HAL
open science

Caractérisation et modélisation thermomécaniques de matériaux et de structures circuits imprimés complexes destinés aux applications spatiales radiofréquences et micro-ondes

Gautier Girard

To cite this version:

Gautier Girard. Caractérisation et modélisation thermomécaniques de matériaux et de structures circuits imprimés complexes destinés aux applications spatiales radiofréquences et micro-ondes. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université de Lorraine, 2018. Français. NNT : 2018LORR0170 . tel-01955852

HAL Id: tel-01955852

https://theses.hal.science/tel-01955852

Submitted on 14 Dec 2018

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

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

UNIVERSITÉ DE LORRAINE

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 : ddoc-theses-contact@univ-lorraine.fr

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

THÈSE

présentée et soutenue publiquement le 22 octobre 2018
pour l'obtention du titre de :

Docteur de l'Université de Lorraine

Spécialité : Sciences des Matériaux
Mention : Mécanique des Matériaux

par

Gautier GIRARD

Caractérisation et modélisation thermomécaniques de matériaux et de structures circuits imprimés complexes destinés aux applications spatiales radiofréquences et micro-ondes

Composition du jury :

Mme Nathalie BOZZOLO, Professeur, Mines ParisTech	Président
Mme Carole NADOT-MARTIN, Professeur, ISAE-ENSMA	Rapporteur
M. Laurent DELANNAY, Professeur, Université Catholique de Louvain	Rapporteur
M. Franck DELVARE, Professeur, Université de Caen-Normandie	Examinateur
Mme Sophie DAREYS, Ingénieure de Recherche, Centre National d'Études Spatiales	Examinateur
M. David NEVO, Ingénieur de Recherche, Thales Alenia Space	Examinateur
M. Laurent BODIN, Directeur Général, CIMULEC	Invité
Mme Marion MARTINY, Professeur, Université de Lorraine	Directrice de thèse
M. Sébastien MERCIER, Professeur, Université de Lorraine	Directeur de thèse

Laboratoire d'Étude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux
LEM3, UMR CNRS 7239, 7 rue Félix Savart 57073 Metz
Université de Lorraine – Pôle M4 : Matière, Matériaux, Métallurgie, Mécanique

Remerciements

Cette thèse est le fruit d'une codirection entre le Laboratoire d'Étude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux (LEM3) de l'Université de Lorraine (UL), CIMULEC, le Centre National d'Études Spatiales (CNES) et Thales Alenia Space (TAS). En même temps que débutait ma thèse se fit le lancement du laboratoire commun Laboratoire d'Étude et de Modélisation des Circuits Imprimés (LEMCI) soutenu par l'Agence Nationale de la Recherche (ANR), renforçant encore la collaboration entre le LEM3 et CIMULEC. Je tiens à remercier toutes les personnes qui ont rendu possible ces collaborations.

Je souhaite présenter de sincères remerciements aux membres du jury pour avoir accepté d'évaluer mes travaux. Merci à Carole Nadot-Martin et Laurent Delannay pour avoir réalisé la tâche de rapporteurs, ainsi qu'à Nathalie Bozzolo et Franck Delvare pour avoir porté de l'intérêt à mes travaux et les avoir examinés. La discussion avec l'ensemble du jury a soulevé un ensemble de questions et suggestions pertinentes qui alimentent la poursuite des travaux.

Je tiens à remercier chaleureusement mes deux co-directeurs de thèse Marion Martiny et Sébastien Mercier pour l'accompagnement tout au long de ces années. Merci d'abord pour m'avoir offert l'opportunité de faire cette thèse, mais aussi pour la confiance que vous m'avez accordée et pour m'avoir guidé dans toutes les étapes de la thèse. Votre bonne humeur, votre présence, vos connaissances et toutes vos idées m'ont permis de réaliser ce travail et de l'apprécier.

Mes remerciements s'adressent également aux membres de CIMULEC, principalement Laurent Bodin, François Lechleiter et Sandrine Thomann, qui m'ont permis à travers de nombreux échanges de mieux comprendre les procédés de fabrication des circuits imprimés. Leur aide fut également indispensable pour la fabrication des centaines d'éprouvettes nécessaires aux essais réalisés. Merci pour cela et pour la disponibilité, l'implication et les qualités humaines qui ont rendu la collaboration facile.

J'adresse également mes remerciements à Sophie Dareys et David Nevo, qui ont encadré ma thèse depuis le CNES et TAS. Le partage de vos expériences, les visites de sites enrichissantes et vos relectures m'ont beaucoup apporté. Nos réunions régulières ont été

un fil rouge important pour guider l'avancement de la thèse.

Beaucoup de mesures expérimentales ont été réalisées au cours de cette thèse et elles ont pu l'être grâce à de nombreux personnels du laboratoire. Un grand merci à Mohamad Jrad, Guillaume Robin, Slim Bahi, avec qui j'ai beaucoup appris sur les mesures expérimentales. Merci pour m'avoir aidé à monter toutes ces expériences et pour le temps passé à les faire fonctionner. Merci également à Quentin Schenique qui m'a accompagné et donné de l'aide sur les manipulations depuis son arrivée au laboratoire.

Je remercie aussi toutes les personnes qui ont pu m'aider dans les différents travaux, essais et observations que j'ai réalisés, que ce soit par des manipulations, des conseils ou des discussions fructueuses : Julien Oury, Auriane Mandrelli, Olivier Perroud, Julien Guyon.

Merci à toutes celles et ceux que j'ai pu rencontrer pendant ces années de thèse, Fabrice Simlissi, Wassim Jrad, Nassim Boudalia qui ont partagé mon bureau, mais aussi toutes les doctorants ou chercheurs que j'ai pu rencontrer au LEM3 ou à Toulouse lors des journées des jeunes chercheurs du CNES.

Merci à tous mes amis, qui ont suivi ma thèse de près ou de loin : Paul (pour être celui qui comprend le sujet !), Vincent, Valentin, Pauline ×2, Louise, Sabrina, Yannis, Nicolas. À tous mes colocs de ces trois années qui sont devenus de très bons amis et qui m'ont soutenu au quotidien : Anaïs×2, Michel, Garance, Simon, Manon, Orianne, Jules, Annabelle, Jean-Gilles. Merci aussi à tous les autres !

Merci à toute ma famille qui a pu me soutenir pendant ces années, Maman, Papa, Amélie, Albane, mes cousins et cousines et tous les autres.

Et plus que les autres, plus encore que d'habitude, merci à Lisa ! Tu m'as aidé bien plus que tu ne le penses.

À toutes les personnes que j'oublie de citer, merci !

Table des matières

Remerciements i

Table des matières iii

Glossaires vii

Introduction générale 1

1 Généralités sur les circuits imprimés 5

1.1 Description d'un circuit imprimé 5

1.2 Contexte d'utilisation des circuits imprimés à applications spatiales hyperfréquences 6

1.3 Description des matériaux utilisés 8

1.3.1 Stratifiés et préimprégnés 8

1.3.2 Différents types de cuivre 10

1.4 Procédés de fabrication d'un circuit imprimé multicouche 12

1.5 Causes de défaillances probables 15

1.5.1 Chargements subis par les circuits imprimés 15

1.5.2 Origine matérielle des défaillances 16

1.5.3 Influence du design de la carte 18

1.5.4 Conclusion 18

2 Comportement des composites 21

2.1 État de l'art des méthodes d'homogénéisation pour les composites tissés . 21

2.1.1 De nombreuses approches analytiques et numériques 22

2.1.2 Apport de la littérature et choix de modélisation 24

2.2 Thermoélasticité linéaire 26

2.2.1 Rappels sur l'élasticité 26

2.2.2 Thermoélasticité 29

2.3 Caractérisation expérimentale des composites tramés 30

2.3.1 Mesures d'élasticité 30

2.3.2 Mesures d'expansion thermique 35
2.4 Obtention des paramètres d'élasticité manquants par des méthodes d'homogénéisation 39
2.4.1 Micromécanique et homogénéisation 39
2.4.2 Définition de la microstructure 43
2.4.3 Homogénéisation d'un composite tramé 50
2.4.4 Homogénéisation du composite tissé 62
2.4.5 Optimisation et identification inverse 64
2.5 Conclusion sur le comportement des substrats composites 67

3 Comportement thermomécanique et fatigue du cuivre 69
3.1 État des connaissances sur le cuivre et son comportement mécanique . . . 69
3.1.1 Généralités : structure des métaux et notions de cristallographie . 69
3.1.2 Généralités : mécanismes de déformation du monocristal 72
3.1.3 Généralités : déformation des polycristaux 74
3.1.4 Modélisation mathématique de la plasticité 75
3.1.5 État de l'art du comportement plastique cyclique du cuivre 81
3.1.6 Mécanismes de fatigue sur le cuivre 84
3.2 Observations sur les cuivres utilisés dans les circuits imprimés 86
3.2.1 Représentation des orientations cristallographiques 87
3.2.2 Diffraction des rayons X 89
3.2.3 Imagerie d'orientation par la technique EBSD 90
3.3 Identification du comportement du cuivre dans les circuits imprimés . . . 94
3.3.1 Identification du comportement élasto-plastique 94
3.3.2 Identification du modèle de Lemaitre-Chaboche 101
3.4 Étude de la fatigue du cuivre dans les circuits imprimés 108
3.4.1 Montage expérimental de mesure de fatigue 110
3.5 Conclusion des travaux réalisés sur le cuivre 115

4 Étude de configurations stratégiques dans les circuits imprimés 117
4.1 État de l'art des simulations de circuits imprimés 118
4.2 Simulation d'un trou traversant : hypothèses de modélisation 121
4.2.1 Simulation transitoire d'un chargement thermique 121
4.2.2 Comparaison d'une simulation 2D axisymétrique à un modèle 3D . 127
4.3 Étude paramétrique sur un trou traversant 129
4.3.1 Diamètre du trou traversant 132

4.3.2 Épaisseur du substrat 133
4.3.3 Épaisseur de cuivre électrodéposé 134
4.3.4 Matériau composant le substrat 135
4.3.5 Plage de température 137
4.4 Étude d'une configuration particulière 139
4.4.1 Hypothèses de simulation du trou traversant 139
4.4.2 Résultats de la simulation 140
4.5 Conclusion 143

Synthèse et perspectives **145**

Bibliographie **151**

Table des figures **167**

Liste des tableaux **170**

Glossaires

Liste des acronymes

AMF Alliage à Mémoire de Forme.

CC Cubique Centré.

CFC Cubique à Faces Centrées.

CTE Coefficient of Thermal Expansion (Coefficient d'expansion thermique).

DRX Diffraction des Rayons X.

EBSD Electron Backscatter Diffraction (Diffraction d'électrons rétrodiffusés).

ECSS European Cooperation for Space Standardization (Coopération européenne pour la standardisation du spatial).

EF Éléments Finis.

FFT Fast Fourier Transform.

HC Hexagonale Compacte.

HTE High Temperature Elongation (Grand allongement en température).

IPC Institute for Printed Circuits, aujourd'hui appelée : Association Connecting Electronics Industries (Association connectant l'industrie électronique).

MEB Microscope Électronique à Balayage.

MET Microscope Électronique à Transmission.

ND Normal Direction (Direction normale).

OFHC Oxygen-Free High thermal Conductivity (Cuivre exempt d'oxygène à haute conductivité thermique).

PCB Printed Circuit Board (Circuit imprimé).

PTFE Polytétrafluoroéthylène.

PTH Plated Through Hole (Trou traversant).

RD Rolling Direction (Direction de laminage).

RSA Random Sequential Addition (Addition séquentielle aléatoire).

TD Transverse Direction (Direction transversale).

TMA Thermomechanical Analysis (Analyse thermomécanique).

TRIP TRansformation Induced Plasticity (Plasticité induite par transformation).

TWIP TWinning Induced Plasticity (Plasticité induite par maclage).

VER Volume Élémentaire Représentatif.

Établissements

ANR Agence Nationale de la Recherche.

CNES Centre National d'Études Spatiales.

ESA European Space Agency (Agence spatiale européenne).

IPPT Instytut Podstawowych Problemów Techniki (Institut de recherche fondamentale technologique).

LEM3 Laboratoire d'Étude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux.

LEMCI Laboratoire d'Étude et de Modélisation des Circuits Imprimés.

TAS Thales Alenia Space.

UL Université de Lorraine.

Opérateurs

a Scalaire.

$\bar{a}$ Tenseur d'ordre 1 (vecteur).

$\boldsymbol{a}$ Tenseur d'ordre 2 ou 4.

$\dot{a}$ Dérivée temporelle de a.

$\mathrm{Tr}(\boldsymbol{a})$ Trace du tenseur $\boldsymbol{a}$.

$\boldsymbol{a}^{-1}$ Inverse du tenseur $\boldsymbol{a}$.

$\boldsymbol{a} : \boldsymbol{b}$ Double produit contracté de $\boldsymbol{a}$ par $\boldsymbol{b}$.

δ Symbole de Kronecker : $\delta_{ij} = 1$ si $i = j$, $\delta_{ij} = 0$ si $i \neq j$.

$[a]$ Matrice.

$\{a\}$ Vecteur colonne.

Liste des symboles

$\mathbb{1}$ Tenseur identité d'ordre 4.

α Coefficient d'expansion thermique.

b Vitesse de saturation de l'écrouissage isotrope.

b_f Demi-période d'ondulation des torons chaîne (fill).

b_w Demi-période d'ondulation des torons trame (warp).

C Coefficient caractéristique de l'écrouissage cinématique.

c Exposant de ductilité en fatigue pour la relation de Coffin-Manson.

$\boldsymbol{C}$ Tenseur d'ordre 4 des modules d'élasticité.

E Module de Young.

$\boldsymbol{\varepsilon}$ Tenseur des déformations.

$\boldsymbol{\varepsilon^e}$ Tenseur des déformations élastiques.

ε_f Coefficient de ductilité en fatigue pour la relation de Coffin-Manson.

$\boldsymbol{\varepsilon^p}$ Tenseur des déformations plastiques.

$\boldsymbol{\varepsilon^{th}}$ Tenseur des déformations thermiques.

f Fraction volumique d'inclusions.

f_{cost} Fonction coût.

f_y Surface de charge.

G Module de cisaillement élastique.

γ Coefficient caractéristique de l'écrouissage cinématique.

g_f Espace entre deux torons chaîne (fill) adjacents.

g_w Espace entre deux torons trame (warp) adjacents.

h Épaisseur du substrat composite.

h_1 Distance entre la première trame de verre et la surface du composite.

h_f Épaisseur des torons chaîne (fill).

h_w Épaisseur des torons trame (warp).

K Module d'élasticité isostatique.

k Module de compression latérale $k = K + \frac{G}{3}$.

μ Module de cisaillement élastique.

ν Coefficient de Poisson.

p Déformation plastique cumulée.

Q Valeur de saturation de l'écrouissage isotrope.

R Variable scalaire d'écrouissage isotrope.

$\boldsymbol{S}$ Tenseur d'Eshelby.

$\boldsymbol{s}$ Tenseur déviateur des contraintes. $s_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3}\sigma_{kk}\delta_{ij}$.

$\boldsymbol{\sigma}$ Tenseur des contraintes de Cauchy, de composantes σ_{ij}.

σ_0 Limite d'élasticité initiale.

σ_{eq} Contrainte équivalente au sens de Von Mises, $\sigma_{eq}(\boldsymbol{\sigma}) = \sqrt{\frac{3}{2}s_{ij}s_{ij}}$.

σ_y Contrainte d'écoulement.

T Température.

t Temps.

T_g Température de transition vitreuse.

$\boldsymbol{X}$ Variable tensorielle d'écrouissage cinématique.

Introduction générale

Contexte

La fiabilité des circuits imprimés a toujours été un sujet important pour les fabricants, et plus particulièrement dans les domaines aéronautique et spatial. Pour ces applications, les circuits imprimés sont souvent soumis à d'importants chargements thermiques et doivent malgré tout pouvoir endurer un grand nombre de cycles de chargement sans montrer de défaillance. En particulier, dans le domaine spatial, aucune maintenance n'est généralement possible et le minimum de redondances est prévu pour chaque appareil. Il faut donc fournir le circuit avec une grande confiance sur sa fiabilité, afin que chaque connexion électrique soit assurée même après des années de vol.

Un satellite autour de la Terre peut se trouver face au Soleil et atteindre une température de 150 °C, ou passer à l'ombre et se retrouver à −150 °C. Même si le circuit imprimé n'est pas nécessairement directement exposé à l'extérieur du satellite, il subira les conséquences de ces chargements thermiques et doit par conséquent être construit de manière à y résister.

Par ailleurs, le nombre d'informations à traiter est en constante augmentation et on souhaiterait toujours miniaturiser les systèmes (pour des questions d'encombrement ou de masse). La densité d'interconnexion des circuits imprimés augmente donc continuellement, avec pour cela des besoins d'adaptation, d'utilisation de matériaux nouveaux et de réduction des dimensions, qui poussent les fabricants à la limite de leur savoir-faire.

Pour répondre aux besoins croissants de flux de données, des signaux dans le domaine hyperfréquence sont aujourd'hui utilisées. Les circuits imprimés traitant ces signaux sont composés de matériaux adaptés, présentant certaines propriétés électromagnétiques particulières. Les matériaux isolants sont pour cela composés de nouvelles résines spécifiques à ces besoins, dont le comportement peut changer des matériaux classiques de l'industrie du circuit imprimé. Cela vient donc ajouter une difficulté supplémentaire pour le fabricant à la réalisation de circuits imprimés fiables.

De manière générale, un circuit imprimé est un assemblage de matériaux aux comportements très différents qu'il convient de faire cohabiter pour éviter tout dysfonctionne-

ment. En particulier, la différence de comportement en expansion thermique du cuivre et des substrats isolants est la source de nombreuses ruptures (fissures dans le cuivre, dans le substrat ou aux interfaces). Afin d'anticiper les problèmes de fiabilité dans ces structures, la simulation devient une nécessité. Elle permet d'éviter la conception par prototypes successifs en simulant différentes configurations. Un design plus fiable peut ainsi être réalisé et la durée de vie du circuit imprimé est allongée en conséquence.

Pour cela, les modèles numériques doivent être alimentés par des données précises. En particulier, le comportement élasto-plastique du cuivre, le comportement élastique des substrats isolants (qui sont des composites), qui peut varier avec la température, ainsi que le comportement en expansion thermique de tous ces matériaux doivent être identifiés.

Positionnement et objectifs de la thèse

Ce travail de thèse vient donc s'inscrire dans ce contexte et tente d'apporter une réponse au besoin de simulation de configurations stratégiques de circuits imprimés. Les travaux présentés dans ce manuscrit ont été effectués au LEM3 à Metz, dans le cadre d'une thèse du CNES. La thèse est cofinancée par TAS et CIMULEC, fabricant de circuits imprimés situé à Ennery. Le LEM3 et CIMULEC se sont associés pour la création du laboratoire commun LEMCI, avec le soutien financier de l'ANR. Le lancement du LEMCI coïncide avec le début de ces travaux de thèse et a permis l'acquisition de plusieurs équipements indispensables à la caractérisation des matériaux étudiés. En relation avec ces acteurs du domaine spatial et du circuit imprimé et à partir des connaissances de la littérature, l'objectif est de réaliser des simulations des circuits imprimés à applications spatiales hyperfréquences afin de prédire et améliorer leur fiabilité.

Un premier chapitre est dédié à la description des circuits imprimés et de leurs procédés de fabrication. Cette partie constitue une introduction nécessaire à la compréhension du sujet et des contraintes qui peuvent exister. Les méthodes de production et d'assemblage des substrats isolants et des différents cuivres sont présentées. Certaines structures comme les trous traversants, qui sont sensibles aux chargements thermiques, sont également décrites.

Les substrats isolants font l'objet du deuxième chapitre. Il s'agit généralement de composites tissés, avec une ou plusieurs trames de fibres de verre et une résine polymérique chargée ou non d'inclusions. Ces composites présentent donc un comportement anisotrope (en fait orthotrope) qu'il est important de connaître pour réaliser des simulations prédictives. Le comportement en expansion thermique a pu être mesuré dans les trois

directions à l'aide d'un équipement d'analyse thermomécanique dédié aux matériaux de faible épaisseur, mais le comportement élastique n'a pu être identifié que dans le plan. Une méthode d'homogénéisation numérique a donc été construite pour obtenir les modules élastiques manquants à la description complète des substrats. Les comportements élastique et en expansion thermique ont été identifiés en fonction de la température car ils y sont sensibles.

Le comportement mécanique du cuivre est détaillé dans le troisième chapitre. Le cuivre constitue le support de l'information électrique et doit donc recevoir une attention particulière. C'est sa rupture qui conduira à la ruine du circuit imprimé, du fait d'incompatibilités thermomécaniques. Il convient donc de connaître correctement le comportement en expansion thermique du cuivre, son comportement élasto-plastique et sa réponse en fatigue oligo-cyclique. Lors de chargements thermiques répétés, le cuivre est soumis à des cycles de traction-compression. Ce chargement est relativement difficile à mettre en œuvre sur des films minces. La méthode utilisée pour identifier le comportement du cuivre sous ce type de chargement est présentée dans ce chapitre. On verra également que plusieurs types de cuivre sont utilisés dans les circuits imprimés, pour des applications variées. Ces cuivres peuvent être produits de différentes manières, être disponibles en plusieurs épaisseurs et leur comportement peut en être sensiblement affecté. Une méthode mise en place pour mesurer le comportement en fatigue du cuivre sous forme de film mince est décrite en fin de chapitre avec les résultats sur un cuivre laminé recuit.

Le quatrième chapitre met en application les comportements identifiés sur les substrats composites et les cuivres dans des simulations de structures de circuits imprimés. Les hypothèses de simulations sont d'abord discutées et justifiées, puis une analyse paramétrique est réalisée pour souligner l'influence de nombreux facteurs sur la durée de vie d'une structure. Enfin, une configuration particulière de trou traversant dans un circuit imprimé est étudiée.

Pour finir, une synthèse générale conclut ce document. Les principales contributions de ce travail de thèse sont résumées et les perspectives de poursuite sont abordées.

Chapitre 1

Généralités sur les circuits imprimés

Un circuit imprimé, Printed Circuit Board (Circuit imprimé) (PCB) en anglais, est généralement une plaque supportant mécaniquement et reliant électriquement des composants électriques ou électroniques. On s'intéressera ici à la carte nue et à sa fiabilité suite à des chargements thermiques. Le livre *Printed Circuits Handbook* de Clyde F. Coombs [1] fait référence sur les circuits imprimés et leurs procédés de fabrication. Une vue d'ensemble est présentée ici pour préciser le sujet.

1.1 Description d'un circuit imprimé

Les circuits imprimés les plus simples consistent en un matériau isolant supportant un feuillard de cuivre gravé chimiquement pour constituer des pistes conductrices entre différents points. C'est en ces points que se trouveront les composants à relier électriquement. Un circuit imprimé peut contenir plusieurs couches de cuivre. Les circuits double face sont les multicouches les plus simples, le substrat isolant est recouvert de part et d'autre de feuillards de cuivre. Ces deux couches de cuivre peuvent être connectées électriquement par des trous traversants ou vias (Plated Through Hole (PTH) en anglais). Un trou traversant se construit de la manière suivante : un perçage est réalisé à travers les différentes couches puis est recouvert de cuivre, connectant électriquement les couches de cuivre.

Il est possible de réaliser des empilements en alternant couches conductrices et couches isolantes, pour obtenir des circuits imprimés multicouches plus complexes. Ces circuits permettent une densité importante de connections électriques au sein de la carte. Les circuits multicouches sont aujourd'hui répandus et certains circuits peuvent avoir jusqu'à plusieurs dizaines de couches conductrices.

Ce travail de thèse va s'intéresser à la fiabilité de PCB multicouches (nombre de couches de cuivre autour d'une dizaine).

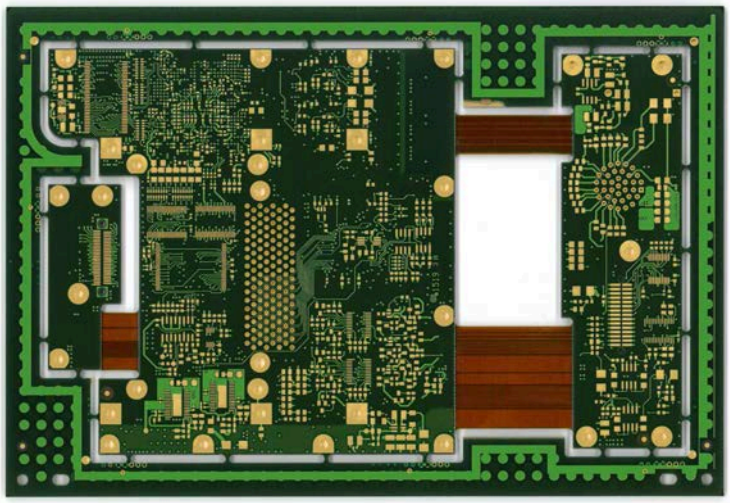


FIGURE 1.1 – Exemple de circuit imprimé multicouche.

1.2 Contexte d'utilisation des circuits imprimés à applications spatiales hyperfréquences

Le domaine des ondes hyperfréquences, aussi appelées micro-ondes, correspond à la bande de fréquences allant de 300 MHz à 300 GHz (soit des longueurs d'ondes de 1 m à 1 mm). L'utilisation des hyperfréquences dans les domaines de la radio et du radar s'est également élargie ces dernières années aux téléphones portables, communication, navigation et télévision par satellite principalement. Ces signaux à fréquences élevées permettent un débit d'informations important. L'objectif est de transmettre et traiter une quantité de données en constante augmentation.

Les satellites sont aujourd'hui un élément essentiel dans les télécommunications. Ils permettent de relayer un signal entre une station émettrice et une station réceptrice, afin d'éviter un réseau important d'antennes au sol. Dans le domaine spatial, les contraintes sont nombreuses et l'intégration d'une fonction hyperfréquence complète sur un circuit imprimé permet des gains importants sur les dimensions et le poids du système, avec des conséquences bénéfiques sur le coût.

Dans le domaine hyperfréquence, les phénomènes de propagation et de rayonnement sont explicitement pris en compte et le circuit imprimé sur lequel sont reportés les composants hyperfréquences n'est plus simplement un support mécanique avec des interconnexions. Il doit aussi pouvoir se comporter comme un filtre ou une antenne et a

donc une fonction hyperfréquence.

Pour ces applications, les circuits imprimés doivent présenter des caractéristiques électriques, thermiques et mécaniques particulières, comme détaillé dans le travail de B. Daigle [2]. De par l'application hyperfréquence, les substrats utilisés doivent présenter une constante diélectrique précisément connue. Pour la réalisation d'antennes par exemple, des matériaux à base de Téflon (Polytétrafluoroéthylène (PTFE)) qui possèdent une constante diélectrique faible sont utilisés. Au contraire, pour des applications digitales à haute vitesse, une constante diélectrique élevée est nécessaire et d'autres matériaux chargés de poudres céramiques sont utilisés pour atteindre ce but. D'autres propriétés comme le facteur de dissipation sont également importantes dans la conception de ces circuits ; on souhaite généralement qu'il soit le plus faible possible. Le manuel IPC [3] fournit plus d'informations sur ce sujet, mais également la documentation technique de la compagnie Roger [4], qui compare un matériau hyperfréquence avec d'autres types de matériaux.

Pour les applications spatiales, la notion de longue durée de vie est cruciale pour le circuit imprimé. En général, un satellite est conçu pour rester en opération une vingtaine d'années et par conséquent, les circuits imprimés embarqués à son bord également. Les chargements que subit un circuit seront principalement d'ordre thermique, si l'on omet les contraintes et vibrations appliquées lors du lancement. Dans l'espace, le satellite peut subir des cycles thermiques d'amplitude importante en passant de l'ombre au rayonnement solaire. À l'ombre, il peut faire jusqu'à $-150\,°\mathrm{C}$ et au soleil $150\,°\mathrm{C}$, avec des rampes d'environ $5\,°\mathrm{C\,min^{-1}}$ pour un passage de l'un à l'autre. Le satellite possède différentes zones qui peuvent être à des températures différentes en fonction de leur exposition, mais aussi en fonction de leur isolation thermique. Quoi qu'il en soit, un circuit imprimé subira des chargements thermiques. Les dilatations de chaque matériau doivent donc être maîtrisées (ou anticipées) afin d'éviter au maximum des différences de comportement pouvant mener à des incompatibilités, voire des défaillances. De ce fait, les circuits sont d'abord testés au sol pendant des phases de qualification selon des standards très précis avec des cycles thermiques représentatifs de ce qu'ils pourront subir en vol. Pour le domaine spatial en europe, des normes existent et sont développées par l'agence spatiale européenne (ESA) et les agences spatiales nationales. Ces normes sont décrites par l'ECSS (European Cooperation for Space Standardization), et on peut citer par exemple pour les normes concernant les circuits imprimés :

— ECSS-Q-ST-70-12C : normes sur la conception des circuits imprimés
— ECSS-S-ST-70-60C : normes relatives à l'approvisionnement et la qualification des circuits imprimés

1.3 Description des matériaux utilisés

Pour comprendre les défaillances pouvant survenir dans les circuits en fonctionnement, il faut connaître au mieux les matériaux qui les constituent. Cette compréhension passe par la bonne connaissance de leurs structures internes et de leurs méthodes de fabrication.

1.3.1 Stratifiés et préimprégnés

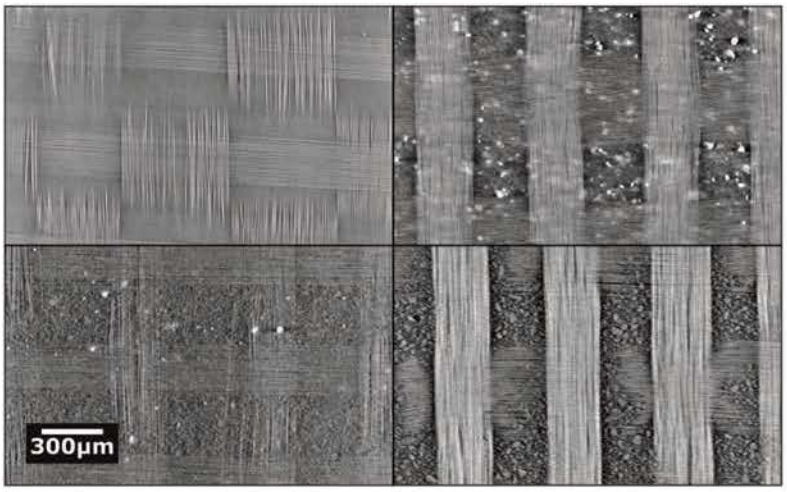


FIGURE 1.2 – Observation au microtomographe des différentes trames de verre de matériaux étudiés au cours de la thèse.

La grande majorité des substrats isolants (ou diélectriques) utilisés dans les circuits imprimés sont des composites constitués de fibres de verre tissés enrobées d'une résine. Les matériaux isolants peuvent se présenter sous forme de substrats ou de préimprégnés (aussi appelés pré-pregs). La différence entre ces deux types de matériaux réside dans le degré auquel leur résine est polymérisée ou réticulée. Un préimprégné possède une résine partiellement réticulée (B-stage), qui pourra continuer à polymériser une fois exposée à des températures suffisantes. Les pré-pregs permettront donc l'assemblage d'autres couches, puisqu'ils peuvent encore fluer et terminer leur réticulation. La résine d'un substrat est quant à elle « entièrement » réticulée (C-stage). En réalité toutes les chaînes moléculaires n'ont pas réticulé, mais cela est invisible d'un point de vue macroscopique.

Dans cette thèse, on appellera stratifié l'assemblage d'un substrat diélectrique avec un feuillard de cuivre (sur chaque face ou non). Pour réaliser des circuits multicouches, plusieurs stratifiés sont assemblés à l'aide de préimprégnés, qui sont pressés et chauffés

pour terminer leur réticulation. Un multicouche est donc généralement une alternance de stratifiés et de préimprégnés.

Dans la majorité des cas, et pour les matériaux étudiés ici, un tissu de verre (généralement du verre de type E pour ses propriétés électriques, mécaniques et chimiques à un coût raisonnable) est imprégné d'une résine, très couramment de type époxy, polyimide, ou encore Téflon, pouvant contenir des charges pour des applications particulières. Notamment, pour des applications hyperfréquences, on trouve des résines Téflon chargées d'inclusions de céramique. La trame de verre est un tissage, généralement taffetas, de torons. Chaque toron peut contenir plusieurs dizaines à plusieurs centaines de fibres, d'environ 5 µm de diamètre (Figure 1.3). Le tissu de verre imprégné passe ensuite à travers des rouleaux pour contrôler l'épaisseur et la quantité de résine appliquée. L'ensemble est ensuite chauffé pour cuire la résine partiellement ou totalement, puis les panneaux de pré-pregs (préimprégnés) sont découpés. Les détails de fabrication des composites sont abordés dans le livre de S.M. Sapuan [5] et en particulier pour les circuits imprimés dans le livre de Clyde F. Coombs [1].

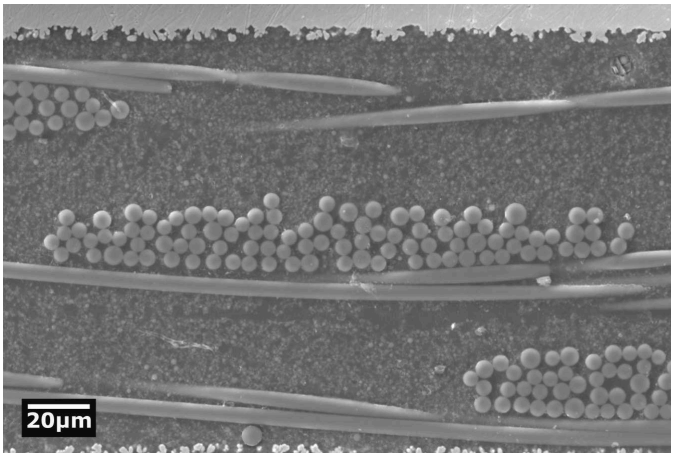


FIGURE 1.3 – Observation en coupe au Microscope Électronique à Balayage (MEB) d'un stratifié, composé d'un empilement de trois trames de verre.

De nombreux contrôles sont réalisés tout au long du procédé : la propreté et le degré de cuisson sont par exemple cruciaux. De plus, une tension est constamment appliquée sur le tissu de verre pour éviter toute distorsion. Une fois préparés, les pré-pregs doivent être stockés dans des environnements à température et humidité contrôlés pour garder toutes leurs propriétés.

Pour produire un stratifié, on utilise un ou plusieurs préimprégnés et on choisit ensuite

les feuillards de cuivre que l'on souhaite assembler. Il existe une multitude de cuivres et de trames de verre différents et le choix est fait en fonction des propriétés que l'on souhaite pour le circuit. Les différents constituants sont empilés dans la séquence voulue puis l'ensemble est pressé à une température et une pression contrôlée.

Dans le circuit imprimé finalisé, du point de vue du comportement, on ne distingue plus les préimprégnés des stratifiés car tous les matériaux ont alors été entièrement réticulés. En revanche des trames de verre différentes peuvent être utilisées dans chaque couche isolante et cela a forcément une influence sur le comportement du matériau. On retrouve dans la Figure 1.4 un ensemble de nomenclatures couramment utilisées dans les circuits imprimés.

Glass Style	Weave	Warp Count	Fill Count	Warp Yarn	Fill Yarn	Fabric Thickness inches	Fabric Thickness mm	Fabric Nominal Weight OSY	Fabric Nominal Weight g/m2
1067	Plain	70	70	ECD 900-1/0	ECD 900-1/0	0.0013	0.032	0.91	31
106	Plain	56	56	ECD 900-1/0	ECD 900-1/0	0.0015	0.038	0.73	25
1086	Plain	60	60	ECD 450 1/0	ECD 450 1/0	0.0020	0.050	1.60	54
1080	Plain	60	47	ECD 450-1/0	ECD 450-1/0	0.0025	0.064	1.45	49
2113	Plain	60	56	ECE 225-1/0	ECD 450-1/0	0.0029	0.074	2.31	78
2313	Plain	60	64	ECE 225- 1/0	ECD 450-1/0	0.0032	0.080	2.38	81
3313	Plain	61	62	ECDE 300-1/0	ECDE 300-1/0	0.0032	0.081	2.43	82
3070	Plain	70	70	ECDE 300-1/0	ECDE 300-1/0	0.0034	0.086	2.74	93
2116	Plain	60	58	ECE 225-1/0	ECE 225-1/0	0.0038	0.097	3.22	109
1506	Plain	46	45	ECE110-1/1	ECE 110-1/0	0.0056	0.140	4.89	165
1652	Plain	52	52	ECG 150-1/0	ECG 150-1/0	0.0045	0.114	4.09	142
7628	Plain	44	31	ECG 75-1/0	ECG 75-1/0	0.0068	0.173	6.00	203

Fiberglass Yarn Nomenclature

1st Letter	E = E-glass (electrical grade)
2nd Letter	C = Continuous Filaments
3rd Letter	Filament Diameter D, E, DE, G
Ist number	Yardage in one pound
2nd number	Number of strands in a yarn/ strands plied or twisted

FIGURE 1.4 – Nomenclature des trames de verre utilisées dans les circuits imprimés. D'après les données techniques d'Isola [6].

Dans les domaines aéronautique et spatial, les PCB sont fabriqués en très petites séries et les fabricants doivent donc utiliser des produits du marché, qui sont créés pour des fabricants de produits à grande série (téléphones portables, ordinateurs). Cela ajoute donc une contrainte à la conception et à la fabrication de ces circuits.

1.3.2 Différents types de cuivre

Le cuivre utilisé dans chaque couche des circuits imprimés est produit sous forme de feuillards. La méthode standard de production est l'électrodéposition, mais on peut également trouver des feuillards réalisés par laminage pour des applications sur les circuits souples.

Les feuillards de cuivre électrodéposés sont obtenus en appliquant un courant à un bain de cuivre en solution dans lequel trempe un tambour en acier ou en titane. Le cuivre solide germe et croit à la surface du tambour, puis est décollé lorsqu'il atteint l'épaisseur voulue. Ce type de production conduit à une structure dendritique des grains de cuivre sur la face externe (en croissance) tandis que la face en contact avec le tambour est lisse (Figure 1.5). De nombreux paramètres de production peuvent être modifiés et produire des cuivres très différents (Figure 1.1). On peut ajouter à cela des traitements comme les recuits, qui peuvent également modifier la structure et le comportement du cuivre. Plus d'informations sur les feuillards de cuivre se trouvent dans la spécification IPC-4562 [7].

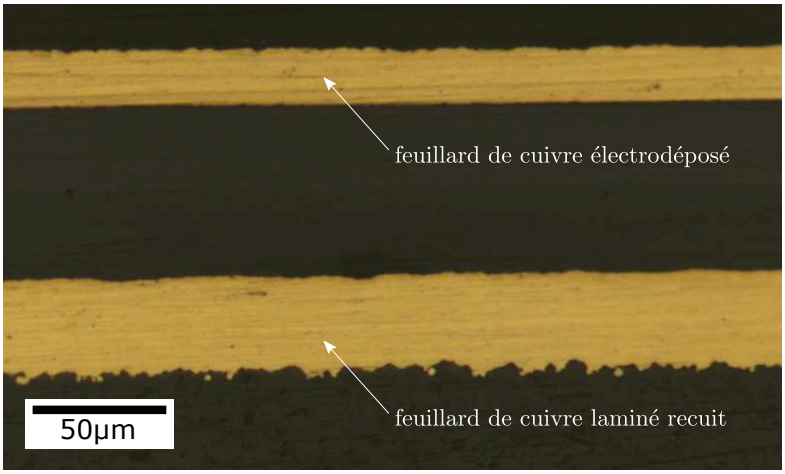


FIGURE 1.5 – Observation en coupe au microscope de deux feuillards produits par des méthodes différentes.

Les feuillards laminés sont obtenus en faisant passer le cuivre entre différents trains de rouleaux dont l'espacement est de plus en plus mince, jusqu'à atteindre l'épaisseur souhaitée. L'état de surface de ces feuillards est lisse sur les deux faces et les grains ont une structure différente du cuivre électrodéposé. Ce type de cuivre peut avoir une grande ductilité, notamment après un recuit, ce qui explique son utilisation dans les circuits dits souples.

Lors de la fabrication des circuits multicouches, du cuivre est électrodéposé dans les trous traversants par le fabricant (voir Section 1.4). Cela constitue également un autre type de cuivre, à la structure et au comportement mécanique différent des feuillards. Il existe donc autant de types de cuivre et de comportements mécaniques différents que de moyens de le produire. On peut trouver dans le tableau 1.2 une liste des épaisseurs de feuillards de cuivre couramment rencontrés dans l'industrie du circuit imprimé.

Grade	Description du feuillard
1	Standard Electrodeposited
2	High Ductility Electrodeposited
3	High Temperature Elongation Electrodeposited
4	Annealed Electrodeposited
5	As Rolled-Wrought
6	Light Cold Rolled-Wrought
7	Annealed-Wrought
8	As Rolled-Wrought Low-Temperature Annealable

TABLEAU 1.1 – Nomenclature des différents cuivres que l'on peut trouver dans un circuit imprimé. D'après Isola [6].

Désignation du feuillard	Terminologie commune dans l'industrie	Masse surfacique [oz/ft^2]	Épaisseur nominale [μm]	Épaisseur nominale [mils]
E	5 µm	$0,148$	$5,0$	$0,20$
Q	9 µm	$0,249$	$9,0$	$0,34$
T	12 µm	$0,350$	$12,0$	$0,47$
H	1/2 oz	$0,500$	$17,2$	$0,68$
M	3/4 oz	$0,750$	$25,7$	$1,01$
1	1 oz	1	$34,3$	$1,35$
2	2 oz	2	$68,6$	$2,70$
3	3 oz	3	$103,0$	$4,05$
4	4 oz	4	$137,0$	$5,40$
5	5 oz	5	$172,0$	$6,75$
6	6 oz	6	$206,0$	$8,10$
7	7 oz	7	$240,0$	$9,45$
10	10 oz	10	$343,0$	$13,50$
14	14 oz	14	$480,0$	$18,90$

TABLEAU 1.2 – Nomenclature des épaisseurs de feuillards de cuivre communément utilisées dans les circuits imprimés.

1.4 Procédés de fabrication d'un circuit imprimé multicouche

La première étape de fabrication d'un circuit imprimé consiste à graver des pistes de cuivre sur un stratifié (voir Figure 1.6). Tout d'abord, un film photosensible est appliqué sur le cuivre. Un pochoir inverse du circuit est apposé sur le film photosensible

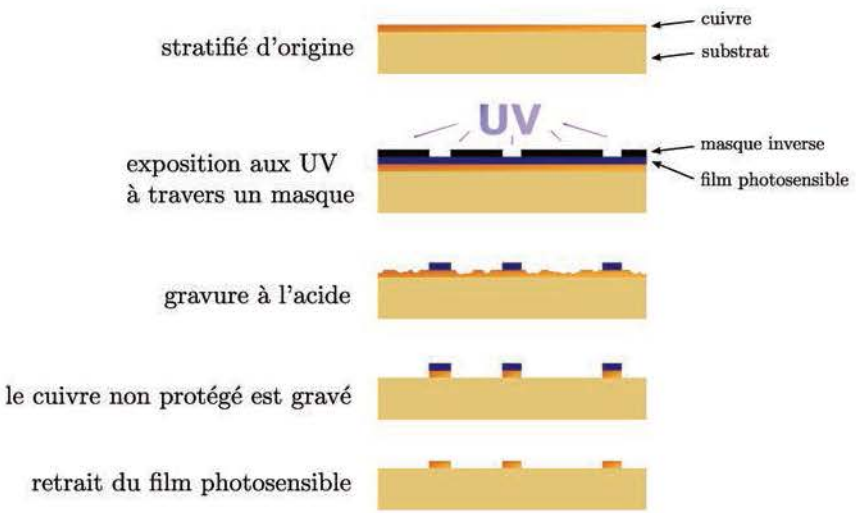


FIGURE 1.6 – Étapes de gravure des couches de cuivre.

et l'ensemble est insolé à la lumière UV. Le film photosensible polymérise là où le pochoir ne le couvrait pas, puis on développe le film, mettant à nu le cuivre partout sauf au niveau des pistes. Le cuivre est alors gravé chimiquement par un acide. Finalement, on retire la couche de protection sur le cuivre restant.

L'étape suivante dans la construction d'un circuit multicouche est la stratification. On vient assembler les différents stratifiés (déjà gravés) ensemble en les séparant par des préimprégnés. L'assemblage se fait dans une presse, en appliquant la température et la pression nécessaires pendant un certain temps. La résine du préimprégné va ainsi fluer et épouser les pistes de cuivre des stratifiés, puis réticuler. Des liaisons vont se former entre le cuivre et la résine ou entre la résine du stratifié et celle du pré-imprégné. Après cycle de pressage, l'ensemble est solidaire.

Les différentes couches des circuits multicouches communiquent par des vias qui sont des perçages allant d'une couche à l'autre, recouverts de cuivre. Un trou peut être borgne, traversant ou enterré suivant si il ne débouche que d'un côté, des deux côtés ou si il est recouvert d'autres couches non percées et n'est pas relié à une couche externe (Figure 1.7). Les trous sont généralement percés par des forets, mais il existe également des perçages laser, conduisant à des états de surface différents. Le trou reçoit ensuite un cuivrage chimique, en étant trempé dans un bain de cuivre alcalin. Une très fine couche de cuivre (moins d'un micron) est ainsi déposée. Cela permet de rendre la surface suffisamment conductrice pour recevoir un dépôt électrolytique. Le circuit est alors trempé

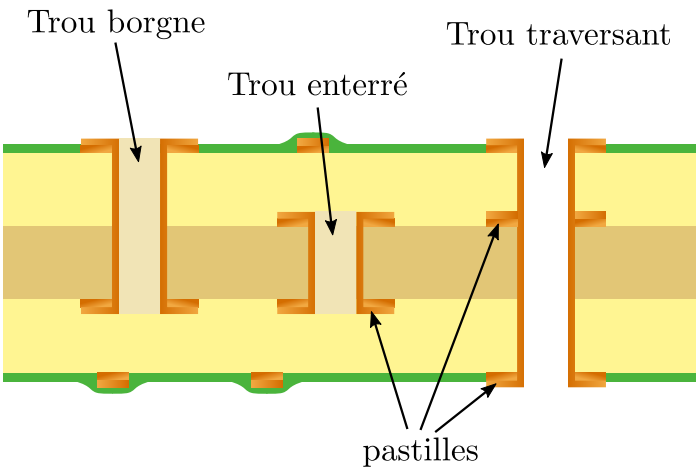


FIGURE 1.7 – Différents types de vias. Le diamètre d'un trou traversant est d'environ 200 µm et l'épaisseur du circuit est de l'ordre de 1 mm pour un multicouche. L'épaisseur de cuivre présent dans les trous est de l'ordre de 20 µm.

dans un bain d'ions cuivre en solution et l'application d'un courant électrique permet le dépôt du cuivre sur les pièces conductrices par électrolyse. Un dépôt de cuivre va se créer sur les trous mais aussi les couches externes du circuit. Le chapitre 29 du livre de Coombs couvre le domaine de l'électrodéposition et décrit plusieurs brevets déposés couvrant les méthodes de dépôt. On peut se reporter à D.G. Foulke [8] pour plus de détails sur l'électrodéposition.

Pour finir, la carte assemblée est vernie afin d'éviter l'oxydation, puis les connections sont testées entre les différentes pastilles de cuivre en surface. Une machine équipée d'aiguilles et connaissant la liste des interconnections entre pastilles réalise cette tâche. On vérifie qu'il n'y a pas de coupures ou de court-circuits. La carte nue est alors terminée et les composants, si il y en a, peuvent être soudés.

Le nombre de couches d'un circuit est défini par le nombre de couches conductrices. Le circuit de la Figure 1.8 est donc un quatre couches. Pour le fabriquer, un stratifié comprenant du cuivre sur chaque face a d'abord été gravé pour y tracer les pistes de cuivre. Des trous ont été percés et un dépôt de cuivre électrolytique a été réalisé. Le cuivre se dépose dans les trous (qui seront enterrés) et sur les pistes. Les trous sont remplis d'une résine, puis deux préimprégnés et deux feuillards sont pressés avec le stratifié. Les couches externes de cuivre sont gravées, puis de nouveaux perçages sont réalisés à travers

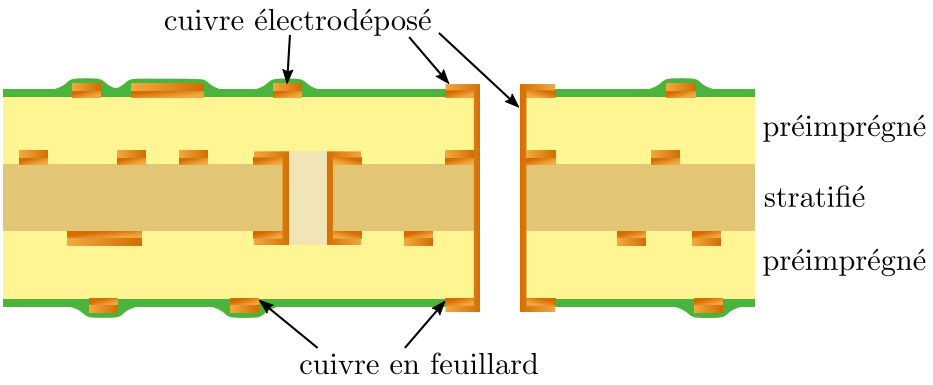


FIGURE 1.8 – Schéma en coupe d'un circuit quatre couches. L'épaisseur de chaque substrat isolant est de quelques centaines de micromètres, et environ 20 µm pour les films de cuivre.

l'ensemble. Un nouveau dépôt de cuivre est réalisé dans les trous traversants (et sur les couches externes). Enfin le circuit est verni et le circuit peut être testé.

1.5 Causes de défaillances probables

1.5.1 Chargements subis par les circuits imprimés

Les causes de défaillance d'un circuit imprimé peuvent être classées en différents groupes : les défaillances induites mécaniquement, électro-chimiquement ou thermiquement. De par leurs applications spatiales, les circuits auxquels nous nous intéressons présentent principalement des défaillances induites thermiquement. En effet, les chocs ou vibrations sont généralement évités par des systèmes de fixation amortisseurs et l'environnement spatial permet d'éviter les problèmes liés à l'oxydation ou l'humidité (même si les conditions de stockage sur Terre avant décollage doivent être bien contrôlées).

Parmi les contraintes thermiques qui peuvent être appliquées à un circuit imprimé, les premières ont lieu lors de la fabrication. Différentes étapes de chauffe et de pressage peuvent entraîner des dilatations différentielles menant à l'apparition de contraintes d'origine thermique. L'assemblage des composants se fait également par des opérations thermiques qui peuvent être exigeantes pour les matériaux : colle, soudures à l'air chaud et au fer à souder, etc. La température en pointe de fer à souder peut dépasser les 300 °C et représente donc un chargement thermique important. Enfin, les chargements

thermiques en fonctionnement du circuit imprimé peuvent également conduire à des défaillances de la structure.

Dans un circuit en fonctionnement, le passage du courant dans les pistes et les composants peut provoquer un auto-échauffement entraînant des dilatations et donc des contraintes de certaines parties du circuit. La température peut également être imposée par l'environnement, comme c'est le cas dans des applications spatiales où le circuit peut se trouver à l'extérieur du satellite, passant de l'ombre au rayonnement solaire.

Une évolution de température suffisamment lente entraînera une température uniformément répartie dans le circuit. Au contraire, si les conditions climatiques fluctuent rapidement, certaines parties du circuit vont chauffer et se dilater avant d'autres, en fonction de la conduction thermique. Les PCB peuvent subir des chocs thermiques qui sont généralement définis par des vitesses de chauffe supérieures à $30\,°\mathrm{C\,s^{-1}}$. Les soudures et réparations peuvent correspondre à ce type de chargements.

1.5.2 Origine matérielle des défaillances

Les différences de coefficient d'expansion thermique (CTE) entre les matériaux sont à l'origine des problèmes de fiabilité en cycles thermiques. En effet, les résines enrobant les fibres des stratifiés peuvent avoir un CTE d'environ $50 \times 10^{-6}\,\mathrm{K^{-1}}$. Le verre possède un CTE de $5 \times 10^{-6}\,\mathrm{K^{-1}}$. De fait, les stratifiés avec un tissage de fibres de verre dans le plan, possèdent un CTE autour de $17 \times 10^{-6}\,\mathrm{K^{-1}}$, cette valeur étant proche de celle du cuivre. En revanche, dans la direction hors-plan, les stratifiés sont peu renforcés et le CTE dans cette direction est généralement proche de celui de la résine pure. On comprend alors facilement que le dépôt de cuivre dans les PTH soit étiré dans la direction z (hors-plan) lors d'une augmentation de température et comprimé lors d'un refroidissement. Des cycles thermiques, chauffes et refroidissements successifs, entraînent des cycles de traction-compression dans le cuivre déposé dans les trous traversants. Compte tenu des propriétés des matériaux en présence et des épaisseurs de cuivre déposé dans les PTH, le cuivre va très souvent se déformer plastiquement et rompre suite à une accumulation de déformations plastiques lors de cycles successifs. De nombreuses études se sont intéressées à la fiabilité des trous traversants. M.A. Oien [9] s'intéressait en 1976 à la description qualitative des ruptures de trous traversants. Fehrer et Haddick [10] ont réalisé des essais sur des cartes soumises à des chargements thermiques (immersion dans un bain d'huile à 240 °C) et ont noté l'influence du substrat sur le nombre de cycles à rupture. Un modèle très simplifié est utilisé avec la relation de Coffin-Manson pour calculer le nombre de cycles à rupture. Barker consacre un chapitre de son livre [11] aux contraintes appliquées

dans les PTH. Plusieurs études ont également été réalisées à l'aide de simulations par Éléments Finis (EF) pour étudier la fiabilité des trous traversants, notamment Weinberg et Müller [12], Huang et al. [13], Salahouelhadj et al. [14] ou encore Watanabe et al. [15]. On peut se référer au chapitre 4 pour une étude bibliographique plus détaillée sur les défaillances dans les trous traversants.

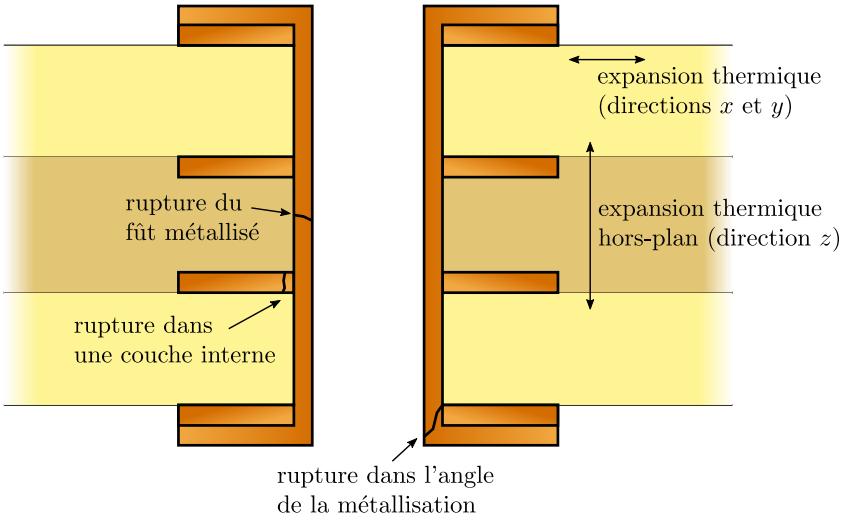


FIGURE 1.9 – Schéma en coupe d'un trou traversant (via ou PTH en anglais). Les modes de défaillance fréquents sont mis en évidence sur un circuit imprimé quatre couches.

Les stratifiés sont donc anisotropes et possèdent un CTE bien plus important dans la direction z et cette valeur peut encore augmenter au delà de la température de transition vitreuse (notée T_g) de la résine. Les chargements thermiques dépassant la T_g (cas des soudures de composants) entraînent donc des déformations et contraintes plus importantes dans les fûts de cuivre et diminuent irrémédiablement la fiabilité des zones concernées. La rupture d'un fût métallisé peut se faire suite à un unique chargement mais peut aussi survenir suite à l'initiation et la propagation d'une fissure après des chargements thermiques répétés. La Figure 1.9 montre les défaillances le plus souvent observées dans les trous traversants et associe les causes racines de ces défaillances.

Les défauts les plus couramment observés dans les circuits imprimés sont des ruptures de trous traversants, qui seront étudiés dans cette thèse, mais on peut aussi trouver d'autres types de défaillances, comme des problèmes de décohésion aux interfaces ou encore des fissures au sein des stratifiés. Ces défauts surviennent toujours après des

chargements thermiques et leur apparition entraîne un défaut de qualification. Le design du circuit imprimé doit être modifié pour les éviter ou repousser leur apparition. On peut trouver plus de détails sur ces défaillances dans Coombs [1], chapitre 53.

1.5.3 Influence du design de la carte

Le design joue un rôle majeur sur la fiabilité du circuit imprimé et implique de nombreuses décisions : organisation du circuit, position des composants, choix des stratifiés. Bien souvent différents acteurs participent à l'élaboration du circuit et la fiabilité du circuit en fonctionnement doit être introduite aussi tôt que possible dans les décisions de conception car chaque modification aura un impact au niveau de tous les acteurs.

Une précédente étude de Salahouelhadj et al. [14] avait démontré l'influence de différents facteurs sur la fiabilité des trous traversants. Par exemple, tous paramètres égaux par ailleurs, si l'on augmente l'épaisseur du circuit, sa durée de vie diminue. La diminution du diamètre du trou fait également baisser la durée de vie du circuit. Il faut donc faire attention à ce paramètre qui va limiter l'augmentation de la densité du circuit. En diminuant l'épaisseur de cuivre électrodéposé dans le trou traversant, on diminue également la durée de vie. Toutes ces observations, qui ont pu être démontrées numériquement (simulations EF) et vérifiées expérimentalement, se comprennent bien en voyant le fût métallisé comme un « rivet », qui empêche la dilatation de la carte et qui peut céder si il n'est pas assez solide.

Il a également été montré qu'une proximité trop importante entre des trous traversants pouvait dégrader la durée de vie du circuit et que les trous enterrés ont une durée de vie plus courte que les trous traversants. L'amplitude de température est évidemment déterminante et on peut ajouter que s'éloigner de la T_g du matériau permet d'améliorer la fiabilité en évitant des dilatations importantes des substrats isolants.

Ces conseils de design sont bien connus des fabricants de circuits imprimés mais leur savoir-faire peut rencontrer des limites lors de l'utilisation de matériaux au comportement particulier ou encore avec la miniaturisation drastique des constructions actuelles et futures.

1.5.4 Conclusion

On s'intéresse dans cette thèse à étudier la fiabilité de circuits imprimés soumis à des cycles de température. Les ruptures de trous métallisés sont une cause de défaillance fréquente dans les circuits multicouches suite à des chargements thermiques. Afin de fournir des simulations thermomécaniques de circuits imprimés prédictives, il est nécessaire de

connaître le comportement mécanique des matériaux en présence : les stratifiés et leur comportement élastique orthotrope et le cuivre avec son comportement élasto-plastique. Il faut également connaître le comportement en expansion thermique de ces matériaux. Enfin, pour relier les déformations plastiques cumulées dans le cuivre à l'apparition d'une rupture, nous devons réaliser des essais de fatigue sur le cuivre.

Les méthodes d'obtention des données matériaux primordiales citées ci-dessus sont abordées dans les chapitres 2 et 3, tandis que différentes configurations de trous traversants sont étudiées dans le chapitre 4 à travers des simulations faisant intervenir ces données matériaux précisément déterminées.

Chapitre 2

Comportement des composites

Ce chapitre est consacré à l'étude du comportement thermoélastique des composites fins tramés par une combinaison de méthodes expérimentales et numériques. De par leur tissage taffetas, le comportement des substrats composites est orthotrope et leur comportement dans le plan sera mesuré par des tests de traction classiques. En revanche, du fait de la faible épaisseur des matériaux étudiés (quelques centaines de micromètres), le comportement élastique dans la direction hors-plan est difficilement accessible expérimentalement. On utilise donc des méthodes numériques de simulation au niveau de la structure interne du substrat (torons et tissage) pour obtenir le comportement hors-plan.

Le comportement orthotrope complet est finalement obtenu pour différentes températures dans la plage de fonctionnement du circuit imprimé. Ces informations sont indispensables pour estimer la fiabilité des circuits imprimés en fonctionnement et ne sont pas disponibles dans la littérature.

Les résultats principaux présentés dans ce chapitre ont fait l'objet d'un article publié en 2018 dans *Composite Structures* [16].

2.1 État de l'art des méthodes d'homogénéisation pour les composites tissés

De nombreuses méthodes aussi bien analytiques que numériques ont été développées dans la littérature pour déterminer le comportement homogène de composites tissés. Cela est dû à la diffusion de ces composites dans l'industrie. Ils sont souvent utilisés pour réaliser des pièces structurelles. La tenue mécanique de ces pièces nécessite donc une bonne connaissance de ce matériau (réponse élastique, endommagement, fatigue). Dans cette thèse, nous nous intéressons uniquement à la réponse élastique. Devant l'étendue de la littérature disponible sur le sujet, nous ne sélectionnerons que certains articles qui nous semblent les plus représentatifs ; ce choix est forcément en partie subjectif.

2.1.1 De nombreuses approches analytiques et numériques

Au début du développement des composites dans l'industrie, Ishikawa et Chou [17] ont construit un modèle permettant de prédire les propriétés élastiques de ces matériaux. Le modèle permet également de décrire le comportement non linéaire dû à la rupture des fibres. La prédiction du comportement élastique est obtenue en considérant une représentation simplifiée en mosaïque du composite tissé, où à chaque cellule est assigné un matériau différent : matrice ou composite unidirectionnel, dont les propriétés sont calculées par la théorie classique des stratifiés. Naik et Ganesh [18] ont choisi de décrire précisément la structure du composite à partir d'observations microscopiques. D'après les mesures, la cellule unitaire du composite est discrétisée en tranches (slice array model, voir Figure 2.1) représentant les différents composants (toron trame, chaîne ou matrice). Chaque tranche est analysée, puis elles sont assemblées en série ou en parallèle, fournissant ainsi des estimations pour le comportement élastique. Une seconde méthode proposée par Naik et Ganesh [18] consiste à diviser à nouveau les tranches en éléments analysés séparément puis assemblés (element array model). Cette méthode donne des résultats satisfaisants comparés à l'expérience.

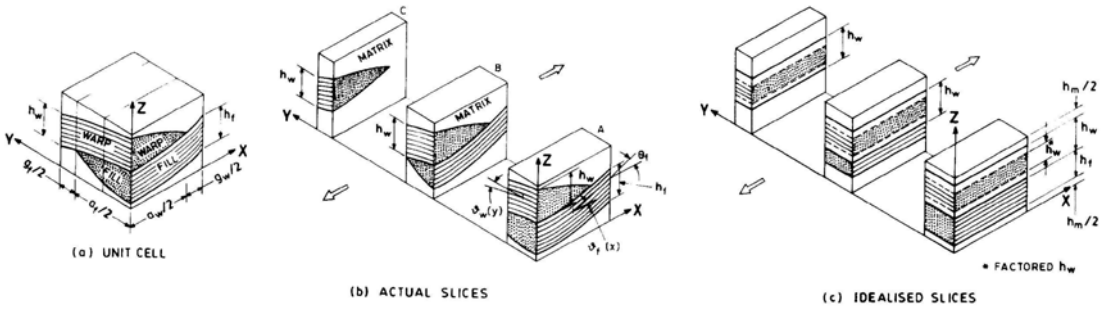


FIGURE 2.1 – Représentation de l'idéalisation réalisée par Naik et Ganesh [18].

Sottos et al. [19] ont également établi des modèles analytiques pour homogénéiser le comportement de composites tissés. Le modèle du composite équivalent utilise la méthode d'assemblage de cylindres composites (Hashin et Rosen [20]) sur chaque toron et la théorie classique des stratifiés pour obtenir le comportement global du stratifié. Xiong et al. [21] ont développé un modèle analytique en considérant une maille dont la géométrie est simplifiée. Le volume de fibres est calculé à partir d'observations et un modèle représentant très simplement le verre et la matrice comme deux volumes encapsulés est utilisé pour les calculs d'homogénéisation. En comparaison avec des résultats expérimentaux, ces modèles fournissent des estimations assez bonnes pour le compor-

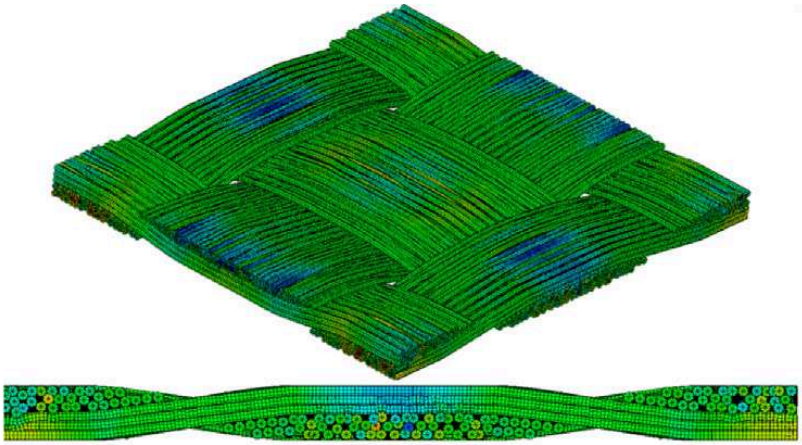


FIGURE 2.2 – Représentation de la cellule unitaire du composite tissé étudié par Döbrich et al. [22].

tement mécanique dans le plan. En revanche aucune information n'est donnée pour le comportement hors-plan.

De nombreuses approches d'homogénéisation numériques des composites tissés sont également publiées dans la littérature. Döbrich et al. [22] ont travaillé sur un modèle proche de l'échelle microscopique à l'aide d'une approche par *digital elements* développée par Wang et Sun [23] permettant de réduire les temps de calculs. Avec cette approche, la cellule unitaire est représentée avec presque toutes les fibres, décrivant de manière très réaliste la géométrie et permettant une méthode directe (et non avec deux niveaux d'homogénéisation, voir Figure 2.2). Ces travaux ont montré qu'il est inutile de représenter le nombre exact de fibres, mais seulement 60 par torons suffisent (en gardant le bon taux de fibres). Fuchs et al. [24] ont travaillé sur l'homogénéisation d'un circuit imprimé (comprenant la couche de cuivre). Le comportement du composite est calculé par un modèle éléments finis avec le logiciel Digimat. Le modèle de Mori-Tanaka est utilisé pour calculer le comportement effectif des torons, puis les torons (trame et chaîne) sont représentés enrobés d'une matrice par un modèle éléments finis voxelisé pour créer le composite. Le logiciel Digimat permet d'obtenir rapidement une cellule unitaire en 3D et de réaliser l'homogénéisation numérique. La géométrie des torons est approchée ici par une section elliptique. A noter que la qualité des prédictions issues de la méthode de Mori-Tanaka utilisée pour prédire le comportement des torons diminue lorsque la fraction volumique de fibres est élévée. Barbero et al. [25], Chen et al. [26] ou Jacques et al. [27] ont également proposé des méthodes numériques d'homogénéisation de composites

tissés. Ces méthodes sont similaires et consistent d'abord à déterminer le comportement homogène isotrope transverse des torons (assemblage fibres et résine) par des méthodes micromécaniques. Un Volume Élémentaire Représentatif (VER) de la structure est défini et des conditions aux limites périodiques lui sont appliquées, tandis que le VER est soumis à différents chargements afin d'en déduire le comportement élastique orthotrope homogène. Barbero et al. [25] ont pris en compte la variation de l'orientation de l'axe d'isotropie transverse des torons du fait du tissage. Chen et al. [26] ont eux réalisé une moyenne du comportement du toron sur une période d'ondulation pour tenir compte de ce phénomène en moyenne. Jacques et al. [27] n'ont pas tenu compte de cette ondulation dans la description du matériau. On peut également citer les travaux de Gereke et al. [28] et de Malekmohammadi et al. [29], où une méthode d'homogénéisation similaire à deux niveaux est également utilisée, cette fois pour modéliser les propriétés mécaniques de bois composites.

Bai et al. [30] se sont concentrés sur l'étude à l'échelle des torons et proposent une description visco-thermo-mécanique du comportement de la matrice afin de décrire la détérioration du matériau. Green et al. [31] ont représenté un composite tissé 3D (Figure 2.3) avec un modèle éléments finis pour homogénéiser son comportement. Un travail important a été réalisé sur la description d'une géométrie réaliste et l'importance de la précision dans la géométrie a été démontrée par rapport à un modèle simplifié du tissage, tel que fréquemment utilisé dans des études similaires. Le VER 3D est généré par le logiciel TexGen. La géométrie des torons est décrite par des voxels puis un calcul éléments finis est réalisé. Dans ce cas, les maillages sont identiques sur les faces opposées et l'implémentation des conditions limites périodiques est aisée. À noter qu'un voxel peut se trouver à l'intersection de plusieurs phases, mais par construction, le voxel ne sera représenté que par la phase dominante en volume. Cette méthode permet d'éviter la représentation d'un petit volume de résine entre des torons se croisant. Dans un modèle EF, ce volume de résine résiduel peut induire la présence d'éléments distordus, conduisant à des problèmes numériques. Le comportement des torons est considéré isotrope transverse et est homogénéisé par une analyse par éléments finis. Les auteurs observent un bon accord entre les prédictions du modèle et les mesures expérimentales. Une partie de la différence observée pourrait être attribuée à la voxelisation de la microstructure.

2.1.2 Apport de la littérature et choix de modélisation

Différentes méthodes d'homogénéisation des torons sont étudiées dans la littérature. On peut citer les méthodes de Mori-Tanaka, auto-cohérente, l'approche *trois phases*,

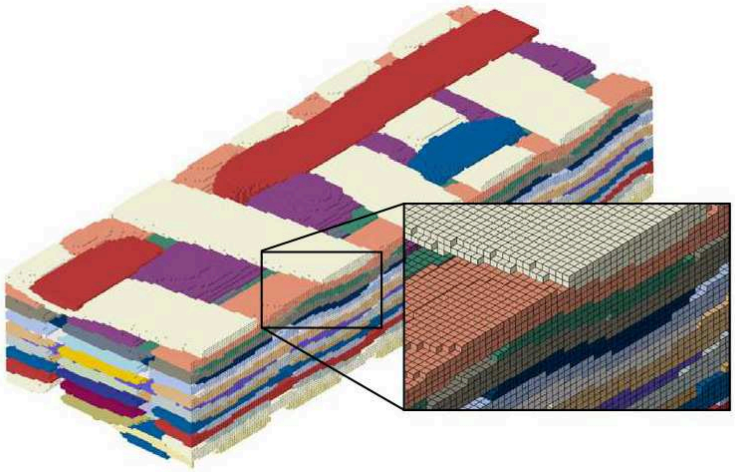


FIGURE 2.3 – Représentation de la cellule unitaire du composite 3D tissé étudié par Green et al. [31].

l'assemblage de cylindres composites, ou encore la méthode d'homogénéisation par éléments finis (comme utilisée par Green et al. [31] ou Srbová et al. [32]). Dans le cas de simulations par éléments finis, un VER doit être choisi sur lequel ont lieu les calculs. Ce VER doit être choisi avec attention, Signor et al. [33] ont par exemple montré que l'impact de la morphologie du modèle joue un rôle important lorsque la fraction volumique de pores (ou d'inclusions) augmente.

Dans les articles de Chen et al. [26] ou Abaimov et al. [34], différentes méthodes d'homogénéisation sont comparées, mais au delà d'une certaine fraction volumique de fibres, la qualité des prédictions se détériore. Pour les stratifiés que nous souhaitons étudier, les fractions volumiques de fibres sont supérieures à 60 %. De plus, dans la plupart des études publiées, le comportement élastique de la matrice et de chaque phase est bien connu. Or dans l'industrie du circuit imprimé, pour des applications spécifiques comme les hyperfréquences, les informations concernant la matrice sont difficiles à obtenir et sont généralement considérées confidentielles par le fabricant.

Une méthode d'homogénéisation à plusieurs niveaux, sans connaître à priori le comportement de la matrice est donc proposée pour surmonter ces difficultés. Une méthode inverse basée sur la comparaison des résultats de mesures expérimentales est adoptée, permettant d'obtenir indirectement le comportement de la matrice.

La méthode d'homogénéisation développée est détaillée dans la suite de ce chapitre. Après quelques rappels concernant le comportement thermoélastique des composites, la

caractérisation expérimentale sera abordée. Puis, concernant l'homogénéisation du composite, on se concentrera en premier lieu (section 2.4.2) sur l'observation et la description de la géométrie de la structure interne du matériau. Puis la méthode d'homogénéisation est développée, avec d'abord une analyse au niveau des torons dans la section 2.4.3, puis l'homogénéisation du stratifié à partir d'une cellule unitaire représentant une maille du tissage, section 2.4.4. Enfin, la méthode inverse est développée et l'optimisation réalisée est détaillée dans la section 2.4.5. Cette méthode a été appliquée sur plusieurs stratifiés au cours de la thèse. Pour plus de clarté on décrira ici l'application de la méthode à un matériau particulier : un composite tissé à matrice hydrocarbonée comprenant des inclusions de céramique.

2.2 Thermoélasticité linéaire

Du fait que l'on s'intéresse uniquement aux chargements thermiques s'appliquant sur les circuits imprimés et cela pour des températures inférieures à la T_g, on pourra se limiter à un comportement élastique pour le comportement des substrats composites. Les déformations appliquées sont faibles (moins de 1 %) et la vitesse d'application du chargement est suffisamment lente pour que l'on ne s'intéresse ni au phénomène de plasticité, ni à celui de viscosité.

2.2.1 Rappels sur l'élasticité

Loi de Hooke

Tous les matériaux peuvent, au moins dans une gamme réduite de déformations, être considérés comme élastiques. Les déformations appliquées sont considérées comme réversibles. La relation entre le tenseur des contraintes de Cauchy $\boldsymbol{\sigma}$ et le tenseur des déformations élastiques $\boldsymbol{\varepsilon}^e$ s'écrit :

$$\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{C}\boldsymbol{\varepsilon}^e \tag{2.1}$$

avec $\boldsymbol{C}$ (de coefficients C_{ijkl}) le tenseur d'ordre 4 des modules d'élasticité.

Les tenseurs des contraintes $\boldsymbol{\sigma}$ et des déformations totales $\boldsymbol{\varepsilon}$ ou élastiques $\boldsymbol{\varepsilon}^e$ sont symétriques et possèdent donc chacun six composantes indépendantes : trois composantes de traction (σ_{ii}) et trois composantes de cisaillement (σ_{ij} pour $i \neq j$).

$$\boldsymbol{\sigma} = \begin{bmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{12} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{13} & \sigma_{23} & \sigma_{33} \end{bmatrix} \tag{2.2}$$

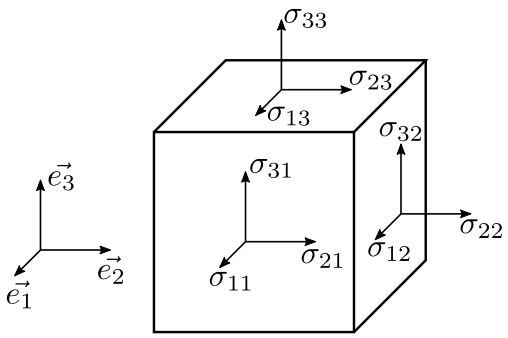


FIGURE 2.4 – Composantes de contraintes sur un élément de matière.

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{12} & \varepsilon_{22} & \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{13} & \varepsilon_{23} & \varepsilon_{33} \end{bmatrix} \tag{2.3}$$

Le tenseur d'élasticité $\boldsymbol{C}$ comporte $3^4 = 81$ coefficients, dont seulement 21 sont indépendants en conséquence des symétries des tenseurs de contrainte et de déformations et en supposant que le tenseur des contraintes peut être dérivé d'une énergie potentielle élastique. On peut alors utiliser la notation de Voigt, permettant de simplifier les notations en écrivant le tenseur $\boldsymbol{C}$ sous forme d'une matrice 6×6 :

$$\begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{23} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{1111} & C_{1122} & C_{1133} & C_{1112} & C_{1113} & C_{1123} \\ & C_{2222} & C_{2233} & C_{2212} & C_{2213} & C_{2223} \\ & & C_{3333} & C_{3312} & C_{3313} & C_{3323} \\ & & & C_{1212} & C_{1213} & C_{1223} \\ & \textit{Symétrique} & & & C_{1313} & C_{1323} \\ & & & & & C_{2323} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ 2\varepsilon_{12} \\ 2\varepsilon_{13} \\ 2\varepsilon_{23} \end{Bmatrix} \tag{2.4}$$

Le matériau le plus anisotrope pourra donc voir son comportement élastique décrit par 21 constantes scalaires indépendantes. Mais la plupart des matériaux possèdent une ou plusieurs symétries permettant de réduire encore le nombre de composantes indépendantes du tenseur des modules d'élasticité.

Élasticité isotrope

Un matériau isotrope possède les mêmes propriétés quelle que soit la direction de l'espace. Seulement deux constantes sont nécessaires pour représenter le comportement élastique : le module de Young E et le coefficient de Poisson ν. La loi de Hooke s'écrit alors :

$$\boldsymbol{\varepsilon}^e = \frac{1+\nu}{E}\boldsymbol{\sigma} - \frac{\nu}{E}\,\mathrm{Tr}(\boldsymbol{\sigma})\mathbb{1} \tag{2.5}$$

Les différentes résines présentes dans les composites étudiés dans ce chapitre seront considérées comme des matériaux isotropes.

Élasticité orthotrope

Un matériau est dit orthotrope pour une propriété donnée si cette propriété est invariante selon des directions obtenues par symétrie selon trois plans orthogonaux (en fait deux plans de symétrie orthogonaux engendrent le troisième). Les intersections des trois plans de symétrie définissent les trois axes principaux d'orthotropie. Le tenseur d'élasticité du matériau orthotrope possède neuf coefficients indépendants. Dans le repère principal d'orthotropie, la relation (2.1) s'écrit :

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ 2\varepsilon_{12} \\ 2\varepsilon_{13} \\ 2\varepsilon_{23} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & -\frac{\nu_{13}}{E_1} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{21}}{E_2} & \frac{1}{E_2} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{31}}{E_3} & -\frac{\nu_{32}}{E_3} & \frac{1}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{23} \end{Bmatrix} \tag{2.6}$$

Cette écriture permet de mettre en évidence les constantes d'élasticité utilisées en ingénierie liées aux essais de caractérisation les plus courants : les essais de traction et de cisaillement. On obtient alors les trois modules de tension E_i, trois modules de cisaillement G_{ij} et les trois coefficients de Poisson ν_{ij}. Les trois autres coefficients de Poisson s'obtiennent par application des conditions de symétrie :

$$\frac{\nu_{12}}{E_1} = \frac{\nu_{21}}{E_2}\,, \quad \frac{\nu_{13}}{E_1} = \frac{\nu_{31}}{E_3}\,, \quad \frac{\nu_{23}}{E_2} = \frac{\nu_{32}}{E_3} \tag{2.7}$$

Les composites utilisés dans les PCB étant des composites tissés, présentant trois plans de symétrie d'un point de vue mécanique, ils ont donc un comportement élastique orthotrope.

Élasticité à isotropie transverse

Un matériau à isotropie transverse présente des propriétés physiques identiques pour tous les couples de directions symétriques par rapport à un axe. Le matériau présente un comportement isotrope dans tous les plans normaux à l'axe de symétrie. Il est donc orthotrope avec une invariance par rotation supplémentaire de sorte que le nombre de coefficients indépendants se réduit à cinq. Si on considère la direction 3 comme axe d'isotropie transverse, la loi de Hooke (2.1) s'écrit en notation de Voigt :

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ 2\varepsilon_{12} \\ 2\varepsilon_{13} \\ 2\varepsilon_{23} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & -\frac{\nu_{13}}{E_1} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{13}}{E_1} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{13}}{E_1} & -\frac{\nu_{13}}{E_3} & \frac{1}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1+\nu_{12}}{E_1} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{23} \end{Bmatrix} \tag{2.8}$$

Le comportement d'un toron (ensemble de fibres enrobées de résine) peut être considéré comme isotrope transverse, avec la direction longue des fibres comme axe d'isotropie transverse.

2.2.2 Thermoélasticité

Pour être qualifié, un circuit imprimé doit résister à un certain nombre de cycles thermiques. De ce fait, les CTE doivent être estimés précisément. La déformation engendrée par une variation de température θ à contrainte nulle vaut :

$$\boldsymbol{\varepsilon}^{\boldsymbol{th}} = \boldsymbol{\alpha}\theta \tag{2.9}$$

Avec $\boldsymbol{\alpha}$ le tenseur des coefficients de dilatation thermique que l'on note :

$$\boldsymbol{\alpha} = \begin{bmatrix} \alpha_{11} & \alpha_{12} & \alpha_{13} \\ \alpha_{12} & \alpha_{22} & \alpha_{23} \\ \alpha_{13} & \alpha_{23} & \alpha_{33} \end{bmatrix} \tag{2.10}$$

Cette matrice est symétrique et pour les matériaux orthotropes, les coefficients α_{ij} pour $i \neq j$ sont nuls. Pour les matériaux composites étudiés dans la thèse, on aura donc trois coefficients d'expansion thermique (CTE) que l'on notera α_x, α_y et α_z dans les trois directions principales d'orthotropie du matériau x, y et z.

Pour un matériau isotrope, une élévation de température engendre la même défor-

mation dans les trois directions de l'espace, proportionnelle à la température avec un unique CTE α.

Lors d'une sollicitation thermomécanique dans les circuits imprimés, les déformations totales $\boldsymbol{\varepsilon}$ restent de faible amplitude et se décomposent en déformations élastiques et thermiques.

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon^e} + \boldsymbol{\varepsilon^{th}} \tag{2.11}$$

Dans le cas où le matériau seul subit librement un chargement de température, il se déforme sans aucune contrainte. Si au contraire l'expansion du matériau est perturbée par un matériau voisin n'ayant pas le même comportement en expansion, des incompatibilités de déformations apparaissent et des contraintes d'origine thermique sont générées dans le solide. C'est ce qui se produit dans les circuits imprimés (composés de matériaux aux comportements très différents) qui subissent des chargements thermiques.

2.3 Caractérisation expérimentale des composites tramés

2.3.1 Mesures d'élasticité

Les mesures d'élasticité dans le plan sont réalisées au LEM3 sur une machine de traction électrodynamique Instron E3000 équipée d'une enceinte climatique pouvant être chauffée à 300 °C et refroidie par azote liquide à −60 °C. La face avant de l'enceinte comporte une vitre permettant de filmer l'essai. L'épaisseur des matériaux testés étant très faible (environ 100 µm à 300 µm), un extensomètre en contact avec l'éprouvette risquerait de détériorer le matériau ou de perturber la mesure. Les mesures de déformations ont donc été réalisées par corrélation d'images numériques. Pour cela, l'échantillon est recouvert d'un mouchetis (réalisé par spray de gouttelettes de peinture, voir Figure 2.8) et la texture visuelle produite par le mouchetis peut être suivie d'une image à la suivante afin de calculer les déformations à la surface de l'échantillon (déformation logarithmique). Cette méthode permet donc de mesurer les déformations longitudinales et transverses lors d'un essai de traction uniaxial.

Une caméra CCD réalise des clichés tout au long de la traction puis les calculs de corrélation d'images sont réalisés par le logiciel VIC-2D. On obtient alors une cartographie des déplacements et des déformations sur la surface de l'éprouvette. Les déformations globales dans chaque direction sont obtenues en réalisant la moyenne des déformations sur la surface.

La force est mesurée par un capteur de capacité maximale 1 kN placé sous le mors inférieur et la température est asservie via un thermocouple placé à proximité de l'échan-

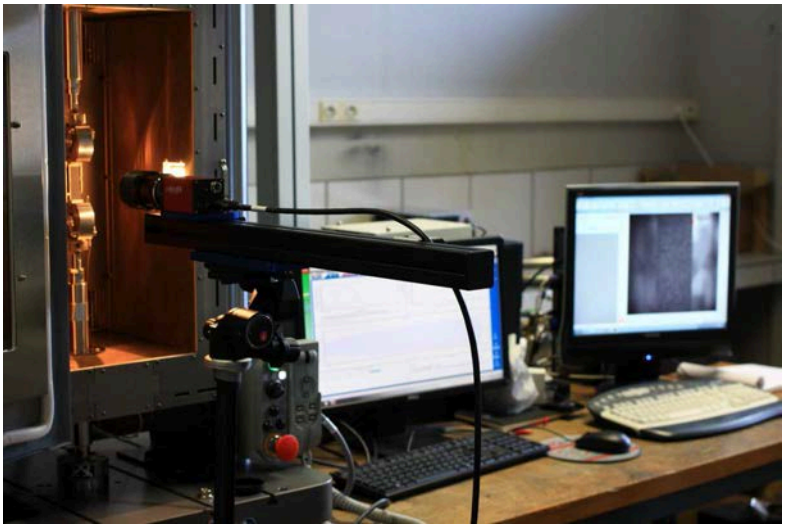


FIGURE 2.5 – Montage expérimental de mesures des coefficients d'élasticité.

tillon dans l'enceinte climatique. Les mesures d'épaisseur sur les échantillons ont été réalisées au microscope sur des vues en coupe, conduisant à des résultats parfois légèrement différents des mesures au micromètre ou des données du fournisseur du matériau. Ces mesures d'épaisseur doivent être réalisées le plus précisément possible car une différence de quelques micromètres peut avoir une influence importante sur la contrainte calculée.

Tous les équipements expérimentaux ont été acquis pendant la thèse et une phase de mise en place a été nécessaire pour chacun d'eux. Quatre substrats différents ont été étudiés au cours de la thèse et tous sont composés d'une trame de verre enrobée d'une résine (hydrocarbonée ou PTFE) chargée d'inclusions. La trame de verre, la résine et les inclusions varient d'un matériau à l'autre, mais la méthode utilisée est la même avec un comportement global orthotrope pour chaque matériau. Les épaisseurs des matériaux étudiés sont comprises entre 100 µm et 300 µm.

Par convention, dans l'industrie du circuit imprimé, la direction de trame du composite est notée x et la direction de chaîne y. Cette notation est également utilisée dans cette étude. Des premiers essais de traction ont été réalisés à température ambiante pour déterminer la limite d'élasticité des matériaux à 0°, 45° et 90° (par rapport à la direction x, voir Figure 2.6). Ensuite les mesures de coefficients d'élasticité ont pu être réalisés en restant sous cette limite. Pour chaque matériau, à chaque température et dans chaque direction, trois éprouvettes au minimum sont testées. Un test consiste en 5 cycles de traction à la vitesse de 1 mm min^{-1} jusqu'à une force sous la limite élastique puis décharge

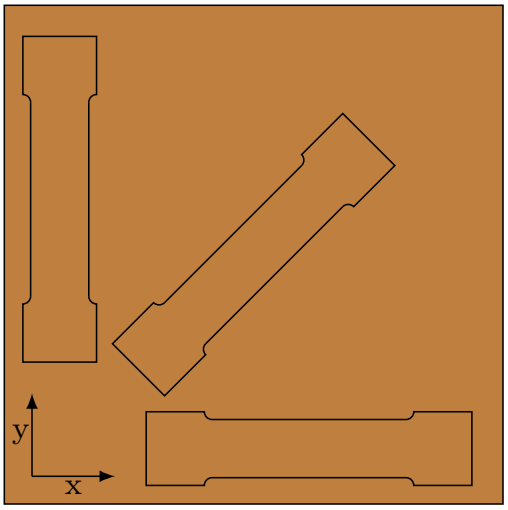


FIGURE 2.6 – Orientation des éprouvettes testées.

à force nulle (Figure 2.7). Environ 60 photos sont prises pendant une charge, la force est relevée à chaque prise de photo. Suite à l'essai, la corrélation est lancée sur environ 600 images prises pendant l'essai. Les déplacements et déformations en différents points de l'image sont calculés. On peut alors constater que l'essai s'est bien déroulé si les isovaleurs de déplacements sont bien horizontaux et verticaux (Figure 2.9).

Une moyenne des déformations ε_{xx} et ε_{yy} est réalisée sur l'ensemble des points de mesure. On a alors la force et les déformations longitudinale et transverse pour chaque temps t. On peut donc tracer les courbes de contrainte longitudinale-déformation longitudinale et de la déformation transverse en fonction de la déformation longitudinale (Figure 2.10). Par régression sur ces courbes, les coefficients d'élasticité (E et ν) correspondant à la direction de chargement sont évalués. On mesure 5 charges et 5 décharges, ce qui permet de réaliser 10 régressions pour calculer chaque coefficient. On fera la moyenne sur les 10 valeurs pour obtenir le coefficient estimé et l'écart-type correspondant. Trois éprouvettes sont testées pour chaque direction, on réalise donc la moyenne des trois essais pour obtenir une valeur finale des coefficients mesurés.

Le module de cisaillement G_{xy} est déterminé pour un matériau orthotrope à partir des modules de Young dans les orientations 0°, 45° et 90° par :

$$\frac{1}{G_{xy}} = \frac{4}{E_{45}} - \frac{1}{E_x} - \frac{1}{E_y} + 2\frac{\nu_{xy}}{E_x} \tag{2.12}$$

On peut trouver plus de détails sur la caractérisation des composites dans tout manuel

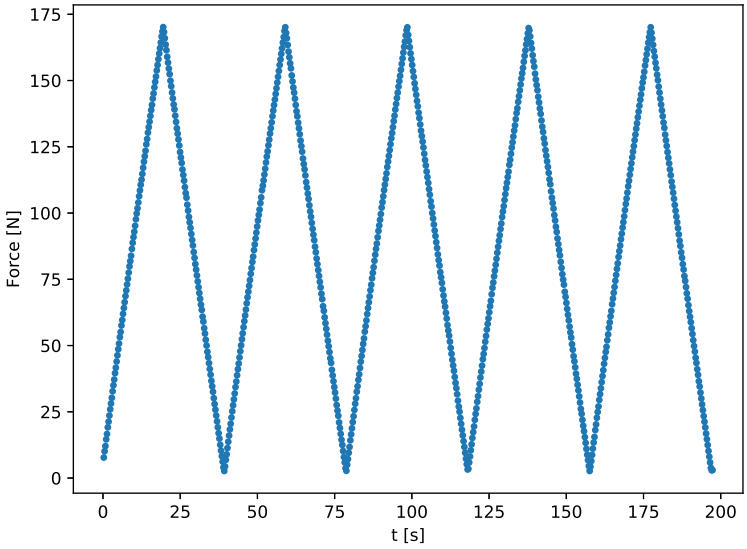


FIGURE 2.7 – Courbe de force en fonction du temps pour un essai comprenant cinq cycles de traction. Le matériau reste élastique dans la gamme d'efforts sélectionnée.

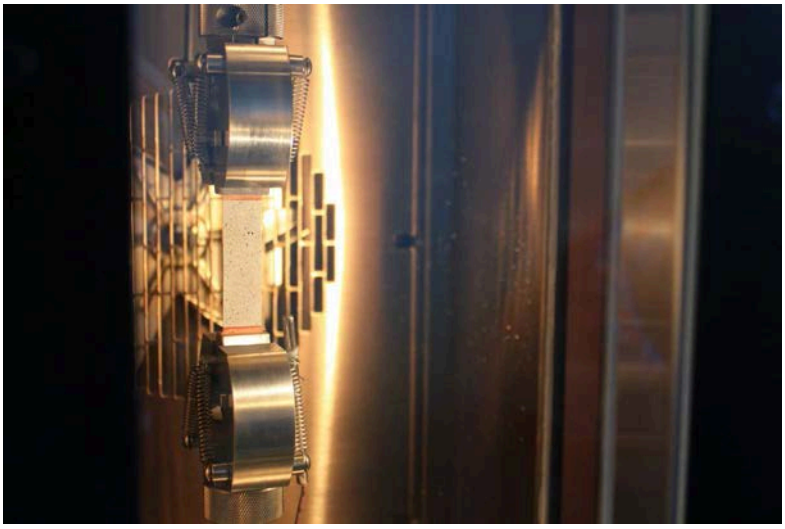
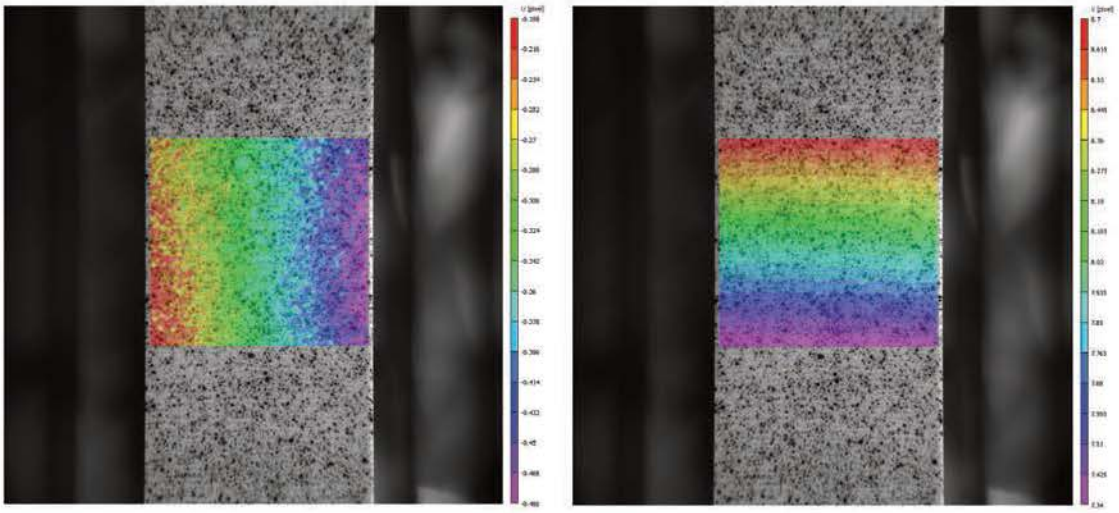


FIGURE 2.8 – Éprouvette en traction dans l'enceinte climatique.

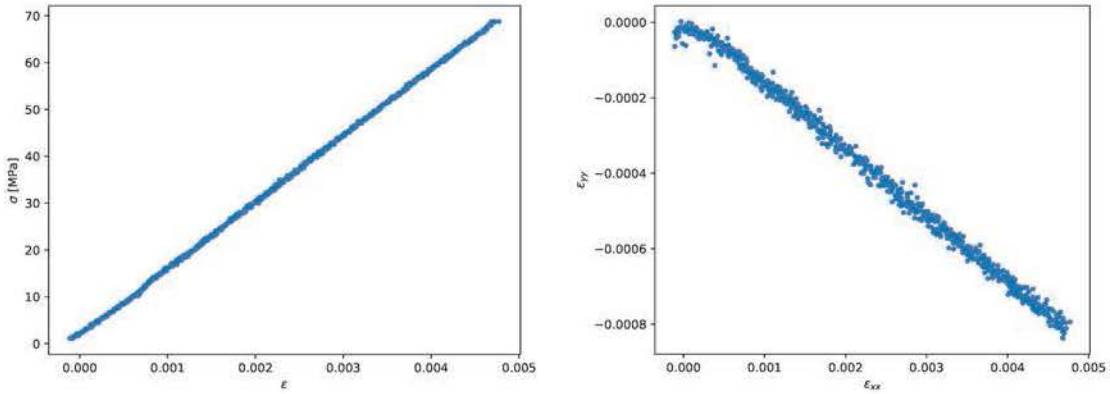
classique sur les composites, comme celui de Robert M. Jones [35].

Les mesures ont été réalisées sur les différents matériaux à plusieurs températures dans la gamme [−55 °C ; 125 °C], correspondant à la plage de température demandée



(a) Déplacements horizontaux (b) Déplacements verticaux

FIGURE 2.9 – Résultats de la corrélation d'images au cours d'un essai de traction.



(a) Contrainte longitudinale - déformation longitudinale (b) Déformation transverse - déformation longitudinale

FIGURE 2.10 – Courbes obtenues pour un essai de traction sur un substrat composite. Le module de Young est identifié sur (a) et le coefficient de Poisson sur (b).

pendant les essais de qualification standards du secteur spatial (chargement cyclique dans cette gamme). Les résultats de mesure sur un matériau à température ambiante sont présentées dans le tableau 2.1, en comparaison avec les données constructeur.

	E_1 [GPa]	E_2 [GPa]	ν_{12} [-]	G_{12} [GPa]
Mesures expérimentales	18,53	20,37	0,168	5,78
Données constructeur (datasheet)	25,510	26,889	-	-

Tableau 2.1 – Propriétés élastiques mesurées dans le plan à température ambiante sur un substrat composite.

Les données fournies par le constructeur dans les datasheets sont des valeurs génériques souvent réalisées avec la trame la plus dense. En effet, un matériau est disponible avec des épaisseurs et des renforts qui peuvent être très différents (voir Figure 1.4). Les mesures présentées par le constructeur sont généralement réalisées sur le produit de la gamme avec le taux de fibres le plus important. Cela peut expliquer les différences entre les mesures réalisées et les valeurs de la datasheet. De plus, les mesures transmises par le fournisseur ne sont réalisées qu'à température ambiante et ne donnent par conséquent aucune indication sur les variations de comportement avec la température. Or les variations du comportement en température peuvent être significatives (Figure 2.11) et cela peut jouer un rôle important sur la tenue en fatigue thermomécanique, comme on le verra plus loin dans ce manuscrit.

À ce stade, sur les neuf coefficients à déterminer pour caractériser le comportement orthotrope du composite, quatre ont été identifiées. Les valeurs des cinq modules restant (deux coefficients de cisaillements, deux coefficients de Poisson et le coefficient d'élasticité hors-plan) sont très difficilement accessible expérimentalement et n'ont donc pas été obtenus de cette manière, mais par des méthodes numériques présentées dans la suite de ce chapitre.

2.3.2 Mesures d'expansion thermique

Les mesures de coefficients d'expansion thermique sont réalisées en mesurant la déformation d'un matériau engendrée par une variation de température. Au cours de ma thèse et grâce au financement obtenu par l'ANR pour la création du laboratoire commun entre le LEM3 et CIMULEC, le LEMCI s'est équipé d'une machine d'analyse thermomécanique, ou Thermomechanical Analysis (Analyse thermomécanique) (TMA), Netzsch TMA 402 Hyperion F3. Cette machine propose l'avantage de pouvoir réaliser des me-

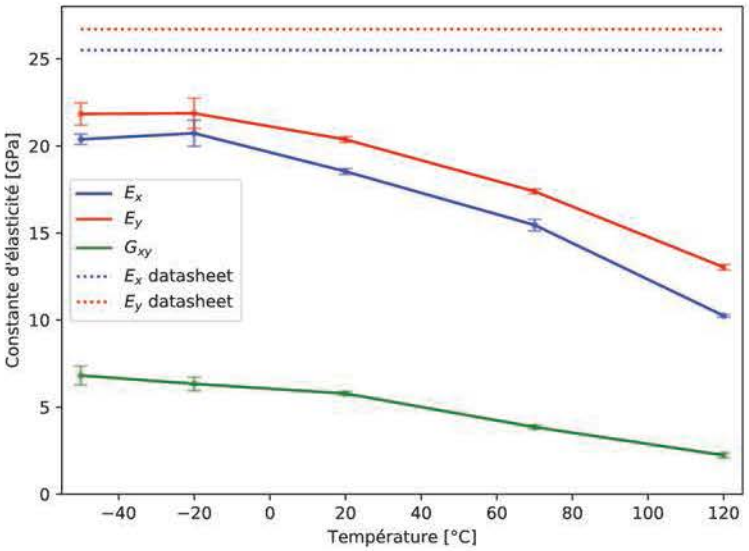


FIGURE 2.11 – Valeurs de modules d'élasticité E_1, E_2 et G_{12} sur un composite tissé dédié aux applications hyperfréquences. Les valeurs du fournisseur sont tracées pour comparaison. Les barres d'erreur sont placées à deux écarts-types, de façon à représenter un intervalle de confiance à 95 %.

sures d'expansion sur des matériaux dont l'épaisseur est inférieure à 100 µm. Elle est donc parfaitement dimensionnée pour les matériaux du domaine des circuits imprimés. Les mesures d'expansion, aussi bien dans le plan que dans l'épaisseur, ont pu être réalisées grâce à cet équipement. La machine possède un four pouvant être refroidi à −150 °C par azote liquide et chauffé jusqu'à 1000 °C. L'atmosphère du four est contrôlée et l'ensemble de nos mesures a été réalisé sous hélium.

Pour les mesures d'expansion dans le plan, un échantillon de 5 mm de large sur 20 mm de long est maintenu dans deux mors de serrage en alumine (Figure 2.12a). L'ensemble est maintenu dans la machine sous une force constante de 250 mN . La variation de température souhaitée est appliquée alors que la distance entre les mors est enregistrée.

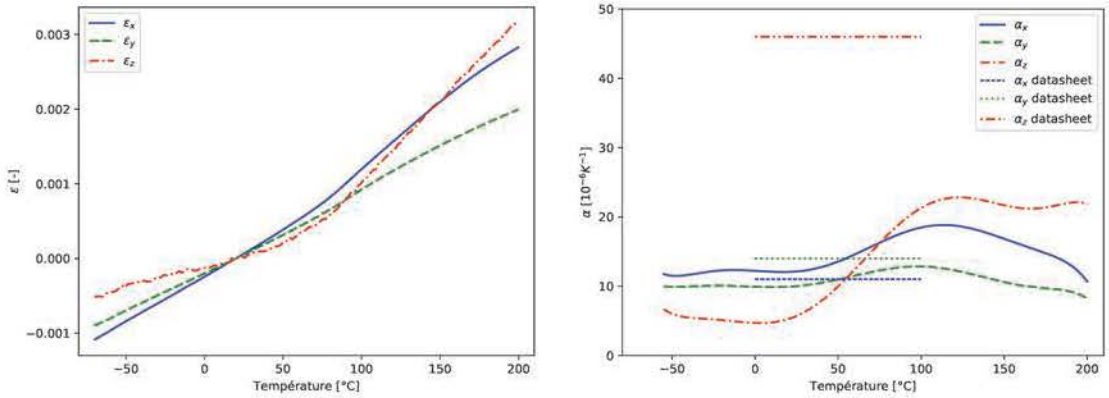
Dans le cas des mesures d'expansion dans la direction z, le montage utilisé est différent et l'échantillon est disposé à plat tandis qu'un palpeur de 4 mm^2 applique une force constante de 250 mN et mesure le déplacement engendré lors de la variation de température.

Les mesures sont très sensibles aux perturbations. En effet, une variation de 100 °C sur un matériau présentant un CTE de 2×10^{-6} K^{-1} génère une déformation de 2×10^{-3}. Si l'épaisseur du matériau vaut 100 µm, cela correspond donc en tout à un déplacement de

(a) Montage de mesures de dilatations thermiques en tension. Le montage est adapté aux mesures dans le plan des films minces.

(b) Montage de mesures de dilatations thermiques en compression. Le montage est adapté aux mesures hors plan des films minces.

FIGURE 2.12 – Différents montages de mesures sur l'équipement de TMA.



(a) Déformations dans les trois directions en fonction de la température.

(b) Coefficients d'expansion thermique dans les trois directions en fonction de la température.

FIGURE 2.13 – Courbes obtenues pour des mesures d'expansion thermique sur un substrat composite dans les directions x, y et$z$.

2 µm. Avant de réaliser une mesure sur ce type de matériaux, un étuvage doit être réalisé afin de retirer toute humidité présente dans la matière. De plus, une première mesure doit être réalisée sur la machine à vide, pour réaliser une correction tenant compte de l'expansion du système lui-même (phase d'étalonnage). Les mesures sont ensuite réalisées à 4 °C min^{-1} entre −70 °C et 200 °C pour chaque matériau et dans chaque direction. Trois échantillons sont testés pour chaque cas pour s'assurer de la répétabilité des mesures.

La TMA mesure un déplacement au cours de l'essai, pouvant être relié à une température. Pour obtenir le CTE dans une direction donnée, on doit calculer d'abord la déformation dans cette direction à partir de la longueur initiale : $\varepsilon = \ln(l/l_0)$. Puis le CTE (sous forme différentielle) correspond à la dérivée de la déformation par rapport à la température :

$$\alpha = \frac{d\varepsilon}{dT} \tag{2.13}$$

On peut noter que la déformation mesurée doit être lissée afin d'obtenir des résultats d'expansion lisibles après dérivation (Figure 2.13).

La plupart des résines utilisées dans les composites pour les circuits imprimés sont des polymères thermodurcissables présentant une transition vitreuse (hors PTFE ou thermodurcissables). La température ou gamme de température à laquelle cette transition a lieu est appelée température de transition vitreuse (T_g). La transition vitreuse est graduelle réversible et entraîne les variations de nombreuses propriétés physiques, notamment l'expansion thermique ou l'élasticité.

Les fournisseurs donnent donc deux valeurs pour α_z : l'une avant T_g et l'autre après T_g. Lors des mesures, on peut constater que le CTE est rarement constant avec la température. Ici encore, les valeurs transmises par le fournisseur peuvent être éloignées des mesures et ces données sont fondamentales pour les simulations de configurations stratégiques de circuits imprimés.

Les mesures présentées sur la Figure 2.13 ont été réalisées sur un matériau dont la T_g est donnée supérieure à 280 °C par le fournisseur. On reste donc pour ces mesures bien en dessous de cette valeur. On voit toutefois que les CTE mesurés ne sont pas constants avec la température et surtout les valeurs sont éloignées de celles de la datasheet (surtout dans la direction z).

2.4 Obtention des paramètres d'élasticité manquants par des méthodes d'homogénéisation

Afin de connaitre complètement le comportement élastique orthotrope des substrats composites, et puisque les méthodes expérimentales disponibles au LEM3 ne nous permettent pas de caractériser le comportement hors-plan, les données manquantes seront obtenues par une méthode d'homogénéisation.

2.4.1 Micromécanique et homogénéisation

La micromécanique est une discipline dans laquelle le comportement des matériaux hétérogènes est obtenu à partir du comportement à l'échelle des phases. Une étude micromécanique permet d'étudier l'état des contraintes et déformations de chaque constituant du milieu suite à un chargement macroscopique et d'estimer le comportement global, homogénéisé. La littérature est foisonnante pour établir la réponse macroscopique d'un matériau hétérogène à partir des comportements de chacun des constituants. Par exemple, ces études peuvent s'appliquer à des matériaux polycristallins, en étudiant l'influence de l'orientation, la taille ou la morphologie des grains sur le comportement macroscopique (Delannay et al. [36, 37], Mareau et Robert [38], Logé et al. [39], Šiška et al. [40], F. Adzima [41]). On peut également étudier le comportement de matériaux composites et l'influence des renforts, des charges, etc (voir l'étude bibliographique en début de chapitre pour des exemples). Finalement tout type de matériau qui à une certaine échelle est hétérogène est candidat.

Obtenir le comportement homogène d'un composite permet de réaliser des calculs de structure sans avoir à tenir compte ou représenter chaque composant, diminuant ainsi

considérablement la complexité du calcul. C'est ce que l'on souhaite réaliser sur les substrats utilisés dans les circuits imprimés. Il serait bien trop coûteux en ressources informatiques et en temps de calcul de représenter chaque constituant des composites (e.g. chaque fibre) dans un calcul sur un circuit multicouche. Cependant on perd naturellement en précision et il devient impossible de décrire des phénomènes plus locaux.

Beaucoup de méthodes d'homogénéisation analytiques ont été proposées pour répondre à différents types de matériaux, chaque méthode étant plus ou moins pertinente pour un besoin particulier. On peut retrouver un recueil très riche de méthodes micromécaniques dans le livre de Mura [42]. On peut citer les méthodes d'assemblage de sphères ou cylindres de Hashin [43], la méthode auto-cohérente de Hill [44] ou encore la méthode de Mori-Tanaka [45]. Cette dernière méthode est largement utilisée dans la littérature pour les composites et sera employée dans cette thèse en combinaison avec des méthodes numériques pour l'homogénéisation des torons.

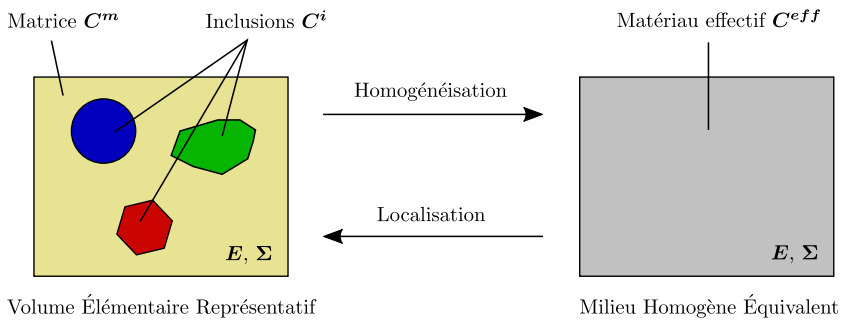


FIGURE 2.14 – Schématisation des approches micromécaniques, notamment de Mori-Tanaka. Des inclusions sont entourées d'une matrice.

Approches d'homogénéisation

La contrainte et la déformation au niveau macroscopique du matériau ($\boldsymbol{\Sigma}$ et $\boldsymbol{E}$) se calculent par une moyenne volumique des contraintes et des déformations en tout point r du volume étudié.

$$\boldsymbol{\Sigma} = \frac{1}{V}\int_V \boldsymbol{\sigma}(r)dV\,, \qquad \boldsymbol{E} = \frac{1}{V}\int_V \boldsymbol{\varepsilon}(r)dV \tag{2.14}$$

Le comportement homogénéisé correspond finalement à la relation entre la contrainte moyenne et la déformation moyenne.

Il existe de nombreuses approches différentes pour homogénéiser un milieu et on peut commencer par citer celles de Voigt et Reuss [46, 47], qui considèrent respectivement que le champ de déformations est homogène ou que le champ de contraintes est homogène dans l'ensemble du matériau.

Ces modèles simples ne tiennent pas compte de la morphologie des constituants du matériau. Ces méthodes décrivent rarement précisément le comportement d'un composite au niveau macroscopique, mais elles fournissent des bornes en élasticité linéaire pour le comportement effectif du matériau hétérogène.

Volume Élémentaire Représentatif (VER)

La notion de VER est fondamentale en micromécanique et la taille du volume utilisé doit être choisie avec soin, pour qu'il soit représentatif de la microstructure du matériau. Pour des matériaux réels, cette taille peut être assez grande. Les méthodes analytiques ne peuvent résoudre de tels problèmes. Les méthodes d'homogénéisation numériques comme la méthode des éléments finis (comme dans les travaux de Christman et al. [48] ou de Swan [49]) ou la méthode Fast Fourier Transform (FFT), développée par Moulinec et Suquet [50] et utilisée pour l'homogénéisation de microstructures [51], peuvent alors être utilisées.

Une méthode complémentaire consiste à utiliser plusieurs volumes élémentaires, qui individuellement fourniraient une faible représentativité du matériau, mais en en étudiant un nombre suffisant, la moyenne des résultats obtenus peut être considérée comme représentative du comportement du matériau hétérogène. La taille et le nombre de VER à étudier a été le sujet de nombreuses études, comme celle de Teixeira-Pinto et al. [52], appliquée aux polymères semi-cristallins. On peut également citer T. Kanit [53] qui propose une formule reliant le nombre de réalisations nécessaires, le volume étudié et l'intervalle de confiance du comportement homogène obtenu. On peut ainsi, en fixant deux de ces grandeurs, déterminer la troisième.

L'influence de la taille du VER est discutée dans ce manuscrit, section 2.4.3.

Méthode de Mori-Tanaka

La méthode d'homogénéisation de Mori-Tanaka [45] se base sur les résultats d'Eshelby concernant une inclusion ellipsoïdale entourée d'un milieu homogène infini. Dans le cas d'un milieu et d'une inclusion aux comportements élastiques linéaires, Eshelby a montré que les déformations et contraintes sont homogènes dans l'inclusion et a donné une expression analytique des déformations et contraintes dans l'inclusion.

Le modèle de Mori-Tanaka consiste à choisir la matrice comme milieu de référence, contenant une inclusion de forme ellipsoïdale. On s'intéresse ici au cas d'une résine élastique contenant un seul type d'inclusions élastiques. Le tenseur des coefficients effectifs se calcule alors avec les équations suivantes :

$$\boldsymbol{C^{eff}} = \boldsymbol{C^m} + f(\boldsymbol{C^i} - \boldsymbol{C^m}) : \boldsymbol{A^i} \tag{2.15}$$

$$\boldsymbol{A^i} = (\mathbb{1} + (1-f)\boldsymbol{T^{II}}(\boldsymbol{C^m}) : (\boldsymbol{C^i} - \boldsymbol{C^m}))^{-1} \tag{2.16}$$

$$\boldsymbol{T^{II}} = \boldsymbol{S}\boldsymbol{C^m}^{-1} \tag{2.17}$$

Avec $\boldsymbol{C^m}$ et $\boldsymbol{C^i}$ les tenseurs des modules élastiques de la matrice et des inclusions, f le taux volumique d'inclusions, $\boldsymbol{S}$ le tenseur d'Eshelby et $\mathbb{1}$ le tenseur identité d'ordre quatre.

Pour une description plus détaillée des modèles d'homogénéisation micromécaniques, on pourra se tourner vers le livre de Mura [42]. Les résultats de la méthode détaillée ci-dessus sont exploités dans la section 2.4.3, en comparaison et en complément de la méthode d'homogénéisation par éléments finis, explicitée ci-après.

Méthode des éléments finis et conditions aux limites périodiques

Les codes de calculs EF sont maintenant très développés et permettent de réaliser des calculs de mécanique des matériaux (mais aussi dans de nombreux autres domaines) sur des structures de géométrie complexe avec de très nombreux points de Gauss (le nombre de points de calculs peut aujourd'hui atteindre plusieurs millions). En sélectionnant une cellule unitaire périodique représentative (un VER comme défini plus haut) et en y appliquant les conditions aux limites adéquates (contraintes homogènes au contour, déformations homogènes au contour, conditions limites périodiques), on peut réaliser un calcul de structure permettant de calculer les contraintes et déformations en chaque point de Gauss. Les moyennes des contraintes et des déformations (équation (2.14)) permettent de remonter au comportement effectif du matériau.

Dans notre travail, les conditions aux limites utilisées sur le VER seront de type périodique. Ces conditions permettent d'appliquer sur une cellule le chargement tel qu'il serait si elle se trouvait au coeur d'un morceau de matière constitué de la répétition de cette cellule dans toutes les directions (Figure 2.15). On comprend alors la nécessité d'avoir une cellule élémentaire qui soit périodique, c'est à dire que chaque constituant se trouvant à cheval sur une limite doit se prolonger sur la face opposée de la cellule représentée. Ces conditions aux limites périodiques sont souvent utilisée pour l'homogé-

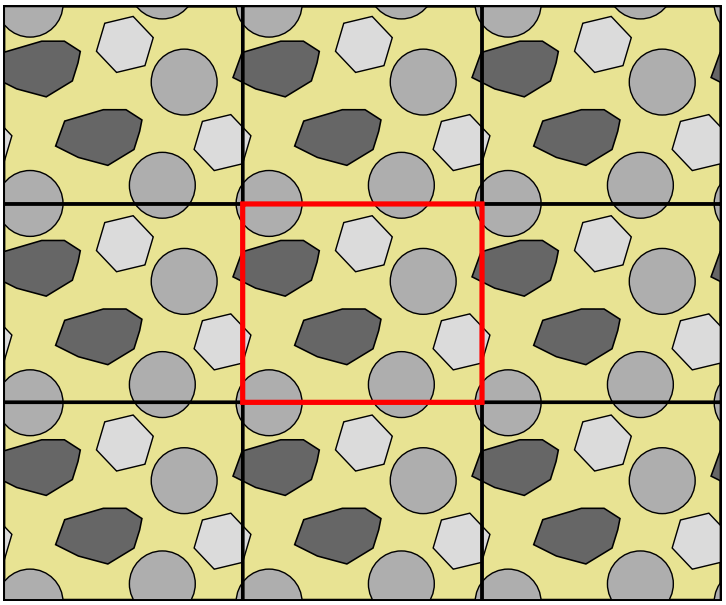


FIGURE 2.15 – Représentation d'un matériau hétérogène périodique. Une cellule unitaire périodique est encadrée en rouge.

néisation de milieux composites (on peut par exemple citer A. Anthoine [54] ou Van der Sluis et al. [55]) et sont décrites par Pierard [56] ou Herráez [57].

2.4.2 Définition de la microstructure

La microstructure doit être définie précisément pour pouvoir ensuite la représenter numériquement et réaliser les calculs d'homogénéisation sur une géométrie aussi proche de la réalité que possible. Pour un même matériau, de nombreux tissages et trames de verre sont proposés par le fabricant. On peut par exemple trouver un même matériau avec une trame 106 ou 7628 (voir Figure 1.4). L'épaisseur en est largement modifiée (0,038 mm et 0,173 mm) ainsi que le taux de résine qui vaut environ 65 % dans un cas contre 40 % dans l'autre. De fait, sa géométrie diffère pour chaque structure interne, et on doit donc s'appliquer à décrire la structure pour chaque matériau étudié pour générer le VER correspondant, qui sera étudié par éléments finis.

Des mesures ont été réalisées par microtomographie aux rayons X sur l'équipement "EasyTom" de RX Solutions, du LEM3 (avec une taille de voxel de 1,7 um). La Figure 2.16 présente trois coupes orthogonales d'un scan permettant d'observer la trame de

verre et la résine, grâce à cette technique non destructive. Comme spécifié dans la fiche technique du matériau, la résine est chargée d'un volume important de particules de céramique. Dans notre approche, la résine et les inclusions seront considérées comme une seule phase que nous appellerons matrice, de comportement élastique isotrope. Les torons trame et chaîne s'entrecroisent de façon perpendiculaire. On peut observer que le stratifié est constitué de trois trames de verre identiques superposées. D'après ces scans de microtomographie, on peut mesurer plusieurs dimensions caractérisant le matériau : l'espace entre deux torons adjacents (noté g_w ou g_f, respectivement pour les torons chaîne et trame, warp et fill en anglais) et la période d'ondulation des torons ($2b_f$ et $2b_w$, voir Figure 2.16).

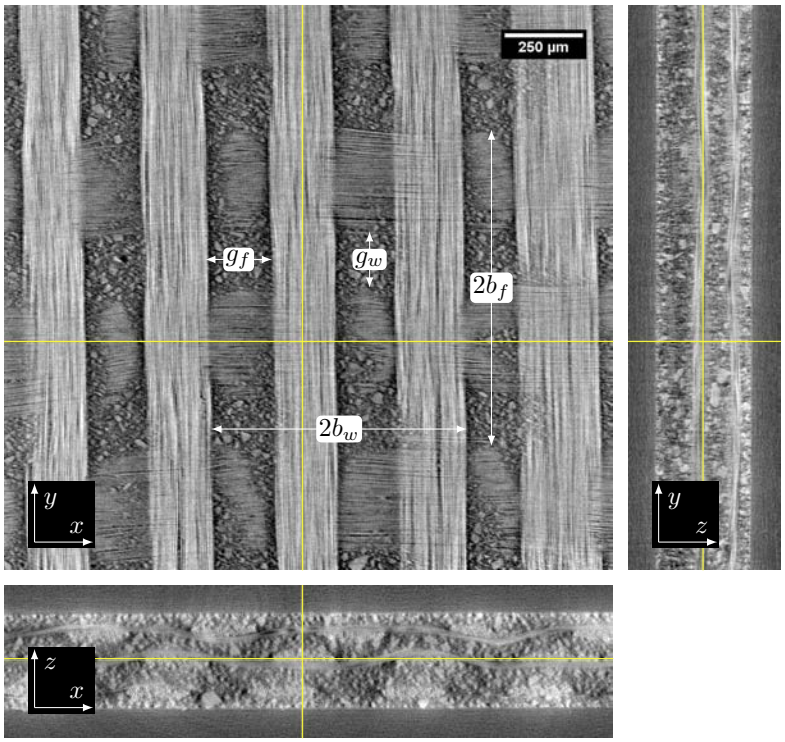


FIGURE 2.16 – Observation du stratifié par microtomographie aux rayons X. La direction x correspond à la direction de chaîne. Le composite est constitué de la superposition de trois plis élémentaires.

Comme dans le travail de Naik et Ganesh [18], un modèle 3D permettant de représenter le tissage en tenant compte de la géométrie réelle est construit (dimensions et espacements des torons, oscillation, etc.). Les mesures de microtomographie permettent d'observer que la section droite d'un toron (trame ou chaîne) ne varie pas au sein du

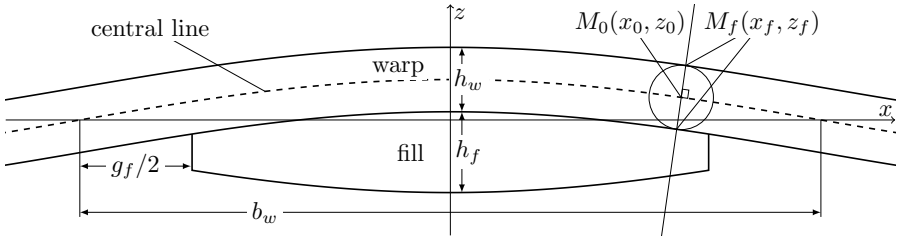


FIGURE 2.17 – Schéma en coupe d'un toron trame (dans le plan (x, z) de la Figure 2.16). h_f et h_w correspondent à l'épaisseur du toron, b_w à la demi-longueur du VER dans la direction de chaîne, et g_f à l'espace entre deux torons trame consécutifs.

composite. Les torons trame et chaîne du matériau présenté ici présentent des sections différentes. On peut également observer que les torons trame et chaîne sont en contact l'un avec l'autre quand ils se croisent, i.e. la forme de la section d'un toron chaîne est la même que l'ondulation sinusoïdale du toron trame qu'il croise (voir schéma de la Figure 2.17). Dans la direction chaîne, l'ondulation de la fibre neutre du toron est représentée mathématiquement par une sinusoïde, voir Naik et Ganesh 1992 [18], Chen et al. 2014 [26] :

$$z_0 = f(x_0) = \frac{h_f}{2} cos\left(\frac{\pi x_0}{b_w}\right) \tag{2.18}$$

où x_0 et z_0 sont les coordonnées d'un point matériel M_0 de la fibre neutre du toron. h_f est l'épaisseur du toron trame et b_w le pas de tissage du toron chaîne. $2b_w$ est la période d'ondulation dans la direction chaîne et correspond à la taille du VER dans cette direction. La même équation (2.18) est utilisée pour décrire l'ondulation des torons trame, en remplaçant h_f par h_w et b_w par b_f.

Du fait que les torons trame et chaîne sont en contact lorsqu'ils se croisent, on peut définir la forme de la section d'un toron à partir de l'ondulation du toron qu'il croise. En effet, un point $M_f(x_f, z_f)$ sur la frontière du toron trame se trouve à une distance constante de la fibre neutre du toron chaîne qu'il croise ($h_w/2$: la moitié de l'épaisseur du toron). De plus, on suppose que le point M_f se trouve sur la normale à la fibre neutre. À partir de ces deux conditions, pour chaque point (x_0, z_0) de la fibre neutre du toron chaîne, on peut trouver le point $M_f(x_f, z_f)$ se trouvant sur la frontière du toron

en résolvant le système suivant :

$$\begin{cases} (x_f - x_0)^2 + (z_f - z_0)^2 = \left(\dfrac{h_w}{2}\right)^2 \\ z_f = -\dfrac{x_f - x_0}{f'(x_0)} + z_0 \end{cases} \tag{2.19}$$

Le système admet deux solutions (x_f, z_f), comme décrit sur la Figure 2.17. On choisit la solution fournissant un point sur la frontière du toron trame.

$$\begin{cases} x_f = \pm \dfrac{h_w}{2\sqrt{1 + f'(x_0)^{-2}}} + x_0 \\ z_f = \pm \dfrac{h_w f'(x_0)^{-1}}{2\sqrt{1 + f'(x_0)^{-2}}} + z_0 \end{cases} \tag{2.20}$$

avec

$$f'(x_0) = -\frac{h_f \pi}{2b_w} sin\left(\frac{\pi x_0}{b_w}\right) \tag{2.21}$$

Comme observé au microtomographe (Figure 2.16) et comme décrit sur les Figures 2.17 et 2.18, un écart g_f sépare deux torons adjacents. C'est pourquoi le contour de la section d'un toron est représenté par la courbe (2.20) et son symétrique, avec une coupure aux extrémités (Figure 2.17). Cette forme sera extrudée suivant la fibre neutre qui ondule (équation (2.18)) pour représenter un toron dans le modèle 3D.

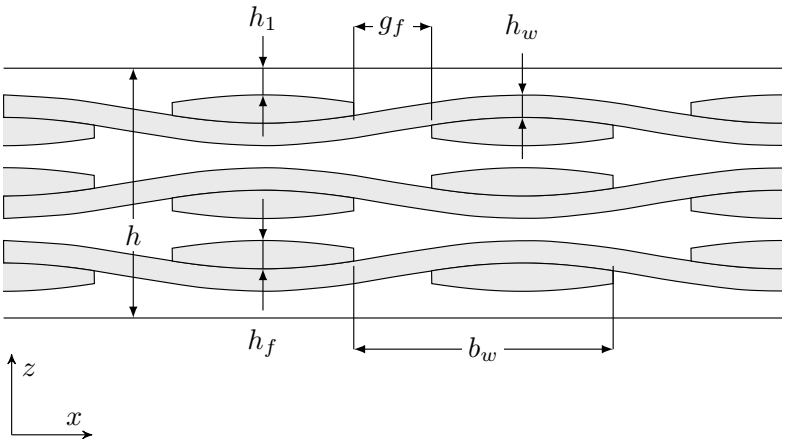


FIGURE 2.18 – Schéma du stratifié en coupe (dans le plan (x, z) de la Figure 2.16), laissant apparaître les torons chaîne ondulants.

Les observations au microtomographe fournissent des mesures géométriques, présentées sur la Figure 2.18. Cependant, la résolution spatiale du microtomographe utilisé

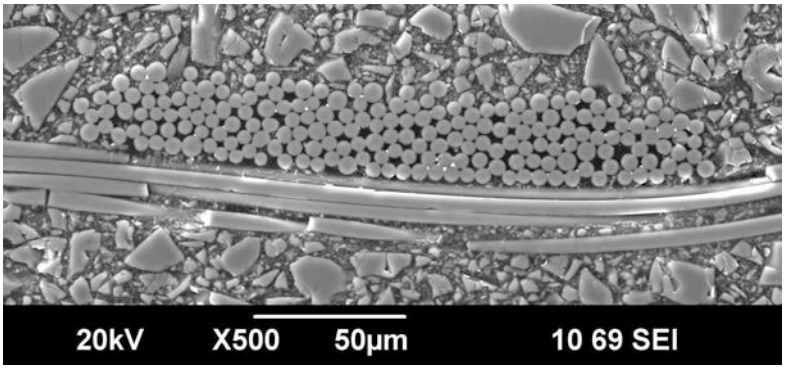


FIGURE 2.19 – Observation d'un toron au MEB. On peut observer les nombreuses inclusions de céramique et les rayons non homogènes des rayons des fibres. La surface de l'échantillon a été polie et une fine couche de carbone a été déposée pour l'observation au MEB.

étant limitée à 1 µm^3, des observations supplémentaires des torons et des fibres ont été réalisées au MEB (Figure 2.19) afin d'avoir des mesures d'une précision accrue. Sur chaque image MEB d'un toron, les centres et rayons de toutes les fibres ont été relevés grâce à un programme Matlab développé pour l'occasion. Chaque toron comprend environ 200 fibres et l'opération est répétée sur plusieurs dizaines d'images dans chaque direction (trame et chaîne). On peut alors superposer toutes les mesures, comme présenté sur la Figure 2.20. Chaque fibre est représentée avec une certaine transparence et l'opacité augmente avec la superposition de plusieurs fibres. Ainsi, la forme moyenne se dessine avec précision en superposant des dizaines d'analyses, voir Figure 2.20. La largeur du toron ($b_w - g_f$ pour les torons trame, voir Figure 2.18) et l'épaisseur du toron (h_f pour les torons trame) sont mesurées sur chaque image en prenant les distances entre les fibres extrêmes. Une moyenne est réalisée sur les mesures de toutes les images et les dimensions moyennes du toron sont obtenues. Le paramètre b_w est mesuré par microtomographie, et à partir des mesures au MEB de $b_w - g_f$ et h_f, on peut tracer le contour du toron à partir des équations (2.20) et (2.21). Cette surface moyenne est représentée sur la Figure 2.20 par la ligne continue et on peut noter que la méthode proposée représente correctement la forme moyenne du toron. Il s'avère que les mesures réalisées au microtomographe et au MEB coïncident globalement. Compte tenu de la meilleure précision des mesures MEB, on retiendra celles-ci pour les dimensions des torons. Ces observations ont été réalisées sur les torons trame et chaîne. Le tableau 2.2 liste les dimensions géométriques nécessaires à la représentation du composite tissé 3D. En combinant les données du tableau 2.2 et les équations (2.20) et (2.21), les contours

des torons trame et chaîne sont définis. Comme observé sur la figure 2.20, les torons trame et chaîne ont des sections différentes, mais également des taux de fibres différents. Pour chaque image MEB, la surface occupée par les fibres est mesurée en additionnant les surfaces de toutes les fibres détectées. La fraction volumique de fibres est obtenue en divisant la moyenne des surfaces occupées par les fibres, mesurées sur chaque image, par la surface totale du toron moyen. Les fractions volumiques moyennes obtenues sont de 62 % pour les torons chaîne et 67 % pour les torons trame.

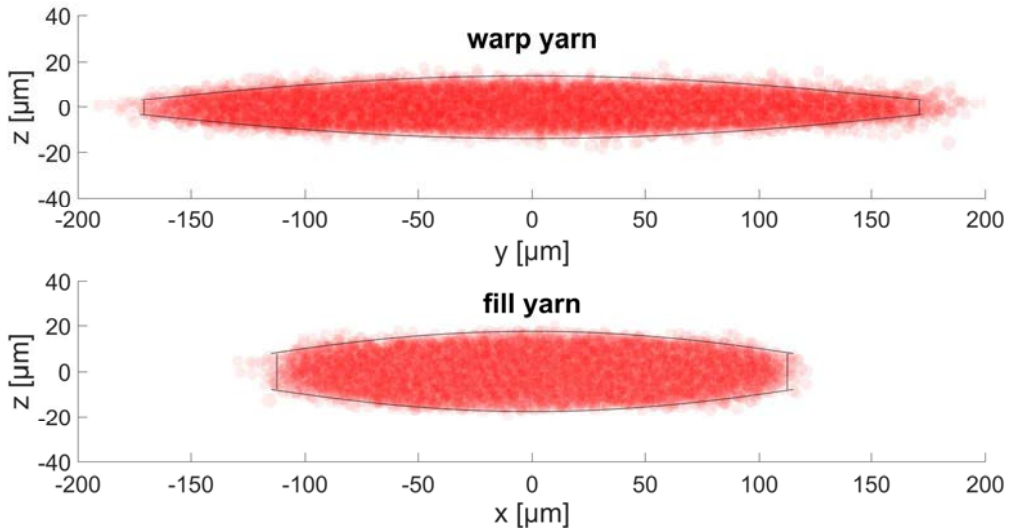


FIGURE 2.20 – Forme des torons d'après des observations au MEB et une étude statistique.

h	h_1	h_f	b_f	g_f	h_w	b_w	g_w
309	33,0	35,0	405	96,3	27,9	321	62,9

TABLEAU 2.2 – Grandeurs géométriques définissant la structure interne du stratifié étudié (en µm). Se référer aux Figures 2.16 et 2.18 pour illustration.

L'exploitation précise des images MEB permet également de déterminer la distribution du rayon des fibres. La Figure 2.21 montre la densité de probabilité identifiée à partir des mesures de rayons. La loi de Burr a été utilisée pour représenter cette distribution.

Sa fonction de densité de probabilité s'écrit :

$$pdf_{Burr}(r, c, k, \alpha) = \frac{ck}{\alpha}\left(\frac{r}{\alpha}\right)^{c-1}\left[1+\left(\frac{r}{\alpha}\right)^{c}\right]^{-k-1} \tag{2.22}$$

Les paramètres de la loi de Burr sont : $c = 41,935$, $k = 0,366$ et $\alpha = 2{,}43\,\mu\text{m}$. Pour le matériau étudié, les distributions de rayon dans les directions trame et chaîne sont identiques. Le rayon moyen est 2,43 µm et l'écart-type vaut 0,20 µm. Les fibres ont un rayon compris dans l'intervalle [2 µm; 3,5 µm]. Ces informations seront utilisées pour déterminer le comportement homogénéisé du toron dans la prochaine section. Cela permet d'étudier l'influence de la distribution du rayon des fibres sur les propriétés effectives du toron. Dans la plupart des études de la littérature, les rayons sont tous considérés comme identiques.

La définition aussi précise que possible de la géométrie du VER du stratifié permet d'espérer un comportement homogénéisé aussi fidèle que possible du matériau étudié. D'autre part, l'algorithme d'exploitation des images MEB et les équations paramétriques définissant la géométrie du tissage sont facilement transposables d'un stratifié à un autre et ont permis de reproduire cette étude étendue sur plusieurs matériaux au cours de la thèse tous dédiés aux applications hyperfréquences.

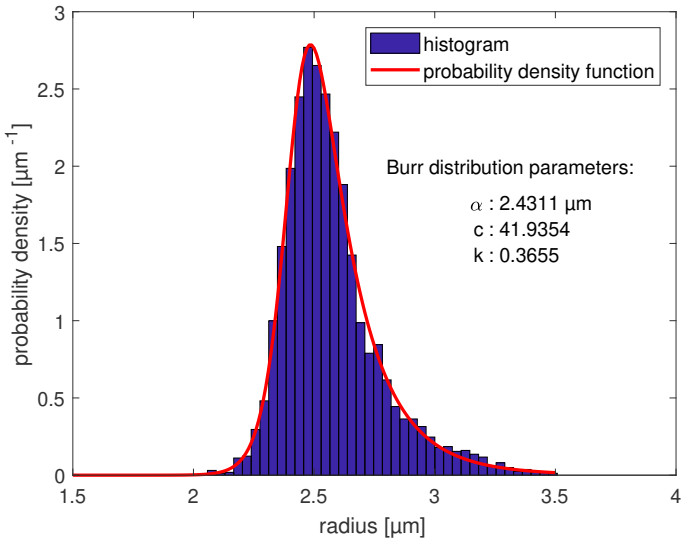


FIGURE 2.21 – Distribution du rayon des fibres dans les torons. La loi de Burr identifiée permet de reproduire fidèlement les mesures.

2.4.3 Homogénéisation d'un composite tramé

Définition du VER et stratégie d'homogénéisation

À partir des mesures de la section 2.4.2, un VER de dimensions $2b_w \times 2b_f \times h$ est défini. Le modèle numérique représentatif du VER est construit sur Abaqus à l'aide de scripts Python en suivant les étapes détaillées ci-après. La forme de la section du toron chaîne définie par l'équation (2.20) est dessinée sur un *sketch* Abaqus, puis extrudée le long de la courbe sinusoïdale (2.18). Les torons trame et chaîne ayant des sections différentes, ils sont générés séparément, dupliqués, puis disposés de façon à reproduire le tissage. Un pavé de la taille du VER est généré, disposé par rapport aux torons, puis une opération booléenne est réalisée afin de garder le volume inverse des torons, représentant la résine. Enfin, le modèle est maillé et les comportements des matériaux sont assignés à chaque phase. Le modèle numérique du VER est ainsi généré, voir Figure 2.22.

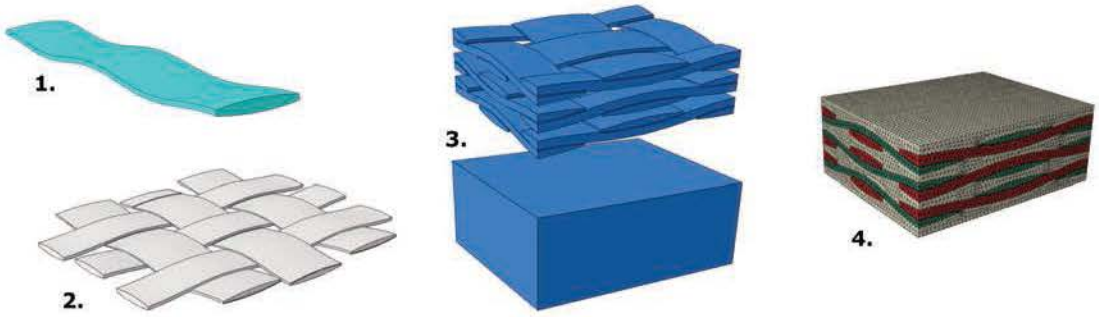


FIGURE 2.22 – Étapes de construction de la cellule unitaire du composite avec Abaqus.

À partir des observations au microtomographe, on peut voir que le composite étudié a une structure complexe, composée d'au moins trois phases différentes : les fibres de verre, les inclusions en céramique et des résines en polymère hydrocarboné. Excepté les fibres qui sont constituées de verre de type E, largement étudié dans la littérature, les propriétés élastiques des autres phases sont inconnues. C'est pour cela qu'une méthode inverse a été développée dans ce travail.

L'homogénéisation du composite étudié se fait en suivant deux étapes. Premièrement, le comportement des torons est homogénéisé à partir de l'assemblage de fibres de verre et d'une résine (intra-toron). Les calculs doivent être faits pour les torons trame et chaîne, qui ne présentent pas le même taux de fibres. Puis, un modèle EF au niveau de la maille élémentaire du tissage du composite est utilisé pour l'homogénéisation au niveau du stratifié. Dans ce modèle, trois phases sont représentées : les torons trame, les

torons chaîne et la matrice les enrobant (inter-torons). On a vu que cette matrice est chargée d'inclusions de céramique, mais nous considérerons ici que l'ensemble matrice et inclusions forme une seule phase dont le comportement est supposé élastique isotrope. Du fait du manque de données sur les matériaux, le comportement des résines est inconnu et sera estimé par la suite à l'aide d'une méthode inverse. Finalement, le comportement élastique orthotrope du composite sera estimé.

Homogénéisation des torons

Dans le stratifié étudié ici, environ 200 fibres constituent un toron et la représentation de toutes ces fibres dans un modèle numérique complet conduirait à des temps de calculs trop importants. Döbrich et al. [22] ont tenté d'homogénéiser le comportement d'un composite tramé en représentant les fibres individuellement. Quoi qu'il en soit, le nombre de fibres représenté a dû être limité du fait des temps de calculs. De plus la matrice utilisée dans leurs travaux était homogène et avec un comportement connu. Dans notre cas, représenter le composite dans les détails imposerait de représenter, en plus des fibres, les nombreuses inclusions de céramique. De plus le comportement des phases est inconnu et une méthode inverse est requise, nécessitant plusieurs calculs consécutifs pour une seule homogénéisation. On adoptera donc, comme précisé ci-dessus, un VER décrit comme un composite avec trois phases : torons trames, torons chaînes et matrice.

Avec plus de 200 fibres alignées dans une même direction, le comportement effectif des torons est supposé isotrope transverse. Avec la notation de Voigt, en introduisant les constantes utilisées en ingénierie (les indices A et T correspondent respectivement aux propriétés axiales et transverses), et en considérant les fibres alignées dans la direction 1, la relation (2.8) devient :

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ 2\varepsilon_{12} \\ 2\varepsilon_{13} \\ 2\varepsilon_{23} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_A} & -\frac{\nu_A}{E_A} & -\frac{\nu_A}{E_A} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_A}{E_A} & \frac{1}{E_T} & -\frac{\nu_T}{E_T} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_A}{E_A} & -\frac{\nu_T}{E_T} & \frac{1}{E_T} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_A} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_A} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{2(1+\nu_T)}{E_T} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{23} \end{Bmatrix} \tag{2.23}$$

Différentes méthodes d'homogénéisation existent pour trouver le comportement élastique homogène de fibres enrobées d'une résine, comme décrit dans la section 2.4.1 et dans les travaux de Barbero et al. [25], Chen et al. [26], Jacques et al. [27]. La méthode de Mori-Tanaka est adaptée aux composites à inclusions particulaires, mais une fraction

volumique importante de particules peut affecter la précision de la prédiction.

Modèle de Mori-Tanaka adapté aux fibres longues Le modèle de Mori-Tanaka pour les composites biphasés à fibres longues a été très étudié dans la littérature et a été explicité dans la section 2.4.1. Weng [58] a montré la correspondance du modèle de Mori-Tanaka avec la borne inférieure de Hashin Strickman avec inclusions rigides. On peut trouver le modèle et les expressions analytiques plus détaillées dans Mura [42], Hill [44] ou Hashin [59]. On rappelle ici quelques développements.

Dans le cas de fibres alignées suivant une direction, comme c'est le cas dans les torons d'un composite tissé, on peut considérer les inclusions comme des ellipsoïdes avec deux demi-axes égaux et le troisième tendant vers l'infini. On obtient alors le tenseur d'Eshelby suivant :

$$S_{ijkl} = \frac{2-\kappa}{2(1+\kappa)}\delta_{ij}\delta_{kl} + \frac{\kappa}{1+\kappa}\frac{1}{2}(\delta_{ik}\delta_{jl} + \delta_{il}\delta_{jk}) \tag{2.24}$$

avec $\kappa = 3 - 4\nu$ en déformations planes. Un tenseur isotrope en deux dimensions peut s'écrire en fonction des opérateurs $\boldsymbol{E^1}$ et $\boldsymbol{E^2}$ définis ainsi :

$$E^1_{ijkl} = \frac{1}{2}\delta_{ij}\delta_{kl}\,, \quad E^2_{ijkl} = -\frac{1}{2}\delta_{ij}\delta_{kl} + \frac{1}{2}(\delta_{ik}\delta_{jl} + \delta_{il}\delta_{jk}) \tag{2.25}$$

$$\boldsymbol{E^1} : \boldsymbol{E^1} = \boldsymbol{E^1}\,, \quad \boldsymbol{E^2} : \boldsymbol{E^2} = \boldsymbol{E^2}\,, \quad \boldsymbol{E^1} : \boldsymbol{E^2} = \boldsymbol{E^2} : \boldsymbol{E^1} = 0 \tag{2.26}$$

On peut alors écrire le tenseur d'Eshelby :

$$\boldsymbol{S} = \frac{2}{1+\kappa}\boldsymbol{E^1} + \frac{\kappa}{1+\kappa}\boldsymbol{E^2} \tag{2.27}$$

Les tenseurs d'élasticité isotropes en deux dimensions peuvent également s'écrire en fonction de $\boldsymbol{E^1}$ et $\boldsymbol{E^2}$ (l'indice m correspond à la matrice et i aux inclusions) :

$$\boldsymbol{C^m} = 3k_m\boldsymbol{E^1} + 2\mu_m\boldsymbol{E^2} \tag{2.28}$$

$$\boldsymbol{C^i} = 3k_i\boldsymbol{E^1} + 2\mu_i\boldsymbol{E^2} \tag{2.29}$$

avec k le module de compression latérale défini par $k = K + \frac{G}{3}$, avec K le module d'élasticité isostatique et G le module de cisaillement.

En appliquant les équations (2.15) à (2.29), on peut exprimer le tenseur des modules d'élasticité effectifs :

$$\boldsymbol{C^{eff}} = 3k_{eff}\boldsymbol{E^1} + 2\mu_{eff}\boldsymbol{E^2} \tag{2.30}$$

On en déduit alors :

$$k_{eff} = k_m + f(k_i - k_m)\frac{(k_m + \mu_m)}{(k_m + \mu_m) + (1 - f)(k_i - k_m)} \tag{2.31}$$

$$\mu_{eff} = \mu_m + \frac{2f\mu_m(\mu_i - \mu_m)(k_m + \mu_m)}{2\mu_m(k_m + \mu_m) + (1 - f)(\mu_i - \mu_m)(k_m + 2\mu_m)} \tag{2.32}$$

où le module de compression latérale k_i des inclusions (respectivement k_m de la matrice) est lié au module de Young et au coefficient de Poisson des inclusions (respectivement de la matrice) :

$$k_i = \frac{E_i}{2(1 - \nu_i - 2\nu_i^2)} \quad k_m = \frac{E_m}{2(1 - \nu_m - 2\nu_m^2)} \tag{2.33}$$

μ_i et μ_m sont les modules de cisaillement des inclusions et de la matrice. À partir des équations (2.31) et (2.32), le module de Young transverse et le coefficient de Poisson transverse (effectifs) sont obtenus :

$$E_T = \frac{G_T(3k_{eff} - \mu_{eff})}{k_{eff}} \tag{2.34}$$

$$\nu_T = \frac{-\mu_{eff} + k_{eff}}{2k_{eff}} \tag{2.35}$$

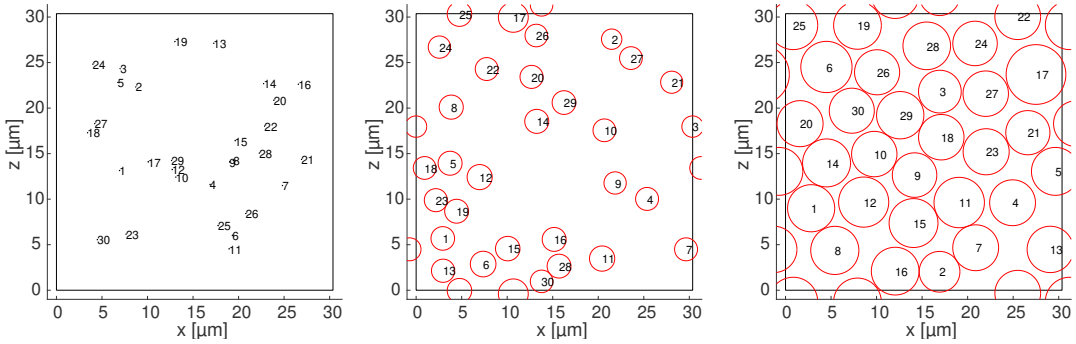
Les expressions des propriétés axiales E_A, G_A et ν_A sont obtenues de Hill [44] et Hashin [59] :

$$E_A = fE_i + E_m(1 - f) + \frac{4(\nu_i - \nu_m)^2 f(1 - f)}{\dfrac{f}{k_m} + \dfrac{1 - f}{k_i} + \dfrac{1}{\mu_m}} \tag{2.36}$$

$$G_A = \mu_m \frac{\mu_i(1 + f) + \mu_m(1 - f)}{\mu_i(1 - f) + \mu_m(1 + f)} \tag{2.37}$$

$$\nu_A = f\nu_i + \nu_m(1 - f) + \frac{(\nu_i - \nu_m)\left(\dfrac{1}{k_m} - \dfrac{1}{k_i}\right) f(1 - f)}{\dfrac{f}{k_m} + \dfrac{1 - f}{k_i} + \dfrac{1}{\mu_m}} \tag{2.38}$$

Génération de la cellule unitaire numérique Compte tenu du taux de fibres important, on se propose de comparer la méthode d'homogénéisation de Mori-Tanaka avec l'homogénéisation de cellules unitaires périodiques par éléments finis. Afin d'être aussi représentatif que possible du matériau étudié, les rayons des fibres représentées suivent la



(a) Step 1 (b) Step 2 (c) Step 3

FIGURE 2.23 – Génération d'une cellule périodique 2D contenant 30 fibres, représentative d'un toron.

distribution de Burr identifiée dans chaque toron (Figure 2.21, section 2.4.2). Un nombre conséquent de configurations sera étudié afin d'observer l'effet de la distribution spatiale des fibres sur le comportement effectif du toron.

Il existe une littérature conséquente concernant la représentation d'un volume élémentaire représentatif de matériaux composites du type inclusions dans une matrice, on peut notamment citer Torquato [60] ou Vial et al. [61]. La méthode appelée Random Sequential Addition (Addition séquentielle aléatoire) (RSA), présentée dans le travail de Smith [62], est fréquemment utilisée dans la littérature pour générer des microstructures de composites particulaires. Pour générer une microstructure 2D, la méthode consiste à ajouter séquentiellement des disques dans un espace défini. À chaque fois qu'un nouveau disque est ajouté, on vérifie s'il se superpose à un autre déjà présent. Si c'est le cas, ce nouveau disque est retiré puis ajouté à une nouvelle position. La position est validée si le disque ne se superpose à aucun autre déjà présent. Cette méthode présente un inconvénient qui est la limite de remplissage de l'espace, pour une fraction volumique d'environ 55 %. On ne peut pas, avec cette méthode, même en la répétant un grand nombre de fois, obtenir de taux de fibres supérieurs à 55 %. Or les taux de fibres mesurés dans les torons du matériau étudié sont de 62 % et 67 % dans les directions chaîne et trame respectivement. Cette méthode RSA est donc inadaptée pour notre étude.

Une autre stratégie a donc été adoptée, basée sur les travaux de Lubachevsky [63], permettant d'atteindre des fractions volumiques d'inclusions supérieures à 55 % pour un calcul 2D. Cette méthode s'articule ainsi : le nombre N de fibres (de cercles) à représenter dans la cellule unitaire est choisi. À partir de la distribution de rayons mesurée (section 2.4.2), un ensemble de N valeurs de rayons est sélectionné. Le rayon du i^{e} disque est

noté $R(i)$. La surface occupée par les N disques est calculée à partir de leurs rayons. Connaissant la fraction volumique à représenter, la longueur l de la cellule unitaire carrée peut être calculée :

$$l = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^{N} \pi R(i)^2}{f}} \tag{2.39}$$

Au départ de la méthode de Lubachevsky, à $t = 0$, le rayon des disques est réduit et les disques de rayons réduits sont disposés aléatoirement dans la cellule carrée (Figure 2.23a). Les « germes » de disques ont alors un rayon $r_i(t = 0) = R(i)/A$, avec A un nombre arbitraire, choisi comme valant 100 dans ce travail. Une position et une vitesse arbitraires sont assignées à chaque disque. Tout au long du processus, les disques croissent de manière homogène :

$$r_i(t) = r_i(t = 0) \cdot \frac{t}{t_0} \cdot A \tag{2.40}$$

où t_0, le temps final, est un temps arbitraire, ici $t_0 = 1s$. Au temps final, on obtiendra donc des fibres de rayon $R(i)$, et le taux de fibres souhaité.

Au départ, les disques étant très petits, la probabilité qu'ils s'intersectent est très faible. Les disques étant en mouvement rectiligne, ils atteindront une frontière du VER. Lorsque cela se produit, une copie du disque en question est placée sur la face opposée, afin de ne perdre aucun disque dans la surface et afin d'assurer la périodicité du VER. Lorsque deux disques se rencontrent, ils rebondissent comme des boules de billard. Un offset $\delta = 0{,}05\,\text{um}$ est introduit afin que le rebond se produise lorsque les deux disques sont distants de cette distance δ. Cela permet d'éviter d'avoir une configuration finale avec deux disques en contact, évitant ainsi des éléments petits et distordus lors du futur calcul par EF. Cela pourrait conduire à des problèmes de convergence.

Au temps $t = t_0$, la simulation est arrêtée et tous les disques ont atteint leur rayon final ainsi que le taux de fibres souhaité (Figure 2.23c). Cette méthode permet d'atteindre des taux de fibres supérieurs à la méthode RSA et peut théoriquement atteindre environ 91 % pour des disques de rayons uniformes remplissant l'espace au maximum. À la fin du processus, les positions des centres des disques et leurs rayons sont transférés au logiciel Abaqus à l'aide d'un script Python pour représenter le VER. On obtient alors un VER 2D périodique de fibres contenues dans une matrice, que l'on peut extruder dans la troisième direction pour obtenir un VER 3D. Nous avons choisi la longueur d'extrusion égale aux côtés du VER, mais la longueur infinie des fibres est prise en compte lors du calcul par les conditions aux limites périodiques appliquées.

Une approche statistique est développée dans notre travail et l'homogénéisation d'un toron ne se restreint pas à l'analyse d'une seule configuration. La méthode décrite ci-

(a) (b) (c) (d)

FIGURE 2.24 – Représentation des quatre configurations étudiées pour l'homogénéisation des torons.

dessus pour obtenir un VER périodique est appliquée autant de fois que nécessaire pour obtenir le nombre souhaité de configurations différentes. On fera varier le nombre de fibres par configuration de 10 à 70 dans cette étude afin d'en noter l'influence, en étudiant à chaque fois 100 configurations différentes.

Des conditions aux limites périodiques (telles que décrites section 2.4.1) sont appliquées aux frontières du VER. Les déplacements sur deux faces opposées sont décrits par les relations suivantes :

$$\begin{aligned} \bar{u}(0, x_2, x_3) - \bar{u}(a, x_2, x_3) &= \bar{u_1} \\ \bar{u}(x_1, 0, x_3) - \bar{u}(x_1, b, x_3) &= \bar{u_2} \\ \bar{u}(x_1, x_2, 0) - \bar{u}(x_1, x_2, c) &= \bar{u_3} \end{aligned} \tag{2.41}$$

Où a, b et c sont les dimensions de la cellule périodique, x_1, x_2 et x_3 sont les coordonnées matérielles de tout point sur la frontière du VER. $\bar{u_1}$, $\bar{u_2}$ et $\bar{u_3}$ représentent les chargements appliqués aux points de référence de la cellule. $\bar{u_1}$ décrit le déplacement du premier point de référence, représentant le mouvement relatif aux deux faces de normale 1. Par exemple, une traction uniaxiale selon l'axe x_1 est obtenue par $\bar{u_1} = (u, 0, 0)$, $\bar{u_2} = (0, u_2, 0)$ et $\bar{u_3} = (0, 0, u_3)$, où u est un petit déplacement assigné au point de référence. On peut lier u à la déformation par $u = \varepsilon a$. Les déplacements u_2 et u_3 correspondent aux contractions latérales dues à l'effet de Poisson et sont calculées en tenant compte que les faces dont la normale est perpendiculaire à l'axe 1 (ici direction du chargement) sont libres. Les conditions aux limites décrites par l'équation (2.41) sont valables pour des cellules périodiques dans les trois directions de l'espace (e.g. le toron de la Figure 2.24a).

Pour des simulations de VER périodiques en 2D (Figure 2.24b), les conditions limites périodiques décrites par l'équation (2.41) sont appliquées dans le plan. On applique dans ce cas les conditions sur les côtés opposés plutôt que sur les faces opposées.

	fraction volumique de fibres : 67 %					
	E_A [GPa]	E_T [GPa]	ν_A [-]	ν_T [-]	G_A [GPa]	G_T [GPa]
Méthode d'homogénéisation	E_1	$E_2 = E_3$	$\nu_{12} = \nu_{13}$	ν_{23}	$G_{12} = G_{13}$	G_{23}
VER 3D	49,7	17,8	0,209	0,219	8,55	7,37
VER 2D	-	18,2	-	0,239	-	7,40
erreur / VER 3D [%]	-	2,18	-	9,38	-	0,43
VER 2D - rayons constants	-	18,5	-	0,236	-	7,41
erreur / VER 3D [%]	-	3,37	-	7,66	-	0,64
VER 2D - disposition régulière	-	16,0	-	0,323	-	8,70
erreur / VER 3D [%]	-	10,26	-	47,58	-	18,07
Mori-Tanaka	50,0	15,6	0,208	0,203	7,72	6,49
erreur / VER 3D	0,52	12,57	0,63	7,37	9,65	11,93

TABLEAU 2.3 – Prédictions des propriétés élastiques isotropes transverses du toron avec une fraction volumique de 67 %. Comparaison des quatre méthodes présentées. Les fibres sont alignées dans la direction 1.

Le logiciel commercial de simulations par éléments finis Abaqus a été utilisé pour ces études. Sur Abaqus, le maillage sur des faces opposées n'est pas nécessairement le même (il est généralement différent), même si la cellule maillée est périodique. Chaque nœud sur une face ne correspond pas à un nœud sur la face opposée et il est donc impossible d'appliquer les conditions limites décrites par les équations 2.41. Pour contourner ce problème, une copie exacte des nœuds d'une face est superposée sur la face opposée. Cet ensemble de nœuds est lié aux nœuds appartenant à la face par une contrainte de contact (*tie*) Puis les équations 2.41 sont appliquées entre les nœuds d'une face et leur copie exacte sur la face opposée.

Pour le modèle 3D, six conditions de chargement sont imposées : trois tractions et trois cisaillements. Pour le modèle 2D (déformations planes), seulement trois chargements sont étudiés : deux tractions et un cisaillement. Les chargements sont appliqués sur une face du VER et les contraintes et déformations homogénéisées résultantes sont calculées en moyennant les contraintes et déformations sur l'ensemble des éléments :

$$X_{moy} = \sum_{e=1}^{n} \frac{X^e V^e}{\sum_{e=1}^{n} V^e} \tag{2.42}$$

Avec, X la grandeur d'intérêt (soit une composante du tenseur des contrainte des déformation) et X^e la quantité correspondante au niveau de l'élément. V^e est le volume de l'élément et n le nombre total d'éléments dans le modèle.

Selection d'une cellule unitaire représentative Les Figures 2.24a et 2.24b présentent les VER générés par la méthode de Lubachevsky [63] comme présentée précédemment, section 2.4.3. Le modèle 3D (Figure 2.24a) est obtenu à partir du modèle 2D (Figure 2.24b) par une simple extrusion selon la direction des fibres. Le nombre, la position et le diamètre des fibres sont identiques pour les deux configurations. Dans ces deux configurations, le rayon des fibres suit la distribution de Burr relevée (équation (2.22)). Afin d'évaluer l'effet de l'hétérogénéité des rayons sur le comportement élastique effectif, des VER 2D ont été générés de la même manière, mais en considérant que toutes les fibres ont le même rayon (Figure 2.24c). Enfin, une cellule unitaire avec une disposition des fibres régulière (type cubique à face centrée) que l'on peut régulièrement trouver dans la littérature est étudiée pour comparaison, Figure 2.24d. Les cellules présentées sur les Figures 2.24a à 2.24c présentent 30 fibres avec une fraction volumique de 67 %. Dans la fin de cette section, le nombre de fibres et le taux de fibres dans la cellule unitaire seront modifiés pour noter l'influence sur les propriétés effectives du toron. Une étude de convergence a été réalisée sur les modèles éléments finis pour vérifier que les modules élastiques effectifs ne sont pas dépendants de la densité du maillage utilisé. Environ 8000 éléments de type CPE3 et CPE4R (éléments utilisés pour les déformations planes, triangles et quadrangles) sont utilisés pour une cellule 2D contenant 30 fibres.

Pour la comparaison entre les différentes configurations (Figure 2.24a à Figure 2.24d), les comportements élastiques des fibres et de la résine sont considérés isotropes, élastiques linéaires avec les modules élastiques suivants :

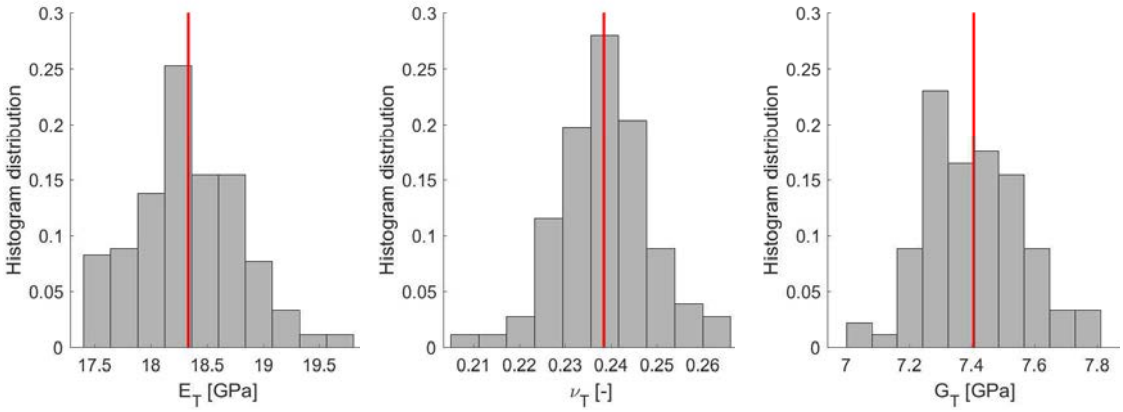
— fibres de verre : $E_i = 72,3$ GPa, $\nu_i = 0,22$

— matrice : $E_m = 4,73$ GPa, $\nu_m = 0,167$

Dans cette partie, le verre considéré est de type E, largement utilisé dans la littérature. Pour la matrice, les valeurs des modules sont celles obtenues par la méthode inverse présentée dans la future section 2.4.5.

Les prédictions obtenues avec le VER 3D sont considérées comme valeurs de référence et sont comparées dans le tableau 2.3 à celles obtenues grâce aux cellules unitaires des Figures 2.24b à 2.24d et au modèle de Mori-Tanaka. Pour les cellules présentées, il a été vérifié que $E_2 = E_3$, $\nu_{12} = \nu_{13}$, $G_{12} = G_{13}$ et également $G_{23} = \frac{E_2}{2(1+\nu_{23})}$. Cela confirme que la cellule élémentaire permet d'obtenir une réponse isotrope transverse.

On peut observer dans le tableau 2.3 que les prédictions des cellules 2D (Figures 2.24b et 2.24c), en tenant compte ou non de la distribution des rayons, fournissent les mêmes résultats. Dans notre cas, tenir compte de la distribution des rayons des fibres n'aurait qu'un effet très léger sur le comportement homogène. Cela est probablement dû à la faible hétérogénéité des rayons, représentée par un écart-type de 0,2 µm pour un rayon



(a) (b) (c)

FIGURE 2.25 – Prédictions des propriétés élastiques transverses d'un toron à partir de 100 configurations aléatoires de VER contenant 30 fibres avec un taux de fibres de 67 %. On constate des différences par rapport à la moyenne de plus de 10 %

moyen de 2,57 µm.

Le modèle de la Figure 2.24d avec des fibres parfaitement arrangées ne permet pas de représenter correctement le comportement d'un composite présentant un arrangement aléatoire de fibres. On trouve par exemple une erreur de 48 % pour le coefficient de poisson ν_{23} comparé au VER 3D. Ce modèle ne sera pas étudié plus en détails dans cette thèse.

La détermination des propriétés transverses (E_2, ν_{23}, G_{23}) nécessite des cellules 2D ou 3D. On peut voir que la simulation de VER 3D et la simulation en déformations planes correspondante présentent des résultats très proches. En revanche, les temps de calculs des simulations 2D sont bien plus courts que ceux des simulations 3D correspondantes. On peut noter que le modèle de Mori-Tanaka fournit de bon résultats pour les prédictions de propriétés axiales (dans la direction des fibres : E_1, $\nu_{12} = \nu_{13}$ and $G_{12} = G_{13}$). Par contre, les estimation de modules d'élasticité transverses sont moins bonnes ($E_2 = E_3$, ν_{23} and G_{23}). Par conséquent, un modèle hybride sera adopté pour calculer les propriétés effectives du toron : les propriétés relatives à la direction axiale seront estimées par la méthode de Mori-Tanaka et les propriétés transverses seront calculées par le modèle 2D correspondant à la Figure 2.24b.

Les résultats présentés dans le tableau 2.3 sont obtenus pour une configuration fixe. D'après les observations au MEB, nous avons remarqué que la distribution spatiale des fibres peut varier d'un toron à l'autre et au sein même d'un toron. Pour étudier

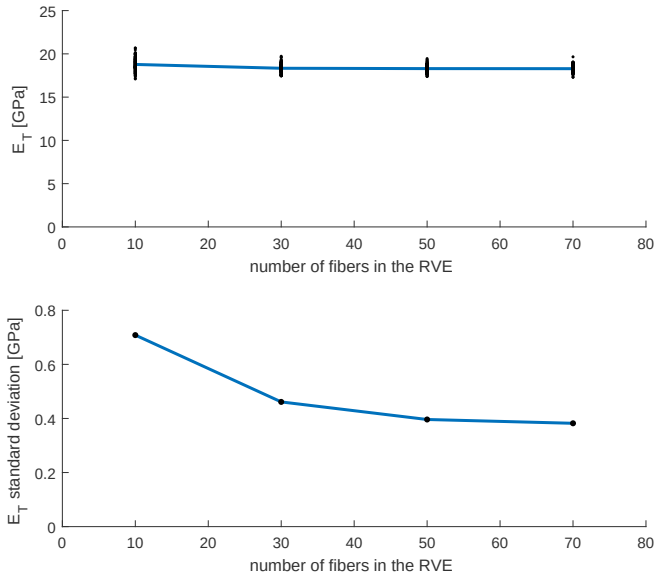


FIGURE 2.26 – Effet du nombre de fibres dans un VER 2D sur (a) la prédiction du module de Young transverse moyen E_T, (b) l'écart-type associé.

l'effet de la disposition des fibres, un grand nombre de VER 2D a été généré. Chaque configuration générée possède le même taux de fibres et la même distribution de rayon de fibres. 100 configurations aléatoires ont donc été générées et simulées. Les propriétés élastiques homogénéisées E_2, ν_{23}, G_{23} sont calculées et présentées sur la Figure 2.25. Les histogrammes présentent l'hétérogénéité des propriétés pour un VER contenant 30 fibres et un taux de fibres de 67 %. La ligne verticale représente la valeur moyenne et on peut voir que les propriétés peuvent varier significativement d'une configuration à l'autre (jusqu'à plus de 10 % de différence par rapport à la moyenne). Dans la suite, pour les calculs d'homogénéisation du composite tissé, la configuration donnant les résultats les plus proches de la moyenne (à la fois pour E_2, ν_{23} et G_{23}) sera sélectionnée. Les résultats du tableau 2.3 ont été obtenus avec cette configuration.

L'effet du nombre de fibres dans un VER a été étudié en comparant des cellules élémentaires comprenant 10, 30, 50 et 70 inclusions. Pour chaque nombre de fibres, 100 configurations aléatoires (du type de la Figure 2.24b) ont été générées (soit un total de 400 simulations). Dans chaque cas, un taux de fibres de 67 % est assuré et la distribution de taille de fibres est identique. La figure 2.26 présente la valeur moyenne et l'écart-type de la prédiction du module de Young transverse en fonction du nombre de fibres

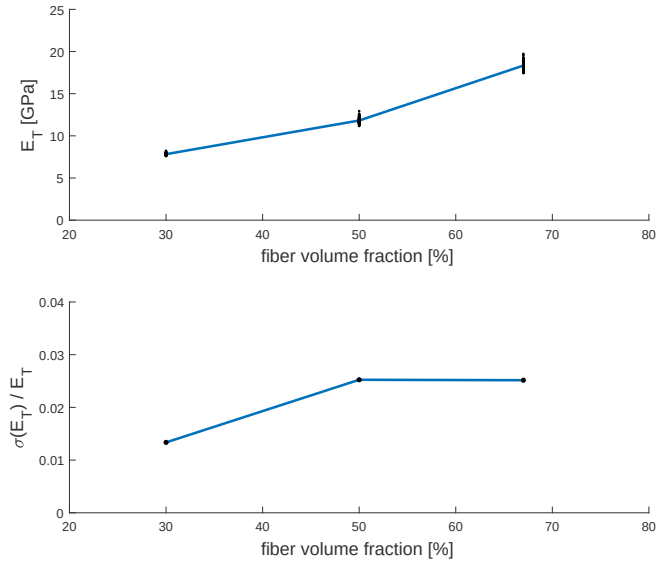


FIGURE 2.27 – Effet de la fraction volumique de fibres dans un VER 2D sur (a) la prédiction du module de Young transverse moyen E_T, (b) l'écart-type relatif associé. $\sigma(E_T)/E_T$.

considérées dans le VER. On peut voir que la moyenne est constante, quel que soit le nombre de fibres représenté dans le VER. En revanche, l'écart-type diminue pour un nombre de fibres représentées plus grand. Étant donné que seule la configuration la plus proche de la moyenne est sélectionnée pour l'homogénéisation du toron, on peut dire que le nombre de fibres représentées n'a pas d'influence sur le résultat. Une configuration comprenant 30 fibres a donc été sélectionnée pour homogénéiser les torons, du fait des temps de calculs raisonnables.

Les mêmes simulations ont également été réalisées pour des taux de fibres moins importants : 50 % et 30 % (voir tableaux 2.4 et 2.5). Comme on peut s'y attendre, les résultats provenant de la cellule à arrangement régulier de fibres (Figure 2.24d) et de la méthode de Mori-Tanaka sont moins éloignés de ceux du VER 3D pour des taux de fibres plus faibles. Toutefois, même pour 30 % de fibres, une distribution aléatoire des fibres dans le VER est nécessaire pour décrire le comportement homogénéisé d'un toron. La figure 2.27 décrit l'évolution du module de Young transverse E_T pour trois fractions volumiques de fibres différentes (30 %, 50 % et 67 %). 30 fibres étaient représentées dans la cellule périodique et 100 configurations ont à nouveau été testées pour chaque taux de fibres. En augmentant le taux de fibres, on peut voir que l'hétérogénéité des prédictions

	fraction volumique de fibres : 50 %					
	E_A [GPa]	E_T [GPa]	ν_A [-]	ν_T [-]	G_A [GPa]	G_T [GPa]
Méthode d'homogénéisation	E_1	$E_2 = E_3$	$\nu_{12} = \nu_{13}$	ν_{23}	$G_{12} = G_{13}$	G_{23}
VER 3D	38,2	11,6	0,201	0,217	5,51	4,72
VER 2D	-	11,8	-	0,232	-	4,76
erreur / VER 3D [%]	-	2,14	-	6,80	-	0,84
VER 2D - disposition régulière	-	10,3	-	0,293	-	5,22
erreur / VER 3D [%]	-	10,61	-	34,75	-	10,62
Mori-Tanaka	38,5	10,6	0,200	0,195	5,16	4,42
erreur / VER 3D [%]	0,91	8,65	0,55	9,98	6,31	6,33

TABLEAU 2.4 – Prédictions des propriétés élastiques isotropes transverses du toron avec une fraction volumique de 50 %. Comparaison des quatre méthodes présentées. Les fibres sont alignées dans la direction 1.

	fraction volumique de fibres : 30 %					
	E_A [GPa]	E_T [GPa]	ν_A [-]	ν_T [-]	G_A [GPa]	G_T [GPa]
Méthode d'homogénéisation	E_1	$E_2 = E_3$	$\nu_{12} = \nu_{13}$	ν_{23}	$G_{12} = G_{13}$	G_{23}
VER 3D	24,8	7,70	0,189	0,211	3,55	3,17
VER 2D	-	7,82	-	0,225	-	3,18
erreur / VER 3D [%]	-	1,61	-	6,65	-	0,49
VER 2D - disposition régulière	-	7,39	-	0,251	-	3,31
erreur / VER 3D [%]	-	4,09	-	19,34	-	4,68
Mori-Tanaka	25,0	7,37	0,189	0,186	3,46	3,11
erreur / VER 3D [%]	0,94	4,35	0,30	11,86	2,53	1,89

TABLEAU 2.5 – Prédictions des propriétés élastiques isotropes transverses du toron avec une fraction volumique de 30 %. Comparaison des quatre méthodes présentées. Les fibres sont alignées dans la direction 1.

augmente également. L'écart-type relatif, défini comme le rapport de l'écart-type sur la moyenne, augmente significativement lorsque le taux de fibres varie de 30 % à 50 %. Il est donc important de simuler un nombre conséquent de configurations pour une fraction volumique de fibres élevée, afin d'obtenir une valeur moyenne statistiquement représentative.

2.4.4 Homogénéisation du composite tissé

La géométrie du stratifié a été définie précisément à partir des mesures au microtomographe et au MEB, comme présenté dans la section 2.4.2. Le modèle numérique est construit sur Abaqus, suivant les étapes déjà présentées précédemment. La Figure 2.28 représente la géométrie de la cellule unitaire (une maille du tissage) utilisée pour les si-

mulations numériques. Une partie de la matrice est cachée afin de mieux voir les torons et leur géométrie. Le stratifié est composé de trois trames de verre tissées superposées. Le VER a une taille de $2b_w = 642\,\mu m$ dans la direction chaîne, $2b_f = 810\,\mu m$ dans la direction trame et $h = 309\,\mu m$ dans l'épaisseur.

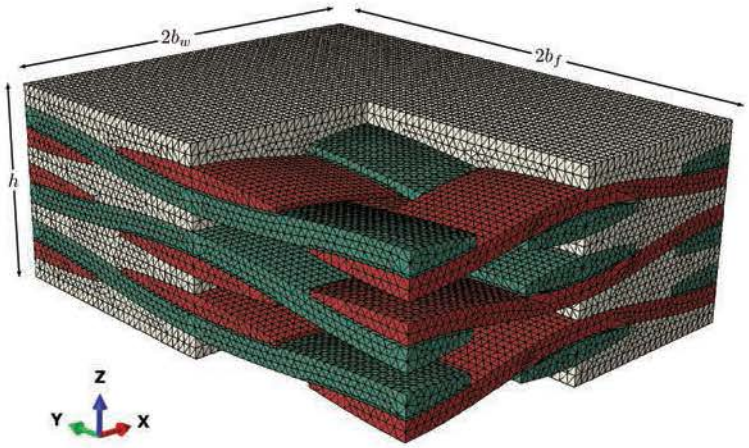


FIGURE 2.28 – Cellule unitaire 3D du composite tissé tel que représenté dans le logiciel EF Abaqus.

Le comportement isotrope transverse des torons est calculé à partir de la méthode présentée dans la section 2.4.3 tandis que la matrice entourant les torons est considérée élastique isotrope. Du fait de l'oscillation des torons, un référentiel d'anisotropie local suit la fibre neutre de chaque toron. Toutefois, une simulation a été réalisée sans tenir compte de l'oscillation des torons, pour comparaison, et la différence sur les valeurs homogénéisé ne dépassait pas 1,4 % sur l'ensemble des modules élastiques.

Le VER représente la cellule élémentaire du composite étudié. Le matériau dans son ensemble peut être reconstitué par translation du VER de tout vecteur $k \cdot (2b_w, 2b_f, 0)$ (avec k entier). Il est important de noter que l'épaisseur du VER est celle du composite, il n'y a donc pas de périodicité dans la direction 3. Les chargements sont appliqués à la cellule périodique en respectant les conditions limites périodiques, dans le plan (directions 1 et2). La totalité du matériau est représentée dans la direction 3 et les faces de normale 3 sont laissées libres dans les chargements dans le plan. Pour les chargements de traction ou de cisaillement faisant intervenir la direction 3, les faces de normale 3 sont contraintes à rester planes.

Trois tractions et trois cisaillements sont appliqués indépendamment au VER (six calculs différents sont réalisés) pour obtenir le comportement élastique orthotrope tel que

présenté dans l'équation (2.6). Les déformations moyennes $\boldsymbol{\varepsilon}^{avg}$ et contraintes moyennes $\boldsymbol{\sigma}^{avg}$ sont calculées par sommation sur tous les éléments du VER (voir équation (2.42)). Les trois tractions selon chaque direction $\bar{e}_i$ fournissent les modules homogènes E_i et ν_{ij} (avec $\bar{e}_j$ une direction normale à $\bar{e}_i$) par les formules suivantes :

$$E_i^{sim} = \frac{\sigma_{ii}^{avg}}{\varepsilon_{ii}^{avg}} \tag{2.43}$$

$$\nu_{ij}^{sim} = -\frac{\varepsilon_{jj}^{avg}}{\varepsilon_{ii}^{avg}} \qquad \text{(pas de sommation sur les indices)} \tag{2.44}$$

Les trois modules de cisaillement effectifs sont calculés à partir des trois chargements de cisaillement :

$$G_{ij}^{sim} = \frac{\sigma_{ij}^{avg}}{2\varepsilon_{ij}^{avg}} \tag{2.45}$$

Une étude de convergence du maillage a été réalisée et un maillage contenant environ 360 000 éléments tétraédriques C3D10 (à interpolation quadratique) a été sélectionné, étant suffisamment dense pour fournir des prédictions de comportement effectif insensibles au nombre d'éléments.

Cette méthode fonctionne quand le comportement de toutes les phases est bien défini. Ce n'est pas le cas ici et une méthode inverse est donc nécessaire et est développée dans la prochaine section.

2.4.5 Optimisation et identification inverse

Dans notre étude, le comportement des fibres de verre de type E est supposé connu, car souvent étudié dans la littérature ($E_f = 72.3$ GPa, $\nu_f = 0.22$, voir Chen et al. [26] ou Barbero et al. [25]). Mais la résine présente dans le stratifié étudié n'est pas clairement définie et aucune donnée n'est disponible auprès du fournisseur. Ses propriétés sont donc inconnues. De plus, du fait des applications hyperfréquences, il ne s'agit pas simplement d'une résine polymère pure, mais d'une résine largement chargée d'inclusions de céramique, dont le comportement est également inconnu. La résine est thermodurcissable et par conséquent il est impossible de la faire fluer, en l'extrayant du composite pour la tester individuellement. D'après la Figure 2.19, on peut observer qu'une résine intra-torons se situe entre les fibres et une matrice inter-torons, chargée d'inclusions de céramique, se situe autour des torons.

On se trouve donc en présence de deux phases en plus des fibres de verre dans le composite, dont le comportement est considéré élastique isotrope, mais inconnu. Les réponses

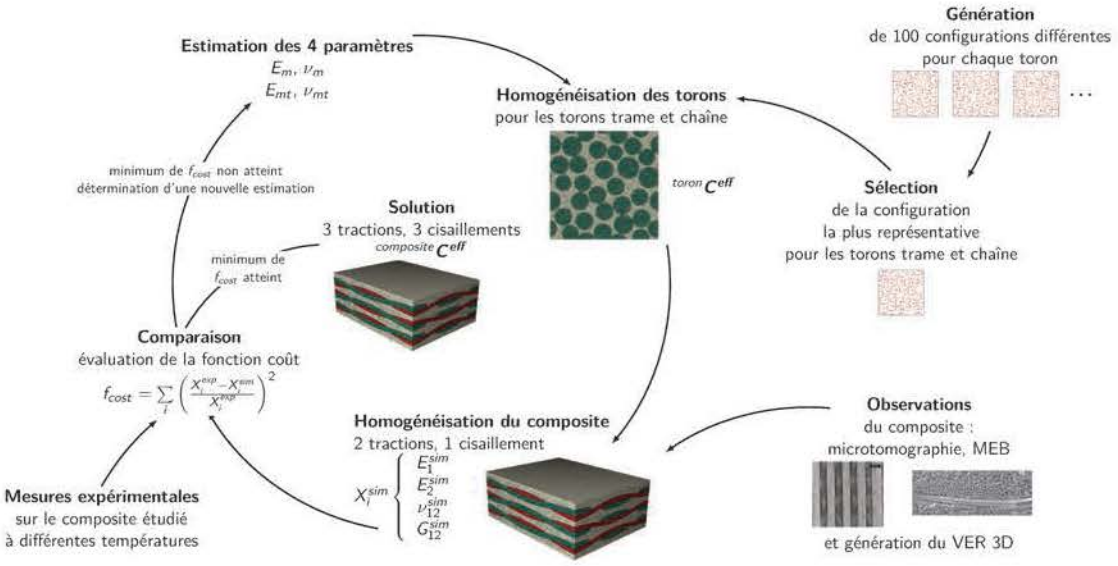


FIGURE 2.29 – Shéma global de la méthode d'homogénéisation inverse mise au point.

élastiques des deux matrices seront obtenues par la méthode inverse, en comparant les prédictions du modèle 3D avec les mesures expérimentales réalisées dans le plan sur le composite (E_1^{exp}, E_2^{exp}, ν_{12}^{exp}, G_{12}^{exp}).

Quatre paramètres inconnus sont introduits : E_m, ν_m (respectivement E_{mt}, ν_{mt}) le module de Young et le coefficient de Poisson de la matrice inter-torons (respectivement de la résine intra-torons). La méthode inverse est un processus itératif illustré sur la figure 2.29. La qualité de la prédiction est mesurée par une fonction coût, définie comme la somme des carrés des différences entre expérience et simulation :

$$f_{cost} = \left(\frac{E_1^{exp} - E_1^{sim}}{E_1^{exp}}\right)^2 + \left(\frac{E_2^{exp} - E_2^{sim}}{E_2^{exp}}\right)^2 + \left(\frac{\nu_{12}^{exp} - \nu_{12}^{sim}}{\nu_{12}^{exp}}\right)^2 + \left(\frac{G_{12}^{exp} - G_{12}^{sim}}{G_{12}^{exp}}\right)^2 \quad (2.46)$$

Le jeu de paramètres (E_m, ν_m, E_{mt}, ν_{mt}) est obtenu en minimisant la fonction coût f_{cost} à l'aide d'un algorithme de Nelder-Mead couplé à Abaqus par un script Python dédié. Un jeu initial de paramètres (E_m^i, ν_m^i, E_{mt}^i, ν_{mt}^i) est défini, puis une homogénéisation est réalisée à partir de ce jeu initial. Une première étape consiste à définir le comportement isotrope transverse des torons trame et chaîne à l'aide du VER 2D sélectionné (voir section 2.4.3) et de la méthode de Mori-Tanaka pour les modules restants. Puis le comportement de chaque toron homogénéisé (trame et chaîne) est introduit dans le modèle complet du composite avec le comportement de la matrice inter-torons. Trois

chargements sont alors simulés : une traction selon la direction $\bar{e_1}$, une traction selon la direction $\bar{e_2}$ et un cisaillement dans le plan. Quatre modules élastiques homogènes sont alors obtenus par la simulation : E_1^{sim}, E_2^{sim}, ν_{12}^{sim} et G_{12}^{sim}, puis sont comparés via la fonction coût f_{cost} (équation 2.46) aux modules mesurés. De par l'algorithme d'optimisation de Nelder-Mead, de nouvelles valeurs pour E_m, ν_m, E_{mt}, ν_{mt} sont estimées et l'homogénéisation peut être réalisée à nouveau.

Pour les composites étudiés dans la thèse, la fonction coût décroît relativement rapidement au fil des itérations, pour finalement se stabiliser à une valeur limite f_{cost}^{lim} après quelques dizaines d'itérations. La condition d'arrêt de l'algorithme a été fixée telle que la valeur de f_{cost} n'a pas varié de plus de 10^{-5} au cours de 20 itérations consécutives. On s'assure ainsi que f_{cost} a atteint une valeur asymptotique. Pour vérifier qu'il s'agit bien du minimum recherché, on a relancé la procédure en partant de cette solution et on vérifie que l'on retombe bien sur les mêmes valeurs de paramètres.

Une fois le critère de convergence atteint, les valeurs des coefficients élastiques de chaque phase sont alors connus. Une homogénéisation complète est alors réalisée en lançant six simulations de chargement unitaire : trois tractions et trois cisaillements pour obtenir les neuf constantes décrivant le comportement élastiques orthotrope.

Différents jeux de paramètres initiaux ont été testés. Le module de Young de la résine chargée est choisi plus grand que celui de la résine non chargée : $E_{mt}^i < E_m^i$. Avec cette condition satisfaite, il a été vérifié que le processus d'optimisation retourne des valeurs inchangées quelles que soient les estimations de départ. Pour les différents matériaux testés, on a pris le comportement de l'époxy utilisé dans les travaux de Chen et al. [26] pour l'estimation initiale de la résine intra-torons : $E_{mt}^i = 3450MPa$ and $\nu_{mt}^i = 0,37$. Pour la matrice inter-torons, on peut prendre $E_m^i = 2E_{mt}^i$ and $\nu_m^i = \nu_{mt}^i$.

Expérimentalement, les modules élastiques ont été mesurés à différentes températures dans la gamme [−55 °C ; 125 °C]. C'est en effet dans cette gamme que les circuits imprimés pour des applications spatiales subissent des cycles thermiques lors du processus de qualification. Cette méthode d'homogénéisation par processus inverse a donc été appliquée à chaque température de mesure. Les résultats sont présentés dans la Figure 2.30.

On peut observer que les modules élastiques sont relativement constants dans la gamme de température [−50 °C ; 20 °C]. Au delà de la température ambiante, la variation du module de Young devient importante. On peut voir que sur la gamme de température étudiée, le module de Young E_1 est réduit d'un facteur 2. On peut également voir que les données de la fiche technique du matériau surestiment le comportement réel et ne donnent aucune information sur l'évolution des modules élastiques avec la température.

Le module de Young dans la direction hors-plan E_3 est également présenté sur la Figure 2.30 et sa valeur varie d'un facteur 3 sur la gamme de température considérée. Ces données sont d'une importance majeure pour l'étude de la fiabilité des circuits imprimés multicouches et sont difficiles à obtenir expérimentalement et très peu présentes dans la littérature. Il faut également noter que E_3 est rarement fourni par les datasheets et jamais en fonction de la température.

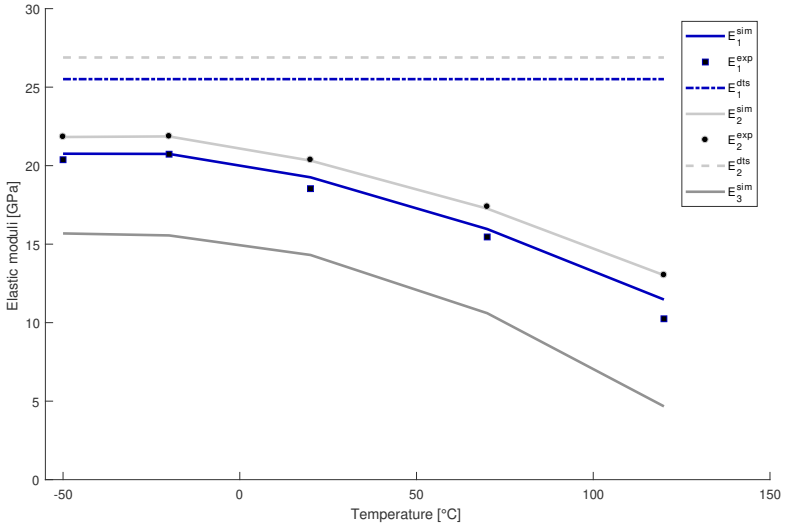


FIGURE 2.30 – Prédiction des modules élastiques du stratifié en fonction de la température.

2.5 Conclusion sur le comportement des substrats composites

L'étude de la fiabilité des circuits imprimés ne peut pas se faire sans avoir la connaissance la plus précise possible des matériaux en jeu. Les substrats isolants, qui sont dans une très grande majorité des composites tramés (avec une ou plusieurs trames tissées), doivent par conséquent être caractérisés au moins dans le domaine thermoélastique, dans le cas de circuits subissant des chargements thermiques. Les fiches techniques ne fournissant que des données trop limitées, il est indispensable de réaliser des campagnes d'essais sur les matériaux utilisés.

On a pu voir que les propriétés élastiques des substrats composites varient sensiblement avec la température et les mesures en température sont donc nécessaires. Ces substrats

sont hétérogènes dans leur construction et présentent un comportement anisotrope, plus précisément orthotrope. La différence entre les propriétés élastiques dans les directions du renfort et dans la direction hors-plan est importante. De plus, le comportement hors-plan joue un rôle déterminant dans la fiabilité du circuit imprimé. Il est donc important de tenir compte de l'anisotropie et de connaître le comportement dans cette direction. Pour le comportement en expansion thermique, des données sont fournies par le fabricant, mais on a pu voir qu'elles sont incomplètes et parfois peu fiables. Par ailleurs, les fournisseurs de matière donnent rarement des informations dans la direction hors-plan en élasticité et celles-ci sont expérimentalement difficiles à mesurer.

La méthode d'homogénéisation proposée dans ce chapitre permet, à partir de mesures précises de la géométrie du composite, de construire un modèle d'homogénéisation à deux échelles et ainsi de remonter au comportement orthotrope du substrat. La méthode inverse présentée offre l'avantage de déterminer les propriétés des résines présentes sans les connaître à priori, en se servant des propriétés élastiques du composite mesurées dans le plan.

La méthode d'homogénéisation s'articule en deux phases : une première phase d'homogénéisation au niveau du toron avec la présence de fibres de verre et d'une résine. Pour cela, une approche statistique sur de nombreux VER périodiques, générés par la méthode proposée par Lubachevsky [63], fournit le comportement isotrope transverse. Dans une deuxième phase, le comportement des torons est introduit dans le modèle 3D de la maille élémentaire du composite. Des conditions aux limites périodiques lui sont appliquées et des chargements unitaires permettent de déduire le comportement orthotrope du composite. Si les comportements élastiques des résines en présence sont inconnues, comme c'est généralement le cas pour ce type de matériaux, une méthode d'optimisation permet de retrouver ces comportements par analyse inverse.

Cette méthode d'homogénéisation ne s'applique pas uniquement aux substrats utilisés dans les circuits imprimés mais est assez générale pour être utilisée sur n'importe quel composite dont on veut connaître le comportement orthotrope complet.

Le comportement thermoélastique orthotrope des substrats composites dans la gamme de températures [−55 °C ; 125 °C] a été déterminé dans cette section et pourra alimenter des simulations de structures de circuits imprimés. Pour rappel, le travail présenté dans ce chapitre a fait l'objet d'une publication (Girard et al. [16]).

Chapitre 3

Comportement thermomécanique et fatigue du cuivre

Le cuivre est le plus ancien métal utilisé par l'homme (âge du cuivre ou Chalcolithique vers 3000 av. J.-C.) du fait de la possibilité de le marteler à froid et de sa faible température de fusion. Il est encore très employé aujourd'hui, toujours grâce à sa ductilité, sa résistance à la corrosion, mais surtout pour sa conductivité électrique remarquable. Il est de ce fait très utilisé dans les installations électriques et les circuits imprimés dont la fiabilité est dépendante de la tenue mécanique du cuivre. On s'intéresse dans cette thèse à estimer la fiabilité des circuits imprimés par l'utilisation de modélisations numériques. Celles-ci doivent être alimentés par des modèles de comportements précis. Pour le cuivre présent dans les trous traversants, il s'agit de modéliser le comportement mécanique cyclique en traction-compression (induits par les chargements thermiques). On s'intéressera donc dans ce chapitre à identifier le comportement du matériau réel dans la plage de chargement appropriée et à choisir les modèles adéquats.

Dans un premier temps, un état de l'art sur le comportement du cuivre est présenté. Cela ne peut être exhaustif, mais permet de contextualiser le sujet de thèse. Dans une deuxième partie, les observations réalisées sur différents cuivres étudiés sont présentées. Enfin, dans une troisième partie, les travaux d'identification du comportement du cuivre dans les circuits imprimés sont exposés.

3.1 État des connaissances sur le cuivre et son comportement mécanique

3.1.1 Généralités : structure des métaux et notions de cristallographie

Les métaux et alliages métalliques sont constitués de grains. A l'échelle macroscopique, les métaux sont souvent polycristallins, un assemblage de grains, dont la taille peut aller

du micromètre à la centaine de micromètres. Un exemple de structure polycristalline dans un cuivre est présenté sur la Figure 3.1.

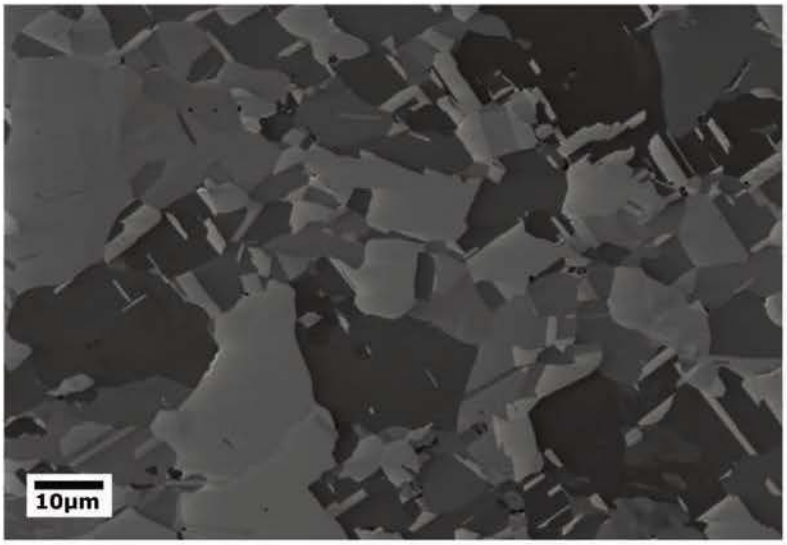


FIGURE 3.1 – Exemple de microstructure : observation d'un échantillon de cuivre laminé recuit au MEB. On peut observer la morphologie et la distribution des grains.

L'état cristallin correspond à un arrangement ordonné des constituants de la matière (ici les atomes de cuivre) formant un réseau cristallin se propageant dans toutes les directions de l'espace. Cette distribution régulière d'atomes est appelée réseau de Bravais. La périodicité du réseau implique l'existence d'opérations de translation et de rotation laissant le réseau de Bravais invariant. L'ensemble de ces opérations constitue un groupe de symétrie. En trois dimensions, il existe 14 types de réseaux de Bravais. On pourra se référer par exemple à J.-J. Rousseau [64] pour plus de détails. Le cuivre possède une structure cristalline Cubique à Faces Centrées (CFC) (Figure 3.2).

On peut repérer des axes et des plans particuliers dans la maille grâce aux indices de Miller. Une direction cristallographique est caractérisée par une droite passant par l'origine du repère et par un nœud dont la position est exprimée en nombre de distances interatomiques. Sur la Figure 3.2, la direction (AB) se note $[\bar{1}10]$ avec les indices de Miller ($\bar{1}$ correspondant à -1). On repère un plan par l'inverse des coordonnées de ses intersections avec les axes du repère. Le plan grisé passant par les points A, B et C se note (111). Le matériau est généralement obtenu par solidification du métal liquide. En refroidissant, les distances interatomiques diminuent et des germes de croissance

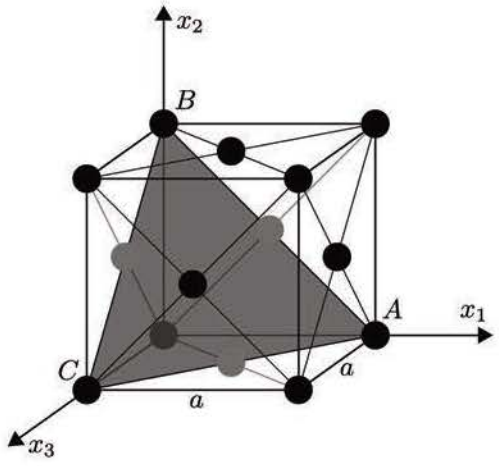


FIGURE 3.2 – Plan dense dans un cristal CFC de paramètre de maille a.

des cristaux apparaissent en différents lieux et avec différentes orientations. Les grains croissent jusqu'à atteindre les cristaux voisins et c'est ainsi que se créé le polycristal. Lors d'une germination par électrodéposition, comme c'est souvent le cas pour les cuivres utilisés dans les circuits imprimés, la croissance des grains se fait à partir d'une surface et est très dépendante des lignes de courant appliquées. Le procédé de fabrication des feuillards de cuivre utilisés dans la plupart les circuits imprimés est illustré dans la Figure 3.3. Le support de l'électrodéposition est un tambour métallique en rotation sur lequel le cuivre en solution vient se déposer par l'application d'un courant électrique entre des anodes (des morceaux de cuivre solide) et la cathode qu'est le tambour. Cela explique la morphologie des feuillards de cuivre électrodéposé présentant une face brillante et une face matte. Le procédé d'électrodéposition est aussi utilisé pour recouvrir les trous traversants ou enterrés d'une couche de cuivre d'environ 20 µm. Pour préparer le dépôt de cuivre dans les trous, une première couche de cuivre chimique est réalisée, d'épaisseur inférieure à 1 µm. Cela permet la germination puis la croissance du dépôt de cuivre par électrodéposition. Cependant, il est important de se mentionner que la microstructure du cuivre électrodéposé va dépendre des lignes de courant appliquées lors de la croissance. Cela peut conduire à des différences de comportement du cuivre au sein d'un même fut métallisé.

Un monocristal est anisotrope par essence (il possède des propriétés différentes selon la direction) mais l'orientation aléatoire de tous les monocristaux constituant le matériau

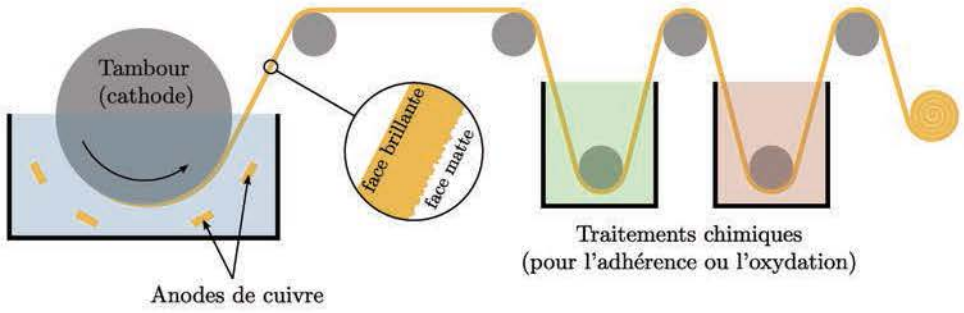


FIGURE 3.3 – Procédé d'électrodéposition du cuivre en feuillards utilisé dans les circuits imprimés.

macroscopique peut le rendre isotrope (avec des propriétés identiques dans toutes les directions).

Le comportement macroscopique dépend des traitements thermiques et mécaniques que le matériau subit et peut donc varier du fait des modifications microstructurales. Lors d'un laminage, la texture du matériau se développe et les propriétés s'en trouvent généralement modifiées. Un recuit peut également affecter la texture.

3.1.2 Généralités : mécanismes de déformation du monocristal

Dans un circuit imprimé, le cuivre est protégé de l'oxydation physiquement par les autres couches de matériaux qui l'entourent et par un vernis sur les couches externes. La détérioration du cuivre, pouvant aller jusqu'à sa rupture, se fait essentiellement par des déformations mécaniques irréversibles, appelées aussi déformations plastiques. Ces dernières peuvent être générées par des contraintes appliquées mécaniquement sur le circuit imprimé, comme lors du décollage de la fusée comportant le satellite avec à son bord le PCB. Mais ces déformations plastiques peuvent également survenir lors de variations thermiques que le satellite subit pendant son utilisation.

Cette partie se veut un rapide aperçu des phénomènes physiques à l'origine de la plasticité des métaux. La thèse se plaçant plutôt à un niveau macroscopique, le comportement global du polycristal sera étudié plus en détail.

Au niveau d'un cristal parfait, une sollicitation purement élastique (réversible) modifie la distance qui sépare les atomes les uns des autres et les forces électromagnétiques liant les atomes les poussent à retourner dans la configuration initiale (minimum de potentiel interatomique) une fois la sollicitation cessée.

Les déformations irréversibles correspondent à une modification permanente du réseau cristallin. Ces modifications du réseau sont présentées dans le livre de Lemaitre et Chaboche [65]. Dans les matériaux métalliques, à froid, on peut distinguer :

— les déformations par mouvements de dislocations,
— les déformations par maclage,
— les déformations par transformation martensitique.

La transformation martensitique correspond à un passage d'une maille CFC à une maille tétragonale et se rencontre notamment dans les aciers TRansformation Induced Plasticity (Plasticité induite par transformation) (TRIP) et les Alliage à Mémoire de Forme (AMF).

Le maclage correspond à une nouvelle orientation du réseau entre deux plans de macle suite à un cisaillement du réseau (Figure 3.4). On le retrouve principalement dans les structures Cubique Centré (CC), Hexagonale Compacte (HC), mais aussi CFC.

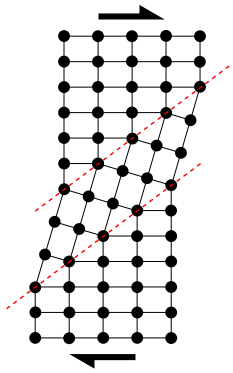


FIGURE 3.4 – Formation d'une macle. Deux plans de macle sont représentés en pointillés.

Les déformations par mouvements de dislocations représentent la cause essentielle des déformations irréversibles. Une dislocation est un défaut linéaire dans le cristal. Il en existe différents types (vis, coin, mixte) qui ont des modes de déplacement différents dans le cristal, l'exemple de la dislocation coin est montré sur la Figure 3.5. Le déplacement d'une dislocation dans le cristal, d'un atome à l'autre, entraîne un transport, produisant la déformation macroscopique. Les dislocations se déplacent sur les plans de glissement (pointillés sur la Figure 3.5) et selon les directions de glissement, tous deux favorablement orientés pour accommoder la déformation. Les plans et directions de glissement sont ceux à la plus forte densité atomique. Dans le cas du cuivre CFC, cela correspond aux plans $\{111\}$ et aux directions $\langle 110 \rangle$ (Figure 3.2). Le système de glissement est constitué d'un plan et d'une direction de glissement ; son nombre peut varier selon la maille cristalline.

Dans le cas du cuivre, cela correspond à 12 possibilités.

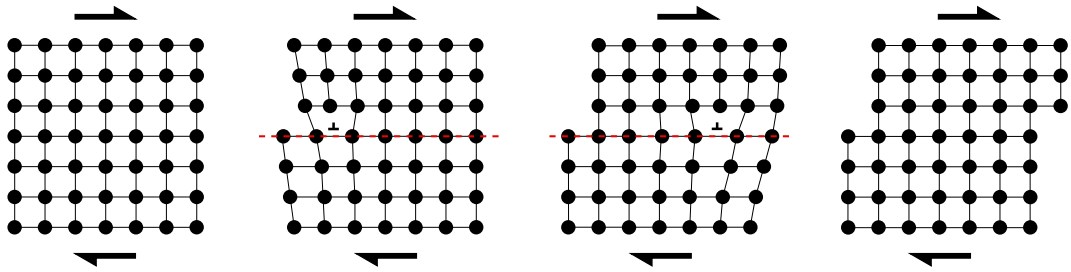


FIGURE 3.5 – Déformation par glissement d'une dislocation coin. D'après Lemaitre et Chaboche [65].

3.1.3 Généralités : déformation des polycristaux

On s'attache à décrire le comportement élasto-plastique du cuivre dans cette partie, en se restreignant à un comportement indépendant du temps. On observe généralement des phénomènes visqueux dans les métaux pour des températures au delà du tiers de la température de fusion. La température de fusion du cuivre est d'environ $T_f = 1350\,\mathrm{K}$ ($1085\,°\mathrm{C}$). $T_f/3 = 450\,\mathrm{K}$ ($180\,°\mathrm{C}$), on se place donc dans cette étude en dessous de la plage de prédominance de ces phénomènes.

Un polycristal est un assemblage de grains (monocristaux). La déformation élastique est le résultat des mouvements relatifs réversibles des atomes dans chaque monocristal. Le module d'élasticité macroscopique est donc le résultat des modules d'élasticité de l'ensemble des grains selon leur orientation et également du comportement de l'interface des grains (Figure 3.6). Cela explique que suivant la texture du matériau (orientation des grains) on peut observer un module d'élasticité macroscopique différent.

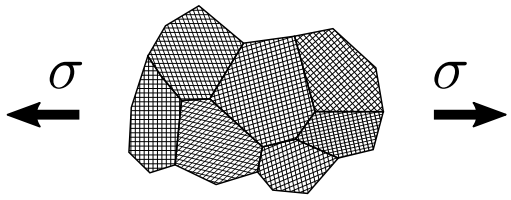


FIGURE 3.6 – Contrainte appliquée sur un polycristal.

Considérons un essai de traction. Lorsque la limite d'élasticité est atteinte ($\sigma > \sigma_0$), les premières déformations irréversibles macroscopiques sont observées. Les premiers mouvements de dislocations ont lieu dans les cristaux dont les plans de glissement sont les plus favorablement orientés. La transition élasto-plastique peut être très progressive et la limite d'élasticité n'est pas toujours clairement définie.

Au delà de la limite d'élasticité, on observe le phénomène d'écrouissage. Avec l'augmentation de la contrainte, le nombre de dislocations et de points de blocage de ces dislocations augmente et la résistance à la déformation augmente. Les dislocations ne peuvent pas se déplacer librement dans le matériau et sont gênées par d'autres dislocations, par des inhomogénéités dans le matériau ou par les joints de grains. La résistance à la déformation augmente, c'est le phénomène d'écrouissage.

Si on relâche la contrainte imposée, le matériau récupère sa déformation élastique et la déformation restante est la déformation plastique macroscopique. Mais chaque grain s'étant déformé différemment suivant son orientation, tous ne vont pas récupérer totalement leur déformation élastique, générant au sein du matériau des microcontraintes résiduelles. Cela peut modifier la contrainte nécessaire pour créer de nouveaux glissements, et ce différemment selon l'orientation, engendrant donc une anisotropie du comportement. On peut aussi observer que la limite d'élasticité en compression ne sera plus $-\sigma_y$ (effet Bauschinger). Suivant les métaux et les textures, cet effet est plus ou moins marqué. Dès qu'un chargement n'est plus monotone, et en particulier lorsqu'il est cyclique, cette propriété d'asymétrie de l'écrouissage doit être prise en compte dans le modèle de comportement.

3.1.4 Modélisation mathématique de la plasticité

Comme décrit précédemment, la déformation plastique correspond à une déformation irréversible. La plasticité décrit mathématiquement les déformations irréversibles indépendantes du temps. Les théories et modèles décrits ici sont introduits et explicités dans les grandes lignes. On pourra se tourner vers le livre de Jean Lemaitre et Jean-Louis Chaboche [65] pour une description plus complète des modèles de plasticité.

Une description rapide de la réponse élasto-plastique d'un cuivre en traction est proposée pour illustrer simplement les concepts avant de rentrer dans un formalisme 3D plus général.

La Figure 3.7 présente une courbe de traction uniaxiale sur laquelle est annotée la limite d'élasticité σ_0. Elle correspond à la contrainte au delà de laquelle les déformations irréversibles apparaissent. Cette limite peut être difficile à mesurer expérimentalement

car la transition entre le domaine purement élastique et le domaine plastique n'est pas toujours nettement visible sur un essai de traction.

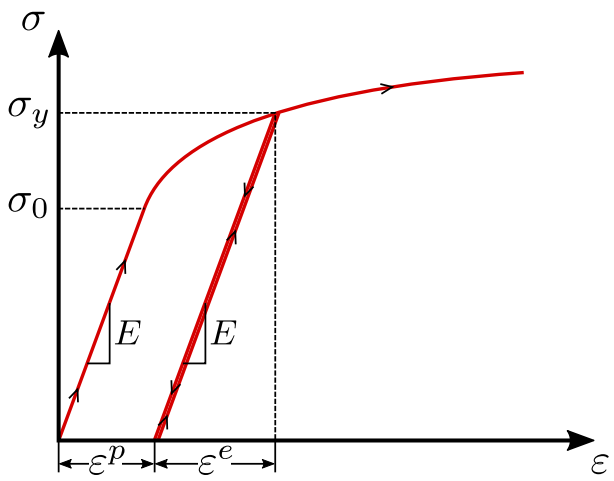


FIGURE 3.7 – Courbe d'écrouissage.

Lors d'un essai de charge-décharge, présenté sur la Figure 3.7, la limite d'élasticité σ_y est modifiée lors de l'écoulement plastique du fait de l'écrouissage. En revanche, le module d'élasticité E peut être considéré comme non affecté par la déformation plastique dès lors qu'aucun endommagement n'a eu lieu. Lors d'une décharge, le solide récupère donc sa déformation élastique $\varepsilon^e = \sigma/E$ mais une déformation plastique ε^p est conservée.

De nombreuses expressions ont été proposées pour décrire l'évolution de la limite d'écoulement lors de l'écrouissage. Par exemple, la relation de Ramberg-Osgood relie la contrainte seuil σ_y à la déformation plastique ε^p par une fonction puissance. Cette relation permet de décrire simplement l'écrouissage unidirectionnel monotone d'un matériau.

Dans le cas tridimensionnel, la généralisation du seuil de plasticité est la surface de plasticité qui définit, dans un espace des contraintes à six dimensions, le domaine à l'intérieur duquel tout chargement en contraintes n'engendre que des déformations élastiques. Il existe de nombreux critères qui peuvent être isotropes (von Mises, Tresca) ou anisotropes (Hill, Tsai, Bron et Besson) pour décrire le seuil de plasticité. Dans ce chapitre, on adoptera une loi d'écoulement de type von Mises avec une réponse isotrope.

La surface de charge en élasto-plasticité isotrope indépendante du temps peut s'écrire :

$$f_y = \sigma_{eq} - \sigma_y \tag{3.1}$$

Avec σ_{eq} la contrainte équivalente et σ_y le seuil de plasticité, qui peut évoluer au cours du chargement. À noter que les déformations restent élastiques tant que $f_y < 0$.

La contrainte équivalente au sens de von Mises s'écrit :

$$\sigma_{eq}(\boldsymbol{\sigma}) = \sqrt{\frac{3}{2} s_{ij} s_{ij}} \tag{3.2}$$

avec s_{ij} le déviateur des contraintes :

$$s_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3}\sigma_{kk}\delta_{ij} \tag{3.3}$$

Les phénomènes physiques induisant les déformations élastiques et les déformations plastiques sont bien distincts (comme on l'a vu précédemment) et en élasto-plasticité isotherme, le tenseur de vitesse de déformation se décompose en une partie élastique et une partie plastique :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{\boldsymbol{e}} + \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{\boldsymbol{p}} \tag{3.4}$$

La loi d'élasticité relie le tenseur des taux de variation des contraintes de Cauchy au tenseur des vitesses de déformations élastiques.

$$\dot{\boldsymbol{\sigma}} = \boldsymbol{C} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{\boldsymbol{e}} \tag{3.5}$$

En plasticité isotrope, la loi d'écoulement plastique couramment utilisée est celle de von Mises :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{\boldsymbol{p}} = \frac{3}{2}\dot{p}\frac{\boldsymbol{s}}{\sigma_{eq}} \tag{3.6}$$

avec :

$$\dot{p} = \sqrt{\frac{3}{2}\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{\boldsymbol{p}} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{\boldsymbol{p}}} \tag{3.7}$$

La déformation plastique cumulée p est donc définie par :

$$p = \int \dot{p} dt \tag{3.8}$$

Écrouissage isotrope

L'écrouissage isotrope traduit l'écrouissage du matériau lors de la déformation plastique en dilatant la surface de charge. On note R la variable d'écrouissage isotrope dont l'évolution est généralement gouvernée par la déformation plastique cumulée p.

La Figure 3.8 présente l'évolution du critère de plasticité dans l'espace des contraintes et la courbe contrainte-déformation plastique correspondant pour une traction-compression.

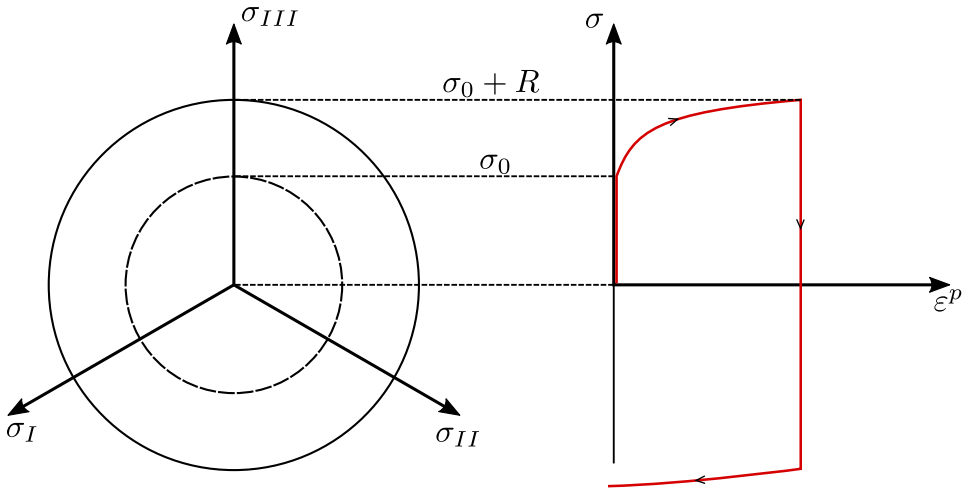


FIGURE 3.8 – Évolution de la surface de charge pour un écrouissage isotrope.

De nombreux modèles décrivent l'évolution de R en fonction de p avec des relations empiriques linéaires, bilinéaires (Prandtl-Reuss, Voce, Hollomon, etc.). On utilisera ici la loi non-linéaire de Voce :

$$\dot{R} = b(Q - R)\dot{p} \tag{3.9}$$

avec b et Q les deux paramètres relatifs à cet écrouissage isotrope.

Dans le cas de chargements de traction-compression, un écrouissage cinématique est observé sur les métaux. Les Figures 3.8 et 3.9 permettent de visualier la différence entre les écrouissages isotrope et cinématique.

Écrouissage cinématique

L'écrouissage cinématique correspond à une translation de la surface de charge. On note $\boldsymbol{X}$ la variable tensorielle d'écrouissage cinématique, indiquant la position actuelle du centre de la surface de charge.

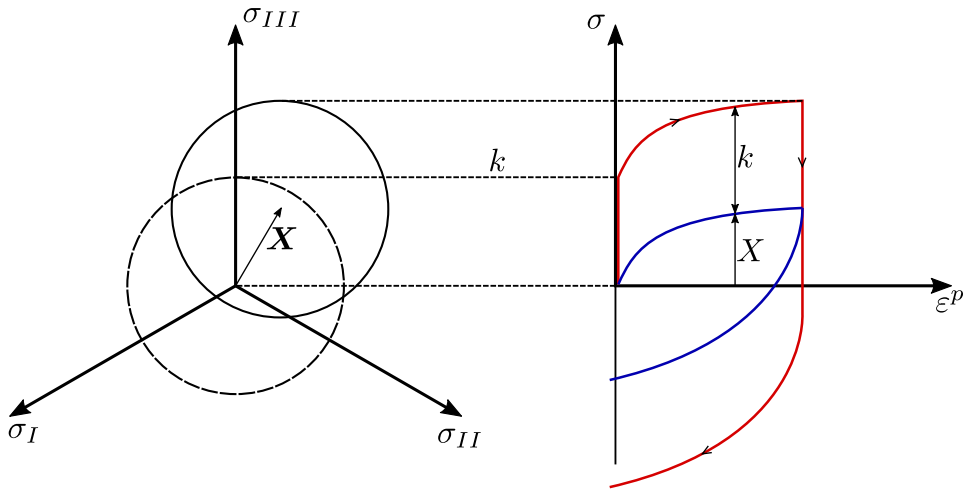


FIGURE 3.9 – Évolution de la surface de charge pour un écrouissage cinématique.

Pour un écrouissage cinématique, la surface de charge s'écrit alors :

$$f_y = \sigma_{eq}(\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{X}) - \sigma_0 \tag{3.10}$$

Un premier modèle d'écrouissage cinématique linéaire a été proposé par Prager. La loi d'écrouissage s'écrit en fonction du paramètre C :

$$d\boldsymbol{X} = \frac{2}{3} C d\boldsymbol{\varepsilon^p} \tag{3.11}$$

de sorte que $\boldsymbol{X}$ est un tenseur déviatorique si l'on suppose que $\boldsymbol{X}(t = 0) = \boldsymbol{0}$.

Cette loi présente l'inconvénient de ne pas permettre de décrire des phénomènes importants en plasticité cyclique ; l'effet de rochet et de relaxation de la contrainte moyenne ne peuvent être représentés. De nombreux autres modèles ont été proposés et on peut notamment utiliser le modèle non-linéaire d'Amstrong-Frederick [66] (qui sera intégré au modèle de Lemaitre-Chaboche utilisé par la suite). Un terme de rappel introduit un effet de mémoire évanescente du trajet de déformation grâce au paramètre supplémentaire γ :

$$d\boldsymbol{X} = \frac{2}{3} C d\boldsymbol{\varepsilon^p} - \gamma \boldsymbol{X} dp \tag{3.12}$$

Écrouissage combiné : modèle de Lemaitre-Chaboche

Pour représenter des chargements cycliques (comme nous souhaitons le faire pour le cuivre présent dans les trous traversants soumis à des cycles thermiques), la combinaison d'un écrouissage isotrope et d'un écrouissage cinématique sera utilisée. Armstrong et Frederick [66] ont proposé un modèle introduisant un écrouissage cinématique non-linéaire, qui fut modifié ensuite par Lemaitre et Chaboche [67, 68] en décomposant l'écrouissage cinématique en plusieurs parties (cf. équation (3.14)). Cela permet de mieux représenter le comportement sur toute la plage de déformation (notamment la transition élasto-plastique) et de mieux représenter l'effet de rochet. Bari et Hassan [69] ont comparé différents modèles d'écrouissage à des données expérimentales et ont montré que le modèle de Lemaitre-Chaboche est approprié pour représenter les chargements cycliques et l'effet de rochet.

Les écrouissages isotrope et cinématique présentés plus haut sont combinés et le critère de charge s'écrit alors :

$$f_y = \sigma_{eq}(\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{X}) - R - \sigma_0 = 0 \tag{3.13}$$

avec $\boldsymbol{X} = \sum_i \boldsymbol{X_i}$. Chaque $\boldsymbol{X_i}$ possède une loi d'évolution telle que :

$$d\boldsymbol{X_i} = \frac{2}{3} C_i d\varepsilon^p - \gamma_i \boldsymbol{X_i} dp \tag{3.14}$$

L'évolution de R est décrite par l'équation (3.9). σ_{eq} est la contrainte équivalente au sens de von Mises et σ_0 est la limite d'élasticité initiale.

La Figure 3.10 présente une traction-compression suivant la direction 1. Le modèle d'écrouissage mixte de Chaboche est utilisé avec un écrouissage cinématique en trois parties ($\boldsymbol{X_1}$, $\boldsymbol{X_2}$ et $\boldsymbol{X_3}$). L'évolution de la première composante de ces tenseurs est représentée sur la figure en fonction de la déformation. L'évolution de l'écrouissage isotrope R est également présenté et la courbe annotée σ_{11} (trait continu) est le résultat de l'évolution de toutes ces variables. La surface de charge est présentée dans le plan des contraintes $(\sigma_{11}, \sigma_{22})$, pour trois points particuliers du chargement :

- A : limite d'élasticité
- B : à la fin de la traction, $\varepsilon_{11} = 0,01$
- C : à la fin du chargement, lorsque $\varepsilon_{11} = 0$.

On peut observer le déplacement et la dilatation de la surface de charge au cours du chargement.

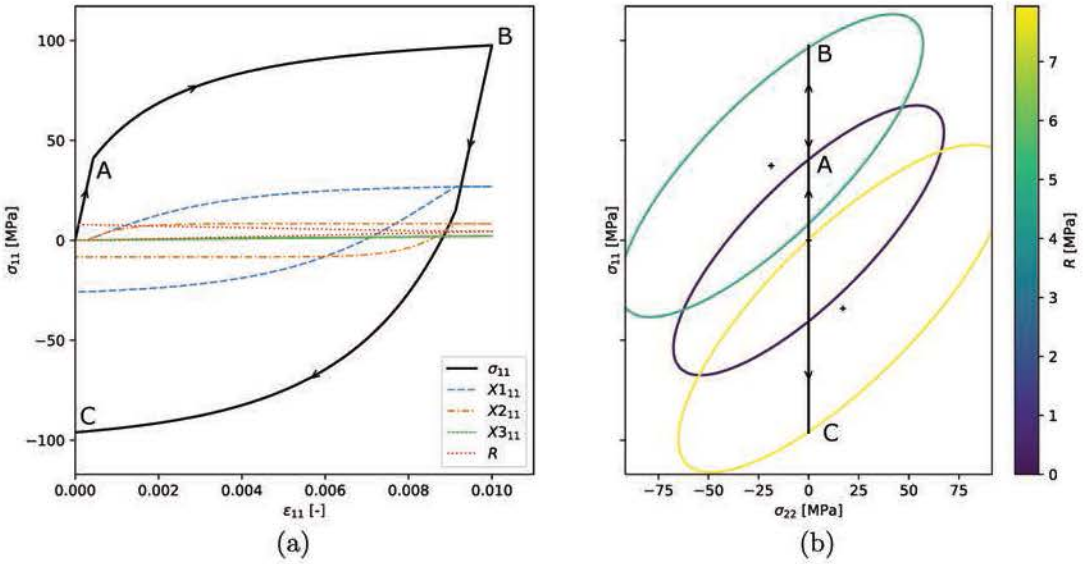


FIGURE 3.10 – Illustration du modèle de Lemaitre-Chaboche. (a) Description du comportement uniaxial σ_{11}-ε_{11} lors d'un chargement de traction-compression. Trois variables d'écrouissage indépendantes sont utilisées. (b) Évolution de la surface de charge avec mise en évidence de trois points remarquables lors de ce chargement.

3.1.5 État de l'art du comportement plastique cyclique du cuivre

On attribue souvent les premières études sur la plasticité à Tresca [70], en 1864 avec des travaux sur la contrainte de cisaillement maximale. Des lois d'écoulement ont peu après été formulées par Saint-Venant [71], faisant le lien entre déformations inélastiques et contraintes dans les solides. von Mises [72] donne en 1913 l'expression de la contrainte équivalente qui porte son nom, même si Hubert a travaillé sur le même concept peu avant. Les modèles d'écrouissage se sont ensuite multipliés et on peut citer Prager [73] qui dans les années 1950 a donné une première formulation de l'écrouissage cinématique. Dès que le chargement à représenter n'est plus monotone et en particulier lorsque le chargement est cyclique, un écrouissage cinématique permet une bonne description du comportement plastique.

Nous nous intéressons ici au comportement plastique du cuivre, avec un accent sur les films minces. Beaucoup de matériaux, et en particulier de métaux ont été étudiés dans le domaine de la plasticité. Il existe également de nombreuses études sur le comportement élasto-plastique de films de cuivre. Ces études ne sont pas spécialement consacrées

à leur comportement cyclique, qui nous intéresse particulièrement, mais sont toutefois intéressantes car elles mettent en évidence des phénomènes qui nous concerneront dans nos travaux. Fu et al. [74] proposent une méthode pour déterminer le module de Young et le coefficient de Poisson sur des films de cuivre de très faible épaisseur (180 nm) en réalisant une flexion quatre points et en mesurant les déformations par diffraction des rayons X. Xiang et al. [75] ont réalisé des essais d'expansion biaxiale dans le domaine plastique sur des films de cuivre (d'épaisseurs entre 0,8 µm et 3 µm), mais en ne s'intéressant qu'aux essais monotones. F. Adzima [41] a réalisé des essais d'expansion biaxiale et de cisaillement alterné sur des films de cuivre (Figure 3.11), mais sans s'intéresser à plus d'une alternance, dans une optique de micro-formage et non de chargements cycliques. L'importance d'un écrouissage cinématique a toutefois été mis en évidence, ainsi qu'une anisotropie de l'écrouissage. L'importance d'un critère de plasticité anisotrope est donc souligné et différents critères comme celui de Hill [76] ou celui de Bron et Besson [77] sont comparés dans F. Adzima [41].

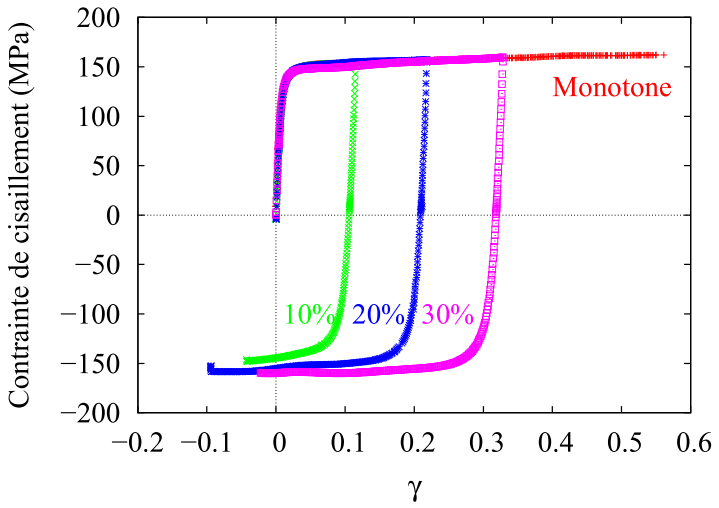


FIGURE 3.11 – Essais de cisaillement monotone et alternés sur un échantillon de cuivre pur. D'après F. Adzima [41].

Finalement peu d'études expérimentales se sont intéressées au comportement cyclique de films de cuivre dans la plage de déformations qui nous concerne (à savoir induisant de la plasticité généralisée). En effet, la rupture des cartes se fait après un faible de nombre de cycles. On parle alors de fatigue oligocyclique. Des travaux ont été réalisés par Hancock et Grosskreutz [78] sur l'écrouissage de monocristaux de cuivre lors de chargements cycliques, en y observant le mouvement des dislocations et les mécanismes

menant à la rupture du monocristal. On peut également trouver des travaux numériques comme ceux de Šiška et al. [40] qui traitent du sujet du comportement cyclique de films de cuivre. Un modèle éléments finis représentant un volume élémentaire de polycristal est soumis à des chargements cycliques. Un modèle de plasticité cristalline représente le comportement des grains et l'évolution de la déformation plastique et de la rugosité de surface sont étudiés en fonction du nombre de grains présents dans l'épaisseur ou de leur orientation. D'autres articles traitent d'homogénéisations par éléments finis d'assemblages de monocristaux dans une cellule unitaire, et on retrouve les notions de VER abordées dans le chapitre 2. On peut citer les travaux de Delannay et al. [36], Kowalski et al. [37], Mareau et Robert [38], Logé et al. [39] ou encore F. Adzima [41].

Pour les études concernant la fiabilité des cartes de circuits imprimés, le cuivre est la plupart du temps considéré comme élasto-plastique avec un écrouissage isotrope, identifié sur la base d'un essai de traction monotone [79, 12, 13]. Cependant, cela ne permet pas de représenter convenablement le comportement cyclique. Walter et al. [80] utilisent la nanoindentation directement sur le cuivre présent dans un trou métallisé dans le but d'en obtenir le comportement élasto-plastique. Une méthode inverse est mise en place en simulant l'essai de nanoindentation pour identifier le comportement du cuivre. Mais ici encore, le comportement est obtenu sur un essai monotone. On peut citer Fellner et al. [81], qui utilisent le modèle de Chaboche identifié sur les cycles stabilisés de traction-compression, où l'écrouissage cinématique est pris en compte. En revanche, la méthode d'identification du comportement n'est pas clairement explicitée dans l'article, qui traite de la fiabilité de trous traversants. Fu et al. [82] ont également considéré un comportement cyclique, représenté par un écrouissage combiné, basé sur le modèle de Mc Dowell [83]. En revanche, l'identification n'a pas été réalisée sur le cuivre présent dans les circuits imprimés mais sur un cuivre forgé OFHC couramment rencontré dans l'industrie. Dans la suite, nous adopterons le modèle de Lemaître Chaboche pour représenter le comportement cyclique du cuivre. Les méthodes et résultats obtenus sont développés dans ce chapitre.

D'autres travaux traitent de l'anisotropie de l'écrouissage des matériaux métalliques (L. Portier et al. [84]) et du cuivre en particulier (C. Tome et al. [85], F. Adzima [41]), cependant il n'en sera pas tenu compte dans cette étude.

Comme cela est décrit au chapitre 1, la principale cause de rupture dans les circuits multicouches provient de la différence d'expansion thermique entre le cuivre et les substrats diélectriques dans la direction hors plan. Dans les trous traversants, on observera donc des chargements cycliques principalement dans la direction hors-plan et un modèle d'écrouissage mixte permet de représenter précisément le comportement du cuivre sous

ce type de sollicitations (quasiment uniaxiales).

Dudek et al. [86] ont réalisé des essais de traction sur différents films de cuivre, en mettant en évidence un effet du recuit sur le comportement mécanique du cuivre. Le recuit a un effet important notamment sur la taille des grains et sur la limite d'élasticité. Cela indique que le comportement peut être très différents en fonction de la microstructure du cuivre et du traitement thermomécanique associé. Nous observerons aussi cela dans notre étude : deux cuivres présentant des microstructures différentes ont été sollicités.

Dans le travail de Salahouelhadj et al. [14], le cuivre présent dans les trous traversants a été identifié grâce à la réalisation d'éprouvettes de traction d'épaisseur 0,3 mm.Des essais de charge-décharge en traction uniaxiale ont été réalisés. Le comportement élasto-plastique est identifié avec un modèle d'écrouissage mixte de Lemaitre-Chaboche (décrit plus loin dans la section 3.3.1). Ces travaux doivent donc être poursuivis en identifiant le comportement du cuivre sur des essais cycliques en traction-compression. Une fois identifié, le comportement du cuivre alimentera des simulations de structures.

3.1.6 Mécanismes de fatigue sur le cuivre

Suite à une sollicitation répétée, un matériau est sujet à des changements microstructuraux qui peuvent conduire à sa rupture. Lors de chaque sollicitation du matériau, même si la limite d'élasticité macroscopique n'est pas atteinte, des microdéformations plastiques sont générées localement, à proximité de défauts qui induisent des concentrations de contraintes. Pour des applications répétées de chargements, des lacunes se créent en surface ou à l'intérieur du matériau, généralement par accumulation de dislocations et des microfissures sont amorcées. Les microfissures progressent ensuite avec la répétition du chargement et franchissent un premier grain, puis se propagent à travers les grains voisins. Lorsqu'une microfissure atteint une certaine taille et se développe préférentiellement, une forte concentration de contrainte est générée sur son front et les autres microfissures existantes se déchargent tandis que cette fissure se propage d'autant plus (cf. Lemaitre et Chaboche [65]).

Le cuivre présente une limite d'élasticité relativement basse et les essais fatigue thermique sur les circuits imprimés durent rarement plus de quelques milliers de cycles. On se trouve donc dans le cas d'une fatigue à faible nombre de cycles ou oligo-cyclique, où le rôle de la déformation plastique est primordial. Coffin [87] et Manson [88] ont proposé indépendamment une relation empirique reliant le nombre de cycles à rupture avec l'amplitude de déformation plastique. Cette relation est valable pour un nombre de cycles à rupture inférieur à 10 000 et est aujourd'hui toujours largement utilisée pour décrire la

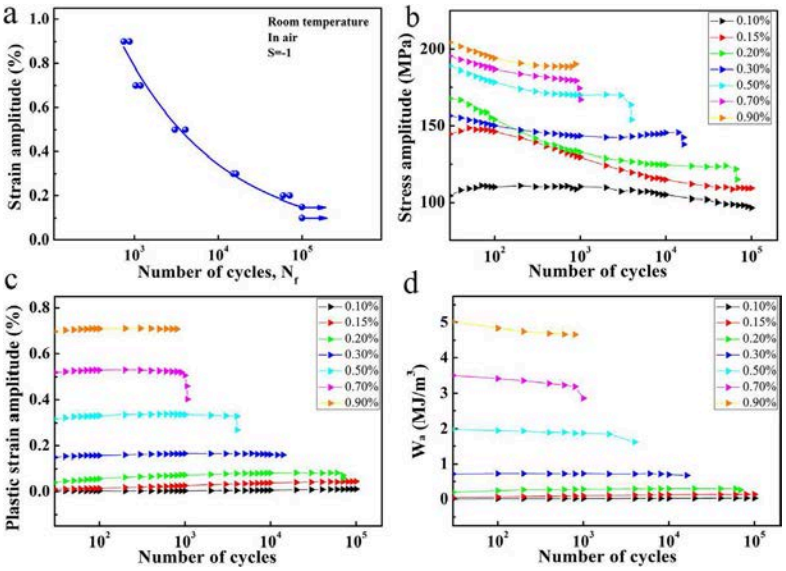


FIGURE 3.12 – Réponse cyclique du cuivre en fonction du nombre de cycles : (a) amplitude de déformation ; (b) amplitude de contrainte ; (c) amplitude de déformation plastique ; (d) énergie d'hystérésis. D'après Pang et al. [90].

fatigue oligo-cyclique. La simplicité de la relation explique son utilisation dans la plupart des études traitant des trous traversants dans les circuits imprimés.

Le comportement du cuivre en fatigue est largement étudié dans la littérature et de nombreuses études montrent la différence entre le comportement du cuivre massif et sous forme de films. À de petites échelles, la taille des entités microstructurales peut avoisiner celle de la structure et les mécanismes de déformation et de rupture en sont par conséquent modifiés. Une étude détaillée de la littérature à ce propos a été réalisée par Simons et al. [89], qui ont montré eux-mêmes l'effet de l'épaisseur du film sur la déformation à rupture. La déformation plastique cumulée lors de la rupture passe de 20 % à 0,2 % lorsque l'épaisseur est réduite de 150 µm à 10 µm. Une influence notoire du traitement thermique a également été révélée sur un cuivre laminé d'une épaisseur de 10 µm : la déformation à rupture peut passer de 0,2 % à 15 % suite à un traitement thermique (300 °C pendant deux heures). Suite aux traitements thermomécaniques, les microstructures ont probablement évolué et pourraient être la cause des différences de propriétés observées.

Kraft et al. [91, 92, 93, 94] ont réalisé plusieurs études sur le comportement cyclique et en fatigue des films de cuivre. Ils décrivent différentes méthodes pour appliquer les chargements cycliques. Une méthode, également utilisée dans cette thèse, consiste à uti-

liser un substrat souple élastique sur lequel le film de cuivre est déposé. Le substrat souple reste élastique sur une gamme de déformation supérieure à celle du cuivre. Le cuivre se déforme plastiquement et subit des tractions-compressions lors des chargements de charge-décharge appliqués sur le support élastique. Pour les essais de fatigue oligo-cycliques, la relation de Coffin-Manson représente bien les données expérimentales, comme le montrent Pang et al. [90] qui ont travaillé sur la fatigue oligocyclique du cuivre (Figure 3.12). Dans l'article de Schwaiger et al. [94], les déformations ont été mesurées lors de tests de traction dans un diffractomètre aux rayons X. Les mesures sont réalisées sur un cycle de traction-compression pour différentes épaisseurs de films. L'étude conclut à une dépendance de la fatigue oligo-cyclique à l'épaisseur du cuivre. Par ailleurs, des observations au Microscope Électronique à Transmission (MET) ont permis d'observer les déplacements de dislocations et des informations microstructurales. Une technique d'application des chargements cycliques similaire est proposée par Ono et Morito [95] qui applique des chargements de flexion-torsion sur un substrat de titane supportant le film de cuivre. Des observations par la technique Electron Backscatter Diffraction (Diffraction d'électrons rétrodiffusés) (EBSD) sont réalisées pour visualiser l'effet de certains paramètres cristallographiques. Dans Mönig et al. [96], le film de cuivre est déposé sur un substrat et l'ensemble subit des cycles thermiques. Cette méthode permet de solliciter le cuivre de la même manière que dans les circuits imprimés, mais ne permet pas de mesurer les contraintes appliquées. Dans le travail de Hommel et al. [92], il est mis en évidence que la fatigue du cuivre est fortement liée à l'épaisseur du film et à la taille des grains. Wimmer et al. [97] ont de plus montré un effet de la taille des grains sur la limite d'élasticité, le module de Young et également le nombre de cycles à rupture.

L'ensemble de ces études montre une importante dépendance du comportement (à la fois en élasto-plasticité et en fatigue) à l'épaisseur, à la microstructure et aux traitements thermiques. On comprend donc l'importance d'identifier sur le matériau étudié spécifiquement (et non sur un matériau générique ou un film de cuivre similaire) le comportement en élasto-plasticité et en fatigue pour tenter de prédire la durée de vie d'un PCB défini.

3.2 Observations sur les cuivres utilisés dans les circuits imprimés

Les méthodes de caractérisations microstructurelles des matériaux sont largement décrites dans la littérature, on peut notamment citer le livre de C. Esnouf [98]. On se

contentera ici d'une brève vue d'ensemble. En plus d'observations au MEB du cuivre (Figure 3.6), on s'est attaché à connaître les orientations des grains pour un cuivre électrodéposé et un laminé recuit.

Différentes méthodes existent pour détecter les orientations au sein d'un matériau, généralement en utilisant les propriétés de diffraction du réseau cristallin. Nous avons ici utilisé deux techniques différentes nous fournissant des informations sur la structure cristalline : la diffraction des rayons X et l'imagerie d'orientation EBSD.

3.2.1 Représentation des orientations cristallographiques

En cristallographie, les orientations sont représentées sur un support 2D en effectuant des projections. La projection la plus couramment utilisée est la projection stéréographique (Figure 3.13) utilisée pour représenter les figures de pôles. La projection stéréo-

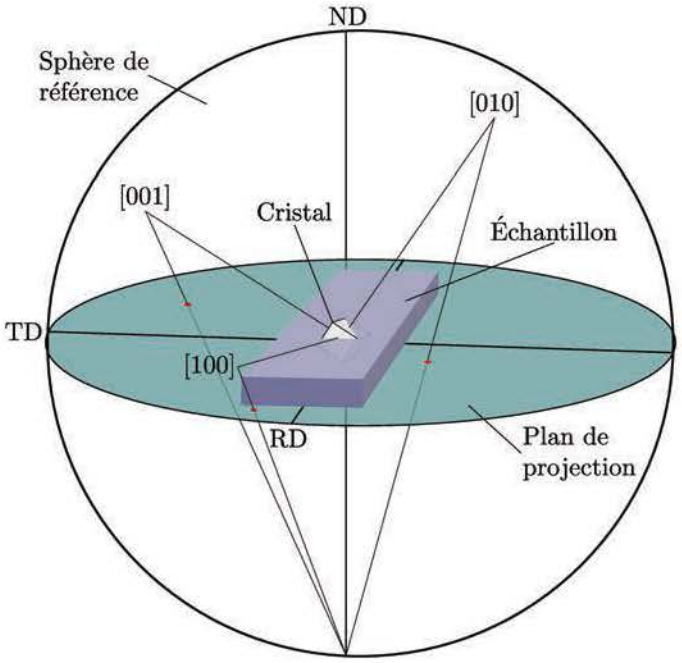


FIGURE 3.13 – Projection stéréographique d'un cristal.

graphique est construite suivant les étapes suivantes : on marque les intersections des normales aux faces observées d'un cristal avec la sphère de représentation centrée sur ce cristal. On relie chacun de ces points avec le pôle opposé de la sphère en formant une

droite. L'intersection de chaque droite avec le plan équatorial représente la projection stéréographique d'une orientation du cristal. Cette transformation géométrique conserve les angles.

L'orientation des axes Rolling Direction (Direction de laminage) (RD), Transverse Direction (Direction transversale) (TD) et Normal Direction (Direction normale) (ND) sur la Figure 3.13 correspondent à des directions sur l'échantillon macroscopique (classiquement pour des métaux laminés). Sur les Figures 3.14 et 3.15, X correspond à RD, Y à TD et Z à ND. On place donc les orientations des grains par rapport à des directions macroscopiques prises sur l'échantillon.

Chaque plan considéré est donc représenté par un point dans le plan de projection. L'exemple des projections stéréographique d'un monocristal cubique pour les plans (100), (110) et (111) est donné sur la Figure 3.14. Le monocristal représenté est aligné sur le repère global d'observation, mais on peut imaginer une rotation du cristal par rapport au repère macroscopique et les points seraient alors placés différemment sur la figure de pôle.

Si l'on considère maintenant un polycristal, chaque monocristal le constituant retournera sur la figure de pôle des points correspondant possiblement à des orientations différentes. Si l'orientation de tous les grains est parfaitement aléatoire, l'ensemble de la figure de pôle sera recouvert de point. Si au contraire leurs orientations ne sont pas aléatoires, on pourra voir des zones denses correspondant à une orientation privilégiée dans le matériau.

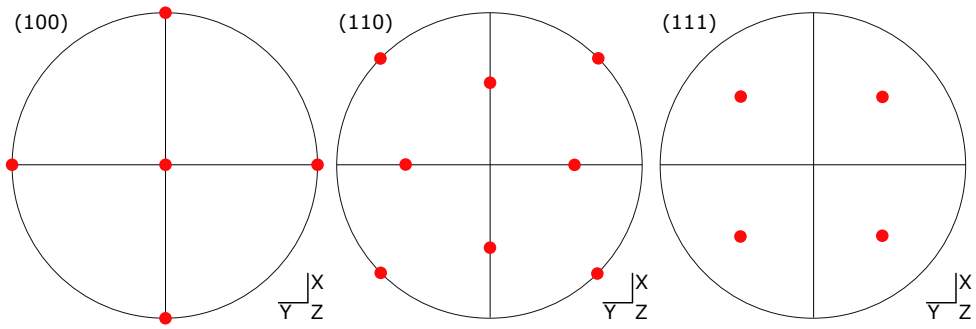


FIGURE 3.14 – Figures de pôles (100), (110) et (111) pour un monocristal cubique dont les normales des faces sont alignées sur le repère macroscopique.

On peut également présenter des cartographies par la méthode EBSD, où la couleur de chaque grain représente son orientation. Ces figures permettent d'observer localement sur un échantillon si les grains possèdent une orientation préférentielle ou bien des différences

d'orientation particulières (comme les macles). On peut aussi recueillir de ces mesures des informations sur la forme et la taille des grains.

3.2.2 Diffraction des rayons X

L'interaction rayons X-matière est décrite par la loi de Bragg et peut être utilisée pour les solides cristallins afin d'étudier la microstructure des matériaux. La méthode de Diffraction des Rayons X (DRX) permet de déterminer l'orientation globale des cristallites dans un matériau polycristallin, c'est à dire de mesurer la texture du matériau.

Observation de la texture des cuivres étudiés

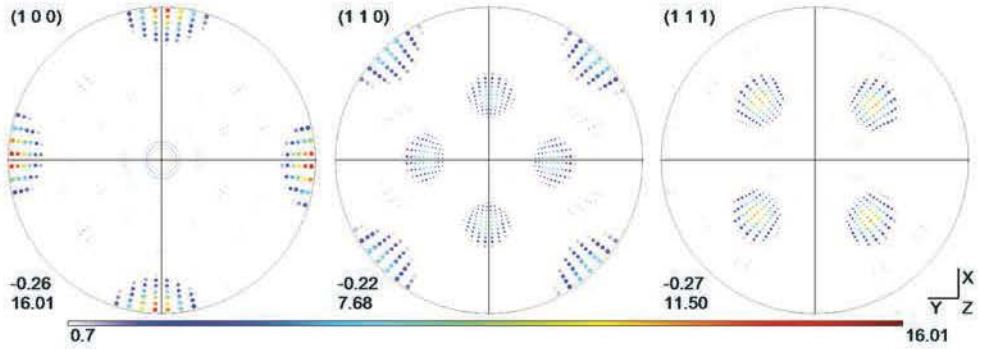
Les mesures de DRX ont été réalisées au LEM3 par O. Perroud sur un appareil de diffraction des rayons X avec une anode en cuivre, un détecteur courbe, et un collimateur de 1 mm^2. Une translation de l'échantillon sur 3 mm a été réalisé pendant la mesure.

La méthode de diffraction des rayons X nous a permis d'analyser la texture de différents cuivres avec une information statistique intéressante : environ 3 mm^2 à la surface d'un échantillon sont analysés sur une profondeur d'environ 10 µm. Vu la taille des grains que l'on trouve dans le cuivre (observée par microscopie électronique), de quelques micromètres, on sait que l'on obtient les informations d'orientation sur au moins 100 000 grains. Cette méthode d'observation fournit donc des informations statistiquement représentatives du matériau étudié. On a pu comparer par cette méthode la texture d'un cuivre laminé recuit (Figure 3.15a) et d'un cuivre électrodéposé (Figure 3.15b).

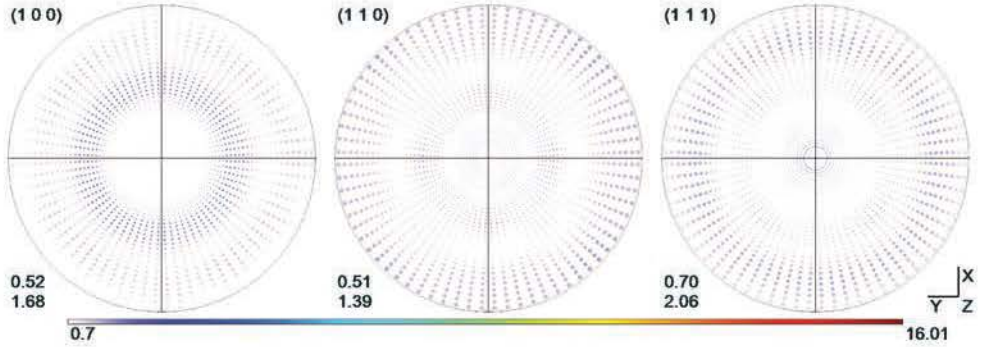
On peut observer sur ces figures de pôles des différences importantes au niveau des orientations : le cuivre électrodéposé ne présente pas de direction privilégiée dans le plan et présente une légère anisotropie pour la direction hors-plan. Au contraire, le cuivre laminé recuit possède une texture très marquée, probablement due aux opérations de laminage subies lors de sa mise en forme. La texture observée est proche de celle d'un monocristal cubique, on peut par conséquent dire que la majorité des grains sont orientés dans une même direction.

L'échelle de couleurs montre l'intensité des orientations, la valeur 1 correspondant à l'intensité d'un matériau présentant une structure parfaitement aléatoire (et donc isotrope). On peut voir que l'intensité maximale pour le cuivre électrodéposé est seulement de 2,06 contre 16,01 pour le cuivre laminé recuit. Cela confirme la texture marquée du cuivre laminé recuit.

Les mêmes mesures ont été réalisée après 500 cycles thermiques [−55 °C ; 125 °C] et aucune modification de texture n'a été notée sur les deux cuivres. On peut considérer que



(a) Figures de pôles du cuivre laminé recuit.



(b) Figures de pôles du cuivre électrodéposé.

FIGURE 3.15 – Figures de pôles de deux cuivres de microstructures différentes.

ces cycles de vieillissement thermique laissent les microstructures des cuivres inchangées (bien que les deux cuivres présentent des tailles de grains différentes).

Ces résultats viennent compléter ceux de Heinz et al. [99] qui montraient une évolution importante de la microstructure de films de cuivre subissant des cycles thermiques entre 100 °C et 450 °C avec une vitesse de chauffe de 400 K min^{-1}. On comprend que pour des températures plus hautes, un effet de recuit peut affecter la microstructure, ce qui n'est pas le cas dans notre étude.

3.2.3 Imagerie d'orientation par la technique EBSD

Les observations par la méthode EBSD se déroulent au moyen d'un microscope électronique équipé d'un détecteur EBSD. L'échantillon doit être suffisamment incliné par rapport au rayon d'électrons incident pour observer suffisamment d'électrons diffractés (on utilise généralement une inclinaison de 70°). Le rayon interagit dans une zone

suffisamment petite pour observer précisément des zones plus petites que les grains. L'échantillon est déplacé par rapport au rayon incident et en chaque point, une image de diffraction est réalisée par le détecteur, appelée cliché de Kikuchi. D'après l'inclinaison des bandes présentes sur ce cliché et connaissant les paramètres de maille du matériau, l'orientation du point diffractant peut être déduite. En réalisant cette analyse sur un nombre conséquent de points, on peut cartographier les orientations.

Pour réaliser les mesures EBSD, l'échantillon étudié doit être soigneusement préparé. Les échantillons de cuivre étudiés ont d'abord subi des polissages mécaniques avec des papiers abrasifs de plus en plus fins, puis un polissage ionique afin d'obtenir la surface la plus plane possible. Vu la finesse des films de cuivre étudiés (17 µm), le polissage mécanique nécessite une attention particulière et doit rester superficiel.

Cette méthode présente donc l'avantage de donner des informations supplémentaires par rapport à la diffraction des rayons X comme la forme et taille de grains. En revanche, le nombre de grains étudiés est moins important et la représentation statistique est moins précise.

Détection des orientations sur les cuivres étudiés

Les mesures réalisées sur deux cuivres différents étudiés au cours de la thèse sont présentées ici et ont été réalisées au LEM3 sur un MEB de marque Zeiss avec l'aide de J. Guyon. La Figure 3.16 représente les orientations obtenues par EBSD sur un cuivre laminé recuit. La Figure 3.17 correspond au cuivre électrodéposé.

L'analyse des images EBSD réalisées sur un cuivre laminé recuit et sur un cuivre électrodéposé nous fournissent des informations de microstructure. On peut relever des différences importantes entre les deux cuivres observés, notamment au niveau de la taille des grains. On observe une taille moyenne de 2,8 µm pour le cuivre laminé recuit contre 0,23 µm pour le cuivre électrodéposé. Cette information peut expliquer en partie la différence de comportement qui sera observée dans la section 3.3.

Le tableau 3.1 reprend ces grandeurs mesurées à l'aide du logiciel d'analyse EBSD ATOM. On peut noter que les observations ont également été faites après 500 cycles de thermiques [−55 °C ; 125 °C] et aucune différence significative n'a été observée sur ces grandeurs.

Le comportement macroscopique est grandement dépendant de la microstructure du matériau. On sait notamment depuis les années 1950 avec les travaux de Hall [100] et Petch [101] que la limite d'élasticité d'un matériau est d'autant plus grande que la taille des grains est petite. De nombreux travaux tentent de faire le lien entre le comportement

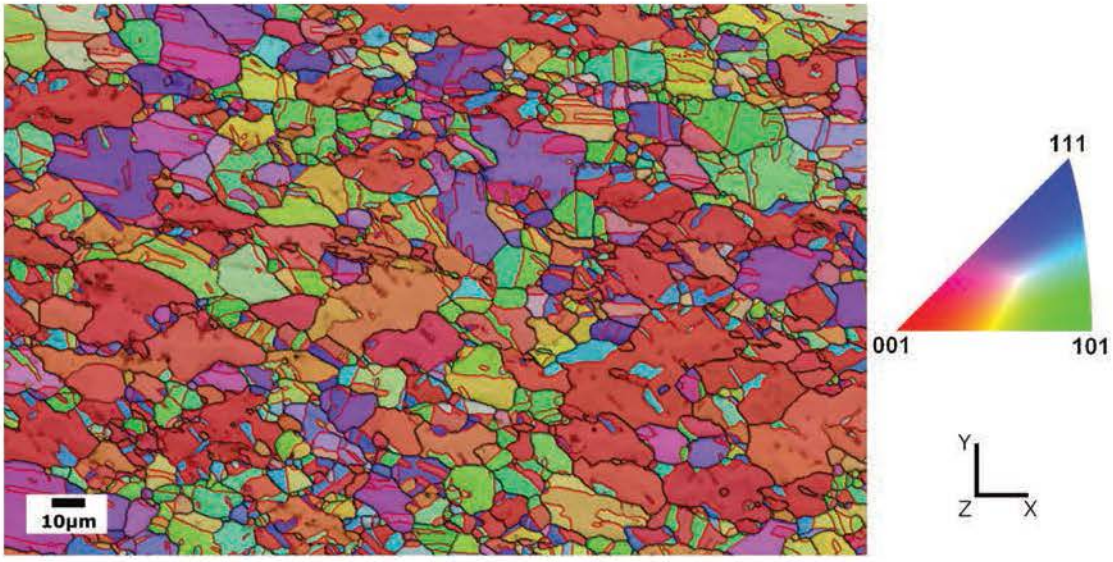


FIGURE 3.16 – Cartographie EBSD d'un cuivre laminé recuit. Contraste de bandes superposé à la représentation des orientations, dans un code couleur défini dans le triangle standard et indiquant la direction du cristal qui est parallèle à la normale au plan d'observation. Les joints de grains (de désorientation minimale fixée à 5°) sont dessinés en noir et les joints de macles en rouge (désorientation de 60° par rapport à une direction ⟨111⟩). Pour la détection des grains, les joins de macle sont ici considérés comme des joints de grains. Le pas de détection (taille de pixel) est ici de 0,25 µm.

matériau	Cuivre laminé recuit	Cuivre électrodéposé
nombre de grains observés	2423	1804
taille moyenne des grains [µm]	3,499	0,594
taille moyenne grains sans macles [µm]	9,72	1,92
surface moyenne des grains [µm^2]	5,09	0,87
nombre de macles	1136	972
nombre de macles par grain	1,71	2,63
taux de grains avec macles [%]	99,85	99,73
fraction surfacique de macles [%]	24,16	34,93

TABLEAU 3.1 – Comparaison de grandeurs caractéristiques des microstructures d'un cuivre laminé recuit et d'un cuivre électrodéposé. Les grains d'une taille inférieure ou égale à 2 pixels ont été exclus de l'analyse.

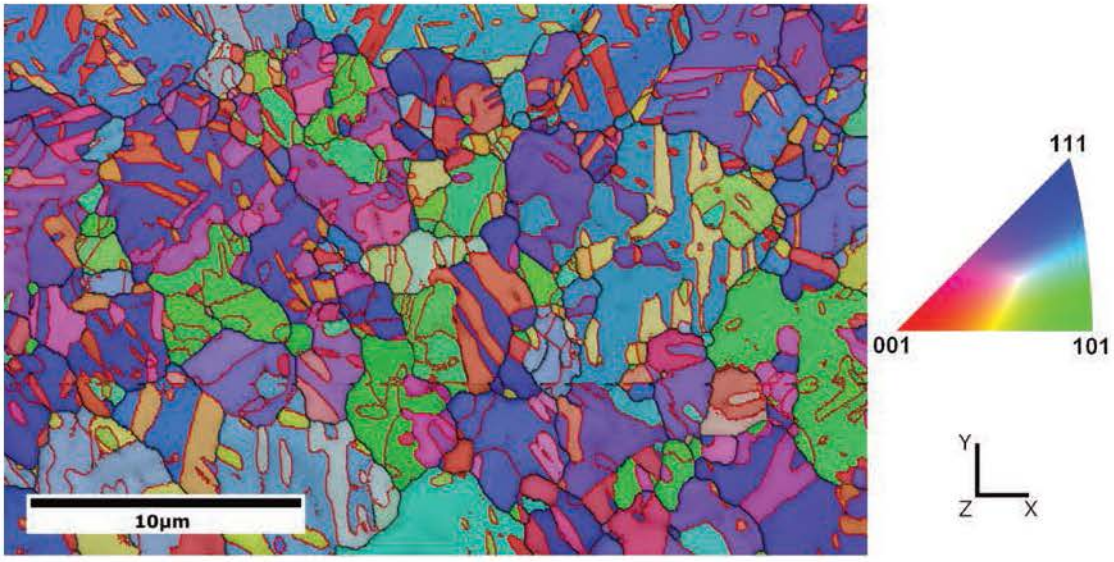


FIGURE 3.17 – Cartographie EBSD d'un cuivre électrodéposé. Contraste de bandes superposé à la représentation des orientations, dans un code couleur défini dans le triangle standard et indiquant la direction du cristal qui est parallèle à la normale au plan d'observation. Les joints de grains (de désorientation minimale fixée à 5°) sont dessinés en noir et les joints de macles en rouge (désorientation de 60° par rapport à une direction $\langle 111 \rangle$). Pour la détection des grains, les joins de macle sont ici considérés comme des joints de grains. Le pas de détection (taille de pixel) est ici de 0,03 µm.

des monocristaux et du matériau macroscopique, par des approches micromécaniques, on peut citer le modèle de Taylor [102], ou encore le modèle auto-cohérent appliqué à des matériaux hétérogènes visco-plastiques (voir les travaux de Molinari et al. [103]). Les schémas de transition micro-macro sont largement étudiés dans la littérature et de nombreux mécanismes doivent être pris en compte. K. Kowalczyk-Gajewska [104] s'est appliquée à intégrer l'influence des macles, qui ont été décrites par Christian et Mahajan [105] comme étant des mécanismes de déformation pouvant compenser le manque de systèmes de glissements dans certains matériaux. On peut citer Barbier et al. [106] qui se sont intéressés à observer l'influence des macles sur l'écrouissage dans les aciers TWinning Induced Plasticity (Plasticité induite par maclage) (TWIP). On peut noter ici que le nombre de macles est important, on en trouve dans pratiquement tous les grains et leur rôle dans les mécanismes de déformation n'est probablement pas à négliger.

Ces informations de texture mesurées sont donc importantes lorsqu'on souhaite prédire, via des modèles d'homogénéisation, la réponse élasto-plastique macroscopique. Une

collaboration est en cours sur ce sujet avec K. Kowalczyk-Gajewska (IPPT, Varsovie).

3.3 Identification du comportement du cuivre dans les circuits imprimés

La fiabilité des circuits imprimés repose en grande partie sur le comportement du cuivre, puisqu'il assure la conduction du signal électrique. De ce fait, tout défaut au niveau du cuivre entraînera le dysfonctionnement du circuit imprimé et l'empêchera de réaliser sa fonction, que ce soit la transmission de données ou même le pilotage d'un satellite ou d'un avion. Le comportement du cuivre doit donc être étudié précisément dans la plage de température et de déformation qu'il pourra subir lorsque le circuit imprimé est en fonctionnement. La rupture du cuivre ne survient généralement pas suite à un chargement unique, mais après plusieurs dizaines ou centaines de cycles thermiques. Le phénomène de fatigue doit donc également être étudié si l'on veut avoir une idée de la durée de vie d'un circuit subissant des cycles répétés de chargements.

Dans un circuit imprimé multicouches, on peut trouver différents types de cuivre, souvent en fonction des procédés de fabrication. Les feuillards de cuivre constituant chaque couche du circuit imprimé peuvent avoir différentes origines : électrodéposé ou laminé, ayant subi des traitements thermiques différents, les rendant plus ou moins résistants à l'élongation et à la fatigue. On peut trouver des feuillards d'épaisseur allant de 2 µm à 500 µm, ce qui peut également avoir un rôle majeur sur le comportement mécanique de la carte. Plusieurs types de cuivre ont été étudiés pendant la thèse et on présentera ici les résultats obtenus sur un cuivre laminé recuit de 17,5 µm d'épaisseur, que l'on trouve principalement dans les circuits flexibles. Les méthodes présentées sont néanmoins utilisables sur tout type de cuivre que l'on peut trouver dans un circuit imprimé et sur tout film métallique mince en général.

Le comportement en expansion thermique du cuivre n'est pas détaillé. Des essais ont été réalisés et ont montré que l'expansion thermique dans la plage de température $[-70\,°\mathrm{C}\,;\,200\,°\mathrm{C}]$ est proportionnelle à la température, avec un CTE valant $17{,}6 \times 10^{-6}\,\mathrm{K}^{-1}$. Ce sont les valeurs trouvées dans la littérature et elles ne varient pas d'un cuivre à l'autre.

3.3.1 Identification du comportement élasto-plastique

On propose dans cette section une identification précise de la réponse cyclique du cuivre qui sera décrite par le modèle de Chaboche. L'identification se base sur des cycles de traction-compression appliqués aux films minces. La méthode pour appliquer ce char-

gement sera décrite ainsi que l'identification du modèle de plasticité.

Montage expérimental et mesures

Le matériau étudié étant un film de cuivre, il est impossible de lui appliquer seul un chargement de compression sans qu'il ne flambe. La méthode proposée consiste à solliciter le cuivre déposé sur un substrat, de la même manière que dans un circuit imprimé. Cette méthode est également décrite et utilisée par Kraft et al. [91, 93, 94] ou Ono et al (voir section 3.1.6). [95]. Le substrat doit avoir une zone élastique s'étendant sur toute la plage de déformation sur laquelle on souhaite tester le cuivre. Lorsque le substrat est sollicité en traction, le cuivre présent à sa surface subit la même déformation. Le substrat se déforme dans le domaine élastique tandis que le cuivre se plastifie lorsque la déformation est suffisamment importante. Puis, l'ensemble est déchargé. Le substrat a tendance à récupérer sa déformation élastique, entraînant alors le cuivre plastifié en compression. Cette méthode permet donc d'appliquer des chargements de traction-compression sur le cuivre. Toutefois, quelques conditions doivent être satisfaites : du cuivre doit être déposé de part et d'autre de l'éprouvette afin de garder une symétrie et d'éviter un effet bilame. De plus, les proportions de cuivre par rapport au substrat doivent être correctement dimensionnées. Si il y a trop de cuivre, la force de rappel du substrat ne sera pas assez importante pour entraîner une compression suffisante pour plastifier le cuivre. Si il y a trop peu de cuivre, son influence sur la mesure de force globale ne sera pas détectable.

L'inconvénient de cette méthode est donc qu'elle ne permet pas de mesurer le comportement du cuivre directement. Le comportement de l'ensemble substrat et cuivre est relevé et une méthode inverse est donc nécessaire afin d'extraire le comportement du cuivre seul.

Définition des géométries d'éprouvettes

Le comportement de l'ensemble substrat et cuivre est mesuré lors d'un essai et de ce fait, les proportions de chacun des deux matériaux doivent être choisies avec attention. Pour éviter que l'influence du cuivre ne soit trop importante ou au contraire que sa réponse ne soit entièrement éclipsée par celle du substrat, des simulations EF préalables ont été réalisées pour dimensionner les éprouvettes et décider des proportions à adopter pour chacun des matériaux.

Tout d'abord, le comportement élastique du substrat doit être connu. Des échantillons de substrat pur ont donc été testés (voir Figure 3.19a) sur la machine Instron E3000, de la même manière que cela est décrit dans la section 2.3.1. Un matériau polyimide a été

choisi car il présente un domaine d'élasticité suffisamment important (1 % de déformation). Le comportement du cuivre est inconnu mais des simulations peuvent être réalisée avec un comportement approché (on a utilisé le comportement identifié en traction par Salahouelhadj et al. [14]). Une campagne de simulations EF sur Abaqus a été lancée afin de déterminer l'épaisseur de cuivre optimale permettant au substrat de jouer son rôle de rappel élastique tout en décelant le mieux possible la réponse du cuivre dans la réponse globale. Un script Python dédié a été utilisé pour lancer des simulations Abaqus de l'éprouvette avec différentes épaisseurs de cuivre. Les réponses globales de chaque simulation sont ensuite comparées pour choisir la meilleure configuration. La Figure 3.18 présente trois simulations avec une épaisseur de substrat de 75 µm et des épaisseurs de cuivre de 10 µm, 30 µm et 60 µm. On observe que plus l'épaisseur de cuivre est élevée, moins il peut être entraîné en compression par le substrat lors de la décharge. Par ailleurs, la largeur de la boucle de réponse en traction-compression dans le cuivre diminue avec son épaisseur. Ces simulations ont pu nous aider à choisir des épaisseurs de matériaux cohérentes pour extraire la réponse du cuivre.

Toutes les épaisseurs de cuivre et de substrat n'étant pas disponibles, la configuration réelle la plus proche a été sélectionnée : 17,5 µm de cuivre sur chaque face pour 75 µm de substrat.

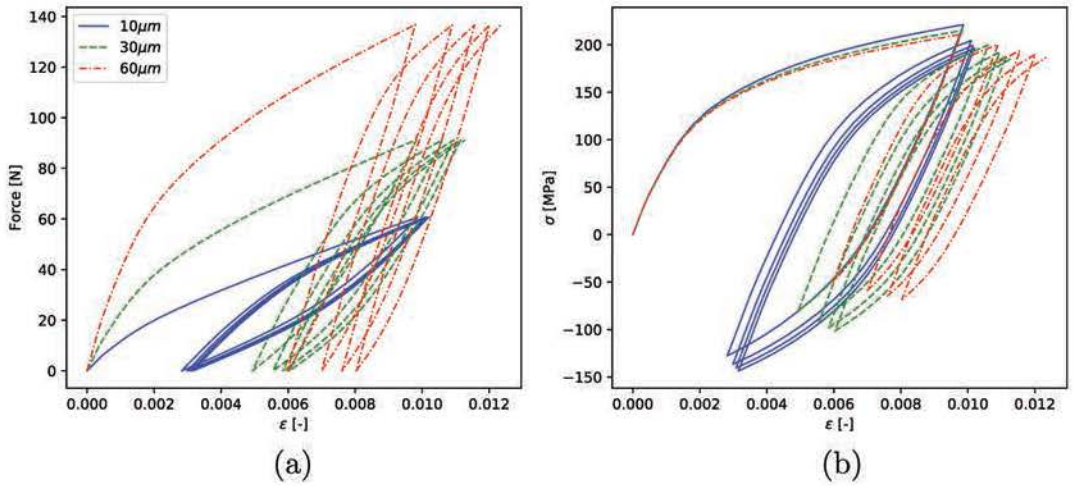
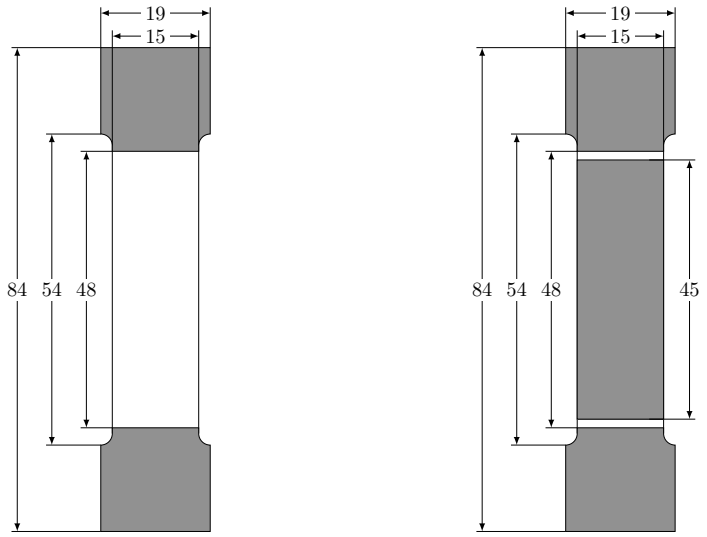


FIGURE 3.18 – (a) Courbes force-déformation sur l'ensemble substrat + cuivre, par simulation, pour une épaisseur de 75 µm de substrat et une épaisseur de cuivre variable (10 µm, 30 µm et 60 µm). (b) Courbes contrainte-déformation dans le cuivre pour les mêmes simulations.



(a) Éprouvette de traction du substrat.

(b) Éprouvette de traction du substrat recouvert de cuivre sur les deux faces.

FIGURE 3.19 – Schémas des éprouvettes utilisées pour l'identification du comportement élasto-plastique du cuivre en traction-compression. Les longueurs sont en mm.

L'éprouvette utilisée est représentée sur la Figure 3.19b. Le cuivre ne recouvre pas la totalité de l'éprouvette : une partie séparant la tête de l'éprouvette de la partie utile est dépourvue de cuivre afin d'éviter des défauts qui pourraient être engendrés par la pression des mors. Les éprouvettes sont fabriquées par CIMULEC dans un panneau stratifié comprenant déjà le cuivre sur chaque face. Le cuivre est gravé aux endroits nécessaires et les éprouvettes sont détourées par une fraise.

Les valeurs d'épaisseur de 75 µm et 17,5 µm sont celles données par le fournisseur, mais une marge d'erreur est tolérée. Il est donc important pour les mesures des contraintes de connaître l'épaisseur moyenne précise. Des images des éprouvettes en coupe ont donc été prises au microscope afin de mesurer les épaisseurs réelles (Figure 3.20). De nombreuses images ont été récoltées puis traitées par un programme Python écrit pour mesurer les épaisseurs. La Figure 3.21 présente les résultats de ces mesures et donne une épaisseur moyenne de 73,3 µm pour le substrat et 19,4 µm pour chaque feuillard de cuivre.

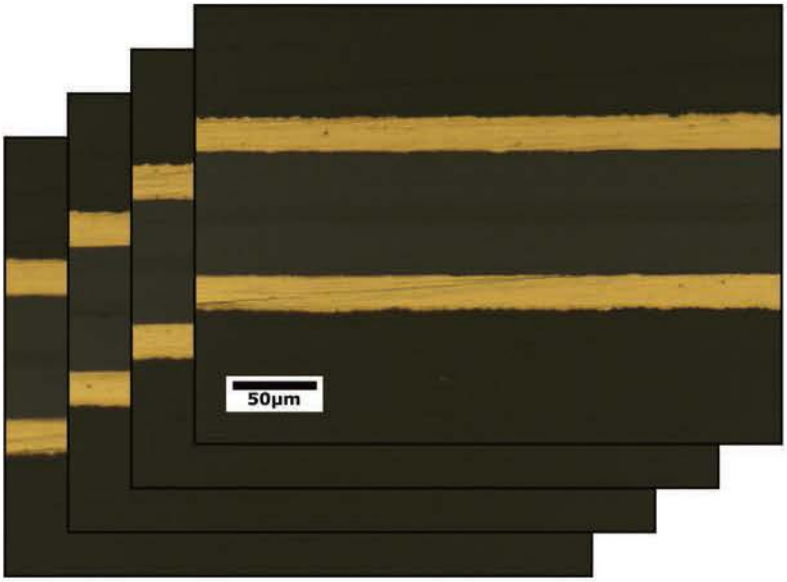


FIGURE 3.20 – Exemple d'images prises au microscope optique pour mesurer les épaisseurs de cuivre et de substrat.

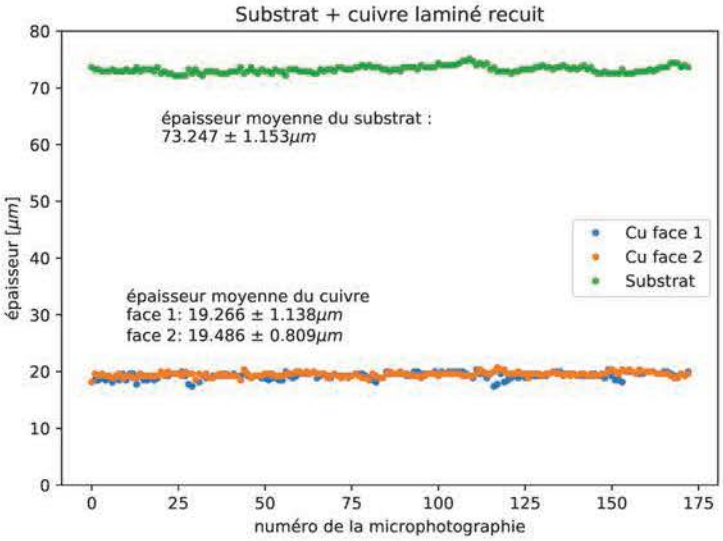


FIGURE 3.21 – Mesures des épaisseurs de cuivre et de substrat sur de nombreuses images prises au microscope optique.

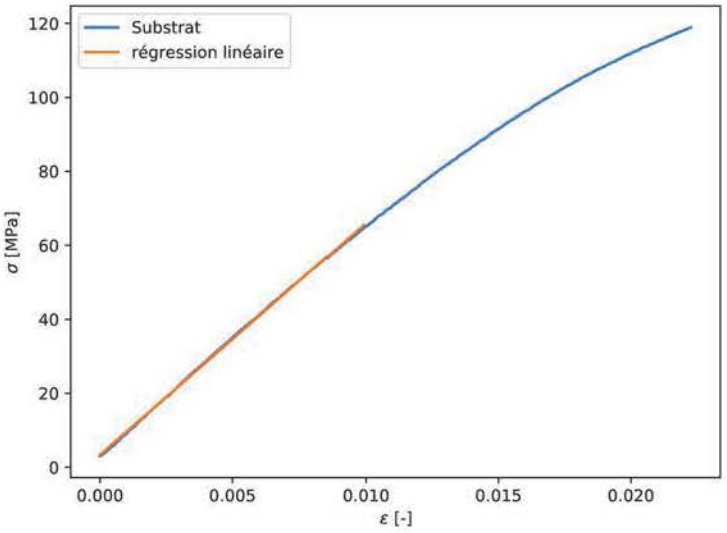


FIGURE 3.22 – Test de traction sur le substrat. Une régression linéaire est tracée jusqu'à 1 % de déformation, la limite d'élasticité.

Réponse élastique du substrat

Afin de tester le substrat seul, le cuivre présent sur le stratifié fourni est entièrement gravé pour ne laisser que le substrat, nous assurant qu'il s'agit exactement du même matériau que celui présent lors de la mesure avec substrat et cuivre ensemble. Le matériau a été testé dans différentes orientations du plan pour vérifier son isotropie. Des éprouvettes ont été découpées dans le panneau avec des orientations de 0°, 45° et 90°. Tous ces tests ont été réalisés à une vitesse de traverse fixe de $1\,\mathrm{mm\,min^{-1}}$. Les déformations sont mesurées comme dans la section 2.3.1 par corrélation d'images numériques et la force par un capteur de 1 kN.

Un premier échantillon est testé dans chaque direction jusqu'à 200 N pour déterminer la limite élastique du substrat (Figure 3.22). Il a été observé que le matériau se comporte linéairement jusqu'à 1 % de déformation, correspondant à une contrainte de 65 MPa, et cela quelle que soit la direction de sollicitation dans le plan. Ensuite, trois tests (tels que décrits dans la section 2.3.1) sont réalisés par direction en restant dans le domaine élastique. Les coefficients d'élasticité E et ν dans chaque direction sont donc mesurés et sont identiques, nous indiquant que le matériau est isotrope dans le plan, avec $E = 7{,}90\,\mathrm{GPa}$ et $\nu = 0{,}27$ à température ambiante.

Pour ces essais, le comportement hors-plan n'a pas d'effet sur la réponse en traction

de l'ensemble. De ce fait, le matériau a été supposé isotrope. Notons que les datasheets du fournisseur considèrent le matériau comme isotrope.

Sollicitation du cuivre sur le substrat élastique

Le substrat étant isotrope dans le plan, on peut tester le cuivre dans différentes direction du plan et noter s'il présente des variations selon l'orientation. Pour que le substrat reste dans le domaine élastique, il faut éviter de dépasser 1 % de déformation, ce qui couvre largement la gamme de déformation que peut subir le cuivre en fonctionnement.

Les essais sur les éprouvettes de substrat et cuivre se font donc de manière cyclique, toujours à une vitesse de traverse fixe de $1\,\mathrm{mm\,min^{-1}}$, en imposant des limites en force. La limite basse vaut 10 N et la limite haute est fixée de manière à atteindre approximativement 1 % de déformation. 50 cycles sont réalisés entre les valeurs de force haute et basse afin d'observer le cycle stabilisé, qu'il est important d'obtenir pour les simulations de cartes sur de nombreux cycles.

Des essais sur le cuivre ont été réalisés à des orientations de 0° et 90° pour étudier l'isotropie du cuivre dans le plan (Figure 3.23). Aucune différence notable n'a été notée sur la réponse mécanique. Cela est cohérent avec les mesures de diffraction des rayons X qui montraient une texture de type cube, avec une périodicité de 90° dans le plan du feuillard. Pour éviter que la figure ne soit surchargée, tous les cycles ne sont pas représentés, mais seulement le premier, le 10e et le 40e. D'autres essais auraient été nécessaires pour quantifier l'anisotropie dans le plan de ce cuivre. De fait, cet aspect sera ignoré dans ce manuscrit. On s'intéresse en effet principalement au comportement en traction-compression du cuivre électrodéposé présent dans les trous traversants, or celui-ci ne présente pas d'anisotropie dans le plan d'après les résultats de diffraction des rayons X.

Dans les conditions recommandées d'utilisation, un circuit imprimé ne devrait pas dépasser la T_g des substrats isolants le constituant et donc garder un CTE dans la direction hors-plan inférieur à $50 \times 10^{-6}\,\mathrm{K^{-1}}$. Sur une amplitude de température de 200 °C, cela correspond à 1 % de déformation. On peut donc être assuré que le cuivre présent dans les trous traversants ne subira pas de déformations supérieures à 1 % dans ces conditions. Le cuivre présent dans les trous traversants subissant les plus grandes contraintes thermiques, il n'est donc pas utile pour cette étude de s'intéresser à des déformations plus importantes.

Afin d'observer l'influence du vieillissement du cuivre sur le comportement, certains échantillons ont été soumis à 500 cycles de température de −50 °C à 100 °C avant d'être

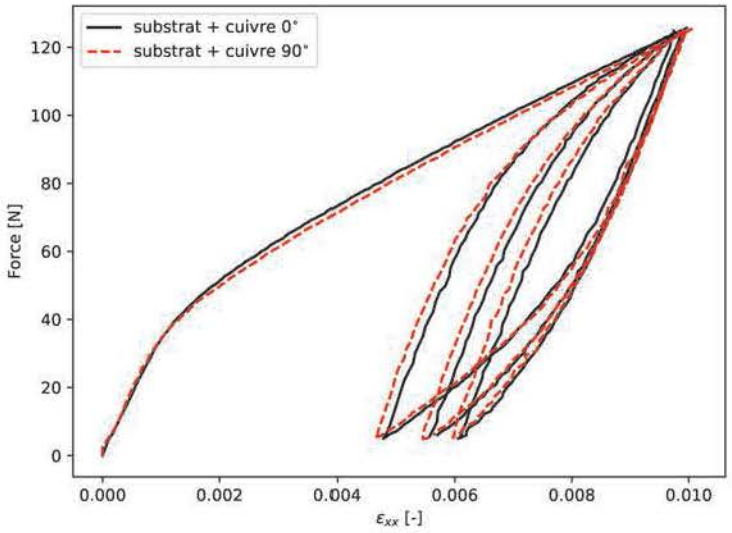


FIGURE 3.23 – Tests de traction sur substrat et cuivre (laminé recuit) à des orientations de 0° et 90°. Les 1er, 10e et 40e cycles sont tracés pour comparaison.

testés à nouveau. Le substrat seul a également été soumis à ce chargement, aucune variation de comportement élastique n'a été notée. Les cycles thermiques entraînent des dilatations du substrat et du cuivre. Dans le plan, ces deux matériaux ont pratiquement le même comportement d'expansion thermique ($\alpha = 17 \times 10^{-6}\,\mathrm{K}^{-1}$). Par conséquent, on peut estimer que le cuivre ne subira pas de déformations plastiques induites par les cycles thermiques. Les réponses cycliques de l'ensemble cuivre et substrat sont représentées sur la Figure 3.24. On observe une légère différence entre les deux courbes avec et sans vieillissement. Cette différence étant faible, on la négligera donc pour le reste des travaux, considérant que le comportement du cuivre est inchangé avec les cycles thermiques.

3.3.2 Identification du modèle de Lemaitre-Chaboche

Le modèle de Lemaitre-Chaboche est largement utilisé et plusieurs articles décrivent des méthodes de détermination des paramètres du modèle. Rezaiee-Pajand et Sinaie [107] décrivent une technique pour estimer les paramètres à partir de tests cycliques uniaxiaux. Ils fournissent des exemples utilisant un nombre différent de variables d'écrouissage cinématique en comparant les résultats. Plus le nombre de variables utilisées est important, plus le comportement est décrit précisément, au prix d'un modèle plus lourd. Mahmoudi et al. [108] ont proposé un algorithme génétique multi-objectifs pour déterminer

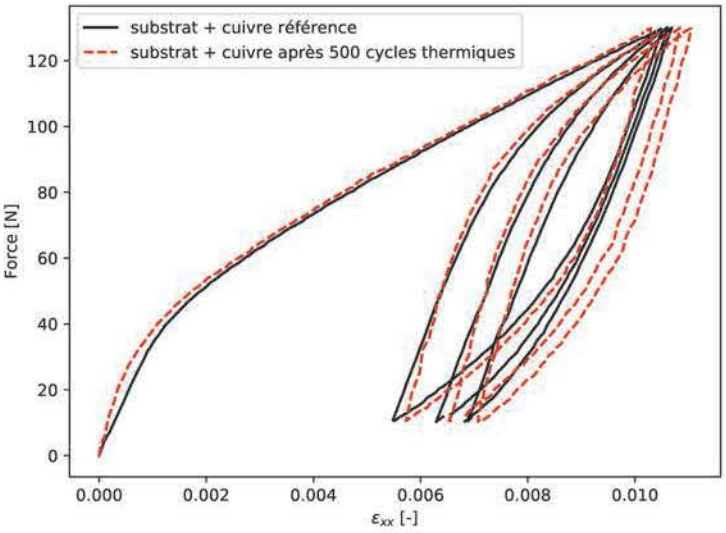


FIGURE 3.24 – Tests de traction sur un échantillon de référence et sur un échantillon ayant subi 500 cycles [−50 °C ; 100 °C]. Les 1er, 10e et 40e cycles sont tracés pour comparaison. Il s'agit d'un cuivre laminé recuit.

les paramètres du modèle de Chaboche. Trois composantes de la variable d'écrouissage cinématique ont été utilisés et décrivent précisément le comportement cyclique uniaxial avec l'effet de rochet.

Dans cette partie, la méthodologie d'identification du modèle de Lemaitre-Chaboche est présentée, et illustrée pour un cuivre High Temperature Elongation (Grand allongement en température) (HTE) commercial. Il s'agit d'un cuivre électrodéposé ayant subi un traitement thermique.

Le modèle de Lemaitre-Chaboche

Le modèle de Lemaitre-Chaboche a été choisi dans cette thèse pour représenter le comportement plastique du cuivre car il permet de tenir compte des écrouissages isotrope et cinématique, avec la possibilité de prise en compte de plusieurs variables cinématiques indépendantes. De ce fait, il est espéré que le comportement du cuivre sous chargement cyclique soit reproduit précisément. Ce modèle est largement utilisé dans la littérature et est déjà intégré dans le logiciel EF Abaqus.

En élasticité, le cuivre considéré isotrope (voir section 3.3.1) et son comportement est représenté par la loi de Hooke (cf. équation (2.5)). Le modèle de plasticité de Lemaitre-

Chaboche a été présenté dans la section 3.1.4 et en utilisant le critère de plasticité isotrope de von Mises, les équations le régissant sont présentées ci-dessous (voir Lemaitre et Chaboche [65]).

L'écoulement plastique est décrit par :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon_p}} = \frac{3}{2}\dot{p}\frac{\boldsymbol{\sigma'} - \boldsymbol{X'}}{\sigma_{eq}(\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{X})} \tag{3.15}$$

La variable d'écrouissage cinématique $\boldsymbol{X}$, représentant le centre actuel de la surface de charge, peut se diviser en plusieurs parties indépendantes :

$$\boldsymbol{X} = \sum_i \boldsymbol{X_i} \tag{3.16}$$

L'évolution de chaque variable cinématique $\boldsymbol{X_i}$ suit une relation non-linéaire d'Amstrong-Frederick, décrite ainsi :

$$\dot{\boldsymbol{X_i}} = \frac{2}{3}C_i\dot{\boldsymbol{\varepsilon^p}} - \gamma_i\boldsymbol{X_i}\dot{p} \tag{3.17}$$

avec C_i et γ_i les coefficients caractéristiques de l'écrouissage cinématique.

La variable d'écrouissage cinématique R suit une loi de Voce, signifiant que R sature avec la déformation plastique :

$$\dot{R} = b(Q - R)\dot{p} \tag{3.18}$$

avec Q la valeur de saturation et b la vitesse de saturation de l'écrouissage isotrope.

La surface de charge s'écrit sous la forme :

$$f_y = \sigma_{eq}(\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{X}) - R - \sigma_0 \tag{3.19}$$

où σ_0 est la limite d'élasticité en traction.

Trois variables d'écrouissage non-linéaires sont utilisées pour décrire le comportement plastique correctement sur l'étendue de la plage de déformations. 11 paramètres sont donc nécessaires pour représenter le comportement élasto-plastique du cuivre : E, ν, k, C_1, γ_1, C_2, γ_2, C_3, γ_3, Q et b. E et ν peuvent être identifiés à partir des courbes de traction (en utilisant une loi de mélange en élasticité). Les paramètres restants sont identifiés à partir des essais cycliques en traction-compression à l'aide d'un algorithme d'optimisation.

Identification à l'aide d'un algorithme d'optimisation

La méthode utilisée pour identifier le comportement du cuivre a été de construire un modèle éléments finis (sur Abaqus) identique à l'éprouvette substrat + cuivre en lui appliquant le chargement expérimental. Les réponses mécaniques expérimentale et simulée sont ensuite comparées et les paramètres du modèle sont adaptés pour minimiser la différence expérience-simulation.

Un huitième de l'éprouvette est représentée avec trois plans de symétrie, un dans chaque direction de l'espace. L'interface entre le substrat et le cuivre est considérée parfaite. Le substrat est représenté par un matériau isotrope élastique linéaire et le cuivre isotrope élasto-plastique avec le modèle de Chaboche. Le chargement expérimental est appliqué sur l'extrémité de l'éprouvette (Figure 3.25).

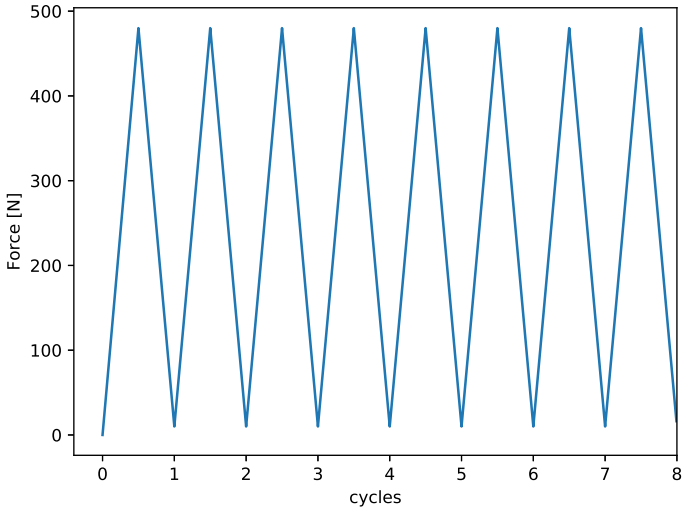
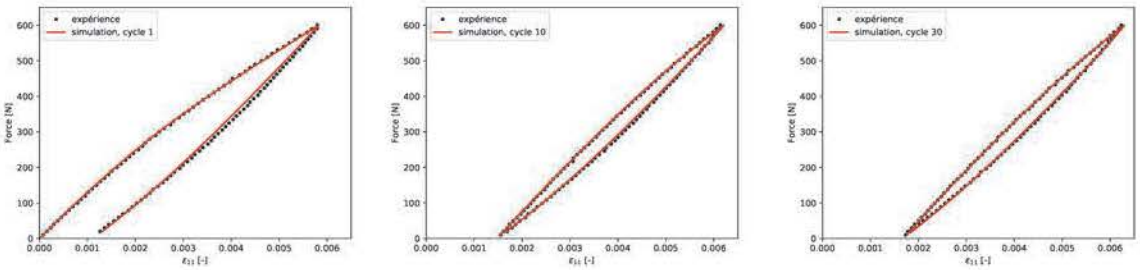


FIGURE 3.25 – Chargement expérimental appliqué à l'extrémité de l'éprouvette lors des simulations. 8 cycles sont représentés mais l'optimisation a été réalisée sur 50.

Les déformations calculées sont comparées à celles mesurées expérimentalement par une fonction coût f_{cost} (3.20). Une première simulation est lancée avec des paramètres estimés (on utilise ceux de Salahouelhadj et al. [14]), puis un algorithme de Nelder-Mead (voir chapitre 2) est utilisé pour minimiser f_{cost} en modifiant les paramètres du modèle de Lemaitre-Chaboche.



(a) Cycle 1 (b) Cycle 10 (c) Cycle 30

FIGURE 3.26 – Comparaison entre l'expérience et la simulation pour l'identification du comportement élasto-plastique d'un feuillard de cuivre HTE commercial. La réponse de l'ensemble substrat + cuivre est tracée ici.

$$f_{cost} = \frac{1}{N}\sum_{i=1}^{N}\left(\varepsilon^{i}_{11,exp} - \varepsilon^{i}_{11,sim}\right)^2 \tag{3.20}$$

La fonction coût est calculée comme la somme en chaque point de comparaison i du carré de la différence entre les déformations expérimentale et simulée, divisée par le nombre de points de comparaison. Il est inutile de comparer les forces car elles sont imposées pour être les mêmes dans la simulation et dans l'expérience.

En premier lieu, seulement cinq cycles sont simulés pour réaliser l'optimisation afin d'obtenir plus rapidement une estimation du comportement, puis l'optimisation est lancée sur 50 cycles pour identifier le comportement jusqu'au cycle stabilisé. La Figure 3.26 présente la comparaison entre expérience et simulation sur l'ensemble substrat et cuivre, une fois que l'algorithme d'optimisation a convergé. Le premier cycle, le 10e et le 30e sont tracés indépendamment afin de comparer distinctement l'expérience et la simulation.

On peut voir que la courbe substrat + cuivre est bien représentée. De ce résultat, il est possible d'en déduire la réponse du cuivre. La réponse du cuivre uniquement lors de l'essai cyclique (et non de l'ensemble substrat + cuivre) est représenté sur la Figure 3.27. On voit que les cycles évoluent et tendent lentement vers un comportement stabilisé.

Afin d'être sûr de représenter correctement le comportement du cuivre dans la plage de déformations étudiée, l'identification a été réalisée sur deux chargements différents. Deux amplitudes de force différentes ont été appliquées à des éprouvettes du même stratifié substrat et cuivre. La simulation et la fonction coût ont été modifiées en conséquence pour tenir compte des deux chargements. Le résultat de l'optimisation est présenté sur la Figure 3.28. On peut voir que la différence entre l'expérience et la simulation est légèrement plus importante, mais cela permet malgré tout d'obtenir un modèle représentant

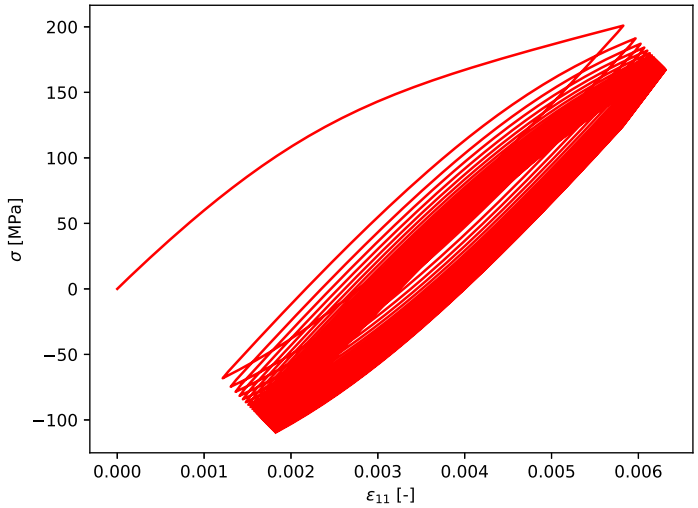


FIGURE 3.27 – Réponse du cuivre lors des cycles de charge-décharge appliqués. Le comportement est obtenu par simulation de l'ensemble substrat + cuivre et seul le comportement du cuivre est tracé ici.

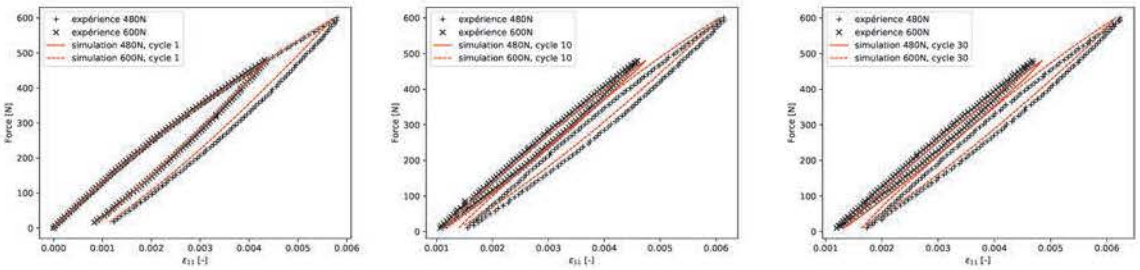
E [GPa]	ν [-]	k [MPa]	C_1 [Pa]	γ_1 [-]	C_2 [Pa]	γ_2 [-]	C_3 [Pa]	γ_3 [-]	Q [MPa]	b [-]
92,3	0,37	0,29	$1{,}75 \times 10^{11}$	1633	$1{,}18 \times 10^{10}$	51,6	$1{,}27 \times 10^{10}$	2,92	131,6	1,48

TABLEAU 3.2 – Paramètres du modèle de Lemaitre-Chaboche identifiés sur les deux amplitudes de chargement, cuivre HTE de 35 µm d'épaisseur.

correctement le comportement élasto-plastique du cuivre pour différentes amplitudes de déformation dans le domaine d'intérêt.

Les paramètres du modèle de Lemaitre-Chaboche identifiés sont présentés dans le tableau 3.2. Les valeurs de module de Young pour le cuivre trouvées dans la littérature s'étalent dans une gamme allant au moins de 60 GPa à 120 GPa, variant beaucoup d'un cuivre à un autre. Une valeur pour E de 92 GPa a été identifiée ici et est donc cohérente avec les mesures que l'on peut trouver dans la littérature.

L'évolution de différentes grandeurs relatives à la plasticité du cuivre est présentée sur la Figure 3.29. Le détail des variables d'écrouissage est décrit sur la Figure 3.29a. On peut voir que l'écrouissage isotrope R occupe un rôle mineur dans le comportement de ce cuivre pour les premiers cycles (cela est différent pour le cuivre laminé qui a pu être étudié). La limite d'élasticité est très basse et augmente donc lentement au



(a) Cycle 1 (b) Cycle 10 (c) Cycle 30

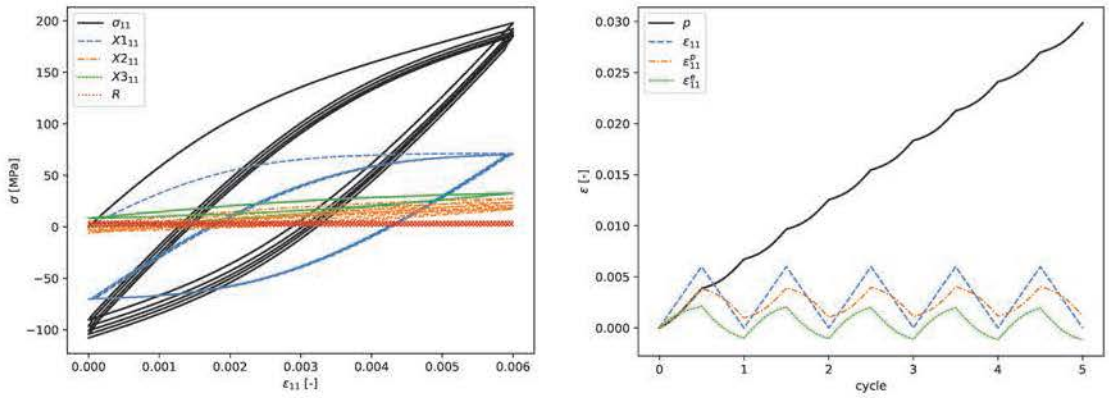
FIGURE 3.28 – Comparaison entre l'expérience et la simulation pour l'identification du comportement élasto-plastique d'un feuillard de cuivre pour deux amplitudes de chargement différentes. La réponse de l'ensemble substrat + cuivre est tracée ici.

cours des cycles. Le comportement du cuivre électrodéposé HTE étudié présente donc un écrouissage cinématique important, représenté par les trois variables indépendantes $\boldsymbol{X_1}$, $\boldsymbol{X_2}$ et $\boldsymbol{X_3}$, dont les premières composantes sont représentées sur la Figure 3.29a. La Figure 3.29b présente l'évolution de la déformation plastique cumulée au cours des cycles. La déformation totale ainsi que les déformations élastique et plastique sont également représentées.

Au cours de la thèse, plusieurs cuivres ont été étudiés, produits de manières différentes et pour des utilités différentes (cf. tableau 1.1). La Figure 3.30 présente la disposition possible des différents cuivres dans un trou traversant. Le comportement en traction de trois cuivres est présenté sur la Figure 3.31. On peut voir de grandes différences de comportements entre les cuivres. Cela est probablement lié à leurs microstructures différentes, comme on a pu le voir dans la section 3.2.3, avec par exemple des tailles de grains différentes entre un cuivre électrodéposé et un cuivre laminé recuit. D'autres critères comme le nombre de grains dans l'épaisseur du feuillard peuvent également jouer un rôle important. Il est donc crucial d'étudier le comportement de chaque cuivre présent dans un circuit imprimé, car un comportement générique obtenu de la littérature pourrait être très différent de celui requis et conduire à des prédictions différentes.

L'effet de la température sur le comportement du cuivre a récemment été étudié par la réalisation d'essais et une différence a pu être constatée. Cela sera donc pris en compte prochainement dans le comportement identifié avec des travaux complémentaires dans ce sens.

L'effet de la vitesse de chargement n'a pas été étudiée. Le passage d'une ombre, éclipsant le rayonnement du soleil sur un satellite, occasionne des variations thermiques de



(a) Évolution de la contrainte et de chaque paramètre d'écrouissage en fonction de la déformation au cours des cycles de chargement.

(b) Évolution de la déformation plastique cumulée p, de la déformation totale ε_{11}, de la déformation plastique ε^p_{11} et de la déformation élastique ε^e_{11} sur cinq cycles de traction-compression.

FIGURE 3.29 – Cinq cycles de traction-compression entre 0 % et 0,6 % de déformation sont simulés sur le cuivre identifié. L'évolution de différentes grandeurs est représentée (a) en fonction de la déformation ε_{11} et (b) en fonction des cycles.

5 °C min^{-1}. Cela correspond donc à un chargement lent et il n'est pas nécessaire de considérer d'effet de vitesse du chargement pour ce type de simulations. Toutefois, si l'on doit s'intéresser à des chargements plus rapides, comme l'effet d'une soudure au fer, il faudra poursuivre les études dans ce sens. Une collaboration avec Katarzyna Kowalczyk-Gajewska (IPPT, Varsovie) a déjà débuté sur la prédiction du comportement du polycristal via un modèle d'homogénéisation en élasto-visco-plasticité. En effet, une pointe de fer à souder peut amener le trou traversant à 350 °C en surface en quelques secondes. Cela dépasse alors le cadre de la thèse pour une seconde raison : la T_g des substrats peut alors être largement dépassée. Or nous n'avons pas étudié le comportement mécanique des substrats au delà de 125 °C.

3.4 Étude de la fatigue du cuivre dans les circuits imprimés

À ce stade, le comportement thermomécanique des substrats composites et des cuivres présents dans les circuits imprimés est connu. Le comportement thermo-élastique orthotrope des composites a été étudié au chapitre 2 et l'élasto-plasticité du cuivre sous chargements cycliques a été identifié suivant la méthode présentée dans la section précédente.

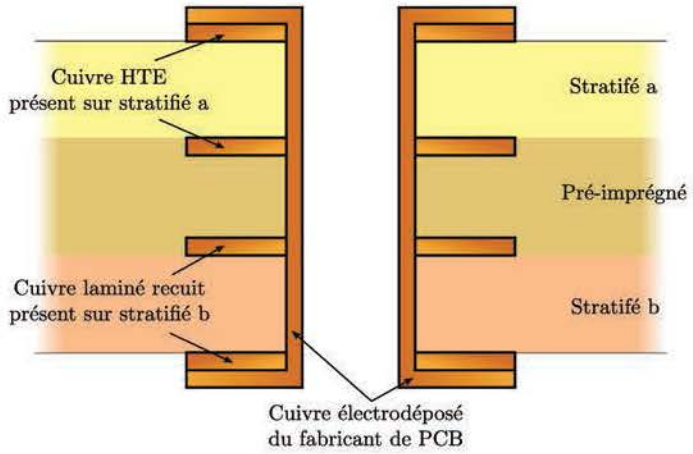


FIGURE 3.30 – Exemple d'utilisation de différents cuivres dans un circuit imprimé.

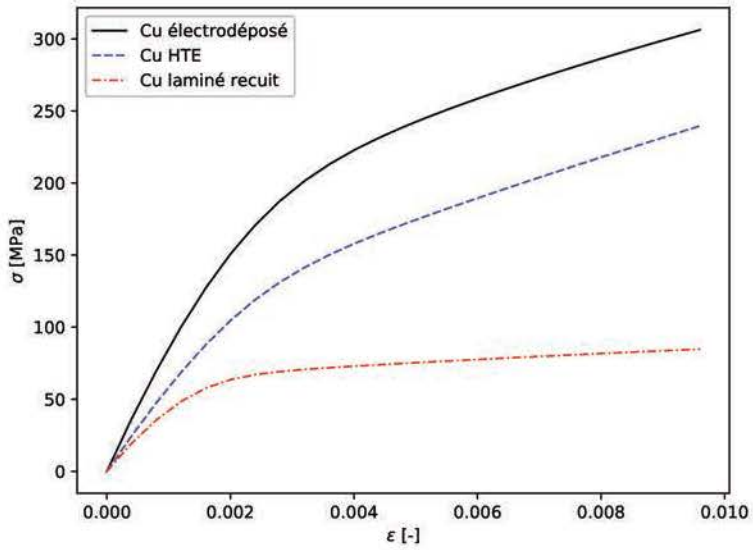


FIGURE 3.31 – Comparaison sur une traction jusqu'à 1 % de déformation de trois cuivres utilisés dans les circuits imprimés.

Toutefois, afin de pouvoir prédire la durée de vie d'une structure sous un chargement donné, il nous manque encore un critère de rupture du cuivre. On ne s'intéressera pas à l'endommagement, ni à la propagation des fissures, mais à un critère simple, pour relier les informations du cycle stabilisé à la rupture du matériau. La relation de Coffin-

Manson sera donc utilisée, permettant de relier l'incrément de déformation plastique (pour un cycle stabilisé) au nombre de cycles à rupture. Pour identifier les paramètres de cette relation, on doit réaliser des essais de laboratoire sur le cuivre que l'on souhaite caractériser.

3.4.1 Montage expérimental de mesure de fatigue

La méthode de la section 3.3.1 est utilisée pour appliquer des chargements de traction-compression sur le cuivre, c'est à dire que le feuillard de cuivre est déposé sur un substrat élastique sollicité en traction uniaxiale (charge-décharge). On s'intéresse à des chargements tels que le cuivre plastifie. De ce fait, il subit des tractions-compressions. Comme le cuivre n'est pas testé seul, la détection de la rupture n'est pas évidente. En effet, le substrat est capable de supporter de plus grandes déformations que le cuivre et ne casse pas lors de la rupture du cuivre. Afin de détecter la rupture du cuivre déposé sur le substrat, l'idée est de mesurer l'évolution de la résistance électrique tout au long de l'essai de fatigue. Lorsque le cuivre aura rompu, la résistance devrait augmenter sensiblement (voir Mönig et al. [96]).

Un milliohmmètre a été utilisé pour mesurer en continu la résistance électrique du cuivre testé. Un design d'éprouvette a été imaginé pour cette expérience avec une piste de cuivre en serpentin dans la longueur de l'échantillon (Figure 3.32). Le serpentin est constitué de six pistes unitaires mises bout à bout. Chaque piste est affinée en son centre pour concentrer les contraintes et déformations et donc espérer observer la rupture en ce lieu. Les deux extrémités du serpentin sont reliées par quatre pistes à une connectique sur le côté de l'éprouvette. Cela permet de connecter le milliohmmètre pour réaliser la mesure quatre fils. La résistance électrique est envoyée à la machine de traction pour être enregistrée comme un signal externe. On peut ainsi traiter ce signal de la même manière que la force ou la déformation.

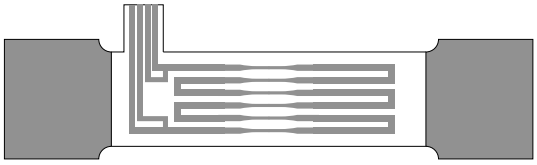


FIGURE 3.32 – Éprouvette de fatigue avec système de mesure de résistance quatre fils.

Un chargement sinusoïdal en force est appliqué en choisissant une valeur moyenne et une amplitude. Afin d'éviter des valeurs de force négatives et le flambement de l'éprou-

vette, une borne inférieure de 10 N est définie. La mesure de déformation est réalisée par une méthode de suivi de points avec un logiciel dédié. Deux points de diamètre 0,5 mm sont dessinés sur l'éprouvette, au milieu d'une piste de cuivre, distants de 5 mm. Une caméra 500 images/s (camera IDS USB 3 uEye CP) équipée d'un objectif macro filme l'essai et le logiciel ProViSys détecte les points et mesure la distance séparant le centre des deux points à chaque image. La déformation entre les deux points peut ainsi être calculée. Le calcul de déformation est réalisé en direct et l'information est transmise à la machine de traction de la même manière qu'avec un extensomètre. Une mesure par corrélation d'images a été réalisée sur un essai pour vérifier que la déformation est homogène sur la partie amincie de l'éprouvette.

Le montage est illustré sur la Figure 3.33. On voit sur la droite de la Figure l'éprouvette maintenue dans les mors. Une connectique est reliée à l'éprouvette et va vers le milliohmmètre pour réaliser la mesure quatre fils de la résistance. La caméra 500 images/s est visible sur la droite et l'image qu'elle observe est visible sur la gauche. On peut voir les deux points d'environ 0,5 mm de diamètre dessinés sur l'amincissement d'une piste de cuivre pour la mesure de déformation.

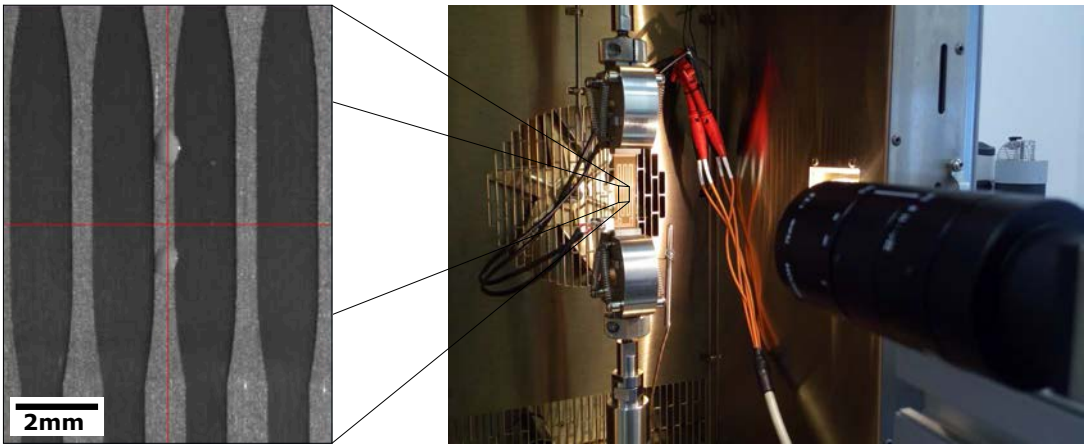
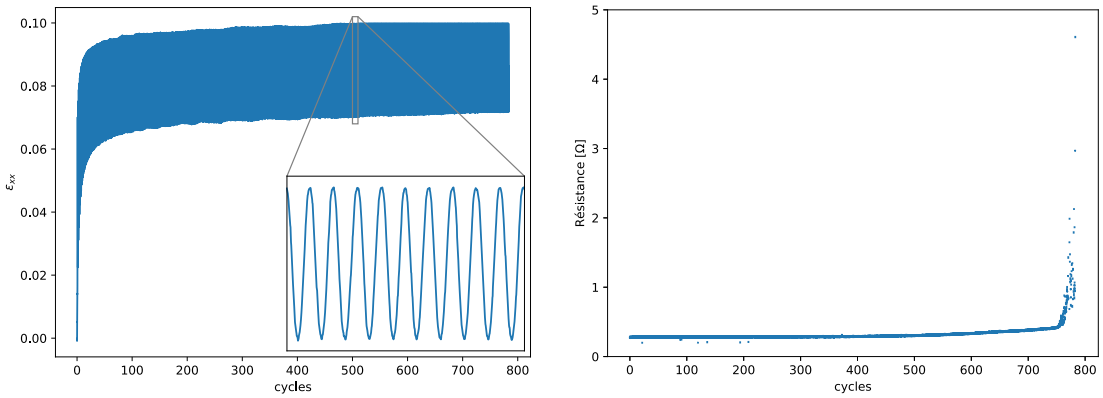


FIGURE 3.33 – Montage réalisé pour les essais en fatigue du cuivre. À droite l'éprouvette connectée au milliohmmètre et la caméra filmant l'essai. À gauche l'image observée par la caméra avec les deux points dessinés pour la mesure de déformation.

La résistance électrique mesurée correspond aux six pistes de cuivre en série sur une face de l'échantillon. Quand l'une de ces six pistes rompt, la résistance augmente soudainement (Figure 3.34b). Le test est alors interrompu. Cependant, les 12 pistes (sur



(a) Mesure de déformation sur une piste de cuivre en fonction du nombre de cycles. La déformation se stabilise rapidement et l'amplitude de déformation stabilisée vaut 1,57 %.

(b) Mesure de la résistance électrique dans le cuivre au cours des cycles de chargement. La valeur de résistance augmente brutalement lors de la rupture.

FIGURE 3.34 – Évolutions de la déformation et de la résistance électrique dans le cuivre au cours des cycles de chargement.

les deux faces de l'éprouvette) sont testées individuellement avec le milliohmmètre. La piste cassée est facilement repérée et le nombre de cycles à rupture lui est attribué. Il se peut qu'une ou plusieurs pistes soient cassées sur la face qui n'était pas monitorée. Ces ruptures sont marquées par des tirets sur la Figure 3.35. Le test est ensuite poursuivi par séries d'un certain nombre de cycles (habituellement 5 % du nombre de cycles pour la première rupture, pour une rupture à 800 cycles cela correspond à des paliers de 40 cycles). Après chaque série de cycles, les pistes non rompues sont testées et le nombre de cycles est relevé pour chaque nouvelle rupture. On peut donc obtenir 12 valeurs de cycles pour une amplitude de déformation avec une seule éprouvette.

Pour ces mesures, le substrat est suffisamment épais par rapport à l'épaisseur de cuivre et il a été vérifié que l'amplitude de déformation ne varie pas lorsqu'une ou plusieurs pistes de cuivre cassent. Leur épaisseur est suffisamment faible par rapport au substrat pour que leur rupture n'ait pas d'incidence notable sur le comportement global de l'éprouvette. À noter que la rupture a toujours été observée dans les zones amincies des pistes.

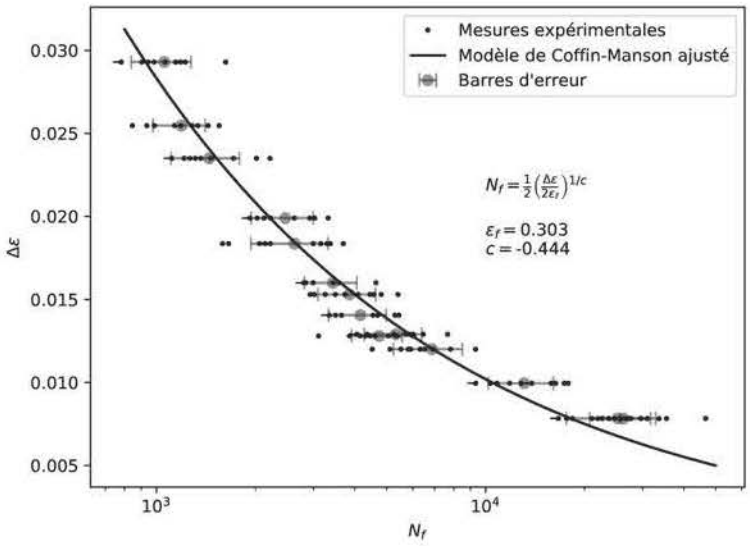


FIGURE 3.35 – Résultats des essais de fatigue sur le cuivre laminé recuit : courbe de Wöhler expérimentale et modèle de Coffin-Manson ajusté sur les mesures. Les moyennes et barres d'erreur sont tracées pour chaque éprouvette (12 pistes). Chaque barre d'erreur représente un intervalle de confiance de 95 %.

Résultats des essais de fatigue sur le cuivre laminé recuit

Différentes amplitudes de chargement ont été testées en gardant toujours 10 N comme limite basse et en faisant varier la limite haute entre 100 N et 260 N. L'amplitude de déformation est mesurée pour chaque test à partir des cycles stabilisés (généralement après quelques dizaines de cycles, cf. Figure 3.34a). Le nombre de cycles à rupture est relié à l'amplitude de déformation et peut être reporté sur la courbe de Wöhler (Figure 3.35).

Le rapport de déformations $R_\varepsilon = \varepsilon_m/\varepsilon_M$ (avec ε_m la déformation minimum sur un cycle et ε_M la déformation maximum) n'est pas constant d'un test à l'autre et on sait que cela peut avoir une influence sur les résultats de fatigue, surtout dans le cas de grands nombres de cycles. Des essais ont donc été réalisés sur des tests à même amplitude de déformation mais à rapport R_ε différent. Il a été observé que le nombre de cycles à rupture est très proche et donc que le rapport R_ε n'a pas d'effet notable pour les amplitudes de déformation étudiées.

L'effet de la vitesse de déformation a également été étudié en sollicitant une éprouvette

à 1 Hz et une autre à 4 Hz, les deux ont retourné des nombres de cycles à rupture très proches. La vitesse de déformation ne semble pas avoir un effet notable sur le nombre de cycles à rupture des pistes de cuivre avec notre éprouvette, dans la gamme étudiée.

Dans le cas des plus grandes amplitudes de déformations testées, la limite d'élasticité du substrat est dépassée. Cependant, comme la déformation est mesurée directement sur la piste de cuivre, seule cette déformation est reliée à la rupture. Ainsi, le substrat est uniquement utilisé comme support pour plastifier le cuivre en traction-compression. Aucun calcul numérique supplémentaire n'est nécessaire (contrairement à la section 3.3.1). Le comportement du substrat ou du cuivre pour de telles déformations n'entre donc pas dans l'analyse des résultats.

Modèle de prédiction de la durée de vie

Dans le domaine de la fatigue oligo-cyclique, le modèle de Coffin-Manson est souvent utilisé pour relier l'amplitude de déformation plastique au nombre de cycles à rupture. Le modèle est simple et décrit correctement le comportement en fatigue pour le domaine oligo-cyclique (voir Pang et al. [90]). Ce modèle est d'ailleurs souvent utilisé pour estimer la durée de vie des structures PCB [12, 13, 109, 14, 110].

L'équation de Coffin-Manson (3.21) a été ajustée aux données de fatigue expérimentales. L'algorithme de Levenberg-Marquardt a été utilisé pour minimiser les moindres carrés en ajustant les deux paramètres descriptifs du comportement du matériau. Les valeurs obtenues sont les suivantes : $\varepsilon_f = 0,303$ and $c = -0,444$. Ces valeurs sont cohérentes comparées à celles trouvées dans la littérature.

$$N_f = \frac{1}{2}\left(\frac{\Delta\varepsilon^p}{2\varepsilon_f}\right)^{1/c} \tag{3.21}$$

Sur la Figure 3.35, le nombre de cycles à rupture est représenté en fonction de l'amplitude de déformation totale (mesurée). Or la relation de Coffin-Manson relie le nombre de cycles à rupture à l'amplitude de déformation plastique. On peut justifier cela par le fait que pour les amplitudes de déformation testées dans cette étude, la déformation élastique est petite devant la déformation plastique. On peut donc observer le même type de relation entre nombre de cycles à rupture et amplitude de déformation totale.

Le nombre de cycles à rupture est relativement élevé comparé au nombre de cycles que peut subir un circuit imprimé multicouche soumis à des chargements thermiques. Mais dans les circuits multicouches, la cause la plus fréquente de défaillance est la rupture des trous traversants, constitués de cuivre électrodéposé. Huang et al. [13] ont montré que le

cuivre électrodéposé présente une durée de vie en fatigue plus courte qu'un cuivre ayant subi un recuit. Cela explique pourquoi le cuivre testé ici est utilisé principalement dans les circuits flexibles, qui peuvent endurer des grandes déformations en utilisation.

Weinberg et Müller [12] ont travaillé sur les trous traversants et fournissent des paramètres pour la loi de Coffin-Manson : $\varepsilon_f = 0,2$ et c compris entre -0.5 et -0.7. Ces valeurs proviennent de la littérature et ne sont pas nécessairement applicables au cuivre utilisé dans les circuits imprimés. Salahouelhadj et al. [14] ont identifié les paramètres $\varepsilon_f = 0,2$ et $c = -0.42$ sur des cartes soumises à des chargements thermiques cycliques.

Il faut noter que la seule méthode utilisée pour avoir du cuivre dans les trous traversants est l'électrodéposition. L'étude de la fatigue du cuivre électrodéposé présent dans les trous traversants est une tâche qui est en cours à l'heure de la rédaction de cette thèse et elle présente des difficultés supplémentaires. En effet, le dépôt de cuivre sur un substrat polyimide n'est pas chose aisée.

3.5 Conclusion des travaux réalisés sur le cuivre

Le cuivre joue de toute évidence un rôle prépondérant dans les circuits imprimés et en particulier, il pilote la fiabilité du circuit puisque la rupture d'une connexion électrique entraîne la défaillance du circuit. Nous nous sommes donc intéressés dans ce chapitre à décrire le comportement du cuivre dans la plage de déformation correspondant à celle rencontrée dans les circuits imprimés et sous le chargement de traction-compression qui est subi dans les trous traversants. Décrire le comportement mécanique du cuivre dans cette plage de déformation signifie tenir compte de son comportement plastique. Représenter les tractions-compressions rencontrées dans les trous traversants nécessite la prise en compte de l'écrouissage cinématique qui joue un rôle important dans le comportement plastique cyclique du cuivre.

Une méthode de sollicitation du cuivre en traction-compression a été mise en place, avec une technique d'identification du comportement plastique par une méthode inverse. La méthode est applicable sur tous types de film que l'on voudrait étudier en traction-compression. Dans ce travail, nous avons étudié le comportement de plusieurs types de cuivre, qui sont utilisés dans les circuits imprimés et élaborés de manières différentes. On peut constater des différences de comportement importantes entre les types de cuivre testés, que l'on peut attribuer à des différences de microstructures.

De la même manière, un dispositif expérimental a été développé pour identifier le nombre de cycles à rupture du cuivre sous des chargements de traction-compression. Cette méthode n'a pour le moment été appliquée qu'au cuivre laminé recuit, mais est

applicable à d'autres matériaux. En particulier l'étude d'un cuivre électrodéposé est en cours.

La rupture du cuivre en fatigue a pu être modélisée par le modèle de Coffin-Manson et le nombre de cycles à rupture a ainsi été relié à l'incrément de déformation. À partir du comportement des substrats décrits dans le chapitre 2 et du cuivre présenté dans le présent chapitre, des structures PCB peuvent être modélisées. Ce sera l'objet du prochain chapitre. L'intérêt de notre travail est que les simulations sont alimentées par des matériaux réellement utilisés dans les circuits imprimés.

Chapitre 4

Étude de configurations stratégiques dans les circuits imprimés

La miniaturisation des dispositifs électroniques couplée à l'augmentation du nombre d'interconnexions entraîne une densité toujours croissante des structures PCB. Cette densification conduit à de nouveaux procédés dans l'industrie du circuit imprimé et les PCB ne sont aujourd'hui plus seulement les supports des composants électroniques, mais peuvent également contenir des composants passifs ou actifs (Kpobie et al. [111]). Cette tendance à la réduction de la taille des structures tout en garantissant plus d'interconnexions pousse les constructeurs à la limite de leur expertise et le recours à la simulation numérique devient nécessaire. Dans cette thèse, on s'intéresse au comportement de la carte de circuit imprimée nue, c'est à dire sans aucun composant monté en surface ni composant enterré. Les circuits considérés sont des multicouches, multimatériaux combinant des matériaux composites diélectriques et des chemins conducteurs en cuivre, comme décrit au chapitre 1. Les comportements thermomécaniques des composites diélectriques et du cuivre ont été déterminés dans les chapitres 2 et 3 respectivement. On s'intéressera dans le présent chapitre à utiliser les comportements des matériaux identifiés pour réaliser des simulations de structures stratégiques (il serait illusoire de vouloir représenter une carte dans sa totalité). Les trous traversants (PTH) sont l'une des principales sources de rupture dans les circuits imprimés multicouches (cf. Coombs [1], chapitre 53). C'est sur ces structures en particulier que les simulations présentées dans ce chapitre se concentrent. Ces travaux peuvent aider le fabricant à sélectionner des configurations moins contraignantes pour les PTH et donc plus fiables. On pourra, à partir des déformations calculées dans le cuivre et à partir des travaux effectués sur la fatigue (voir chapitre 3), estimer une durée de vie pour une configuration donnée.

4.1 État de l'art des simulations de circuits imprimés

Une fois en fonctionnement, les circuits imprimés à applications spatiales subissent des chargements thermiques, qu'ils soient d'origine interne (effet joule, dissipation de l'energie des composants sur la carte, etc.) ou d'origine externe (passage d'un satellite de l'ombre au rayonnement solaire). Ces variations de température génèrent des déformations d'origine thermique dans chaque matériau constituant le PCB. Or les matériaux en présence ont des comportements qui peuvent être très différents. Notamment, la différence de comportement en expansion thermique entre le cuivre présent dans les PTH et les diélectriques composites dans la direction hors-plan est connue pour être à l'origine des ruptures de fûts métallisés. M. Oien [9] a étudié qualitativement les modes de rupture des trous traversants et notait que des amplitudes thermiques en dessous de la T_g du substrat conduit à des ruptures de fûts métallisés tandis que des amplitudes thermiques plus élevées, dépassant la T_g, conduisent plutôt à des problèmes de délaminage aux interfaces. L'auteur souligne qu'un substrat de type fibres de verre-epoxy peut occasionner des déformations jusqu'à 1,7 % dans la direction hors-plan d'un trou traversant. Or un cuivre électrodéposé peut présenter une déformation à rupture d'environ 20 %. La fatigue du cuivre présent dans les trous traversants peut conduire à l'initiation, la propagation et la rupture de ces derniers après plusieurs cycles de chargements thermiques. Lee et al. [112] ont réalisé une simulation de trou traversant (PTH) en considérant le substrat et le cuivre comme élastique linéaire et en appliquant des propriétés d'expansion thermique mesurées. Une variation de température de 10 °C est appliquée et une importante contrainte apparaît du fait de l'incompatibilité thermique des matériaux. Les ruptures de trous traversants sont donc expliquées qualitativement. Plusieurs essais expérimentaux ont été réalisés sur certains constituants de circuits imprimés multicouches. Des essais d'expansion thermique sur des trous traversants ont été mis en place, en appliquant une chauffe du PTH sous un microscope optique. Des essais de pelage du cuivre présent dans un trou traversant ont également été réalisés pour caractériser le comportement à l'interface substrat-fût de cuivre. Enfin, des essais de mesure d'adhésion ont été développés sur des microvias (trou borgne réalisant une connexion entre deux couches consécutives). Plusieurs méthodes de test sont donc proposées par Lee et al. pour étudier la fiabilité des structures présentant le plus souvent des défauts dans les circuits imprimés. Des outils de simulation sont également abordés dans ces travaux datant de 1984.

Fehrer and Haddick [10] ont réalisé des essais sur des cartes soumises à des chargements thermiques (immersion dans un bain d'huile à 240 °C) et ont noté l'influence du substrat sur le nombre de cycles à rupture. Un modèle mécanique très simplifié est utilisé avec la

relation de Coffin-Manson pour calculer le nombre de cycles à rupture d'un PTH.

Un modèle de simulation numérique des trous traversants intégrant plus de précision est développé par Barker et al. [79]. Le comportement élastique du substrat diélectrique est décrit en fonction de la température, ainsi que le comportement d'expansion thermique, même au delà de la T_g. Une simulation thermomécanique transitoire d'un PTH lors d'une soudure est réalisée. Là encore, la relation de Coffin-Manson est utilisée. Elle est identifiée sur des essais de cartes soumises à des chargements en température. En simulant le même chargement, la déformation est estimée et le nombre de cycles à rupture de la carte est relié à cette déformation simulée. Fu et al. [82] ont ajouté la prise en compte de l'écrouissage cinématique non-linéaire du cuivre dans la simulation d'un PTH. Deux conditions de chargements différentes sont considérées : [−65 °C ; 125 °C] et [25 °C ; 260 °C]. Les contraintes les plus élevées sont observées au centre du trou traversant et aux angles (au niveau des pastilles externes). Les conclusions de l'étude conseillent d'utiliser un rayon plus grand au niveau des angles et d'avoir un dépôt de cuivre le plus régulier possible pour obtenir des configurations plus fiables.

Weinberg et Müller [12] ont développé un modèle permettant de représenter la porosité et donc la détérioration du cuivre au cours des cycles de chargement thermique dans un trou traversant. La simulation s'apparente à celles présentées précédemment. Cependant, le comportement plastique du cuivre avec prise en compte de l'écrouissage isotrope est ici décrit par une loi puissance. La relation de Coffin-Manson est également utilisée et les résultats du modèle de détérioration mis en place sont comparés avec ceux de Coffin-Manson. On trouve dans les deux cas des résultats qualitativement équivalents et représentant bien la fiabilité des PTH.

Huang et al. [13], Su et al. [109], Salahouelhadj et al. [14] ou encore Fellner et al. [81] ont réalisé des études similaires. Ces travaux consistent à soumettre un circuit imprimé comprenant des trous traversants à des chargements de température tout en mesurant la résistance électrique dans le circuit afin de déterminer le nombre de cycles à rupture des PTH concernés. Des simulations éléments finis des structures PTH sont ensuite réalisées et l'incrément de déformation plastique à chaque cycle est relié au nombre de cycles à rupture mesuré par une loi de fatigue oligo-cyclique. Ainsi, ces études varient par les matériaux considérés (circuits flex-rigides dans le cas de Salahouelhadj et al. [14]), la loi de plasticité du cuivre ou la géométrie du PTH considéré. Mais toutes ces études en arrivent aux mêmes conclusions ; la durée de vie des trous traversants est augmentée pour : une épaisseur de circuit imprimé plus faible, un diamètre de trou plus élevé, une épaisseur de cuivre dans le trou plus élevée, une T_g plus élevée ou un CTE dans la direction hors-plan plus proche de celui du cuivre pour le diélectrique. La figure 4.1

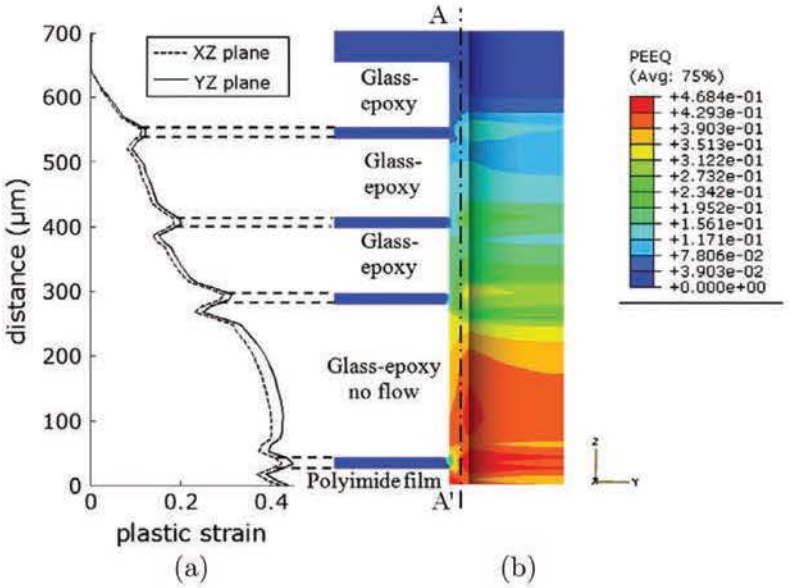


FIGURE 4.1 – Déformation plastique cumulée dans une simulation de trou traversant (PTH) : (a) selon le segment AA' ; (b) distribution dans le fût de cuivre. D'après Salahouelhadj et al. [14].

présente la déformation plastique cumulée dans une simulation de trou traversant.

Dans le travail de Watanabe et al. [15], le comportement en fatigue du cuivre est cette fois identifié indépendamment du circuit, sur des éprouvettes de fatigue. Le cuivre est électrodéposé sur un substrat élastique et testé en traction-compression, de la même manière que cela a été fait pour cette thèse (cf. chapitre 3). À la différence des autres travaux de simulation de PTH, ici le substrat n'est pas représenté comme un matériau homogène, mais les torons et la matrice sont représentés distinctement. On peut ainsi voir dans le fût de cuivre des variations de comportement découlant de la microstructure interne du composite. Le comportement des torons peut être sensiblement différent de celui de la matrice et cela peut donc jouer un rôle important sur la fiabilité du trou traversant. Le coût en terme de simulation est dans ce cas plus important, la structure étant plus détaillée.

Nous nous intéresserons ici à reproduire les méthodes utilisées dans ces travaux, en utilisant pour les différent matériaux en présence, les comportements identifiés le plus précisément possible, tel que présenté dans les chapitres 2 et 3. On pourra comparer la fiabilité de différents matériaux soumis à un certain chargement thermique ou encore comparer différents chargements thermiques sur la fiabilité d'un trou traversant. Ces

simulations permettent de déterminer des tendances s'appliquant dans l'ensemble des cas. On peut également étudier des configurations particulières, telles que le constructeur les a définies et ainsi travailler plus précisément sur des cas concrets.

4.2 Simulation d'un trou traversant : hypothèses de modélisation

Pour réaliser des simulations sur les trous traversants, il convient de s'assurer que les hypothèses admises ne constituent pas un biais trop important. On s'intéressera dans un premier temps à étudier la vitesse de chargement lors d'une simulation transitoire afin de noter son influence sur le comportement du trou traversant. On s'appliquera ensuite à comparer un modèle 3D à un modèle 2D de trou traversant pour justifier la réduction du modèle et le gain de temps de calcul par des résultats similaires.

4.2.1 Simulation transitoire d'un chargement thermique

Afin de mesurer l'importance des conditions de transferts thermiques, on se propose d'étudier deux simulations avec des vitesses d'application du chargement thermique différentes.

La première vitesse de chargement de 20 °C min^{-1} correspond à un standard de tests de qualification des circuits imprimés en température. Le second chargement, plus rapide, vise à représenter les essais de qualification appelés « chocs », au cours desquels le circuit passe d'une chambre froide à une chambre chaude en 1 s environ, avec des paliers de 50 s.

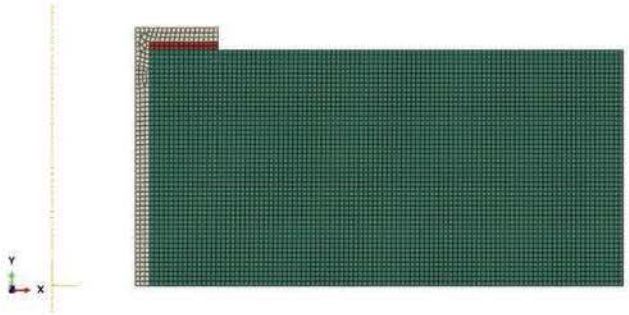


FIGURE 4.2 – Géométrie et maillage du trou traversant.

Hypothèses géométriques

La géométrie du modèle est représentée sur la Figure 4.2. Le trou traversant est représenté par un modèle axisymétrique. Une condition aux limites de symétrie est imposée sur toute la surface inférieure (de normale y). Le substrat est représenté avec une épaisseur de 0,5 mm et une longueur de 1 mm. Le trou traversant a un rayon de 205 µm et le fût de cuivre électrodéposé a une épaisseur de 30 µm. Une pastille de cuivre laminé recuit est représentée à la surface.

Hypothèses de comportements physiques

On souhaite étudier l'influence du temps de chargement thermique sur le comportement du cuivre dans le trou traversant. On utilisera donc une simulation couplée température-déplacement. Le substrat est représenté avec un comportement orthotrope, voir chapitre 2. Il s'agit ici d'un composite à applications hyperfréquences avec une résine à base de Teflon. On doit renseigner pour chaque matériau, en plus du comportement mécanique, le comportement en expansion thermique, la masse volumique, la conductivité et la capacité calorifique. Ces grandeurs ont été obtenues de la littérature pour réaliser une simulation qualitative (tableau 4.1).

matériau	masse volumique [$\mathrm{kg\,m^{-3}}$]	conductivité [$\mathrm{W\,m^{-1}\,K^{-1}}$]	capacité calorifique [$\mathrm{J\,kg^{-1}\,K^{-1}}$]
Substrat	2020	0,56	1400
Cuivre	8960	400	390

Tableau 4.1 – Propriétés des matériaux nécessaires à la simulation thermomécanique transitoire.

Le modèle d'écrouissage mixte de Lemaitre-Chaboche n'est pas compatible avec les simulations « coupled temperature-displacement » dans le logiciel Abaqus. Pour le comportement élasto-plastique du cuivre, un écrouissage isotrope identifié sur un chargement de traction sera donc utilisé. Les deux cuivres (laminé recuit et électrodéposé) ont des comportements élastiques et plastiques différents. Leurs constantes élastiques sont présentées dans le tableau 4.2.

Hypothèses de chargement

On considère le modèle initialement à 20 °C. Une chauffe est réalisée jusqu'à 125 °C avec un palier de stabilisation, puis un refroidissement juqu'à −55 °C et un nouveau palier de stabilisation. Une condition de convection est appliquée sur la surface extérieure du

matériau	E [GPa]	ν [-]
cuivre électrodéposé	92	0,37
cuivre laminé recuit	67	0,37

TABLEAU 4.2 – Modules élastiques des cuivres représentés.

modèle. Dans un premier cas de chargement « lent », la température varie avec une vitesse de 20 °C min^{-1}, avec des paliers de stabilisation de 20 min. Dans le second cas « rapide », la vitesse de chargement est de 100 °C min^{-1} et les paliers de stabilisation durent 49 s.

Maillage

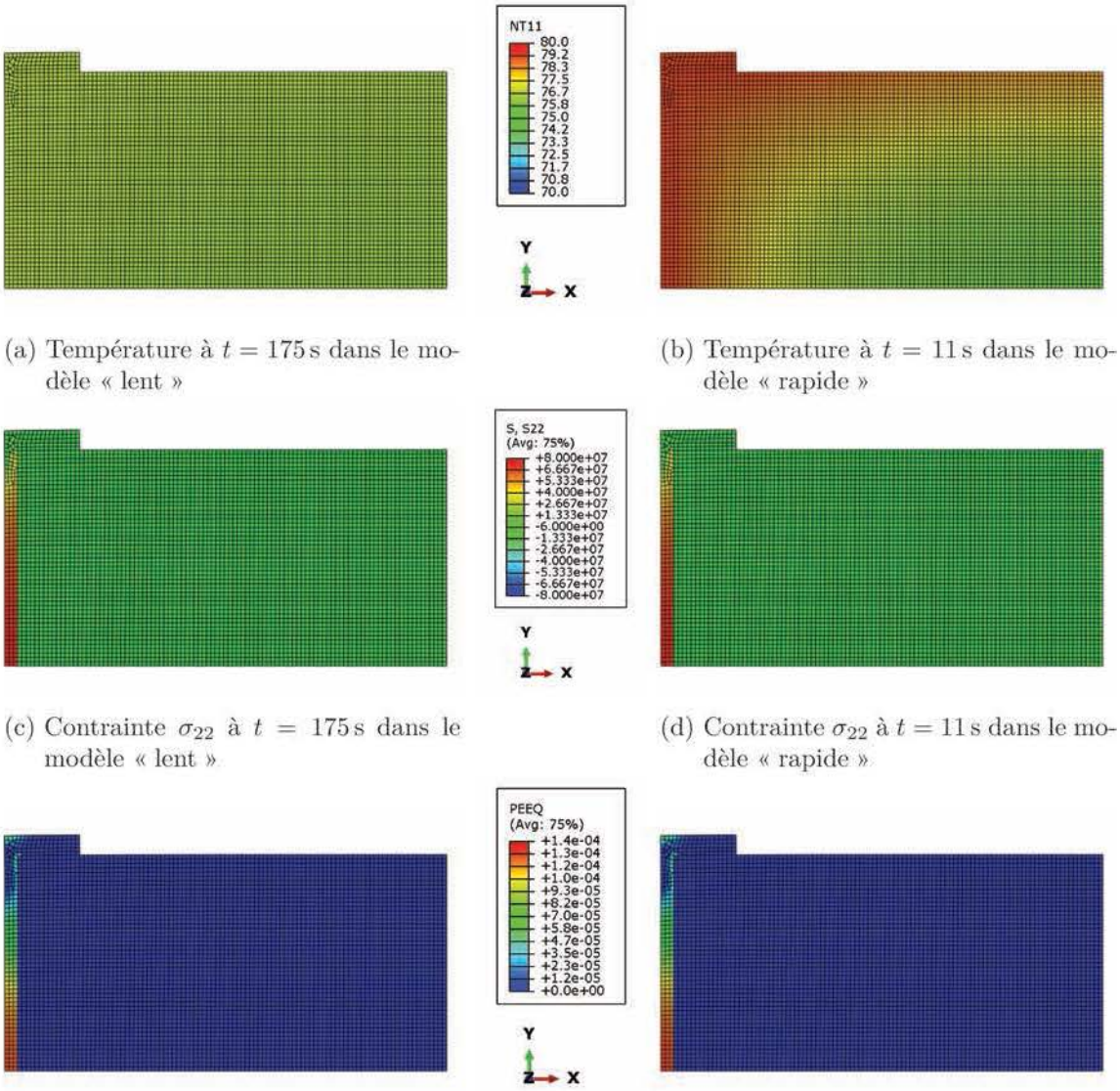
La discrétisation utilisée est représentée sur la Figure 4.2. Le même maillage est utilisé pour les deux cas de chargements. 5245 éléments CAX4T sont utilisés, des quadrilatères à 4 nœuds, axisymétriques à couplage thermique, bilinéaires en déplacement et en température.

Une étude de convergence a montré que trois éléments dans l'épaisseur du cuivre étaient suffisants pour obtenir des résultats indépendants du maillage. De la même manière, les résultats sont insensibles à une augmentation de la longueur du substrat représenté.

Résultats

La Figure 4.3 présente la température, la contrainte σ_{22} (dans la direction hors-plan) et la déformation plastique cumulée pour les deux modèles avec des vitesses de chargements différentes. Les images sont extraites à un instant où la température est proche pour les deux simulations. On voit sur la Figure 4.3a, que la température est complètement homogène dans l'ensemble du modèle « lent » à un instant donné. En comparaison, la Figure 4.3b présente le modèle rapide pour une température proche et on observe un gradient de température entre le fût de cuivre qui est déjà proche de 80 °C alors que le cœur du substrat n'est qu'à environ 75 °C. Pour le modèle rapide, la rampe de température ne dure qu'une seconde et après 49 s de palier en température, l'ensemble du modèle atteint environ 122 °C, contre 125 °C imposés.

Pour les contours de contrainte σ_{22} (Figures 4.3c et 4.3d), et les contours de déformation plastique cumulée (Figures 4.3e et 4.3f), aucune différence notable n'est observée



(a) Température à $t = 175\,\mathrm{s}$ dans le modèle « lent »

(b) Température à $t = 11\,\mathrm{s}$ dans le modèle « rapide »

(c) Contrainte σ_{22} à $t = 175\,\mathrm{s}$ dans le modèle « lent »

(d) Contrainte σ_{22} à $t = 11\,\mathrm{s}$ dans le modèle « rapide »

(e) Déformation plastique cumulée à $t = 175\,\mathrm{s}$ dans le modèle « lent »

(f) Déformation plastique cumulée à $t = 11\,\mathrm{s}$ dans le modèle « rapide »

FIGURE 4.3 – Comparaison des résultats pour les deux vitesses de chargement à une température proche (environ 78 °C).

entre les deux modèles. On peut voir que la contrainte et la déformation plastique cumulée maximales se trouvent dans le cuivre au niveau de la symétrie du modèle, c'est à dire au centre du trou traversant. La Figure 4.4 confirme la faible différence de comportement en comparant la contrainte σ_{22} en fonction de la température pour les deux cas de chargement. Les contraintes σ_{11}, σ_{33} et σ_{12} ne sont pas présentées ici car elles sont inférieures d'au moins un ordre de grandeur par rapport à la contrainte σ_{22}.

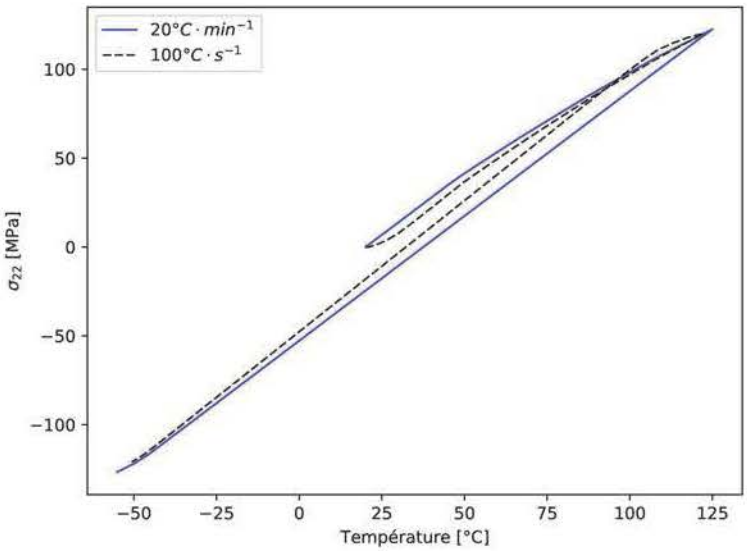
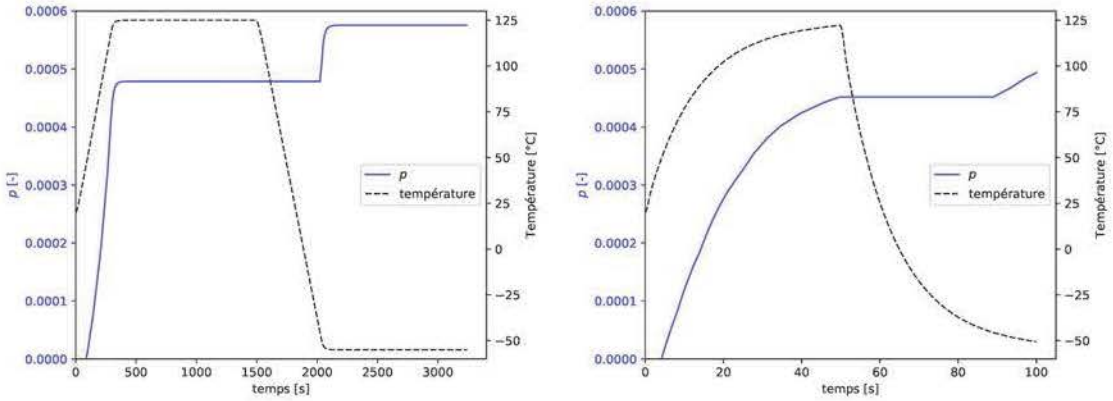


FIGURE 4.4 – Comparaison de l'influence de la vitesse de chargement sur la contrainte σ_{22} (dans la direction hors-plan) lors d'une chauffe et un refroidissement.

Dans le cas du chargement « lent », lors de l'augmentation de la température, la conduction de la chaleur est suffisamment rapide pour que l'ensemble du modèle se trouve à une température homogène. Le substrat se dilate plus que le cuivre et celui-ci est donc soumis à une contrainte de traction, si bien qu'il plastifie. Lors du refroidissement, le cuivre est en compression et plastifie à nouveau.

Pour le chargement « rapide » (1s avec condition de convection), le comportement est globalement le même que pour une chauffe lente, à ceci près que l'augmentation de température est légèrement trop rapide pour que tout le modèle soit tout à fait à la même température (Figure 4.3b). De plus, le palier de 49 s imposé n'est pas suffisamment long pour atteindre exactement la température souhaitée. On atteint 122 °C pour la chauffe et −50 °C pour le refroidissement. La Figure 4.5 montre l'évolution de la déformation plastique cumulée p et de la température dans les deux chargements. On observe que la

déformation plastique cumulée atteint approximativement la même valeur après l'étape de chauffe pour les deux modèles. En revanche, le refroidissement n'est pas complet pour le modèle « rapide » et la déformation plastique est alors moins importante que pour le modèle « lent ».



(a) Variation de la déformation plastique cumulée p et de la température en fonction du temps pour un chargement en température de $20\,°\mathrm{C\,min^{-1}}$.

(b) Variation de la déformation plastique cumulée p et de la température en fonction du temps pour un chargement en température de $100\,°\mathrm{C\,s^{-1}}$.

FIGURE 4.5 – Évolutions de la déformation plastique cumulée et de la température en fonction du temps pour (a) le chargement « lent » et (b) le chargement « rapide ».

Conclusions

Les essais de qualification pour des circuits imprimés à applications spatiales se font généralement à une vitesse de chargement de $10\,°\mathrm{C\,min^{-1}}$ ou $20\,°\mathrm{C\,min^{-1}}$ et on observe ici (à $20\,°\mathrm{C\,min^{-1}}$) que l'ensemble du modèle se trouve constamment à une température homogène. On peut en conclure qu'il est inutile pour ces simulations de tenir compte du transfert de chaleur, et l'utilisation d'une température homogène dans tout le modèle permet de représenter correctement le chargement. C'est cette méthode qui sera utilisée dans la suite de cette thèse pour toutes les simulations.

Par ailleurs, pour les essais dits chocs, au cours desquels le circuit passe d'une chambre froide à une chambre chaude en 1 s environ, comme représenté par le modèle « rapide », on trouve des déformations plastiques cumulées moins élevées qu'avec les chargements lents. Cela est dû au fait que le circuit n'atteint pas tout à fait la température visée dans le temps laissé par les paliers isothermes. Ces sollicitations seraient donc moins

contraignantes pour les trous traversants, ou en tous cas pour ceux composés de substrats à base Téflon.

La simulation de la soudure de composants sur le circuit est un cas de chargement qui n'a pas été étudiée ici car cela fait intervenir des températures supérieures à la T_g des matériaux et leurs propriétés n'ont pas été étudiées sur cette plage. Une soudure au fer peut soumettre le trou traversant à plus de 300 °C en moins d'une seconde. Cela en fait une opération contraignante pour la carte, qu'il est important de prendre en compte lors de la qualification dans le cas de circuits imprimés supportant des éléments soudés au fer. Ce cas de chargement n'est pas étudié ici mais constitue l'une des poursuites envisagées après la thèse.

4.2.2 Comparaison d'une simulation 2D axisymétrique à un modèle 3D

Tenir compte des symétries peut permettre de diminuer drastiquement la dimension d'un modèle et par conséquent le temps de calculs lors d'une simulation. La plupart des configurations que nous étudierons présentent une symétrie dans leur construction, les substrats utilisés sont symétriques par rapport au plan médian du circuit. De plus, nous n'étudions qu'un seul trou et le modèle présente donc trois plans de symétrie. On peut de fait réduire le modèle à un huitième du modèle total.

Du fait de la géométrie cylindrique d'un trou traversant, on est également tentés d'utiliser un modèle par symétrie cylindrique et ainsi se réduire à un modèle 2D. Mais les substrats composites possèdent des propriétés différentes selon la direction du plan dont cette symétrie ne permet pas de tenir compte. On se propose donc ici de comparer un modèle 3D à un modèle axisymétrique afin de quantifier l'erreur occasionnée par cette réduction de modèle.

Géométrie

La géométrie représentée est la même pour les deux modèles, à ceci près qu'une extrusion par révolution d'un quart de tour du modèle 2D donne le modèle 3D. Le diamètre du trou traversant est de 100 µm, l'épaisseur totale du substrat (la moitié est représentée) est de 1560 µm, la longueur est 2 mm. Une pastille de cuivre laminé recuit de 17,5 µm est présente en surface et 10 µm de cuivre électrodéposé recouvrent le trou et la pastille.

Matériaux

Le comportement du substrat représenté a été identifié par la méthode présentée dans le chapitre 2. Il s'agit d'un matériau utilisé dans les circuits hyperfréquences avec une

résine non-PTFE, dont le comportement dans les directions trame et chaîne est différent. Un comportement thermoélastique orthotrope est attribué. Le comportement élasto-plastique des deux cuivres présents sont décrits par le modèle de Lemaitre-Chaboche et les constantes identifiées sur chaque cuivre, avec la méthode présentée au chapitre 3.

Chargement

Un chargement en température est appliqué aux modèles, sans tenir compte des effets de transferts de chaleur car ils sont négligeables, comme vu précédemment. La température est donc appliquée uniformément sur tout le modèle, à 20 °C au départ, puis varie entre les extrêmes −55 °C et 125 °C. La structure subit 20 cycles thermiques.

Maillage

Le modèle 3D est composé d'éléments C3D8R, d'interpolation linéaire à intégration réduite. Le modèle présente environ 306 000 éléments avec une densité d'éléments augmentée au niveau du fût de cuivre.

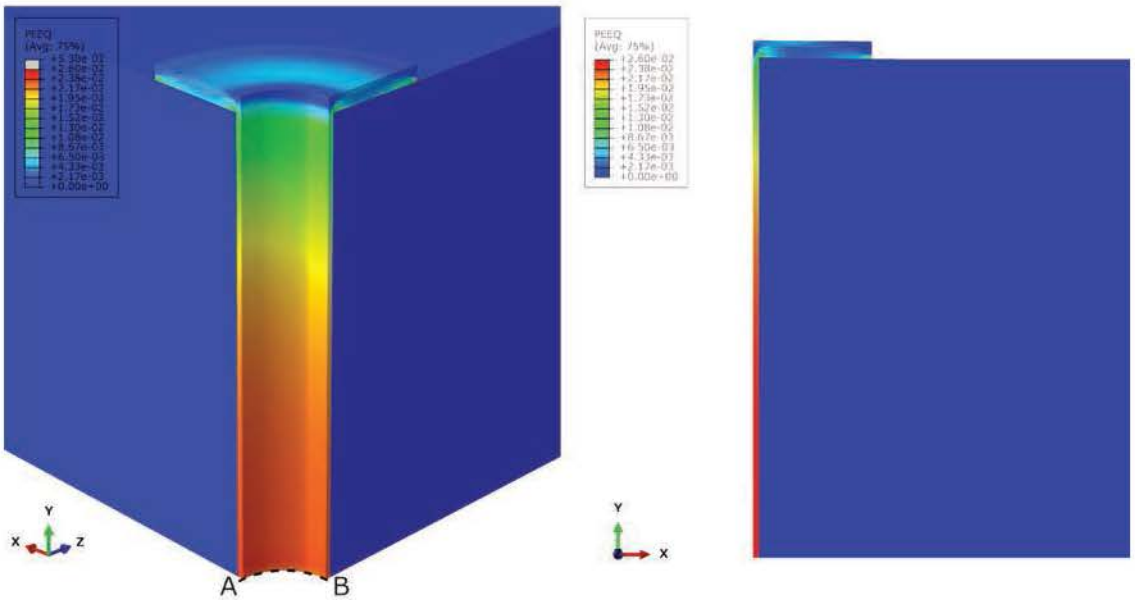
Le modèle 2D axisymétrique comporte environ 28 000 éléments CAX3 et CAX4R, éléments axisymétriques triangulaires ou quadrilatères à interpolation linéaire.

Dans les deux cas, on s'est assurés que le maillage était suffisamment fin pour que la solution n'en dépende pas.

Comparaison des résultats

Les distributions spatiales de la déformation plastique cumulée sont présentées sur la Figure 4.6 pour le modèle 3D et le modèle 2D, après 20 cycles de chargement. Les contours sont très similaires pour les deux simulations. Le modèle 3D permet d'observer des variations de comportement en fonction de l'orientation, ce que ne permet pas la représentation axisymétrique. La Figure 4.7a présente la variation de la déformation plastique cumulée p dans le fût de cuivre, au niveau de la symétrie (là où la déformation plastique est maximale, ligne AB de la Figure 4.6a), après 20 cycles. p est tracé en fonction de l'orientation dans le plan et on peut voir une légère variation en fonction de l'angle. Sur la Figure 4.7b, l'incrément de déformation plastique pour chaque cycle est reporté pour le modèle axisymétrique, le modèle 3D dans l'orientation 0° et le modèle 3D dans l'orientation 90°. On peut voir ici que la différence de comportement entre 0° et 90° est finalement très faible et que le modèle axisymétrique fournit un résultat très proche de ces deux orientations, légèrement surestimé, pour un temps de calcul 24 fois plus court.

On peut donc conclure qu'il n'est pas indispensable d'utiliser un modèle 3D pour représenter un trou traversant. Vu la faible différence entre les résultats du modèle axisymétrique et ceux du modèle 3D quelle que soit la direction et vu le gain de temps de calcul, il est clairement avantageux d'utiliser une représentation axisymétrique pour ce type de simulations.



(a) Déformation plastique cumulée dans le modèle 3D.

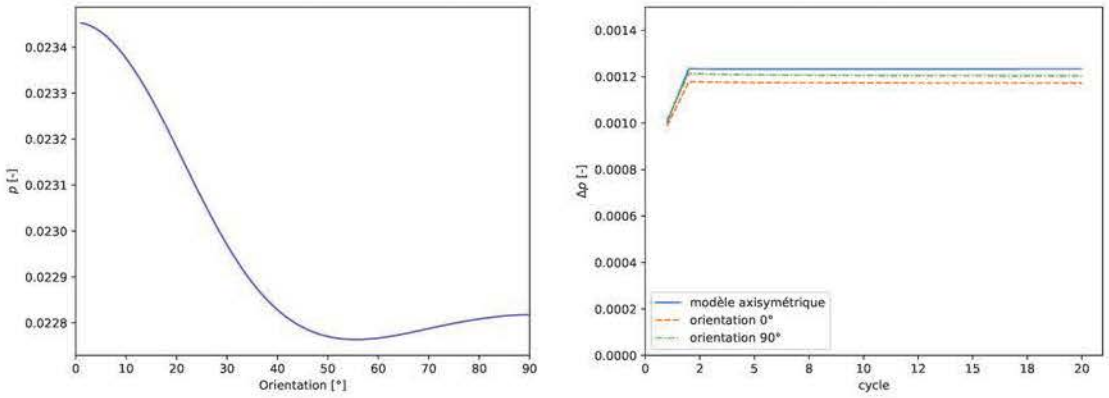
(b) Déformation plastique cumulée dans le modèle 2D.

FIGURE 4.6 – Déformation pastique cumulée après 20 cycles de chargement dans le modèle 3D et dans le modèle 2D.

4.3 Étude paramétrique sur un trou traversant

Après avoir clairement défini les hypothèses de simulation des trous traversants (modèle 2D axisymétrique, température homogène dans le modèle, densité du maillage, etc.), il est possible de réaliser une étude paramétrique sur les trous traversants. On pourra faire varier le diamètre du trou, l'épaisseur du substrat, l'épaisseur de cuivre électrodéposé dans le trou, le matériau composant le substrat ou encore la plage de température à laquelle le système est soumis.

Une configuration de référence est examinée, dont les propriétés sont exposées dans le tableau 4.3. Toutes les autres configurations seront semblables à cette configuration, avec à chaque fois un seul paramètre qui diffère. La longueur du substrat est de 2 mm,

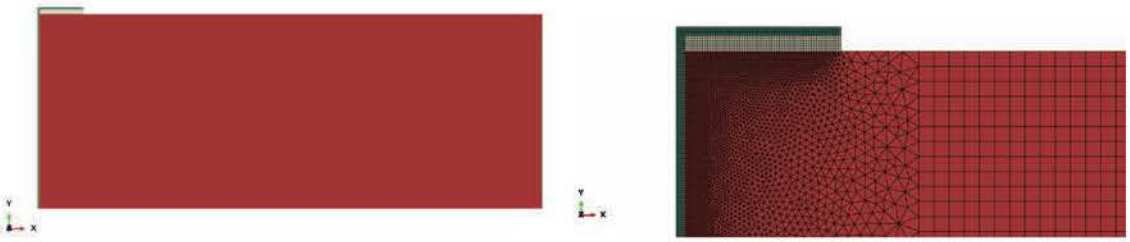


(a) Variation de la déformation plastique cumulée p autour d'un trou traversant en fonction de l'orientation (suivant la ligne AB de la Figure 4.6a). État obtenu après 20 cycles.

(b) Comparaison de l'incrément de déformation plastique au centre du trou traversant simulé en 3D et en axisymétrique. Pour le modèle 3D, l'incrément de déformation plastique est tracé aux positions 0° et 90°.

FIGURE 4.7 – Comparaison d'une simulation 3D avec une simulation axisymétrique 2D.

environ 30 000 éléments discrétisent la structure, avec quatre éléments dans l'épaisseur du cuivre. Une pastille de cuivre laminé recuit d'épaisseur 17,5 µm est présente en surface. Le modèle de référence et son maillage sont présentés sur la Figure 4.8.



(a) Modèle de la configuration de référence. Chaque matériau est représenté dans une couleur différente.

(b) Maillage au niveau de la pastille de cuivre et du trou traversant.

FIGURE 4.8 – Modèle et maillage de la configuration de référence.

La Figure 4.9 présente la déformation plastique cumulée dans le fût de cuivre après 20 cycles de chargement thermique [−55 °C ; 125 °C]. La simulation est en 2D axisymétrique, avec une symétrie au niveau du plan médian, mais le résultat est présenté ici en représentant les symétries. On peut donc voir que la déformation plastique cumulée est maximale à nouveau au centre du trou traversant. La Figure 4.10a montre l'évolution de la déformation plastique cumulée au centre du fût de cuivre en fonction des cycles de

matériau du substrat	épaisseur du substrat [µm]	diamètre du trou traversant [µm]	épaisseur de cuivre électrodéposé [µm]	plage de température [°C]
matériau 1 (résine non-PTFE)	780	200	10	[−55 ; +125]

TABLEAU 4.3 – Propriétés de la simulation de référence, qui seront modifiées lors de l'étude paramétrique.

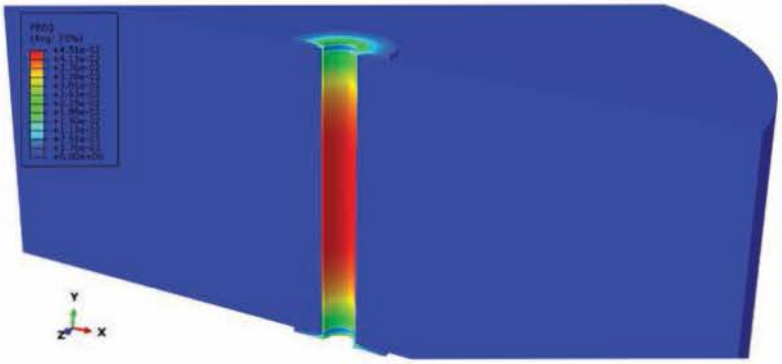
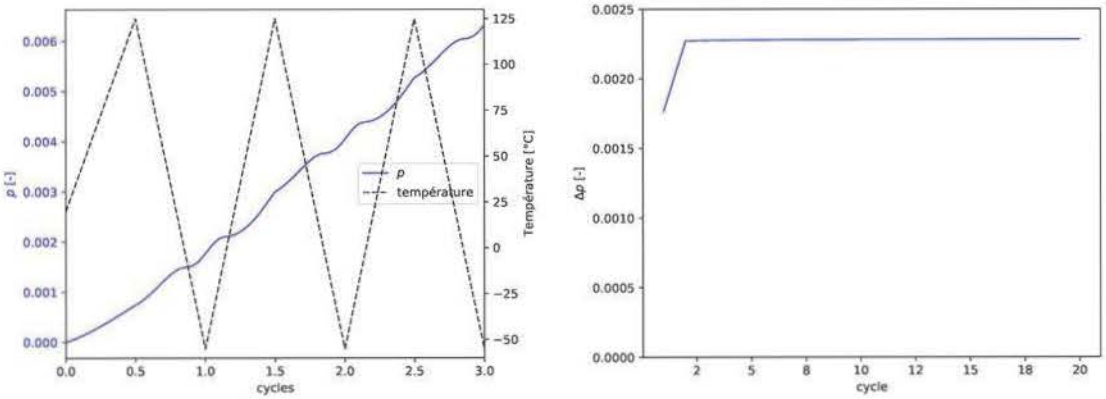


FIGURE 4.9 – Déformation plastique cumulée dans le fût de cuivre pour la configuration de référence. Les symétries ont été appliquées sur le résultat pour la présentation.



(a) Variation de la déformation plastique cumulée p avec les cycles de température. La température est également tracée avec un axe vertical secondaire.

(b) Évolution de l'incrément de déformation plastique au centre du trou traversant pour 20 cycles de chargement thermique [−55 °C ; 125 °C].

FIGURE 4.10 – Résultats de simulation sur la configuration de référence.

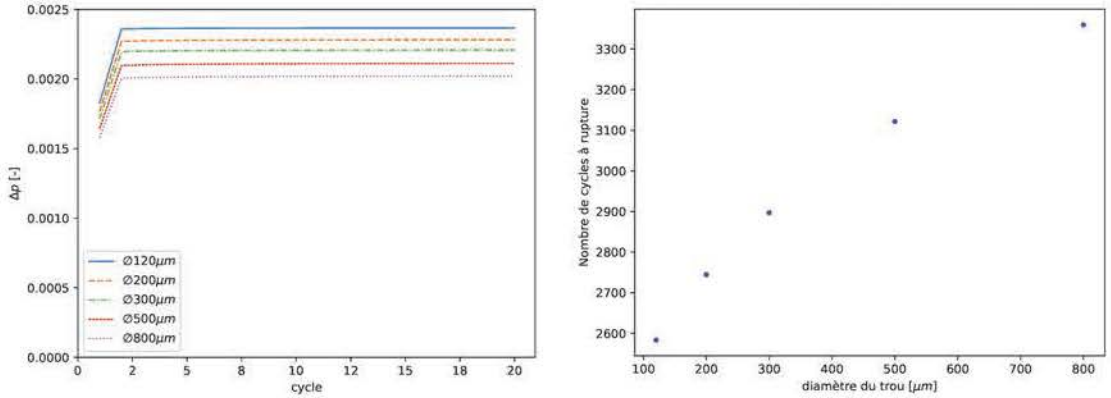
chargement. L'évolution de la température est également tracée sur l'axe secondaire. On peut noter qu'aucun palier de température n'a été utilisé, en effet ceux-ci sont inutiles du fait de l'homogénéité de la température dans le modèle et puisque les propriétés des matériaux sont définies comme indépendantes du temps. À chaque cycle, la déformation plastique cumulée augmente dans le fût de cuivre et l'incrément de déformation plastique Δp pour chaque cycle a été reporté sur la Figure 4.10b. On peut voir que celui-ci se stabilise très rapidement avec les cycles. Représenter 20 cycles thermiques est par conséquent largement suffisant pour arriver à une solution stabilisée.

Grâce à la relation de Coffin-Manson (3.21) présentée au chapitre 3, il est possible de lier cet incrément de déformation plastique stabilisé avec le nombre de cycles à rupture du cuivre. L'identification des paramètres de la relation de Coffin-Manson a pour le moment uniquement été réalisée sur un cuivre différent de celui présent dans les trous traversants. Or, on sait de la littérature que le cuivre électrodéposé a une ductilité moins importante et durée de vie en sollicitations mécaniques plus courte que le cuivre laminé recuit identifié, [12]. Les paramètres du cuivre laminé recuit conduisant à des durées de vie trop importantes comparées à l'expérience des fabricants, on utilisera ici les paramètres de la littérature [12] pour l'estimation des durées de vie ($\varepsilon_f = 0,2$ et $c = -0,6$). Cela conduit à une durée de vie de 2745 cycles pour cette configuration particulière.

4.3.1 Diamètre du trou traversant

Pour étudier l'effet du diamètre du trou traversant sur sa fiabilité, cinq simulations ont été réalisées en faisant varier uniquement le diamètre du trou, tous les autres paramètres étant égaux par ailleurs. La Figure 4.11a montre l'évolution de l'incrément de déformation plastique en fonction du nombre de cycles et la Figure 4.11b présente l'effet du diamètre sur la durée de vie du trou traversant, en utilisant la relation de Coffin-Manson.

On remarque qu'augmenter le diamètre du trou traversant permet de diminuer la déformation plastique engendrée dans le fût de cuivre et donc d'augmenter sa durée de vie. Par exemple, diminuer le diamètre de 200 µm à 120 µm diminue le nombre de cycles à rupture de 2745 à 2584. Cela n'est pas linéaire et plus le diamètre est important, moins cela a d'influence sur la fiabilité. On observe sur la Figure4.11b que l'effet du rayon sur la durée de vie estimée n'est pas une relation linéaire. À mesure que le diamètre du trou augmente, l'accroissement de durée de vie diminue. On peut faire une analogie avec un problème de thermo-élasticité (cylindre composite sous chargement thermique).



(a) Variation de l'incrément de déformation plastique Δp pour chaque diamètre de trou avec les cycles de température.

(b) Incidence du diamètre du trou traversant sur sa durée de vie.

FIGURE 4.11 – Effet du diamètre du trou traversant sur la fiabilité d'un PTH.

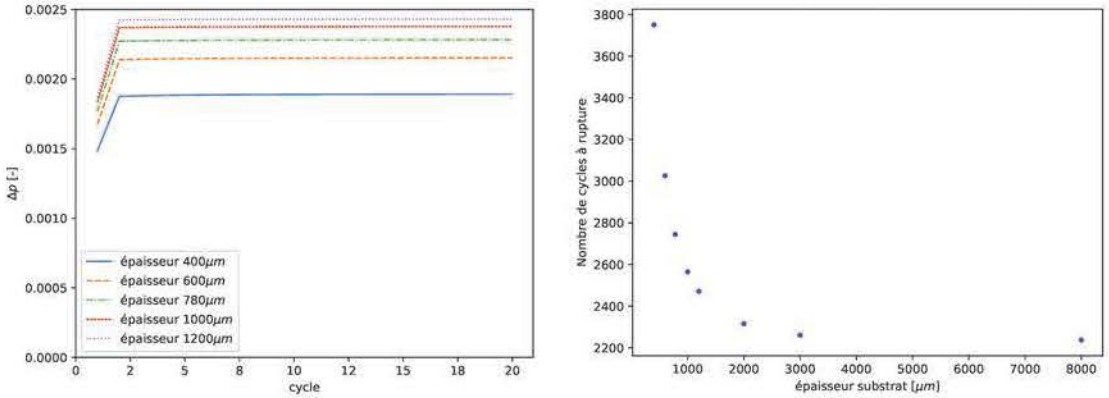
Évidemment, dans ce problème classique, la plasticité est négligée mais l'intensité des contraintes axiales en fonction de l'accroissement du rayon suit aussi cette tendance.

4.3.2 Épaisseur du substrat

On fait maintenant varier l'épaisseur du substrat et on observe l'effet sur la déformation plastique cumulée dans le trou traversant. La Figure 4.12a montre l'évolution de l'incrément de déformation plastique en fonction du nombre de cycles et la Figure 4.12b présente l'effet de l'épaisseur du substrat sur la durée de vie du trou traversant, en utilisant la relation de Coffin-Manson.

En faisant varier l'épaisseur du substrat, on peut constater que plus celle-ci est élevée, plus la durée de vie du trou traversant est courte. Cette relation est non-linéaire et l'effet sur la durée de vie est de moins en moins marqué en augmentant l'épaisseur. Dans notre cas, passer de 400 µm à 600 µm d'épaisseur fait chuter le nombre de cycles à rupture de 3751 à 3026. Il est donc intéressant, si cela est possible, d'avoir des épaisseurs de substrat faibles pour la fiabilité du circuit imprimé. Cela est cependant incompatible avec la tendance actuelle d'augmenter le nombre de couches et donc de rendre les circuits plus épais.

On peut aussi observer que pour des épaisseurs très importantes, au delà des valeurs usuelles adoptées pour les cartes de circuits imprimés, l'effet de l'épaisseur sur la durée de vie devient pratiquement nul. En effet, sur la Figure 4.12b, nous ne constatons plus aucune variation entre un circuit de 3 mm et un circuit de 8 mm d'épaisseur. En fait, les



(a) Variation de l'incrément de déformation plastique Δp pour différentes épaisseurs de substrat avec les cycles de température.

(b) Incidence de l'épaisseur du substrat sur la durée de vie du trou traversant.

FIGURE 4.12 – Effet de l'épaisseur du substrat sur la fiabilité d'un PTH.

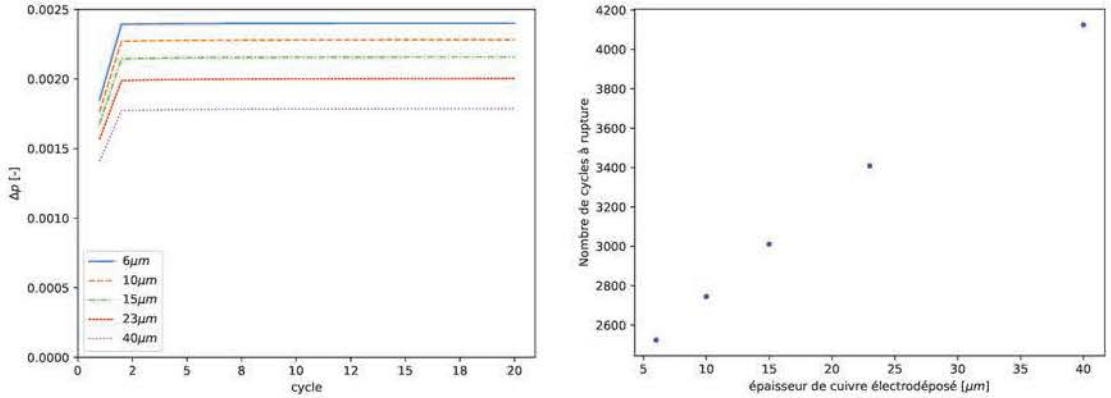
simulations conduites pour une carte d'épaisseur importante montrent que la contrainte devient homogène à une certaine distance de la surface. Le fait que la contrainte maximale (et aussi la déformation plastique cumulée maximale) se trouve au centre du PTH est donc imputable à des effets de bords. Ceux-ci jouent un rôle prédominant pour des épaisseurs usuelles (de l'ordre du millimètre) et deviennent inopérants pour des circuits épais.

4.3.3 Épaisseur de cuivre électrodéposé

L'effet de l'épaisseur de cuivre électrodéposé dans le trou traversant est maintenant étudié. On fait varier cette valeur de 6 µm à 40 µm et on compare la déformation plastique cumulée résultant des cycles thermiques pour chaque configuration. La Figure 4.13a montre l'évolution de l'incrément de déformation plastique en fonction du nombre de cycles et la Figure 4.13b présente l'effet de l'épaisseur de cuivre électrodéposé sur la durée de vie du trou traversant, en utilisant la relation de Coffin-Manson.

Sur la plage d'épaisseurs considérées et dans cette configuration particulière, l'augmentation de l'épaisseur de cuivre électrodéposé dans le trou traversant est quasiment linéairement corrélée avec le nombre de cycles à rupture du trou traversant. Passer de 10 µm à 40 µm de cuivre permet d'augmenter la durée de vie de 2745 à 4125 cycles.

En augmentant l'épaisseur de cuivre dans le fût métallisé, celui-ci se trouve renforcé et subira donc moins fortement les déformations induites par l'expansion thermique du substrat. De ce fait, les contraintes dans le fût de cuivre vont diminuer et la durée



(a) Variation de l'incrément de déformation plastique Δp pour chaque épaisseur de cuivre avec les cycles de température.

(b) Incidence de l'épaisseur de cuivre électrodéposé dans le trou traversant sur sa durée de vie.

FIGURE 4.13 – Effet de l'épaisseur de cuivre électrodéposé sur la fiabilité d'un PTH.

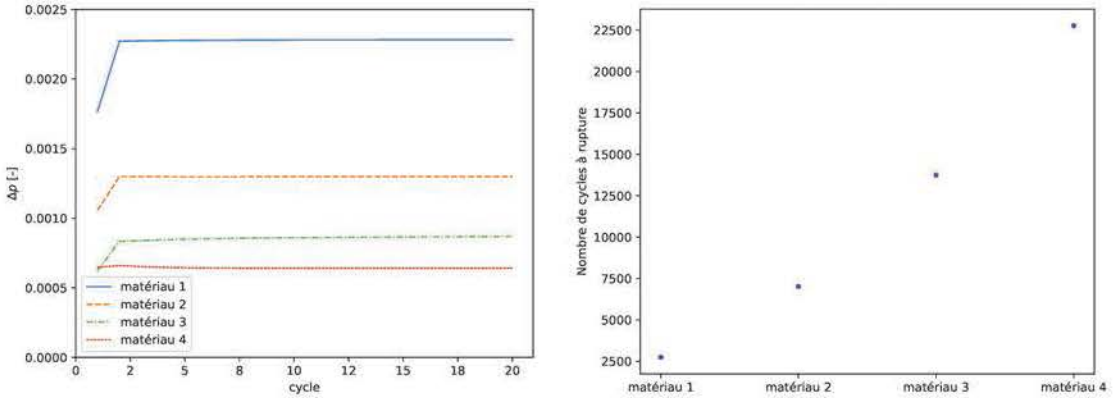
de vie s'en trouvera renforcée. L'exemple du cylindre composite en thermo-élasticité isotrope soumis à un chargement en température permet aussi de retrouver ce résultat. Évidemment le contexte ici est bien différent (absence de plasticité).

4.3.4 Matériau composant le substrat

Quatre substrats composites isolants utilisés dans les circuits imprimés hyperfréquences ont été étudiés au cours de la thèse et on peut ici comparer la réponse du trou traversant au chargement en température pour chaque matériau. Le matériau 1 est celui utilisé dans toutes les autres configurations de l'étude paramétrique. Les matériaux 1 et 2 possèdent une résine non-PTFE, et proviennent de deux constructeurs différents. Les matériaux 3 et 4 possèdent eux une résine PTFE, et proviennent également de deux constructeurs différents. Ces quatre matériaux sont très différents dans leur structure composite et également dans la résine qui les compose.

La Figure 4.14a montre l'évolution de l'incrément de déformation plastique en fonction du nombre de cycles et la Figure 4.14b présente l'effet du matériau sur la durée de vie du trou traversant, en utilisant la relation de Coffin-Manson.

Pour comprendre les différences de réponse entre les matériaux, il faut connaître leurs comportements thermomécaniques. Les coefficients d'expansion thermiques dans la direction hors-plan de ces quatre matériaux sont représentés en fonction de la température sur la Figure 4.15. Chaque courbe est le résultat de la moyenne d'au moins trois essais d'expansion sur le matériau considéré.



(a) Variation de l'incrément de déformation plastique Δp pour chaque substrat différent avec les cycles de température.

(b) Incidence du substrat sur la durée de vie du trou traversant.

FIGURE 4.14 – Effet du choix du matériau composant le substrat sur la fiabilité d'un PTH.

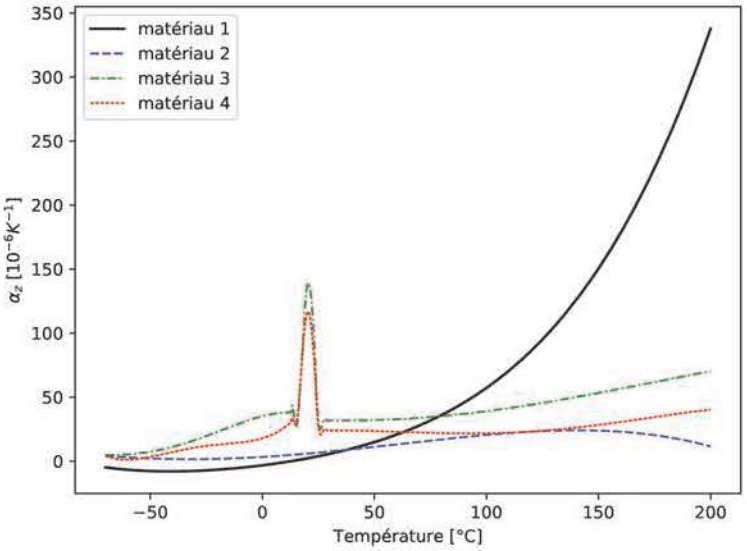


FIGURE 4.15 – Coefficients d'expansion thermique dans la direction hors-plan des quatre matériaux étudiés en fonction de la température. Ces mesures ont été réalisées au LEM3 sur l'équipement TMA 402 Hyperion F3 de Netzsch.

On peut voir que les matériaux 1 et 2 à résine non-PTFE présentent des comportements en expansion thermique bien différents. Le matériau 1 montre un coefficient

d'expansion α_z de plus en plus important avec l'augmentation de la température. C'est la réponse classique d'un matériau thermoplastique lorsque l'on approche de sa T_g. Le matériau 2 possède un α_z relativement faible et variant moins avec la température. Les matériaux 3 et 4 sont composés d'une résine Téflon (PTFE) et ont un module α_z qui augmente assez régulièrement avec la température, sans atteindre une valeur très élevée. On note toutefois un pic d'expansion pour ces deux matériaux à 20 °C, que l'on peut attribuer à une transformation de phase dans le Téflon [113]. Cela a bien un effet sur la plastification du cuivre, mais puisque la plage de température où cela se produit est courte, la déformation engendrée reste relativement peu importante.

Il faut aussi noter que le module de Young dans la direction hors-plan varie sensiblement d'un matériau à l'autre et également en fonction de la température, comme on a pu le voir au chapitre 2. On peut retenir qu'à 20 °C, les substrats à résine Téflon (PTFE) ont un module de Young dans la direction hors-plan d'environ 2 GPa (qui décroît quand la température augmente). Les substrats à résine non-PTFE étudiés ici ont un module de Young dans la direction hors-plan d'environ 10 GPa à 15 GPa (décroissant également quand la température augmente). Cela joue aussi un rôle déterminant. En effet, un matériau avec un faible module de Young dans la direction hors-plan (comme c'est le cas des matériaux à résine Téflon ici), ne sera pas suffisamment rigide pour déformer significativement le cuivre lors de l'expansion, et cela même si son CTE hors-plan est important. On peut notamment voir que le matériau 2 présente un α_z inférieur au matériau 3. Mais son module de Young E_z étant largement supérieur, cela entraîne de plus grandes déformations plastiques dans le cuivre et conduit à une durée de vie en cyclage thermique plus courte. Les résultats présentés permettent de retrouver les tendances sur des circuits réels fabriqués pour des applications hyperfréquences.

4.3.5 Plage de température

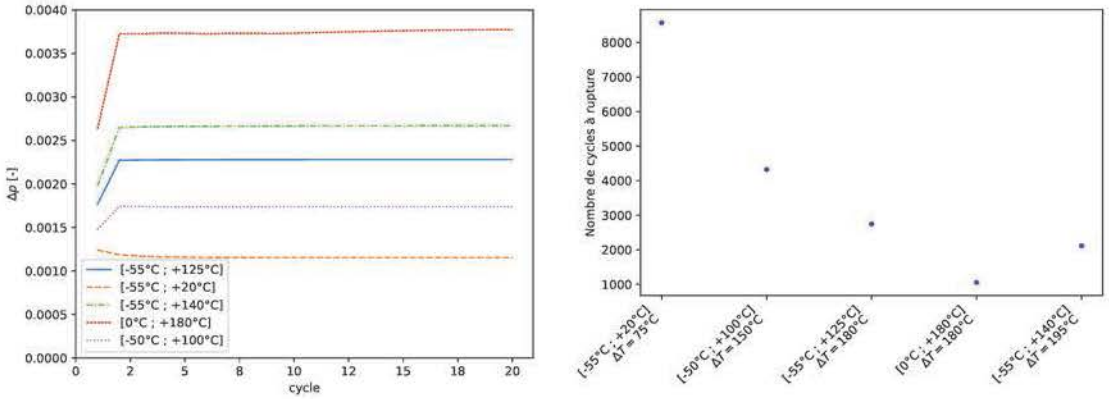
En fonction de leur application, les circuits imprimés seront amenés à subir différents chargements thermiques. Un des chargements thermiques standards du domaine spatial est le chargement [−55 °C ; 125 °C]. Mais on peut également trouver le chargement [−50 °C ; 100 °C], ou encore une amplitude thermique de $\Delta T = 200$ °C, sans contrainte sur les températures extrêmes. Cinq chargements différents ont été appliqués ici à une même structure afin de comparer leur influence sur la réponse mécanique et la durée de vie estimée du trou traversant :

— Le chargement [−55 °C ; 125 °C], standard de qualifications spatiales,
— Le chargement [−55 °C ; 20 °C], d'amplitude moins importante,

— Le chargement [−55 °C ; 140 °C], d'amplitude plus importante,
— Le chargement [0 °C ; 180 °C], avec la même amplitude thermique de $\Delta T = 180\,°C$ que le premier cas,
— Le chargement [−50 °C ; 100 °C], autre standard de qualifications spatiales.

Le comportement mécanique du matériau 1 n'ayant été mesuré que dans la plage [−55 °C ; 125 °C], les modules d'élasticité ont été estimés au delà de cette plage de température. Cela permet de représenter qualitativement la réponse du trou traversant, même si le comportement réel n'est ici pas parfaitement représenté.

La Figure 4.16a montre l'évolution de l'incrément de déformation plastique en fonction du nombre de cycles pour chaque plage de température simulée et la Figure 4.16b présente l'effet du chargement thermique sur la durée de vie du trou traversant, en utilisant la relation de Coffin-Manson.



(a) Variation de l'incrément de déformation plastique Δp avec les cycles de chargement pour chaque amplitude de température différente.

(b) Incidence du chargement thermique sur la durée de vie du trou traversant.

FIGURE 4.16 – Effet de la plage de température sur la fiabilité d'un PTH.

On peut constater d'importantes variations d'une configuration à l'autre pour l'incrément de déformation plastique stabilisé, qui se reporte donc sur le nombre de cycles à rupture. On voit notamment que diminuer l'amplitude thermique de [−55 °C ; 125 °C] à [−55 °C ; 20 °C] permet de passer de 2745 à 8572 cycles à rupture, soit le triple. En revanche, augmenter la température haute du cycle thermique diminue la fiabilité et le nombre de cycles à rupture tombe à 2114.

Le cycle [0 °C ; 180 °C] possède le même ΔT de 180 °C que le cycle [−55 °C ; 125 °C]. Le nombre de cycles à rupture diminue cependant et passe de 2745 à 1187. Cela s'explique

facilement lorsque l'on regarde le comportement en expansion thermique du matériau 1 (Figure 4.15). En effet, même si le module de Young E_z diminue avec la température et tombe en dessous de 3 GPa, on voit que le CTE α_z augmente beaucoup plus rapidement. Le substrat se dilate donc plus que pour le chargement [−55 °C ; 125 °C], le cuivre plastifie d'avantage et le nombre de cycles à rupture est plus de deux fois inférieur.

Le chargement [−50 °C ; 100 °C] est un autre standard des qualifications spatiales et se trouve moins contraignant que le chargement [−55 °C ; 125 °C]. On peut voir ici que le nombre de cycles à rupture atteint 4321 et est donc multiplié par 1,6.

On peut conclure de cette analyse que la gamme de chargement thermique joue un rôle très important sur la fiabilité du circuit imprimé. On a par exemple pu voir qu'une même amplitude $\Delta T = 180\,°\mathrm{C}$ peut conduire à des durées de vie très différentes selon qu'elle est appliquée sur une plage de température ou une autre. Cela dépend majoritairement des propriétés des matériaux en présence et la bonne connaissance de leurs propriétés est donc primordiale.

4.4 Étude d'une configuration particulière

Grâce aux propriétés des matériaux que l'on a pu identifier (voir chapitre 2 pour les substrats composites et chapitre 3 pour les cuivres), on peut représenter une configuration particulière de circuit imprimé et simuler son comportement en réponse à un chargement thermique. La rupture du cuivre dans les trous traversants est une de causes majeures de défaillance dans les circuits imprimés soumis à des chargements thermiques. On se propose ici d'étudier un trou traversant présent dans un circuit imprimé multicouche constitué de deux substrats différents empilés selon une séquence particulière.

4.4.1 Hypothèses de simulation du trou traversant

D'après les différentes études présentées ci-dessus dans la section 4.2, on sait que l'on peut représenter le trou traversant par un modèle 2D axisymétrique sans perdre beaucoup d'information sur le comportement du trou traversant. De plus, on peut appliquer la température de manière homogène dans l'ensemble du modèle, car une simulation transitoire fournit le même résultat pour le chargement considéré.

La géométrie du modèle étudié est présentée sur la Figure 4.17. Les deux substrats utilisés sont représentés par deux couleurs différentes. Il s'agit du matériau 1, matériau utilisé dans les circuits imprimés hyperfréquence avec une résine non-PTFE et du matériau 5, un matériau largement utilisé dans l'industrie du circuit imprimé, composé

d'une résine à base d'époxy. Le matériau 1 est disponible en pré-imprégnés de 40 µm d'épaisseur et le matériau 5 en stratifiés de 100 µm. L'assemblage consiste en une alternance de 3 pré-imprégnés de matériau 1, et un stratifié de matériau 5. La structure est symétrique et la couche centrale est en matériau 5. L'assemblage comporte 12 couches de cuivre (Figure 4.17). Le trou a un diamètre de 100 µm et est recouvert de 10 µm de cuivre électrodéposé. Le stratifié a été représenté sur une longueur de 2 mm. L'épaisseur totale du multicouche est de 1220 µm.

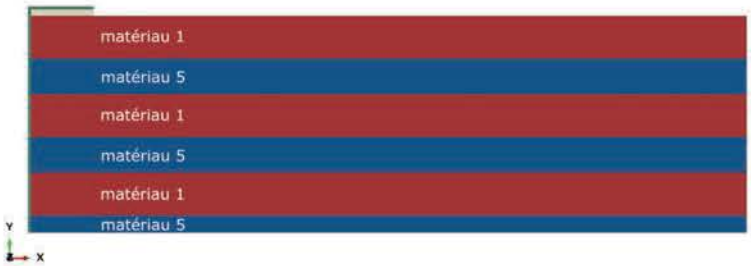


FIGURE 4.17 – Modèle 2D axisymétrique de la structure étudiée. Une condition de symétrie permet de ne représenter que la moitié de l'épaisseur.

25 000 éléments CAX4R discrétisent le modèle, des éléments axisymétriques quadrilatères à interpolation linéaire. Une étude de maillage a été réalisée afin de s'assurer que la solution n'en soit pas dépendante. 20 cycles de chargement [−55 °C ; 125 °C] sont appliqués à la structure.

Le comportement du matériau 1 a déjà été décrit plus haut. Ses modules élastiques diminuent sensiblement quand la température augmente, E_z passant d'environ 12 GPa à 2 GPa entre −55 °C et 125 °C. Son comportement en expansion thermique α_z est tracé sur la Figure 4.15. Le matériau 5 possède un comportement élastique qui varie peu dans la plage de température étudiée, avec E_z diminuant avec la température, entre 16 GPa et 12 GPa, plus rigide que le matériau 1. Son CTE α_z augmente avec la température mais n'est pas aussi élevé que celui du matériau 1, ne dépassant pas les $16 \times 10^{-6}\,\mathrm{K}^{-1}$ à 125 °C.

4.4.2 Résultats de la simulation

La déformation plastique cumulée p dans le fût de cuivre est tracée sur la Figure 4.18 pour chaque cycle de chargement. On peut voir qu'elle est plus importante au niveau des couches de matériau 5. Par ailleurs, la couche centrale (au niveau de la symétrie) présente la déformation plastique cumulée la plus importante.

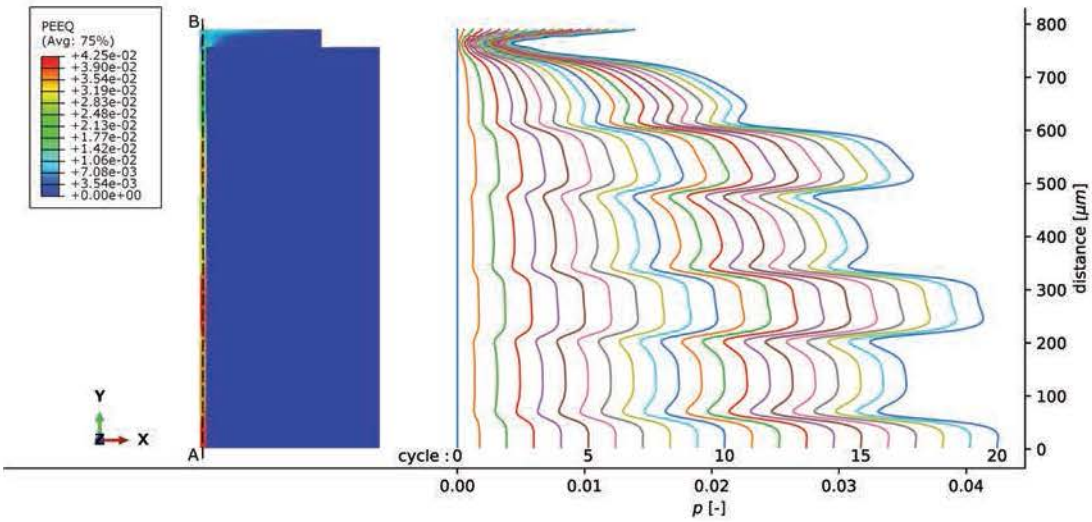
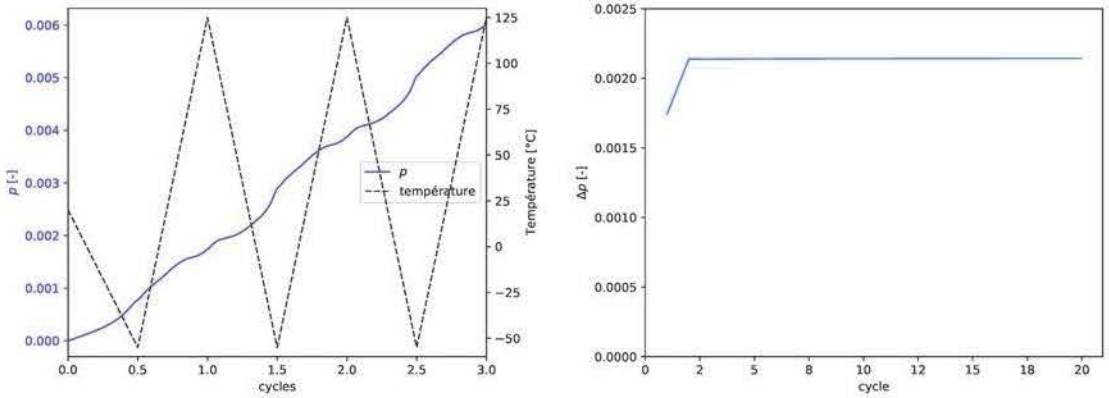


FIGURE 4.18 – Déformation plastique cumulée dans le trou traversant : les isocontours sont tracés sur la géométrie à gauche et la déformation plastique cumulée p le long du segment AB est tracée pour chaque cycle à droite.

L'évolution de la déformation plastique cumulée p au niveau du centre du fût en fonction des trois premiers cycles est présentée sur la Figure 4.19a. On peut noter que le fût se plastifie à la fois lors du refroidissement et lors de la chauffe. Sur le troisième cycle, la déformation plastique cumulée p subit une élévation de $11{,}54 \times 10^{-4}$ lors du refroidissement, et de $9{,}84 \times 10^{-4}$ lors de la chauffe, pour un incrément total Δp de $21{,}38 \times 10^{-4}$ sur l'ensemble du cycle. L'incrément de déformation plastique Δp est tracé en fonction des cycles sur la Figure 4.19b. L'incrément est très rapidement stabilisé à $21{,}43 \times 10^{-4}$ et en utilisant la relation de Coffin-Manson et les paramètres utilisés par Weinberg et Müller [12], cela conduit à une durée de vie de 3048 cycles. Les substrats isolants présents dans cette configuration conduisent régulièrement à des problèmes de fiabilité lorsqu'ils sont utilisés ensemble sur une même structure. Pour un trou traversant de ce diamètre et avec cette épaisseur de cuivre électrodéposé, la durée de vie estimée est de l'ordre de grandeur de ce qui est observé par le fabricant.

Les contraintes σ_{11}, σ_{33} et σ_{12} sont faibles devant la contrainte σ_{22} (direction 2 étant la direction hors-plan). On se trouve donc principalement dans un comportement en traction-compression uniaxiale.

La Figure 4.20 présente l'évolution de la contrainte σ_{22} pendant les trois premiers cycles. On voit qu'elle n'évolue pas régulièrement avec la température et à première vue,



(a) Évolution de la déformation plastique cumulée p avec les premiers cycles de chargement. La température est tracée sur un axe secondaire.

(b) Variation de l'incrément de déformation plastique cumulée Δp avec les cycles de chargement.

FIGURE 4.19 – Déformation plastique cumulée au niveau du centre du fût de cuivre.

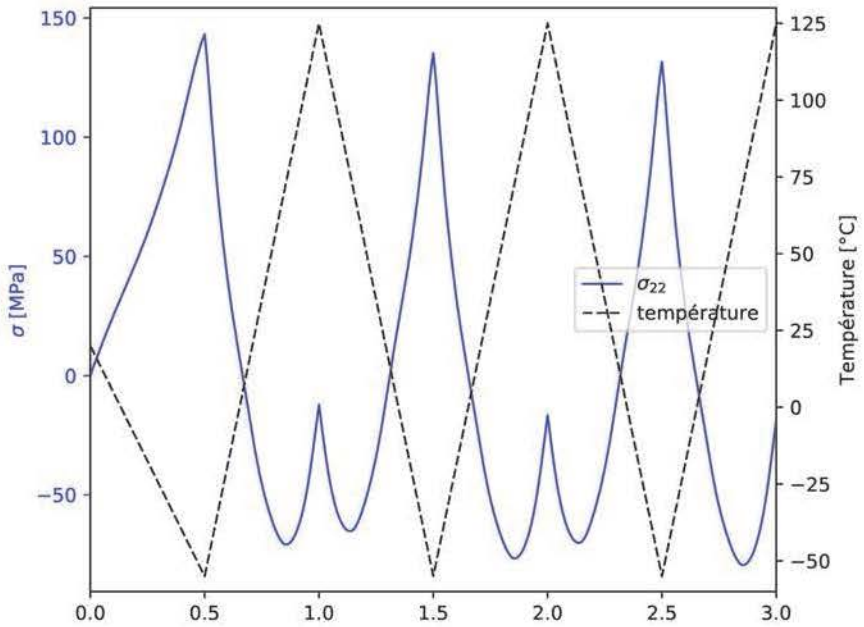


FIGURE 4.20 – Évolution de la contrainte au centre du fût de cuivre pendant les trois premiers cycles de chargement. La température est tracée sur un axe secondaire.

cela peut paraître étonnant. En effet, la contrainte semble principalement augmenter lors du refroidissement.

L'observation est faite dans le cuivre, à hauteur du matériau 5 (au centre du fût), or celui-ci présente un comportement en expansion thermique plus faible que celui du cuivre pour les basses températures (jusqu'à l'ambiante environ). Cela entraîne donc un comportement en tension dans le cuivre pour ces températures. De plus, comme le substrat est plus rigide à basse température, la contrainte peut augmenter d'avantage (et le cuivre plastifier).

Lors d'une augmentation de la température, le cuivre d'abord en tension passe en compression car le substrat se dilate moins que le cuivre pour les basses températures. À partir d'une certaine température, le CTE hors-plan du substrat dépasse celui du cuivre et la contrainte augmente. La plage de température ne monte cependant pas suffisamment haut ici pour entraîner une contrainte positive dans le cuivre.

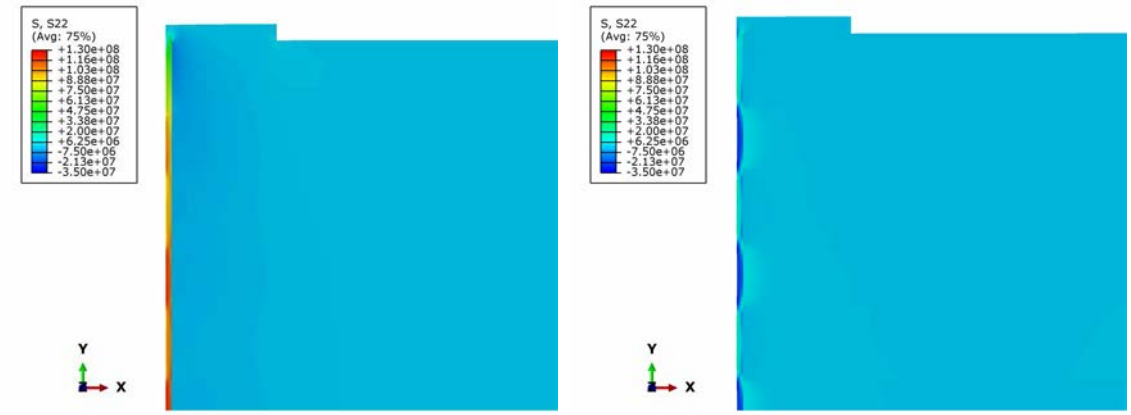
La contrainte σ_{22} est présentée sur la Figure 4.21 et on peut bien noter que le cuivre au centre du fût est en traction à $-55\,°\mathrm{C}$ et en compression à $125\,°\mathrm{C}$.

L'étude de cette configuration particulière faisant intervenir deux substrats différents met en évidence la complexité de la réponse d'une telle structure à un chargement thermique. Cette complexité vient à la fois de l'assemblage de matériaux aux réponses très différentes, mais surtout des comportements particuliers de ces matériaux. Pour répondre à des exigences d'un point de vue électronique, les substrats composites ont des microstructures toujours plus complexes (renfort, charges) et leur comportement thermomécanique peut en être affecté. Des réponses contre-intuitives peuvent émerger de cela, comme dans le cas présent où une contrainte de traction apparaît dans le cuivre lors du refroidissement. Cela met en exergue la nécessité de connaître le plus précisément possible le comportement des matériaux utilisés. On comprend également que le calcul numérique devient indispensable, face à des comportements de matériaux aussi variés.

4.5 Conclusion

Les comportements thermomécaniques des substrats composites et du cuivre précisément identifiés dans les chapitres 2 et 3 permettent de réaliser des simulations thermomécaniques de structures faisant intervenir ces matériaux. On s'est intéressé ici à la réponse de trous traversants soumis à des chargements thermiques. Cette structure est en effet le siège de nombreux cas de dysfonctionnements des circuits imprimés multicouches.

L'étude paramétrique réalisée peut intéresser aussi bien le constructeur de circuits imprimés que les personnes chargées des essais de qualification sur les circuits impri-



(a) Contrainte σ_{22} au niveau du fût de cuivre à la température de $-55\,°C$ au vingtième cycle.

(b) Contrainte σ_{22} au niveau du fût de cuivre à la température de $125\,°C$ au vingtième cycle.

FIGURE 4.21 – Contrainte σ_{22} au niveau du fût de cuivre pour (a) $-55\,°C$ et (b) $125\,°C$ lors du vingtième cycle de chargement.

més. Des tendances sont clairement démontrées pour certaines dimensions géométriques comme le diamètre des trous traversants ou l'épaisseur de substrat ou de cuivre dans le trou. L'étude de la plage de température à laquelle le circuit est soumis permet de montrer que l'effet d'un chargement thermique ne se résume pas à l'amplitude ΔT ; la température moyenne du cycle a un fort impact. Par exemple, pour un trou traversant dans le matériau 1, le chargement $[-55\,°C\,;\,125\,°C]$ n'est pas équivalent au chargement $[0\,°C\,;\,180\,°C]$, bien que dans les deux cas l'amplitude thermique soit $\Delta T = 180\,°C$.

Cette étude montre que de nombreux facteurs influent sur la fiabilité du trou traversant, toujours de manière non-linéaire. Il est par conséquent difficile d'exprimer une relation simple entre ces facteurs multiples et la durée de vie. La plasticité du cuivre suit un comportement non-linéaire, mais également le comportement élastique des substrats en fonction de la température, et surtout leur comportement en expansion thermique.

L'ensemble de ces complexités souligne la nécessité d'une caractérisation précise de comportement des matériaux en présence et de la simulation numérique pour ces structures si l'on souhaite comprendre et anticiper les futures défaillances.

Synthèse et perspectives

Conclusion

Dans le domaine spatial, le circuit imprimé constitue à la fois une nécessité pour relier un ensemble de dispositifs, supporter certains composants, mais il se réserve également un avenir certain pour le traitement des signaux grâce à ses qualités de miniaturisation, de flexibilité et également de coût réduit par rapport aux méthodes concurrentes. Le circuit imprimé est toujours en évolution, de par la tendance à la miniaturisation ou encore l'évolution vers l'introduction de composants passifs ou actifs enterrés [111]. Pour répondre aux besoins des domaines du spatial ou de l'aéronautique, les circuits imprimés doivent pouvoir répondre à des critères de fiabilité et résister à de nombreux chargements thermiques contraignants. La tendance à la miniaturisation et l'utilisation de matériaux particuliers pour répondre à une utilisation dans le domaine hyperfréquence poussent le fabricant à la limite de son savoir-faire. C'est dans ce contexte qu'intervient la simulation numérique.

Cette thèse apporte une contribution dans la simulation de structures circuits imprimés, principalement en introduisant une caractérisation plus précise des comportements des matériaux en présence. L'une des causes de ruptures les plus fréquentes dans les circuits imprimés multicouches est la rupture des fûts métallisés connectant les différentes couches des circuits entre elles suite à des chargements thermiques répétés. Ces ruptures sont majoritairement le fruit de différences de comportement en expansion thermique dans la direction hors-plan entre les fûts de cuivre et les substrats.

Le comportement hors-plan des substrats isolants composites est donc indispensable pour réaliser des simulations prédictives, or celui-ci est rarement connu avec précision et n'est jamais transmis par le fournisseur en fonction de la température. Grâce à une méthode numérique précise d'homogénéisation des composites tissés, le comportement élastique hors-plan des substrats a pu être estimé sur la plage de température souhaitée. La méthode d'homogénéisation proposée permet d'obtenir avec précision le comportement orthotrope d'un composite tissé constitué de torons avec une fraction volumique de fibres importante. De plus, la méthode inverse proposée permet d'obtenir un compor-

tement homogénéisé sans connaître à priori le comportement des résines en présence. Ce travail constitue donc un apport important par rapport aux études existantes où dans la plupart des cas, le comportement des constituants est connu. Il a pu être observé que le comportement est très dépendant de la température et par conséquent qu'il est indispensable de s'y intéresser. Les simulations de trous traversants mettent en évidence l'importance du module de Young des substrats dans la direction hors-plan sur la plastification du fût métallisé. Une mauvaise connaissance de ce module peut mener à des estimations de durée de vie largement faussées.

Le comportement en expansion thermique des substrats est généralement communiqué par le constructeur via deux valeurs du coefficient d'expansion thermique, l'un représentant le comportement en dessous et l'autre au-delà de la T_g. Les mesures réalisées sur différents matériaux montrent que cela est bien trop réducteur pour représenter la complexité de ce comportement. Les mesures d'expansion doivent donc être réalisées sur chaque matériau étudié et ne doivent pas être réduites à deux constantes dans les simulations numériques. Les mesures d'expansion présentées dans ce travail n'étaient pas disponibles dans la littérature et être capable de réaliser des mesures d'expansion dans la direction hors-plan est un véritable atout pour la réalisation de simulations prédictives sur des structures multicouches.

La défaillance dans un circuit imprimé intervient lorsqu'un contact électrique a été coupé, autrement dit lorsque le cuivre, porteur du courant, est rompu. Dans les trous traversants, cela intervient généralement après plusieurs cycles de chargements thermiques. L'incompatibilité de comportement en expansion thermique entre le cuivre et les substrats dans la direction hors-plan entraîne des contraintes de traction-compression au cours des chargements thermiques. Pour réaliser des simulations prédictives, le comportement du cuivre doit donc être précisément connu. Des essais ont montré l'importance de l'écrouissage cinématique dans le cuivre utilisé, nécessitant donc des sollicitations en traction-compression pour être identifié. Une méthode a donc été mise en place afin de pouvoir appliquer des chargements de traction-compression sur un cuivre sous forme de film mince. Le cuivre est déposé sur un substrat qui reste dans le domaine élastique alors que le cuivre se plastifie en traction. Puis l'ensemble est relâché et le substrat entraîne le cuivre en compression lorsqu'il récupère sa déformation élastique. Une analyse inverse est ensuite nécessaire pour isoler des mesures le comportement du cuivre.

Plusieurs cuivres obtenus par différents procédés de fabrication sont utilisés dans les circuits imprimés en fonction des applications. Le comportement élasto-plastique de différents cuivres (laminé recuit, électrodéposé, HTE) a pu être identifié et comparé. Les différences de comportement d'un cuivre à l'autre peuvent être très importantes et

il convient de considérer dans les simulations le comportement du cuivre précisément utilisé. Dans les études de trous traversants existantes, le comportement du cuivre représenté est rarement identifié sur le cuivre réellement présent dans les structures. Ici, la méthode mise en place permet l'identification du comportement plastique cyclique avec prise en compte de l'écrouissage cinématique du cuivre.

Afin de pouvoir estimer la durée de vie de structures spécifiques, un montage expérimental a été mis en place pour étudier le comportement en fatigue du cuivre sous forme de film mince. La résistance électrique des pistes de cuivre est mesurée au cours des sollicitations et peut être reliée à la rupture du film de cuivre. La déformation est mesurée dans le cuivre pendant l'essai et les coefficients de la relation de Coffin-Manson peuvent être identifiés. Le montage original mis en place permet la sollicitation de plusieurs pistes de cuivre simultanément en traction-compression. La durée de tests est assez faible et avec un seul essai, nous pouvons obtenir une dizaine de points expérimentaux. Cette méthode permet également de tester les matériaux réellement en présence dans les circuits imprimés.

Que ce soit pour les substrats composites ou pour les cuivres, le comportement d'un matériau à l'autre est très différent et il est indispensable de réaliser les mesures sur les matériaux précisément utilisés dans la structure étudiée, sans quoi les prédictions peuvent être largement erronées.

En intégrant toutes les mesures réalisées sur les différents matériaux, il est possible de représenter des structures particulières de circuits imprimés. En simulant des configurations stratégiques, comme les trous traversants, la durée de vie d'un circuit imprimé peut être estimée. Une étude paramétrique a été réalisée pour étudier l'influence du substrat, de son épaisseur, du diamètre du trou traversant ou encore de l'épaisseur de cuivre électrodéposé sur la durée de vie de la structure. Les tendances observées par les fabricants et déjà exposées dans la littérature ont été retrouvées. Cette fois cependant, des matériaux aux applications hyperfréquences ont été étudiés. Aucune étude avec de tels matériaux, et notamment ceux dont la résine est à base de Téflon, n'avait été publiée jusqu'ici à ma connaissance. L'essor des circuits imprimés à applications spatiales confirme l'intérêt de ces travaux.

Perspectives

Cette thèse cofinancée par le CNES, TAS et CIMULEC s'inscrit dans une démarche de collaboration entre le LEM3 et CIMULEC, déjà entamée il y a plusieurs années et concrétisée il y a trois ans par un soutien de l'ANR pour la création du laboratoire

commun LEMCI. Ce soutien a duré trois ans et a donc coïncidé avec la durée de ma thèse. Plusieurs équipements indispensables à l'étude des matériaux des circuits imprimés ont pu être acquis. Après la prise en main des machines, des méthodes d'essai ont pu être créées pour les travaux présentés dans cette thèse et pourront continuer à l'être pour des travaux futurs, car la collaboration du LEM3 et de CIMULEC se poursuit.

Le comportement cyclique du cuivre a jusqu'ici été étudié à température ambiante, en négligeant l'effet de la température. Des essais réalisés récemment ont montré cependant que l'effet de la température sur le comportement mécanique peut être visible. Cela pourra donc être étudié lors de prochaines études et introduit dans les simulations de trous traversants.

L'étude du cuivre en fatigue a pour le moment été réalisée sur un cuivre laminé recuit. Cependant, dans le cas de simulations de trous traversants, on souhaite connaître la réponse en fatigue du cuivre électrodéposé. Pour des raisons de fabrication, il est plus délicat de réaliser les essais sur le cuivre électrodéposé. En effet, il doit se trouver en surface d'un substrat aux propriétés élastiques particulières et l'adhérence entre ce substrat et le dépôt de cuivre n'est pas optimale. Cependant, après plusieurs échanges avec CIMULEC, les éprouvettes recherchées devraient être produites et cette étude se concrétiser prochainement.

Une collaboration est en cours avec l'IPPT de Varsovie sur la modélisation du comportement du cuivre grâce à une approche auto-cohérente. Des premiers travaux montrent une bonne représentation du comportement du cuivre pour un nombre de grains suffisamment important dans l'épaisseur du film considéré. L'approche auto-cohérente est cependant moins adaptée lorsque le nombre de grains est faible dans l'épaisseur. Pour ces cas de figure, des calculs EF en plasticité cristalline pourraient être réalisés au niveau du cuivre.

Suite à plusieurs discussions avec les partenaires de ce travail de recherche que sont le CNES, TAS et CIMULEC, il apparaît important de s'intéresser non seulement aux chargements thermiques du circuit imprimé en service, mais aussi pendant la phase d'assemblage et notamment au moment des soudures de composants. En effet, lors d'une soudure au fer par exemple, le trou traversant qui sert alors de support de la patte du composant, peut être chauffé au-delà de 300 °C en moins d'une seconde. Ces types de chargements peuvent alors dépasser la T_g des matériaux isolants et imposer un fort gradient thermique au sein de la carte. Ces sollicitations thermiques sont très différentes de celles étudiées dans le cadre de cette thèse. Ils sont probablement très contraignants pour le circuit imprimé et vu la rapidité du chargement, il devient alors probablement important de tenir compte de la vitesse de chargement et des transferts de chaleur dans

la structure. Une poursuite probable des travaux s'oriente donc naturellement vers ces cas de chargements, pour lesquels une étude étendue des propriétés des substrats devra être réalisée pour en connaître le comportement mécanique au-delà de la T_g.

L'étude d'une configuration particulière présentée dans le chapitre 4 montre une réponse complexe et non évidente d'un trou traversant dans une structure composée de deux substrats différents. Afin de confirmer les résultats obtenus par la simulation, il est prévu de réaliser cette structure et de lui faire subir les mêmes chargements thermiques. Une étude statistique sur un nombre suffisant de trous traversants pourra confirmer ou non le lieu de rupture attendu suite aux simulations.

L'ensemble des travaux réalisés au sein du LEMCI et les perspectives envisagées font entrevoir des possibilités importantes à la fois de compréhension et d'amélioration des circuits imprimés soumis à des chargements thermiques complexes, aussi bien pour des applications classiques que dans le domaine spatial, où les contraintes peuvent être importantes.

Bibliographie

[1] C. F. Coombs, Printed Circuits Handbook, Mcgraw-hill, 2001. (pages 5, 9, 18, 117).

[2] B. Daigle, Printed circuit board material and design considerations for wireless applications, in : 1996 Proceedings 46th Electronic Components and Technology Conference, 1996, pp. 354–357. (page 7).

[3] IPC, Controlled Impedance Circuit Boards and High-Speed Logic Design (4 1996). (page 7).

[4] A. Aguayo, R04003 high frequency material insertion loss comparison with other material types, Tech. rep. (1995). (page 7).

[5] Chapter 3 - composite materials, in : S. Sapuan (Ed.), Composite Materials, Butterworth-Heinemann, Boston, 2017, pp. 57 – 93. (page 9).

[6] Isola, Laminate & Prepreg Manufacturing (2012). (pages 10, 12, 161, 169).

[7] IPC, Metal Foil for Printed Wiring Applications (5 2000). (page 11).

[8] D. G. Foulke, F. E. Crane, Electroplaters' Process Control Handbook, Reinhold, 1963. (page 14).

[9] M. A. Oien, Methods for evaluating plated-through-hole reliability, in : 14th International Reliability Physics Symposium, 1976, pp. 129–131. (pages 16, 118).

[10] F. Fehrer, G. Haddick, Thermal-mechanical processing and repairability observations for FR-4, cyanate ester and cyanate ester/epoxy blend PCB substrates, Circuit World 19 (2) (1993) 39–44. (pages 16, 118).

[11] D. B. Barker, A. Dasgupta, Thermal Stress Issues in Plated-Through-Hole Reliability, Springer US, Boston, MA, 1993, pp. 648–683. (page 16).

[12] K. Weinberg, W. H. Müller, A strategy for damage assessment of thermally stressed copper vias in microelectronic printed circuit boards, Microelectronics Reliability 48 (1) (2008) 68 – 82. (pages 17, 83, 114, 115, 119, 132, 132, 141).

[13] S. Q. Huang, K. C. Yung, B. Sun, A finite element model and experimental analysis of PTH reliability in rigid-flex printed circuits using the taguchi method, International Journal of Fatigue 40 (2012) 84 – 96. (pages 17, 83, 114, 114, 119).

[14] A. Salahouelhadj, M. Martiny, S. Mercier, L. Bodin, D. Manteigas, B. Stephan, Reliability of thermally stressed rigid–flex printed circuit boards for high density interconnect applications, Microelectronics Reliability 54 (1) (2014) 204 – 213. (pages 17, 18, 84, 96, 104, 114, 115, 119, 119, 120, 166).

[15] K. Watanabe, Y. Kariya, N. Yajima, K. Obinata, Y. Hiroshima, S. Kikuchi, A. Matsui, H. Shimizu, Low-cycle fatigue testing and thermal fatigue life prediction of electroplated copper thin film for through hole via, Microelectronics Reliability 82 (2018) 20 – 27. (pages 17, 120).

[16] G. Girard, M. Jrad, S. Bahi, M. Martiny, S. Mercier, L. Bodin, D. Nevo, S. Dareys, Experimental and numerical characterization of thin woven composites used in printed circuit boards for high frequency applications, Composite Structures 193 (2018) 140 – 153. (pages 21, 68).

[17] T. Ishikawa, T.-W. Chou, Stiffness and strength behaviour of woven fabric composites, Journal of Materials Science 17 (11) (1982) 3211–3220. (page 22).

[18] N. K. Naik, V. K. Ganesh, Prediction of on-axes elastic properties of plain weave fabric composites, Composites Science and Technology 45 (2) (1992) 135 – 152. (pages 22, 22, 22, 44, 45, 161).

[19] N. R. Sottos, J. M.Ockers, M. Swindeman, Thermoelastic properties of plain weave composites for multilayer circuit board applications, Journal of Electronic Packaging 121 (1999) 37–43. (page 22).

[20] Z. Hashin, B. W. Rosen, The elastic moduli of fiber-reinforced materials, Journal of Applied Mechanics 31 (1964) 223–232. (page 22).

[21] J. J. Xiong, R. A. Shenoi, J. Gao, An analytical model to predict residual thermal stress in 2D orthogonal plain weave fabric composites, International Journal of Solids and Structures 46 (2009) 1872–1883. (page 22).

[22] O. Döbrich, T. Gereke, C. Cherif, Modeling the mechanical properties of textile-reinforced composites with a near micro-scale approach, Composite Structures 135 (2016) 1–7. (pages 23, 23, 51, 161).

[23] Y. Q. Wang, X. K. Sun, Digital element simulation of textile processes, Composites Science and Technology 61 (2) (2001) 311–319. (page 23).

[24] P. F. Fuchs, G. Pinter, M. Tonjec, Determination of the orthotropic material properties of individual layers of printed circuit boards, Microelectronics Reliability 52 (11) (2012) 2723–2730. (page 23).

[25] E. J. Barbero, J. Trovillion, J. A. Mayugo, K. K. Sikkil, Finite element modeling of plain weave fabrics from photomicrograph measurements, Composite Structures 73 (2006) 41–52. (pages 23, 24, 51, 64).

[26] Z. Chen, F. Yang, S. A. Meguid, Multi-level modeling of woven glass/epoxy composite for multilayer printed circuit board applications, International Journal of Solids and Structures 51 (2014) 3679–3688. (pages 23, 24, 25, 45, 51, 64, 66).

[27] S. Jacques, I. De Baere, W. Van Paepegem, Application of periodic boundary conditions on multiple part finite element meshes for the meso-scale homogenization of textile fabric composites, Composites Science and Technology 92 (2014) 41–54. (pages 23, 24, 51).

[28] T. Gereke, S. Malekmohammadi, C. Nadot-Martin, C. Dai, F. Ellyin, R. Vaziri, Multiscale stochastic modeling of the elastic properties of strand-based wood composites, Journal of Engineering Mechanics 138 (7) (2012) 791–799. (page 24).

[29] S. Malekmohammadi, B. Tressou, C. Nadot-Martin, F. Ellyin, R. Vaziri, Analytical micromechanics equations for elastic and viscoelastic properties of strand-based composites, Journal of Composite Materials 48 (15) (2014) 1857–1874. (page 24).

[30] X. Bai, M. A. Bessa, A. R. Melro, P. P. Camanho, L. Guo, W. K. Liu, High-fidelity micro-scale modeling of the thermo-visco-plastic behavior of carbon fiber polymer matrix composites, Composite Structures 134 (2015) 132–141. (page 24).

[31] S. D. Green, M. Y. Matveev, A. C. Long, D. Ivanov, S. R. Hallett, Mechanical modelling of 3D woven composites considering realistic unit cell geometry, Composite Structures 118 (2014) 284–293. (pages 24, 25, 25, 161).

[32] H. Srbová, T. Kroupa, V. Lukeš, Comparison of homogenization approaches used for the identification of the material parameters of unidirectional composites, Materials and Technology 51 (2017) 373–378. (page 25).

[33] L. Signor, P. Kumar, B. Tressou, C. Nadot-Martin, J. Miranda-Ordonez, J. Carr, K. Joulain, X. Milhet, Evolution of the thermal conductivity of sintered silver joints with their porosity predicted by the finite element analysis of real 3D microstructures, Journal of Electronic Materials 47 (7) (2018) 4170–4176. (page 25).

[34] S. G. Abaimov, A. A. Khudyakova, S. V. Lomov, On the closed form expression of the Mori-Tanaka theory prediction for the engineering constants of a unidirectional fiber-reinforced ply, Composite Structures 142 (2016) 1–6. (page 25).

[35] R. M. Jones, Mechanics of Composite Materials 2nd edition, Taylor & Francis, 1998. (page 33).

[36] L. Delannay, P. J. Jacques, S. R. Kalidindi, Finite element modeling of crystal plasticity with grains shaped as truncated octahedrons, International Journal of Plasticity 22 (10) (2006) 1879 – 1898. (pages 39, 83).

[37] N. Kowalski, L. Delannay, P. Yan, J.-F. Remacle, Finite element modeling of periodic polycrystalline aggregates with intergranular cracks, International Journal of Solids and Structures 90 (2016) 60 – 68. (pages 39, 83).

[38] C. Mareau, C. Robert, Different composite voxel methods for the numerical homogenization of heterogeneous inelastic materials with FFT-based techniques, Mechanics of Materials 105 (2017) 157 – 165. (pages 39, 83).

[39] R. Logé, M. Bernacki, H. Resk, L. Delannay, H. Digonnet, Y. Chastel, T. Coupez, Linking plastic deformation to recrystallization in metals using digital microstructures, Philosophical Magazine 88 (30-32) (2008) 3691–3712. (pages 39, 83).

[40] F. Šiška, S. Forest, P. Gumbsch, Simulations of stress–strain heterogeneities in copper thin films: Texture and substrate effects, Computational Materials Science 39 (1) (2007) 137 – 141. (pages 39, 83).

[41] F. Adzima, Modélisation et simulation de procédés de mise en forme de tôles métalliques ultrafines, Ph.D. thesis, Ecole Nationale Supérieure de Arts et Métiers (2016). (pages 39, 82, 82, 82, 83, 83, 164).

[42] T. Mura, Micromechanics of Defects in Solids, Dordrecht : Kluwer Academic Publishers, 1987. (pages 40, 42, 52).

[43] Z. Hashin, The elastic moduli of heterogeneous materials, Journal of Applied Mechanics 29 (1962) 143–150. (page 40).

[44] R. Hill, Theory of mechanical properties of fiber-strengthened materials: I. elastic behavior, Journal of the Mechanics and Physics of Solids 12 (4) (1964) 199–212. (pages 40, 52, 53).

[45] T. Mori, K. Tanaka, Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions, Acta Metallurgica 21 (5) (1973) 571 – 574. (pages 40, 41).

[46] W. Voigt, Theoretische Studien über die Elasticitätsverhältnisse der Krystalle, Abhandlungen der Königlichen Gesellschaft der Wissenschaften zu Göttingen 34 (1887) 3–51. (page 41).

[47] A. Reuss, Berechnung der Fließgrenze von Mischkristallen auf Grund der Plastizitätsbedingung für Einkristalle, Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik 9 (1) (1929) 49–58. (page 41).

[48] T. Christman, A. Needleman, S. Suresh, An experimental and numerical study of deformation in metal-ceramic composites, Acta Metallurgica 37 (11) (1989) 3029 – 3050. (page 41).

[49] C. C. Swan, Techniques for stress- and strain-controlled homogenization of inelastic periodic composites, Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering 117 (3) (1994) 249 – 267. (page 41).

[50] H. Moulinec, P. Suquet, A fast numerical method for computing the linear and nonlinear properties of composites, Comptes-rendus de l'Académie des sciences série II 318 (1994) 1417–1423. (page 41).

[51] H. Moulinec, P. Suquet, A numerical method for computing the overall response of nonlinear composites with complex microstructure, Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering 157 (1) (1998) 69 – 94. (page 41).

[52] J. Teixeira-Pinto, C. Nadot-Martin, F. Touchard, M. Gueguen, S. Castagnet, Towards the size estimation of a representative elementary domain in semi-crystalline polymers, Mechanics of Materials 95 (2016) 116 – 124. (page 41).

[53] T. Kanit, S. Forest, I. Galliet, V. Mounoury, D. Jeulin, Determination of the size of the representative volume element for random composites: statistical and numerical approach, International Journal of Solids and Structures 40 (13) (2003) 3647 – 3679. (page 41).

[54] A. Anthoine, Derivation of the in-plane elastic characteristics of masonry through homogenization theory, International Journal of Solids and Structures 32 (2) (1995) 137 – 163. (page 43).

[55] O. Van der Sluis, P. J. G. Schreurs, W. A. M. Brekelmans, H. E. H. Meijer, Overall behaviour of heterogeneous elastoviscoplastic materials: effect of microstructural modelling, Mechanics of Materials 32 (8) (2000) 449 – 462. (page 43).

[56] O. Pierard, J. LLorca, J. Segurado, I. Doghri, Micromechanics of particle-reinforced elasto-viscoplastic composites: Finite element simulations versus affine homogenization, International Journal of Plasticity 23 (2007) 1041–1060. (page 43).

[57] M. Herráez, C. González, C. Lopes, R. Guzmán de Villoria, J. LLorca, T. Varela, J. Sánchez, Computational micromechanics evaluation of the effect of fibre shape on the transverse strength of unidirectional composites: An approach to virtual materials design, Composites Part A : Applied Science and Manufacturing 91 (2016) 484–492. (page 43).

[58] G. Weng, The theoretical connection between Mori-Tanaka's theory and the Hashin-Strickman-Walpole bounds, International Journal of Engineering Science 28 (1990) 1111–1120. (page 52).

[59] Z. Hashin, Viscoelastic fiber reinforced materials, AIAA Journal 4 (1966) 1411. (pages 52, 53).

[60] S. Torquato, Random Heterogeneous Materials, Springer, 2002. (page 54).

[61] J. Vial, D. Picart, P. Bailly, F. Delvare, Numerical and experimental study of the plasticity of hmx during a reverse edge-on impact test, Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering 21 (4) (2013) 045006. (page 54).

[62] P. Smith, Computer simulation results for the two-point probability function of composite media, Journal of Computational Physics 76 (1988) 176–191. (page 54).

[63] B. D. Lubachevsky, How to simulate billiards and similar systems, Journal of Computational Physics 94 (2) (1991) 255 – 283. (pages 54, 58, 68).

[64] J.-J. Rousseau, Cristallographie géométrique et radiocristallographie, Dunod, 2000. (page 70).

[65] J. Lemaitre, J.-L. Chaboche, Mécanique des matériaux solides, Dunod, 2004. (pages 73, 74, 75, 84, 103, 163).

[66] C. O. Frederick, P. J. Armstrong, A mathematical representation of the multiaxial bauschinger effect, Materials at High Temperatures 24 (1) (2007) 1–26. (pages 79, 80).

[67] J.-L. Chaboche, Time-independant constitutive theories for cyclic plasticity, International Journal of Plasticity 2 (1986) 149–188. (page 80).

[68] J.-L. Chaboche, On some modifications of kinematic hardening to improve the description of ratchetting effects, International Journal of Plasticity 7 (1991) 661–678. (page 80).

[69] S. Bari, T. Hassan, An advancement in cyclic plasticity modeling for multiaxial ratcheting simulation, International Journal of Plasticity 18 (7) (2002) 873 – 894. (page 80).

[70] H. Tresca, Mémoire sur l'écoulement des corpes solides soumis à de fortes pressions, Comptes Rendus de l'Académie des Sciences de Paris 59. (page 81).

[71] B. de Saint-Venant, Mémoire sur l'établissement des équations différentielles des mouvements intérieurs opérés dans les corps solides ductiles au-delà des limites

où l'élasticité pourrait les ramener à leur premier état, Journal de Mathématiques Pures et Appliquées 16 (1871) 308–316. (page 81).

[72] R. von Mises, Mechanik der festen Körper im plastisch-deformablen Zustand, Nachrichten von der Gesellschaft der Wissenschaften zu Göttingen, Mathematisch-Physikalische Klasse (1913) 582–592. (page 81).

[73] W. Prager, The theory of plasticity: A survey of recent achievements, Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers 169 (1) (1955) 41–57. (page 81).

[74] W.-E. Fu, Y.-Q. Chang, B.-C. He, C.-L. Wu, Determination of Young's modulus and Poisson's ratio of thin films by X-ray methods, Thin Solid Films 544 (2013) 201 – 205. (page 82).

[75] Y. Xiang, X. Chen, J. J. Vlassak, The mechanical properties of electroplated Cu thin films measured by means of the bulge test technique, MRS Proceedings 695 (2001) L4.9.1. (page 82).

[76] R. A. Hill, A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals 193 (1948) 281–297. (page 82).

[77] F. Bron, J. Besson, A yield function for anisotropic materials application to aluminum alloys, International Journal of Plasticity 20 (4) (2004) 937 – 963. (page 82).

[78] J. R. Hancock, J. C. Grosskreutz, Mechanisms of fatigue hardening in copper single crystals, Acta Metallurgica 17 (2) (1969) 77 – 97. (page 82).

[79] D. Barker, M. Pecht, A. Dasgupta, S. Naqvi, Transient thermal stress analysis of a plated through hole subjected to wave soldering, Journal of Electronic Packaging 113 (2) (1991) 149–155. (pages 83, 119).

[80] T. Walter, G. Khatibi, M. Nelhiebel, W. Heinz, W. Robl, High cycle fatigue properties of Cu films, Microelectronic Engineering 137 (2015) 64 – 69. (page 83).

[81] K. Fellner, T. Antretter, P. F. Fuchs, Q. Toa, Numerical simulation of the electrical performance of printed circuit boards under cyclic thermal loads, Microelectronics Reliability 62 (2016) 148–155. (pages 83, 119).

[82] C. Fu, I. C. Ume, D. L. McDowell, Thermal stress and fatigue analysis of plated-through holes using an internal state variable constitutive model, Finite Elements in Analysis and Design 30 (1998) 1–17. (pages 83, 119).

[83] D. L. McDowell, A nonlinear kinematic hardening theory for cyclic thermoplasticity and thermoviscoplasticity, International Journal of Plasticity 8 (6) (1992) 695 – 728. (page 83).

[84] L. Portier, S. Calloch, D. Marquis, P. Geyer, Ratchetting under tension-torsion loadings: experiments and modelling, International Journal of Plasticity 16 (2000) 303–335. (page 83).

[85] C. Tome, G. R. Canova, U. F. Kocks, N. Christodoulou, J. J. Jonas, The relation between macroscopic and microscopic strain hardening in F.C.C. polycrystals, Acta Metallurgica 32 (10) (1984) 1637 – 1653. (page 83).

[86] R. Dudek, R. Döring, M. Hildebrandt, S. Rzepka, S. Stegmeier, S. Kiefl, V. Sommer, G. Mitic, K. Weidner, Analyses of thermo-mechanical reliability issues for power modules designed in planar technology, EuroSimE (page 84).

[87] L. F. J. Coffin, A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile meta, Transactions of the ASME 76 (1954) 931–950. (page 84).

[88] S. S. Manson, Fatigue: A complex subject—some simple approximations, Experimental Mechanics 5 (4) (1965) 193–226. (page 84).

[89] G. Simons, C. Weippert, J. Dual, J. Villain, Size effects in tensile testing of thin cold rolled and annealed Cu foils, Materials Science and Engineering : A 416 (1) (2006) 290 – 299. (page 85).

[90] J. C. Pang, L. L. Nie, L. B. Zhu, Z. J. Zhang, G. Yao, Y. X. Mao, M. Chen, Z. F. Zhang, Low-cycle fatigue behavior and life prediction of copper busbar, Advanced Engineering Materials. (pages 85, 86, 114, 164).

[91] O. Kraft, R. Schwaiger, P. Wellner, Fatigue in thin films: lifetime and damage formation, Materials Science and Engineering : A 319-321 (2001) 919 – 923. (pages 85, 95).

[92] M. Hommel, O. Kraft, Deformation behavior of thin copper films on deformable substrates, Acta Materialia 49 (2001) 3935–3947. (pages 85, 86).

[93] O. Kraft, P. Wellner, M. Hommel, R. Schwaiger, E. Arzt, Fatigue behavior of polycrystalline thin copper films, Zeitschrift für Metallkunde 93 (2002) 392–400. (pages 85, 95).

[94] R. Schwaiger, G. Dehm, O. Kraft, Cyclic deformation of polycrystalline Cu films, Philosophical Magazine 83 (6) (2003) 693–710. (pages 85, 86, 95).

[95] Y. Ono, S. Morito, Investigation into early fatigue damage in electrodeposited copper, International Journal of Fatigue 54 (2013) 7–16. (pages 86, 95).

[96] R. Mönig, R. R. Keller, C. A. Volkert, Thermal fatigue testing of thin metal films, Review of Scientific Instruments 75 (11) (2004) 4997–5004. (pages 86, 110).

[97] A. Wimmer, A. Leitner, T. Detzel, W. Robl, W. Heinz, R. Pippan, G. Dehm, Damage evolution during cyclic tension–tension loading of micron-sized Cu lines, Acta Materialia 67 (2014) 297 – 307. (page 86).

[98] C. Esnouf, Caractérisation microstructurale des matériaux ; analyse par rayonnements X et électronique, Ppur, 2011. (page 86).

[99] W. Heinz, W. Robl, G. Dehm, Influence of initial microstructure on thermomechanical fatigue behavior of Cu films on substrates, Microelectronic Engineering 137 (2015) 5 – 10. (page 90).

[100] E. O. Hall, The deformation and ageing of mild steel: III discussion of results, Proceedings of the Physical Society. Section B 64 (9) (1951) 747. (page 91).

[101] N. J. Petch, The cleavage strength of polycrystals, The Journal of the Iron and Steel Institute 173 (5) (1953) 25–28. (page 91).

[102] G. I. Taylor, Plastic strain in metals, Journal of Institute of Metals 62 (1938) 307–324. (page 93).

[103] A. Molinari, G. R. Canova, S. Ahzi, A self consistent approach of the large deformation polycrystal viscoplasticity, Acta Metallurgica 35 (12) (1987) 2983 – 2994. (page 93).

[104] K. Kowalczyk-Gajewska, Modelling of texture evolution in metals accounting for lattice reorientation due to twinning, European Journal of Mechanics - A/Solids 29 (1) (2010) 28 – 41. (page 93).

[105] J. W. Christian, S. Mahajan, Deformation twinning, Progress in Materials Science 39 (1) (1995) 1 – 157. (page 93).

[106] D. Barbier, N. Gey, N. Bozzolo, S. Allain, M. Humbert, Ebsd for analysing the twinning microstructure in fine-grained twip steels and its influence on work hardening, Journal of Microscopy 235 (1) (2009) 67–78. (page 93).

[107] M. Rezaiee-Pajand, S. Sinaie, On the calibration of the chaboche hardening model and a modified hardening rule for uniaxial ratcheting prediction, International Journal of Solids and Structures 46 (2009) 3009–3017. (page 101).

[108] A. H. Mahmoudi, S. M. Pezeshki-Najafabadi, H. Badnava, Parameter determination of chaboche kinematic hardening model using a multi objective genetic algorithm, Computational Materials Science 14 (2011) 1114–1122. (page 101).

[109] F. Su, R. Mao, J. Xiong, K. Zhou, Z. Zhang, J. Shao, C. Xie, On thermo-mechanical reliability of plated-through-hole (PTH), Microelectronics Reliability 52 (2012) 1189–1196. (pages 114, 119).

[110] K. Macurova, Simulation of the packaging process of embedded components in printed circuit boards, Ph.D. thesis, Montanuniversitaet Leoben Institute of Mechanics (2015). (page 114).

[111] W. Kpobie, M. Martiny, S. Mercier, F. Lechleiter, L. Bodin, A. L. des Etangs-Levallois, M. Brizoux, Thermo-mechanical simulation of PCB with embedded components, Microelectronics Reliability 65 (2016) 108 – 130. (pages 117, 145).

[112] L. C. Lee, V. S. Darekar, C. K. Lim, Micromechanics of multilayer printed circuit boards, IBM Journal of Research and Development 28 (6) (1984) 711–718. (page 118).

[113] J. Blumm, A. Lindemann, M. Meyer, C. Strasser, Characterization of PTFE using advanced thermal analysis techniques, International Journal of Thermophysics 31 (2010) 1919–1927. (page 137).

Table des figures

1.1 Exemple de circuit imprimé multicouche. 6
1.2 Observation au microtomographe des différentes trames de verre de matériaux étudiés au cours de la thèse. 8
1.3 Observation en coupe au MEB d'un stratifié, composé d'un empilement de trois trames de verre. 9
1.4 Nomenclature des trames de verre utilisées dans les circuits imprimés. D'après les données techniques d'Isola [6]. 10
1.5 Observation en coupe au microscope de deux feuillards produits par des méthodes différentes. 11
1.6 Étapes de gravure des couches de cuivre. 13
1.7 Différents types de vias. Le diamètre d'un trou traversant est d'environ 200 µm et l'épaisseur du circuit est de l'ordre de 1 mm pour un multicouche. L'épaisseur de cuivre présent dans les trous est de l'ordre de 20 µm. 14
1.8 Schéma en coupe d'un circuit quatre couches. L'épaisseur de chaque substrat isolant est de quelques centaines de micromètres, et environ 20 µm pour les films de cuivre. 15
1.9 Schéma en coupe d'un trou traversant (via ou PTH en anglais). Les modes de défaillance fréquents sont mis en évidence sur un circuit imprimé quatre couches. 17

2.1 Représentation de l'idéalisation réalisée par Naik et Ganesh [18]. 22
2.2 Représentation de la cellule unitaire du composite tissé étudié par Döbrich et al. [22]. 23
2.3 Représentation de la cellule unitaire du composite 3D tissé étudié par Green et al. [31]. 25
2.4 Composantes de contraintes sur un élément de matière. 27
2.5 Montage expérimental de mesures des coefficients d'élasticité. 31
2.6 Orientation des éprouvettes testées. 32

2.7 Courbe de force en fonction du temps pour un essai comprenant cinq cycles de traction. Le matériau reste élastique dans la gamme d'efforts sélectionnée. 33
2.8 Éprouvette en traction dans l'enceinte climatique. 33
2.9 Résultats de la corrélation d'images au cours d'un essai de traction. . . . 34
2.10 Courbes obtenues pour un essai de traction sur un substrat composite. Le module de Young est identifié sur (a) et le coefficient de Poisson sur (b). . 34
2.11 Valeurs de modules d'élasticité E_1, E_2 et G_{12} sur un composite tissé dédié aux applications hyperfréquences. Les valeurs du fournisseur sont tracées pour comparaison. Les barres d'erreur sont placées à deux écarts-types, de façon à représenter un intervalle de confiance à 95 %. 36
2.12 Différents montages de mesures sur l'équipement de TMA. 37
2.13 Courbes obtenues pour des mesures d'expansion thermique sur un substrat composite dans les directions x, y et$z$. 38
2.14 Schématisation des approches micromécaniques, notamment de Mori-Tanaka. Des inclusions sont entourées d'une matrice. 40
2.15 Représentation d'un matériau hétérogène périodique. Une cellule unitaire périodique est encadrée en rouge. 43
2.16 Observation du stratifié par microtomographie aux rayons X. La direction x correspond à la direction de chaîne. Le composite est constitué de la superposition de trois plis élémentaires. 44
2.17 Schéma en coupe d'un toron trame (dans le plan (x, z) de la Figure 2.16). h_f et h_w correspondent à l'épaisseur du toron, b_w à la demi-longueur du VER dans la direction de chaîne, et g_f à l'espace entre deux torons trame consécutifs. 45
2.18 Schéma du stratifié en coupe (dans le plan (x, z) de la Figure 2.16), laissant apparaître les torons chaîne ondulants. 46
2.19 Observation d'un toron au MEB. On peut observer les nombreuses inclusions de céramique et les rayons non homogènes des rayons des fibres. La surface de l'échantillon a été polie et une fine couche de carbone a été déposée pour l'observation au MEB. 47
2.20 Forme des torons d'après des observations au MEB et une étude statistique. 48
2.21 Distribution du rayon des fibres dans les torons. La loi de Burr identifiée permet de reproduire fidèlement les mesures. 49
2.22 Étapes de construction de la cellule unitaire du composite avec Abaqus. . 50

2.23 Génération d'une cellule périodique 2D contenant 30 fibres, représentative d'un toron. 54
2.24 Représentation des quatre configurations étudiées pour l'homogénéisation des torons. 56
2.25 Prédictions des propriétés élastiques transverses d'un toron à partir de 100 configurations aléatoires de VER contenant 30 fibres avec un taux de fibres de 67 %. On constate des différences par rapport à la moyenne de plus de 10 % 59
2.26 Effet du nombre de fibres dans un VER 2D sur (a) la prédiction du module de Young transverse moyen E_T, (b) l'écart-type associé. 60
2.27 Effet de la fraction volumique de fibres dans un VER 2D sur (a) la prédiction du module de Young transverse moyen E_T, (b) l'écart-type relatif associé. $\sigma(E_T)/E_T$. 61
2.28 Cellule unitaire 3D du composite tissé tel que représenté dans le logiciel EF Abaqus. 63
2.29 Shéma global de la méthode d'homogénéisation inverse mise au point. . . 65
2.30 Prédiction des modules élastiques du stratifié en fonction de la température. 67

3.1 Exemple de microstructure : observation d'un échantillon de cuivre laminé recuit au MEB. On peut observer la morphologie et la distribution des grains. 70
3.2 Plan dense dans un cristal CFC de paramètre de maille a. 71
3.3 Procédé d'électrodéposition du cuivre en feuillards utilisé dans les circuits imprimés. 72
3.4 Formation d'une macle. Deux plans de macle sont représentés en pointillés. 73
3.5 Déformation par glissement d'une dislocation coin. D'après Lemaitre et Chaboche [65]. 74
3.6 Contrainte appliquée sur un polycristal. 74
3.7 Courbe d'écrouissage. 76
3.8 Évolution de la surface de charge pour un écrouissage isotrope. 78
3.9 Évolution de la surface de charge pour un écrouissage cinématique. 79
3.10 Illustration du modèle de Lemaitre-Chaboche. (a) Description du comportement uniaxial σ_{11}-ε_{11} lors d'un chargement de traction-compression. Trois variables d'écrouissage indépendantes sont utilisées. (b) Évolution de la surface de charge avec mise en évidence de trois points remarquables lors de ce chargement. 81

3.11 Essais de cisaillement monotone et alternés sur un échantillon de cuivre pur. D'après F. Adzima [41]. 82
3.12 Réponse cyclique du cuivre en fonction du nombre de cycles : (a) amplitude de déformation ; (b) amplitude de contrainte ; (c) amplitude de déformation plastique ; (d) énergie d'hystérésis. D'après Pang et al. [90]. . 85
3.13 Projection stéréographique d'un cristal. 87
3.14 Figures de pôles (100), (110) et (111) pour un monocristal cubique dont les normales des faces sont alignées sur le repère macroscopique. 88
3.15 Figures de pôles de deux cuivres de microstructures différentes. 90
3.16 Cartographie EBSD d'un cuivre laminé recuit. Contraste de bandes superposé à la représentation des orientations, dans un code couleur défini dans le triangle standard et indiquant la direction du cristal qui est parallèle à la normale au plan d'observation. Les joints de grains (de désorientation minimale fixée à 5°) sont dessinés en noir et les joints de macles en rouge (désorientation de 60° par rapport à une direction ⟨111⟩). Pour la détection des grains, les joins de macle sont ici considérés comme des joints de grains. Le pas de détection (taille de pixel) est ici de 0,25 µm. 92
3.17 Cartographie EBSD d'un cuivre électrodéposé. Contraste de bandes superposé à la représentation des orientations, dans un code couleur défini dans le triangle standard et indiquant la direction du cristal qui est parallèle à la normale au plan d'observation. Les joints de grains (de désorientation minimale fixée à 5°) sont dessinés en noir et les joints de macles en rouge (désorientation de 60° par rapport à une direction ⟨111⟩). Pour la détection des grains, les joins de macle sont ici considérés comme des joints de grains. Le pas de détection (taille de pixel) est ici de 0,03 µm. . . 93
3.18 (a) Courbes force-déformation sur l'ensemble substrat + cuivre, par simulation, pour une épaisseur de 75 µm de substrat et une épaisseur de cuivre variable (10 µm, 30 µm et 60 µm). (b) Courbes contrainte-déformation dans le cuivre pour les mêmes simulations. 96
3.19 Schémas des éprouvettes utilisées pour l'identification du comportement élasto-plastique du cuivre en traction-compression. Les longueurs sont en mm. 97
3.20 Exemple d'images prises au microscope optique pour mesurer les épaisseurs de cuivre et de substrat. 98
3.21 Mesures des épaisseurs de cuivre et de substrat sur de nombreuses images prises au microscope optique. 98

3.22 Test de traction sur le substrat. Une régression linéaire est tracée jusqu'à 1 % de déformation, la limite d'élasticité. 99

3.23 Tests de traction sur substrat et cuivre (laminé recuit) à des orientations de 0° et 90°. Les 1er, 10e et 40e cycles sont tracés pour comparaison. . . . 101

3.24 Tests de traction sur un échantillon de référence et sur un échantillon ayant subi 500 cycles [−50 °C ; 100 °C]. Les 1er, 10e et 40e cycles sont tracés pour comparaison. Il s'agit d'un cuivre laminé recuit. 102

3.25 Chargement expérimental appliqué à l'extrémité de l'éprouvette lors des simulations. 8 cycles sont représentés mais l'optimisation a été réalisée sur 50. 104

3.26 Comparaison entre l'expérience et la simulation pour l'identification du comportement élasto-plastique d'un feuillard de cuivre HTE commercial. La réponse de l'ensemble substrat + cuivre est tracée ici. 105

3.27 Réponse du cuivre lors des cycles de charge-décharge appliqués. Le comportement est obtenu par simulation de l'ensemble substrat + cuivre et seul le comportement du cuivre est tracé ici. 106

3.28 Comparaison entre l'expérience et la simulation pour l'identification du comportement élasto-plastique d'un feuillard de cuivre pour deux amplitudes de chargement différentes. La réponse de l'ensemble substrat + cuivre est tracée ici. 107

3.29 Cinq cycles de traction-compression entre 0 % et 0,6 % de déformation sont simulés sur le cuivre identifié. L'évolution de différentes grandeurs est représentée (a) en fonction de la déformation ε_{11} et (b) en fonction des cycles. 108

3.30 Exemple d'utilisation de différents cuivres dans un circuit imprimé. 109

3.31 Comparaison sur une traction jusqu'à 1 % de déformation de trois cuivres utilisés dans les circuits imprimés. 109

3.32 Éprouvette de fatigue avec système de mesure de résistance quatre fils. . . 110

3.33 Montage réalisé pour les essais en fatigue du cuivre. À droite l'éprouvette connectée au milliohmmètre et la caméra filmant l'essai. À gauche l'image observée par la caméra avec les deux points dessinés pour la mesure de déformation. 111

3.34 Évolutions de la déformation et de la résistance électrique dans le cuivre au cours des cycles de chargement. 112

3.35 Résultats des essais de fatigue sur le cuivre laminé recuit : courbe de Wöhler expérimentale et modèle de Coffin-Manson ajusté sur les mesures. Les moyennes et barres d'erreur sont tracées pour chaque éprouvette (12 pistes). Chaque barre d'erreur représente un intervalle de confiance de 95 %. 113

4.1 Déformation plastique cumulée dans une simulation de trou traversant (PTH) : (a) selon le segment AA' ; (b) distribution dans le fût de cuivre. D'après Salahouelhadj et al. [14]. 120

4.2 Géométrie et maillage du trou traversant. 121

4.3 Comparaison des résultats pour les deux vitesses de chargement à une température proche (environ 78 °C). 124

4.4 Comparaison de l'influence de la vitesse de chargement sur la contrainte σ_{22} (dans la direction hors-plan) lors d'une chauffe et un refroidissement. 125

4.5 Évolutions de la déformation plastique cumulée et de la température en fonction du temps pour (a) le chargement « lent » et (b) le chargement « rapide ». 126

4.6 Déformation pastique cumulée après 20 cycles de chargement dans le modèle 3D et dans le modèle 2D. 129

4.7 Comparaison d'une simulation 3D avec une simulation axisymétrique 2D. 130

4.8 Modèle et maillage de la configuration de référence. 130

4.9 Déformation plastique cumulée dans le fût de cuivre pour la configuration de référence. Les symétries ont été appliquées sur le résultat pour la présentation. 131

4.10 Résultats de simulation sur la configuration de référence. 131

4.11 Effet du diamètre du trou traversant sur la fiabilité d'un PTH. 133

4.12 Effet de l'épaisseur du substrat sur la fiabilité d'un PTH. 134

4.13 Effet de l'épaisseur de cuivre électrodéposé sur la fiabilité d'un PTH. . . . 135

4.14 Effet du choix du matériau composant le substrat sur la fiabilité d'un PTH. 136

4.15 Coefficients d'expansion thermique dans la direction hors-plan des quatre matériaux étudiés en fonction de la température. Ces mesures ont été réalisées au LEM3 sur l'équipement TMA 402 Hyperion F3 de Netzsch. . 136

4.16 Effet de la plage de température sur la fiabilité d'un PTH. 138

4.17 Modèle 2D axisymétrique de la structure étudiée. Une condition de symétrie permet de ne représenter que la moitié de l'épaisseur. 140

4.18 Déformation plastique cumulée dans le trou traversant : les isocontours sont tracés sur la géométrie à gauche et la déformation plastique cumulée p le long du segment AB est tracée pour chaque cycle à droite. 141
4.19 Déformation plastique cumulée au niveau du centre du fût de cuivre. . . . 142
4.20 Évolution de la contrainte au centre du fût de cuivre pendant les trois premiers cycles de chargement. La température est tracée sur un axe secondaire. 142
4.21 Contrainte σ_{22} au niveau du fût de cuivre pour (a) $-55\,°\mathrm{C}$ et (b) $125\,°\mathrm{C}$ lors du vingtième cycle de chargement. 144

Liste des tableaux

1.1 Nomenclature des différents cuivres que l'on peut trouver dans un circuit imprimé. D'après Isola [6]. 12
1.2 Nomenclature des épaisseurs de feuillards de cuivre communément utilisées dans les circuits imprimés. 12

2.1 Propriétés élastiques mesurées dans le plan à température ambiante sur un substrat composite. 35
2.2 Grandeurs géométriques définissant la structure interne du stratifié étudié (en µm). Se référer aux Figures 2.16 et 2.18 pour illustration. 48
2.3 Prédictions des propriétés élastiques isotropes transverses du toron avec une fraction volumique de 67 %. Comparaison des quatre méthodes présentées. Les fibres sont alignées dans la direction 1. 57
2.4 Prédictions des propriétés élastiques isotropes transverses du toron avec une fraction volumique de 50 %. Comparaison des quatre méthodes présentées. Les fibres sont alignées dans la direction 1. 62
2.5 Prédictions des propriétés élastiques isotropes transverses du toron avec une fraction volumique de 30 %. Comparaison des quatre méthodes présentées. Les fibres sont alignées dans la direction 1. 62

3.1 Comparaison de grandeurs caractéristiques des microstructures d'un cuivre laminé recuit et d'un cuivre électrodéposé. Les grains d'une taille inférieure ou égale à 2 pixels ont été exclus de l'analyse. 92
3.2 Paramètres du modèle de Lemaitre-Chaboche identifiés sur les deux amplitudes de chargement, cuivre HTE de 35 µm d'épaisseur. 106

4.1 Propriétés des matériaux nécessaires à la simulation thermomécanique transitoire. 122
4.2 Modules élastiques des cuivres représentés. 123
4.3 Propriétés de la simulation de référence, qui seront modifiées lors de l'étude paramétrique. 131

Thermo-mechanical characterization and modelling of printed circuit boards with high frequency space applications

Abstract: In this thesis, the thermomechanical behavior of Printed Circuit Boards (PCBs) with high frequency space applications is assessed. A printed circuit board is a multi-material assembly, linking dielectric substrates and copper paths. The studied PCBs are multilayers, thus drills are made through these layers with copper electrodeposited on the wall of the hole, allowing the electrical signal to go from one layer to the other.

Any satellite carries embedded electronics and the PCB is the link and the support of these electronics. During the life of the PCB, temperature changes will drive strains which are inhomogeneous in the different materials and thus will lead to important stresses, root of the observed failures. Indeed, the coefficients of thermal expansion of the dielectric substrates are different than the one of copper. For each thermal cycle, the copper endures thus an alternate loading. Depending on the configuration, the copper may endure plastic strain and break after hundreds or a few thousands of cycles. These failures happen often in the copper barrels linking the different layers.

Two phases are distinguishable in the thesis: a first phase in which the thermomechanical behaviors of the materials constituting high frequency printed circuit boards is assessed, and a second phase concerning the simulations of crucial configurations thanks to the behaviors of the materials.

The dielectric substrates used are essentially composites made of one or several fiberglass wefts in a polymeric matrix, with a global orthotropic behavior. Several composite materials regularly used in high frequency printed circuit boards have been studied in the thesis. These composites are thin films. Tensile loadings have thus been applied in the plane to measure the mechanical behavior. The out-of-plane properties, harder to assess experimentally, are obtained from a numerical homogenization procedure.

Copper plays a major role in printed circuit boards since it is the carrier of the electrical information. Its breaking drives the whole circuit failure. During thermal cycles, the copper undergoes plastic strains and the cyclic application of these strains leads to fatigue and breaking of the material. An important kinematic hardening has been observed during cyclic loadings on copper and is identified with the combined Lemaitre-Chaboche model. Different copper types (rolled, electrodeposited, etc.) are studied and their behaviors vary significantly. Fatigue tests are also performed to identify an oligo-cyclic fatigue model and estimate the lifetime of a particular configuration.

Finally, particular Plated Through Hole (PTH) configurations have been chosen for numerical simulations supplied by the identified materials behaviors. Some simulation works on printed circuit boards can be found in the literature, the novelty in this work is the fine dialog between precise characterization of the materials used (orthotropic elasticity of the composites, elasto-plasticity of copper) and the numerical simulation of crucial configurations with high frequency applications.

Acknowledgments: This thesis could be done thanks to a grant from the French national space agency (CNES) and a shared funding by Thales Alenia Space (TAS) and CIMULEC.

Caractérisation et modélisation thermomécaniques de matériaux et de structures circuits imprimés complexes destinés aux applications spatiales radiofréquences et micro-ondes

Résumé : La thèse s'intéresse au comportement thermomécanique des circuits imprimés pour des applications spatiales hyperfréquences. Par définition, un circuit imprimé est un support permettant de maintenir et de relier électriquement des composants électroniques entre eux. Dans cette étude, les circuits imprimés sont des assemblages multi-matériaux faisant intervenir des substrats diélectriques et des pistes de cuivre. Les circuits étudiés sont des multicouches. Afin de permettre à l'information électrique de passer d'une couche à l'autre des perçages sont réalisés à travers elles et les trous obtenus (traversant ou non) sont recouverts de cuivre (par électrodéposition), permettant ainsi à l'information de transiter.

Dans le cadre des applications spatiales, le circuit imprimé subira des variations importantes de température. Ces variations de température engendrent des déformations qui ne sont pas homogènes dans les différents matériaux. Ces incompatibilités entre matériaux peuvent mener à des contraintes importantes qui seront source de défaillances. En effet, les coefficients d'expansion thermique des substrats diélectriques et du cuivre sont différents. À chaque cycle, le cuivre est alors entrainé sous chargement alterné. Suivant les configurations, le cuivre peut se plastifier et alors rompre après quelques centaines voire milliers de cycles thermiques (fatigue oligo-cyclique). On remarque que les ruptures sont souvent observées dans les trous traversant, réalisant les connexions entre couches.

Deux volets sont identifiables dans la thèse : un premier volet de caractérisation du comportement thermomécanique des matériaux présents dans les circuits imprimés hyperfréquences, et un second volet concernant les simulations de configurations stratégiques à partir des comportements identifiés.

Les substrats utilisés sont essentiellement des composites constitués d'une ou plusieurs trames de fibres de verre dans une matrice polymérique, dont le comportement macroscopique est orthotrope. Plusieurs matériaux composites régulièrement rencontrés dans les circuits imprimés hyperfréquences ont été sélectionnés et leur comportement thermomécanique est étudié dans la thèse. Ces composites se présentent sous forme de films. Des essais de traction dans le plan ont été réalisés. Les propriétés hors-plan, plus difficiles à obtenir expérimentalement, ont été évaluées par homogénéisation numérique.

Le cuivre joue un rôle majeur dans les circuits imprimés car il est porteur de l'information électrique. Sa rupture entraîne le dysfonctionnement du circuit. Lors des cycles thermiques, le cuivre subit des déformations plastiques et l'application répétée de ces déformations mène à la rupture du matériau. Un écrouissage cinématique marqué est observé lors de chargements cycliques sur le cuivre, identifié avec le modèle d'écrouissage mixte de Lemaitre-Chaboche. Plusieurs cuivres différents (laminé, électrodéposé, etc.) ont été étudiés. Des essais de fatigue sont également menés afin d'identifier une loi de fatigue du cuivre et ainsi pouvoir estimer la durée de vie d'une configuration donnée.

Enfin, des structures de trous traversants ont été sélectionnées pour être modélisées numériquement en utilisant les comportements identifiés. Notons que dans la littérature, des travaux de simulation de cartes de circuits imprimés existent. L'originalité du travail présent réside dans le dialogue fin entre caractérisation précise des matériaux (élasticité orthotrope des composites, élasto-plasticité du cuivre) et la simulation numérique de configurations stratégiques liées aux applications hyperfréquences.

Remerciements : Cette thèse a pu voir le jour grâce à une bourse du Centre National d'Études Spatiales (CNES) et à un cofinancement de Thales Alenia Space (TAS) et CIMULEC. Le support de l'ANR via le LabCom LEMCI fut d'une aide précieuse.