.30	Comparaison 3D/2D de σ_{11} et σ_{33} le long du centre du composant aux instants t_c et t_f du premier cycle. On note des comportements semblables pour σ_{11} . Par définition, σ_{33} est nulle dans le modèle 2D. Cette composante n'est toutefois pas négligeable dans le modèle 3D.	113
3.31	Énergie dissipée par déformation viscoplastique moyenne W_{moy} obtenue numériquement via le modèle 2D dans la zone critique de la brasure subissant le plus de déformation inélastique au cours de 20 cycles. Le neuvième cycle $\{125^\circ\text{C} \rightarrow 125^\circ\text{C}\}$ est représenté de manière plus précise. On note alors que W_{moy} augmente essentiellement durant les rampes de température.	115
3.32	Incrément par cycle d'énergie dissipée par déformation viscoplastique moyenne ΔW_{moy} obtenue numériquement via le modèle 2D dans le pad n°1 selon la méthode de Darveaux [42] au cours de 20 cycles. On note une diminution de cet incrément entre les cycles 1 et 3, puis une stabilisation au-delà du troisième cycle.	116
3.33	Composante σ_{11} le long du centre de la puce aux instants t_c et t_f du premier et du quatrième cycle. Le PCB est libre de contraintes à l'état initial. . .	116
3.34	Température et contrainte imposées à l'assemblage lors du pressage. L'étape 1 correspond à la mise sous pression de l'assemblage, l'étape 2 à l'élévation de sa température, l'étape 3 au fluage et à la cuisson de la résine. L'étape 4 consiste à ramener le PCB à température ambiante et l'étape 5 à retirer la pression appliquée.	118
3.35	État de contraintes de la puce lors du procédé de fabrication.	119
3.36	Composante σ_{11} dans le modèle 2D à l'instant t_c du quatrième cycle (125°C). Avant le cyclage thermique, le PCB est libre de contraintes dans le premier cas (a) tandis qu'il contient des contraintes résiduelles liées à la fabrication dans le deuxième cas (b).	120
3.37	Composante σ_{11} dans le modèle 2D à l'instant t_f du quatrième cycle (-55°C). Avant le cyclage thermique, le PCB est libre de contraintes dans le premier cas (a) tandis qu'il contient des contraintes résiduelles liées à la fabrication dans le deuxième cas (b).	121

3.38	État de contraintes au sein du composant aux températures extrêmes (instants t_c et t_f) du quatrième cycle thermique. Dans un cas le PCB libre de contraintes avant cyclage, dans l'autre le procédé de fabrication est pris en compte.	121
3.39	Contrainte principale maximale dans la résine lorsque le procédé de fabrication est pris en compte.	122
3.40	Influence de la valeur du shrinkage de la résine sur la réponse du composant enfoui.	124
3.41	Influence de l'épaisseur du substrat sur la réponse du composant enfoui lors des cycles thermiques. Le procédé de fabrication n'a pas été pris en compte	126
3.42	Influence de la hauteur de résine au-dessus de la puce sur la réponse du composant enfoui lors des cycles thermiques. Le procédé de fabrication n'a pas été pris en compte.	127
3.43	Influence de la hauteur de résine au-dessus de la puce sur la réponse du composant enfoui.	128
3.44	Contrainte principale maximale observée dans la résine pour plusieurs valeurs de $\varepsilon_{résine}^{sh}$ et plusieurs hauteurs de résine. Cette valeur a été relevée numériquement en fin de procédé de fabrication (fin de l'étape 5) et à l'instant t_f (-55°C) du quatrième cycle thermique.	129
4.1	Représentation schématique du modèle éléments finis d'un PCB 6-couches soumis à un solder float test. L'attention est ici portée sur le voisinage d'un PTH. D'un point de vue thermique, l'extrémité droite du modèle (située à 3 mm de l'axe de symétrie) est considérée comme isolée.	135
4.2	Observation MEB réalisée lors de la thèse de la microsection d'un échantillon ayant subi un solder float test. Pour correspondre à l'étude proposée dans cette thèse, le voisinage d'un PTH a été sélectionné. On note qu'après les trois passes réglementaires, la brasure a rempli l'intégralité du PTH, raison pour laquelle nous avons fait l'hypothèse que le SnPb est présent jusqu'au plan médian du PCB.	136

4.3	Champ de température (NT11) dans le PCB obtenu numériquement au début du solder float test (à $t = 0,083$ s). La ligne de tirets blancs représente le plan médian ($Y = 0,934$ mm) du PCB, le point P son extrémité gauche (au niveau du fût de cuivre). La température (donnée en °C) est uniforme dans le fût de cuivre, mais le contact avec le bain de brasure n'a impacté qu'une partie limitée du substrat. La différence entre le point le plus chaud et le plus froid du modèle étant de 175 °C, l'hypothèse d'une température uniforme lors de ce test n'est pas réaliste.	137
4.4	Distribution de la température le long du plan médian du PCB (représenté par des tirets blancs en Fig. 4.3) à $t = 0,083$ s. La température est uniforme dans le fût de cuivre et diminue rapidement dans le diélectrique. Le champ de température dans le PCB est donc fortement hétérogène.	138
4.5	Composante hors-plan des contraintes (σ_{22}) dans le fût de cuivre au cours de la première phase de chauffe du solder float test. Elle a été enregistrée au niveau du point P de la Fig. 4.3. Des contraintes de compression (mises en évidence sur cette figure) sont observées au début du solder float test. Elles sont dues à la forte différence de température entre cuivre et substrat. Les contraintes hors-plan sont connues pour être une des causes de déformation plastique dans un PTH lorsqu'il est chauffé.	139
4.6	Évolution de la dilatation thermique dans la direction hors-plan (ε_{22}^{th}) dans le substrat à $t = 0,083$ s le long du plan médian du PCB (représenté par des tirets blancs en Fig. 4.3). La dilatation observée dans le fût de cuivre $\varepsilon_{22}^{th}(\text{Cu})$ au même instant est représentée ici par des pointillés noirs. A cet incrément de temps, il est à noter que la plupart du substrat est à 20 °C et ne subit donc pas de dilatation thermique.	140
4.7	Influence du coefficient de convection h_{SnPb} sur la déformation plastique cumulée dans le fût de cuivre durant le solder float test. Des coefficients de convection plus importants induisent une plus grande déformation plastique cumulée. Le cas où la température est uniforme dans le PCB forme la borne inférieure des valeurs de p quand la convection est prise en compte. Le cas où la température de la surface immergée du PCB est imposée à 288 °C fait office de borne supérieure.	142

4.8	Influence du coefficient de convection h_{SnPb} sur la composante hors-plan la plus extrême en compression ($\sigma_{22} < 0$) observée dans le fût de cuivre pendant le solder float test. Des coefficients de convection plus importants induisent des contraintes de compression plus intenses, et une déformation plastique du cuivre accrue.	143
4.9	Influence de la conductivité thermique du substrat k_{Sub2} sur la déformation plastique cumulée du fût de cuivre lors du solder float test. Une augmentation de la conductivité induit une baisse de de la déformation plastique. Au-delà d’une certaine limite, le substrat devient thermiquement mince et la réponse du PCB est la même que celle du cas “température uniforme”. On voit alors qu’une faible conductivité thermique du substrat peut accentuer le cumul de déformation plastique.	144
4.10	Déformation plastique cumulée dans le fût de cuivre (au niveau du point P, cf. Fig. 4.3) pour différentes températures du bain T_e . La courbe supérieure correspond au cas où la température extérieure de la moitié basse du PCB est directement imposée et vaut T_e . La courbe inférieure correspond au cas où la température évolue uniformément dans le PCB jusqu’à atteindre T_e . On note que plus la température est élevée, plus l’écart entre ces deux courbes est important.	145
4.11	Répartition de la composante hors-plan σ_{22} (en MPa) dans le substrat à un temps $t = 0,39$ s après le début du solder float test. Seules les valeurs positives (contraintes de traction) sont ici représentées. On note que la majeure partie du diélectrique (en particulier autour du point B) subit des contraintes de traction, étant donné qu’il est plus froid que le fût de cuivre avoisinant. Deux zones supplémentaires subissent de la traction au niveau des pastilles externes du PCB. Nous rappelons que l’indice 2 est représentatif de la direction verticale.	148

- 4.12 Évolution de la composante hors-plan σ_{22} au cours du solder float test obtenue numériquement au point B. Dans le premier cas, représenté par une courbe rouge en pointillés, la température du PCB est régie par la convection. Dans le second, la température reste uniforme au cours de l'essai. Des contraintes de traction sont observées dans le cas convectif, tandis que le PCB n'est soumis qu'à de la compression quand la température du PCB est uniforme. Ainsi, il ne peut y avoir de fissuration en mode I quand la température est supposée uniforme et supérieure à T_0 149
- 4.13 Évolution de la composante hors-plan σ_{22} au cours du solder float test obtenue au point C. Dans le premier cas, la température du PCB est régie par la convection. Dans le second, la température reste uniforme au cours de l'essai. On note que l'interface entre le diélectrique et la pastille externe supérieure reste en fermeture ($\sigma_{22} < 0$) pendant tout le solder float test. A l'inverse, dans le cas convectif cette interface est en ouverture pendant la majorité de l'essai. 149
- 4.14 Évolution de la composante σ_{11} au cours du solder float test. Les contraintes ont été mesurées au point F (cf. Fig. 4.15), et sont donc représentatives de l'interface entre le fût de cuivre et la pastille de cuivre interne la plus basse. Les cas convectif et "température uniforme" ont été considérés. On note qu'en prenant en compte les phénomènes conducto-convectifs, l'amplitude de σ_{11} est plus intense lors de la chauffe. Ainsi une ouverture en mode I de cette interface y est plus probable. 150
- 4.15 Répartition de la composante σ_{11} (en MPa) dans le substrat au temps $t = 0,2s$ après le début du solder float test. Seules les valeurs positives (contraintes de traction) sont ici représentées. On note une large zone en traction à proximité de la zone en contact avec le bain de SnPb. 151

4.16	Évolution de température dans le substrat le long du chemin représenté en blanc sur la Fig. 4.15 en fonction de la distance à la zone de contact avec le bain de brasure (origine de l'axe x). On observe une forte différence de température entre le point E et le bas du substrat. Dès lors, le substrat se dilate moins et subit de la traction au point E. On note de plus que la température augmente légèrement en se rapprochant de l'autre extrémité du substrat, du fait de la convection à l'air qui y est appliquée.	152
4.17	Évolution de la composante σ_{11} des contraintes au cours du solder float test. Les contraintes ont été mesurées au point E (cf. Fig 4.15). Les cas convectif et "température uniforme" ont été considérés. Une phase de traction est notable au début de l'essai quand la convection est prise en compte, tandis que σ_{11} reste négatif quand la température est considérée comme uniforme. Ainsi, aucune fissure verticale ne peut être observée dans le cas "température uniforme".	153
4.18	Champ de température (NT11) obtenu numériquement pour un PCB plongé entièrement dans le bain d'étain. Les résultats ont été obtenus peu de temps après immersion de l'échantillon (à $t = 0,081$ s).	154
4.19	Étude de la rupture d'une interface Cu/Cu lors d'un solder dip.	155
4.20	Fissuration de la couche cœur d'un PCB observée par Balmont [41], après avoir plongé entièrement le PCB dans un bain à 288 °C. Comme vu dans cette étude, ce type de défaillance ne peut pas être reproduite numériquement si l'on considère la température du PCB comme uniforme lors de l'essai. .	155
C.1	Bilame fait de deux matériaux présentant des CTEs très différents. Initialement à 20 °C, ce dernier va subir des variations de température. Dans un souci de visualisation, l'épaisseur des couches a été très exagérée.	171
C.2	État mécanique du bilame à 125 °C.	172
C.3	État mécanique du bilame à -55 °C.	173

Liste des tableaux

2.1	Paramètres matériaux caractérisant le comportement mécanique des feuillards de cuivre. Un modèle de Lemaitre-Chaboche est utilisé pour représenter l'écrouissage combiné isotrope/cinématique. Trois backstresses sont nécessaires pour pleinement représenter la réponse à un chargement cyclique [79].	42
2.2	Paramètres matériaux caractérisant le comportement mécanique du SAC305 décrit par le modèle de Yang et Chen [86].	49
2.3	Propriétés élastiques du Substrat 2 en fonction de la température. Les indices 1 et 3 correspondent aux directions dans le plan du tissage, tandis que l'indice 2 fait référence à la direction hors-plan.	67
2.4	Propriétés thermiques du Substrat 2. Comme attendu d'un matériau diélectrique, sa conductivité thermique est très faible. Dans le cadre de cette étude, la dépendance en température de ces propriétés n'a pas été considérée.	69
2.5	Propriétés thermiques (à 20 °C) et géométrie des échantillons cylindriques. Pour l'aluminium deux géométries sont utilisées. Les différentes configurations (matériaux et géométries) permettent de vérifier l'absence de relation entre ces paramètres et la valeur de h_{SnPb} mesurée.	70
2.6	Valeur de β_1 pour des échantillons de 2 mm de haut. Plusieurs coefficients de convection ont été envisagés, pour les trois matériaux considérés dans cette section.	76
2.7	Modèles comparés pour la validation du protocole expérimental.	79
2.8	Récapitulatif des modèles matériau utilisés et contributions propres à la thèse.	82
3.1	Récapitulatif des matériaux pris en compte et des modèles de comportement sélectionnés.	85

3.2	Dimensions du composant enfoui telles que définies en Fig. 3.2a. Les données sont issues de la datasheet [125].	87
3.3	Dimensions des éléments en cuivre dans les couches n°3 et 4.	89
3.4	Constantes du modèle de fatigue de Darveaux [42]. Les valeurs sont tirées de [41].	98
3.5	État initial du composant et forme prise par celui-ci, à différents instants, avec ou sans prise en compte du procédé de fabrication.	122
3.6	Dimensions choisies pour l'étude paramétrique effectuée dans cette thèse.	125
4.1	Dimensions du modèle éléments finis. La hauteur totale du PTH est de 1,868 mm. Le bord droit du modèle est à 3 mm de l'axe de symétrie.	134

Bibliographie

- [1] Clyde F. Coombs and Happy T. Holden, editors. *Printed Circuits Handbook*. McGraw-Hill Education, 7th edition edition, 2016. ISBN 978-0-07-183395-0.
- [2] Cyril Buttay, Christian Martin, Florent Morel, Rémy Caillaud, Johan Le Leslé, Roberto Mrad, Nicolas Degrenne, and Stefan Mollov. Application of the pcb-embedding technology in power electronics—state of the art and proposed development. In *2018 Second International Symposium on 3D Power Electronics Integration and Manufacturing (3D-PEIM)*, pages 1–10. IEEE, 2018.
- [3] Till Huesgen. Printed circuit board embedded power semiconductors : A technology review. *Power Electronic Devices and Components*, 3 :100017, October 2022. ISSN 2772-3704. doi : 10.1016/j.pedc.2022.100017.
- [4] M Guyenot, C Mager, A Birkhold, R Ratchev, A Khoshamouz, T Gottwald, and S Kreuer. New resin materials for high power embedding. In *2017 IEEE 67th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, pages 690–695. IEEE, 2017.
- [5] Pradeep Lall, Mohd Nokibul Islam, Naveen Singh, Jeffrey C Suhling, and Robert Darveaux. Model for bga and csp reliability in automotive underhood applications. *IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies*, 27(3) :585–593, 2004.
- [6] Peter Elenius, Hong Yang, and Roger Benson. Solder bars-a novel flip chip application for high power devices. In *2000 Proceedings. 50th Electronic Components and Technology Conference (Cat. No. 00CH37070)*, pages 697–701. IEEE, 2000.
- [7] Valentin Tsenev and Valentin Videkov. Experimental study of the melting of a

- solder paste. In *2017 XXVI International Scientific Conference Electronics (ET)*, pages 1–4. IEEE, 2017.
- [8] Thomas Gottwald and Christian Roessle. P2 pack-the paradigm shift in interconnect technology. In *PCIM Europe 2014 ; International Exhibition and Conference for Power Electronics, Intelligent Motion, Renewable Energy and Energy Management*, pages 1–9. VDE, 2014.
- [9] Johannes Stahr and Mike Morianz. Powering up electronics—latest developments and concepts for packaging of electronics in automotive systems. In *Electronic Components and Systems for Automotive Applications : Proceedings of the 5th CESA Automotive Electronics Congress, Paris, 2018*, pages 107–115. Springer, 2019.
- [10] W. Kpobie, M. Martiny, S. Mercier, F. Lechleiter, L. Bodin, A. Lecavelier des Etangs-Levallois, and M. Brizoux. Thermo-mechanical simulation of PCB with embedded components. *Microelectronics Reliability*, 65 :108–130, October 2016. ISSN 00262714. doi : 10.1016/j.microrel.2016.08.016.
- [11] Andreas Munding, Angela Kessler, Thorsten Scharf, Boris Plikat, and Klaus Pressel. Laminate chip embedding technology—impact of material choice and processing for very thin die packaging. In *2017 IEEE 67th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, pages 711–718. IEEE, 2017.
- [12] Guojun Hu, Jing-En Luan, and Spencer Chew. Characterization of chemical cure shrinkage of epoxy molding compound with application to warpage analysis. 2009.
- [13] Philipp Nothdurft, Gisbert Riess, and Wolfgang Kern. Copper/epoxy joints in printed circuit boards : Manufacturing and interfacial failure mechanisms. *Materials*, 12(3) :550, 2019.
- [14] Richard Georg Randoll. Investigations on a packaging technology for pcb integrated power electronics. 2018.
- [15] Michael C Larson and Melody A Verges. Extending the fatigue life of solder grid array (sga) electronic packages. *J. Electron. Packag.*, 125(1) :18–23, 2003.

- [16] Donald B. Barker and Abhijit Dasgupta. Thermal Stress Issues in Plated-Through-Hole Reliability. In John H. Lau, editor, *Thermal Stress and Strain in Microelectronics Packaging*, pages 648–683. Springer US, Boston, MA, 1993. ISBN 978-1-4684-7767-2. doi : 10.1007/978-1-4684-7767-2_20.
- [17] Christina Bohm, Torsten Hauck, WH Muller, and A Juritza. Probability of silicon fracture in molded packages [ics]. In *5th International Conference on Thermal and Mechanical Simulation and Experiments in Microelectronics and Microsystems, 2004. EuroSimE 2004. Proceedings of the*, pages 75–81. IEEE, 2004.
- [18] Richard Randoll, Mahmud Asef, Wolfgang Wondrak, Lars Böttcher, and Andreas Schletz. Characteristics and aging of PCB embedded power electronics. *Microelectronics Reliability*, 55(9) :1634–1639, August 2015. ISSN 0026-2714. doi : 10.1016/j.microrel.2015.06.072.
- [19] Joseph Smetana, T Sack, D Love, and C Katzko. The effects of non-filled microvia in pad on pbfree solder joint reliability of bga and qfn packages in accelerated thermal cycling. In *IPC APEX Conference Proceedings, S28-02*, 2011.
- [20] ECSS-Q-ST-70-60C. *Performance Test Methods and Qualification Requirements for Surface Mount Solder Attachments*. European Cooperation for Space Standardization, 2019.
- [21] MIL-STD-750-1A. *Environmental Test Methods for Semiconductor Devices*. Department of Defense, 2016.
- [22] Fubin Song, SW Ricky Lee, Michael Osterman, and Michael Pecht. Investigation of the effect of pcb base materials and pad surface finish on the thermal fatigue life of lead-free solder joints of pbga and passive resistors. In *2006 International Conference on Electronic Materials and Packaging*, pages 1–7. IEEE, 2006.
- [23] IPC-9701. *Performance Test Methods and Qualification Requirements for Surface Mount Solder Attachments*. IPC, 2002.
- [24] Niko Pavlicek, Chunlei Liu, Patrick Stalder, Giovanni Salvatore, Fabian Mohn, Till Huesgen, and Tina Thomas. Patterning and cte-matching of contacts to optimize thermomechanical stress in power semiconductor pre-packages. In *CIPS 2022 ; 12th*

- International Conference on Integrated Power Electronics Systems*, pages 1–7. VDE, 2022.
- [25] Daoguo Yang, Martien Kengen, WGM Peels, David Heyes, and WD Van Driel. Reliability modeling on a mosfet power package based on embedded die technology. In *EuroSimE 2009-10th International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation and Experiments in Microelectronics and Microsystems*, pages 1–6. IEEE, 2009.
 - [26] Jie-Hua Zhao, John Tellkamp, Vikas Gupta, and Darvin R Edwards. Experimental evaluations of the strength of silicon die by 3-point-bend versus ball-on-ring tests. *IEEE Transactions on electronics packaging manufacturing*, 32(4) :248–255, 2009.
 - [27] Lyesse Laloui and Alessandro F. Rotta Loria. *Analysis and Design of Energy Geostuctures : Theoretical Essentials and Practical Application*. Academic Press, October 2019. ISBN 978-0-12-816598-0. Google-Books-ID : use3DwAAQBAJ.
 - [28] Mario Gschwandl, Birgit Friedrich, Martin Pfof, Thomas Antretter, Peter Filipp Fuchs, Ivaylo Mitev, Qi Tao, and Angelika Schingale. Towards electro-thermo-mechanical lifetime assessment for arbitrary power electronics. *Microelectronics Reliability*, 133 :114537, June 2022. ISSN 0026-2714. doi : 10.1016/j.microrel.2022.114537.
 - [29] A. Salahouelhadj, M. Martiny, S. Mercier, L. Bodin, D. Manteigas, and B. Stephan. Reliability of thermally stressed rigid–flex printed circuit boards for High Density Interconnect applications. *Microelectronics Reliability*, 54(1) :204–213, January 2014. ISSN 0026-2714. doi : 10.1016/j.microrel.2013.08.005.
 - [30] Seon Young Yu, Yong-Min Kwon, Jinsu Kim, Taesung Jeong, Seogmoon Choi, and Kyung-Wook Paik. Studies on the thermal cycling reliability of bga system-in-package (sip) with an embedded die. *IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology*, 2(4) :625–633, 2012.
 - [31] Samuel S Manson. *Behavior of materials under conditions of thermal stress*, volume 2933. National Advisory Committee for Aeronautics, 1953.

- [32] L Fo Coffin Jr. A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal. *Transactions of the American Society of Mechanical engineers*, 76(6) :931–949, 1954.
- [33] S. Bensebaa, M. Berkani, S. Lefebvre, M. Petit, N. Schmitt, and S. Zhang. Reliability study of PCB-embedded power dies using solderless pressed metal foam. *Microelectronics Reliability*, 114 :113904, November 2020. ISSN 0026-2714. doi : 10.1016/j.microrel.2020.113904.
- [34] RP Skelton, HJ Maier, and H-J Christ. The baushinger effect, masing model and the ramberg–osgood relation for cyclic deformation in metals. *Materials Science and Engineering : A*, 238(2) :377–390, 1997.
- [35] Liang Zhang, Ji-guang Han, Cheng-wen He, and Yong-huan Guo. Reliability behavior of lead-free solder joints in electronic components. *Journal of Materials Science : Materials in Electronics*, 24 :172–190, 2013.
- [36] F. Arabi, T. Youssef, M. Coudert, G. Coquery, N. Alayli, D. Martineau, and O. Belnoue. Thermo-mechanical assessment of silver sintering for attaching power components in embedded PCB. *Microelectronics Reliability*, 114 :113900, November 2020. doi : 10.1016/j.microrel.2020.113900.
- [37] J. L. Chaboche. Constitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity. *International Journal of Plasticity*, 5(3) :247–302, January 1989. ISSN 0749-6419. doi : 10.1016/0749-6419(89)90015-6.
- [38] Lallit Anand. Constitutive equations for the rate-dependent deformation of metals at elevated temperatures. 1982.
- [39] Francois Le Henaff, Stephane Azzopardi, Eric Woirgard, Toni Youssef, Serge Bontemps, and Julien Joguet. Lifetime evaluation of nanoscale silver sintered power modules for automotive application based on experiments and finite-element modeling. *IEEE Transactions on Device and Materials Reliability*, 15(3) :326–334, 2015.
- [40] Mickaël Balmont, Isabelle Bord-Majek, and Yves Ousten. Comparative fem thermo-mechanical simulations for built-in reliability : Surface mounted technology versus

- embedded technology for silicon dies. In *2017 21st European Microelectronics and Packaging Conference (EMPC) & Exhibition*, pages 1–6. IEEE, 2017.
- [41] Mickael Balmont. *Fiabilité des composants enfouis dans les circuits imprimés*. These de doctorat, Bordeaux, November 2019.
- [42] Robert Darveaux. Effect of simulation methodology on solder joint crack growth correlation and fatigue life prediction. *J. Electron. Packag.*, 124(3) :147–154, 2002.
- [43] Katerina Macurova, Paul Angerer, Ronald Schöngrundner, Thomas Krivec, Mike Morianz, Thomas Antretter, Raul Bermejo, Martin Pletzt, Michel Brizoux, and Wilson Maia. Simulation of stress distribution in assembled silicon dies and deflection of printed circuit boards. In *2014 15th International Conference on Thermal, Mechanical and Mult-Physics Simulation and Experiments in Microelectronics and Microsystems (EuroSimE)*, pages 1–7. IEEE, 2014.
- [44] Maksim Korobkov, Fedor Vasilyev, and Vladimir Mozharov. A Comparative Analysis of Printed Circuit Boards with Surface-Mounted and Embedded Components under Natural and Forced Convection. *Micromachines*, 13(4) :634, April 2022. ISSN 2072-666X. doi : 10.3390/mi13040634. Number : 4 Publisher : Multidisciplinary Digital Publishing Institute.
- [45] Nicolò Manca, Marco Del Sarto, Alex Gritti, Roseanne Duca, and Vincent Mangion. Package design for multiphysics mems sensor. In *2019 18th IEEE Intersociety Conference on Thermal and Thermomechanical Phenomena in Electronic Systems (ITherm)*, pages 183–188. IEEE, 2019.
- [46] Bart Vandeveld, Eric Beyne, Kouichi GQ Zhang, Jo FJM Caers, Dirk Vandepitte, and Martine Baelmans. Solder parameter sensitivity for csp life-time prediction using simulation-based optimization method. *IEEE transactions on electronics packaging manufacturing*, 25(4) :318–325, 2002.
- [47] S Jayesh and Jacob Elias. Finite element modeling and random vibration analysis of bga electronic package soldered using lead free solder alloy- sn-1cu-1ni-1ag. *International Journal for Simulation and Multidisciplinary Design Optimization*, 10 : A11, 2019.

- [48] Liang Zhang, Lei Sun, Yong-huan Guo, and Cheng-wen He. Reliability of lead-free solder joints in csp device under thermal cycling. *Journal of Materials Science : Materials in Electronics*, 25 :1209–1213, 2014.
- [49] Ji, Feng, Xue, Song-bai, Zhang, Liang, Gao, Lili, Sheng, Zhong, Dai, and Wei. Reliability evaluation of qfn devices soldered joints with creep model. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 24 :428–432, 2011.
- [50] Bor Zen Hong. Thermal fatigue analysis of a cbga package with lead-free solder fillets. In *ITherm’98. Sixth Intersociety Conference on Thermal and Thermomechanical Phenomena in Electronic Systems (Cat. No. 98CH36208)*, pages 205–211. IEEE, 1998.
- [51] Robert Schwerz, Sebastian Meyer, Mike Roellig, Karsten Meier, and Klaus-Juergen Wolter. Finite element modeling on thermal fatigue of bga solder joints with multiple voids. In *Proceedings of the 2011 34th International Spring Seminar on Electronics Technology (ISSE)*, pages 380–385. IEEE, 2011.
- [52] Yiyi Ma, Kim-Yong Goh, Xueren Zhang, and Yonggang Jin. Thermal cycling reliability assessment and enhancement of embedded wafer level lga packages for power applications. In *2013 IEEE 15th Electronics Packaging Technology Conference (EPTC 2013)*, pages 606–611. IEEE, 2013.
- [53] Huan Ye, Songbai Xue, Liang Zhang, Feng Ji, and Wei Dai. Reliability evaluation of csp soldered joints based on fem and taguchi method. *Computational Materials Science*, 48(3) :509–512, 2010.
- [54] Genichi Taguchi. Quality engineering (taguchi methods) for the development of electronic circuit technology. *IEEE transactions on reliability*, 44(2) :225–229, 1995.
- [55] Seunghyun Cho and Youngbae Ko. Finite element analysis for reliability of solder joints materials in the embedded package. *Electronic Materials Letters*, 15 :287–296, 2019.
- [56] Eric Holman and Terry Smith. Laminate materials for no-lead solder applications. *S15-4, Proceedings of IPC Expo*, 2001.

- [57] Shriram N. Bhat, Amarendra P. Singh, Gowda Nagaraj Venkatesh Prasad, and Agumbe Suresh. Enhancement of Via Integrity in High-Tg Multilayer Printed Wiring Boards. *IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology*, 3(5) :888–894, May 2013. ISSN 2156-3985. doi : 10.1109/TCPMT.2013.2243204. Conference Name : IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology.
- [58] Xianwu Cao, Jiangwei Wen, Chuang Wei, Xin Liu, and Guangjian He. Preparation and properties of adhesive-free double-sided flexible copper clad laminate with outstanding adhesion strength. *High Performance Polymers*, 33(6) :704–711, 2021.
- [59] Yudong Lu, Zhimao Ming, Mingjun Liang, and Cuiyuan Zhang. Failure case analysis for abnormal delamination of printed circuit board. In *2019 International Conference on Quality, Reliability, Risk, Maintenance, and Safety Engineering (QR2MSE)*, pages 1–6. IEEE, 2019.
- [60] Edward K. Yung, Lubomyr T. Romankiw, and Richard C. Alkire. Plating of Copper into Through-Holes and Vias. *Journal of The Electrochemical Society*, 136(1) : 206, January 1989. ISSN 1945-7111. doi : 10.1149/1.2096587. Publisher : IOP Publishing.
- [61] Qinwei Peng, Xin Gu, Pinghua Bao, Dali Huang, Jianchao Zhang, Lingwen Kong, and Jian Cai. The reliability investigation of capacitors embedded PCB. *2011 International Symposium on Advanced Packaging Materials (APM)*, pages 428–432, 2011.
- [62] F. Wolff, C. Beckermann, and R. Viskanta. Natural convection of liquid metals in vertical cavities. *Experimental Thermal and Fluid Science*, 1(1) :83–91, January 1988. ISSN 08941777. doi : 10.1016/0894-1777(88)90051-9.
- [63] I. V. Savchenko, S. V. Stankus, and A. Sh. Agadjanov. Measurement of liquid tin heat transfer coefficients within the temperature range of 506–1170 K. *High Temperature*, 49(4) :506–511, August 2011. ISSN 0018-151X, 1608-3156. doi : 10.1134/S0018151X11040171.
- [64] Tiago Augusto Moreira, Alex Roger Almeida Colmanetti, and Cristiano Bigonha Tibiriçá. Heat transfer coefficient : a review of measurement techniques. *Journal*

- of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 41(6) :264, June 2019. ISSN 1678-5878, 1806-3691. doi : 10.1007/s40430-019-1763-2.
- [65] Jung In Yoon, Choon Geun Moon, Eunpil Kim, Young Seok Son, Jae Dol Kim, and Toyofumi Kato. Experimental study on freezing of water with supercooled region in a horizontal cylinder. *Applied Thermal Engineering*, 21(6) :657–668, April 2001. ISSN 1359-4311. doi : 10.1016/S1359-4311(00)00074-0.
- [66] T. E. W. Schumann. Heat transfer : A liquid flowing through a porous prism. *Journal of the Franklin Institute*, 208(3) :405–416, September 1929. ISSN 0016-0032. doi : 10.1016/S0016-0032(29)91186-8.
- [67] José Fernández-Seara, Francisco J. Uhía, Jaime Sieres, and Antonio Campo. A general review of the Wilson plot method and its modifications to determine convection coefficients in heat exchange devices. *Applied Thermal Engineering*, 27(17) :2745–2757, December 2007. ISSN 1359-4311. doi : 10.1016/j.applthermaleng.2007.04.004.
- [68] John H. Lienhard, V. Heat Transfer in Flat-Plate Boundary Layers : A Correlation for Laminar, Transitional, and Turbulent Flow. *Journal of Heat Transfer*, 142 (061805), April 2020. ISSN 0022-1481. doi : 10.1115/1.4046795.
- [69] R. J. Goldstein and H. H. Cho. A review of mass transfer measurements using naphthalene sublimation. *Experimental Thermal and Fluid Science*, 10(4) :416–434, May 1995. ISSN 0894-1777. doi : 10.1016/0894-1777(94)00071-F.
- [70] Chuanshan Dai and Jue Wang. External natural convection from a Joule heated horizontal platinum wire in water at low Rayleigh number. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 93 :754–759, February 2016. ISSN 0017-9310. doi : 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2015.10.020.
- [71] G. Goss and J. C. Passos. Heat transfer during the condensation of R134a inside eight parallel microchannels. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 59 : 9–19, April 2013. ISSN 0017-9310. doi : 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2012.10.014.
- [72] Thomas Vega, Brian Y. Lattimer, and Thomas E. Diller. Fire thermal boundary condition measurement using a hybrid heat flux gage. *Fire Safety Journal*, 61 : 127–137, October 2013. ISSN 0379-7112. doi : 10.1016/j.firesaf.2013.08.004.

- [73] Peter R. N. Childs. *Practical Temperature Measurement*. Butterworth-Heinemann, October 2001. ISBN 978-0-7506-5080-9.
- [74] Michal Švantner, Petra Vacíková, and Milan Honner. IR thermography heat flux measurement in fire safety applications. *Infrared Physics & Technology*, 55(4) : 292–298, July 2012. ISSN 1350-4495. doi : 10.1016/j.infrared.2012.03.008.
- [75] Rosaria Conti, Aurelio Agliolo Gallitto, and Emilio Fiordilino. Measurement of the convective heat-transfer coefficient. *The Physics Teacher*, 52(2) :109–111, February 2014. ISSN 0031-921X, 1943-4928. doi : 10.1119/1.4862118. arXiv :1401.0270 [physics].
- [76] Bryan R. Becker and Brian A. Fricke. Heat transfer coefficients for forced-air cooling and freezing of selected foods. *International Journal of Refrigeration*, 27(5) :540–551, August 2004. ISSN 0140-7007. doi : 10.1016/j.ijrefrig.2004.02.006.
- [77] A. Buczek and T. Telejko. Investigation of heat transfer coefficient during quenching in various cooling agents. *International Journal of Heat and Fluid Flow*, 44 :358–364, December 2013. ISSN 0142-727X. doi : 10.1016/j.ijheatfluidflow.2013.07.004.
- [78] Paul Perin, Gautier Girard, Marion Martiny, and Sébastien Mercier. Numerical investigation of printed circuit board response during solder float test : Influence of thermal boundary conditions. *Microelectronics Reliability*, 159 :115441, 2024. ISSN 0026-2714. doi : 10.1016/j.microrel.2024.115441.
- [79] Gautier Girard, Marion Martiny, and Sébastien Mercier. Experimental characterization of rolled annealed copper film used in flexible printed circuit boards : Identification of the elastic-plastic and low-cycle fatigue behaviors. *Microelectronics Reliability*, 115 :113976, December 2020. ISSN 0026-2714. doi : 10.1016/j.microrel.2020.113976.
- [80] J. M. Finney and C. Laird. Strain localization in cyclic deformation of copper single crystals. *The Philosophical Magazine : A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics*, 31(2) :339–366, February 1975. ISSN 0031-8086. doi : 10.1080/14786437508228937.

- [81] Yanyao Jiang and Peter Kurath. Characteristics of the Armstrong-Frederick type plasticity models. *International Journal of Plasticity*, 12(3) :387–415, January 1996. ISSN 0749-6419. doi : 10.1016/S0749-6419(96)00013-7.
- [82] Juan C Simo. Numerical analysis and simulation of plasticity. *Handbook of numerical analysis*, 6 :183–499, 1998.
- [83] Gautier Girard, Karol Frydrych, Katarzyna Kowalczyk-Gajewska, Marion Martiny, and Sébastien Mercier. Cyclic response of electrodeposited copper films. experiments and elastic–viscoplastic mean-field modeling. *Mechanics of Materials*, 153 : 103685, 2021.
- [84] Vlado A. Lubarda and David J. Benson. On the numerical algorithm for isotropic–kinematic hardening with the Armstrong–Frederick evolution of the back stress. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 191(33) :3583–3596, June 2002. ISSN 00457825. doi : 10.1016/S0045-7825(02)00296-7.
- [85] Gang Chen, Tao Hu, Mingwei Xie, Jing Yang, and Weiling Xu. A new unified constitutive model for SAC305 solder under thermo-mechanical loading. *Mechanics of Materials*, 138 :103170, November 2019. ISSN 01676636. doi : 10.1016/j.mechmat.2019.103170.
- [86] Hung-Chun Yang and Tz-Cheng Chiu. A unified viscoplastic model for characterizing the softening behavior of the Sn3.0Ag0.5Cu solder under monotonic and cyclic loading conditions. *Microelectronics Reliability*, 119 :114086, April 2021. ISSN 00262714. doi : 10.1016/j.microrel.2021.114086.
- [87] G. Chen, Y. Y. Wang, P. Li, Y. Cui, S. W. Shi, J. Yang, W. L. Xu, and Q. Lin. Constitutive and damage model for the whole-life uniaxial ratcheting behavior of SAC305. *Mechanics of Materials*, 171 :104333, August 2022. ISSN 0167-6636. doi : 10.1016/j.mechmat.2022.104333.
- [88] F. X. Che, H.L.J. Pang, W. H. Zhu, Wei Sun, and Anthony Y. S. Sun. Modeling Constitutive Model Effect on Reliability of Lead-Free Solder Joints. In *2006 7th International Conference on Electronic Packaging Technology*, pages 1–6, Shanghai, China, August 2006. IEEE. ISBN 978-1-4244-0619-7 978-1-4244-0620-3. doi : 10.1109/ICEPT.2006.359842.

- [89] John HL Pang, BS Xiong, and TH Low. Creep and fatigue characterization of lead free 95.5 sn-3.8 ag-0.7 cu solder. In *2004 proceedings. 54th electronic components and technology conference (IEEE Cat. No. 04CH37546)*, volume 2, pages 1333–1337. IEEE, 2004.
- [90] John HL Pang, TH Low, BS Xiong, and F Che. Design for reliability (dfr) methodology for electronic packaging assemblies. In *Proceedings of the 5th Electronics Packaging Technology Conference (EPTC 2003)*, pages 470–478. IEEE, 2003.
- [91] David L. McDowell. Viscoplasticity of heterogeneous metallic materials. *Materials Science and Engineering : R : Reports*, 62(3) :67–123, August 2008. ISSN 0927-796X. doi : 10.1016/j.mser.2008.04.003.
- [92] S. Msolli, Olivier Dalverny, Joël Alexis, and Moussa Karama. Effects of the Unified Viscoplastic Formulation and Temperature Terms on the Thermomechanical Behavior of Soldering Materials. *Key Engineering Materials*, 498 :219–226, January 2012. ISSN 1662-9795. doi : 10.4028/www.scientific.net/KEM.498.219.
- [93] Hung-Chun Yang and Tz-Cheng Chiu. Numerical Implementation of a Unified Viscoplastic Model for Considering Solder Joint Response under Board-Level Temperature Cycling. *Computer Modeling in Engineering & Sciences*, 128(2) :639–668, 2021. ISSN 1526-1506. doi : 10.32604/cmescs.2021.016159.
- [94] Z.N. Cheng, G.Z. Wang, L. Chen, J. Wilde, and K. Becker. Viscoplastic Anand model for solder alloys and its application. *Soldering & Surface Mount Technology*, 12(2) :31–36, January 2000. ISSN 0954-0911. doi : 10.1108/09540910010331428. Publisher : MCB UP Ltd.
- [95] Jean-Louis Chaboche. A review of some plasticity and viscoplasticity constitutive theories. *International journal of plasticity*, 24(10) :1642–1693, 2008.
- [96] William Prager. Recent developments in the mathematical theory of plasticity. *Journal of applied physics*, 20(3) :235–241, 1949.
- [97] Peter J Armstrong, Charles O Frederick, et al. *A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect*, volume 731. Berkeley Nuclear Laboratories Berkeley, CA, 1966.

- [98] JL Chaboche, K Dang Van, and G Cordier. Modelization of the strain memory effect on the cyclic hardening of 316 stainless steel. 1979.
- [99] Jungmoo Han, Karuppasamy Pandian Marimuthu, Sungyong Koo, and Hyungyil Lee. Numerical implementation of modified Chaboche kinematic hardening model for multiaxial ratcheting. *Computers & Structures*, 231 :106222, April 2020. ISSN 00457949. doi : 10.1016/j.compstruc.2020.106222.
- [100] E Kullig and S Wippler. Numerical integration and fem-implementation of a viscoplastic chaboche-model with static recovery. *Computational Mechanics*, 38 :1–13, 2006.
- [101] A Lush and L Anand. Implicit time-integration procedures for a set of internal variable constitutive equations for hot-working. *Numiform 86. Numerical Methods in Industrial Forming Processes*, pages 131–137, 1986.
- [102] Graham Fisher, Michael R. Seacrist, and Robert W. Standley. Silicon Crystal Growth and Wafer Technologies. *Proceedings of the IEEE*, 100(Special Centennial Issue) :1454–1474, May 2012. ISSN 1558-2256. doi : 10.1109/JPROC.2012.2189786. Conference Name : Proceedings of the IEEE.
- [103] Alex Masolin, Pierre-Olivier Bouchard, Roberto Martini, and Marc Bernacki. Thermo-mechanical and fracture properties in single-crystal silicon. *Journal of Materials Science*, 48(3) :979–988, February 2013. ISSN 0022-2461, 1573-4803. doi : 10.1007/s10853-012-6713-7.
- [104] W. A. Brantley. Calculated elastic constants for stress problems associated with semiconductor devices. *Journal of Applied Physics*, 44(1) :534–535, January 1973. ISSN 0021-8979. doi : 10.1063/1.1661935.
- [105] Matthew A. Hopcroft, William D. Nix, and Thomas W. Kenny. What is the Young’s Modulus of Silicon? *Journal of Microelectromechanical Systems*, 19(2) :229–238, April 2010. ISSN 1057-7157, 1941-0158. doi : 10.1109/JMEMS.2009.2039697.
- [106] Chun-Hyung Cho. Characterization of Young’s modulus of silicon versus temperature using a “beam deflection” method with a four-point bending fixture.

- Current Applied Physics*, 9(2) :538–545, March 2009. ISSN 15671739. doi : 10.1016/j.cap.2008.03.024.
- [107] Robert M. Jones. *Mechanics Of Composite Materials*. CRC Press, Boca Raton, 2 edition, October 2018. ISBN 978-1-315-27298-6. doi : 10.1201/9781498711067.
- [108] Gautier Girard, Mohamad Jrad, Slim Bahi, Marion Martiny, Sébastien Mercier, Laurent Bodin, David Nevo, and Sophie Dareys. Experimental and numerical characterization of thin woven composites used in printed circuit boards for high frequency applications. *Composite Structures*, 193 :140–153, June 2018. ISSN 0263-8223. doi : 10.1016/j.compstruct.2018.03.037.
- [109] Gautier Girard, Marion Martiny, and Sébastien Mercier. Orthotropic viscoelastic characterization of thin woven composites by a combination of experimental and numerical methods. *Composite Structures*, page 117497, August 2023. ISSN 0263-8223. doi : 10.1016/j.compstruct.2023.117497.
- [110] Richard A Schapery. On the characterization of nonlinear viscoelastic materials. *Polymer Engineering & Science*, 9(4) :295–310, 1969.
- [111] Rafał Michalczyk. Implementation of generalized viscoelastic material model in abaqus code. *Logistyka*, (6), 2011.
- [112] N. Mathieu, C. Czarnota, H. Obeid, and S. Mercier. Prediction of flatness defects and of the stable configuration of thin multilayer assemblies due to chemical shrinkage. *Computational Materials Science*, 210 :111389, July 2022. ISSN 0927-0256. doi : 10.1016/j.commatsci.2022.111389.
- [113] F Mattioni, Paul M Weaver, and MI Friswell. Multistable composite plates with piecewise variation of lay-up in the planform. *International Journal of Solids and Structures*, 46(1) :151–164, 2009.
- [114] Michael W Hyer. Calculations of the room-temperature shapes of unsymmetric laminates. *Journal of Composite Materials*, 15(4) :296–310, 1981.
- [115] JM Gere and SP Timoshenko. Mechanics of materials, pub. *Brooks Cole*, 2002.

- [116] Shlomi Yiftah and Aharon Nabi. Step-heated single-pan scanning calorimeter for measurement of the specific heat of low-density materials. *High Temperatures-High Pressures*, 35/36(6) :649–657, 2003. ISSN 0018-1544, 1472-3441. doi : 10.1068/htjr136.
- [117] Alex Lee Yuen Beng, Gan Sik Hong, and Mutharasu Devarajan. Optimization of thermal vias for thermal resistance in FR-4 PCBs. In *Fifth Asia Symposium on Quality Electronic Design (ASQED 2013)*, pages 345–349, August 2013. doi : 10.1109/ASQED.2013.6643611.
- [118] Biswajit Banerjee. An evaluation of plastic flow stress models for the simulation of high-temperature and high-strain-rate deformation of metals. *Acta Materialia*, 58 (20) :6810–6827, December 2010. ISSN 13596454. doi : 10.1016/j.actamat.2010.09.009. arXiv :cond-mat/0512466.
- [119] M. Necati Ozisik. *Boundary Value Problems of Heat Conduction*. Courier Corporation, January 2002. ISBN 978-0-486-49515-6. Google-Books-ID : 9U4TlddKTMcC.
- [120] J. P. Moore, D. L. McElroy, and R. S. Graves. Thermal conductivity and electrical resistivity of high-purity copper from 78 to 400 °k. *Canadian Journal of Physics*, 45(12) :3849–3865, December 1967. ISSN 0008-4204. doi : 10.1139/p67-323. Publisher : NRC Research Press.
- [121] Salaheddine Channouf, Jaouad Benhamou, and Mohammed Jami. Investigating convective and conductive heat transfer in square and circular heated bodies : A novel approach using coupled runge-kutta and lattice boltzmann method. *Thermal Science and Engineering Progress*, 49 :102441, 2024.
- [122] Rilwan Kayode Apalowo, Aizat Abas, Zuraihana Bachok, Mohamad Fikri Mohd Sharif, Fakhrozi Che Ani, Mohamad Riduwan Ramli, and Muhamed Abdul Fatah bin Muhamed Mukhtar. Investigation of hygrothermally induced failures in multi-layer ceramic capacitors during thermal reflow process. *Microelectronics Reliability*, 146 :115028, 2023.
- [123] G. Ayugi, Ejkb Banda, and F. M. D’Ujanga. Local Thermal Insulating Materials For Thermal Energy Storage. *Rwanda Journal*, 23, 2011. ISSN 2305-2678. doi : 10.4314/rj.v23i0.76236.

- [124] Roberto Ricciu, Luigi A. Besalduch, Alessandra Galatioto, and Giuseppina Ciulla. Thermal characterization of insulating materials. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, 82 :1765–1773, February 2018. ISSN 13640321. doi : 10.1016/j.rser.2017.06.057.
- [125] EPC2001C. *EPC2001C – Enhancement Mode Power Transistor*. Efficient Power Conversion. URL https://epc-co.com/epc/Portals/0/epc/documents/datasheets/EPC2001C_datasheet.pdf.
- [126] R Islam, Stig-Göran Sjölin, and A Pramila. Finite element analysis of linear thermal expansion coefficients of unidirectional cracked composites. *Journal of composite materials*, 35(19) :1762–1776, 2001.
- [127] Jingyi Guo, Chung-Yuen Hui, Mincong Liu, and Alan T Zehnder. The stress field near the tip of a plane stress crack in a gel consisting of chemical and physical cross-links. *Proceedings of the Royal Society A*, 475(2227) :20180863, 2019.
- [128] G Gustafsson, I Guven, V Kradinov, and E Madenci. Finite element modeling of bga packages for life prediction. In *2000 Proceedings. 50th Electronic Components and Technology Conference (Cat. No. 00CH37070)*, pages 1059–1063. IEEE, 2000.
- [129] B.K. Parida. Fatigue testing. In K.H. Jürgen Buschow, Robert W. Cahn, Merton C. Flemings, Bernhard Ilshner, Edward J. Kramer, Subhash Mahajan, and Patrick Veyssi re, editors, *Encyclopedia of Materials : Science and Technology*, pages 2994–2999. Elsevier, Oxford, 2001. ISBN 978-0-08-043152-9. doi : 10.1016/B0-08-043152-6/00533-7.
- [130] Kerstin Weinberg and Wolfgang H M ller. A strategy for damage assessment of thermally stressed copper vias in microelectronic printed circuit boards. *Microelectronics Reliability*, 48(1) :68–82, 2008.
- [131] WW Lee, LT Nguyen, and Guna S Selvaduray. Solder joint fatigue models : review and applicability to chip scale packages. *Microelectronics reliability*, 40(2) :231–244, 2000.
- [132] A Schubert, R Dudek, R Doring, and B Michel. Reliability investigations of flip chip

- interconnects in fcob and fcog applications by fea. In *Proceedings of 2nd Electronics Packaging Technology Conference (Cat. No. 98EX235)*, pages 49–56. IEEE, 1998.
- [133] Robert Darveaux. Solder joint fatigue life model. *Design and reliability of solders and solder interconnections. The Minerals, Metals and Materials Society (TMS)*, pages 213–218, 1997.
 - [134] J.H. Lau. *Ball Grid Array Technology*. Electronic packaging and interconnection series. McGraw-Hill, 1995. ISBN 9780070366084.
 - [135] Brahami Abdessamad, Jamal Fajoui, and B. Bouchouicha. *Etude de l'influence du couplage entre les caractéristiques mécaniques et les sollicitations appliquées sur le comportement en fatigue des alliages d'aluminium*. PhD thesis, 07 2018.
 - [136] Xiaoran Zhao, Ye Li, Wen Chen, Shuang Li, Yan Zhao, and Shanyi Du. Improved fracture toughness of epoxy resin reinforced with polyamide 6/graphene oxide nanocomposites prepared via in situ polymerization. *Composites Science and Technology*, 171 :180–189, 2019.
 - [137] VB Gupta, LT Drzal, CY-C Lee, and MJ Rich. The temperature-dependence of some mechanical properties of a cured epoxy resin system. *Polymer Engineering & Science*, 25(13) :812–823, 1985.
 - [138] Claudia Funke, Susann Wolf, and Dietrich Stoyan. Modeling the tensile strength and crack length of wire-sawn silicon wafers. 2009.
 - [139] Hwa-Teng Lee and Ming-Hung Chen. Influence of intermetallic compounds on the adhesive strength of solder joints. *Materials Science and Engineering : A*, 333(1-2) : 24–34, 2002.
 - [140] Bi-Shiou Chiou, Jiann-Haur Chang, and Jenq-Gong Duh. Metallurgical reactions at the interface of sn/pb solder and electroless copper-plated aln substrate. *IEEE Transactions on Components, Packaging, and Manufacturing Technology : Part B*, 18(3) :537–542, 1995.
 - [141] Lenora Quan, Darrel Frear, Dennis Grivas, and JW Morris. Tensile behavior of pb-sn solder/cu joints. *Journal of Electronic Materials*, 16 :203–208, 1987.

- [142] Shashikant Hegde, Raghuram V Pucha, and Suresh K Sitaraman. Enhanced reliability of high-density wiring (hdw) substrates through new base substrate and dielectric materials. *Journal of Materials Science : Materials in Electronics*, 15 : 287–296, 2004.
- [143] Stoyan Stoyanov, Alexander Dabek, and Chris Bailey. Thermo-mechanical sub-modelling of bga components in pcb reflow. In *Proceedings of the 36th International Spring Seminar on Electronics Technology*, pages 253–258. IEEE, 2013.
- [144] M Kaysar Rahim, Jeffrey C Suhling, D Scott Copeland, M Saiful Islam, Richard C Jaeger, Pradeep Lall, and R Wayne Johnson. Die stress characterization in flip chip on laminate assemblies. *IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies*, 28(3) :415–429, 2005.
- [145] Ralejs Tepfers, Claes Fridén, and Leif Georgsson. A study of the applicability to the fatigue of concrete of the palmgren-miner partial damage hypothesis. *Magazine of Concrete Research*, 29(100) :123–130, 1977.
- [146] M. Shqair, E. Sarraute, T. Cazimajou, and F. Richardeau. Thermo-mechanical and metallurgical preliminary analysis of SiC MOSFET gate-damage mode under short-circuit based on a complete transient multiphysics 2D FEM. *Microelectronics Reliability*, 150 :115081, November 2023. ISSN 0026-2714. doi : 10.1016/j.microrel.2023.115081.
- [147] D. Goval, H. Azimi, Kim Poh Chong, and Mirng-Ji Lii. Reliability of high aspect ratio plated through holes (PTH) for advanced printed circuit board (PCB) packages. In *1997 IEEE International Reliability Physics Symposium Proceedings. 35th Annual*, pages 129–135, April 1997. doi : 10.1109/RELPHY.1997.584249.
- [148] Nitin Mehra, Liwen Mu, Tuo Ji, and Jiahua Zhu. Thermal conduction in polymer composites. In *Polymer-Based Multifunctional Nanocomposites and Their Applications*, pages 77–110. Elsevier, 2019.
- [149] Hyungsub Yoon, Paolo Matteini, and Byungil Hwang. Review on three-dimensional ceramic filler networking composites for thermal conductive applications. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 576 :121272, 2022.

- [150] Yukihiro Kiuchi, Masatoshi Iji, Hiroaki Nagashima, and Takashi Miwa. Increase in flame retardance of glass-epoxy laminates without halogen or phosphorous compounds by simultaneous use of incombustible-gas generator and charring promoter. *Journal of applied polymer science*, 101(5) :3367–3375, 2006.
- [151] Ludovic Valette and Rudolf Wiechmann. High-performance substrate from new epoxy resin and enhanced copper foil. *Circuit World*, 30(4) :20–26, 2004.
- [152] Amrendra Pratap Singh, Malliayan Saravanan, BKSVL Varaprasad, et al. Plasma-generated etchback to improve the via-reliability in high-tg substrates used in multilayer pwbs for space electronic packaging. *IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology*, 6(6) :926–932, 2016.
- [153] Alice Courtois, Martin Hirsekorn, Maria Benavente, Agathe Jaillon, Lionel Marcin, Edu Ruiz, and Martin Lévesque. Viscoelastic behavior of an epoxy resin during cure below the glass transition temperature : Characterization and modeling. *Journal of Composite Materials*, 53(2) :155–171, 2019.

Abstract

A printed circuit board is a multi-material assembly. Because of the coefficient of thermal expansion mismatch between those, intense thermal stresses are induced by the changes in temperature the circuit undergoes in its life. Before being put in service, its design is validated via qualification tests in order to ensure that no failure will happen before a sufficient amount of cycles. To reduce the number of tests to perform, numerical simulations are more and more used during the design stage. The goal of this thesis is to study two of these tests: the thermal cycling in climate chamber and the solder float test.

To get reliable simulations, a particular attention has been first laid on the characterization and definition of the behavior of the constitutive materials of the printed circuit board. In particular, the orthotropic thermo-elastic behavior of the substrates has been characterized by a combined numerical/experimental method. The shrinkage appearing during the curing of the resin inside of them has also been evaluated. The goal was to model the embedding process of the component and to study the impact of this phase on the reliability.

Despite the thermal cycling test of a regular circuit having already been studied in the literature, all the material behaviors are not always properly characterized in the concerned range of temperature. This thesis aims however at studying the reliability of a new generation of printed circuit boards. The latter contain embedded components. This new approach improving the interconnection density is promising for the electrical mobility (electrical cars, power electronics). In particular, this work focuses on an embedded component connected with SAC305 solder bars. The addition of this material, which presents a non-linear behavior, impacts the reliability of the printed circuit board during thermal cycling. The simulations show indeed that the solder joints will accumulate plastic strain, even more than copper for the studied design. The influence of the fabrication process has also been analyzed during this thesis.

During the solder float test, a sample is placed on a solder pot containing liquid tin-lead at 288 °C. An experimental protocol has been developed during this thesis to evaluate the convective heat transfer coefficient between the solder bath and the sample. Indeed, coupled thermo-mechanical simulations must be performed to simulate the solder float test (the temperature field inside the sample is very heterogeneous during this test). With these simulations, the origin of failures observed during actual tests has been highlighted. These failures could not have been numerically detected under uniform temperature assumption. This result also emphasizes the importance of a proper definition of the thermal boundary conditions when numerically studying the reliability of a printed circuit board.

Acknowledgments: This thesis has been co-funded by CIMULEC and Région Grand-Est during a regional program for industrial transitioning. The experimental work, some of which is part of the ANR-21-CE08-0007 EMICI project, has been performed in the MécaRého platform from LEM3.

Résumé

Un circuit imprimé est un assemblage multi-matériaux. Du fait des différences de coefficient d'expansion thermique entre ceux-ci, de fortes contraintes thermiques vont être générées par les variations de température subies en fonctionnement. Avant sa mise en service, son design est vérifié à l'aide de tests de qualification afin de s'assurer qu'une éventuelle défaillance n'arrivera qu'après un nombre suffisant de cycles. Pour réduire le nombre d'essais à effectuer, des simulations numériques sont de plus en plus utilisées pendant la phase de conception. Cette thèse a pour but l'étude de deux de ces tests : le cyclage thermique en enceinte climatique et l'essai de flottaison sur bain d'étain-plomb.

Afin d'obtenir des simulations fiables, une attention a tout d'abord été portée sur la caractérisation et la définition du comportement des matériaux constituant le circuit imprimé. En particulier, le comportement thermo-élastique orthotrope des substrats a été caractérisé par une méthode mixte numérique/expérimentale. Le rétreint apparaissant lors de la réticulation de la résine qui s'y trouve a également été évalué afin de modéliser le procédé d'encapsulation du composant et d'étudier son impact sur la fiabilité.

L'essai de cyclage d'un circuit classique a déjà été analysé dans la littérature, sans toutefois avoir toujours bien caractérisé l'ensemble des comportements matériau dans la gamme de sollicitation. L'objectif de la thèse est toutefois d'étudier la fiabilité d'une nouvelle génération de circuits imprimés qui contiennent des composants enfouis. Cette nouvelle approche permettant de gagner en densité d'interconnexion est une voie prometteuse pour les applications de mobilité électrique (voiture électrique, électronique de puissance). En particulier, cette thèse s'intéresse à un composant enfoui et brasé à l'aide de barres de SAC305. L'ajout de ce matériau au comportement non-linéaire affecte la fiabilité du circuit lors du cyclage thermique. En effet, les simulations montrent que les brasures vont concentrer la déformation plastique, bien plus que le cuivre pour le design étudié. L'influence du procédé de fabrication a également été analysée dans cette thèse.

Lors de l'essai de flottaison sur bain d'étain-plomb, un échantillon est placé à la surface d'un creuset contenant de l'étain-plomb liquide à 288 °C. Un protocole expérimental a été développé dans cette thèse afin d'évaluer le coefficient d'échange par convection entre le bain de brasure et l'échantillon. En effet, des simulations thermomécaniques couplées doivent être effectuées pour simuler le solder float test (le champ de température dans l'échantillon est très hétérogène lors de celui-ci). Cela a permis de mettre en évidence l'origine de défaillances observées lors d'essais réels et qui n'auraient pas pu être détectées numériquement en supposant la température uniforme. Ce résultat met également l'accent sur l'importance d'une bonne définition des conditions aux limites thermiques pour l'étude numérique de la fiabilité d'un circuit imprimé.

Remerciements : Cette thèse a été possible grâce à un cofinancement de CIMULEC et La Région Grand-Est dans le programme régional de transition industrielle. Les travaux expérimentaux, dont une partie s'inscrit dans le projet EMICI ANR-21-CE08-0007, ont été effectués au sein de la plateforme MécaRhéo du LEM3.