



**HAL**  
open science

## Fiabilité des assemblages de puissance

Charlotte Robert

► **To cite this version:**

Charlotte Robert. Fiabilité des assemblages de puissance. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université Paris Saclay (COMUE), 2015. Français. NNT : 2015SACLN001 . tel-01314119

**HAL Id: tel-01314119**

**<https://theses.hal.science/tel-01314119>**

Submitted on 10 May 2016

**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.

NNT : 2015SACLN001

THESE DE DOCTORAT  
DE L'UNIVERSITE PARIS-SACLAY,  
préparée à L'ÉCOLE NORMALE SUPÉRIEURE DE CACHAN

ÉCOLE DOCTORALE N° 579  
SMEMaG Sciences mécaniques et énergétiques, matériaux et géosciences

Génie Mécanique

Par

**Mme Charlotte Robert-Chabanas**

Fiabilité des assemblages de puissance

**Thèse présentée et soutenue à Cachan, le 30 septembre 2015 :**

**Composition du Jury :**

Mr Hénaff Gilbert	Professeur des universités, ENSMA	Président du jury et Rapporteur
Mme Aubin Véronique	Professeur des universités, Centrale Supélec	Rapporteur
Mme Risbet Marion	Maitre de conférence, UTC	Examinatrice
Mr Buttay Cyril	Chargé de recherche, CNRS	Examinateur
Mr Guilhem Yoann	Maitre de conférence, ENS- Cachan	Examinateur
Mme Pommier Sylvie	Professeur des universités, ENS- Cachan	Directrice de thèse
Mr Lefebvre Stéphane	Professeur des universités, CNAM	Co-directeur de thèse



**Titre :** Fiabilité des assemblages de puissance

**Mots clés :** Fatigue, céramique, Weibull

**Résumé :** La fiabilité des composants électroniques, surtout dans les technologies de pointe, prend de l'ampleur. Cela est notamment motivé par la réduction de volume demandée dans des structures fortement sollicitées et dont la durée de vie exigée peut atteindre plusieurs dizaines d'années. Nous considérons, ici, un substrat électronique. Il sert de support à un circuit d'électronique de puissance. Dans un tel circuit, les composants, comme les puces, s'échauffent. Cette augmentation de température au niveau de la puce se reporte sur le substrat. Il subira d'autre part des variations de températures environnementales, telles que le cycle jour/nuit dans les satellites ou imposée par l'ambiance comme dans un puits de forage.

Le substrat utilisé est composé de plusieurs couches de céramique et de pistes de conduction

en métal entre et à travers ses couches. Lorsque ces différents matériaux se dilatent, cela induit des concentrations et gradients de contraintes. Ces variations étant sur des grandes durées, elles peuvent mener le substrat à rupture par fatigue. Dans le cadre de cette étude, l'objectif est de comprendre les mécanismes de défaillances qui peuvent mener à rupture et les moyens de les éviter. Nous cherchons à déterminer des règles de conception simples permettant d'éviter ces défaillances, comme la taille et la distance entre les différentes pistes traversant la céramique. C'est grâce à l'application de la mécanique de la rupture sur le substrat et en fonction de l'utilisation décrite précédemment, que nous évaluerons les défaillances critiques. La modélisation mécanique du substrat dégagera ainsi des règles de dimensionnement permettant d'éviter ces défaillances.

**Title:** Reliability of power substrate

**Keywords:** Fatigue, ceramic, Weibull

**Abstract:** The reliability of electronic compound, especially in advanced technologies, is becoming very important. This is motivated by the volume reduction asked in highly loaded structures. Moreover, its required lifetime can be about decades.

Here, we have an electronic substrate. A power electronic circuit lays on it. In such circuit, compounds like chip are heating up. This rising of temperature from the chip propagates on the substrate. Furthermore others environmental amplitudes of temperature will be imposed like the day/night cycle for satellites or the rock temperature in well bores.

The substrate is composed of several ceramic layers with metal conducting tracks inside and

in between. When these materials dilate it induces stress concentrations and gradients. Since these changes are occurring on important durations, they can lead the substrate to a fatigue failure. The point of this study is to understand the failure mechanisms leading to break and the means to avoid them. Then we seek to determine simple conception rules such as the size and the gap between the different tracks going through the ceramic.

Thanks to the use of the fracture mechanics on the substrate and according to the previously described use, we will evaluate the critical failures. Thus, the mechanical modelling of the substrate will generate some rules for the dimensions.



Tout d'abord, je n'écrirais pas ces lignes sans Sylvie POMMIER et Stéphane LE-FEBVRE. Il y a maintenant plus de cinq ans, ils ont décidé de me faire vivre cette expérience qu'est la thèse. Merci Sylvie, d'avoir eu confiance en moi et de m'avoir dirigée. Merci Stéphane, de m'avoir accompagné et de m'avoir expliqué toutes ces subtilités d'électronique que j'ai découvert lors de cette thèse.

Je voudrais aussi remercier Gilbert HÉNAFF d'avoir bien voulu être à la fois le président de mon jury, mais aussi un rapporteur. Je remercie Véronique AUBIN qui, en tant que rapporteur, n'a pas hésité à me faire des remarques et suggestions. Merci d'avoir pris le temps de discuter avec moi. Vos nombreuses questions ont été l'occasion pour moi de prendre du recul, et de me mettre dans une perspective plus générale que mes travaux.

Je remercie Marion RISBET, Cyril BUTTAY et Yoann GUILHEM d'avoir pris le temps d'assister à ma soutenance en tant qu'examineurs.

Je remercie aussi, dans le cadre du projet MEMPHIS, tous les participants provenant du projet MEMPHIS, en particulier *Schlumberger*, *EADS-Astrium*, *Egide* et du *SATIE*.

Les laboratoires du *LMT* et du *SATIE* ont été des lieux très accueillants pour moi et cet encadrement a été intéressant et agréable. Si l'accueil a été aussi chaleureux, c'est aussi en partie grâce à Catherine, Lydia et Amel au *LMT* et Aurore, Sophie et Béatrice au *SATIE*.

Merci aux autres acteurs des laboratoires, tel que Dominique, Jean-Pierre, Olivier, Nicolas... Merci aux doctorants parmi lesquels Claudio, Raül, Guillaume, Sylvain, Adrien, Benoît, Alex et Christelle. Vous êtes tellement que je ne peux pas tous vous citer. Vous côtoyer aussi régulièrement a été un vrai plaisir.

Merci particulièrement à Xavier sans lequel il n'y aurait pas eu d'aussi beaux essais. Tu as fait l'effort, avec moi, de travailler sur des éprouvettes bien trop petites pour toi.

Un autre remerciement particulier à François : sans toi, le bureau aurait été bien triste durant ces trois premières années.

Je tiens aussi à remercier mes amis, d'être venus à ma soutenance et de m'avoir encouragée sans cesse. Enfin, je tiens à remercier ma famille. Merci à ceux qui ont toujours cru en moi.

Et surtout merci à Damien, tu as toujours été là, derrière moi. Tu es le meilleur soutien que je puisse avoir, et j'espère en faire autant pour toi. Je te dédie ce travail.



# Table des matières

<b>Table des matières</b>	<b>i</b>
<b>Table des figures</b>	<b>iii</b>
<b>Liste des tableaux</b>	<b>xi</b>
<b>Nomenclature</b>	<b>xiii</b>
<b>Introduction</b>	<b>1</b>
<b>1 État de l'art et études préliminaires</b>	<b>5</b>
1 Présentation du contexte et du sujet d'étude . . . . .	7
1.1 Un projet industriel . . . . .	7
1.2 Description du substrat HTCC . . . . .	10
1.3 Fiabilité des substrats utilisés en électronique de puissance . . . . .	17
2 Analyses préliminaires du substrat . . . . .	22
2.1 Observations des matériaux du substrat . . . . .	23
2.2 Mécanismes thermomécaniques dans le substrat sollicité . . . . .	27
2.3 Un procédé de fabrication spécifique . . . . .	36
2.4 Conclusion . . . . .	41
3 Essais mécaniques de caractérisation pour la fiabilité du substrat . . . . .	42
3.1 Comportement thermique du substrat . . . . .	43
3.2 Comportement mécanique du substrat . . . . .	48
3.3 Comportement à rupture du substrat . . . . .	53
3.4 Conclusion . . . . .	70
<b>2 Caractérisation des matériaux</b>	<b>73</b>
1 Caractérisation monotone de la céramique . . . . .	75
1.1 Mesure de la dilatation thermique . . . . .	75
1.2 Elasticité . . . . .	83
1.3 Méthode d'évaluation des contraintes résiduelles de fabrication . . . . .	92
1.4 Conclusion . . . . .	100
2 Comportement à rupture et en fatigue de la céramique . . . . .	102
2.1 Essais de rupture et identification des paramètres de Weibull . . . . .	102

2.2	Evaluation expérimentale des contraintes résiduelles . . . . .	112
2.3	Observation du comportement en fatigue . . . . .	118
2.4	Etude du comportement de fissuration . . . . .	126
2.5	Conclusion . . . . .	136
3	Essais et comportement du tungstène . . . . .	138
3.1	Première approche : Description d'un essai quasi-statique . . . . .	138
3.2	Seconde approche : Evaluation du comportement en fatigue . . . . .	151
3.3	Conclusion . . . . .	154
<b>3</b>	<b>Modélisation</b>	<b>157</b>
1	Modélisations préliminaires du substrat . . . . .	159
1.1	Contraintes résiduelles et épaisseurs des couches de céramique . . . . .	160
1.2	Effet des gradients de contraintes sur la probabilité de rupture . . . . .	168
2	Modélisation globale du substrat aux alentours de la puce de puissance . . . . .	173
2.1	Description du modèle numérique thermique . . . . .	173
2.2	Description du modèle mécanique du substrat . . . . .	180
2.3	Résultats et discussions de la modélisation thermomécanique du substrat . . . . .	186
3	Évaluation de l'influence des dimensions des vias sur la rupture du substrat . . . . .	191
3.1	Influences du rayon des vias . . . . .	191
3.2	Effet de la distance entre vias . . . . .	199
4	Conclusions sur le dimensionnement du substrat . . . . .	204
	<b>Conclusion générale</b>	<b>207</b>
	<b>Bibliographie</b>	<b>211</b>

# Table des figures

1	Représentation schématique de la dissipation de chaleur due à la présence d'une puce. . . . .	2
1.1	Génération de contraintes thermomécaniques dues à la présence d'un gradient de température. . . . .	9
1.2	Chargement de spécification environnementale. . . . .	10
1.3	Un substrat DCB étudié par [Pietranico, 2010]. . . . .	10
1.4	Photo d'un substrat HTCC fabriqué par <i>Egide</i> [Egide, 2006] . . . . .	12
1.5	Structure simplifiée du substrat dans son épaisseur . . . . .	13
1.6	(a) Photographie d'un substrat présenté dans le plan (xy) avec en rouge le marquage des dénivelés (b) ainsi qu'un schéma du même substrat dans l'épaisseur dans le plan (xz) . . . . .	14
1.7	Schéma du raclage d'une feuille de céramique. . . . .	15
1.8	Schéma d'un réseau de pistes/vias sur une feuille de céramique. . . . .	16
1.9	Empilement des feuilles de céramique afin de former le substrat multicouche. . . . .	17
1.10	Dégradation de la couche de métal sur une puce sollicitée en fatigue thermique observée par [Bouarroudj <i>et al.</i> , 2007] . . . . .	18
1.11	Décollement d'un fil de bonding et fissuration de la brasure après un vieillissement par cyclage thermique d'un packaging électronique observée par [Oukaour <i>et al.</i> , 2010] . . . . .	19
1.12	Délamination dans un substrat DCB observé dans la thèse de [Dupont, 2006] . . . . .	20
1.13	Grains de céramique (a) d' <i>Al1</i> et (b) d' <i>Al2</i> . . . . .	23
1.14	Porosité de la céramique (a) et (b) Coupe dans le volume de l'alumine, (c) et (d) observation surfacique de l'alumine. . . . .	24
1.15	Pistes de tungstène (a) non polie en blanc et (b) polie en gris clair . . . . .	24
1.16	Exemple de bicouche cofritté [Islam <i>et al.</i> , 2011] . . . . .	25
1.17	Observations (a) transversale et (b) longitudinale des vias effectuées par <i>Egide</i> . . . . .	25
1.18	Multicouche de céramique avec, à gauche, des pistes de tungstène entre chaque couche . . . . .	26
1.19	(1) Représentation d'une sollicitation unidimensionnelle avec l'alumine seule, (2) température de l'alumine en fonction de la direction x du substrat . . . . .	28



1.20 (1) Représentation d'une sollicitation unidimensionnelle avec deux matériaux, (2) température du substrat en fonction de sa direction $x$ . . . . .	29
1.21 (1) Température de l'alumine en fonction de la direction $x$ du substrat, (2) représentation de la déformation dans la direction $y$ de l'alumine . . . . .	31
1.22 (1) Température du substrat en fonction de sa direction $x$ , (2) représentation de la déformation dans la direction $y$ du substrat . . . . .	32
1.23 Schéma présentant la déformation de deux matériaux liés avec des CTE différents d'après [Buttay, 2010]. . . . .	33
1.24 Représentation des contraintes sur un élément de volume . . . . .	33
1.25 Apparition du gradient de contraintes mécaniques dans l'alumine. . . . .	35
1.26 Apparition du gradient de contraintes mécaniques dans l'alumine et le tungstène . . . . .	36
1.27 Observations de grains de céramique [Egide, 2006] . . . . .	37
1.28 Schéma d'un substrat constitué de deux couches subissant l'échauffement thermique et représentant les déformations dans les couches de céramique anisotrope. . . . .	38
1.29 Schéma représentant les déformations du substrat et la création des contraintes résiduelles. . . . .	39
1.30 Multicouche de céramique avec des pistes de tungstène entre chaque couche	40
1.31 Dilatation thermique (a) du tungstène, (b) de l'alumine d'après [Hayashi <i>et al.</i> , 2000, Echsler <i>et al.</i> , 2004, Dionnet, 1993] . . . . .	45
1.32 Système de mesure de la machine de dilatométrie. . . . .	46
1.33 Exemple d'éprouvette utilisées pour l'identification de loi de comportement [Lemaitre et Chaboche, 2004]. . . . .	48
1.34 Schéma de l'essai de cisaillement effectué par [Matin <i>et al.</i> , 2007]. . . . .	49
1.35 Schéma de l'essai de cisaillement effectué par [Ju <i>et al.</i> , 1994]. . . . .	49
1.36 Schéma de l'éprouvette de cisaillement choisie pour nos essais . . . . .	50
1.37 Schéma de l'essai de flexion quatre points . . . . .	52
1.38 Loi de Weibull présentant la probabilité de rupture en fonction de la contrainte appliquée. Effet de la variation du paramètre $m$ . . . . .	55
1.39 Loi de Weibull présentant la probabilité de rupture en fonction de la contrainte appliquée. Effet de la variation du paramètre $s_0$ . . . . .	56
1.40 Illustration avec des résultats de [van Vliet et van Mier, 2000] par des essais sur béton de l'effet de la taille d'un volume sous rupture fragile sur la distribution des efforts à rupture. . . . .	56
1.41 Illustration de l'influence du volume sur la loi de Weibull. . . . .	57
1.42 Schéma de l'essai de flexion trois points . . . . .	60
1.43 Schéma d'une plaque trouée. . . . .	62
1.44 Sollicitation d'une fissure dans un gradient. . . . .	64
1.45 Représentation d'une fissure plane dans un solide. . . . .	64
1.46 Les trois modes élémentaires de fissuration. . . . .	64
1.47 Représentation du repère en pointe de fissure. . . . .	66

1.48 Schéma d'une éprouvette avec trou en compression contenant deux fissures stables . . . . .	67
1.49 Schéma représentant (a) le processus d'indentation de la céramique avec un indenteur Vickers et (b) un schéma présentant l'empreinte et les fissures engendrées par une indentation Vickers. . . . .	68
2.1 Schéma des éprouvettes pour la mesure de la dilatation thermique de la céramique : $L = 2$ cm et $W = 5$ mm (a) Sens de raclage de l'éprouvette Y. (b) Sens de raclage de l'éprouvette X. . . . .	76
2.2 Photographie de la machine Setsys 16/18 utilisée pour les essais de dilatation thermique. . . . .	77
2.3 (a) Photographie montrant le dispositif et le positionnement de l'éprouvette ainsi qu'un (b) schéma avec le positionnement du palpeur . . . . .	77
2.4 Chargement en température du four pour différents essais. . . . .	78
2.5 Déplacement du palpeur en fonction du temps. . . . .	79
2.6 Dilatation thermique de la céramique dans la direction de raclage en fonction de la température. . . . .	80
2.7 Dilatation thermique de la céramique orthogonale à la direction de raclage en fonction de la température. . . . .	81
2.8 Coefficients de dilatation thermique pour les deux éprouvettes aux directions de raclage orthogonale ainsi que la dilatation du palpeur d'après les données du constructeur de la machine. Les directions de raclage sont représentées Figure 2.1. . . . .	82
2.9 Comparaison des coefficients de dilatation thermique pour les deux éprouvettes aux directions de raclage orthogonale ainsi que les erreurs de mesure de chaque éprouvette. Les directions de raclage sont représentées Figure 2.1. . . . .	82
2.10 Coefficient de dilatation thermique de l'alumine <i>Al1</i> mesuré par <i>Egide</i> . . . . .	83
2.11 Dilatation de l'alumine <i>Al1</i> en fonction de la température mesurée par <i>Egide</i> . . . . .	84
2.12 Chargement des éprouvettes lors de l'essai . . . . .	85
2.13 (a) Photo d'un essai de flexion quatre points d'une éprouvette de céramique, (b) dimensions du montage à considérer ( $L = 33.22$ mm), direction des efforts appliqués et éprouvette en flexion entourée en pointillés . . . . .	85
2.14 Montage de l'essai de flexion et prise d'image dans la machine d'essai. . . . .	86
2.15 Photographie du montage et des appuis utilisées lors des essais de flexion. . . . .	86
2.16 Graphique représentant en couleur et trait pleins les mesures de courbures pour plusieurs efforts de l'éprouvette lors d'un essai et en trait pointillé l'évaluation de la courbures de éprouvette permettant le calcul du module d'Young. . . . .	89
2.17 Probabilité cumulée des éprouvettes ayant un module d'Young inférieur à la valeur en abscisse. . . . .	90

2.18	Module d'Young en fonction de l'effort. Quasiment toutes les courbes d'essais sont comprise dans la zone grisée. . . . .	91
2.19	Ce graphique représente des essais de flexion d'une même éprouvette avant et après les sollicitations de fatigue (jusqu'à rupture). . . . .	92
2.20	En-haut on peut voir la disposition des éprouvettes en flexion trois points alors qu'en-bas, on peut voir la disposition des éprouvettes en flexions quatre points. . . . .	95
2.21	Répartitions des contraintes résiduelles (a) selon le Cas 1 ou (b) le Cas 2. . . . .	96
2.22	Représentation des effets des contraintes résiduelles (a) pour le Cas 1 et (b) pour le Cas 2 : la direction des contraintes résiduelles maximales principales est opposée dans deux couches adjacentes. . . . .	97
2.23	Répartitions des contraintes résiduelles dans un double couche de céramique de $200\ \mu\text{m} \rightarrow 2.5\ \text{mm} \rightarrow 2.5\ \text{mm}$ obtenues par anisotropie de dilatation thermique des couches de céramique . . . . .	100
2.24	Schéma de l'essai de flexion trois points. Les flèches noires indiquent la direction de raclage de chaque feuille et les flèches blanches indiquent la direction des efforts. ( $t = 200\ \mu\text{m}$ , $L = 30\ \text{mm}$ et $w_i = 5\ \text{mm}$ ou $2.5\ \text{mm}$ ) . . . . .	103
2.25	Machine de traction-compression. . . . .	103
2.26	Montage de flexion trois points dans la machine d'essai. . . . .	104
2.27	On peut voir sur cette photographie du montage de l'essai les trois points permettant d'insérer les cordes à piano pour la flexion. . . . .	104
2.28	Schéma montrant le fonctionnement du montage afin d'exercer une flexion trois points. . . . .	105
2.29	Partie basse du montage. Sur la photographie, on peut voir la corde à piano et la fente dans laquelle on glisse en partie l'éprouvette. . . . .	105
2.30	Chargement jusqu'à rupture des éprouvettes en flexion trois points . . . . .	106
2.31	Schéma montrant le processus d'identification des paramètres de Weibull . . . . .	107
2.32	Loi de probabilité de rupture des deux alumines et des deux types d'éprouvettes. . . . .	108
2.33	Identification de la loi de Weibull pour l'alumine A11 (Les coefficients ont été déterminés. $s_0 = 378.27\text{MPa}$ et $m = 12.97$ . PF est la probabilité de rupture et $s_W$ la contrainte de Weibull) . . . . .	109
2.34	Identification de la loi de Weibull pour l'alumine A12 (Les coefficients ont été déterminés. $s_0 = 371.47\text{MPa}$ et $m = 12.12$ . PF est la probabilité de rupture et $s_W$ la contrainte de Weibull) . . . . .	110
2.35	Loi de probabilité de rupture des deux alumines pour des conditions identiques. . . . .	111
2.36	Schéma de la flexion quatre points. . . . .	113
2.37	Machine MTS utilisé pour l'évaluation des contraintes résiduelles. . . . .	114
2.38	Schéma du montage pour la flexion quatre points. . . . .	114

2.39 (a) Loi de Weibull pour l'alumine <i>A11</i> se basant sur les coefficients identifiés en flexion trois points et loi de Weibull expérimentale en flexion quatre points. (b) Loi de Weibull pour l'alumine <i>A11</i> comprenant en plus les contraintes résiduelles et loi de Weibull expérimentale en flexion quatre points. . . . .	115
2.40 (a) Loi de Weibull pour l'alumine 2 se basant sur les coefficients identifiés en flexion trois points et loi de Weibull expérimentale en flexion quatre points. (b) Loi de Weibull pour l'alumine 2 comprenant en plus les contraintes résiduelles et loi de Weibull expérimentale en flexion quatre points. . . . .	116
2.41 Schéma du montage indiquant la localisation de l'application des efforts . . . . .	119
2.42 Efforts subis par les éprouvettes en fonction du nombre de cycles . . . . .	120
2.43 Probabilité de rupture en fonction de nombre de cycles subis à $3 \cdot 1$ N . . . . .	122
2.44 Probabilité de rupture en fonction de la contrainte de Weibull des éprouvettes ayant survécues aux essais de fatigue à 2 N et $3 \cdot 1$ N. Ici, on représente les probabilités de rupture, le déverminage étant présent. . . . .	122
2.45 Probabilité de rupture en fonction de la contrainte de Weibull et pour une contrainte inférieure à celle de 2 N. Les séries 0 et 1 sont ici comparées en ayant supprimé l'effet de déverminage. . . . .	123
2.46 Probabilité de rupture en fonction de la contrainte de Weibull pour des contraintes inférieures à un chargement à $3 \cdot 1$ N des essais de fatigue sous $3 \cdot 1$ N. Celle-ci est comparé à la probabilité de rupture exprimée en fonction de la contrainte de Weibull pour des contraintes inférieures à un chargement à $3 \cdot 1$ N des essais monotones et aux essais de fatigue sous 2 N. Les séries sont ici comparées en ayant supprimé l'effet de déverminage. . . . .	124
2.47 Photographie du microduromètre utilisé. . . . .	127
2.48 Image du MEB d'une indentation Vickers avec fissurations trop proches du bord . . . . .	128
2.49 Paramètres de l'indentation Vickers. . . . .	129
2.50 Images au Microscope Electronique à Balayage des indentations Vickers avec fissurations. . . . .	130
2.51 Image d'illustration du site [Saint-Gobain, 2006] montrant la fissuration fragile attendue lors d'une indentation Vickers sur un matériau inconnu. . . . .	130
2.52 (a) Essai usuel utilisé pour identifier un facteur d'intensité des contraintes critiques et (b) essai utilisé pour la caractérisation du tungstène. . . . .	131
2.53 Éprouvette de tungstène cassée. . . . .	132
2.54 Représentation des fissures sur l'éprouvette dans le modèle. La fissure 1 est la fissure verticale du haut ; la fissure 2 est la fissure verticale du bas ; la fissure 3 est la fissure horizontale de gauche ; la fissure 4 est la fissure horizontale de droite. . . . .	133
2.55 Evaluation des facteurs d'intensité de contraintes critiques en fonction de la taille de la fissure du bas. La dénomination des fissures est précisée Figure 2.54 . . . . .	134

2.56	Partie du modèle par éléments finis de l'éprouvette utilisé pour le comportement du tungstène montrant l'écartement des fissures. . . . .	135
2.57	Evaluation de l'écartement de la fissure du bas, nommée fissure 2, en fonction de sa taille. . . . .	136
2.58	Schéma de l'éprouvette de caractérisation du tungstène. . . . .	140
2.59	Montage lors de l'essai de cisaillement du tungstène. . . . .	141
2.60	Illustration des étapes de fabrication de l'éprouvette de tungstène par empilement de tungstène (noir très fin) et d'alumine (vert) . . . . .	141
2.61	Photographie du montage lors de l'essai de cisaillement du tungstène. . . . .	143
2.62	Chargement de l'éprouvette lors de l'essai . . . . .	144
2.63	Déformation de l'éprouvette mesurée par l'extensomètre en fonction de l'effort exercé. . . . .	145
2.64	Déformation de l'éprouvette mesurée par l'extensomètre en fonction de l'effort exercé pour des efforts inférieurs à 500 N. . . . .	145
2.65	Déplacement de l'éprouvette en fonction de l'effort exercé pour des efforts supérieurs à 500N. . . . .	146
2.66	On observe plusieurs chargement de l'éprouvette avec, en rouge, les pentes linéaire au début du déchargement. . . . .	147
2.67	Déformation permanente observée pour chaque chargement. . . . .	147
2.68	Module d'élasticité observé en début de déchargement en fonction de l'effort maximum atteint lors du cycle. . . . .	148
2.69	Piste de tungstène (a) avant sollicitation, (b) après chargement monotone et (c) après sollicitation de fatigue. . . . .	149
2.70	Corrélation d'image sur l'éprouvette à l'aide de Correli STC . . . . .	151
2.71	Sollicitation en efforts en fonction du temps. . . . .	152
2.72	Comparaison modèle-essai : les essais vont jusqu'à 1600 N . . . . .	153
2.73	Evolution du comportement de l'éprouvette sur plusieurs cycles et pour plusieurs valeurs d'effort maximum. . . . .	154
3.1	Schéma d'un substrat avec deux couches de base $L_A \rightarrow L_B$ . . . . .	161
3.2	Schéma rhéologique du substrat avec deux couches. Le symbole à gauche représente la dilatation thermique et le symbole à droite représente le comportement élastique linéaire. . . . .	161
3.3	Contraintes résiduelles dans le substrat avec deux couches, pour plusieurs tailles de $L_1$ : violet, $L_1 = 0.2$ ; rose, $L_1 = 0.4$ ; jaune, $L_1 = 0.6$ ; vert, $L_1 = 0.8$ . . . . .	163
3.4	Contrainte résiduelle dans la couche la plus fine du substrat avec deux couches en fonction de la taille $L_1$ de la couche avec $e$ fixe. . . . .	163
3.5	Probabilité de rupture en fonction du ratio de l'épaisseur de la couche sous traction dans le substrat simplifié avec deux couches montré Figure 3.1. . . . .	164
3.6	Schéma du substrat du véhicule test du projet MEMPHIS (a) et son équivalent avec des couches identiques (b). . . . .	165
3.7	Schéma rhéologique d'un substrat avec neuf couches. . . . .	166

3.8	Champ de contraintes dans le substrat aux couches identiques (a-c) et aux couches du véhicule test (b-d).	167
3.9	Pourcentage de contraintes positives en fonction des valeurs des coefficients A et B pour une longueur de 1 mm.	169
3.10	Probabilité de rupture en fonction des valeurs des coefficients A et B pour une longueur de 1 mm, $m = 13$ et $s_0 = 370$ MPa.	170
3.11	Représentation de deux gradients de contraintes utilisés pour étudier l'effet de gradient.	171
3.12	Représentation de deux gradients de contraintes discrétisés en (a) 1, (b) 10, (c) 30 et (d) 60 éléments.	171
3.13	Représentation du volume effectif en fonction de la discrétisation pour deux gradients de contraintes différents.	172
3.14	Représentation de la probabilité de rupture en fonction de la discrétisation pour deux gradients de contraintes différents.	172
3.15	Substrat modélisé avec un flux thermique imposé par la puce.	174
3.16	Substrat coupé en son centre pour observer le champ de flux thermique en profondeur.	175
3.17	Chargements thermiques (rond) et de puissance de la puce (croix) appliqués dans le modèle.	176
3.18	Description des différents chargements et conditions limites du modèle numérique.	176
3.19	Conductivité thermique de l'alumine $\alpha$ coffrifiée assemblée par [Munro, 1997] d'après [Kübler, 1993], [Lee et Kingery, 1960] et [Nishijima <i>et al.</i> , 1965], et obtenue par [Xie <i>et al.</i> , 2011].	178
3.20	Conductivité thermique de deux nuances de tungstène d'après [Hust et Giarratano, 1975].	178
3.21	Représentation du flux de puissance de la puce dans le modèle (a) et dans une représentation plus réaliste (b) sur la surface du substrat.	180
3.22	Visualisation d'une coupe du substrat et de son champ de température pour un environnement à 110 C et un flux de puissance de $0,4 \text{ Wmm}^{-2}$ .	181
3.23	Expression du module d'Young de l'alumine $\alpha$ frittée en fonction de la température au-dessus de 0 C d'après [Munro, 1997] et en-dessous de 0 C d'après [Chung et Simons, 1968].	182
3.24	Conditions limites de déplacement uniforme sur les faces du substrat.	183
3.25	Représentation du substrat et gradients de température créés par le flux thermique engendré par la puce (0-3) à $0,4 \text{ Wmm}^{-2}$ en fonction de la température environnementale.	187
3.26	Gradients de contraintes créés par la puce (0-3) à $0,4 \text{ Wmm}^{-2}$ en fonction de la température environnementale.	189
3.27	Probabilité de rupture en fonction de la température environnementale.	190
3.28	Modèle du via utilisé pour observer l'influence de la taille de via sur la probabilité de rupture.	193
3.29	Champ de température autour d'un via de $250 \mu\text{m}$ de diamètre.	195

3.30 Représentation du modèle et gradients de contraintes autour d'un via de 250 $\mu\text{m}$ . . . . .	196
3.31 Gradient de température observé en traversant le via selon la ligne (0) que l'on peut observer sur le schéma de la Figure 3.30. . . . .	197
3.32 Gradient de contrainte observé en traversant des vias de différents rayons selon (a) la ligne (0) et (b) la ligne (2) que l'on peut observer sur le schéma de la Figure 3.30. . . . .	198
3.33 Probabilité de rupture du modèle en fonction du rayon du via. . . . .	199
3.34 Modèle utilisé pour observer l'effet de distance entre vias avec la présence de conditions aux limites de symétrie. . . . .	201
3.35 Champs de contraintes entre deux vias dans les deux configurations de contraintes résiduelles : (a) Les contraintes résiduelles sont dans la direction z dans la couche du milieu, (b) Les contraintes résiduelles sont dans la direction x dans la couche du milieu. . . . .	202
3.36 Probabilité de rupture du modèle en fonction de la distance entre les deux vias pour les deux configurations de contraintes résiduelles. . . . .	203
3.37 Modèle utilisé pour observer l'effet de distance entre vias sur la probabilité de rupture. . . . .	204

## Liste des tableaux

3.1	Valeurs de dilatations thermiques de l'alumine entrées dans le modèle par éléments finis. . . . .	182
3.2	Résumé des hypothèses et choix effectués dans les sections précédentes pour le modèle du substrat sans vias ni piste de tungstène mais avec dissipation de la puce. . . . .	186
3.3	Résumé des hypothèses et choix effectués pour un modèle de substrat contenant un via sollicité par un gradient de température. . . . .	194
3.4	Résumé des hypothèses et choix effectués pour un modèle de substrat contenant deux vias sollicités par un gradient de température. . . . .	203





# Nomenclature

*A11* Alumine 1, ancienne alumine utilisée par *Egide*

*A12* Alumine 2, alumine récemment utilisée par *Egide*

ASTech Pôle de Compétitivité aérospatial Paris Region, dans le domaine de l'Aéronautique, de l'Espace et des systèmes embarqués

DCB Direct Bonding Copper

FUI Fond Unique Interministériel

GaN Nitride de Gallium

HTCC High Temperature Cofired Ceramic

LTCC Low Temperature Cofired Ceramic

MEB Microscope Electronique à Balayage

MEMPHIS Module Électronique Miniature de Puissance Hermétique Innovant pour applications en environnement Sévère

PFS Principe Fondamental de la Statique

TMA ThermoMechanical Analysis

TTC Torsion Traction Compression



# Introduction

De nombreuses branches de l'électronique ont vécu, ces dernières années, des évolutions technologiques permettant la miniaturisation de leurs composants. C'est ainsi que se sont développées les puces. Ces dernières sont, en effet, des dispositifs intégrant des millions de composants élémentaires. On peut donc avoir une fonctionnalité complexe dans un volume millimétrique.

L'électronique de puissance a pour objectif de convertir l'énergie électrique à disposition sous une autre forme (continue ou alternative). Elle aussi fait face à une demande d'augmentation des densités de composants pour les secteurs spatiaux et du forage pétrolier entre autres. En effet, il existe des besoins de réduction de volume et de masse toujours plus contraignants. Par exemple, le volume et la masse dans une fusée sont optimisés car l'objectif est d'effectuer des lancements avec le plus d'objets et de résultats possibles, pour rentabiliser au maximum chaque lancement de fusée. De même, dans les têtes de forage pétrolier, l'espace est réduit. Il y a donc des limites de dimensionnement à respecter. Parallèlement, les modules électroniques embarqués de puissance intègrent de plus en plus de composants, pour prendre en charge plus de fonctionnalités. Dans un système électronique, un module est un ensemble de composants électroniques destinés à une fonction définie.

Dans les deux exemples présentés ci-dessus, l'étude de la fiabilité des composants est nécessaire. Les satellites doivent, pour être rentables, être utilisables durant des dizaines d'années, et les têtes de forages ne peuvent pas être atteintes lors de leur utilisation. En électronique de puissance, la fiabilité des composants est donc particulièrement sensible.

Les types de sollicitations à prendre en compte sont divers. La dissipation de chaleur des puces, représentée Figure 1, provoque des gradients de température et donc de contraintes. De plus, les composants sont fabriqués à partir de différents matériaux, complexifiant les sollicitations thermiques et mécaniques par la spécificité de chaque comportement matériau. Enfin, on doit ajouter à cela des variations de température dues à l'environnement. A cause de ces contraintes, les modules de puissance n'ont donc pas encore pu être miniaturisés autant que voulu par l'industrie.

Cette thèse s'inscrit dans le cadre du projet FUI (Fond Unique Interministériel) MEMPHIS (Module Électronique Miniature de Puissance Hermétique Innovant pour applications en environnement Sévère) dépendant du pôle de compétitivité ASTech (Paris Région, dans le domaine de l'Aéronautique, de l'Espace et des systèmes embarqués). L'objectif de MEMPHIS est de proposer un module de puissance en électronique miniaturisé. Ce module doit être étudié pour assurer sa fiabilité lors d'applications de puissance tra-

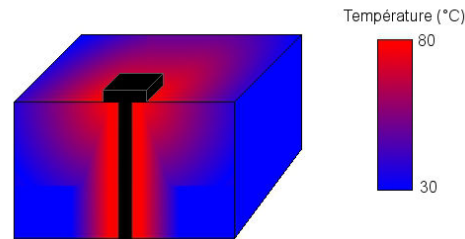


FIGURE 1 – Représentation schématique de la dissipation de chaleur due à la présence d'une puce.

vaillant en environnement thermique sévère.

La conception d'un module de puissance pour des températures de 40 C à 230 C et des courants de puissance de l'ordre de 2-3 A est une innovation en soit. Le module sera fondé sur une nouvelle génération de technologies de puissance et devra être performant à ces températures. Le choix des matériaux constituant doit permettre une utilisation aux températures précédemment citées. Dans un module, les composants électroniques et les pistes qui les lient sont déposés sur des supports appelés substrats. Le module que l'on souhaite développer est constitué d'une puce électronique, d'un substrat céramique et de connecteurs vers l'extérieur. Ce module sera mis en place pour les industries en créant une chaîne complète de fabrication et de fournisseurs de composants.

Depuis vingt ans, une génération de puces électroniques à base de Nitrure de Gallium (GaN) [Duboz, 1999] se développe et depuis maintenant près de 5 ans, elle s'industrialise. Elle ouvre la porte à la miniaturisation des fonctions de puissance, grâce à ses caractéristiques électroniques et a donc un impact sur le volume des modules qui nous concerne. En plus de cette génération de puce, il faut utiliser des substrats électroniques adaptés aux températures d'utilisation.

Précédemment, pour des circuits de puissance, les substrats DCB (Direct Copper Bonding) ont été utilisés. En effet, leur utilisation est désormais possible aux températures environnementales du projet. Les DCB sont des substrats composés d'une couche de céramique entre deux couches de cuivre. La couche supérieure de cuivre du DCB est constituée de pistes conductrices formant le circuit électronique qui relie électriquement les composants.

Cependant, dans notre cas, nous utiliserons un substrat HTCC (High Temperature Co-fired Ceramic). Cela permet de produire des substrats composés de deux à une dizaine de couches d'alumine (céramique) assemblées et cuites à haute température (cofrittage). Les pistes de courant du substrat sont alors en tungstène (métal). L'utilisation d'une telle technologie en électronique de puissance doit permettre l'intégration sur le même substrat des circuits de puissance et de l'électronique de commande et possède deux avantages : d'une part, la mise en place de pistes entre chacune des couches ainsi que de vias, qui sont des pistes traversant les couches de céramique, permet d'avoir un réseau de conduction en trois dimensions ; d'autre part, il permet de complexifier et de densifier le réseau

des pistes et vias lors du processus de fabrication. Ceci implique donc que le volume du substrat reste réduit car le réseau de pistes et vias n'est plus limité à une seule couche. De plus, les matériaux constituant supportent de façon inhérente les températures d'utilisation. La fiabilité de ces assemblages et matériaux et leur tenue dans le temps avec des sollicitations de fatigue étant une véritable question, il faut établir des règles de dimensionnement afin de la déterminer. L'objectif de cette thèse est d'analyser les mécanismes de défaillances thermomécaniques par fatigue des substrats HTCC en vue de proposer des méthodes de dimensionnement pour les éviter.

L'étude des mécanismes de défaillances possibles du substrat HTCC sera donc nécessaire du fait de ces contraintes mécaniques provenant de sollicitations thermiques et électroniques. En effet, les différents échauffements locaux et environnementaux du substrat ainsi que les différents matériaux génèrent des champs de contraintes hétérogènes et variant dans le temps. Cela peut provoquer des délaminations ou décohésions de couches, des concentrations de contraintes menant à des fissurations et autres phénomènes de défaillance.

Il y a plusieurs origines à la variation de température dans ce projet. La variation de température lors des cycles jours/nuits ne sont pas les mêmes sur Terre que dans l'espace. Les amplitudes de température sont plus importantes lorsque les composants sont dans des satellites. De même lors de l'utilisation en forage des systèmes, la température peut augmenter durant le forage et redescendre après utilisation. Ces contraintes de fonctionnement sont sévères pour l'électronique de puissance et peuvent donc nuire à la fiabilité des composants. Malgré la robustesse du substrat sous des sollicitations monotones, un effet de fatigue peut le fragiliser et remettre en question son intégrité.

Il est donc important dans ce projet de comprendre les mécanismes et comportements de ce substrat afin d'anticiper les défaillances qui pourraient se produire. Une étude électronique et mécanique est nécessaire dans un but de fiabilité. Il s'agit de comprendre les contraintes propres à ce type de structure, car ces contraintes peuvent être à l'origine de dégradations.

À l'échelle macroscopique, les modèles de structures développés aujourd'hui sont toujours plus complexes et complets ; cependant, l'une des particularités de ce substrat concerne ses dimensions de l'ordre de 100  $\mu\text{m}$  à quelques millimètres. Or, l'endommagement, la rupture et la fatigue aux échelles microscopiques ne nécessitent pas les mêmes études. De plus, l'échelle de sollicitation modifie les comportements mécaniques des matériaux ainsi que leurs comportements en fatigue. Enfin, les phénomènes de fissuration et d'initiation de fissure par fatigue via des modèles et des essais sont divers et spécifiques. Pour déterminer la fiabilité de l'assemblage céramique-métal constituant le substrat électronique, trois étapes seront nécessaires : nous devons identifier les modes d'endommagement par fatigue possibles des matériaux constitutifs des substrats, effectuer des essais pour caractériser leurs propriétés aux échelles du substrat, et enfin modéliser des structures simplifiées représentatives du module final.

Dans un premier temps, nous souhaitons comprendre les sollicitations, les caractéristiques du substrat et déterminer les essais appropriés pour identifier son comportement. Dans le *Chapitre 1*, nous chercherons des éléments de réponse à travers le contexte indus-

riel, une présentation approfondie du substrat et on s'appuiera sur des études précédentes en électronique. Une analyse préliminaire sera alors effectuée pour, d'abord, observer le substrat. Il faudra aussi comprendre la manière dont les sollicitations thermiques deviennent mécaniques. Cela nous permettra ainsi de comprendre les mécanismes de sollicitation. Puis, nous présenterons les deux caractéristiques qui nous semblent importantes dans la fiabilité du substrat : la possible anisotropie des couches de céramiques et la présence de contraintes résiduelles. Enfin, nous expliquerons et décrirons les choix d'essais qui nous paraissent nécessaires pour caractériser puis modéliser le substrat. Nous modifierons des essais existants en prêtant une attention particulière à l'adaptation aux échelles fines. Une fois ces essais définis, il faut identifier le comportement des matériaux.

La caractérisation expérimentale des propriétés des matériaux à l'échelle du substrat doit être effectuée afin de pouvoir modéliser le comportement des différents matériaux utilisés. Dans le *Chapitre 2*, les essais nous permettront l'identification des comportements des matériaux constituant le substrat et la validation des mécanismes de défaillance. Nous étudierons donc le comportement mécanique et thermomécanique des alumines constituant le substrat ainsi que son état de contrainte initial. Nous pourrons donc comprendre la manière dont les contraintes se répartissent dans le substrat. Or, l'intensité tout comme la forme du champ de contraintes influent sur le comportement à rupture d'un matériau ou d'une structure. Nous approfondirons ce sujet en étudiant leurs comportements à rupture. Ces comportements peuvent être dus à l'hétérogénéité du matériau, à l'influence de contraintes résiduelles, à la fatigue ou à la fissuration du matériau. Ainsi, on validera ou non les défaillances de la céramique. Puis, nous tenterons d'identifier le comportement du tungstène dans le substrat et surtout, de connaître son comportement de fatigue. Après avoir effectué ces identifications, nous pourrons les utiliser pour modéliser le comportement du substrat.

La simulation d'un substrat représentatif du produit final doit ainsi nous permettre l'estimation de risques de rupture. Pour le *Chapitre 3*, il s'agira de montrer le comportement du substrat partiellement et complètement modélisé et de définir les règles de dimensionnement. Ainsi, nous utiliserons des modèles simples pour évaluer l'importance des contraintes résiduelles et des gradients de contraintes sur la probabilité de rupture. Puis, nous décrirons les modèles thermiques et mécaniques utilisés pour une modélisation par éléments finis. Les champs de contraintes simulés seront représentatifs des contraintes présentes dans le substrat lors de son utilisation. Nous pourrons donc déterminer les répercussions sur le comportement à rupture et donc les dimensions qui pourraient influencer sur celui-ci. Nous observerons alors l'incidence des vias sur la rupture des substrats ainsi que leurs effets de taille et de distance. Cela nous permettra de déterminer les probabilités de rupture du module fabriqué à la fin de ce projet : ainsi, nous pourrons donner des règles de dimensionnement, de manière à éviter des ruptures mais aussi d'évaluer la fiabilité du substrat.

# Chapitre 1

## État de l'art et études préliminaires

*Je vais présenter dans ce chapitre le projet dans lequel est inscrit la thèse et le substrat. Puis, je décrirai le contexte scientifique dans lequel j'étais en ce qui concerne la fiabilité des substrats en électronique de puissance. Nous comprendrons ainsi mieux les enjeux de l'étude à effectuer. Par la suite, je présenterai des analyses préliminaires effectuées pour évaluer au mieux la fiabilité du substrat. Il s'agit d'observations MEB, de descriptions des mécanismes de sollicitation et des particularités de fabrication du substrat. Enfin, j'expliquerai les essais de caractérisations que nous avons retenus pour ce projet. Il s'agit de caractériser le tungstène et l'alumine composant le substrat de manière thermique, mécanique ainsi que son comportement à rupture.*

### Sommaire

---

<b>1</b>	<b>Présentation du contexte et du sujet d'étude</b>	<b>7</b>
1.1	Un projet industriel	7
1.2	Description du substrat HTCC	10
1.3	Fiabilité des substrats utilisés en électronique de puissance	17
<b>2</b>	<b>Analyses préliminaires du substrat</b>	<b>22</b>
2.1	Observations des matériaux du substrat	23



2.2	Mécanismes thermomécaniques dans le substrat sollicité . . . . .	27
2.3	Un procédé de fabrication spécifique . . . . .	36
2.4	Conclusion . . . . .	41
<b>3</b>	<b>Essais mécaniques de caractérisation pour la fiabilité du substrat . . . .</b>	<b>42</b>
3.1	Comportement thermique du substrat . . . . .	43
3.2	Comportement mécanique du substrat . . . . .	48
3.3	Comportement à rupture du substrat . . . . .	53
3.4	Conclusion . . . . .	70

---

# 1 Présentation du contexte et du sujet d'étude

Cette thèse étant une étude inscrite dans le projet MEMPHIS (Module Électronique Miniature de Puissance Hermétique Innovant pour applications en environnement Sévère), il est important de comprendre l'objectif de ce projet. En effet, c'est lui qui détermine les conditions d'utilisation du substrat étudié. Nous commencerons donc par les présenter. Par la suite, nous présenterons les particularités du substrat d'après des connaissances que nous avons sur celui-ci. Puis, nous décrirons la problématique de la fiabilité mécanique en électronique.

## 1.1 Un projet industriel

L'utilisation du substrat s'inscrit dans un contexte industriel électronique. Le substrat est donc avant tout choisi selon des critères électroniques. Les substrats sont les supports sur lesquels sont déposés les composants électroniques et les pistes qui les lient. C'est à partir des conditions finales d'utilisation du substrat que nous pourrions déduire ses sollicitations.

### 1.1.1 Projet MEMPHIS

Le projet MEMPHIS s'inscrit dans le pôle de compétitivité ASTech (Pôle de Compétitivité aérospatial Paris Region, dans le domaine de l'Aéronautique, de l'Espace et des systèmes embarqués). L'objectif de ce pôle de compétitivité est d'associer des entreprises, des centres de recherche et des centres de formation autour d'un projet. Les technologies développées durant ces projets doivent faire croître la compétitivité de l'innovation française sur le plan international. ASTech soutient le développement de technologies pour les avions, c'est-à-dire des moyens de transport aérien, et favorise le développement d'équipements plus électrifiés.

Le projet MEMPHIS, décrit par [Baudet, 2012, Braux, 2013], s'attache à développer la conception d'un module d'alimentation de satellites pour *EADS-Astrium* et de tête de forage pour *Schlumberger*. Un module est un ensemble de composants électroniques destinés à une fonction définie dans le système électronique utilisé. Un système électronique est une structure ayant une action complexe à accomplir. Ce module doit être une solution intégrée d'électronique de puissance (quelques kilowatts) durable (quelques années) européenne. Pour diminuer les coûts engendrés par les solutions actuelles, il faut entre autres miniaturiser ses fonctions d'électronique de puissance. En effet, les volumes dans les avions sont optimisés pour que chaque envol soit le plus rentable et le mieux exploité possible. De même, en tête de forage, l'espace des composants est limité.

Les applications de ces développements étant industrielles, la fiabilité doit être maîtrisée et les coûts réduits. Les applications pétrolières et spatiales sont, en effet, en environnement thermique sévère. Les contraintes de fiabilité sont donc considérées dès les phases de conception afin que l'utilisation du module soit pérenne. Pour cela, les substrats HTCC (High Temperature Cofired Ceramic) ont été développés et adaptés par *Egide* pour

les problématiques de MEMPHIS. Le laboratoire du *LMT*, c'est-à-dire nous, devait caractériser le comportement en fatigue thermomécanique du substrat. Dans le même temps, des analyses et contrôles ont été effectués par *Serma Technologie* sur la puce GaN (nitrure de gallium) déposée sur le substrat HTCC, et qui est au cœur du projet MEMPHIS. En ce qui concerne les caractérisations électroniques de la puce GaN et du substrat HTCC, elles ont été effectuées par les laboratoires de *Supélec* et du *SATIE*. Enfin, les connecteurs du substrat vers l'extérieur du module ont été adaptés par *ATI INTERCO*.

Un module électronique est généralement constitué d'un substrat sur lequel sont déposés des composants. L'ensemble est contenu dans un boîtier. En électronique, ce dernier est une structure permettant de délimiter physiquement le module. Il est en général fermé afin de l'utiliser tel quel, de pouvoir le remplacer facilement et de protéger les composants de l'environnement extérieur. Ce projet a permis de fabriquer un véhicule test, c'est-à-dire un module physique prenant en compte les innovations développées et qui soit en état de fonctionnement. Il a été réalisé par *ERTE* et *SDS*, est destiné aux tests de fonctionnement et permet d'établir une chaîne de production avec les groupes industriels concernés.

Une fois le véhicule test défini, sa fiabilité et sa durée de vie doivent être garanties. Pour cela, les substrats céramiques HTCC doivent tenir aux températures du projet (-40 à 230 C) et aux courants autorisés par le GaN (2-3 A).

### 1.1.2 Problématique des sollicitations en température

Cette étude est destinée à étudier exclusivement les sollicitations de fatigue mécanique issues des sollicitations thermiques subies par le substrat. Les sollicitations en température que le substrat subit peuvent causer sa rupture. En premier lieu, la conception d'alimentation intégrée génère une première sollicitation. En plus de permettre la transmission du courant, le substrat doit évacuer la chaleur produite par les composants de puissance, ici la puce, pour que l'élévation de température des autres composants reste limitée.

Dans un second temps, le développement de satellites réduits en volume exige l'utilisation de substrats et composants intégrés. Or, ces substrats et composants sont soumis aux cycles jour/nuit du soleil et donc des variations de température dues à l'environnement. De même, l'intégration d'un module de puissance en tête de forage engendre des contraintes thermiques dues aux échauffements locaux et à l'environnement dans le secteur du forage pétrolier. Par exemple, les roches dures à 10 km de profondeur peuvent atteindre une gamme de température de l'ordre de 300 C tandis que la température extérieure peut être négative en Alaska.

Il y a donc deux contraintes : l'utilisation de composants avec des grandes variations de températures environnementales et la dissipation d'énergie électrique sous forme de chaleur. Afin de bien comprendre ces sollicitations, nous allons décrire ce qu'elles font subir à l'assemblage. On les considère en tant que sollicitations thermiques de fatigue.

**Fonctionnement** La puce GaN du projet dissipe de l'énergie par effet Joule issue de son fonctionnement en puissance. Ce flux de chaleur sera localisé en dessous de la puce dans le substrat.

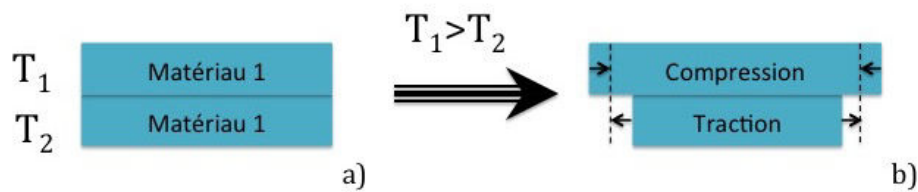


FIGURE 1.1 – Génération de contraintes thermomécaniques dues à la présence d'un gradient de température.

Cette augmentation de la température sous la puce créera des gradients de température par diffusion thermique. En effet, la surface inférieure du substrat est à température environnementale. Pour expliquer ce phénomène, on considère un matériau avec une dilatation thermique homogène, et on le divise en couches comme on peut le voir sur la Figure 1.1(a). On attribue à la couche supérieure une température supérieure à l'autre couche. On représente donc une discrétisation du gradient de température. La couche supérieure se dilatera plus que la couche inférieure. Mais comme ce matériau est homogène, il se déformera progressivement dans l'épaisseur. La couche supérieure sera donc en compression et la couche inférieure en traction, comme montré à la Figure 1.1(b). Le gradient de température engendre donc un gradient de contraintes.

L'échauffement de la puce dépend de son fonctionnement. Il est donc variable et correspond ainsi à une sollicitation thermique de fatigue.

**Environnement** En plus de ces variations de température dues au fonctionnement de la puce, les températures environnementales d'utilisation varient d'une amplitude de 270 C (de 40 C à 230 C) pour les applications considérées, durant son utilisation. La Figure 1.2 présente le chargement thermique représentatif du chargement réel pour le projet MEMPHIS en fonction du temps. La température environnementale va modifier le champ de température et donc le champ de contraintes enduré par le substrat tout au long de son utilisation. Le chargement environnemental en température fait partie des spécifications déterminées dans le projet et il sollicite le substrat en fatigue.

Pour information, l'utilisation du substrat dans le forage pétrolier implique aussi des vibrations et des chocs. Ces chargements ne seront pas traités car ils ne sont pas le cœur de cette étude. Dans le cadre du projet MEMPHIS, ils ont été traités par *Schlumberger*. Nous n'en ferons donc plus cas dans ce manuscrit.

Pour mieux comprendre l'effet de ces sollicitations thermiques de fatigue sur le substrat, nous allons décrire le substrat.

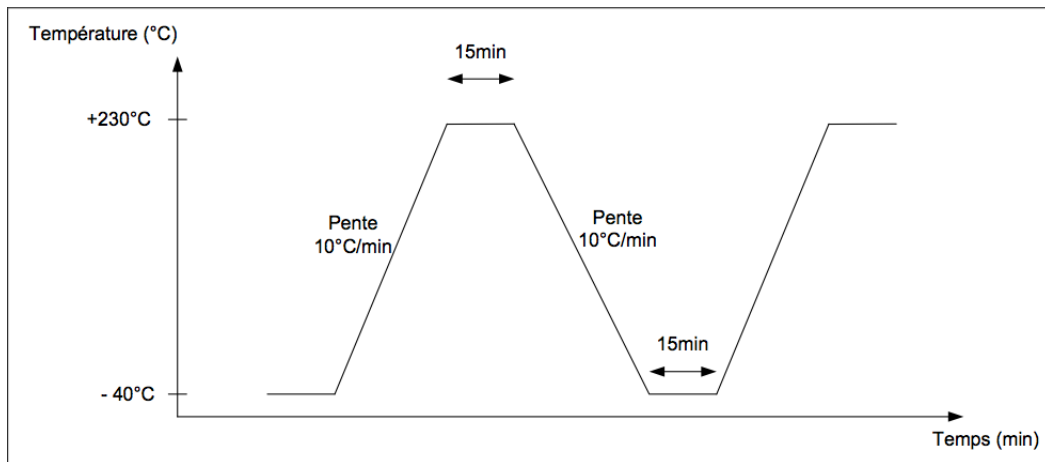


FIGURE 1.2 – Chargement de spécification environnementale.

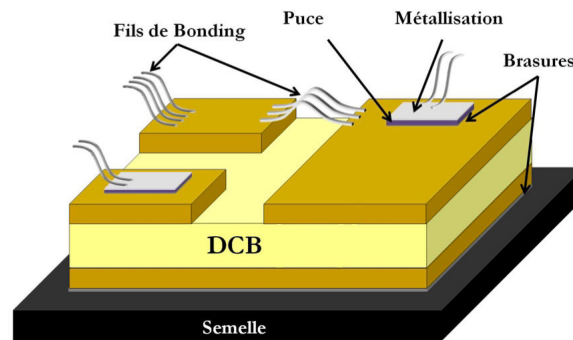


FIGURE 1.3 – Un substrat DCB étudié par [Pietranico, 2010].

## 1.2 Description du substrat HTCC

Le substrat a une structure spécifique qui est l'une des raisons de son utilisation dans le projet MEMPHIS. Nous allons commencer par expliquer le choix du substrat HTCC en particulier pour l'électronique. Ensuite nous décrirons sa structure, puis sa fabrication.

### 1.2.1 Le choix du substrat HTCC

Dans le cadre du projet, ce sont les substrats HTCC qui ont été retenus pour la conception du module d'alimentation. De manière usuelle en électronique, ce sont les composants en polymère qui sont utilisés pour des questions de coût et de légèreté. Il existe aussi des substrats DCB (Direct Copper Bonding) qui ont déjà été étudiés pour être utilisés en électronique de puissance lors des travaux de [Pietranico, 2010] et de [Dupont, 2006]. On peut voir Figure 1.3 qu'ils sont composés d'une couche de céramique entre deux couches de métal. La couche métallique supérieure constitue le circuit électronique et donc la conduction du courant entre les composants et puces, tandis que la couche in-

férieure permet par sa conductivité thermique d'évacuer la chaleur du substrat. Enfin, de façon similaire aux substrats HTCC, les substrats LTCC (Low Temperature Cofired Ceramic) sont aussi utilisables en électronique de puissance. Il s'agit de substrats de structure similaire, mais dont la température de cofrittage finale est plus faible et qui sont donc composés de matériaux adaptés à ces températures de fabrication.

Dans le cadre du projet MEMPHIS, il est nécessaire d'avoir une technologie de substrats pouvant fonctionner selon les températures et courants décrits Section 1.1 Page 7. Cependant, les composants en polymères ont une tenue intrinsèque en température qui est trop limitée pour les applications visées. Par exemple, notre application va jusqu'à 230 C alors que le changement de phase pour des plastiques tels que l'époxy ou le polyamide se situe généralement entre 100 et 200 C. De plus, si l'on doit considérer la gestion des courants de notre application, ils génèrent une montée en température encore plus haute. Cela nécessite une tenue en température encore meilleure que celle des composants en polymère.

Il a donc été préféré des modules à base de céramique en isolant électrique car ils ont une meilleure tenue en température que les boîtiers plastiques. En effet, la céramique repousse les limites de fonctionnement des produits au-delà des 200 C. D'autre part, [Le Coz, 2009] explique que, dans le cadre de l'électronique de puissance, la conductivité thermique, ou capacité à évacuer la chaleur, est d'environ  $0,66 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$  pour un composant plastique contre environ  $18 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$  pour de l'alumine. Si l'on considère la conductivité thermique des substrats LTCC, elle est comprise entre 2 et  $5 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$ . Or, le substrat doit évacuer la chaleur afin d'assurer un refroidissement suffisant pour préserver les autres composants. La conductivité thermique intrinsèque de l'alumine, utilisée dans les substrats HTCC, permet donc d'évacuer la chaleur dissipée par une puce.

En plus de cela, du côté industriel, l'alumine est une base connue pour des technologies utilisées en puissance et en environnement difficile. Par ailleurs, elle est économiquement raisonnable pour l'industrie et est maîtrisée en France et en Europe, contrairement à d'autres céramiques. Enfin, elle est disponible via plusieurs filières d'approvisionnement. Le coefficient de dilatation de l'alumine du substrat HTCC,  $6,5 \mu\text{m}/\text{C}$ , est proche de ceux de puces et des composants passifs utilisés dans ces types d'application. Cette similitude de coefficient de dilatation thermique conduit à une fiabilité accrue des composants. Enfin, l'alumine, cofrittée à de telles températures, assure une exceptionnelle résistance aux chocs thermiques d'après [Cardarelli, 2008], ce qui est utile pour protéger les composants car c'est un critère important pour le forage pétrolier.

Parmi les modules en alumine, les substrats de type DCB (Direct Copper Bonding) auraient pu être utilisés dans le projet. Or, contrairement au DCB, le substrat HTCC est un boîtier qui peut utiliser une électronique très complexe grâce à la possibilité de circuit électronique dans les trois dimensions. En effet, il est composé de plusieurs couches avec des pistes électriques horizontales et verticales. Or, dans le projet, on cherchera à intégrer dans le même boîtier l'ensemble d'un convertisseur d'énergie. Il y aura donc les puces de puissance, mais aussi toute l'électronique de signal. Ce module contiendra donc encore plus de fonctionnalités. La possibilité qu'offre ainsi le HTCC d'associer connexion complexe et boîtier est favorable à la fiabilité et la compacité. Enfin, la technologie HTCC est

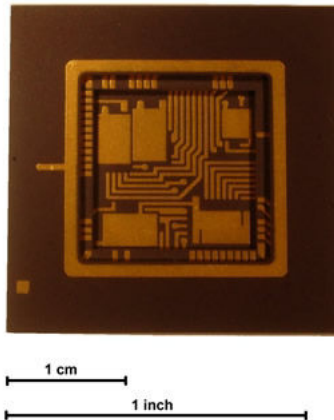


FIGURE 1.4 – Photo d'un substrat HTCC fabriqué par *Egide* [Egide, 2006]

développée par *Egide* pour être hermétique, c'est-à-dire que la fuite de gaz du boîtier est contrôlée pour répondre aux exigences de l'utilisation spatiale.

Pour mieux comprendre les spécificités de ce substrat HTCC, nous allons en décrire sa structure dans le paragraphe suivant.

### 1.2.2 Un substrat multicouche

Le substrat HTCC est constitué d'alumine (céramique utilisée comme isolant électrique et conducteur thermique) et de tungstène (métal utilisé comme conducteur électrique). Lorsque nous observons le substrat Figure 1.4, nous voyons sur sa surface supérieure un circuit de conduction comme pour le substrat DCB Figure 1.3. Cependant, lorsque l'on observe ce type de substrat dans l'épaisseur, il est constitué de nombreuses couches et d'autres pistes de conduction, comme sur la Figure 1.5. Les couches de céramique sont superposées pour former un substrat multicouche. Entre ces couches de céramique, des lignes de tungstène sont déposées en profondeur pour véhiculer notamment les signaux de commande et de contrôle. L'épaisseur des feuilles de céramique est de l'ordre de 100 à 700  $\mu\text{m}$  et l'épaisseur des pistes, d'une dizaine de micromètres. L'épaisseur du substrat est donc de l'ordre du millimètre ou de la centaine de micromètres.

La structure du substrat est telle que :

- des feuilles d'alumine sont empilées
- des pistes en tungstène peuvent être déposées entre chaque feuille d'alumine
- des vias, pistes verticales en tungstène, peuvent traverser les feuilles pour relier les pistes sur différentes feuilles comme sur la Figure 1.5 et ont pour diamètre 170 ou 250  $\mu\text{m}$ .

Les vias et les pistes peuvent ainsi créer un réseau conducteur en 3D dans le substrat. Ce routage de haute densité permet le passage du courant verticalement (vias) et horizonta-

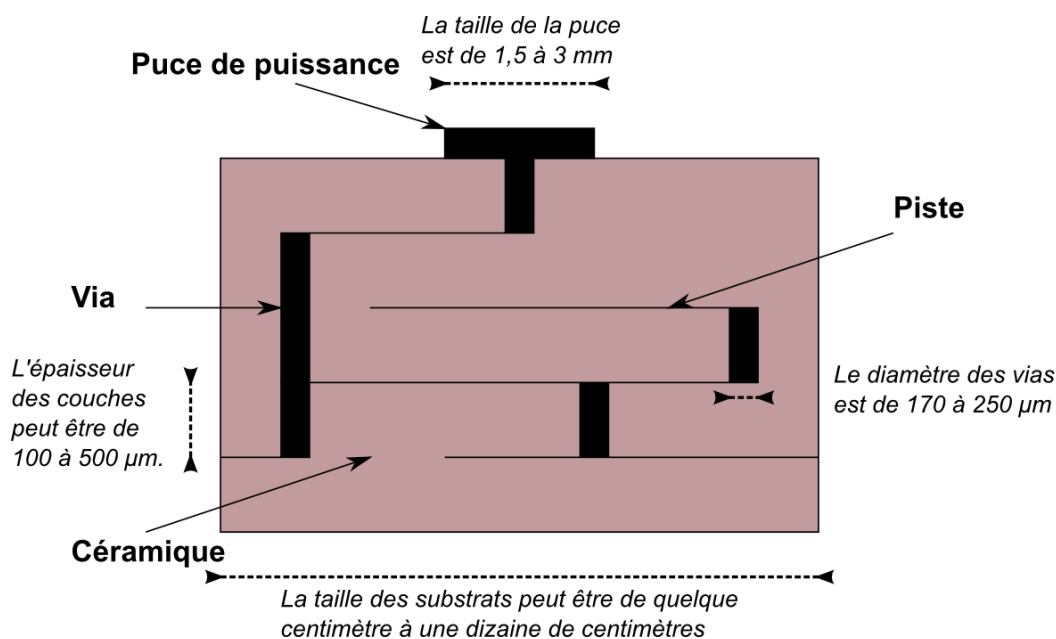


FIGURE 1.5 – Structure simplifiée du substrat dans son épaisseur

lement (pistes) dans le volume.

Cela signifie donc que c'est un matériau de type composite en céramique et métal. Cependant, le produit fini après cofrittage est un ensemble monolithique, c'est-à-dire d'un seul tenant, les interfaces céramique/céramique n'étant plus discernables. Le cofrittage est un procédé qui consiste à fritter deux matériaux partiellement ou entièrement sous forme de poudre. Le frittage est un traitement thermique de la matière conduisant à la formation de liaisons solides entre grains sans atteindre la température de fusion. Ces soudures entre grains peuvent s'accompagner d'une densification et/ou d'une élimination de la porosité comme décrit par [Lesoult, 2010]. C'est ce qui permet d'obtenir un substrat monolithique.

Le tungstène présente une résistance électrique 12 fois plus élevée que le cuivre. Ces mesures ont été effectuées par le laboratoire du *SATIE* dans le cadre du projet. Cependant, on utilise le tungstène car pour avoir une céramique de bonne qualité thermique, il faut que la céramique soit frittée au dessus de 1200 C. Puisque le tungstène ne peut être déposé qu'avant le frittage, on fritte les deux matériaux ensemble, il y a donc cofrittage. Or, le tungstène est un des rares métaux dont le point de fusion, 3422 C, est au-delà de la température de frittage. Le cofrittage allant jusqu'à 1600 C, le tungstène pourra tenir cette température sans fondre. De plus, il nous assure d'après [Decup, 2010, Cardarelli, 2008] que nous obtenons une alumine  $\alpha$ . L'intérêt d'obtenir une telle céramique est qu'elle est thermiquement stable, grâce notamment à sa structure rhomboédrique au niveau atomique. C'est donc pour cela que le tungstène est préféré à d'autres matériaux en tant que conducteur (comme le cuivre par exemple). Cependant, pour améliorer ses caractéristiques électriques, *Egide* a effectué des travaux pour épaissir les pistes de tungstène. Nous n'en parlerons pas ici.



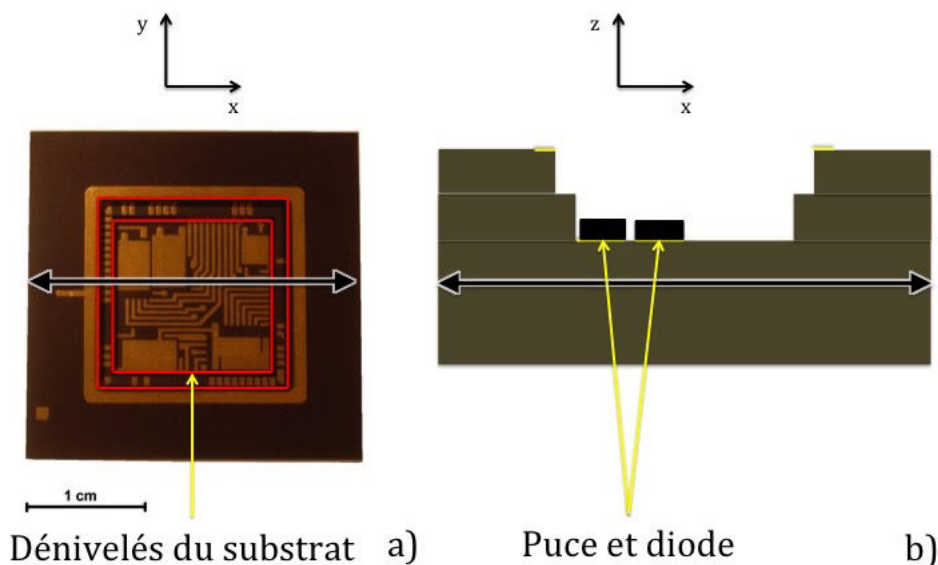


FIGURE 1.6 – (a) Photographie d'un substrat présenté dans le plan (xy) avec en rouge le marquage des dénivelés (b) ainsi qu'un schéma du même substrat dans l'épaisseur dans le plan (xz)

Des discontinuités, comme des évidements de forme rectangulaire, peuvent être découpées dans les feuilles supérieures de céramique. Cela permet par exemple d'installer une puce ou un composant dans l'épaisseur du substrat. Par exemple, Figure 1.6, un dénivelé dans la céramique permet d'avoir accès à un circuit et de déposer un composant à mi-épaisseur du substrat.

Maintenant que le fonctionnement et la géométrie du substrat ont été décrits, il nous faut aussi comprendre la fabrication du substrat pour analyser a priori son comportement.

### 1.2.3 Fabrication du substrat

Différentes structures de substrat HTCC peuvent être envisagées selon les besoins avec les éléments présentés précédemment. Le procédé de fabrication du substrat permet donc une grande souplesse dans la géométrie. Cela signifie qu'au début du projet, il n'y avait pas de géométrie fixe à étudier. La seule géométrie choisie le sera à la fin de l'étude : c'est la géométrie du véhicule test. Le véhicule test est une première fabrication du substrat servant à valider sa faisabilité et de faire des premiers tests. Or, notre objectif est de dimensionner le substrat pour assurer sa fiabilité. Il nous faut donc analyser le substrat, sa structure et sa fabrication afin de déterminer les dimensions clés du substrat ainsi que d'identifier son comportement.

Le processus technologique de réalisation du substrat, par *Egide* [Egide, 2006], comporte 6 étapes de fabrication.

**Étape 1 :** Deux matériaux sont utilisés dans le substrat : une céramique et un métal.

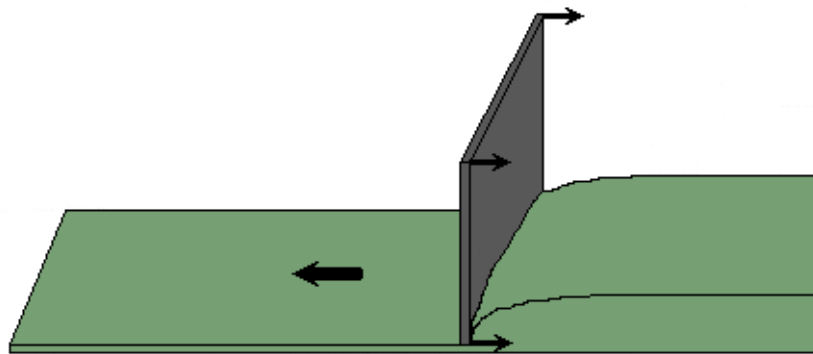


FIGURE 1.7 – Schéma du raclage d'une feuille de céramique.

La matière première de la céramique est une pâte obtenue à partir de poudre d'alumine (plus de 90%) et de composants organiques. Les composants organiques utilisés sont des solvants, des plastifiants et des résines. Cette pâte est appelée *barbotine*.

Deux types de *barbotine* sont utilisées dans cette étude et nous les appellerons *Al1* et *Al2*. L'alumine *Al1* n'est plus du tout utilisée au cours de la thèse par *Egide*. Ainsi, certains essais n'ont pas pu être menés pour les deux alumines par manque de temps. Certains essais auront lieu avec l'alumine *Al1*, d'autres avec l'alumine *Al2* et d'autres avec les deux alumines. Ces alumines constituent le matériau isolant électrique du substrat.

Pour la réalisation des pistes conductrices ainsi que les vias, c'est de l'encre de tungstène qui est utilisée. Elle est obtenue à partir de poudre de tungstène (plus de 90%) et de solvants. Cependant, la composition de la pâte de tungstène n'est pas la même pour les vias et les pistes.

**Étape 2 :** Pour obtenir les couches constituantes du substrat, la pâte d'alumine crue est déposée sur une surface lisse et plane. On racle alors la pâte avec une lame pour obtenir une feuille d'une épaisseur déterminée comme montré Figure 1.7. Ce raclage peut orienter les grains de céramique, et donc la microstructure de la feuille de céramique qui est alors susceptible d'avoir un comportement anisotrope. Après le raclage, les feuilles de céramique crues sont ensuite séchées pour faire évaporer les solvants.

**Étape 3 :** Une fois les feuilles de céramique séchées, elles sont découpées selon des dimensions déterminées. Cela a aussi été le cas pour la fabrication des éprouvettes. Il n'y a pas de découpage après le traitement thermique des éprouvettes, sauf pour des raisons d'observation du substrat.

Les pistes de tungstène sont ensuite imprimées sur les feuilles selon les besoins du client, comme illustré Figure 1.8. Plus exactement, il s'agit d'un dépôt par

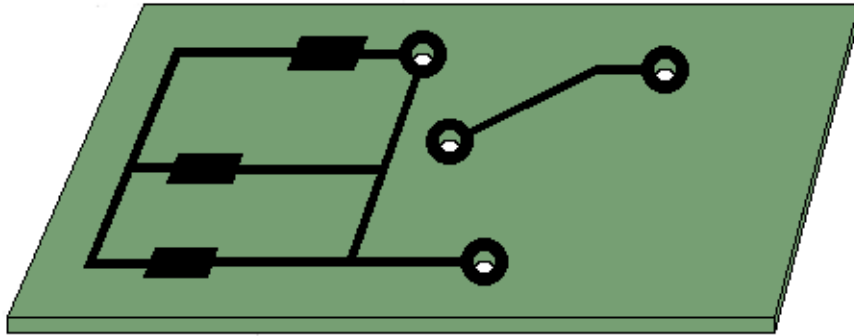


FIGURE 1.8 – Schéma d'un réseau de pistes/vias sur une feuille de céramique.

sérigraphie. En général, les pistes ont pour épaisseur une dizaine de microns, pour largeur plus d'une centaine de microns et une longueur centimétrique. Cependant, il est aussi possible d'obtenir des couches de tungstène recouvrant toute la surface des feuilles de substrat.

**Étape 4 :** Pour la conduction verticale, c'est-à-dire les vias, on perce les trous dans les feuilles séchées, toujours à cru, selon le circuit choisi, comme Figure 1.8. Ainsi les vias assurent la connectivité électrique d'une feuille à l'autre.

C'est aussi lors de cette étape que les feuilles de céramiques sont évidées par des formes rectangulaires comme les couches du substrat représentées Figures 1.6. Ainsi, certains composants électroniques peuvent être mis en profondeur dans le substrat. Après évidement des feuilles, les coins sont arrondis afin de limiter les discontinuités géométriques, sources de contraintes mécaniques et d'initiation de fissures.

Lors de ces découpages, les traitements thermiques finaux (dont le cofrittage) de l'étape 6 doivent être pris en compte pour les dimensionnements. En effet, lors des traitements thermiques, un changement d'état a lieu, ce qui provoque un retrait de la céramique. Les dimensions des feuilles de céramique, des découpages et des pistes ainsi que des vias sont calculés en considérant le retrait de la céramique. Les dimensions réduisent alors de près de 30% de l'état cru à l'état cuit, d'après [Guillon et Ollagnier, 2010]. Dans notre cas, nous constatons une réduction de l'ordre de 15% dans les deux directions du plan des feuilles de céramique. Sachant que les dimensionnements sont effectués à l'état cru, la prise en compte du retrait est une opération délicate. Il faut considérer des feuilles de céramique de plusieurs

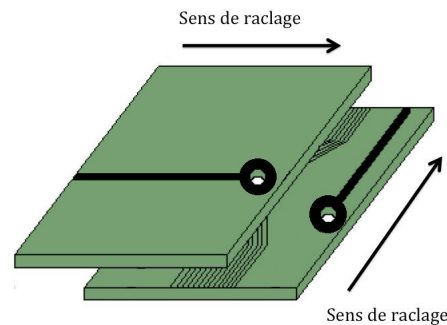


FIGURE 1.9 – Empilement des feuilles de céramique afin de former le substrat multicouche.

dizaines de centimètres de côté et des vias traversant de  $170\ \mu\text{m}$  de diamètre. Ces dimensionnements déterminent donc l'alignement des vias et pistes d'une couche à l'autre après frittage et doivent être précis. Pour s'assurer de cette précision, des poinçonnages de repérage sont également effectués lors de cette étape.

**Étape 5 :** Lors de l'empilement, il faut que les perçages et découpages décrits précédemment correspondent d'une couche à l'autre. Les poinçonnages de repérage permettent donc de faire correspondre toutes les feuilles empilées et d'assurer une grande précision de positionnement.

Comme montré Figure 1.9, l'assemblage des couches du substrat s'effectue selon la règle suivante : Les feuilles de céramiques sont empilées pour que la direction de raclage de chaque feuille soit à  $90^\circ$  de celles au-dessus et en-dessous. Cet arrangement est requis pour éviter une déformation du substrat durant les traitements thermiques finaux.

**Étape 6 :** L'assemblage du multicouche céramique/tungstène est alors soumis à un préchauffage à  $300\ \text{C}$  appelé déliantage pour évacuer une partie des liants, c'est-à-dire les plastifiants et résines. Enfin, il est soumis au cofrittage à  $1600\ \text{C}$  sous atmosphère d'hydrogène. C'est après ce traitement que le substrat est cuit et devient monolithique.

La géométrie et la fabrication du substrat sont donc complexes. Pour avoir une meilleure idée des défaillances existantes en électronique, nous allons effectuer un état de l'art.

### 1.3 Fiabilité des substrats utilisés en électronique de puissance

Maintenant que nous connaissons les chargements thermiques subis par le substrat ainsi que sa structure, nous allons présenter les différentes défaillances récurrentes en électronique. Puis, nous décrirons la méthode développée par [Pietranico, 2010] et de laquelle nous sommes principalement partis pour l'étude de ce substrat.

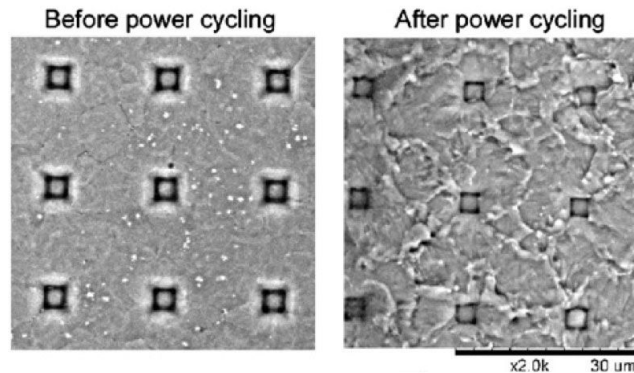


FIGURE 1.10 – Dégradation de la couche de métal sur une puce sollicitée en fatigue thermique observée par [Bouarroudj *et al.*, 2007]

### 1.3.1 Défaillance des modules en électronique de puissance

Les sollicitations thermiques du substrat, décrites Section 1.1 Page 7 sont rencontrées le plus souvent par les composants de puissance. L'électronique de puissance concerne les systèmes convertissant le type d'énergie électrique. Pour assurer la fiabilité de ces composants, plusieurs études ont été menées.

Il est généralement constaté après ce type de sollicitations que des changements de propriétés thermiques, mécaniques et électriques dues à des transformations de phase, chimiques ou structurales et des dégradations mécaniques du substrat, des fils de bonding, de la puce et des brasures se développaient. Un fil de bonding est un fil de métal conducteur qui raccorde un composant à un autre. Ces modifications structurales peuvent s'observer au MEB (Microscope Electronique à Balayage) ou autres moyens optiques après essais.

**Défaillance des métaux en électronique de puissance** Ces effets de la température sur les matériaux peuvent être une modification de la microstructure ou des transformations de phases. C'est de cette manière que se dégrade la couche de métal qui recouvre la puce Figure 1.10 observée par [Bouarroudj *et al.*, 2007]. Comme on le constate sur cette figure, certains composants métalliques se dégradent, ce qui peut mener à un état de fonctionnement dégradé voire à l'impossibilité de faire fonctionner la puce.

De même, Figure 1.11, nous observons les dégradations dues à un essai accéléré de cyclage en puissance. Ces essais consistent à faire dissiper des puces de puissance de manière répétée, créant ainsi une variation de température importante près de la puce.

La Figure 1.11(a) montre le décollement d'un fil de conduction après ce type d'essais. Les différences de dilatation thermique entre le fil de bonding et son support ont abouti à cette décohésion. Le réseau de conduction tridimensionnel du substrat permet de diminuer l'utilisation de fils de conduction entre notre substrat et d'autres éléments. On observe donc que l'absence de fils de bonding permet d'éviter des soucis complexes de fiabilité qui sont fréquemment rencontrés dans la fiabilité électronique et déjà étudiés par [Oukaour

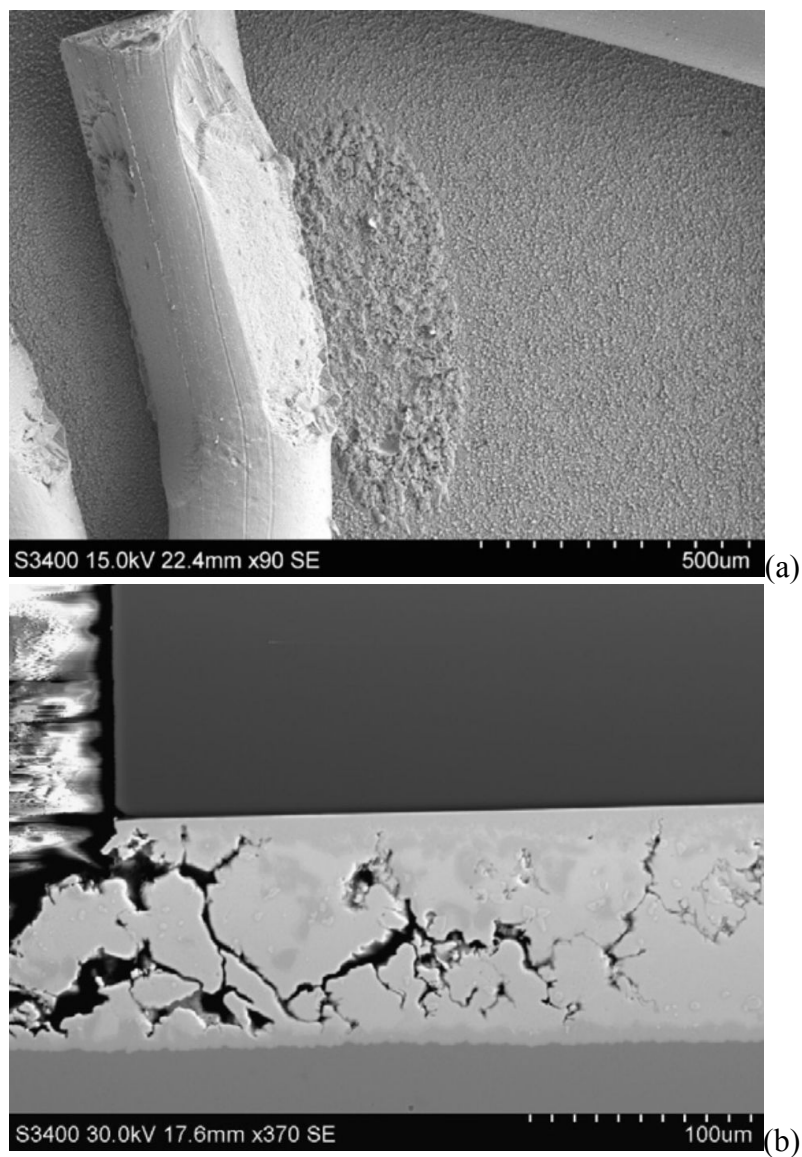


FIGURE 1.11 – Décollement d'un fil de bonding et fissuration de la brasure après un vieillissement par cyclage thermique d'un packaging électronique observée par [Oukaour *et al.*, 2010]

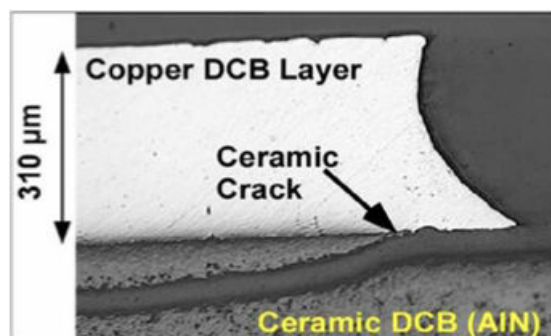


FIGURE 1.12 – Délaminage dans un substrat DCB observé dans la thèse de [Dupont, 2006]

*et al.*, 2010].

Sur la Figure 1.11(b), on observe la fissuration d'une brasure après un cyclage en puissance. Encore une fois, la différence de dilatation thermique entre la brasure, le support et le substrat avec un chargement thermique ont provoqué cette fissuration.

Enfin, on observe la délamination d'un substrat Figure 1.12. En effet lors de cette étude, des essais de cyclages passifs ont été effectués et ont démontré que les comportements de dilatation thermique différente du métal et de la céramique ont provoqué des ruptures. Ce type d'essais consiste à mettre des composants dans des caissons thermiques dans lesquelles la température est alternée de manière répétée afin de représenter les variations de températures subies par ces composants.

Le substrat étant constitué de deux matériaux, le nitrure d'aluminium et le cuivre, la différence de dilatation thermique des matériaux peut créer une variation de contraintes comme expliqué précédemment. La présence de deux matériaux ayant une dilatation différente a engendré un lieu de saut de contrainte. Le fait que la couche de céramique se termine en ce point crée un lieu de concentration de contraintes fort et a initié la rupture du nitrure d'aluminium. Les céramiques étant des matériaux fragiles d'après [François *et al.*, 1993], cela a favorisé des délaminages progressifs des interfaces et l'initiation de fissures dans la céramique.

De même, des délaminations, des ruptures, des décohésions séparant les deux matériaux ou l'un d'eux peuvent survenir, comme [Toth *et al.*, 2013] qui modélise ainsi une délamination dans un multicouche avec une variation de température globale.

Les défaillances étant d'origine thermomécanique, des solutions innovantes d'assemblage limitent les échauffements et améliorent de fait la fiabilité. Ces améliorations peuvent être obtenues par le choix de matériaux avec de meilleures conductivités thermiques et améliorant donc l'évacuation de la chaleur. C'est d'ailleurs entre autres pour cette raison que nous utilisons de l'alumine dans notre projet comme expliqué Section 1.2 Page 10.

Cependant, le choix du tungstène qui a une grande résistivité électrique peut, via l'effet Joule, contrebalancer ce choix. Des modifications du substrat sont alors envisagées pour mieux dissiper encore la chaleur, telles que l'utilisation de vias comme dissipateur thermique. Cela intervient directement sur la fabrication du substrat. C'est *Egide* qui ef-

fectue ce type de travail dans le cadre du projet d'après les préconisations de [Massiot, 2013].

Au début de la thèse, nous avons en tête ces défaillances des composants métalliques ainsi que la possible anisotropie de dilatation thermique des feuilles de céramique ; il nous a donc paru fort probable que le tungstène puisse être sollicité mécaniquement et lui aussi s'endommager. C'est pourquoi nous nous sommes appuyés sur les travaux de thèse de [Pietranico, 2010] et de [Dupont, 2006].

### 1.3.2 Méthode de modélisation thermomécanique du substrat

Pour modéliser le comportement du substrat, nous allons adapter un modèle développé pour un substrat DCB subissant une fatigue thermo-mécanique. [Pietranico, 2010] a mis en place ce modèle que nous appellerons le *modèle de fatigue thermomécanique*. Nous adapterons ce modèle au comportement du substrat HTCC dans des conditions similaires à celles étudiées précédemment.

L'étude effectuée par [Dupont, 2006] puis [Pietranico, 2010] porte sur un module de puissance constitué d'un substrat DCB. L'intérêt de ces travaux dans notre étude concerne l'aspect de fiabilité d'un multicouche céramique-métal. Les matériaux du substrat HTCC ayant a priori des comportements différents, le même type de défaillance est à envisager.

Le substrat HTCC subit un chargement de températures ambiantes entre 40 C et 230 C mais également un chargement de puissance thermique dissipée par la puce. Or, dans l'étude du *modèle de fatigue thermomécanique*, les contraintes thermiques de fatigue sont uniquement des variations de température environnementale entre 55 C et 180 C. Il faudra donc introduire dans la modélisation le flux de puissance sous la puce, ce qui revient à considérer une variabilité du champ thermique. Or si le champ thermique est variable, le champ des contraintes mécaniques l'est aussi : il faudra évaluer le champ de température en fonction de la température environnementale dans le modèle qui sera donc par éléments finis.

Le substrat DCB a trois couches, dont une de céramique supérieure à 500  $\mu\text{m}$ . Le substrat HTCC, lui, contient de deux à une dizaine de couches environ. Il n'y a que des couches de céramique de l'ordre de la centaine de micromètres, et elles sont traversées par du métal (vias et pistes). Le substrat DCB comporte alors des symétries permettant de modéliser de manière simplifiée et acceptable en 2D. En revanche, le substrat HTCC a une géométrie asymétrique lorsque l'on considère le placement des vias qu'on pensait modéliser en premier lieu. Tout cela montre qu'une modélisation tridimensionnelle nous semblait indispensable.

L'échelle de travail est plus petite (en dessous de 500  $\mu\text{m}$ ) et les matériaux sont différents. Le comportement du tungstène et de l'alumine seront évalués au lieu du cuivre et du nitrure d'aluminium utilisés dans le DCB par [Pietranico *et al.*, 2009]. Nous déterminerons donc les lois de comportement à utiliser et les coefficients à renseigner. De plus, l'évolution des propriétés thermiques et mécaniques en fonction de la température avaient été négligées pour le substrat DCB. Pour le substrat HTCC, nous prendrons en compte cette variation si possible. Ce modèle pourra donc représenter les champs de contraintes



du substrat et nous nous appuyerons sur les défaillances de ce modèle pour le substrat HTCC.

Les défaillances observées expérimentalement par [Dupont, 2006] sur les substrats DCB sont dues à deux mécanismes principaux indépendants :

- Des ruptures fragiles dans la céramique à partir d'une hétérogénéité du matériau dans son volume.
- Une fissuration près de l'interface métal-céramique ou délaminage due à la présence de deux matériaux aux comportements différents. La couche supérieure du DCB n'était pas continue et présentait donc des concentrations pouvant mener à une fissuration lors des dilatations.

Nous considérerons que ce sont les deux modes de défaillance que nous devons prévoir.

### 1.3.3 Conclusion

Nous avons vu les principales défaillances mécaniques rencontrées en électronique de puissance dues aux sollicitations thermiques de fatigue. En ce qui nous concerne, la méthode que nous allons choisir pour fiabiliser le substrat est donc de dimensionner et disposer les éléments (vias, pistes...) du substrat pour éviter des contraintes menant à une défaillance. Les défaillances que nous allons étudier a priori sont la fissuration du substrat pour les lieux de concentration de contraintes et sa rupture fragile. Pour cela, il faut modéliser le comportement thermomécanique du substrat et obtenir un outil de simulation permettant la prédiction des défaillances du substrat en fatigue thermomécanique.

Grâce au développement de ce modèle par éléments finis, on pourra prédire le comportement thermomécanique de fatigue et les défaillances du substrat céramique. Ainsi, on anticipera son comportement pour différentes configurations. Cela exige de connaître la répartition de la température dans la structure du substrat. C'est donc une approche de fiabilité mécanique que nous adopterons, déjà explorée en partie par [Pietranico, 2010].

Comme ce substrat est constitué de deux matériaux, que sa structure est complexe et son procédé de fabrication spécifique, nous allons faire quelques analyses préliminaires sur ce substrat.

## 2 Analyses préliminaires du substrat

Dans la section précédente, nous avons présenté le contexte industriel et scientifique de cette thèse ainsi que le substrat que nous étudions. Nous allons maintenant effectuer une étude préliminaire du substrat afin de déterminer nos besoins. Nous allons en premier lieu observer les matériaux constituant le substrat. Puis, nous allons présenter les mécanismes de sollicitation du substrat pour comprendre les équations derrière les modélisations et les comportements à identifier. Par la suite, nous nous attacherons à présenter les spécificités du substrat à prendre en compte et plus particulièrement le risque d'anisotropie et la présence de contraintes résiduelles.

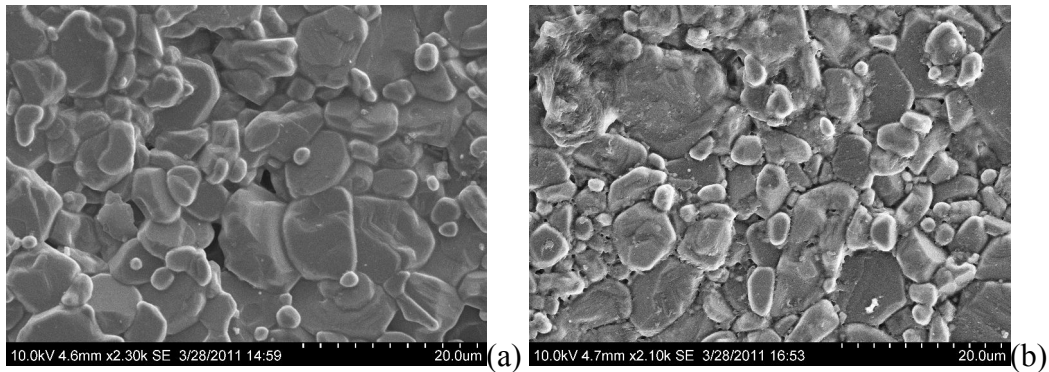


FIGURE 1.13 – Grains de céramique (a) d' $Al1$  et (b) d' $Al2$ .

## 2.1 Observations des matériaux du substrat

Pour mieux comprendre les matériaux constituant le substrat et leur interfaces, nous allons les observer.

### 2.1.1 Analyse de l'alumine

Pour commencer, nous allons observer des images MEB de la céramique. Figure 1.13, nous voyons des surfaces des alumines  $Al1$  et  $Al2$ . On peut constater la composition granulaire des céramiques avec une forte disparité des tailles de grains pour les deux alumines. La taille des grains dans la céramique varie de 2 à 10  $\mu\text{m}$ . Compte tenu de la taille des grains et de la porosité, le volume minimum que l'on considérera pour un comportement homogène est un cube de 50  $\mu\text{m}$  de côté. Ce sont les comportements à cette échelle que l'on tentera d'identifier. Les feuilles de céramique étant au minimum de 200  $\mu\text{m}$  d'épaisseur, on pourra les considérer comme homogènes.

Les grains ne semblent pas tous agglomérés, on note donc la présence de porosités. Figure 1.14, on peut voir que l'alumine a une porosité couvrant environ 1% de son volume. Pour estimer cette porosité volumique, nous avons découpé le substrat dans son volume à l'aide d'un fil diamanté. Nous avons alors, à partir de la Figure 1.14(a), utilisé un logiciel de traitement d'images pour séparer sur l'image les porosités du reste de la surface à l'aide du niveau des couleurs. On obtient ainsi Figure 1.14(b) en noir les porosités et en blanc les surfaces que l'on considère non poreuses. On calcule alors la porosité surfacique sur cette tranche découpée représentative de celle en volume en calculant la proportion de noir dans l'image. Nous avons fait le même calcul pour une surface obtenue, Figures 1.14(c) et 1.14(d), par le procédé de fabrication et non après découpage, avec le même résultat. Sur les quatre figures, les porosités semblent à l'œil se répartir aléatoirement sur l'image, et leurs tailles semblent elles aussi aléatoires.

La répartition aléatoire de porosités et tailles de grain distribuées dans le volume de la céramique indique la présence de défauts aléatoires. Les céramiques étant généralement des matériaux élastiques fragiles, elles ont donc un comportement à rupture aléatoire comme expliqué par [François *et al.*, 1993]. Nous allons alors devoir évaluer le compor-

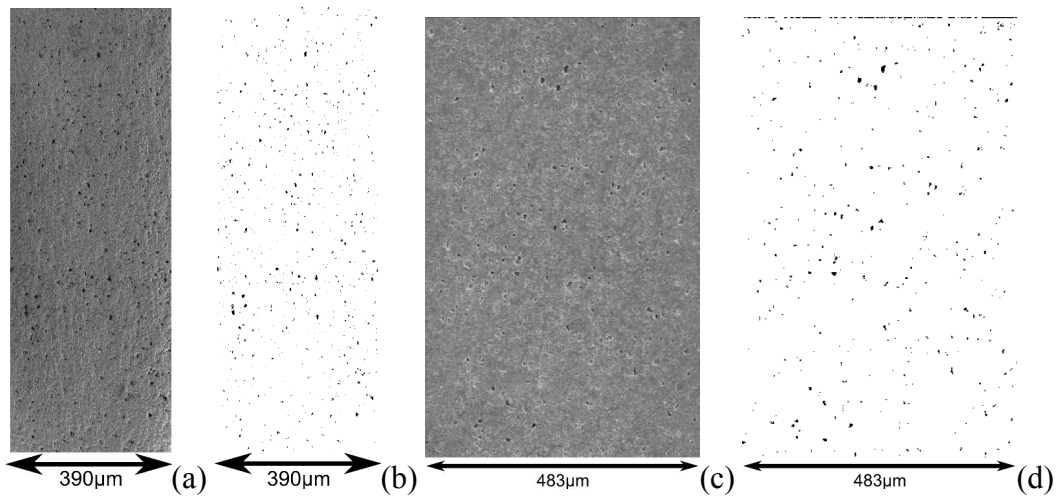


FIGURE 1.14 – Porosité de la céramique (a) et (b) Coupe dans le volume de l'alumine, (c) et (d) observation surfacique de l'alumine.

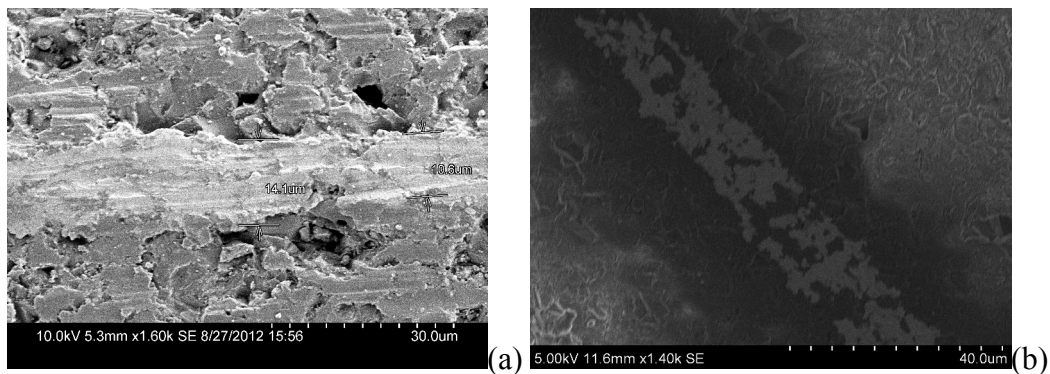
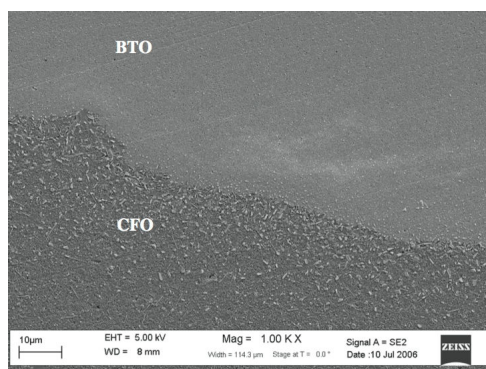
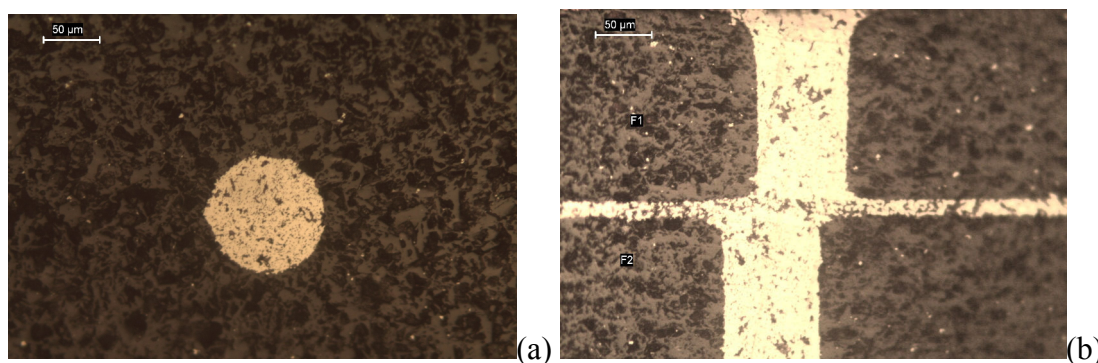


FIGURE 1.15 – Pistes de tungstène (a) non polie en blanc et (b) polie en gris clair

tement à rupture de la céramique.

### 2.1.2 Analyse du tungstène

Lorsqu'on observe les pistes de tungstène, il est difficile d'observer des grains ou des porosités, étant donné leurs tailles. Figure 1.15, les pistes enterrées de tungstène sont d'une épaisseur de l'ordre de la dizaine de microns. Pour faire cette observation, nous avons découpé la céramique au fil diamanté. Nous avons ensuite poli la surface pour regarder l'aspect du tungstène dans le volume, et non en surface. Le tungstène des pistes ne semble pas être poreux. Il est en revanche peu homogène et d'épaisseur variable, à 5 μm près. La limite entre les matériaux céramique et métal n'est pas visible. Il semble que des grains d'alumine s'immiscent dans les pistes de tungstène. [Islam *et al.*, 2011] ont fait la même observation pour le cofrittage de leurs matériaux, le BTO et le CFO Figure 1.16. Le matériau des pistes est donc composé de grains d'alumine et de tungstène.

FIGURE 1.16 – Exemple de bicouche cofritté [Islam *et al.*, 2011]FIGURE 1.17 – Observations (a) transversale et (b) longitudinale des vias effectuées par *Egide*

Le comportement des pistes ne sera alors peut-être pas celui d'un métal.

La microstructure du tungstène n'étant pas visible, on ne peut pas en déduire un type particulier de comportement. En effet, pour observer la répartition des grains de tungstène, il faudrait une observation à une échelle plus fine que celle que l'on a Figure 1.15. Celle-ci semble très fine, bien plus fine que celle de la céramique.

En ce qui concerne les vias en tungstène, nous ne les avons pas observés par nous-même. En effet, leur faible taille (rayon  $< 250 \mu\text{m}$ ) demande une découpe de précision pour qu'ils soient visibles au MEB. Les observations microscopiques de vias effectués par *Egide* Figure 1.17 montrent que la densité de tungstène dans les vias est plus faible que celle des pistes. En effet, autant la porosité du tungstène de l'alumine est comblée par des grains d'alumine, autant les porosités que l'on voit dans le tungstène des vias ne peuvent pas être comblées par de l'alumine. D'après le processus de fabrication, les vias sont des trous dans la céramique remplis par la suite de pâte de tungstène. On sait par ailleurs que c'est notamment pour augmenter la densité du tungstène dans les vias que *Egide* utilise une pâte de tungstène différente pour les vias et pour les pistes. Cette structure métallique est due au processus de remplissage des vias dont la largeur est plus grande que celle des pistes et qu'il est difficile de pleinement remplir étant donné la taille

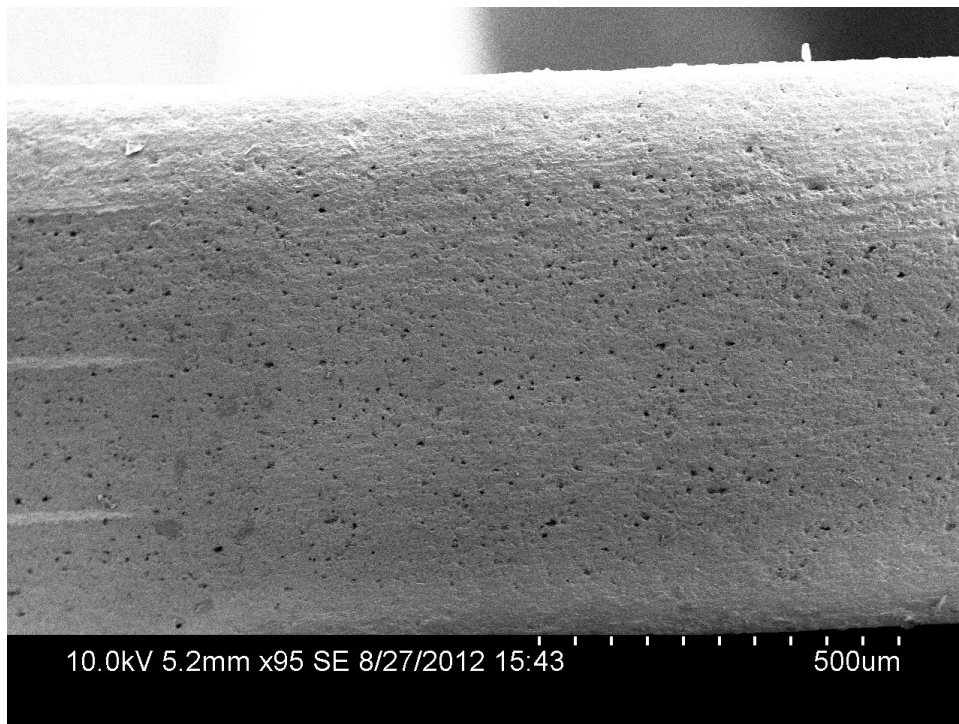


FIGURE 1.18 – Multicouche de céramique avec, à gauche, des pistes de tungstène entre chaque couche

des trous et sachant que c'est un travail manuel et non robotique. De plus les traitements thermiques, en supprimant les solvants et additifs de la pâte, interviennent aussi dans la structure métallique du via.

Nous supposons donc que les vias se comportent mécaniquement comme des trous car la structure métallique interne est considérée comme étant malléable. En effet, elle se déformera sans doute au lieu d'exercer un effort consistant sur la céramique. Pour vérifier cette hypothèse, il aurait fallu effectuer une découpe d'un substrat contenant un via pour ensuite le solliciter mécaniquement. Cependant, le comportement mécanique négligeable du tungstène des vias nous a paru évident lors de nos discussions avec *Egide*.

En revanche, les métaux ont tendance à diffuser mieux la chaleur et le tungstène modifiera donc la répartition de la température. Nous considérerons donc les vias comme des matériaux thermiques à part entière.

### 2.1.3 Les interfaces

Dans cette étude, on considérera que les interfaces entre les feuilles de céramique ne sont pas différentes du comportement de l'alumine dans le volume. En effet, les grains entre les différentes feuilles sont rattachés par le même processus que les grains dans les feuilles. On voit sur la Figure 1.18, à gauche, la fin des pistes de tungstène délimitant les différentes couches de céramiques visibles. Pourtant, la porosité ne semble pas être

différente à l'interface des feuilles de céramique.

D'autre part, en dehors des interfaces céramique/céramique, les interfaces avec des pistes de tungstène n'étant pas nettes et les grains de céramiques se mélangeant avec le tungstène, nous ne considérerons pas d'interface. En revanche, on considérera le comportement de ce mélange alumine/tungstène.

Pour conclure, on retient que les observations de l'alumine tendent à identifier son comportement comme élastique fragile avec un comportement à rupture aléatoire. Le comportement mécanique du tungstène des vias est négligé mécaniquement mais le tungstène des pistes ne le sera pas. De plus, il nous semble nécessaire de l'identifier après son processus de fabrication usuel qui en fait un mélange de tungstène et d'alumine. En ce qui concerne les interfaces entre les feuilles d'alumine, elles ne seront pas traitées car assimilées avec le même comportement que le reste de l'alumine. Enfin, l'interface entre le tungstène et l'alumine n'étant pas particulièrement nette, nous la considérerons avec le comportement du tungstène. Nous allons maintenant étudier les mécanismes de sollicitations thermomécaniques afin de mieux discerner les comportements thermomécaniques à identifier.

## 2.2 Mécanismes thermomécaniques dans le substrat sollicité

Précédemment, nous avons décrit les matériaux composants le substrat HTCC. Nous allons maintenant illustrer pour le substrat les comportements thermiques qui mènent à l'apparition de contraintes. Nous allons commencer par expliquer les lois qui régissent les propriétés thermiques. Puis, nous présenterons l'influence des gradients thermiques sur la déformation du matériau. Et de façon théorique, nous expliquerons de quelle manière le chargement thermique génère des champs de contraintes.

### 2.2.1 Gradient de températures

Le champ de température dépend des comportements thermiques tels que la diffusion et les conditions limites.

**Diffusion de la température** Pour obtenir le champ de température dans un matériau, il faut tout d'abord exprimer la manière dont va se répartir la chaleur. Pour cela, on utilise l'Equation 1.1, dite équation de la chaleur. Elle s'exprime, en considérant  $l$ , la conductivité thermique du milieu ;  $T(M)$ , la température au point  $M$  ;  $P$ , la puissance volumique dissipée dans le matériau ;  $r$ , sa masse volumique et  $c$ , la chaleur spécifique massique du matériau.

$$\text{ID}T + P = r c \frac{\partial T}{\partial t} \quad (1.1)$$

**Conditions limites de température** La distribution de la chaleur dépend des flux de chaleur et des températures imposées aux limites. Il y a deux types de conditions aux limites que l'on va considérer dans cette étude :

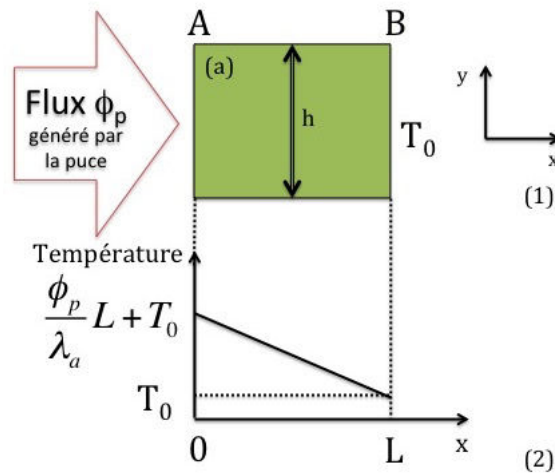


FIGURE 1.19 – (1) Représentation d'une sollicitation unidimensionnelle avec l'alumine seule, (2) température de l'alumine en fonction de la direction  $x$  du substrat

- Le flux imposé (convection ou adiabatique, flux nul)
- La température imposée

La densité du flux thermique est imposée par la puissance générée dans les composants, pistes et vias. Elle se traduit par des gradients de température au sein de l'assemblage défini par l'Equation 1.2 (Loi de Fourier).

$$\vec{F} = -\lambda \text{grad}(T) \quad (1.2)$$

$F$  désigne le flux thermique,  $\lambda$  la conductivité du matériau et  $T$  la température. Ces lois de comportement sont usuelles et décrites plus précisément par [Taine *et al.*, 2008].

**Étude de cas** Pour illustrer ces équations et lois, nous prenons deux exemples unidimensionnels représentés Figure 1.19 et Figure 1.20 qui évaluent l'effet du flux thermique  $f_p$  généré par la puce sur le substrat à gauche. De l'autre côté du substrat, un radiateur permet l'évacuation d'énergie thermique vers l'extérieur, comme cela se fait en électronique de puissance. Un radiateur est un système de dissipation de chaleur à l'extérieur du substrat. Il permet de mieux l'évacuer par convection. Pour évacuer cette énergie thermique, un échange convectif avec l'air limite l'élévation de la température de la surface à  $T_0$ . Ces cas nous permettront d'observer l'effet de puits thermique, c'est-à-dire de dissipation thermique, du tungstène.

**Cas unidimensionnel de l'alumine** Plaçons-nous dans le cas d'un substrat entièrement en alumine, représenté Figure 1.19. Le régime étant stationnaire et l'énergie produite dans le matériau nulle, le champ de température est de la forme exprimée Equation 1.3.

$$T(x) = C_0 x + C_1 \quad (1.3)$$

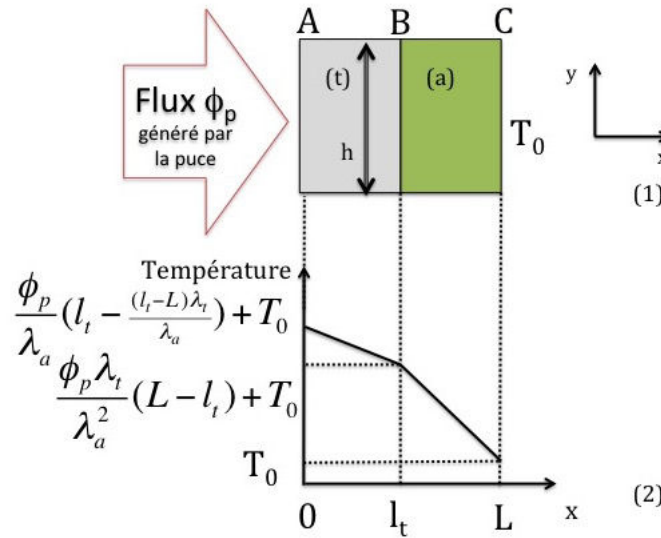


FIGURE 1.20 – (1) Représentation d’une sollicitation unidimensionnelle avec deux matériaux, (2) température du substrat en fonction de sa direction x

Le flux imposé en A et la température imposée en B permettent d’obtenir un gradient de température. On obtient alors l’expression de la température Equation 1.4 et représentée Figure 1.19 dans le matériau considéré.

$$T(x) = T_0 + \frac{f_p}{l_a}(L - x) \tag{1.4}$$

Ici, on considère  $L$  la longueur du substrat dans la direction  $x$  ;  $l_a$ , la conductivité thermique dans l’alumine.

**Cas unidimensionnel avec du tungstène et de l’alumine** On considère un substrat avec un via en tungstène d’une longueur,  $l$ . Il est représenté Figure 1.20 sur une dimension. Nous évaluons le gradient de température généré dans les Equations 1.6 et 1.5.

$$T_t(x) = \frac{f_p}{l_a}(l_t - x - \frac{(l_t - L)l_t}{l_a}) + T_0 \text{ pour } x \leq l_t \tag{1.5}$$

$$T_a(x) = \frac{l_t f_p}{l_a^2}(x - L) + T_0 \text{ pour } x > l_t \tag{1.6}$$

Ici, on considère  $L$  la longueur du substrat dans la direction  $x$  ;  $l_t$  et  $l_a$ , la conductivité thermique dans le tungstène et l’alumine respectivement. On observe que le gradient de température est plus élevé dans l’alumine que dans le tungstène. Cependant, cela ne permet pas d’abaisser la température et augmente le gradient de température dans l’alumine. Dans le premier cas, le gradient de température est plus faible dans l’alumine que dans le second cas. En effet, le tungstène conduisant mieux la chaleur que l’alumine, la température est plus élevée dans le cas avec du tungstène. La présence de tungstène accentue donc le gradient de température dans l’alumine.



### 2.2.2 Déformation thermique

La présence d'un champ thermique provoque la déformation thermique du matériau, c'est-à-dire la déformation induite par la dilatation thermique.

**Dilatation thermique** Lorsque la température d'un matériau augmente, ses atomes prennent en compte cette variation d'énergie reçue en faisant varier la distance qui les séparent. Ce phénomène entraîne la dilatation thermique du matériau. Pour caractériser ce comportement, on définit  $\epsilon^{th}$  la déformation thermique selon l'Equation 1.7 avec  $\alpha$  le coefficient de dilatation thermique et  $T(x)$  le champ de température.

$$\epsilon^{th}(x, y) = \alpha(T(x, y) - T_{init}) \quad (1.7)$$

Pour des raisons de simplification, nous ne prendrons pas en compte la dépendance de  $\alpha$  avec la température. La dilatation thermique entraîne une déformation thermique dans les trois directions du volume. Cependant, lorsque la dilatation thermique  $\alpha$  dépend de la direction que l'on considère, la dilatation est anisotrope. Le matériau n'a donc pas la même déformation dans toutes ces directions. Dans les exemples suivants, nous considérerons  $\alpha$  dans la direction  $y$  : orthogonale au flux. En effet, cette direction nous permettra par la suite d'illustrer l'apparition des contraintes.

**Cas unidimensionnel avec l'alumine** La déformation thermique est exprimée Equation 1.8, en fonction de la température, évaluée Equation 1.4, et de la dilatation thermique dans la direction orthogonale au flux.

$$\epsilon_{yy}^{th}(x) = \alpha_{yy}^a \left( T_0 + \frac{f_p}{l_a} (L - x) - T_{init} \right) \quad (1.8)$$

Figure 1.21, on constate que le gradient de température est responsable d'un gradient de déformation thermique.

**Cas unidimensionnel avec du tungstène et de l'alumine** Si l'on considère le champ de température évalué Equations 1.5 et 1.6, ainsi que la dilatation thermique, le champ de déformations thermiques est présenté Equation 1.9.

$$\epsilon_{yy}^{th}(x) = \begin{cases} \alpha_{yy}^t \left( \frac{f_p}{l_a} (l_t - x) + T_0 - T_{init} \right) & \text{pour } x < l_t \\ \alpha_{yy}^a \left( \frac{f_p}{l_a} (x - L) + T_0 - T_{init} \right) & \text{pour } x > l_t \end{cases} \quad (1.9)$$

Figure 1.22, on obtient deux gradients différents de déformation thermique dans la direction  $y$ , dus à la présence de deux matériaux différents. Mais surtout, Equation 1.10, pour  $x = l_t$ , les déformations thermiques du tungstène et de la céramique sont différentes.

$$\epsilon_{yy}^{th}(l_t) = \left( \frac{f_p}{l_a} (L - l_t) + T_0 - T_{init} \right) \rightarrow \begin{cases} \alpha_{yy}^t & \text{pour } x < l_t \\ \alpha_{yy}^a & \text{pour } x > l_t \end{cases} \quad (1.10)$$

Ces sauts de déformations vont générer des sauts de contraintes entre les deux matériaux. Il est important d'évaluer ces déformations pour pouvoir évaluer les contraintes mécaniques qu'elles engendrent.

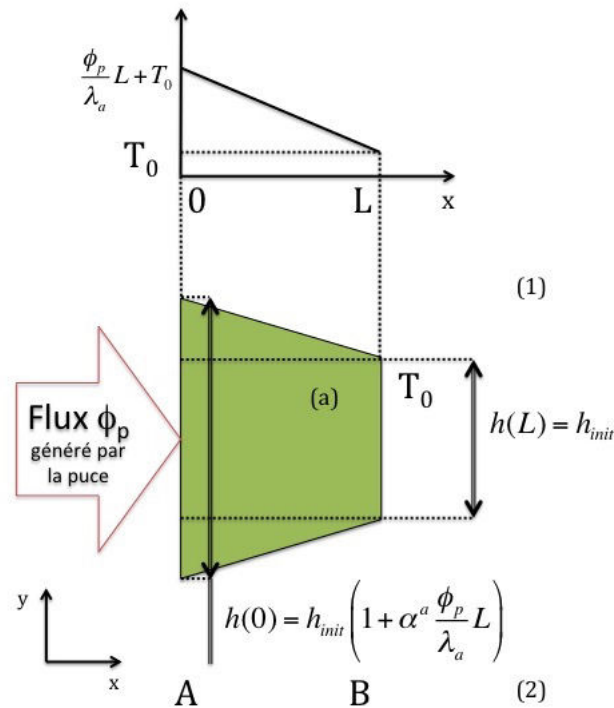


FIGURE 1.21 – (1) Température de l'alumine en fonction de la direction  $x$  du substrat, (2) représentation de la déformation dans la direction  $y$  de l'alumine

### 2.2.3 Champ de contraintes mécaniques

Lorsque, dans le substrat, la déformation totale est différente de la déformation thermique, cela engendre des contraintes. Lors de chargements thermiques sur des couches assemblées aux propriétés thermiques différentes, il y a apparition de contraintes dans les couches. On va d'abord expliquer comment des déformations thermiques peuvent engendrer des contraintes. Puis, on va considérer différents cas simplifiés et calculer les contraintes engendrées.

**Déformation globale d'une structure et contraintes** Pour évaluer les contraintes thermomécaniques observées dans nos études de cas, nous supposons que deux types de déformations apparaissent : les déformations thermiques et mécaniques. Les premières proviennent de la dilatation thermique et les secondes des contraintes mécaniques. L'état d'équilibre s'exprime sur la déformation totale de la matière exprimée Equation 1.11 qui est la somme des déformations mécaniques et thermiques.

$$e_{tot} = e_{th} + e_{mec} \quad (1.11)$$

**Contraintes liées aux gradients thermiques** Lorsqu'un solide est soumis à un échauffement local, comme dans nos exemples précédents, cela crée un gradient thermique. Un gradient de déformation thermique apparaît donc dans le matériau. Cependant

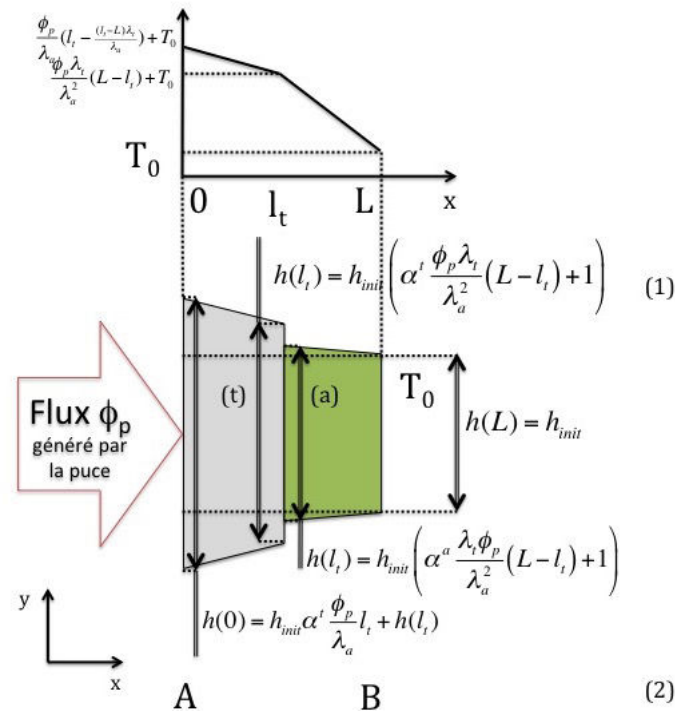


FIGURE 1.22 – (1) Température du substrat en fonction de sa direction x, (2) représentation de la déformation dans la direction y du substrat

plus l'on s'éloigne de l'échauffement local, plus le gradient thermique est faible. De cette manière, les rebords du solide ne se déforment pas ou très peu. La déformation du solide peut donc être considérée comme constante le long de ses rebords. Pour que le volume de matériau soit en équilibre, il y a apparition de déformations mécaniques internes, opposées au gradient de déformation thermique. Or cette déformation mécanique génère une contrainte mécanique et donc un gradient de contraintes. S'il y a un défaut dans le matériau, un tel gradient peut provoquer la propagation de ce défaut en fissure. Ce développement de défauts peut menacer l'intégrité du matériau comme les fissures observées par [Rupil, 2013].

**Contraintes entre matériaux liées aux différences de dilatation thermique.** D'autre part on suppose une structure composée de deux matériaux collés au niveau de l'interface entre les deux et échauffée de manière globale. Les matériaux 1 et 2 ont une dilatation thermique  $\epsilon_{th1}$  et  $\epsilon_{th2}$  comme observé précédemment. Le fait que ces deux matériaux soient assemblés l'un à l'autre leur impose d'avoir une déformation identique  $\epsilon_{tot}$  au niveau de l'interface. Cette déformation imposée est présentée Figure 1.23. Les deux matériaux se déforment donc mécaniquement ( $\epsilon_{m1}$  et  $\epsilon_{m2}$ ) pour équilibrer leurs différences de déformation thermique. Cette déformation mécanique engendre alors un champ de contraintes mécaniques.

A l'interface de ces deux matériaux apparaît donc une discontinuité de contrainte.

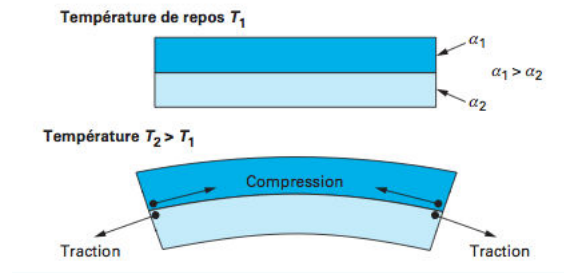


FIGURE 1.23 – Schéma présentant la déformation de deux matériaux liés avec des CTE différents d’après [Buttay, 2010].

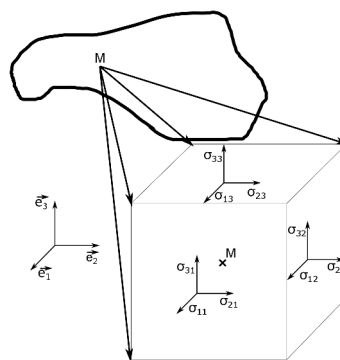


FIGURE 1.24 – Représentation des contraintes sur un élément de volume

Le matériau 1 ayant une plus grande déformation thermique que le matériau 2, il subit une compression au niveau de l’interface. Dans le même temps, le matériau 2 subit une traction au niveau de cette même interface comme montré Figure 1.23.

Ces deux types de champ de contraintes mécaniques sont à prendre en compte dans l’étude du substrat HTCC. Ils ont provoqué les défaillances observées par [Dupont, 2006, Pietranico, 2010]. Mais pour pouvoir évaluer le type de contraintes générées, nous allons introduire le comportement élastique.

**Comportement élastique** La loi de comportement mécanique que nous utilisons dans cette étude est l’élasticité linéaire.

Lorsqu’un matériau élastique est soumis à une contrainte, les sollicitations agissent sur ses liaisons atomiques. Dans un volume, comme celui représenté dans la Figure 1.24, on observe les contraintes  $s_{ij}$  s’exerçant sur la surface de normale  $j$ , dans la direction  $i$ . Pour chaque point d’un volume, on a donc un tenseur des contraintes tel que représenté Equation 1.12.

$$\underline{s} = \begin{matrix} 0 & & 1 \\ s_{11} & s_{12} & s_{13} \\ @s_{21} & s_{22} & s_{23} \\ s_{31} & s_{32} & s_{33} \end{matrix} \mathbf{A} \tag{1.12}$$

Ces contraintes en chaque point forment le champ de contraintes. On peut exprimer le

tenseur des contraintes en une matrice diagonale dans une base orthonormée. Il est alors réduit à ses contraintes principales ( $s_I, s_{II}, s_{III}$ ).

Le comportement élastique est caractérisé par sa réversibilité. Ainsi, le matériau change de volume car les atomes s'éloignent ou se rapprochent les uns des autres. De même, si la sollicitation disparaît, les atomes reviennent à leur position initiale. La loi d'élasticité linéaire, appelée loi de Hooke, est donnée Equation 1.13 [Lemaitre *et al.*, 2007], et relie la contrainte à la déformation.

$$e_{ij}(x, y) = \frac{1 + \nu}{E} s_{ij}(x, y) - \frac{\nu}{E} s_{kk}(x, y) \delta_{ij} \quad (1.13)$$

Ce comportement est caractérisé par le module d'Young  $E$ , ou module d'élasticité, qui est propre au matériau, mais aussi par le module de poisson  $\nu$  qui exprime la déformation orthogonale à la sollicitation. En effet, le changement de volume lors d'un comportement élastique est limité. Quand un volume matériau est étiré dans un sens, il se comprime légèrement dans l'autre sens. Enfin  $\delta_{ij}$  désigne le symbole de Kronecker, qui est égal à 1 lorsque  $i = j$ .

Le module d'Young s'exprime comme dans l'Equation 1.14, si l'on ne considère que les contraintes principales.

$$s_{kk}(x, y) = E e_{kk}(x, y) \quad (1.14)$$

L'élasticité linéaire s'applique entre autres pour des *déformations infinitésimales et linéaires* [Lemaitre et Chaboche, 2004] en fonction des efforts appliqués.

**Cas unidimensionnel entièrement en alumine** Figure 1.25, on observe ce premier cas. A gauche, la flèche représente le flux de chaleur imposé et sa direction. A droite, la surface est à température constante  $T_0$ . D'après l'Equation 1.15, la déformation totale est la somme de la déformation thermique et de la déformation mécanique.

$$e_{yy}^{tot} = e_{yy}^{mec}(x) + e_{yy}^{th}(x) \quad (1.15)$$

Or, on fait l'hypothèse que le substrat ne va pas se déformer dans la direction orthogonale à la dimension considérée. En effet, le gradient thermique est local. On considère donc que le contour du substrat ne se déforme pas. La déformation totale observée est donc constante sur toute la longueur, par un effet de structure. On obtient alors Equation 1.16 un champ de déformations dans la céramique et par conséquent, un gradient de contraintes Equation 1.17.

$$e_{yy}^{tot} = \frac{s_{yy}(x)}{E} + \alpha_{yy}(T_0 + \frac{f_p}{l_a}(L - x) - T_{init}) \quad (1.16)$$

$$s_{yy}(x) = e_{yy}^{tot} E - E \alpha_{yy}(T_0 + \frac{f_p}{l_a}(L - x) - T_{init}) \quad (1.17)$$

Figure 1.25, on observe les contraintes typiques qui peuvent apparaître sous une puce qui s'échauffe, s'il y a un matériau chargé de dissiper la chaleur en dessous. On observera donc ce type de champs de contraintes sous la puce, dans le substrat.

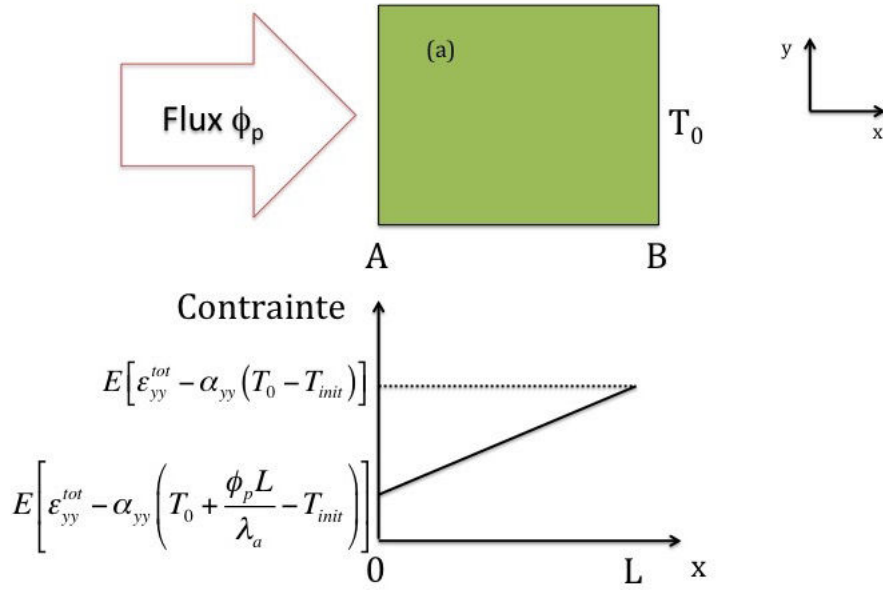


FIGURE 1.25 – Apparition du gradient de contraintes mécaniques dans l'alumine.

**Cas unidimensionnel avec une interface entre deux matériaux : le tungstène et l'alumine**

On place du tungstène sous la puce pour dissiper la chaleur. Figure 1.26, le schéma décrit le flux généré par la puce à gauche, puis, le tungstène en gris, l'alumine en vert, et à droite, la température  $T_0$  imposée. On considère de la même manière que la déformation totale dans la direction  $y$  est constante, grâce à l'effet de structure du substrat. On obtient alors Equation 1.18 le champ de contraintes dans le tungstène et l'alumine.

$$s_{yy}(x) = E \begin{cases} \epsilon_{yy}^{tot} & a_{yy}^t \left( \frac{f_p}{l_a} (l_t - x - \frac{(l_t - L)l_t}{l_a}) + T_C \right) & \text{pour } x < l_t \\ \epsilon_{yy}^{tot} & a_{yy}^c \left( \frac{l_t f_p}{l_a^2} (x - L) + T_C \right) & \text{pour } x > l_t \end{cases} \quad (1.18)$$

Figure 1.26, on observe un saut de contraintes à l'interface tungstène-céramique, c'est-à-dire lorsque  $x = l_t$ ;  $l_t$  étant la coordonnée dans la direction  $x$  de la transition entre le via et la céramique. C'est ce type de saut de contraintes Equation 1.19 qui peut augmenter et provoquer une décohésion ou délamination dans le substrat.

$$s_{yy}(l_t) = E \begin{cases} \epsilon_{yy}^{tot} & a_{yy}^t \left( \frac{l_t f_p}{l_a^2} (l_t - L) + T_C \right) & \text{pour } x < l_t \\ \epsilon_{yy}^{tot} & a_{yy}^c \left( \frac{l_t f_p}{l_a^2} (l_t - L) + T_C \right) & \text{pour } x > l_t \end{cases}$$

$$s_{saut} = E (a_{yy}^c - a_{yy}^t) \left( \frac{l_t f_p}{l_a^2} (l_t - L) + T_C \right) \quad (1.19)$$

On peut donc quantifier ce saut de contraintes qui apparaît à l'interface tungstène/céramique. Cela pourrait être représentatif de ce qui se passe entre deux matériaux de dilatation thermique différente chauffés d'un côté par une puce.

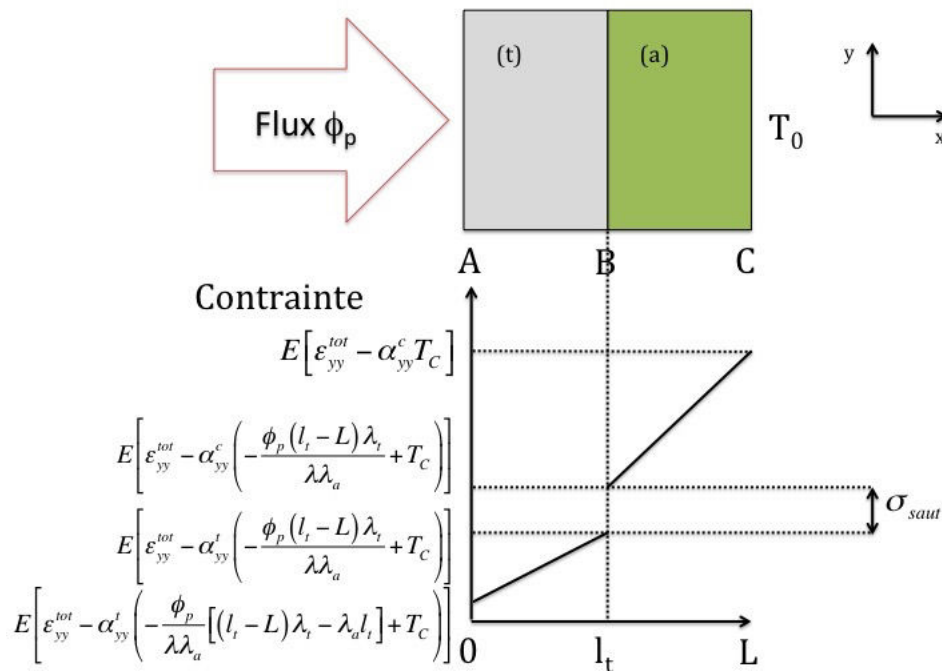


FIGURE 1.26 – Apparition du gradient de contraintes mécaniques dans l'alumine et le tungstène

Nous avons présenté grâce à cette partie les types de contraintes que créent l'échauffement d'une puce et un chargement environnemental mais aussi la présence de deux matériaux dans un champ de température. On a pu constater de la nécessité d'identifier la diffusion thermique des matériaux, leur dilatation thermique et leur comportement mécanique. Nous avons aussi pu observer que des gradients de contraintes et des sauts de contraintes pouvaient être obtenus. Il faudra donc pouvoir appliquer les comportements à rupture des matériaux à des champs de contraintes complexes, et la modélisation par éléments finis initialement prévue nous semble tout indiqué pour cela. Cependant, le processus de fabrication du substrat va encore complexifier ce champ de contrainte.

### 2.3 Un procédé de fabrication spécifique

Précédemment, nous avons distingué les matériaux à caractériser et présenté les caractéristiques à identifier ainsi que les champs de contraintes obtenus. Cependant, deux particularités du substrat pouvant modifier le champ de contraintes nous ont semblé importantes à souligner. En premier lieu, il nous semble possible que les couches de céramique aient un comportement anisotrope. Par la suite, la présence de contraintes résiduelles dans le substrat nous semble probable.

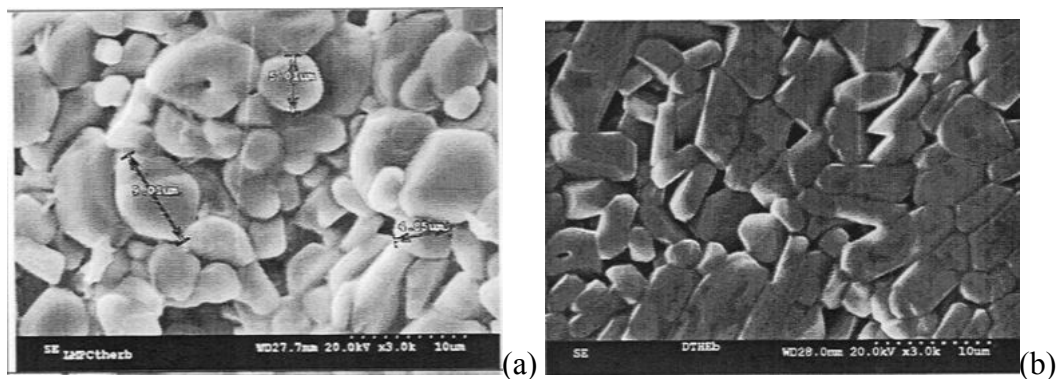


FIGURE 1.27 – Observations de grains de céramique [Egide, 2006]

### 2.3.1 Anisotropie

Pour fabriquer le substrat HTCC, on obtient les feuilles d'alumine en raclant une pâte constituée de poudre de céramique et de composants organiques. La direction de raclage peut alors donner un comportement anisotrope aux feuilles d'alumine en orientant les grains de céramique comme observé Figure 1.27. Ces observations de longs grains de céramique allongés ont été faites par *Egide*. Cependant, nous n'avons pas pu de notre côté observer ces grains lorsque nous avons effectué les observations au MEB. Nous ne savons pas non plus les conditions qui ont été nécessaires pour les observer. Leur localisation, leur relation avec l'orientation cristalline, l'influence de la géométrie obtenue ou encore le rôle de la texture du matériau ne nous sont pas connus. Cependant, la présence de ces grains allongés dans le volume peut influencer le comportement des feuilles en leur donnant un comportement anisotrope.

Les feuilles de céramique risquent donc d'avoir une dilatation thermique et un comportement mécanique différents, or les substrats céramiques fabriqués sont des empilements de feuilles de céramiques cuites ensemble. Lors de l'empilement, la direction de raclage de chaque feuille est orientée de 90 l'une par rapport à l'autre. De plus, le cofrittage fixe les feuilles de céramique les unes aux autres. Lors des différents échauffements d'utilisation dus à la puce ou aux températures environnementales, si les feuilles de céramique n'ont pas la même déformation thermique, à cause de l'empilement à 90, cela peut faire apparaître des sauts de contrainte et donc provoquer une délamination comme observé par [Yang *et al.*, 2014]. [Msolli, 2011] commence d'ailleurs sa thèse sur la modélisation thermomécanique à propos des problèmes de différence de dilatation thermique.

Pour mieux comprendre la façon dont ces sauts de contrainte peuvent apparaître, nous allons évaluer les champs de contraintes générés par un échauffement thermique globale d'un substrat double couche aux couches anisotropes et dont les directions de raclages sont à 90 l'une de l'autre.

**Étude de cas** On suppose que la température  $T_0$  est homogène dans le substrat composé de deux couches présenté Figure 1.28 et que chaque couche a un comportement différent.



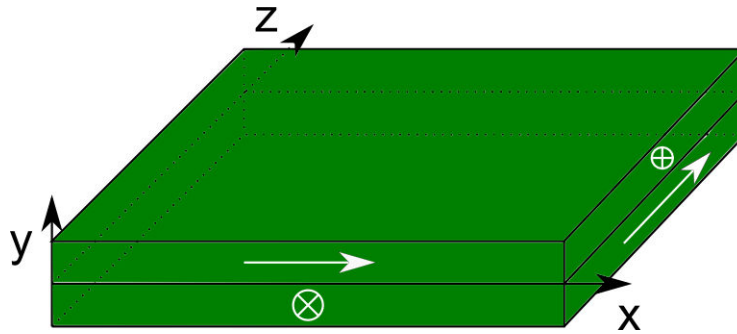


FIGURE 1.28 – Schéma d'un substrat constitué de deux couches subissant l'échauffement thermique et représentant les déformations dans les couches de céramique anisotrope.

A l'interface des deux couches, un saut de déformation thermique apparaît alors. Pour évaluer cela, on va considérer le modèle sur la direction  $x$  dans le plan du double couche. En utilisant la dilatation thermique sur cette dimension, on obtient les déformations thermiques dans les couches Equation 1.20 et 1.21.

$$\epsilon_{1x}^{th}(y > 0) = a_1(T_0 - T_{ref}) \quad (1.20)$$

$$\epsilon_{2x}^{th}(y < 0) = a_2(T_0 - T_{ref}) \quad (1.21)$$

On suppose aussi qu'à l'interface des deux couches, il y ait une déformation totale identique. On obtient aussi le saut de contraintes à l'interface des deux couches avec l'Equation 1.22.

$$\begin{aligned} \epsilon_x^{tot}(y = 0) &= \epsilon_{1x}^{th}(y = 0) + \epsilon_{2x}^{th}(y = 0) \\ \epsilon_x^{tot}(x, y, z = 0) &= \begin{cases} a_1(T_0 - T_{ref}) + \frac{s^{meca+}(y=0)}{E} & y > 0 \\ a_2(T_0 - T_{ref}) + \frac{s^{meca}(y=0)}{E} & y < 0 \end{cases} \\ s^{meca+}(y = 0) - s^{meca}(y = 0) &= E(a_2 - a_1)(T_0 - T_{ref}) \end{aligned} \quad (1.22)$$

Les échauffements et le comportement anisotrope thermique peuvent aussi engendrer des contraintes mécaniques déterminées Equation 1.22 dans le substrat.

Pour évaluer ce risque, nous devons évaluer la dilatation thermique de la céramique et son éventuelle anisotropie. En revanche, nous ferons l'hypothèse que le comportement mécanique de l'alumine est isotrope.

### 2.3.2 Contraintes résiduelles

Le comportement anisotrope des feuilles de céramique peut avoir une autre influence. Si l'on suppose que c'est par le raclage des feuilles qu'il peut apparaître, cela signifie que lors du changement d'état de la *barbotine* à la céramique solide, lors de la fabrication, le comportement de l'alumine peut être anisotrope. En effet, lors de la cuisson, le matériau peut se dilater à cause de la chaleur, et le changement d'état provoque aussi un retrait des

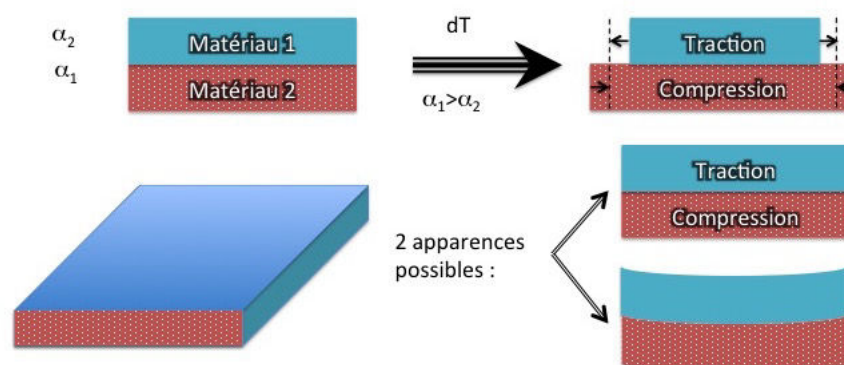


FIGURE 1.29 – Schéma représentant les déformations du substrat et la création des contraintes résiduelles.

feuilles. Ces mouvements dus à la cuisson de la *barbotine* peuvent être anisotropes à cause de l'orientation des grains. Or, nous venons de montrer qu'une déformation différente de deux feuilles de matériaux fixées l'une à l'autre engendraient des contraintes.

Lors de l'augmentation de température pour atteindre la température de cofrittage, l'anisotropie des feuilles par la dilatation thermique peut donc créer des contraintes, d'autant que les traitements thermiques du substrat visent à fixer les couches les unes aux autres. On peut imaginer que le changement de phase de la pâte d'alumine à la céramique fragile, dus au cofrittage et le maintien à haute température, peut relaxer ces contraintes. Mais lors du refroidissement, de la même manière, des contraintes opposées peuvent se créer. Ce type de contraintes résiduelles est propre aux multicouches, comme expliqué par [Cognard, 2003].

Ces contraintes résiduelles apparaissent lorsque l'assemblage est composé de plusieurs couches. Lors des traitements thermiques, les deux couches s'assemblent l'une à l'autre, mais, ayant une dilatation différente, la déformation thermique ne peut correspondre à la déformation totale, comme montré Figure 1.29. Pour équilibrer ces déformations, l'une des couches sera alors en traction tandis que la seconde sera en compression, en faisant l'hypothèse que ces contraintes seront présentes dans notre cas et ne disparaîtront pas d'elles-mêmes par relaxation. Il y aura alors deux possibilités. Soit les couches se déforment pour minimiser les efforts en se courbant, soit les couches ne se déforment pas, et il reste donc des contraintes résiduelles de fabrication dans le substrat. Lorsqu'il y a uniquement deux couches, il est probable que le bicouche se déforme. Cependant, lorsqu'il y a un plus grand nombre de couches, cela rigidifie le substrat et peut empêcher les déformations. Il est donc fort probable que des contraintes résiduelles soient présentes dans les substrats multicouches. De plus, nous savons que c'est pour s'assurer de la planéité du substrat que *Egide* met les feuilles de céramique perpendiculaires les unes par rapport aux autres, autrement le substrat serait déformé. Dans ce cas, lors de la fabrica-

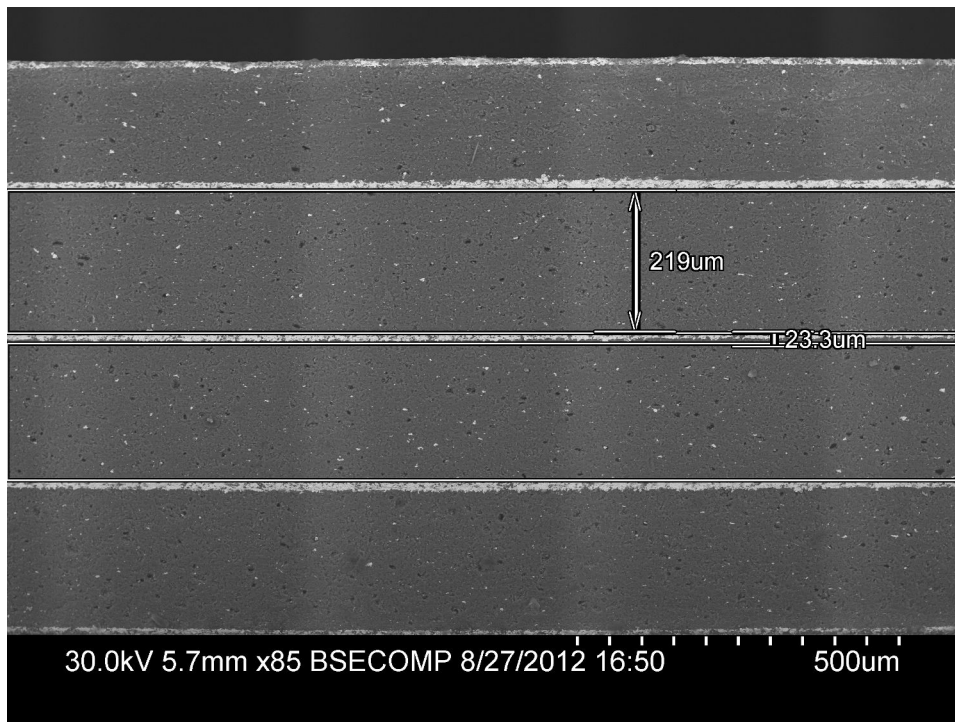


FIGURE 1.30 – Multicouche de céramique avec des pistes de tungstène entre chaque couche

tion du substrat, des contraintes résiduelles peuvent apparaître. L'absence de déformation sur le substrat fini peut alors corroborer la présence de contraintes résiduelles.

Figure 1.30, on voit un multicouche céramique avec chaque couche délimitée par une piste de tungstène en blanc. On observe l'absence de courbures dans cette Figure. On fait l'hypothèse qu'elle est associée à l'apparition de contraintes de fabrication permanentes équilibrées dans le substrat. C'est pourquoi il nous semble logique de déterminer que les contraintes résiduelles du substrat suivent le principe fondamental de la statique (PFS).

Une autre raison nous pousse à vérifier la présence de contraintes résiduelles de fabrication. Lors de la fabrication du substrat, on observe un retrait d'environ 15% de la céramique dans les deux directions de son plan. Un tel retrait peut aussi être à l'origine de contraintes résiduelles de fabrication. En effet, c'est un grand pourcentage de retrait et une variation de retrait d'une direction à l'autre est envisageable. Or, même de quelques pourcentages, cette anisotropie du retrait peut engendrer des contraintes résiduelles de la manière expliquée précédemment.

Les contraintes résiduelles peuvent accentuer les gradients de contraintes entre les couches et faciliter la délamination entre celles-ci. Ce risque est d'autant plus grand qu'entre certaines couches, la présence de pistes en tungstène pourrait fragiliser l'interface. En effet, si le tungstène est moins résistant que l'alumine, alors c'est au niveau de la piste qu'il y aura décohérence des deux couches, décohérence qui pourrait ensuite se propager. Si le tungstène est plus résistant que l'alumine, alors le risque de rupture se situe au

niveau de l'alumine fixée au tungstène.

Il est difficile de montrer la présence de contraintes résiduelles dans ce substrat. En effet, la plupart des méthodes permettant de les mesurer se font sur une mesure de déformations en comparant un matériau sans et avec contraintes résiduelles. Or, nous ne savons fabriquer qu'une couche d'alumine sans contrainte résiduelle. On pourrait donc peut-être comparer une déformation entre une couche d'alumine dans un multicouche et une couche d'alumine seule. Une autre solution serait aussi de comparer les deux couches d'un double couche avec des directions de raclages orthogonales. Cependant, la question nous semblait pas résoluble durant la thèse.

## 2.4 Conclusion

Cette section nous a permis d'effectuer des analyses préliminaires du substrat afin d'évaluer les paramètres à prendre en compte lorsque nous modéliserons le substrat par éléments finis.

Nous avons tout d'abord compris que nous devons identifier les comportements de l'alumine et du tungstène des pistes. Nous avons aussi déterminé que les comportements d'interfaces ne seraient pas considérés. En effet, les interfaces entre couches d'alumine sont considérées comme ayant le comportement de l'alumine volumique. Les interfaces alumine/tungstène des pistes seront prises en compte dans le comportement du tungstène. Enfin, les vias de tungstène seront considérés comme des matériaux en ce qui concerne la diffusion thermique mais comme des trous en ce qui concerne le comportement mécanique.

Ensuite, la description des mécanismes menant à la sollicitation du substrat nous a fait comprendre les caractéristiques à identifier pour la modélisation thermomécanique du substrat.

Enfin, le processus de fabrication du substrat nous pousse à vérifier l'anisotropie de la céramique. Les contraintes résiduelles, elles, devront être modélisées et prises en compte dans le modèle éléments finis.

A cela s'ajoute les comportements à rupture qui seront engendrés par ces champs de contraintes. Trois axes de travail sont alors à explorer dans cette étude :

**Le comportement thermomécanique en statique et en fatigue de l'alumine :** L'alumine, avec ses additifs, n'est pas pure et pourrait avoir un comportement différent. De plus, les couches d'alumines sont fines, ce qui peut encore une fois modifier son comportement. Ensuite, il est possible que le comportement de l'alumine soit anisotrope. Enfin, l'alumine subit une sollicitation en fatigue qui pourrait modifier son comportement élastique fragile.

**Le comportement thermomécanique en statique et en fatigue du tungstène :** Le tungstène, avec ses additifs, n'est pas pur. Il contient aussi des grains d'alumine et pourrait donc avoir un comportement différent. De plus, les couches de tungstène sont fines, ce qui peut encore une fois modifier son comportement. Enfin, le tungstène subit une sollicitation en fatigue qui pourrait créer des défaillances différentes aux sollicitations de rupture monotone.

**Le comportement structurel du substrat :** Des contraintes résiduelles pourraient apparaître, ce qui pourrait modifier les sollicitations dans la céramique.

Pour identifier ces comportements, nous devons développer des essais appropriés.

### **3 Essais mécaniques de caractérisation pour la fiabilité du substrat**

Pour fiabiliser le substrat, nous allons donc le modéliser. Pour effectuer cette modélisation, nous décrivons les différents types d'essais que nous aurons à mener. Selon les propriétés à renseigner, il existe des essais normalisés qui sont généralement appliqués sur des éprouvettes centimétriques. Or, le substrat est de dimension millimétrique et la taille des volumes testés peut avoir une influence considérable sur le comportement des matériaux. Des essais sur des échantillons de grande dimension ne pourront donc pas être utilisés pour prévoir le comportement de volumes de petite dimension. De plus, le processus de fabrication utilisé ne permet pas toujours d'avoir des éprouvettes de dimensions centimétriques. Il nous faut donc définir des éprouvettes adaptées à cette étude.

Travailler sur des matériaux de dimensions micrométriques exige d'adapter à ces tailles de matériaux des essais usuels ou des méthodologies d'essais. En effet, lors des essais, il faudra estimer des comportements sur des volumes représentatifs du substrat (c'est-à-dire de l'ordre des dizaines de micromètres). Les efforts seront représentatifs des sollicitations du substrat (quelques newton) et les déplacements faibles. Il a donc fallu aussi adapter les différents essais aux dimensions des éprouvettes et du substrat avec des capteurs d'efforts et des dispositifs adaptés. Or, nous avons imaginé tous nos essais sur des machines usuellement utilisées pour des éprouvettes de taille normale : ces machines nous étaient accessibles. Dans cette partie, nous présentons donc les essais permettant l'identification des lois de comportement des matériaux.

Nous devons tout d'abord évaluer le comportement thermique du substrat, pour comprendre comment se répartissent les flux de chaleur en provenance de la puce, mais aussi la dilatation thermique des matériaux. Ensuite, nous souhaitons obtenir un champ de contrainte dû à cette dilatation thermique. Mais pour cela, nous devons déterminer le comportement statique et en fatigue du tungstène et de la céramique. Or pour fiabiliser le substrat, il faut envisager les défaillances de celui-ci. Comme pour [Pietranico, 2010], nous envisageons deux types de défaillances. Nous allons donc identifier deux différents modèles de comportements à rupture : un comportement de rupture brutale et un comportement de fissuration. Enfin, afin d'avoir le champ de contrainte totale du substrat, nous devons aussi évaluer le champ de contrainte résiduel qui pourrait apparaître. Nous nous aiderons pour cela des précédents essais, et c'est pour cela que nous présenterons cette méthode en dernière.

### 3.1 Comportement thermique du substrat

Nous avons observé dans les sections précédentes qu'il nous fallait identifier la diffusion et la dilatation thermique du tungstène et de l'alumine. En premier lieu, je vais présenter les essais qui ont été effectués par le *SATIE*. Par la suite, je présenterai la manière dont nous effectuerons les essais de dilatation thermique.

#### 3.1.1 Diffusion de l'alumine évaluée par le *SATIE*

La diffusion thermique de l'alumine et du tungstène a été vérifiée par le laboratoire du *SATIE* avec cet essai de diffusion thermique. Nous allons commencer par présenter un premier essai de conduction électrique qui nous a souligné l'importance de la diffusion thermique dans le substrat. Puis nous présenterons l'essai de diffusion thermique effectué par le *SATIE*.

**Importance de la diffusion thermique dans le substrat** Dans le cadre du projet, des essais de caractérisations électriques ont été effectués par les partenaires du projet du *SATIE*. Des mesures de conductivité des pistes de tungstène ont été menées pour des pistes de plusieurs épaisseurs en surface et enterrées dans le substrat. Il s'agit de faire passer du courant dans ces pistes et de mesurer l'intensité et la tension du courant.

Lors du projet, une éprouvette en céramique s'est cassée lorsque le courant est passé dans une piste de tungstène en surface. Aucune autre rupture lors des des essais de caractérisation électrique dans des pistes ou par des échauffements locaux de type monotone provoqués par des puces, GaN ou non, n'a eu lieu. Ce n'est donc pas un type de comportement usuel. C'est la vitesse à laquelle le courant augmente qui semble avoir été brusque, provoquant cette rupture : l'intensité du courant a été augmenté plus rapidement que prévu lors de l'essai, générant ainsi un gradient de température important. On suppose que le gradient de contraintes engendré a donc été trop intense et a mené à rupture. Cela montre que les vias et pistes évacuent de la chaleur par effet Joule et que la dissipation thermique dans le substrat engendre des contraintes qui peuvent être très élevées.

Cependant, on considérera la dissipation thermique de la puce par effet Joule, mais pas celle des vias et des pistes. On ne considérera que les modifications du champ thermique induites par les vias et les pistes lorsqu'aucun courant ne passera dedans. Nous n'avons donc pas étudié cet essai plus en détail. Mais il aurait été intéressant de faire un calcul analytique pour évaluer les gradients de température qui auraient pu provoquer cette rupture et tenter de répéter cet essai.

**Caractérisations thermiques du tungstène et de l'alumine** Les essais de puissance de diffusion thermique ont été effectués par [Chabane, 2013] dans le cadre du projet MEMPHIS. Il s'agit de faire passer du courant dans une puce. Cela fait chauffer la puce qui dissipe de la chaleur. La chaleur se diffuse dans le substrat et un radiateur permet de garder une température constante. La température de la puce est mesurée grâce à un paramètre appelé tension  $V_{CE}$  qui s'obtient en suivant la tension de la puce après avoir coupé le

courant. Cela permet de connaître la résistance thermique, et donc la diffusion thermique, dans les substrats HTCC. Ils ont effectué ce type d'essais pour différents substrats.

- Certains substrats avaient des couches de tungstène en surface et entre les couches de céramique
- Certains substrats n'avaient du tungstène qu'en surface
- Certains substrats contenaient des vias, avec différentes densités et de types de vias (Des vias de géométrie oblongs ont été utilisés dans ces phases d'essais.)

Ces essais ont été comparés à un modèle thermique pour valider l'effet thermique des vias et des couches de tungstène. Ils ont permis de faire une validation de valeur de diffusion thermique à température ambiante. Grâce à ces essais, on a ainsi pu constater que les valeurs de [Munro, 1997], [Xie *et al.*, 2011] et [Hust et Giarratano, 1975], dépendantes de la température paraissaient réalistes et estimer l'effet de la présence de vias et de couches de tungstène sous la puce sur la dissipation thermique du substrat. On a pu confirmer que leurs présences modifient l'évacuation de la chaleur lors de l'échauffement d'une puce sur un substrat HTCC et permettent d'accentuer l'évacuation de la chaleur.

Maintenant que nous avons présenté les essais effectués par le *SATIE* pour valider la diffusion thermique, nous allons désormais présenter les essais de dilatation thermique.

### 3.1.2 Dilatation thermique

Nous avons besoin du coefficient de dilatation thermique afin d'obtenir l'état mécanique à partir du champ thermique du substrat. En effet, le processus de fabrication peut modifier ce paramètre par rapport aux données de la littérature, notamment avec la présence de solvants et d'additifs. Or, dans notre gamme de température d'utilisation, [Debernardi *et al.*, 2001, Huntz *et al.*, 2006] montrent que les coefficients de dilatation thermique du tungstène et de l'alumine Figure 1.31 ne sont pas toujours linéaires en fonction de la température. De plus, les valeurs de dilatation thermique de l'alumine varient selon les mesures. Nous nous attacherons donc à mesurer la dilatation thermique des matériaux en fonction de la température dans la gamme de températures de -40 à 230 C.

**Technique de mesure de dilatation** La technique usuelle consiste à mesurer le déplacement d'un palpeur posé sur un échantillon de céramique. Le palpeur étant posé sur l'échantillon, il se déplace en fonction de la déformation de l'échantillon. On obtient donc une déformation de l'échantillon en fonction de la température de l'éprouvette.

Le support de l'échantillon comme le palpeur sont toutefois supposés ne pas se dilater ou avoir une dilatation négligeable devant l'échantillon à caractériser. Les matériaux utilisés pour le porte-échantillon et le palpeur sont des céramiques et leur dilatation est malheureusement comparable à celle de l'alumine. Cette mesure sera cependant effectuée, en nécessitant quelques adaptations.

En ce qui concerne le tungstène, son coefficient de dilatation thermique est inférieur à celui de l'alumine  $\alpha_a > 5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1} > \alpha_t$ . De plus, les couches de tungstène du substrat sont plus fines  $u_{0a} > 100 \mu\text{m} > u_{0t} = 10 \mu\text{m}$ . La déformation thermique du tungstène

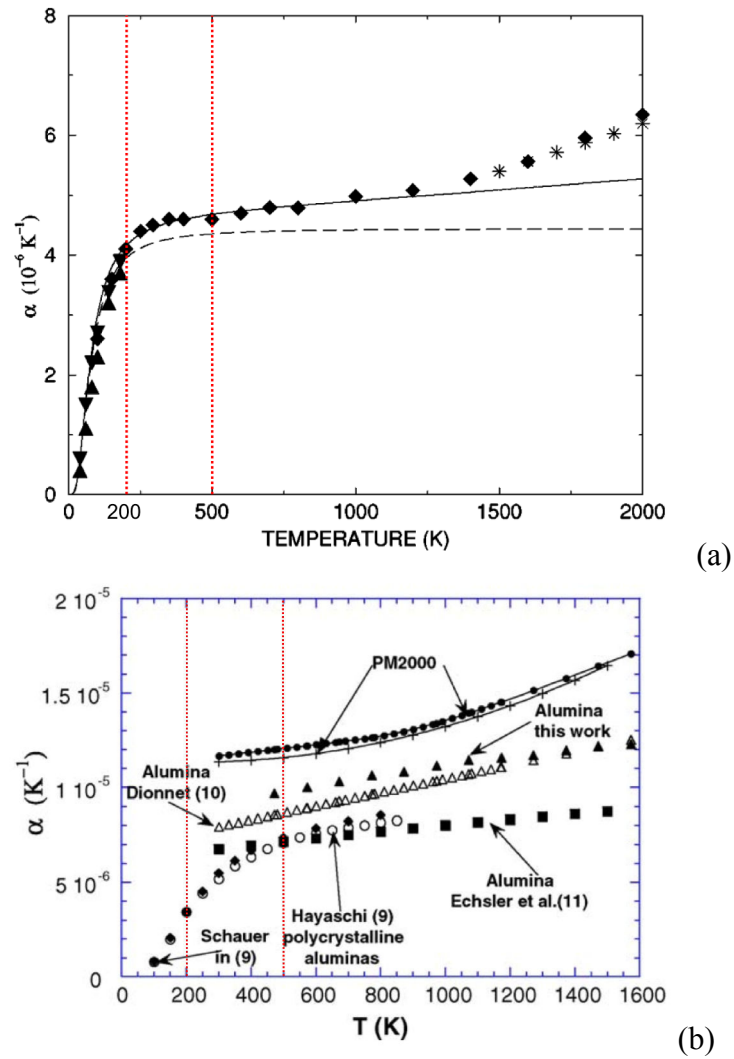


FIGURE 1.31 – Dilatation thermique (a) du tungstène, (b) de l'alumine d'après [Hayashi *et al.*, 2000, Echsler *et al.*, 2004, Dionnet, 1993]



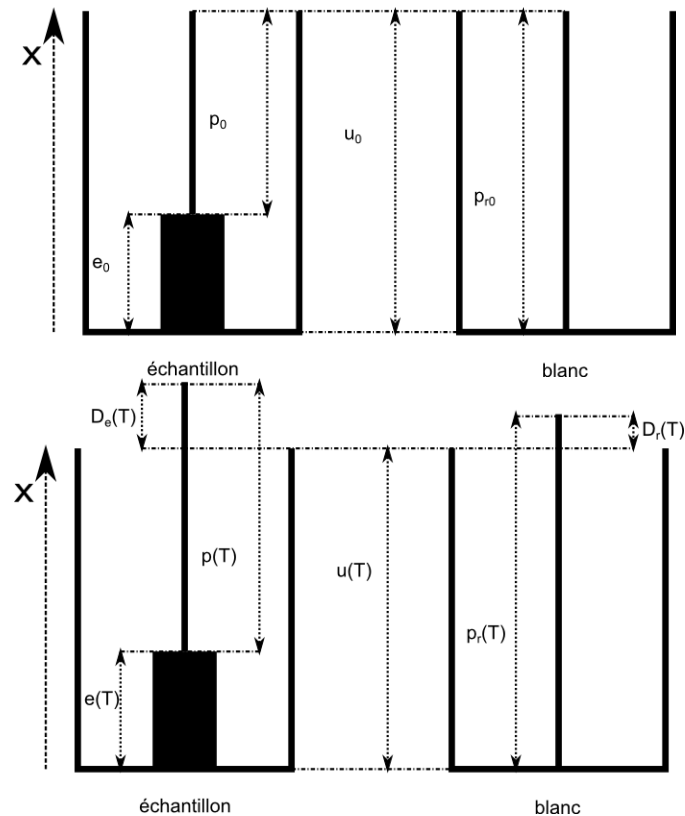


FIGURE 1.32 – Système de mesure de la machine de dilatométrie.

étant encore plus faible que la céramique, nous ne l'étudierons pas. Nous supposons qu'il ne se dilate pas.

**Prise en compte de la dilatation du système de mesure** La mesure de déformation de la céramique nécessite donc quelques ajustements. En effet, peu de machines sont capables de mesurer une si faible dilatation. Ce que l'on peut faire en revanche, c'est prendre en compte la dilatation du système de mesure. En effet, on connaît la dilatation thermique théorique  $a_p(T) = \frac{p_i(T) - p_{i0}}{p_{i0}}$  du matériau du palpeur sous forme du polynôme Equation 1.23.

$$\frac{p_i(T) - p_{i0}}{p_{i0}} = A_0 + A_1 \rightarrow T + A_2 \rightarrow T^2 + A_3 \rightarrow T^3 + A_4 \rightarrow T^4 \quad (1.23)$$

C'est une donnée que les concepteurs de la machine *Setaram Instrumentation* mettent à disposition. Cependant, le palpeur n'est pas la seule partie du système à se dilater. Le support sur lequel est posé l'éprouvette se dilate également. Pour prendre en compte la dilatation du palpeur et du porte-échantillon, nous allons mettre en place une méthodologie de mesure différentielle comme illustré Figure 1.32.

Nous allons effectuer un essai avec un échantillon et répéter l'essai dans les mêmes conditions de sollicitations thermiques (température, vitesse d'échauffement et machine

identique) sans éprouvette. C'est ce qu'on appelle un essai à blanc. On déterminera pour l'essai avec ET sans échantillon :

$u(T)$  : la taille du porte-échantillon à la température T

$u_0$  : la taille du porte-échantillon initiale

En ce qui concerne l'essai avec échantillon, on détermine :

$a_e(T)$  : la dilatation thermique de l'échantillon à la température T

$e(T)$  : la taille de l'échantillon à la température T

$e_0$  : la taille de l'échantillon initiale

$p(T)$  : la taille du palpeur à la température T avec éprouvette

$p_0$  : la taille du palpeur initiale avec éprouvette

$D_e(T)$  : le déplacement du palpeur observé en présence de l'essai avec éprouvette

Enfin, on détermine pour l'essai sans échantillon (à blanc) :

$p_r(T)$  : la taille du palpeur à la température T sans éprouvette

$p_{r0}$  : la taille du palpeur initiale sans éprouvette

$D_r(T)$  : le déplacement du palpeur observé en présence de l'essai sans éprouvette

On suppose que le porte-échantillon se dilate de manière identique  $u(T) - u_0$  dans les deux cas. La dilatation thermique de l'échantillon s'exprime selon l'Equation 1.24.

$$\frac{e(T) - e_0}{e_0} = a_e(T)(T - T_0) \quad (1.24)$$

On peut donc retrouver la dilatation de l'éprouvette grâce à l'Equation 1.25.

$$\begin{aligned} u(T) - u_0 &= e(T) - e_0 + p_e(T) - p_0 - D_e(T) \\ a_e(T) &= \frac{D_e(T) - D_r(T)}{e_0(T - T_0)} + a_p(T) \end{aligned} \quad (1.25)$$

Grâce à cette mesure différentielle, il faudra donc deux essais, un sans éprouvette et un avec pour déterminer la dilatation thermique des échantillons d'alumine.

**Choix des éprouvettes** Nous avons tout d'abord choisi d'effectuer des essais avec des éprouvettes constituées d'une couche d'alumine. En effet, on considère que la dilatation thermique est anisotrope pour les directions orthogonale et parallèle au sens de raclage dans le plan des feuilles d'alumine, Cependant, la finesse des couches (environ 200  $\mu\text{m}$  d'épaisseur) et le fait que l'on ait pas trouvé de solution pour les stabiliser durant la mesure nous a poussé à demander d'autres éprouvettes à *Egide*. Ces éprouvettes sont constituées de plusieurs couches de même direction de raclage, ou de différentes directions de raclage afin d'être épaisses et donc d'être stables. La grande taille des éprouvettes a été choisie pour faciliter la mesure de leurs déformations thermiques. Cela a été constaté comme

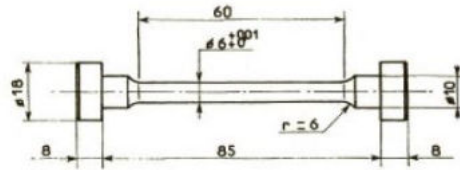


FIGURE 1.33 – Exemple d'éprouvette utilisées pour l'identification de loi de comportement [Lemaitre et Chaboche, 2004].

nécessaire après les essais infructueux précédents. Cependant, elles devaient aussi pouvoir entrer dans le dispositif d'essai.

Pour la dilatation thermique dans la direction orthogonale au plan des feuilles de céramique, nous n'avons pas effectué de mesure. En effet, les couches de céramiques étant fines, nous ne pouvions pas effectuer de mesures avec les éprouvettes constituées d'une couche. Puis, nous n'avons pas demandé d'éprouvettes spécifiques pour cette direction, ce qui nous aurait probablement permis de l'identifier. Nous considérerons toutefois a priori que la dilatation thermique est une moyenne des deux directions. Cette approximation a un impact négligeable si lorsque l'on considère que cette direction est libre de contraintes.

Une fois le comportement de dilatation des matériaux identifié, il nous faut identifier leur loi de comportement mécanique pour établir le champ de contraintes.

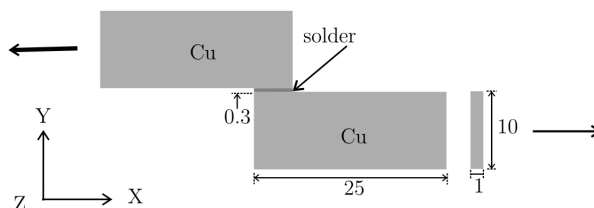
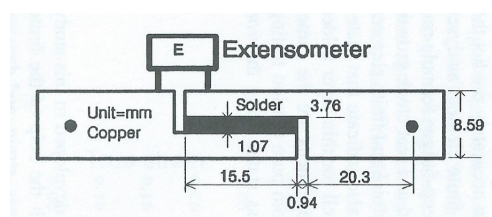
## 3.2 Comportement mécanique du substrat

Afin d'identifier le champ mécanique du substrat, nous allons préciser le choix de nos essais de comportement mécanique.

### 3.2.1 Comportement mécanique du tungstène

Le tungstène, selon son comportement, peut modifier le comportement global du substrat. En effet, il peut relaxer des contraintes de l'alumine s'il se déforme plus, et peut en accentuer s'il se déforme moins. Nous devons donc observer son comportement mécanique. Pour identifier le comportement du tungstène des pistes, il faut considérer que ces couches d'une dizaine de microns vont subir des gradients de contraintes. A de telles échelles, le comportement du tungstène pourrait être différent du comportement d'un métal à de plus grandes échelles.

**Spécificités dues à la finesse des pistes de tungstène** La finesse des pistes nous empêche de faire des éprouvettes d'un volume aussi important que présenté Figure 1.33. Habituellement, lorsque l'on effectue des identifications mécaniques sur les métaux, le comportement est estimé à partir d'essais de traction sur de telles éprouvettes. Ces éprouvettes cylindriques ou plates sont dimensionnées pour ne pas flamber lorsqu'elles sont utilisées en compression. De plus, le volume de matière sollicité est suffisant pour être utilisé en mécanique des milieux continus ( $10^{-4}$ taille microstructure < taille structure).

FIGURE 1.34 – Schéma de l'essai de cisaillement effectué par [Matin *et al.*, 2007].FIGURE 1.35 – Schéma de l'essai de cisaillement effectué par [Ju *et al.*, 1994].

Or, le dépôt du tungstène par sérigraphie sur les couches d'alumine ne permet pas d'obtenir une éprouvette centimétrique uniquement composée de tungstène. Les éprouvettes seraient compliquées à fabriquer et ne seraient pas représentatives du comportement aux dimensions micrométriques. Nous allons donc devoir effectuer des essais permettant de solliciter une fine couche de matériaux pour caractériser le tungstène des substrats. L'interface entre tungstène et alumine au niveau des pistes n'étant pas nette, le comportement du tungstène étudié prendra aussi en compte l'interface. L'épaisseur de tungstène étant d'une dizaine de micromètres, un essai de traction n'est pas envisagé.

**Choix d'un essai de cisaillement** Pour la tenue mécanique de composants, en présence d'interfaces ou de couches de faible taille, des essais de type cisaillement sont généralement utilisés. On peut voir un schéma d'essais de [Matin *et al.*, 2007], Figure 1.34, et de [Ju *et al.*, 1994], Figure 1.35, sur des matériaux de type métal pour la brasure. En effet, ce type d'essai permet de vérifier l'intégrité des brasures entre deux couches de matériaux. Cela est adapté pour le comportement des fines couches de tungstène qui sont entre deux couches d'alumine. Nous envisageons donc d'effectuer ce type d'essais de cisaillement sur le tungstène. Nous avons vu précédemment qu'avec la présence de gradients de contraintes provenant de la puce, de contraintes résiduelles et une possible anisotropie de la puce, c'est effectivement entre les deux couches d'alumine que sont susceptibles de se concentrer les efforts. Or, les pistes de tungstène se situent entre les couches d'alumines. Les efforts principaux subis par le tungstène ont donc de fortes chances d'être des efforts de cisaillement dans le substrat.

Si [Ju *et al.*, 1994] font ce type d'essais pour observer le comportement de fatigue-fluage des matériaux en cisaillement et valider leur modèle, [Matin *et al.*, 2007] l'utilisent pour évaluer l'endommagement et la fissuration d'une brasure. Pour observer le champ de

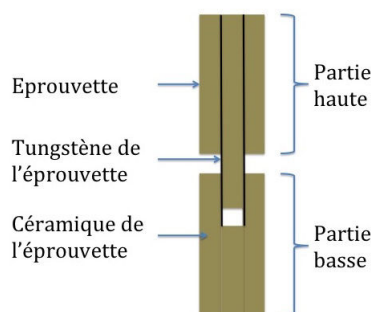


FIGURE 1.36 – Schéma de l'éprouvette de cisaillement choisie pour nos essais

déformations, la corrélation d'images est utilisée. En ce qui nous concerne, l'épaisseur des pistes étant faible (pour eux il s'agit d'une centaine de microns, pour nous d'une dizaine), nous voulions en premier lieu utiliser une loi de comportement d'interface simple. Dans un essai de cisaillement, [Roca et Araiza, 2010] ont utilisé une loi de friction de type Mohr-Coulomb [Coulomb, 1773]. C'est ce type de loi qui leur a permis de caractériser le comportement du matériau à l'interface. Cette loi de friction définit un coefficient reliant l'effort normal et l'effort tangentiel aux déplacements relatifs à deux surfaces en contact. Elle n'est valable qu'à partir d'un effort normal suffisant par rapport à l'effort tangentiel.

Pour nous, l'idée la plus simple pour mesurer les efforts et déplacements du tungstène est donc un essai semblable à celui Figure 1.35 et 1.34. On y sollicite l'interface de manière indirecte en appliquant des efforts tangentiels sur des matériaux céramiques reliés par l'interface. [Matin *et al.*, 2007] utilisent une machine spécifique. L'éprouvette de caractérisation sur laquelle nous travaillerons dans cette étude sera utilisable pour une machine d'essai plus classique. Pour cela, nous nous sommes au départ inspiré de l'éprouvette de la Figure 1.34. Cependant, comme nous avons imaginé tous nos essais sur des machines usuelles, nous souhaitions pouvoir faire des essais en traction ou en compression. Et ce qui m'a semblé le plus simple était de faire de la compression. Or, pour faire de la compression, il faut une surface de contact avec les appuis assez larges afin de s'assurer que l'éprouvette ne flambe pas trop facilement. L'éprouvette Figure 1.35 permet d'augmenter cette surface de contact. Enfin, afin que la déformation du tungstène ne puisse pas faire flamber l'éprouvette, nous avons imaginé d'avoir une éprouvette symétrique. Nous avons donc obtenu une éprouvette telle que présentée Figure 1.36. On y voit trois couches de céramique en épaisseur. L'éprouvette est en deux parties rattachées uniquement par le tungstène des pistes. Le tungstène est ainsi sollicité en cisaillement lorsque l'éprouvette est sollicitée de manière verticale, que ce soit en traction ou en compression.

**Essais de fatigue** Pour les propriétés de fatigue du tungstène, les éprouvettes utilisées habituellement sont similaires à celles de la Figure 1.33. Elles sont cylindriques, ont des talons adaptés et sont plus petites afin de pouvoir être sollicitées de manière alternée en traction et compression sans flamber. Nous n'avons pas envisagé d'utiliser des éprouvettes de dimensions similaires. Nous utiliserons donc le même type d'éprouvette que pour étu-

dier le comportement monotone du tungstène. Le montage sera le même, cependant les sollicitations seront répétées de manière cyclique.

### 3.2.2 Comportement mécanique de l'alumine

Une fois le comportement du tungstène identifié, celui de la céramique est essentiel pour déterminer le comportement du substrat entier. Nous considérons que l'alumine a un comportement élastique fragile. Il faut donc identifier dans un premier temps son module d'Young qui permet de déterminer le comportement élastique du matériau. De plus nous souhaitons effectuer ces essais sur des éprouvettes de petite taille pour avoir un comportement représentatif aux faibles volumes.

**Problématique de la fragilité de la céramique** Des éprouvettes similaires à celles de la Figure 1.33 mais de plus petites tailles pourraient être envisagées en céramique HTCC. Cependant, ces éprouvettes ont des extrémités appelées talons, afin d'être maintenues par des mors. Les mors sont les parties de la machine qui doivent s'accrocher en pinçant et/ou en tirant sur les talons des éprouvettes. Les talons sont plus larges que la zone utile de l'éprouvette et ont des congés afin de s'assurer que c'est le centre de l'éprouvette qui est sollicité lors d'un essai pour les métaux.

Or, la céramique étant un matériau élastique fragile, elle contient des défauts distribués de façon homogène. Les défauts, en concentrant les efforts par exemple au niveau des congés, pourraient générer une rupture brutale sans que l'on ait atteint des efforts suffisants pour identifier le comportement. Les essais de traction sont donc particulièrement difficiles à mettre en œuvre avec des matériaux céramiques.

Il est alors plus adapté d'effectuer un essai de compression et d'éviter l'utilisation de mors. Cependant, nous souhaiterions utiliser des essais similaires aux essais de rupture. Or nous avons imaginé les essais de rupture de la céramique avec une loi de Weibull avant les essais de comportement. La loi de Weibull ne considère comme sollicitations que celle de traction. Les essais de compressions ne nous satisfont donc pas. On ne souhaite pas mettre en place d'essais de traction ou de compression dans notre cas.

**Évaluation du module d'Young en flexion quatre points** Nous utiliserons donc un autre type d'essai : des essais de flexion quatre points que l'on représente Figure 1.37. Afin d'évaluer le module d'Young, lors de ces essais de flexion, il est nécessaire d'identifier les champs de contraintes et de déformation dans l'éprouvette en flexion.

**Champs de contraintes sous flexion quatre points** L'éprouvette est assimilable à une poutre rectangulaire en résistance des matériaux. On calcule donc la contrainte dans une poutre rectangulaire soumise à une flexion quatre points, comme indiqué Figure 1.37. On utilise les hypothèses usuelles de la résistance des matériaux et on fait une hypothèse d'élasticité linéaire dans le comportement de la céramique. On obtient donc le champ des

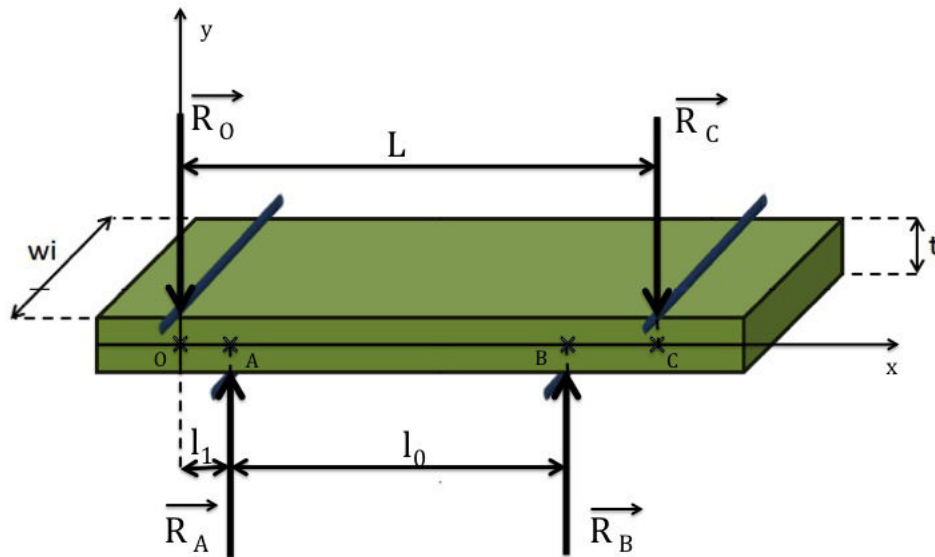


FIGURE 1.37 – Schéma de l'essai de flexion quatre points

contraintes dans la poutre en fonction du point M de coordonnée x Equation 1.26.

$$s_{xx} = \frac{12y}{t^3w} \begin{cases} x \frac{(l_1 - L)R_A + (l_1 + l_0 - L)R_B}{L} & \text{pour } x \leq l_1 \\ x \frac{l_1 R_A + (l_1 + l_0 - L)R_B}{L} & \text{pour } l_1 < x < l_1 + l_0 \\ (l_1 R_A + (l_1 + l_0)R_B) \left( \frac{x}{L} - 1 \right) & \text{pour } x > l_1 + l_0 \end{cases} \quad (1.26)$$

Si l'on considère que la sollicitation des efforts est symétrique, alors  $l_1 = \frac{L - l_0}{2}$  et  $R_A = R_B$  et  $s_{xx}$  représentant les contraintes s'exprimera comme montré Equation 1.27.

$$s_{xx} = \frac{12y}{t^3w} \begin{cases} x R_A & \text{pour } x \leq \frac{L - l_0}{2} \\ \frac{L - l_0}{2} R_A & \text{pour } \frac{L - l_0}{2} < x < \frac{L + l_0}{2} \\ R_A \left( \frac{x - L}{L} \right) & \text{pour } \frac{L + l_0}{2} < x < L \end{cases} \quad (1.27)$$

Connaître le champ de contraintes dans l'éprouvette est un début pour identifier le module d'Young de la céramique. Cependant, il faut aussi connaître le champ de déformations dans l'éprouvette au même moment pour identifier correctement le module d'Young.

**Évaluation des déformations d'une poutre en flexion 4 points** Pour obtenir le champ de déformations, la déformation, et donc la déflexion des éprouvettes, est mesurée. On obtient ainsi la déformation dans la poutre. Nous savons que la flèche  $y = f(x)$  de l'élément sollicité, c'est-à-dire le déplacement de l'élément sollicité par rapport à sa position initiale, dépend du moment des efforts d'après les hypothèses précédentes.

Nous nous limitons à l'étude de la courbure de la poutre entre les deux appuis pour une éprouvette de flexion quatre points. On obtient donc une flèche qui a la forme d'un polynôme du troisième degré entre les appuis intérieurs ( $l_1$  et  $l_0$ ) en utilisant la loi de comportement élastique ainsi que les relations usuelles entre la déformée de la poutre et sa déformation locale.

$$y_f(x) = \frac{12}{Et^3w} \left( x^3 \frac{l_1 R_A + (l_1 + l_0 - L) R_B}{6L} + x^2 \frac{l_1 R_A}{2} + A_2 x + B_2 \right) \quad (1.28)$$

Si l'on suppose que le chargement est symétrique ( $\frac{L-l_0}{2} = l_1$  et  $R_A = R_B$ ), alors on obtient entre les deux appuis ( $\frac{L-l_0}{2}$  et  $\frac{L+l_0}{2}$ ) un polynôme du second degré.

$$y_f(x) = \frac{3}{Et^3w} (x^2 (L - l_0) R_A + 4A_2 x + 4B_2) \quad (1.29)$$

On sait donc que, d'après nos hypothèses d'élasticité et d'application de la résistance des matériaux, la forme de la flèche de la poutre sera un polynôme du second degré.

Grâce à la loi de Hooke, on identifie ainsi le module d'élasticité de la céramique. Des photographies de l'essai seront effectuées pour mesurer la déformation de l'éprouvette. Nous aurons ainsi une précision à la centaine de microns près du déplacement. Les conditions de la mécanique des milieux continus seront respectées car le volume de l'éprouvette est bien supérieur au volume de la microstructure sachant que les plus gros grains de céramique ont une dimension maximum de  $10 \mu\text{m}$  ( $200 \mu\text{m} \rightarrow 5 \text{mm} \rightarrow 30 \text{mm} > 1000 \mu\text{m}^3$ ).

Pour étudier le comportement en fatigue de la céramique, nous utiliserons le même type d'essais. Nous solliciterons la céramique en flexion en fatigue durant un certain nombre de cycles pour un effort fixé. Par la suite, nous évaluerons son module d'Young et son comportement à rupture après fatigue. Ainsi, nous analyserons l'effet des sollicitations préalables de fatigue sur le comportement du matériau. Pour évaluer la rupture de la céramique grâce au champ de contraintes que nous obtiendrons, nous chercherons à évaluer la loi de Weibull à utiliser.

### 3.3 Comportement à rupture du substrat

Nous venons donc de présenter les essais que nous effectuerons pour caractériser les comportements mécaniques de la céramique et du tungstène. Le substrat va être soumis à des sollicitations thermiques et donc mécaniques de fatigue comme expliqué Section 2.2 Page 27. La fatigue est une succession de sollicitations ne dépassant généralement pas le seuil d'élasticité d'une structure. Elle peut avoir plusieurs conséquences :

- Créer et propager des fissures.
- Provoquer une rupture brutale du matériau.

Nous allons maintenant présenter les deux lois de comportement à rupture utilisées dans le modèle de [Pietranico, 2010] et que nous utiliserons si possible dans notre modèle. Puis, à l'aide des essais pour caractériser la loi de Weibull et l'élasticité de la céramique, nous pourrions expliquer notre méthode d'évaluation des contraintes résiduelles de fabrication.



### 3.3.1 Loi de Weibull

La loi de Weibull est une loi de comportement à rupture fragile. Le comportement fragile d'un matériau se traduit par un comportement élastique puis une rupture brutale. Celle-ci a lieu lorsque la sollicitation a atteint la contrainte critique. On peut définir la contrainte à rupture comme une contrainte provoquant une fissuration et par conséquent la rupture du substrat. Cependant, la céramique est un matériau possédant de manière intrinsèque des micro-défauts statistiquement distribués dans son volume, comme les porosités déjà observées. Il faut donc considérer que ces défauts peuvent se propager et provoquer la rupture du substrat dès l'initiation d'une fissure. On suppose que la première fissure mène à la rupture complète. On exclut donc la possibilité d'un arrêt de fissure ou d'effets bénéfiques que pourraient avoir les défauts. Nous allons modéliser la rupture de la céramique par une loi définissant une probabilité de rupture en fonction du champ de contraintes du substrat. En effet, nous nous appuyons sur les travaux de [Pietranico, 2010] et la loi de Weibull semble adaptée, l'alumine étant un matériau poreux et son comportement fragile.

**Loi de Weibull** La loi de [Weibull, 1951] est une loi de probabilité de rupture qui donne une probabilité de rupture pour un volume  $V$  et une contrainte  $s$  donnés. Les grandeurs à considérer sont :

$P_R$  : La probabilité de rupture.

$P_S$  : La probabilité de survie.

$\langle s \rangle$  : La contrainte de traction (et donc positive) exercée sur l'élément de volume.

$V$  : Le volume de matière considéré.

Nous n'utiliserons que les contraintes principales pour évaluer la probabilité de rupture. En effet, la contrainte principale maximale correspond à la contrainte de traction maximum. Or, dans notre approche, c'est la contrainte maximum la plus importante. La loi de Weibull prend cette forme :

$$P_R^V(s) = 1 - e^{-\left(\frac{s}{s_0}\right)^m} \quad (1.30)$$

Cela traduit que lorsque la contrainte est forte, la probabilité de rupture tend vers 1 et lorsque la contrainte est nulle ou négative, la probabilité de rupture est nulle. La contrainte  $s_0$ , elle, correspond à une contrainte pour laquelle la probabilité de rupture est aux alentours de 63%.

Certains matériaux ont une contrainte à rupture moyenne plus grande que d'autres ou/et une distribution des contraintes à rupture différente. Mais pour un même matériau, la fabrication, le volume et la contrainte étant considérés comme identiques, la loi est la même. En effet, la répartition et la taille des défauts, ainsi que le comportement du matériau seront identiques.

Pour un matériau différent, si la répartition et la taille des défauts varient, comme Figure 1.38, on fait varier  $m$ , ce qui fait varier la largeur de la distribution des contraintes

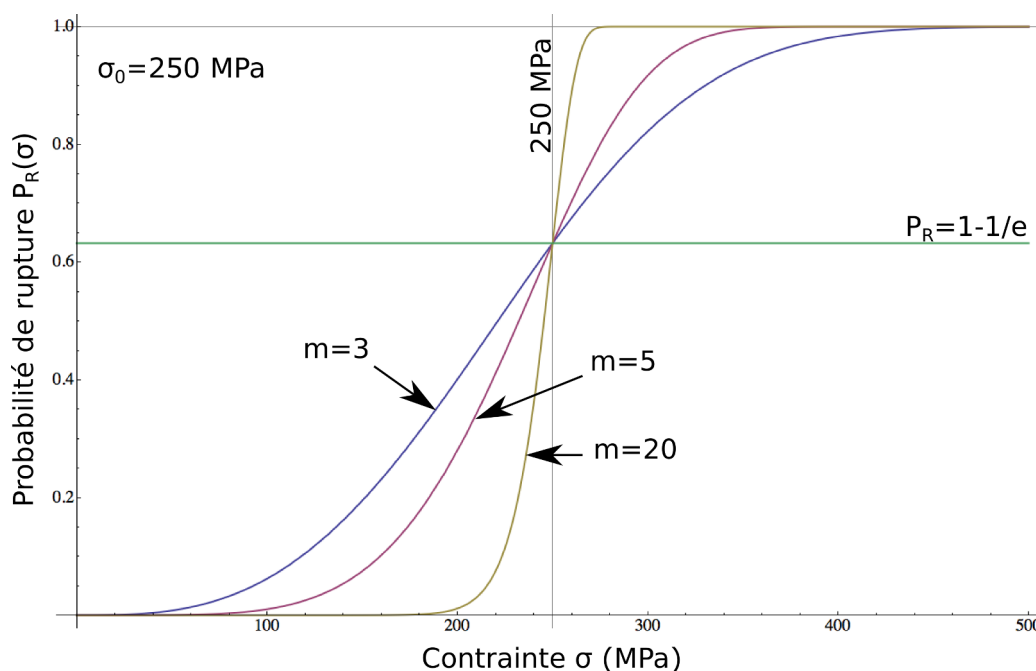


FIGURE 1.38 – Loi de Weibull présentant la probabilité de rupture en fonction de la contrainte appliquée. Effet de la variation du paramètre  $m$ .

à rupture. De même, si l'on fait varier  $s_0$ , comme Figure 1.39, on fait varier la contrainte moyenne à rupture. Pour chaque matériau, les paramètres à établir sont donc  $s_0$  et  $m$ .

Les paramètres de la loi de Weibull  $s_0$  et  $m$  sont déterminés pour un seul volume de matière et une contrainte homogène dans le volume. Si l'on prend différents volumes et que l'on calcule la contrainte moyenne à rupture, on obtient l'effet visible Figure 1.40. Plus le volume testé est faible, plus la distribution des efforts à rupture est large. Plus le volume d'une éprouvette est grand, moins la contrainte à rupture est grande et plus la dispersion des résultats est faible. On explique cela de la manière suivante : plus la quantité de matière testée est grande, plus la probabilité de rencontrer un défaut est importante. Le volume de matière se casse donc à de plus faibles contraintes. Inversement, plus la quantité de matière est petite, plus la probabilité de rencontrer un défaut est faible, et plus la distribution de ruptures est large. Figure 1.41, on peut voir que la loi de Weibull respecte ce type d'observations,  $m$  et  $s_0$  n'étant pas modifiés. Plus le volume est large, plus la distribution des contraintes à rupture est faible. Il faut donc adapter cette loi pour différents volumes. Or, la loi de Weibull est une loi statistique propre à chaque volume. Et il faut un nombre représentatif d'échantillons pour l'identifier avec suffisamment de précision pour chaque volume.

**Loi de Weibull pour différents volumes** Nous allons maintenant modifier la loi de Weibull afin de l'adapter à différents champs de contraintes et volumes, en reprenant les travaux de [Pietranico, 2010]. On obtiendra ainsi une loi propre au matériau, indépendante

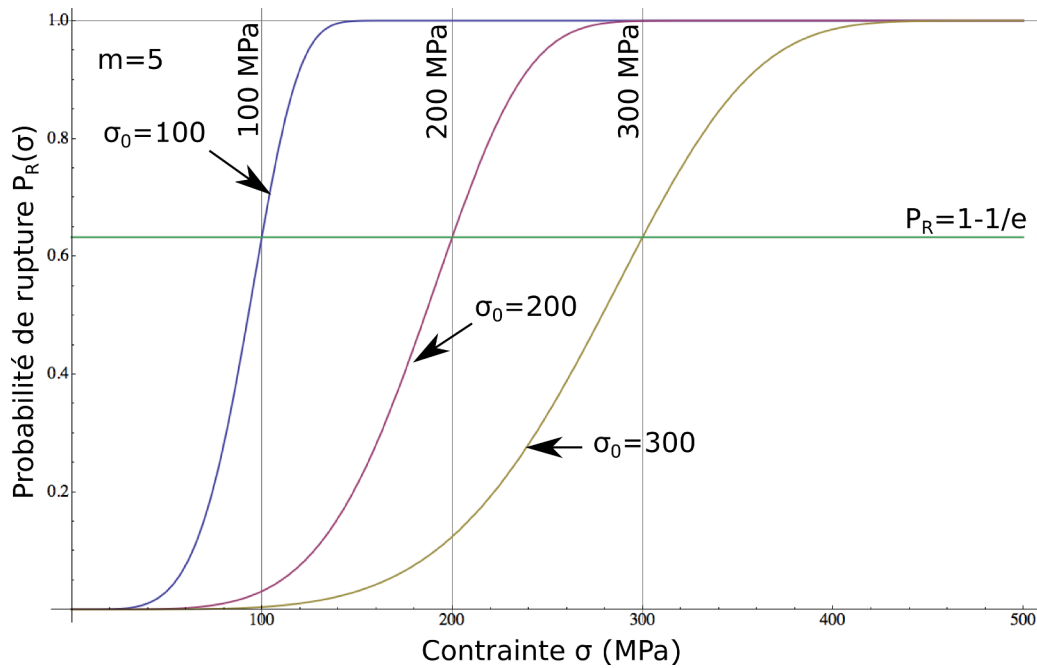


FIGURE 1.39 – Loi de Weibull présentant la probabilité de rupture en fonction de la contrainte appliquée. Effet de la variation du paramètre  $s_0$ .

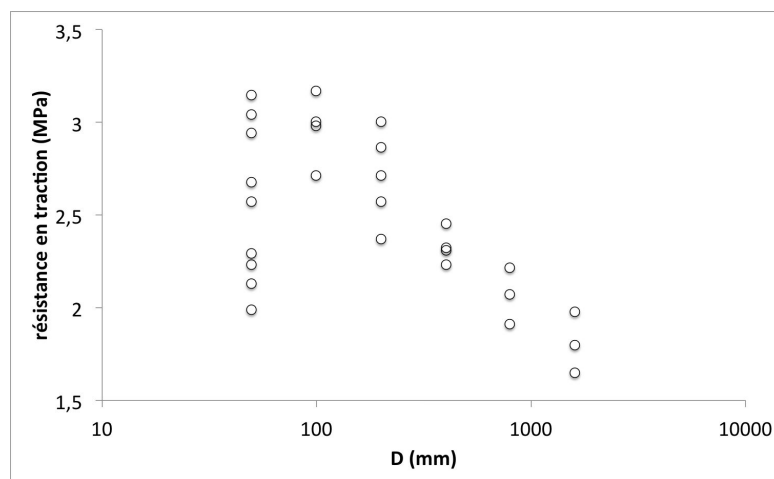


FIGURE 1.40 – Illustration avec des résultats de [van Vliet et van Mier, 2000] par des essais sur béton de l'effet de la taille d'un volume sous rupture fragile sur la distribution des efforts à rupture.

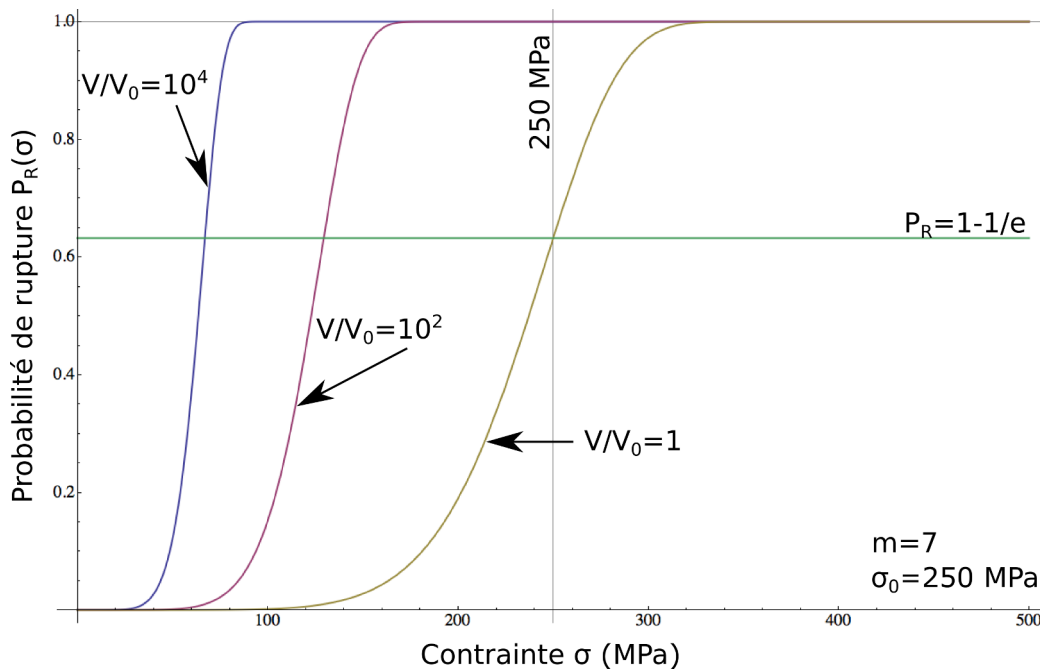


FIGURE 1.41 – Illustration de l'influence du volume sur la loi de Weibull.

de la géométrie du substrat étudié.

Pour commencer, les paramètres  $m$  et  $s_0$  ont été identifiés sur un volume  $V_0$  que l'on considère comme le volume de référence par la suite. On sollicite un volume de matière  $V = NV_0$  sous une contrainte homogène  $s$ . La probabilité de survie du volume  $V$  sera égale au produit des probabilités de survie de chacun des sous-volumes  $V_0$ . En effet d'après la théorie du maillon le plus faible, s'il y a une fissure qui s'initie, c'est l'ensemble du volume qui rompt. De même, si on subdivise un volume en différents sous-volumes, et que l'un des sous-volumes se rompt, c'est tout le volume qui rompt. Pour que la pièce ne casse pas, il faut donc que tous les sous-volumes  $V_0$  résistent. C'est donc un ET logique qui est nécessaire entre les probabilités de survie des différents sous-volumes. Ainsi, cela se traduit par un produit des probabilités de survie. Donc nous pouvons obtenir, Equation 1.31, une nouvelle expression de la probabilité de rupture.

$$\begin{aligned}
 P_R^V(s) &= 1 - P_S^V(s) \\
 &= 1 - e^{-\frac{V}{V_0} \left(\frac{s}{s_0}\right)^m}
 \end{aligned}
 \quad (1.31)$$

**Loi de Weibull pour un champ de contraintes hétérogène** Nous allons évaluer les probabilités de rupture pour un champ de contraintes  $s(V_i)$  hétérogène dans la structure. Supposons que le volume  $V$  soit constitué de sous-volumes  $V_i$  soumis chacun à une contrainte  $s(V_i)$ ,  $i$  variant de 1 à  $N$ . Alors la probabilité de rupture de  $V$  se calcule dans ce

cas comme décrit Equation 1.32.

$$\begin{aligned} P_R^V(\mathbf{s}(V)) &= 1 - P_S^V(\mathbf{s}(V)) \\ &= 1 - e^{-\sum_{i=1}^N \frac{V_i}{V_0} \left(\frac{\langle \mathbf{s}(V_i) \rangle}{s_0}\right)^m} \end{aligned} \quad (1.32)$$

Si maintenant le volume  $V$  est constitué d'une infinité de sous-volumes, on obtient la formulation de l'Equation 1.33.

$$P_R^V(\mathbf{s}(x, y, z)) = 1 - e^{-\int_V \left(\frac{\langle \mathbf{s}(x, y, z) \rangle}{s_0}\right)^m \frac{dV}{V_0}} \quad (1.33)$$

Où  $\langle \mathbf{s}(x, y, z) \rangle$  est la partie positive de la contrainte de traction en un point. Si un volume reste élastique, il est possible d'exprimer le champ de contraintes en un point en fonction de la contrainte maximum dans le volume. Cette contrainte maximum dans la pièce exprime l'intensité du champ de contraintes. Le champ de contraintes dépend de la contrainte maximum ainsi que la fonction  $H(x, y, z)$  qui représente l'hétérogénéité du champ de contraintes dans l'Equation 1.34.

$$\langle \mathbf{s}(x, y, z) \rangle = s_{max} H(x, y, z) \quad (1.34)$$

On introduit alors la notion de volume effectif pour une structure que l'on exprime comme dans l'Equation 1.35. Celui-ci prend en compte l'hétérogénéité du champ de contraintes.

$$V_{eff}(\mathbf{s}(x, y, z)) = \int_V (H(x, y, z))^m dV \quad (1.35)$$

La probabilité de rupture, Equation 1.36, dépend maintenant d'un volume effectif et de la contrainte maximum.

$$P_R^V(\mathbf{s}(x, y, z)) = 1 - e^{-\frac{V_{eff}(\mathbf{s}(x, y, z)) s_{max}^m}{V_0 s_0^m}} \quad (1.36)$$

Afin de pouvoir comparer les probabilités de rupture de différents volumes, on modifie la loi pour prendre en compte simultanément toutes les tailles de volume. On fait ainsi apparaître la contrainte de Weibull  $s_W$ , représentée Equation 1.37, qui est homogène à une contrainte.

$$s_W = s_{max} \left( \frac{V_{eff}}{V_0} \right)^{\frac{1}{m}} \quad (1.37)$$

Elle exprime par un scalaire l'effet du champ de contraintes et de taille dans la probabilité de rupture Equation 1.38.

$$P_R(\mathbf{s}) = 1 - e^{-\left(\frac{s_W}{s_0}\right)^m} \quad (1.38)$$

Dans cette nouvelle expression de la loi de Weibull, on garde la même valeur et signification pour les paramètres  $s_0$  et  $m$ . Pour identifier les coefficients, des essais adaptés aux petites échelles seront décrits par la suite.

**Essais d'identification de la loi de Weibull** La loi de Weibull a déjà été utilisée en électronique par [Bermejo *et al.*, 2011] pour caractériser la rupture fragile d'un substrat LTCC multicouche. Cependant, cet essai était pour un chargement multiaxiale et en considérant une contrainte maximum. Ici, nous souhaitons nous affranchir du choix de la contrainte maximum et prendre en compte le champ de contraintes et le volume entier. Pour cela, nous utiliserons la loi de Weibull Equation 1.38, modifiée dans le but de nous affranchir de sa dépendance au volume. Ainsi, cette loi de Weibull est une loi matériau. Il faut donc considérer un matériau représentatif homogène. Pour avoir un volume effectif représentatif de la céramique, il faut que la dimension de la microstructure matériau soit suffisamment faible par rapport à la taille du volume. Un volume effectif de l'éprouvette d'une cinquantaine de micromètres de côté est nécessaire car c'est le volume d'homogénéisation de la céramique que nous choisissons en considérant que les grains de céramique ont une taille maximum de  $10\ \mu\text{m}$ . Afin de prendre en compte la variabilité des volumes, nous choisissons des éprouvettes de tailles différentes. Ainsi, on identifiera la loi de Weibull pour différents volumes. Pour identifier les coefficients, des essais adaptés aux plus petites échelles seront tout de même nécessaires. En effet, plus le volume effectif est faible, mieux les éventuels effets d'échelle seront pris en compte, et la loi de comportement pourra être facilement étendue aux échelles plus grandes grâce à la théorie du maillon faible. Un volume plus grand permet d'avoir une distribution des contraintes à rupture plus resserrée et nécessite donc moins d'éprouvettes pour identifier les coefficients. Donc, en ayant plusieurs volumes effectifs différents, nous aurons des valeurs  $S_0$  et  $m$  précises comme expliqué Section 3.3.1 Page 54 et nous serons sûrs de prendre en compte des éventuels effets d'échelle. Nous avons donc choisi de prendre en compte plusieurs volumes effectifs différents.

Comme nous l'avons précisé Section 3.2.2 Page 51, nous allons effectuer des essais de flexion, et cela, pour plusieurs raisons. En général, les essais effectués sont des essais de traction ou compression simple avec des éprouvettes sans talons. Cependant, ce type d'éprouvettes présente l'inconvénient d'être de la taille du volume effectif. Cela signifie qu'il faudrait fabriquer des éprouvettes de  $50\ \mu\text{m}$  de côté et les solliciter, ce qui nous a paru complexe au niveau des manipulations. Il y aurait un risque de les briser avant même de faire des essais, ce n'est donc pas envisageable. Ainsi, nous effectuerons des essais de flexion trois points pour lesquels nous allons évaluer les volumes effectifs correspondants.

Pour calculer le volume effectif, on se réfère à la définition du volume effectif Equation 1.35 et nous calculons le champ de contraintes.

**Champ de contraintes sous flexion trois points** L'éprouvette est assimilable à une poutre rectangulaire en résistance des matériaux. On considère une poutre rectangulaire en flexion trois points, comme montré Figure 1.42. On peut calculer son champ de contraintes grâce aux hypothèses et formules usuelles de la résistance des matériaux. On obtient donc le champ des contraintes dans la poutre en fonction du point M de coord

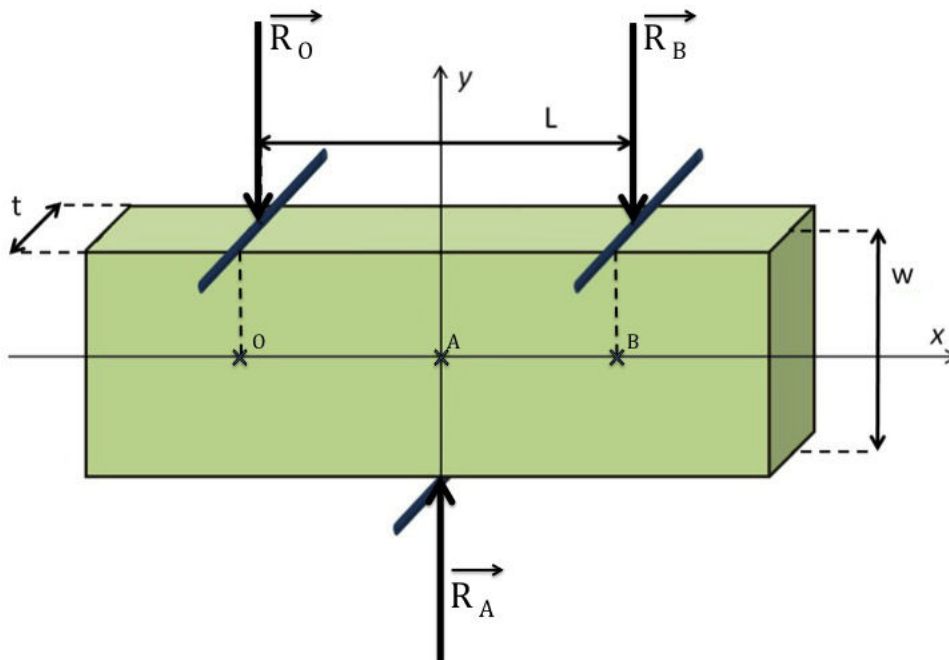


FIGURE 1.42 – Schéma de l'essai de flexion trois points

donnée x Equation 1.39.

$$s_{xx} = \frac{6yR_A}{(w)^3t} \begin{cases} \frac{L}{2} + x & \text{pour } x \leq 0 \\ x & \text{pour } x > 0 \end{cases} \quad (1.39)$$

**Définition des éprouvettes** [Glandus et Boch, 1984] ont déterminé qu'à partir de 50 éprouvettes l'erreur pour leur coefficient  $m$  était inférieure à 10% et inférieure à 5% pour  $s_0$ . De plus, ils ont trouvé que les coefficients  $m$  de Weibull étaient aux alentours de  $m = 12$  pour leurs céramiques industrielles polycristallines fines.

Pour les essais, nous avons donc choisi d'effectuer des essais sur une cinquantaine d'éprouvettes de chaque volume effectif pour identifier les coefficients de Weibull. On a choisi une longueur entre les appuis de  $L = 30$  mm. Les dimensions des éprouvettes sont les suivantes :

- $200 \mu\text{m} \rightarrow 15 \text{ mm} \rightarrow 40 \text{ mm}$ , avec un volume effectif de  $V_{eff} = 0,089 \text{ mm}^3$ , qui correspond à un cube de  $0,45 \text{ mm}$  de côté.
- $200 \mu\text{m} \rightarrow 2,5 \text{ mm} \rightarrow 40 \text{ mm}$ , avec  $V_{eff} = 0,044 \text{ mm}^3$ , correspondant à un cube de  $0,35 \text{ mm}$  de côté.

Nous souhaitons faire des essais pour 3 volumes effectifs différents, cependant nous n'avons pas eu le temps de préparer les essais pour le troisième type d'éprouvette qui était un peu plus complexe à mettre en place. Nous avons donc deux volumes effectifs différents. Cependant, ceux-ci n'atteignent pas des dimensions de l'ordre de  $50 \mu\text{m}$  pour

avoir un volume faible mais homogène comme expliqué précédemment. L'épaisseur des éprouvettes ne peut être plus petite et elles atteignent des tailles déjà difficilement manipulables. En effet, on aurait besoin de taille de volume effectif de  $0,000125 \mu\text{m}^3$  et donc de taille d'éprouvette et d'essai tels que  $L = h = 0,45 \mu\text{m}$ . Malgré tout, la taille du volume effectif des éprouvettes choisies reste plus faible que les volumes du substrat. Nous supposons donc qu'à partir d'un champ de contraintes, nous pourrions estimer le comportement à rupture du substrat.

Les coefficients de Weibull identifiés nous permettront d'évaluer pour un volume sollicité ses probabilités de rupture, et donc la rupture fragile de la céramique. Il s'agira ensuite de comparer la loi de Weibull obtenue avec une loi de Weibull pour une céramique sollicitée en fatigue. On observera alors l'effet de la fatigue sur la rupture de l'alumine.

### 3.3.2 Évaluation de la fissuration dans la céramique

Nous venons de voir que la céramique aurait un comportement de rupture fragile. Cependant, la structure du substrat comprend aussi des parties en tungstène qui nous semblaient pouvoir modifier son comportement au début de l'étude. Par exemple, [Dupont, 2006] a observé une fissuration du substrat dans la céramique comme on l'a vu Figure 1.12 Section 1.12 Page 20. Il s'agit ici de présenter un moyen de modéliser la propagation de fissure possible du substrat.

La modélisation de rupture et de fatigue doit prendre en compte la sollicitation de la structure en fatigue. La durée de vie d'une structure peut être limitée lorsqu'elle est sollicitée en fatigue. En effet, les sollicitations ne dépassent pas le domaine d'élasticité de façon globale. Cependant, la présence de singularités géométriques peut concentrer les contraintes et faire apparaître des zones endommagées ou plastifiées. Les interfaces (interfaces céramique-céramique, interfaces tungstène-céramique), les formes complexes et les *accidents* géométriques (trous, vias. . .) concentrent les contraintes : leurs présences seront donc sources de gradients de contraintes et pourront induire une rupture. Ainsi, les gradients de contraintes présentés Section 2.2 Page 27 peuvent faire évoluer un défaut en fissure et provoquer la rupture de la structure.

L'objectif de la mécanique linéaire de la rupture est de déterminer si une fissure se propagera ou non dans une structure. Le comportement global considéré de la structure est élastique linéaire. On veut ainsi dimensionner la structure pour éviter la propagation de ces singularités en fissure dans la structure. Dans ce paragraphe, il s'agit de présenter la manière dont on peut traiter l'initiation et/ou la propagation de la fissure.

**Concentration et gradient de contraintes** En général, l'apparition d'une fissure est due à une concentration de contraintes. Le gradient de contraintes est une variation de la valeur des contraintes dans l'espace. La concentration de contraintes est un phénomène d'augmentation locale des contraintes. Elle peut être due à la présence d'une singularité géométrique dans une pièce sous chargement. La singularité géométrique est une discontinuité dans la matière (trou, surface accidentée, assemblage de deux matériaux différents, inclusion d'un autre matériau dans le volume considéré, un défaut cristallin...). Lorsque



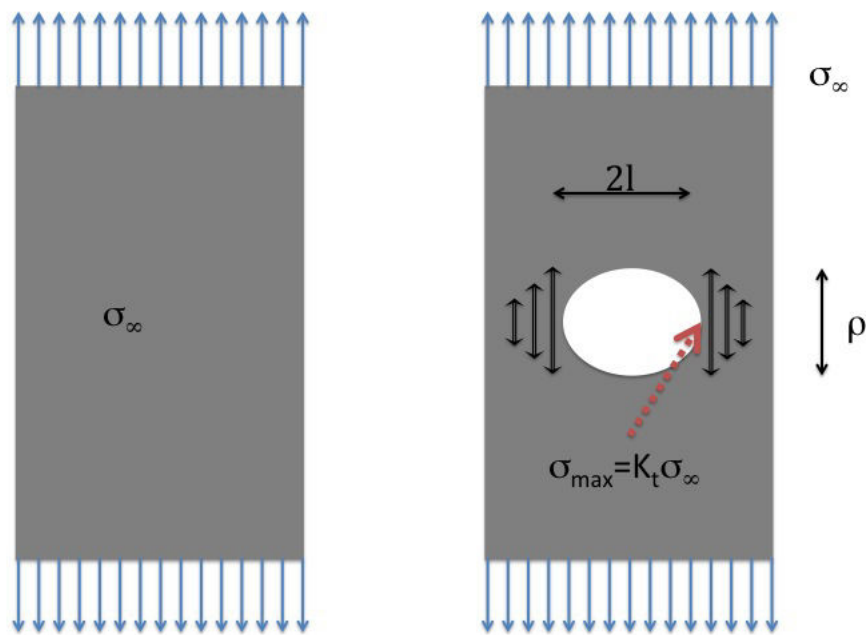


FIGURE 1.43 – Schéma d'une plaque trouée.

cette singularité n'est pas souhaitée, on peut parler de défaut. Ainsi, au niveau d'une singularité, le gradient de contraintes peut être à l'origine d'une fissuration du matériau. En effet, la présence d'un gradient qui augmente localement les contraintes peut provoquer l'initiation de fissures ou la rupture du matériau.

Pour illustrer le gradient et la concentration de contraintes, on prend l'exemple Figure 1.43 d'une plaque trouée que l'on met sous traction. Si l'on considère la plaque représentée et que l'on exerce une contrainte croissante, elle se rompra au niveau du trou. Cette rupture aura lieu là où sont localisées les concentrations de contraintes, perpendiculairement à l'effort de traction. Dans ce lieu, les contraintes étant supérieures aux contraintes exercées peuvent atteindre plus rapidement la limite à rupture. Leurs présences menacent donc l'intégrité du matériau. La modélisation mécanique des vifs étant des trous, ils pourraient concentrer les contraintes sur leurs bords.

La concentration de contraintes a été le fruit de recherches de la part de [Kirsch, 1898] puis de [Peterson, 1943, Neuber, 1946]. Leurs études ont porté principalement sur l'analyse de ces concentrations de contraintes pour différentes géométries et sollicitations. De leurs travaux est ressorti le facteur de concentration de contraintes  $K_t$ . Il se calcule en élasticité. Il représente le rapport des contraintes maximales au bord de la singularité géométrique  $s^{max}$  sur la contrainte théorique  $s^*$ . Cette contrainte théorique est celle qu'il y aurait s'il n'y avait pas de singularités et donc, pas de concentration de contraintes. C'est

une intensité locale et elle est exprimée sans unité Equation 1.40.

$$K_t = \frac{S^{max}_{local}}{S_0} \quad (1.40)$$

La contrainte maximale locale peut être déterminée par des calculs numériques ou analytiques si la géométrie est assez simple. La contrainte théorique est calculée à l'aide de formules de la résistance des matériaux. Les hypothèses importantes pour l'utilisation de  $K_t$  sont :

- des sollicitations quasi-statiques
- des comportements purement élastiques

Le facteur de concentration de contraintes permet de comparer deux géométries entre elles. On peut trouver différentes valeurs de  $K_t$  en fonction de différents types de géométries et de sollicitations.

Nous évaluons le facteur de concentration de contraintes pour une singularité telle que le trou dans la plaque. D'après les dimensions observées Figure 1.43, on obtient un facteur de concentration de contraintes qui s'exprime selon l'Equation 1.41.

$$K_t = 1 + 2 \frac{S}{r} \quad (1.41)$$

A travers le facteur de concentration de contraintes, on évalue le gradient de contraintes. Il peut être à l'origine de l'initiation puis de la propagation de fissures. Néanmoins, si un gradient de contraintes peut provoquer l'apparition d'une fissure, elle peut être arrêtée par ce même gradient. En effet, la fissure s'initie à l'endroit des contraintes les plus fortes, puis se propage. Se propageant dans la direction où les contraintes sont plus faibles, la fissure peut s'arrêter à cause de ce même gradient comme présenté Figure 1.44. En effet, l'absence d'ouverture d'une fissure empêche sa propagation. Dans le prochain paragraphe nous allons nous intéresser à la sollicitation d'une fissure.

**Sollicitation des fissures** La fissure est la singularité géométrique la plus sévère. La géométrie qu'il faut considérer pour fiabiliser une structure est une fissure plane, aiguë et placée dans la zone la plus sollicitée du substrat. Afin de déterminer sa propagation en fatigue, un critère de fissuration est nécessaire. Pour cela, il faut s'appuyer sur le champ de contraintes, la géométrie de la fissure, sa position, son orientation et sa taille.

L'orientation et la position dans la structure de la fissure par rapport aux sollicitations se déclinent en 3 modes élémentaires de propagation de fissures. Une fissure plane dans un solide comme Figure 1.45 est définie par son plan (normal au vecteur  $n$ ), sa direction de propagation (selon le vecteur  $v$ ), le déplacement de ses faces (représenté par le vecteur  $u$ ) et son front de fissure (une ligne matérialisant la limite de la fissure dans le matériau, normale aux vecteurs  $n$  et  $v$ ). Les trois modes de fissuration sont représentés Figure 1.46.

**Mode I :** C'est le mode d'ouverture de la fissure. La sollicitation se fait suivant la direction du vecteur  $n$ , c'est-à-dire de façon normale au plan de propagation de la fissure.

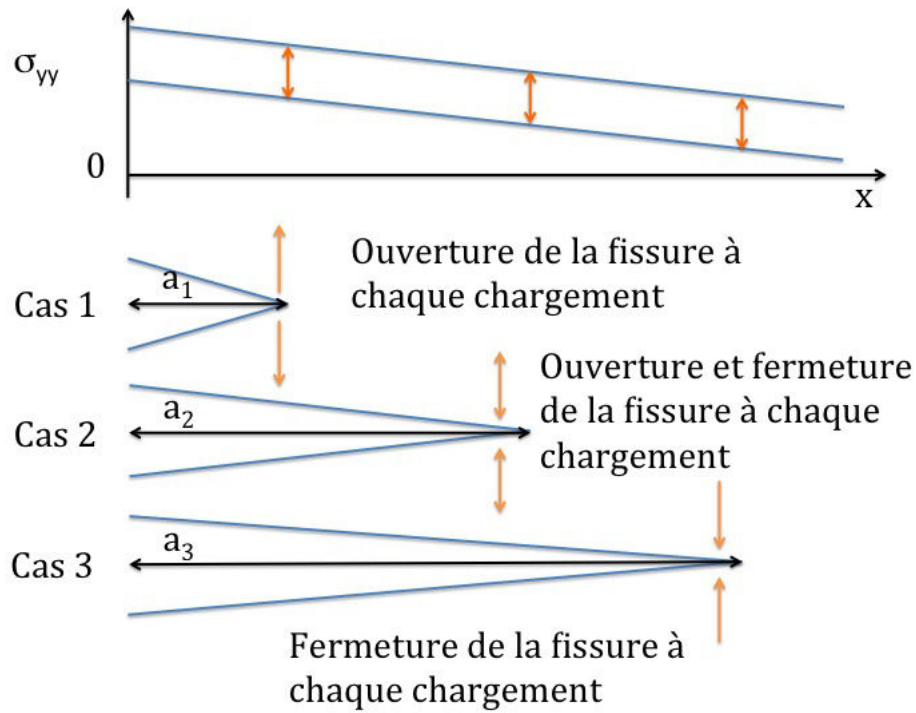


FIGURE 1.44 – Sollicitation d'une fissure dans un gradient.

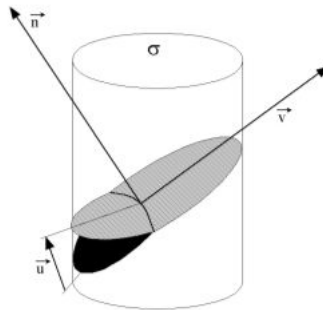


FIGURE 1.45 – Représentation d'une fissure plane dans un solide.

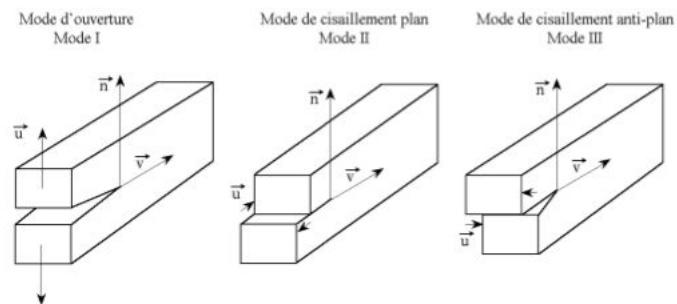


FIGURE 1.46 – Les trois modes élémentaires de fissuration.

**Mode II :** C'est le mode de cisaillement plan. La sollicitation se fait suivant la direction du vecteur  $v$ , c'est-à-dire dans la direction de la propagation de la fissure.

**Mode III :** C'est le mode de cisaillement anti-plan. La sollicitation se fait dans la même direction que le front de fissure.

Pour chaque mode de fissuration, un critère de fissuration existe. Une fissure se propage lorsqu'un critère de rupture est atteint. Afin d'obtenir un critère de fissuration instable, [Irwin, 1968] a proposé de considérer la zone où se situait le front de fissure. La fissure étant une singularité géométrique, c'est un lieu de singularités de contraintes. Il y a donc de fortes contraintes et déformations mécaniques. C'est dans cette zone que la fissure s'agrandit. On va donc se limiter à l'étude du champ de contraintes dans cette zone et au mode I.

**Facteur d'intensité des contraintes** Afin d'exprimer les contraintes en pointes de fissure, des solutions exactes ont été formulées par [Westergaard, 1939, Muskhelishvili, 1953b, Muskhelishvili, 1953a]. Elles ont ensuite été simplifiées par [Irwin, 1957]. La formulation est présentée pour le mode I Equation 1.42.

$$\begin{aligned} s_{xx} &= \frac{Y s_{theo}}{2pr} \frac{\rho}{a} \cos \frac{q}{2} \left(1 - \sin \frac{q}{2} \sin \frac{3q}{2}\right) \\ s_{yy} &= \frac{Y s_{theo}}{2pr} \frac{\rho}{a} \cos \frac{q}{2} \left(1 + \sin \frac{q}{2} \sin \frac{3q}{2}\right) \\ s_{xy} &= \frac{Y s_{theo}}{2pr} \frac{\rho}{a} \cos \frac{q}{2} \sin \frac{q}{2} \cos \frac{3q}{2} \end{aligned} \quad (1.42)$$

Les contraintes  $s_{ij}$  représentent les contraintes en pointes de fissures selon les directions  $i$  et  $j$ .  $Y$  est un facteur dépendant de la géométrie et de la forme de la fissure.  $a$  est la taille de la fissure. La contrainte  $s_{theo}$  représente la contrainte exercée au loin de la fissure, et que l'on retrouverait si la fissure n'était pas présente.  $r$  et  $q$  sont les coordonnées reliées au repère de la fissure représenté Figure 1.47. Ce schéma représente le fond d'une fissure. Le centre du repère est situé sur la pointe de la fissure tandis que l'axe  $x$  est dans la direction de propagation de la fissure. Pour tous les points proches du fond de la fissure, on peut utiliser les coordonnées locales de ce repère pour les situer.

On peut extraire de cette approximation le facteur d'intensité des contraintes pour le mode I d'ouverture :  $K_I$ .

$$K_I = Y s_{theo} \frac{\rho}{a} \quad (1.43)$$

Le facteur d'intensité de contraintes permet d'évaluer le champ des contraintes en pointe de fissure. Ainsi, on sépare ce qui dépend des coordonnées du repère en pointe de fissure et les données non locales. Le facteur d'intensité des contraintes qui est exprimé en  $\text{MPa m}^{0.5}$  permet de décrire le champ des contraintes en pointe de fissure. Il dépend de la dimension de la fissure  $a$ , de la contrainte appliquée au loin  $s_{theo}$  et de l'influence de la géométrie via le coefficient  $Y$ . Ce facteur est déterminé d'après l'approximation d'[Irwin, 1957] en pointe de fissure. La géométrie pour laquelle ces champs ont été calculés est

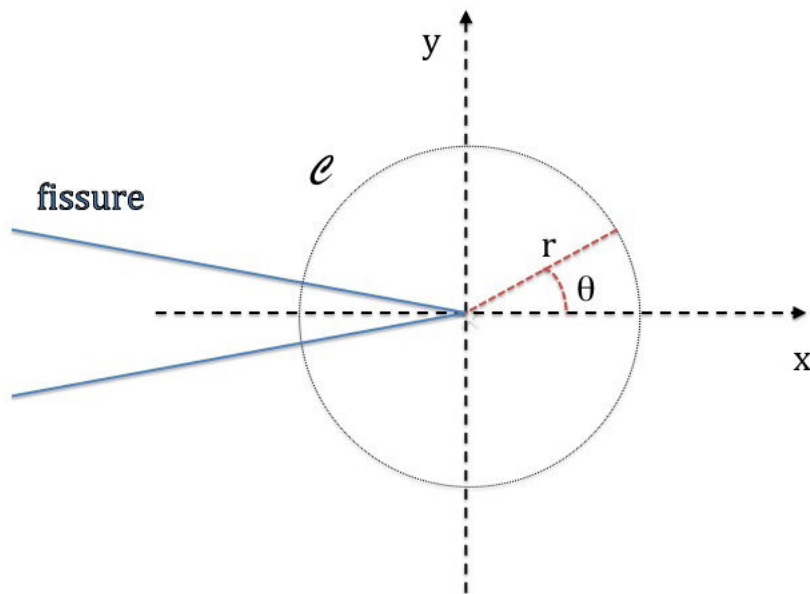


FIGURE 1.47 – Représentation du repère en pointe de fissure.

fixe. Cela signifie que tous ces calculs se font à une échelle fine et que l'on doit avoir une fissure rectiligne pour que l'approximation soit valide. Ainsi, l'établissement d'un critère de rupture permet de n'avoir qu'une seule quantité mécanique à considérer : le facteur d'intensité des contraintes.

La ténacité  $K_{Ic}$ , ou facteur d'intensité de contraintes critiques, est un critère. C'est la valeur du facteur d'intensité de contraintes au dessus de laquelle il y a fissuration instable du matériau. La ténacité  $K_{Ic}$  est liée au taux d'énergie  $G_c$  nécessaire pour faire propager une fissure. En-dessous de ce taux d'énergie, la rupture n'est pas possible.

**Méthodes d'essais pour identifier le facteur d'intensité des contraintes critiques** De la même manière que [Pietranico, 2010], nous souhaitons évaluer le facteur d'intensité des contraintes de la céramique pour évaluer la fissuration du substrat aux lieux de concentrations de contraintes.

**Méthodes d'essais courants** Pour déterminer le facteur d'intensité des contraintes critiques  $K_{1C}$ , on peut utiliser un essai de type compression avec une éprouvette comportant un trou. Le principe est simple et est décrit Figure 1.48. Une éprouvette parallélépipède comprenant un trou traversant orthogonal à la direction de sollicitation est soumise à des contraintes de compression, comme effectué par [Morice, 2014] pour le mortier. Le trou agit comme un concentrateur de contraintes. De part et d'autre du trou, dans la direction des sollicitations et en partant du trou, deux fissures se propagent. Elles

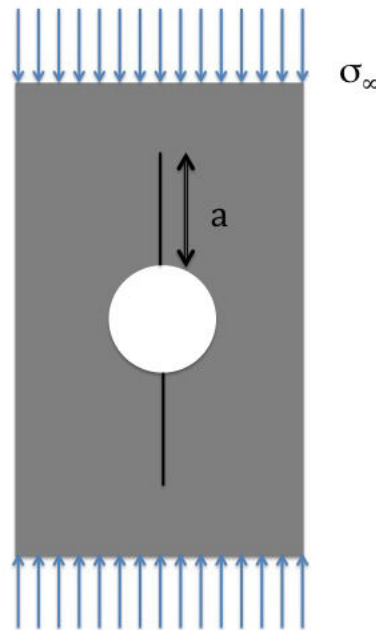


FIGURE 1.48 – Schéma d'une éprouvette avec trou en compression contenant deux fissures stables

peuvent s'arrêter si l'on exerce un effort quantifié et statique. Grâce à la mesure de la taille des fissures, et au comportement des matériaux, on peut estimer le facteur d'intensité de contraintes critiques.

Cependant, il nous semblait compliqué d'obtenir un échantillon de volume suffisant pour ne pas flamber lors de la compression. En effet, l'épaisseur des feuilles de céramique ne dépasse pas plusieurs centaines de microns et nous n'imaginions pas possible ou raisonnable de faire ce type d'essais sur un multicouche au début de l'étude car l'échantillon aurait contenu des contraintes résiduelles et nous paraissait trop complexe. Nous avons donc décidé de déterminer le facteur d'intensité des contraintes critiques  $K_{IC}$  à l'aide d'une autre méthodologie.

Un autre essai, présenté par [Ayatollahi et Bagherifard, 2009] consiste à effectuer une flexion. Durant cette flexion, on suit la taille de la fissure pour estimer la ténacité  $K_{IC}$  via des techniques de corrélation d'images. Cependant, cela signifie que la fissuration se fera dans la direction normale aux couches. Les fissures sont susceptibles de se propager dans le plan des couches à cause des discontinuités de contraintes entre les couches. De plus, la taille de la fissure doit être mesurée malgré son instabilité. L'éprouvette ne sera composée que d'une seule couche pour ne pas avoir un champ de contraintes avec des contraintes résiduelles. La finesse de l'alumine et l'instabilité de la fissure durant les mesures nous semblaient trop complexes pour utiliser cet essai.

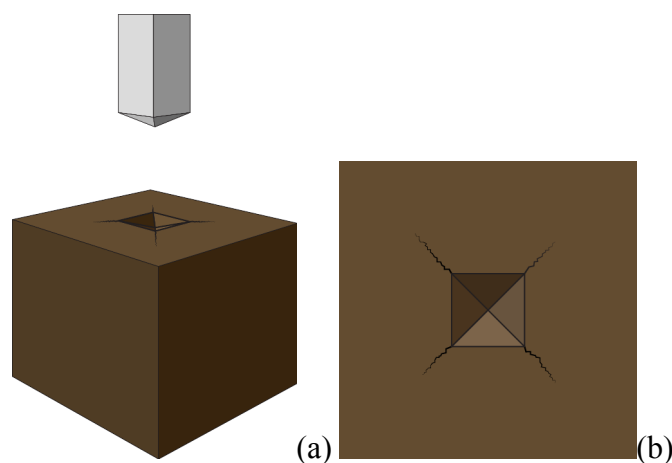


FIGURE 1.49 – Schéma représentant (a) le processus d'indentation de la céramique avec un indenteur Vickers et (b) un schéma présentant l'empreinte et les fissures engendrées par une indentation Vickers.

**L'indentation Vickers** Nous utilisons alors l'indentation Vickers comme [Musikant, 1990] et [Evans et Wilshaw, 1976, Evans *et al.*, 1976] l'ont mis en place et qui a déjà été utilisée par [Goetz *et al.*, 2012] avec un type de substrat pour la mesure de la ténacité sur un petit volume.

La méthode consiste à appliquer un indenteur de forme pyramidal (indenteur Vickers) sur une surface plane de la céramique comme présenté Figure 1.49. Une fois l'indenteur retiré, il reste une empreinte de forme pyramidale dans le matériau comme représenté Figure 1.49. L'une des spécificités d'un matériau fragile comme l'alumine est que l'indentation provoque l'apparition de fissures.

En effet, d'après [Evans et Charles, 1976], lors d'une indentation sur un matériau dur, des fissures se propagent et s'arrêtent. Ces fissures s'initient sous l'indenteur et se propagent dans son champ de contraintes. Or, l'arrêt des fissures est guidé par le facteur d'intensité de contraintes critiques, comme nous venons de le voir dans cette section. Les fissures s'arrêtent lorsque le facteur d'intensité des contraintes devient inférieur au facteur d'intensité des contraintes critiques  $K_{1C}$ . Une fois l'indenteur retiré, le facteur d'intensité de contraintes critiques peut être déduit de la mesure de la taille des fissures. Cette technique a l'avantage de pouvoir être utilisée sur des objets minces en utilisant des techniques de micro ou nano-indentation. Nous tenterons d'effectuer ces essais sur des échantillons d'alumines assez épais. Les éprouvettes de dilatation thermique de l'alumine constituées de plusieurs couches seront donc utilisées.

Maintenant que nous avons présenté les deux essais de rupture, nous allons présenter notre méthode d'identification des contraintes résiduelles.

### 3.3.3 Contraintes résiduelles

Nous avons considéré les différentes ruptures possibles du substrat. Cependant, l'un des effets de la fabrication du multicouche est la possible présence de contraintes résiduelles de fabrication. Nous avons expliqué Section 2.3.2 Page 38 les raisons pour lesquelles on suppose qu'il y en aurait. Or, en modifiant la valeur de contrainte dans le substrat, elles peuvent modifier le comportement mécanique des matériaux et donc le comportement à rupture et en fatigue. Ainsi, [Evans et Hutchinson, 1994] indiquent que cela peut avoir des conséquences sur le comportement d'un substrat multicouche et recommandent l'identification de ces contraintes résiduelles. Nous allons donc établir une méthode pour les identifier. Habituellement, les contraintes résiduelles sont évaluées à partir de différentes techniques de mesures. Nous allons décrire les deux principales.

**Ultrasons** Cette méthode de mesure a pour hypothèse, décrite par [Belahcene, 2002], que la propagation des ondes ultrasonores dépend de l'état de contrainte du matériau. Il y a donc une relation de dépendance entre l'intensité des contraintes et la vitesse de propagation des ondes ultrasonores. Pour évaluer les contraintes résiduelles, un étalonnage préalable est nécessaire afin de déterminer des coefficients acousto-élastiques. Durant l'étalonnage, on mesure les vitesses de propagation des ondes ultrasonores du matériau sans contraintes résiduelles. On peut ainsi obtenir théoriquement ces coefficients grâce aux équations de propagation d'ondes. Cependant, n'ayant pas de dispositif de mesure ultrasonore, nous avons décidé de ne pas utiliser ce moyen de mesure.

**Déformations résiduelles** Dans la plupart des autres méthodes de mesure de contraintes résiduelles, on estime les contraintes à travers la mesure des déformations. On suppose alors qu'on retrouve les contraintes via le module d'élasticité. Ces déformations peuvent être mesurées par différents moyens dont les rayons-X et diffraction de neutrons. Les contraintes résiduelles causent une modification de l'espacement  $d$  des plans cristallins ou de treillis des cristaux des matériaux. Cet espacement est reflété par le déplacement du pic de diffraction à angle dépendant de l'intensité des contraintes d'après [Zhang *et al.*, 1999]. Mesurer le déplacement du pic ou le changement de paramètre du treillis permet la mesure de contraintes résiduelles.

Pour la méthode des rayons-X, les mesures obtenues ne seraient que surfaciques alors que nous cherchons des contraintes résiduelles au cœur des couches de céramique. Les mesures du synchrotron nous permettraient d'obtenir des mesures en profondeur.

Pour les sources de neutrons pulsés, elles augmentent le niveau d'informations disponibles afin que plusieurs plans de treillis puissent être échantillonnés simultanément. La diffraction de neutron est maintenant devenue un outil établi pour la mesure de contraintes résiduelles profondes.

Nous avons cependant préféré utiliser la troisième méthode qui nous a paru plus accessible, plus simple et plus rapide car nous avons les machines au laboratoire.



**Méthode choisie : Évaluation par mesure différentielle** Nous souhaitons mettre en place une méthode simple, et l'évaluation par mesure différentiel nous a paru adapté à notre étude. En effet, nous avons suffisamment d'éprouvettes et les essais à mettre en place nous ont parus simples. Nous allons donc postuler que le champ de contraintes résiduelles est linéairement superposable au champ des contraintes exercées.

Nous allons effectuer les essais de flexion trois points pour identifier les coefficients de Weibull. Nous ferons alors l'hypothèse que les contraintes résiduelles ne modifient pas le champ de contrainte dans la direction de sollicitation. Ainsi, nous obtiendrons les contraintes à rupture en supposant que les contraintes résiduelles n'ont pas joué de rôle. Nous identifierons alors les coefficients de Weibull à l'aide des contraintes à rupture identifiées.

Puis nous solliciterons des éprouvettes en flexion quatre points dans une disposition différente. Dans cette disposition, nous ferons l'hypothèse que les contraintes résiduelles modifient le champ de contrainte dans la direction des sollicitations. Nous comparerons alors la loi de Weibull expérimentale en flexion quatre points et la loi de Weibull théorique calculée à partir des coefficients obtenus en flexion trois points. Cette loi de Weibull théorique considérera les contraintes de l'éprouvette en flexion quatre points mais pas les contraintes résiduelles de fabrication. En cas de présence de contraintes résiduelles, nous constaterons une différence entre ces deux lois.

Nous allons ensuite représenter grâce à des hypothèses le champ des contraintes résiduelles pour pouvoir le représenter avec peu de variables. Ainsi, pour identifier le champ de contraintes résiduelles, nous ferons varier l'intensité des contraintes résiduelles  $s_A$ , ce qui fera varier la contrainte à rupture et donc la loi de Weibull lors des calculs. Nous comparerons cette loi et ses variations avec les résultats expérimentaux en flexion quatre points. Lorsque par calcul les deux lois se superposeront, nous aurons alors identifié les contraintes résiduelles de fabrication.

La méthode consiste donc à ajuster l'intensité des contraintes résiduelles  $s_A$  pour que la loi de Weibull identifiée en flexion trois points corresponde aux essais en flexion quatre points effectués.

Le volume effectif en flexion quatre points avec des éprouvettes plus grandes sera plus grand. Pour une éprouvette de dimension  $200\mu\text{m} \rightarrow 5\text{ mm} \rightarrow 40\text{ mm}$  en flexion quatre points avec  $L = 25\text{ mm}$  et  $l_0 = 15\text{ mm}$ , le volume effectif sera  $V_{eff} = 0.606\text{ mm}^3$ , ce qui correspond à un cube de  $0,85\text{ mm}$  de côté. Les contraintes à rupture seront donc à des valeurs plus précises que pour des éprouvettes avec un faible volume effectif, cela nous permettra donc d'utiliser moins d'éprouvettes, comme expliqué Section 3.3.1 Page 54.

L'avantage d'utiliser des éprouvettes constituées de deux couches nous permet d'avoir un problème simplifié.

### 3.4 Conclusion

L'objectif de cette section était de présenter les essais de caractérisation que nous avons effectué durant la thèse. Nous avons donc effectué différents essais pour cette étude.

Pour le comportement thermique, c'est le *SATIE* qui s'est occupé de vérifier la diffusion thermique du tungstène et de l'alumine. Je n'ai pas fait les essais de diffusion thermique car le laboratoire du *SATIE* en avait besoin et que ce sont les essais de comportement de fatigue mécanique qui étaient prioritaires pour notre étude. De notre côté, nous avons souhaité adapter les essais de mesure par dilatation thermique de l'alumine. Pour les mesures de dilatation thermique, nous n'avons pas trouvé de machine plus adaptée et qui pouvait aussi explorer des températures inférieures à zéro. Nous nous sommes donc contentés de nos mesures avec la machine servant à la TMA (ThermoMechanical Analysis), c'est-à-dire les analyses thermomécaniques, qui était accessible au laboratoire du *LMT* et dont j'ai appris à me servir. Cela nous permet donc de déterminer le champ de température dans le substrat.

Afin de simuler le champ de contraintes engendré par les sollicitations thermiques, nous avons alors besoin d'identifier le comportement mécanique des matériaux. Nous avons alors défini des essais pour déterminer le comportement statique et en fatigue des deux matériaux constituant le substrat. Pour le tungstène, nous avons déterminé un essai de cisaillement avec une éprouvette adaptée en supposant que l'on pourrait aller jusqu'à l'endommagement du tungstène. Nous verrons dans le chapitre 2 qu'il n'a pas abouti aux résultats attendus. En ce qui concerne l'alumine, nous avons choisi d'effectuer des essais de flexion afin de déterminer le module d'Young. Ces essais de flexion nous permettront aussi d'évaluer le comportement de fatigue, à rupture et les contraintes résiduelles de la céramique. Ces essais, ainsi que les éprouvettes ont pu être définis en amont.

Enfin, nous avons expliqué le comportement de rupture fragile, de fissuration ainsi que les contraintes résiduelles de fabrication que nous souhaitons identifier pour l'alumine. Nous avons donc présenté la loi de Weibull ainsi que les éprouvettes nécessaires. Ensuite, ce sont des essais d'indentation Vickers qui nous serviront à évaluer le facteur d'intensité des contraintes critiques. Nous verrons dans le chapitre 2 que ces indentations ne sont pas exploitables. Puis, nous avons décidé d'évaluer les contraintes résiduelles de fabrication en comparant le comportement à rupture de la céramique sous deux types de sollicitations. Les différents essais de flexion ont ainsi permis l'identification de contraintes résiduelles.

Nous allons décrire le déroulement de ces essais lors du chapitre 2.



# Chapitre 2

## Caractérisation des matériaux

*Précédemment, nous avons déterminé l'approche de notre étude à partir d'observations et d'états de l'art. D'après cette approche, le comportement thermomécanique du substrat doit être identifié. Pour cela, nous devons caractériser ses matériaux constitutifs. Il y a deux matériaux à caractériser : l'alumine et le tungstène. Ces matériaux ne sont pas des matériaux purs et on ne connaît pas leurs spécifications thermiques et mécaniques. Il est donc nécessaire de caractériser ces matériaux avec des essais.*

### Sommaire

---

<b>1</b>	<b>Caractérisation monotone de la céramique</b>	<b>75</b>
1.1	Mesure de la dilatation thermique	75
1.2	Elasticité	83
1.3	Méthode d'évaluation des contraintes résiduelles de fabrication	92
1.4	Conclusion	100
<b>2</b>	<b>Comportement à rupture et en fatigue de la céramique</b>	<b>102</b>
2.1	Essais de rupture et identification des paramètres de Weibull	102
2.2	Evaluation expérimentale des contraintes résiduelles	112
2.3	Observation du comportement en fatigue	118
2.4	Etude du comportement de fissuration	126
2.5	Conclusion	136

<b>3</b>	<b>Essais et comportement du tungstène</b>	<b>138</b>
3.1	Première approche : Description d'un essai quasi-statique	138
3.2	Seconde approche : Evaluation du comportement en fatigue	151
3.3	Conclusion	154

---

# 1 Caractérisation monotone de la céramique

Pour évaluer la fiabilité du substrat, nous devons d'abord caractériser le comportement des matériaux dont il est composé. L'alumine est le principal matériau composant le substrat. Nous allons commencer par évaluer son comportement thermomécanique via son coefficient de dilatation thermique. Puis, nous nous attacherons à étudier son comportement élastique. Enfin, la connaissance de l'état de contrainte avant sollicitation du substrat, dû au procédé de fabrication, est également nécessaire. Nous établirons donc la méthode d'évaluation des contraintes résiduelles de fabrication. Une fois ces identifications faites, nous pourrions établir le champ de contraintes dans le substrat sans tungstène.

## 1.1 Mesure de la dilatation thermique

Pour évaluer le champ de contraintes dans l'alumine nous devons tout d'abord déterminer son comportement thermique. Cette identification est indispensable pour connaître la déformation thermique et donc les contraintes mécaniques dans l'alumine. En effet, nous en aurons besoin lorsque l'on modélisera le substrat et qu'on le soumettra à un chargement en température. On ne fait ces essais que pour l'alumine  $Al_2O_3$ , car lorsqu'ils ont été menés, Egide n'utilisait plus que l' $Al_2O_3$ .

### 1.1.1 Objectif de l'essai

La dilatation thermique est un mécanisme clé. C'est par la dilatation thermique que nous pourrions évaluer les contraintes d'origine thermomécanique dans le substrat. Le but est de déterminer le coefficient de dilatation thermique de la céramique en fonction de la température et d'observer la présence ou non d'anisotropie.

Nous souhaitons obtenir la dilatation en fonction de la température car les températures atteintes peuvent modifier significativement le coefficient de dilatation thermique. C'est la relation entre la déformation thermique et la température qui nous permettra d'obtenir ce coefficient de dilatation thermique. On mesurera donc la déformation d'éprouvettes en faisant varier la température durant l'essai. Pour observer la présence ou non d'une anisotropie, nous avons utilisé des échantillons avec des empilements de feuilles de céramique ayant différentes directions de raclage.

### 1.1.2 Description de l'essai

Les éprouvettes utilisées sont des parallélépipèdes et ont pour dimensions  $L = 2$  cm et  $W = 5$  mm, Figure 2.1. Elles sont constituées d'un empilement de 10 feuilles de céramique de  $500 \mu\text{m}$ . Deux types d'empilement sont présentés ici :

**Eprouvette Y** Le sens de raclage de toutes les feuilles est dans le sens de la hauteur de l'éprouvette comme présenté Figure 2.1(a).

**Eprouvette X** Le sens de raclage de toutes les feuilles est dans le sens orthogonal à la hauteur de l'éprouvette comme présenté Figure 2.1(b).

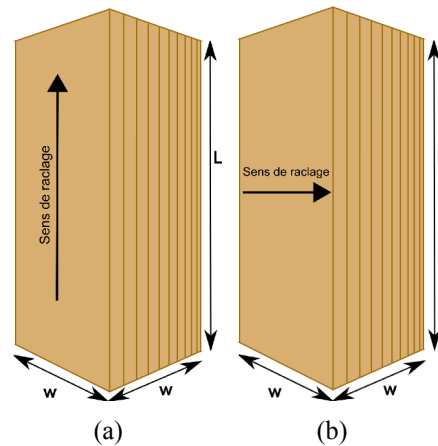


FIGURE 2.1 – Schéma des échantillons pour la mesure de la dilatation thermique de la céramique :  $L = 2 \text{ cm}$  et  $W = 5 \text{ mm}$  (a) Sens de raclage de l'échantillon Y. (b) Sens de raclage de l'échantillon X.

Les mesures ont été effectuées dans la direction longitudinale des échantillons. D'autres échantillons avec d'autres empilements étaient à notre disposition. Il y avait des échantillons avec des directions de raclage alternées dans chaque feuille et d'autres avec des directions de raclage réparties de manière plus complexe. Cependant les échantillons présentés dans cette étude sont représentatifs et suffisants pour caractériser l'alumine. En effet, elles nous ont permis de conclure sur l'anisotropie du matériau, et les autres essais n'apportent pas d'informations supplémentaires pour cette étude.

Pour faire les mesures de dilatation, nous utilisons une machine Setsys 16/18 de Setaram effectuant des analyses thermomécaniques, que l'on peut voir Figure 2.2. Il s'agit d'un système d'essais composé d'un four, d'un palpeur ainsi que d'un support. Nous pouvons voir sur la Figure 2.3 l'échantillon sur le support en céramique de la machine avec un palpeur reposant sur elle. L'ensemble support/palpeur/échantillon est mis dans le four dont la température est contrôlée par un thermocouple S ( $P_T/P_T\text{Rh } 10\%$ ). Celui-ci est destiné à lire les températures entre  $-50$  et  $1600 \text{ C}$ .

Lors de l'essai, le four augmente sa température et donc, celle de l'échantillon. L'échantillon se dilate donc. Le palpeur étant posé sur l'échantillon, si l'échantillon augmente de taille, le palpeur se soulève. Le palpeur exerce un effort de  $0,5 \text{ N}$  afin d'être maintenu contre l'échantillon. On suppose que cet effort n'a pas d'influence sur la déformation de l'échantillon. Ainsi, si la taille de l'échantillon diminue, le palpeur reste maintenu contre l'échantillon.

Le support de l'échantillon étant supposé fixe, le palpeur permet de mesurer le déplacement induit par la dilatation de l'échantillon. Cette mesure de déplacement est effectuée avec une précision en-dessous du micromètre. Le chargement en température de l'essai allait jusqu'à  $800 \text{ C}$  et est présenté Figure 2.4.

**Phase 1 :** Pour tous les essais, une stabilisation de la température du four à  $30 \text{ C}$  est préalablement effectuée. Elle permet d'homogénéiser et de stabiliser la tempéra-

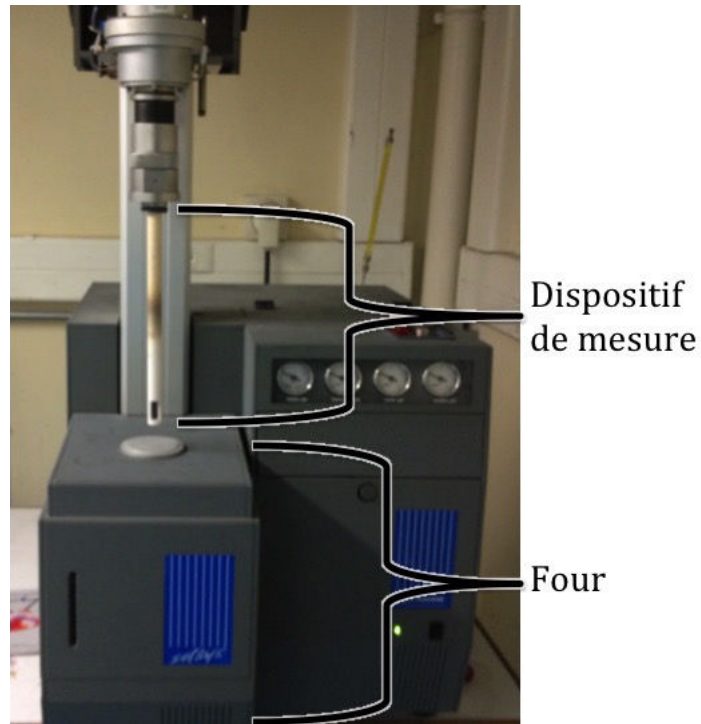


FIGURE 2.2 – Photographie de la machine Setsys 16/18 utilisée pour les essais de dilatation thermique.

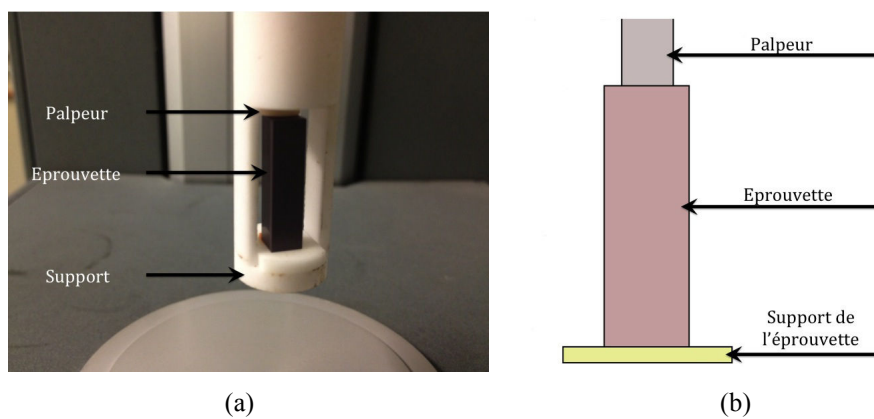


FIGURE 2.3 – (a) Photographie montrant le dispositif et le positionnement de l'éprouvette ainsi qu'un (b) schéma avec le positionnement du palpeur



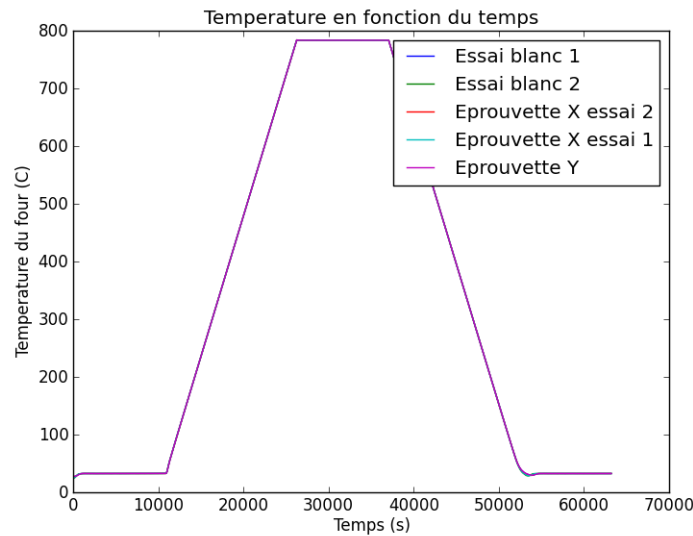


FIGURE 2.4 – Chargement en température du four pour différents essais.

ture du four et de l'éprouvette. Cela permet aussi d'initialiser le positionnement du palpeur.

**Phase 2 :** Montée en température à la vitesse de  $3 \text{ C min}^{-1}$ , elle se termine à 800 C.

**Phase 3 :** La température du four est à nouveau stabilisée à 800 C pour assurer l'homogénéisation de la température.

**Phase 4 :** Une diminution de température est effectuée. La vitesse est la même qu'en montée mais de signe opposé ( $-3 \text{ C min}^{-1}$ ). La descente se termine à 30 C.

**Phase 5 :** Une stabilisation de la température du four à 30 C est maintenue pendant 2 h.

Sur ce protocole expérimental, nous allons comparer les mesures effectuées sur les éprouvettes X et Y qui ont une orientation de raclage différente.

### 1.1.3 Post-Traitement

Le pilotage de l'essai se fait sur la température du four, c'est-à-dire contrôlé par le thermocouple, et non sur la température de l'échantillon car il n'est pas équipé d'un capteur de température propre. Cependant, comme la montée en température est lente ( $3 \text{ C min}^{-1}$ ), on considère que la température de l'éprouvette est la température du four. Figure 2.4, nous observons la température en fonction du temps pour les trois essais ainsi que les mesures à blanc effectuées. Nous avons ainsi pu vérifier que le chargement en température était identique pour tous les essais.

D'autre part, nous obtenons le déplacement du palpeur Figure 2.5. Nous voyons le déplacement du palpeur en fonction du temps avec les cinq phases du protocole visibles. Les données obtenues permettent ainsi d'obtenir la dilatation thermique des éprouvettes

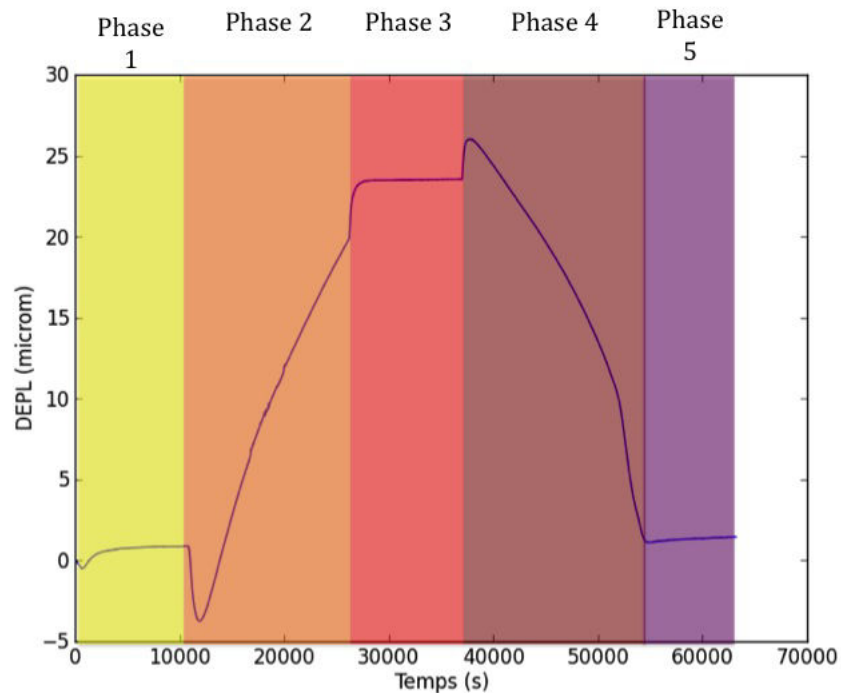


FIGURE 2.5 – Déplacement du palpeur en fonction du temps.

en fonction de la température pour les différents empilements. Pour les obtenir, nous procédons donc de la sorte :

**Etape 1 :** Lors de l'essai, la Phase 1 de stabilisation montre un déplacement du palpeur non nul. On observe de brusques variations de déplacement lors des changements non-linéaires de température. Cela est dû au fait que le palpeur est sollicité différemment à chaque non-linéarité. En effet, il exerce un effort sur l'éprouvette. Cela induit donc que le palpeur doit garder le même effort, et ce malgré les déformations de l'éprouvette. On estime que ces non-linéarités sont les conséquences d'un mécanisme de la machine. C'est donc une variation qui n'a pas de signification dans le comportement de l'éprouvette et nous l'effaçons lors du post-traitement. Nous devons donc utiliser cette phase pour rétablir le déplacement à 0.

**Etape 2 :** Nous supprimons les sauts de déplacement du palpeur en considérant que le déplacement est continu.

**Etape 3 :** Le déplacement enregistré par le palpeur est biaisé par la dilatation des éléments du système de mesure. Chapitre 1 Section 3.1.2 Page 44, on a présenté de quelle manière on prenait en compte la dilatation thermique du système de mesure. On corrige donc ce déplacement afin d'obtenir uniquement celui dû à l'éprouvette, par une mesure différentielle.

**Etape 4 :** Nous avons un déplacement, cependant nous cherchons à obtenir la déformation de l'échantillon  $\epsilon_e(T)$ . Elle est obtenue grâce au déplacement  $u_e(T)$  obtenu

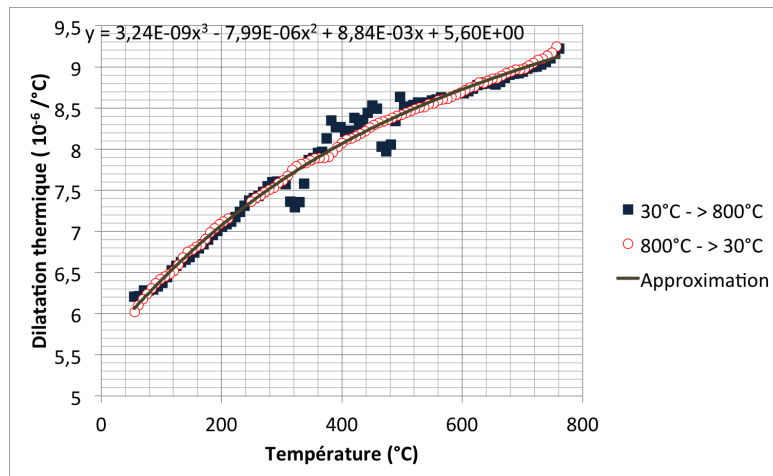


FIGURE 2.6 – Dilatation thermique de la céramique dans la direction de raclage en fonction de la température.

à l'étape précédente et à la dimension initiale  $L$  de l'échantillon, comme présenté dans l'Equation (2.1) et expliqué par [Degallaix *et al.*, 2007].

$$e_e(T) = \frac{u_e(T)}{L} \quad (2.1)$$

La hauteur de l'échantillon à température ambiante est mesurée à  $L = 2\text{cm}$ .

**Etape 5 :** La dilatation thermique est la variation de déformation en fonction de la variation de température. Nous calculons donc la dérivée de la déformation  $e_e(T)$  en fonction de la température.

Une fois ces étapes effectuées, nous pouvons obtenir la dilatation de la céramique en fonction de la température.

#### 1.1.4 Résultats et discussion

Nous obtenons des courbes représentant le coefficient de dilatation thermique en fonction de la température Figure 2.6 et 2.7. Le bruit de mesure que l'on observe est lié à l'environnement et à l'opération de dérivation.

Le palpeur est précis au micromètre près et il est sensible aux vibrations et chocs environnants. C'est la raison pour laquelle le bruit de mesure est aussi élevé. Des essais de fatigue mécanique avaient lieu au même moment que les essais de dilatation.

Nous observons aussi sur ces figures une approximation par un polynôme du second degré pour chaque échantillon afin de réduire le bruit de mesure. En effet, l'approximation linéaire ne semblait pas correspondre aux valeurs d'essais.

La déformation des échantillons varie donc de façon non-linéaire avec la température. Cette non-linéarité se retrouve sur tous les échantillons testés, et ce pour les phases d'échauffement comme de refroidissement.

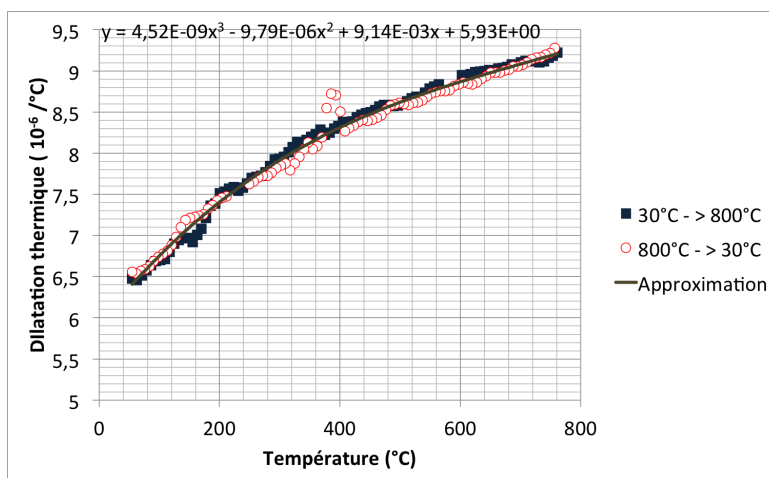


FIGURE 2.7 – Dilatation thermique de la céramique orthogonale à la direction de raclage en fonction de la température.

Or, la dilatation du palpeur intervient dans le calcul de dilatation de la céramique. Le comportement théorique du palpeur étant un polynôme, cela explique la forme des résultats. Pour une plus grande confiance dans les résultats, on pourrait faire un essai de dilatation sur des échantillons de tailles différentes.

Nous comparons les résultats obtenus sur les deux échantillons aux directions de raclage orthogonales Figure 2.8. Afin de mieux comprendre l'importance de prendre en compte la dilatation du système, on y observe la dilatation thermique du palpeur donnée dans les spécifications de la machine. On peut voir qu'elle est du même ordre de grandeur que la dilatation de notre alumine *A12*.

Les valeurs obtenues pour la dilatation thermique de l'alumine *A12* varient entre  $6,5$  à  $9,5 \cdot 10^{-6} \text{ m} \cdot \text{C}^{-1}$ . Cela concorde avec les valeurs habituellement considérées par *Egide* (entre  $6$  à  $9 \cdot 10^{-6} \text{ m} \cdot \text{C}^{-1}$ ) pour l'alumine *A11*. On peut observer la dilatation thermique de l'alumine *A11* en fonction de la température Figure 2.10 et 2.11. Le comportement observé pour l'alumine *A12* est donc similaire à celui de l'alumine *A11*.

En comparant les deux résultats Figure 2.8, en fonction de la direction de raclage, on observe une légère différence. Cependant, afin d'estimer les erreurs dues aux perturbations environnantes, on évalue les erreurs de calcul Figure 2.9. Le calcul de l'erreur s'effectue en évaluant la différence de mesure expérimentale lors de la montée par rapport à la descente en température. L'erreur est donc calculée par la différence de dilatation à la montée et à la descente en température.

On observe alors que les valeurs de dilatation sont du même ordre de grandeur pour les deux types d'empilements testés. Sur tous les essais effectués sur le même échantillon, on peut constater que la valeur de la dilatation à une même température varie. Cette variation est de l'ordre de  $0,2 \cdot 10^{-6} \text{ m} \cdot \text{C}^{-1}$  à haute température, et de  $0,5 \cdot 10^{-6} \text{ m} \cdot \text{C}^{-1}$  à basse température. Or, cette plage de variation est grande par rapport à la différence de dilatation que l'on pourrait voir entre les deux directions de raclage. En effet, cette dernière

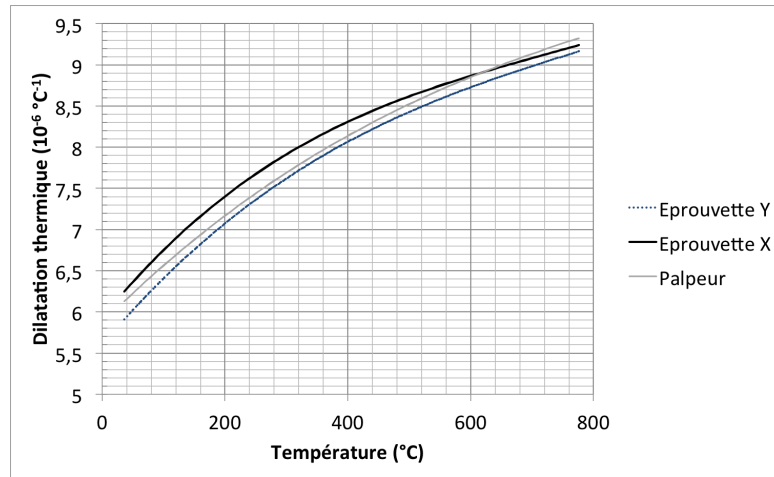


FIGURE 2.8 – Coefficients de dilatation thermique pour les deux éprouvettes aux directions de raclage orthogonale ainsi que la dilatation du palpeur d'après les données du constructeur de la machine. Les directions de raclage sont représentées Figure 2.1.

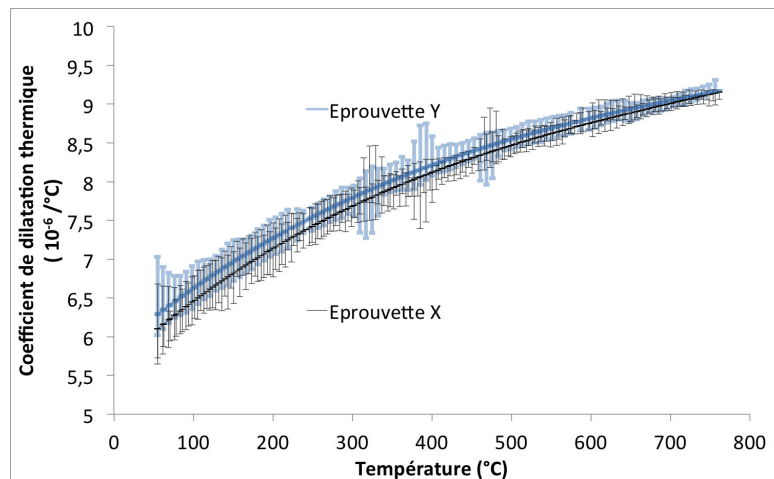


FIGURE 2.9 – Comparaison des coefficients de dilatation thermique pour les deux éprouvettes aux directions de raclage orthogonale ainsi que les erreurs de mesure de chaque éprouvette. Les directions de raclage sont représentées Figure 2.1.

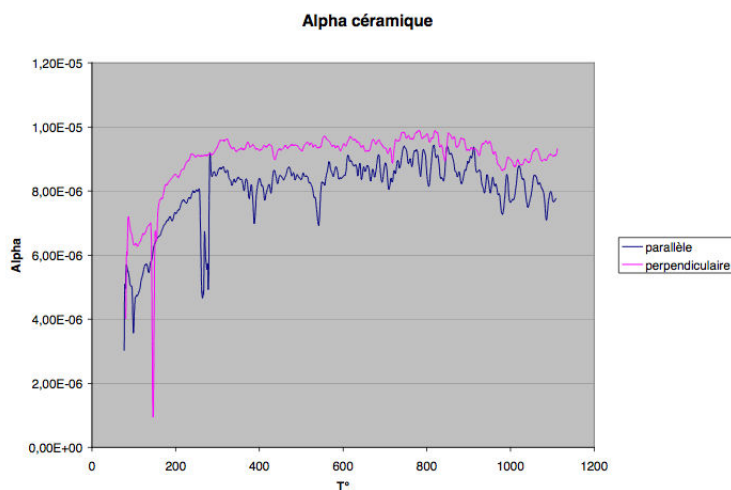


FIGURE 2.10 – Coefficient de dilatation thermique de l’alumine *Al1* mesuré par *Egide*.

est de l’ordre de  $0,1 \cdot 10^{-6} \text{ m } \cdot \text{C}^{-1}$  à haute température et de  $0,4 \cdot 10^{-6} \text{ m } \cdot \text{C}^{-1}$  à basse température. Comme les erreurs de mesure sont plus grandes que les écarts de dilatation, on va donc supposer que le comportement est isotrope.

### 1.1.5 Conclusion

Dans cette partie, nous avons mesuré la dilatation thermique de la céramique. On voit sur la Figure 2.9 une faible différence de dilatation selon la direction de raclage. Mais nous n’avons pas pu mettre en évidence un effet d’anisotropie lié aux directions de raclage de la *barbotine*. Les erreurs de mesure sont en effet supérieures aux différences observées. Nous considérerons donc par la suite que la dilatation thermique de la céramique est isotrope à la température d’utilisation pour notre étude.

## 1.2 Elasticité

Nous venons donc d’identifier le comportement thermique de la céramique. Cependant, les sollicitations thermiques génèrent des sollicitations mécaniques dans notre étude. Il est donc nécessaire d’identifier le comportement mécanique de l’alumine. En effet, une partie de ses contraintes provient de son comportement élastique fragile. Cela signifie donc que c’est un matériau élastique avec une contrainte à rupture. Les essais que nous allons mener nous permettront d’identifier le comportement de la céramique et d’évaluer s’il y a un effet de fatigue.

### 1.2.1 Description de l’essai

Pour évaluer le comportement de l’alumine, nous allons solliciter en fatigue des éprouvettes d’alumine en flexion quatre points à température ambiante. Pour cela, nous pouvons

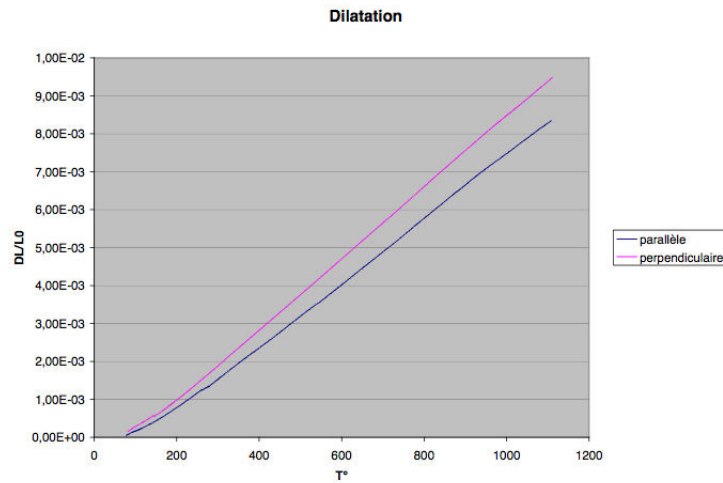


FIGURE 2.11 – Dilatation de l'alumine A11 en fonction de la température mesurée par *Egide*.

observer le chargement effectué Figure 2.12. En premier lieu, on effectue une montée en charge de 2 N puis on décharge. Les sollicitations de fatigue sont ensuite d'une amplitude de 3, 1 N. Après la sollicitation en fatigue, si l'éprouvette n'est pas cassée, on effectue à nouveau une montée en charge jusqu'à rupture de l'éprouvette. Le choix de ces efforts est expliqué Section 2.3 Page 118.

Pour observer la déformation des éprouvettes, on dispose un appareil photographique devant les éprouvettes. Aux deux chargements statiques, celui de 2 N, et celui jusqu'à rupture, des photographies sont prises comme Figure 2.13(a). Dans le même temps, la machine sauvegarde l'effort et le temps de prise d'image.

En premier lieu, les essais exigeaient de sacrifier des éprouvettes (une dizaine) pour garantir le fonctionnement de l'essai : on a donc effectué les essais sur l'alumine A11 car le nombre d'éprouvettes était plus grand. Cependant, les essais de fatigue ont été plus long que prévu. Nous n'avons pas pu effectuer ces essais sur l'alumine A12.

Un montage est constitué d'éléments permettant de solliciter une éprouvette dans la configuration souhaitée. Grâce au montage utilisé, on a pu solliciter des éprouvettes en flexion quatre points avec une machine conventionnelle TTC ( de Traction Torsion Compression) dont on peut voir les mors Figure 2.14. On peut voir sur la gauche de cette photo l'emplacement de l'appareil photo. Le montage est constitué de deux cubes sur lesquels sont fixées des lames de rasoirs. Figure 2.15, nous pouvons observer sur la photographie les lames de rasoirs (b) qui transmettent les efforts de la flexion quatre points. Quant aux capteurs d'efforts (a), ce sont des cellules d'efforts (0-30N). On utilise deux cellules d'efforts à jauge, de forme parallélogramme, pour mesurer les efforts appliqués de manière précise (à 0.3 N près). En effet, les capteurs de la machine ne seraient pas assez précis (erreur de 3 N) pour des chargements de l'ordre de 3 N. Ils permettent aussi de savoir si le chargement est égal de chaque côté ou non et donc d'observer la symétrie du montage. Les lames de rasoirs qui permettent l'exercice des efforts sur l'éprouvette ont été

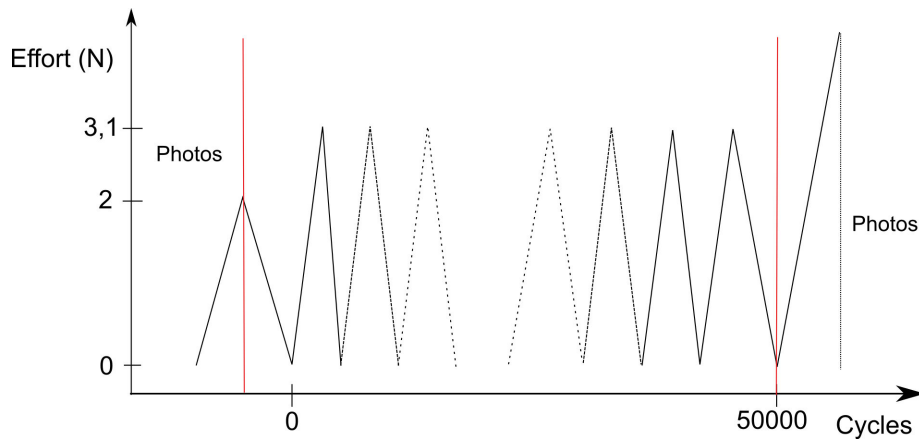
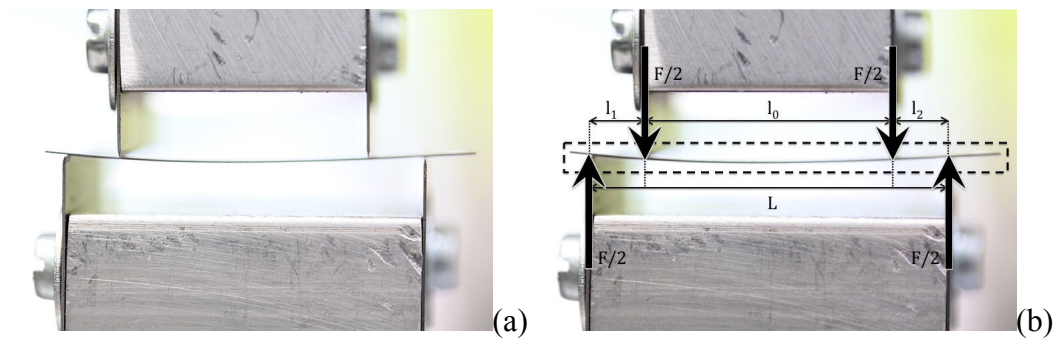


FIGURE 2.12 – Chargement des éprouvettes lors de l'essai

FIGURE 2.13 – (a) Photo d'un essai de flexion quatre points d'une éprouvette de céramique, (b) dimensions du montage à considérer ( $L = 33.22$  mm), direction des efforts appliqués et éprouvette en flexion entourée en pointillés



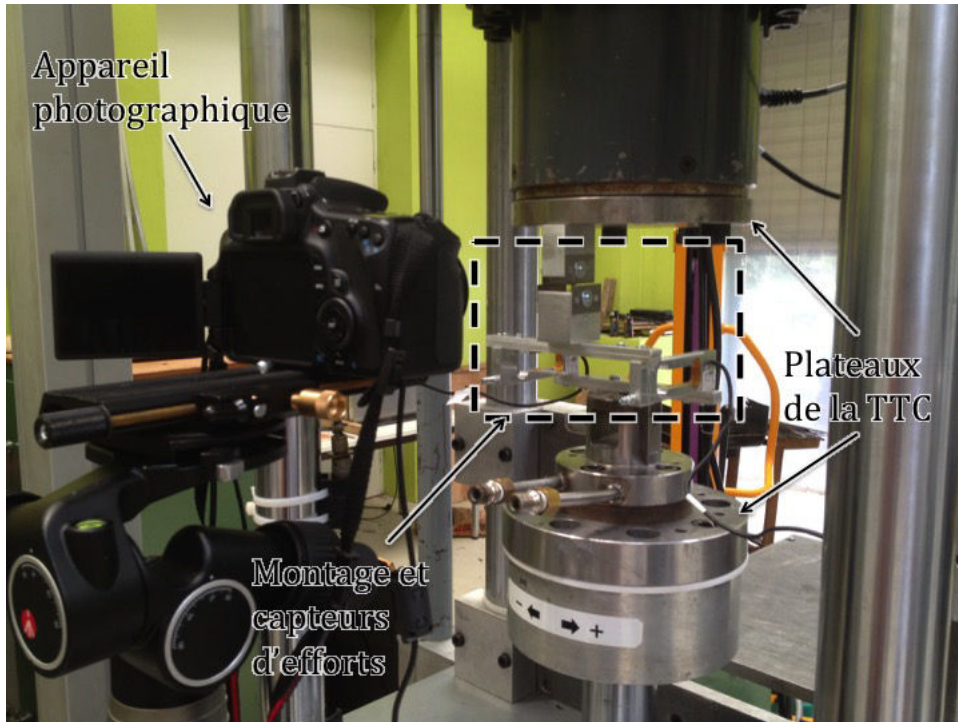


FIGURE 2.14 – Montage de l'essai de flexion et prise d'image dans la machine d'essai.

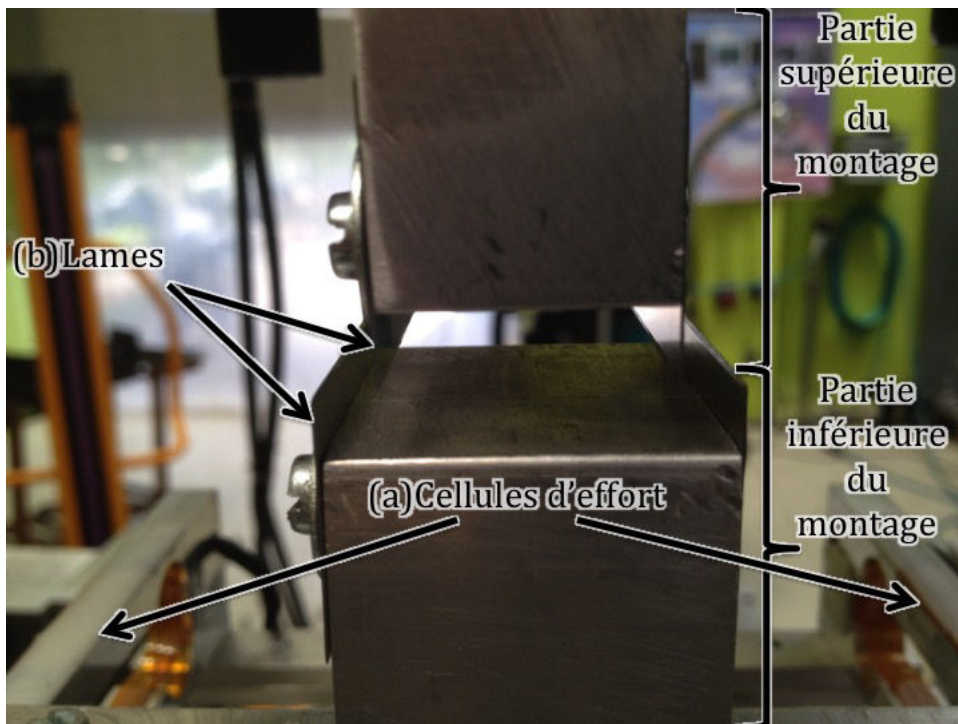


FIGURE 2.15 – Photographie du montage et des appuis utilisés lors des essais de flexion.

disposées de façon symétrique a priori. Figure 2.13, on observe à gauche (a) une photo du montage et de l'éprouvette, tandis qu'à droite (b), les dimensions du montage ainsi que l'emplacement des efforts sont indiqués et l'éprouvette est entourée en traits pointillés. La distance entre les deux appuis est  $L = 33,22$  mm en bas et  $l_o = 22,95$  mm en haut. On suppose que les éprouvettes sont sollicitées de manière symétrique, c'est-à-dire que  $l_1 = \frac{L - l_o}{2}$ .

Les éprouvettes utilisées sont parallélépipédiques et ont une largeur  $w = 2,5$  mm. Elles sont constituées de deux feuilles d'alumine avec des directions de raclage à 90 l'une de l'autre. Leur épaisseur est d'environ  $t = 210$   $\mu\text{m}$ , ce que l'on a vérifié à l'aide d'un pied à coulisse. Les dimensions du montage ont, quant à elles, été vérifiées à l'aide d'un décimètre.

Pour la mise en place, on ouvre les mors afin d'avoir l'espace d'introduire l'éprouvette ; on la dépose sur le bas du montage, ce qui permet de descendre la partie supérieure du montage pour toucher l'éprouvette.

### 1.2.2 Post-Traitement

A partir de ces dimensions, des photographies prises et des efforts enregistrés, on peut identifier le module d'Young de la céramique sur l'ensemble des éprouvettes testées. On se place dans l'hypothèse des petites déformations, on suppose que le comportement des éprouvettes est élastique linéaire pour pouvoir utiliser la résistance mécanique des matériaux.

**Identification du champ de déformation** Lors de la flexion quatre points, la déformée de la fibre neutre de l'éprouvette entre les deux appuis supérieurs est approximée par un polynôme du second degré Equation 2.2 obtenu chapitre 1 Section 3.2.2 Page 51.

$$y_f(x) = Ax^2 + Bx + C \quad (2.2)$$

On récupère la courbure de l'éprouvette sur chaque image grâce à un logiciel de traitement d'image. On obtient ainsi pour chaque photographie une courbure  $y_f$  différente avec des coefficients  $A$ ,  $B$  et  $C$  dépendant de l'effort exercé.

On peut extraire de ces courbures la déformation de l'éprouvette.  $y_f$  étant la courbure de l'éprouvette lors de l'essai, ceci nous permet de remonter à la déformation angulaire  $q(x)$  Equation 2.3 de l'éprouvette.

$$\frac{dy_f(x)}{dx} = \tan(q(x)) \quad (2.3)$$

On obtient donc la déformation locale  $e$  de l'éprouvette Equation 2.4 [Lemaitre *et al.*, 2007]. La déformation angulaire de l'éprouvette est locale et telle que deux directions initialement orthogonales ne le sont plus l'une par rapport à l'autre.

$$e = y \frac{dq(x)}{dx} \quad (2.4)$$

On obtient donc un champ de déformation de l'éprouvette pour chaque image de déformation Equation 2.5.

$$\epsilon(x, y) = \frac{2yA}{1 + (2Ax + B)^2} \quad (2.5)$$

**Identification du champ de contraintes** A chaque image de déformation correspond un effort appliqué différent. Connaissant les efforts appliqués et leur emplacement, on remonte dans un premier temps au champ de contraintes dans l'éprouvette, décrit chapitre 1 Section 3.2.2 Page 51. On se contentera ici du champ qui se situe entre les deux appuis intérieurs. L'expression du champ de contraintes en fonction de l'effort appliqué est indiquée Equation 2.6.

$$s(x, y) = \frac{3yF(L - l_0)}{t^3w} \quad (2.6)$$

**Identification du module d'Young** Une fois les champs de déformations et de contraintes obtenus pour chaque image, on est capable d'estimer le module d'Young de la céramique. En effet, la loi d'élasticité relie les deux champs mécaniques. Grâce aux deux calculs précédents et au comportement élastique Equation 2.7, on obtient le module d'Young en fonction de  $x$  et  $y$  Equation 2.8.

$$s = Ee \quad (2.7)$$

$$E(x, y) = \frac{3F(L - l_0) \cdot (1 + (2Ax + B)^2)}{2At^3w} \quad (2.8)$$

On se restreint aux champs entre les deux appuis intérieurs car c'est la partie de l'éprouvette dont on connaît le mieux les conditions limites. Cependant, la manière dont le module d'Young dépend des coordonnées dans le matériau n'a pas de sens. Cela est dû aux différentes approximations faites, propres à la résistance des matériaux. Par conséquent, on calcule un module d'Young global dans l'éprouvette avec la valeur de  $x = \frac{L}{2}$  Equation 2.9.

$$E = \frac{3F(L - l_0) \cdot (1 + (AL + B)^2)}{2At^3w} \quad (2.9)$$

On choisit cette valeur de  $x$  parce qu'on considère la variation du module d'Young en fonction de  $x$  négligeable.

### 1.2.3 Évaluation des modules d'Young

Depuis l'effort exercé, on retrouve le champ des contraintes et à partir de la courbure de l'éprouvette photographiée, on remonte à son champ de déformation. C'est pour cela qu'il est nécessaire de prendre des images de la courbure de l'éprouvette : pour avoir sa déformation. Ainsi, à un temps donné, nous faisons correspondre une photo à un effort. On peut donc faire correspondre un champ de déformation dans l'éprouvette à un

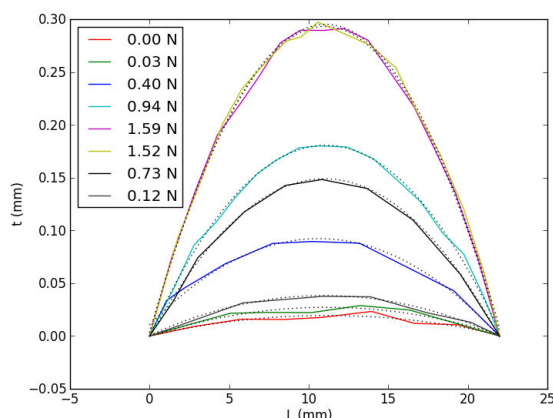


FIGURE 2.16 – Graphique représentant en couleur et trait pleins les mesures de courbures pour plusieurs efforts de l'éprouvette lors d'un essai et en trait pointillé l'évaluation de la courbure de l'éprouvette permettant le calcul du module d'Young.

champ de contrainte dans cette même éprouvette. Ayant ainsi estimé les contraintes et les déformations à chaque instant, on estime le module d'Young de l'alumine  $Al_1$ .

Pour évaluer le module d'Young pour chaque éprouvette, on extrait les courbures des éprouvettes sur plusieurs photographies. On obtient les résultats de la déformation présentés à la Figure 2.16. Une courbe représente une photographie et donc un effort. On observe bien que la courbure augmente avec l'effort. De plus, le polynôme du second degré représenté en pointillé semble bien correspondre aux courbures expérimentales. Ces courbures nous permettent d'obtenir des évaluations du module d'Young pour chaque éprouvette.

Nous pouvons considérer que le module d'Young global peut varier d'une éprouvette à l'autre. La céramique étant un matériau hétérogène, elle a un comportement statistiquement distribué comme expliqué chapitre 1 Section 2.1 Page 23. On calcule donc le module d'Young de plusieurs éprouvettes pour avoir une évaluation moyenne représentative de la céramique.

La courbe Figure 2.17 représente la probabilité cumulée d'un module d'Young inférieur au module d'Young en abscisse. Cette évaluation permet de considérer l'ensemble des valeurs du module d'Young calculées avant le chargement en fatigue et obtenues sur 11 éprouvettes. On peut donc déterminer une valeur moyenne et un écart-type à cette valeur. Ainsi, on évalue l'hétérogénéité du module d'Young pour la céramique.

#### 1.2.4 Discussion

On évalue le module d'Young de la céramique de 270 à 400 GPa. L'ordre de grandeur des valeurs obtenues correspond à l'ordre de grandeur obtenu par [Munro, 1997] de 350 à 400 GPa. Nous avons donc des résultats cohérents bien qu'on observe des valeurs plus basses.

Plusieurs hypothèses doivent toutefois être vérifiées.

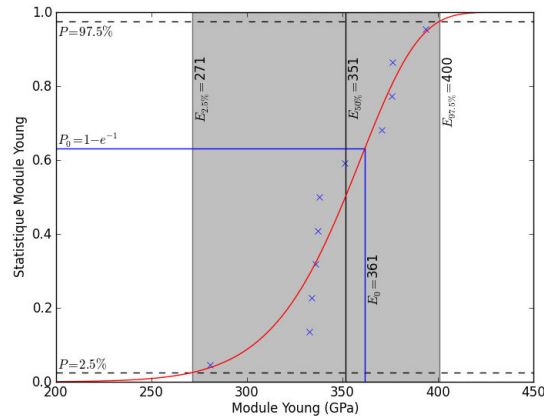


FIGURE 2.17 – Probabilité cumulée des éprouvettes ayant un module d’Young inférieur à la valeur en abscisse.

- Nous avons négligé les contraintes résiduelles. En effet, on suppose que l’évolution du module n’est pas modifié par l’état de contraintes résiduelles.
- Nous supposons que le chargement effectué est dans le domaine d’élasticité. Si l’on dépasse le domaine d’élasticité de la céramique, elle s’endommage. Cela devrait avoir pour conséquence de diminuer le module d’Young de la céramique. La Figure 2.18 exprime le module d’Young en fonction de l’effort exercé pour les 11 éprouvettes, que ce soit avant ou après le chargement en fatigue. La présence d’un effort d’endommagement serait observée si le module d’Young diminuait à partir de cet effort et pour des efforts plus élevés. Le module d’Young augmente pour toutes les éprouvettes en fonction de l’effort, l’endommagement de la céramique n’est donc pas visible.

En revanche, on observe une dépendance du module d’Young en fonction de l’effort. Il aurait été intéressant d’observer le comportement d’une éprouvette à de plus grand efforts. Cependant, on ne pouvait pas monter à des efforts supérieurs à 4 N, car l’éprouvette cassait avant. Cela pourrait expliquer les modules d’Young bas que nous observons et qui sont inférieurs aux valeurs de [Munro, 1997] : nos efforts de mesures sont peut-être plus faibles que ceux qu’il a utilisé pour ses mesures.

- Lors de la description du post-traitement, nous avons obtenu un module d’Young dépendant de la coordonnée  $x$  de l’éprouvette. Nous avons estimé que la valeur globale du module d’Young dans l’éprouvette était déterminée lorsque dans le repère de l’éprouvette  $x = \frac{L}{2}$ .
- Nous avons supposé que l’essai était symétrique. En terme d’effort, il y a une différence d’effort entre les deux appuis inférieure à 10% : on suppose que cela n’a pas une grande influence.
- La machine effectuant la TMA aurait éventuellement pu être utilisée pour effectuer des essais de compression avec les éprouvettes de dilatation thermique pour

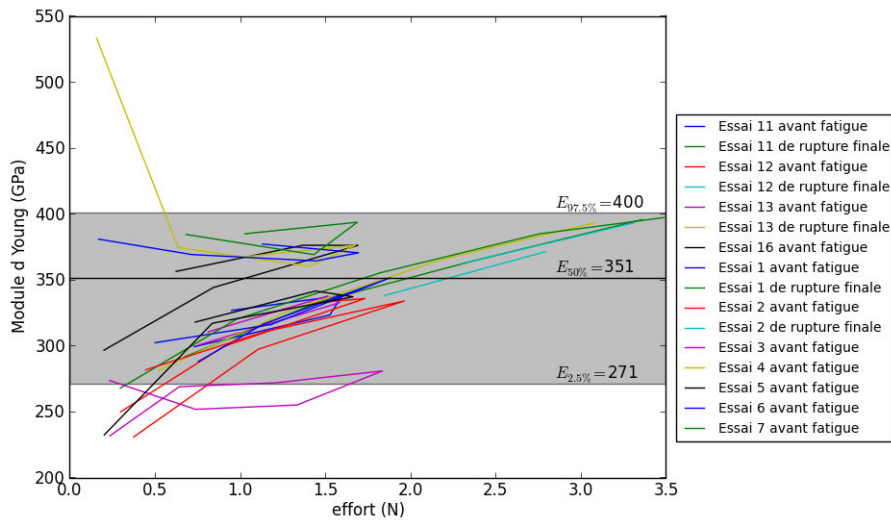


FIGURE 2.18 – Module d'Young en fonction de l'effort. Quasiment toutes les courbes d'essais sont comprise dans la zone grisée.

évaluer l'évolution du module d'Young en température. Bien que le volume de caractérisation soit différent, cela aurait pu apporter une idée de l'influence du volume et un comportement dépendant de la température. Nous n'y avons pas pensé lors de l'étude, et plus tard, les éprouvettes de dilatation ont été découpées pour des essais d'indentation décrits Section 2.4 Page 126.

On a donc évalué le module d'Young sur plusieurs éprouvettes. Cela nous a permis d'obtenir une valeur moyenne de 335 GPa du module d'Young ainsi qu'un écart type de 65 GPa à température ambiante. Cependant, puisque le module d'Young semble augmenter avec l'effort lorsque les efforts exercés semblent grand, il nous paraît adapté d'utiliser un module d'Young de 400 GPa.

### 1.2.5 Conséquence de la fatigue sur l'élasticité

Grâce aux évaluations du module d'Young avant et après le chargement en fatigue, on peut observer une possible modification de ce module. Cela pourrait refléter un effet de fatigue de la céramique. En effet, des microfissurations ou des décohésions de grains pourraient modifier le comportement de l'alumine. L'intérêt est donc de comprendre si sous sollicitations, on peut constater un endommagement des grains ou des interfaces de grains dans la céramique. On va donc comparer les modules d'Young avant fatigue aux modules d'Young après fatigue. Si le module d'Young est plus faible après fatigue qu'avant, alors on aura identifié un endommagement de la céramique.

Figure 2.19, nous pouvons comparer le module d'Young avant et après fatigue pour une des sept éprouvettes ayant subi 50000 cycles de fatigue en flexion quatre points de 3·1 N sans avoir cassé. Nous n'observons aucune modification notable du module d'Young pour cette éprouvette, et c'est le cas pour toutes les autres que nous avons obser-

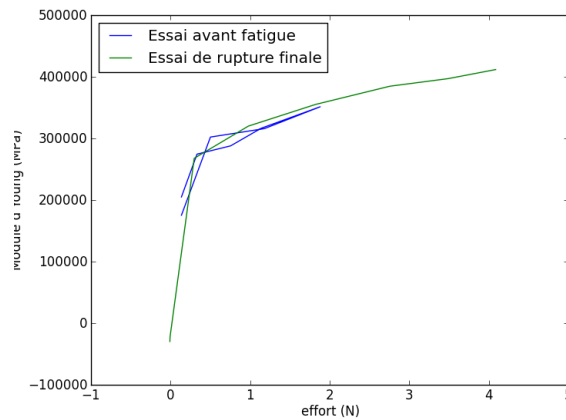


FIGURE 2.19 – Ce graphique représente des essais de flexion d’une même éprouvette avant et après les sollicitations de fatigue (jusqu’à rupture).

vées. Cela tend à montrer que s’il y a endommagement de la céramique au cours des essais de fatigue, il est sans effet sur le module d’Young. Le comportement sous chargement de fatigue de la céramique sera étudié de manière plus complète Section 2.3 Page 118.

### 1.2.6 Conclusion

Nous avons pu évaluer une valeur de module d’Young à température ambiante. On a pu observer qu’il n’évoluait pas avec la fatigue. Cette valeur est obtenue, en considérant le module d’Young estimé sur 11 éprouvettes, par l’intermédiaire d’essais de flexions quatre points. Ce module d’Young nous permettra d’évaluer le champ de contrainte du substrat dans l’alumine.

## 1.3 Méthode d’évaluation des contraintes résiduelles de fabrication

Pour évaluer le champ total de contrainte dans l’alumine du substrat, nous devons évaluer les contraintes résiduelles de fabrication qui pourraient s’y trouver. Nous avons vu précédemment que la dilatation thermique de la céramique était isotrope. Cependant l’étude effectuée précédemment concerne l’alumine déjà cofrittée et non l’alumine lors de son cofrittage. Cela signifie donc que ce n’est pas le même matériau et que la présence de contrainte résiduelle supposée chapitre 1 Section 3.3.3 Page 69 n’est pas remise en question par l’étude précédente. Il est donc nécessaire d’identifier ces contraintes résiduelles si elles existent car elles peuvent modifier le champ de contraintes d’après [Evans et Hutchinson, 1994]. Cela pourrait donc avoir un effet significatif sur le comportement de l’assemblage.

Mais l’identification des contraintes résiduelles dans les céramiques en profondeur, et sans échantillons de référence, dont les contraintes résiduelles sont nulles, n’est pas normalisée. Il nous faut donc, d’après l’influence des contraintes résiduelles, développer une

technique d'identification afin de les évaluer lors des essais. Puis, nous les modéliserons pour simuler l'utilisation du substrat.

### 1.3.1 Influences des contraintes résiduelles

Pour identifier l'influence des contraintes résiduelles du substrat, il est nécessaire de comprendre leur impact sur le champ de contraintes mécaniques dans celui-ci. Une partie du champ mécanique est due aux sollicitations thermiques subies par le substrat. L'autre partie du champ mécanique est due aux contraintes résiduelles de fabrication. En effet, aucun effort mécanique extérieur n'est exercé sur le substrat dans cette étude.

Il est donc nécessaire de calculer ces contraintes résiduelles car elles modifient le champ total de contraintes.

Tout d'abord, les contraintes résiduelles, en s'ajoutant aux contraintes dues aux sollicitations thermiques modifient l'intensité des contraintes subies par le substrat. En second lieu, alors que les contraintes générées par les sollicitations thermiques sont tridimensionnelles, les contraintes résiduelles s'opposent à des déformations dans le plan des feuilles de céramique. On peut donc considérer qu'elles sont principalement dans le plan des feuilles de céramique. Enfin, d'une feuille à l'autre, les contraintes résiduelles sont opposées les unes aux autres car sans sollicitation thermique, on considère le substrat en équilibre mécanique. Il y a donc des sauts de contraintes entre les feuilles de céramique malgré le fait que l'on néglige la présence d'un comportement mécanique spécifique au niveau des interfaces, une fois le produit fini.

Ces effets peuvent avoir une influence importante :

- Au niveau de la loi de Weibull, car elle prend en compte l'hétérogénéité et l'intensité du champ de contraintes. La probabilité de rupture du matériau dépend en effet du champ total de contraintes.
- Au niveau de l'endommagement des pistes de tungstène. A cet endroit, les deux surfaces de céramique en contact pourraient avoir une augmentation de contraintes de cisaillement, dues à ce saut de contraintes. Or, il y a seulement dix microns d'épaisseur de tungstène pour les pistes électriques imprimées à cette interface. La valeur des contraintes résiduelles pourrait initier un délaminage à l'interface tungstène-alumine durant le cyclage thermique.

Pour quantifier ces contraintes résiduelles, nous allons prendre en compte ces influences.

### 1.3.2 Technique d'identification

Il s'agit maintenant de prendre en considération le champ des contraintes résiduelles dans des éprouvettes en flexion composées de deux couches de céramique.

**Simplification du champ des contraintes résiduelles** On suppose que les contraintes résiduelles sont de valeur constante dans chaque feuille et ont la même direction que les contraintes principales maximum exercées dans ces éprouvettes en flexion. Nous faisons aussi l'hypothèse que le principe fondamental de la statique (PFS) s'applique sur le



substrat fini, c'est-à-dire qu'on le considère dans un état d'équilibre. Étant donné que le substrat est en équilibre et que nous avons observé chapitre 1 Section 2.3.2 Page 38 que le substrat n'était pas déformé, l'application du PFS nous semble justifié. Cela signifie que les contraintes résiduelles sont auto-équilibrées et donc que d'une feuille à l'autre, elles sont de signe opposé mais ont la même intensité  $s_A$  dans les deux couches. De cette manière, lorsque l'on fait un bilan des efforts sur le volume total des éprouvettes, on valide le PFS. On définit donc les contraintes résiduelles Equation 2.10, et elles s'expriment en fonction de  $s_A$ , l'intensité des contraintes, et de la couche de céramique.

$$|s_{res}| = s_A \quad (2.10)$$

On obtient donc un champ de contraintes résiduelles simple et avec peu de paramètres.

**Addition des champs de contraintes** On considère, Equation 2.11, que les champs de contraintes appliquées  $s_{flexion}$  et résiduelles sont linéairement superposables et s'expriment comme un champ de contraintes  $s_{tot}$ .

$$s_{tot} = s_{flexion} + s_{res}(s_A, \text{couche}) \quad (2.11)$$

Les essais de flexion sont des essais de flexion trois points, tel que présenté en haut de la Figure 2.20 et des essais de flexion quatre points tel que présenté en bas de la figure.

**Sens des éprouvettes** Dans ces essais, le raclage de la feuille supérieure peut être dirigé selon la direction  $x$  ou à  $90^\circ$  de cette direction dans les plans des feuilles de céramique. Nous n'avons aucun moyen de connaître la direction de raclage pour les feuilles de l'empilement, et ce, pour chaque éprouvette. Nous savons par contre que ces directions de raclage sont orthogonales. Nous avons donc deux champs de contraintes résiduelles possibles, en supposant  $s_A > 0$ .

**Cas 1 :** couche 1 :  $s_{res} = s_A$  et couche 2 :  $s_{res} = -s_A$

**Cas 2 :** couche 1 :  $s_{res} = -s_A$  et couche 2 :  $s_{res} = s_A$

Le champ de contraintes calculé Equation 2.12 sera la somme du champ de contraintes résiduelles et du champ de contraintes créé par la flexion.

$$s_{tot}^i(x, y, z) = s_{flex}(x, y, z) + s_{res}(x, y, z, \text{cas } i) \quad (2.12)$$

On obtient ainsi deux champs de contraintes effectifs ( $s_{tot}^1$  et  $s_{tot}^2$ ) possibles au sein de l'éprouvette. On peut les exprimer comme la contrainte maximum du champ  $s_{max}^i$  multipliée par l'hétérogénéité du champ  $H_i(x, y, z)$ , comme montré Equation 2.13.

$$\langle s_{tot}^i(x, y, z) \rangle = s_{max}^i H_i(x, y, z) \quad (2.13)$$

A l'aide des paramètres de Weibull  $m$  et  $s_0$ , on peut donc évaluer les volumes effectifs  $V_{eff}^i$  des deux cas, ce qui nous permet d'obtenir les contraintes de Weibull  $s_W^i$  des deux

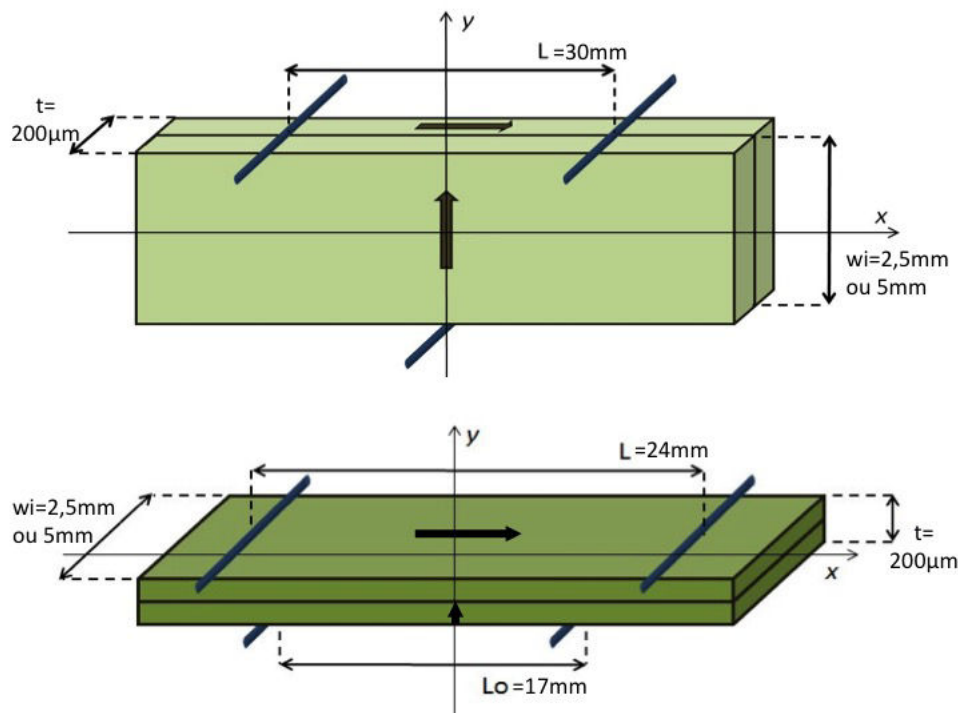


FIGURE 2.20 – En-haut on peut voir la disposition des éprouvettes en flexion trois points alors qu'en-bas, on peut voir la disposition des éprouvettes en flexions quatre points.

cas. Une fois ces contraintes calculées, on calcule les probabilités de rupture pour une contrainte de Weibull inférieure à la contrainte de Weibull donnée.

On obtient donc deux lois de probabilité de rupture  $P_R^1$  et  $P_R^2$ . On peut alors supposer l'équiprobabilité des configurations de raclage. C'est-à-dire que les deux cas sont possibles, à chances égales. On calcule une moyenne de ces deux lois pour obtenir une loi unique, Equation 2.14.

$$P_R = \frac{1}{2}(P_R^1 + P_R^2) \quad (2.14)$$

Ainsi, la distribution statistique des chargements à rupture des éprouvettes provient aussi de la sélection aléatoire de l'orientation de la feuille supérieure lorsque l'éprouvette est montée dans la machine d'essai. Les probabilités de rupture expérimentales sont donc représentées quelle que soit la position de l'éprouvette dans la machine.

### Prise en compte des contraintes résiduelles dans les essais de flexion trois points

Dans les essais de flexion trois points, on considère que les contraintes résiduelles n'auront pas d'influence. En effet, les couches subissent les mêmes efforts de flexion, les contraintes résiduelles se soustraient dans une feuille et s'additionnent dans l'autre. Ainsi, la probabilité moyenne est modifiée par les contraintes résiduelles d'une manière que l'on considère comme négligeable en première approximation. Nous verrons plus tard que cette approximation ne semble pas valide pour les deux alumines.

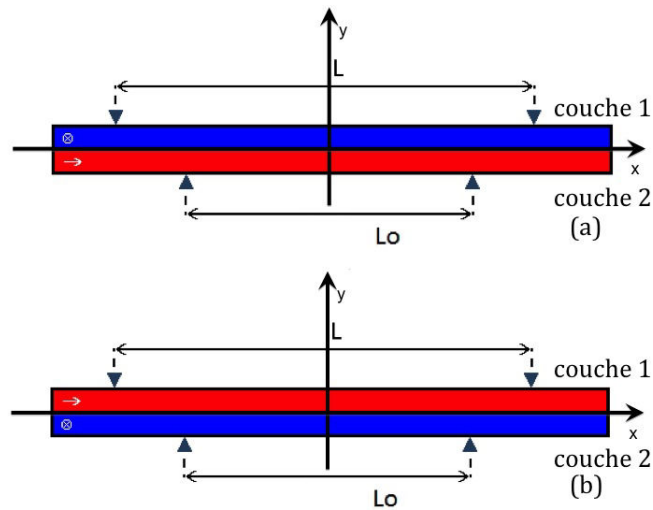


FIGURE 2.21 – Répartitions des contraintes résiduelles (a) selon le Cas 1 ou (b) le Cas 2.

En revanche, le volume effectif est très faible ( $V \approx 0.09 \text{ mm}^3$ ) par rapport aux essais de flexion quatre points ( $V \approx 0.6 \text{ mm}^3$ ). Cela est dû à la disposition de l'éprouvette et au type de flexion exercée. Cette taille de volume effectif rend l'éprouvette plus sensible au champ de contraintes distribuées et donc à la dispersion des défauts. Les éprouvettes de flexions trois points sont donc les plus adaptées pour identifier de manière fine les coefficients de Weibull.

### Prise en compte des contraintes résiduelles dans les essais de flexion quatre points

En revanche, dans les essais de flexion quatre points, on ne néglige pas les contraintes résiduelles de fabrication. Le volume effectif des essais de flexion quatre points est plus grand, dû à la disposition des éprouvettes, mais aussi dû au type de flexion effectué. Les effets statistiques de rupture et donc la dispersion des résultats est plus faible, ce qui nous permet donc, une fois les coefficients de Weibull identifiés en flexion trois points, de mieux observer les écarts entre les contraintes à rupture théoriques et les contraintes à rupture expérimentales. Cela nous permettra donc de mieux observer l'effet des contraintes résiduelles de fabrication. Tout d'abord, nous savons que si l'on prend en compte les contraintes résiduelles de fabrication dans les éprouvettes dans ces essais, les dispositions possibles des contraintes résiduelles dans les éprouvettes sont représentées Figure 2.21. Les flèches désignent des contraintes résiduelles positives et les croix encadrées, des contraintes résiduelles négatives. Dans le Cas 1, les contraintes résiduelles positives sont dans la couche 2 et dans le Cas 2, les contraintes positives sont dans la couche 1. Cette répartition des contraintes résiduelles change significativement les probabilités de rupture. En effet, les fissures s'initient dans les sous-volumes en fonction de la contrainte principale maximum positive.

En effet, Figure 2.22, on observe les contraintes de flexion dans la direction  $x$  dans les éprouvettes en fonction de leur profondeur. Les contraintes dues au chargement en

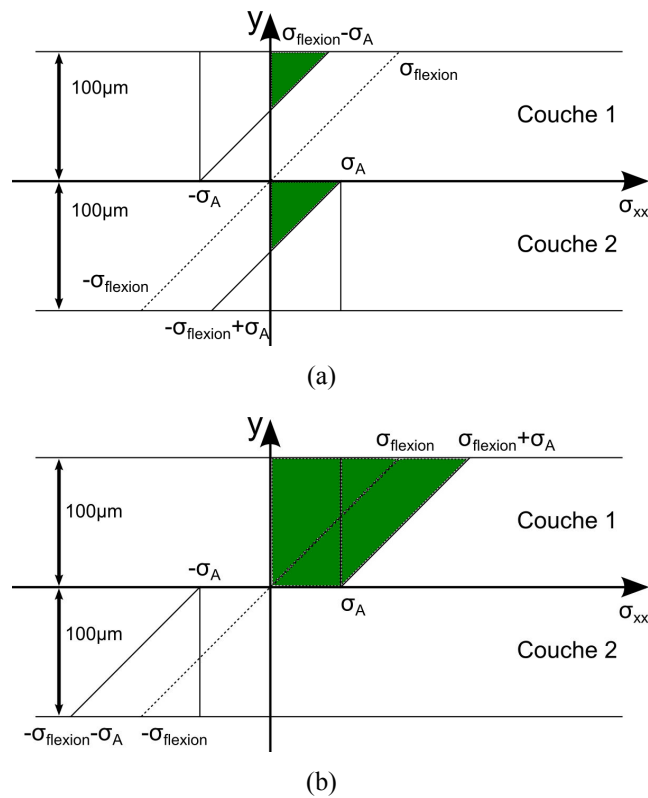


FIGURE 2.22 – Représentation des effets des contraintes résiduelles (a) pour le Cas 1 et (b) pour le Cas 2 : la direction des contraintes résiduelles maximales principales est opposée dans deux couches adjacentes.

flexion sont représentées en trait pointillé. Il est identique dans les deux cas. En trait plein, c'est le champ total de contraintes prenant en compte les contraintes dues à la flexion, additionnées aux contraintes résiduelles, tel que supposé précédemment. On observe alors que les contraintes résiduelles, en modifiant la distribution des contraintes dans le volume de l'éprouvette, modifient les contraintes de Weibull. En effet, nous observons en vert les contraintes positives qui seront prises en compte pour le calcul de la probabilité de rupture. Or, on voit que la répartition des contraintes positives dans l'éprouvette est différente selon les cas : cela va donc modifier la probabilité de rupture.

### 1.3.3 Évaluation à partir de résultats expérimentaux

Nous allons caractériser grâce à ces essais de flexions les contraintes résiduelles par un simple calcul mécanique. Dans un premier temps, nous effectuerons des essais de rupture sur des éprouvettes en flexion trois points. Puis, nous nous appuierons sur le comportement à rupture de la céramique identifiée dans ces essais, pour mesurer les contraintes résiduelles.

On connaît le champ de contraintes en flexion trois et quatre points des éprouvettes. Il s'agit alors d'observer la loi de Weibull expérimentale dans la configuration de flexion quatre points.

Pour chaque éprouvette, on estime le champ de contraintes de flexion  $s_{flex}$ , sa géométrie et l'effort à rupture. Le volume effectif sera calculé pour chaque éprouvette et pour les différentes possibilités de positionnement. Une probabilité de rupture sera alors évaluée en utilisant les coefficients de Weibull obtenus grâce aux essais de flexion trois points mais pour les éprouvettes en flexion quatre points.

On la compare alors à la loi de Weibull expérimentale. On devrait constater deux lois différentes.

Pour évaluer les contraintes résiduelles, il s'agit alors de faire varier  $s_A$  et ainsi, le champ des contraintes résiduelles  $s_{res}$ . On peut ainsi faire correspondre la courbe aux résultats expérimentaux des essais de flexion quatre points. Afin d'ajuster au mieux les contraintes résiduelles, on compare les résultats expérimentaux aux résultats théoriques en évaluant l'écart. On teste ainsi plusieurs valeurs de  $s_A$  et on prend celle qui minimise l'écart entre les deux courbes ainsi obtenues. Sans modifier les autres paramètres, on peut ainsi identifier  $s_A$ , l'intensité des contraintes résiduelles de fabrication.

### 1.3.4 Modélisation numérique des contraintes résiduelles

**Modélisation des éprouvettes d'identification** Les contraintes résiduelles sont apparues lors de la fabrication du substrat. On utilise donc un logiciel par éléments finis pour modéliser l'apparition des contraintes résiduelles et obtenir le champ de contraintes résiduelles au sein du double couche.

On considère un substrat de deux couches de céramique collées d'épaisseur de 200  $\mu$ m et de base carrée de 2,5 mm de côté. Il est modélisé en trois dimensions avec des dilatactions thermiques orthogonales différentes fictives  $\alpha_{F+}$  et  $\alpha_F$  dans le plan des feuilles.

On associe à chaque couche ce comportement de dilatation et il est orthogonal dans chaque couche conjointe. On considère aussi un module d'Young de 400 GPa. Le module d'Young et la dilatation thermique utilisés dans ce modèle ne sont pas physiques, cependant, à ces températures, et n'étant pas dans le même état solide que le substrat final, nous ne les connaissons pas. Ils permettent surtout de générer le champ de contrainte dans le double couche.

L'état initial du modèle correspondant à l'état initial de la céramique lors du cofrittage à haute température, on considère qu'il n'y a pas de contrainte. Les côtés du substrat ont des conditions limites de symétrie. On maille le substrat avec des éléments tétraèdres de 70  $\mu\text{m}$ . Aucun effort mécanique ne sera exercé. Il n'y aura qu'une diminution de température exercée.

On diminue alors la température globale du double couche, ce qui représente la diminution de température du cofrittage. On obtient ainsi un champ de contraintes résiduelles des éprouvettes, selon des directions de contraintes orthogonales. L'anisotropie des couches et la modification de température provoquent l'apparition de contraintes.

Cependant, on ne connaît pas les dilatations thermiques de ce matériau à 1600 C, ni l'état de pâte ou solide du matériau. On ne peut donc pas connaître a priori les contraintes résiduelles.

Pour évaluer les contraintes générées pour ce substrat, on définit alors que la valeur maximum de la contrainte principale maximum doit être  $S_A$ , identifiée lors des essais Section 2.2 Page 112. On suppose que la valeur minimum de contrainte principale maximum doit être opposée à celle-ci. Le calcul étant thermoélastique linéaire, la répartition du champ de contraintes et de déformation est similaire, quelles que soient la température et la dilatation, seules les intensités des contraintes changent. Pour obtenir les contraintes principales maximum identifiées, on ajuste les coefficients de dilatation thermique à  $\alpha_{F+} = 10 \cdot 10^{-6} \text{m} \cdot \text{C}^{-1}$  et  $\alpha_F = -10 \cdot 10^{-6} \text{m} \cdot \text{C}^{-1}$  ainsi que la température initiale  $T_{iCR} = 5,5 \text{ C}$ . Ces paramètres ne sont pas physiques mais ils nous permettent d'obtenir les contraintes résiduelles de fabrication que l'on peut voir Figure 2.23. On observe sur cette figure des contraintes principales maximum de 22 MPa quasiment toutes dans le plan et orthogonales d'une couche à l'autre. De même, nous observons des contraintes principales minimum de -22 MPa quasiment toutes dans le plan et orthogonales d'une couche à l'autre. Ces contraintes principales de 22 MPa sont identifiées dans l'alumine *Al1* dans la Section 2.2 Page 112.

Les paramètres importants pour modéliser les contraintes résiduelles sont la géométrie du substrat, le module d'Young, les coefficients de dilatation thermique et la température initiale. On obtient le champ des contraintes résiduelles. Les contraintes sont bien orthogonales et il y a une discontinuité de contrainte entre les couches. La direction et l'intensité des contraintes semblent correspondre à la physique du modèle.

Pour améliorer l'identification du champ de contraintes résiduelles puis par la suite pour le modéliser, on a utilisé le module de remaillage automatique d'Abaqus. Lors de son utilisation, les mailles sont diminuées au niveau de la discontinuité. Cependant, la discontinuité étant due au comportement matériau, elle est logique. Il n'y a donc pas de raison de raffiner le maillage à ce niveau-là, car par conséquent la variation de contrainte

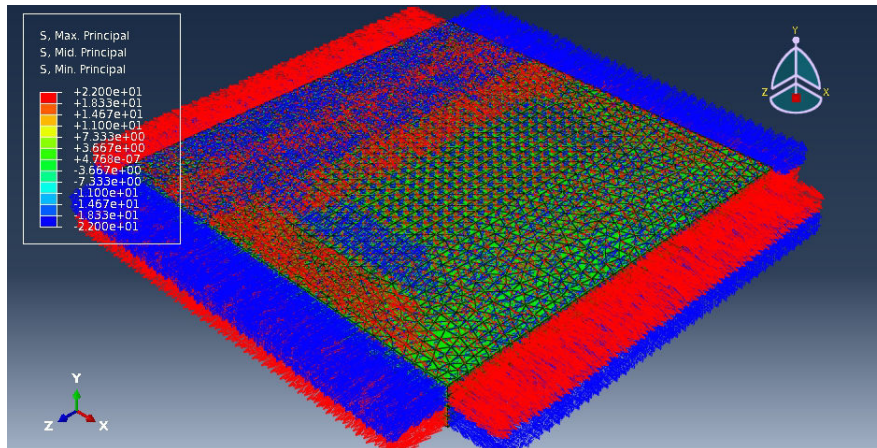


FIGURE 2.23 – Répartitions des contraintes résiduelles dans un double couche de céramique de  $200 \mu\text{m} \rightarrow 2.5 \text{ mm} \rightarrow 2.5 \text{ mm}$  obtenues par anisotropie de dilatation thermique des couches de céramique

entre deux couches étant opposé, elle est grande.

**Généralisation aux multicouches** Une fois les contraintes résiduelles identifiées Section 2.2 Page 112, il faut pouvoir les prendre en compte dans la modélisation par éléments finis d'un substrat multicouche. Cependant, ce n'est plus un bicouche que l'on a mais un substrat multicouche avec la présence éventuelle de vias et cela peut répartir différemment les contraintes résiduelles. Pour généraliser la forme du champ de contraintes résiduelles dans un substrat multicouche, on va utiliser les paramètres identifiés lors de la modélisation en bicouche, c'est-à-dire les coefficients de dilatation thermique  $\alpha_{F+}$  et  $\alpha_F$ , ainsi que la température initiale  $T_{ICR}$  fictifs. On peut ainsi déterminer le champ de contraintes dans toutes les couches.

On suppose que l'on recrée le processus de génération des contraintes avec un champ de contraintes correct. En effet, ce qui a le plus d'importance est l'effet de la différence de dilatation. Or, précédemment, on a ajusté l'intensité du champ de contraintes, celui-ci ayant été évalué lors des essais de flexion quatre points. Ces mesures de contraintes résiduelles seront intégrées au modèle par éléments finis du substrat HTCC en trois dimensions. Elles seront définies comme un champ de pré-contraintes pour chaque couche. Ainsi, cela nous permettra de modéliser les contraintes résiduelles de fabrication d'un substrat multicouche.

## 1.4 Conclusion

Dans le chapitre 1, nous avons expliqué le contexte de l'étude. L'objectif de cette section était d'identifier les comportements mécaniques linéaires de la céramique lors d'une utilisation sous chargement thermique. La dilatation thermique, le comportement élastique et l'identification des contraintes résiduelles permettront de pouvoir modéliser par

la suite le comportement du substrat. Pour effectuer ces identifications, nous avons adapté les techniques d'essais classiques et leurs identifications aux dimensions des éprouvettes de céramique.

La dilatation thermique de la céramique en fonction de la température a tout d'abord été identifiée. Or, cette dilatation thermique était du même ordre de grandeur que celle du système de mesure et nous avons dû la prendre en compte. Ceci nous permet désormais de modéliser le couplage thermomécanique dans le substrat. En effet, le chargement du substrat est mécanique mais s'obtient via sa dilatation thermique. Nous avons donc évalué le coefficient de dilatation thermique en fonction de la température. Et les deux directions parallèles à la surface des feuilles de céramique constituant le substrat ont été étudiées. La différence de dilatation observée étant négligeable face aux erreurs de mesure, nous considérerons donc par la suite que la dilatation de la céramique identifiée est isotrope.

Par la suite, nous avons évalué le comportement élastique linéaire de la céramique. Pour cela, nous avons effectué un essai classique de flexion, mais sur une éprouvette de petite dimension. En effet, ce travail est nécessaire car la taille de matériau considéré est faible dans le substrat. Cela peut changer son comportement mécanique par l'apparition, par exemple, d'hétérogénéité négligée à plus grande échelle. Le comportement élastique reliant les contraintes aux déformations nous permettra d'évaluer toutes les contraintes au sein du substrat. Nous savons déjà que celui-ci est de nature élastique fragile. Pour obtenir le comportement total du substrat, il nous restera donc à identifier son comportement à rupture.

D'après la distribution de modules d'Young mesurés Figure 2.17 Page 90, nous pouvons déterminer que le module d'Young de la céramique est entre 270 et 400 GPa. Nous considérerons donc par la suite un module d'Young de 400 GPa. En effet, toutes les courbes observées Figure 2.18 Page 91 montrent que le module d'Young tend vers cette valeur supérieure de l'évaluation avec l'augmentation des efforts. C'est une conclusion cohérente sachant que les ordres de grandeur du module d'élasticité pour une céramique  $Al_2O_3$  sont respectés. De plus, la variabilité des résultats est large par rapport à cette valeur moyenne et nous devons évaluer un risque de rupture. Prendre un module d'Young plus élevé sera donc une mesure de prévention qui n'a pour seul risque que de nous faire surestimer le risque de rupture. Nous pourrions donc par la suite évaluer les efforts et les déformations de la céramique dans des conditions de sollicitations thermomécaniques.

Le comportement thermique global du substrat multicouche peut être anisotrope lors du processus de fabrication du substrat. En effet, les températures peuvent atteindre 1600 C à ce moment. L'absence de courbure observée sur les substrats multicouches amène à considérer l'apparition de contraintes résiduelles lors des processus de fabrication. Il nous a donc fallu identifier celles-ci. En effet, les contraintes résiduelles de fabrication modifient le champ de contraintes du substrat et doivent être prises en compte dans les études de fiabilité. Pour cela, nous avons déterminé la forme du champ des contraintes résiduelles. Nous l'identifierons après analyse des essais, lors de la Section 2.2 Page 112.

Pour faire ces identifications, nous utilisons les hypothèses de la mécanique des milieux continus, qui nécessitent un volume de matière suffisant pour pouvoir être appliquées. La taille de la microstructure de la céramique est de 5 à 10  $\mu$ m alors que la taille des



couches est de 100  $\mu\text{m}$ . C'est un rapport de taille qui peut être estimé tout juste suffisant pour utiliser les formulations de la mécanique des milieux continus. Nos identifications devront donc être considérées comme des valeurs caractéristiques moyennes.

L'état de contrainte du substrat et de la céramique après fabrication et avant utilisation sera donc déterminé. De plus, ayant identifié son comportement mécanique et thermique, nous pourrons évaluer les champs de contraintes qui s'exercent en interne lors de son utilisation. Nous allons donc pouvoir modéliser le comportement thermomécanique du substrat. Cependant, pour prédire sa rupture et donc la fiabilité de l'assemblage, il va nous falloir étudier le comportement à rupture de la céramique.

## 2 Comportement à rupture et en fatigue de la céramique

Maintenant que nous avons identifié les comportements mécaniques linéaires de la céramique, nous allons étudier son comportement à rupture. Cela nous permettra aussi d'évaluer les contraintes résiduelles de fabrication sur celui-ci. Nous chercherons ensuite à évaluer les comportements de fatigue puis de fissuration de la céramique.

### 2.1 Essais de rupture et identification des paramètres de Weibull

Afin de prédire le comportement à rupture de la céramique nous allons déterminer la probabilité à rupture de l'alumine à l'aide d'essais de flexion trois points jusqu'à rupture. Le but de ces essais est d'identifier les paramètres de la loi de Weibull,  $m$  et  $S_0$ .

#### 2.1.1 Description de l'essai

Les essais de flexion trois points décrits Figure 2.24 ont été réalisés sur deux types d'éprouvettes parallélépipèdes. Les éprouvettes de type 1 ont une largeur  $w_1 = 5$  mm et celles de type 2, une largeur  $w_2 = 2.5$  mm. C'est pour avoir des données statistiques que deux types d'éprouvettes de volumes différents ont été sollicités. Pour les éprouvettes de type 1, 25 éprouvettes ont été utilisées et pour les éprouvettes de type 2, 50 lors de ces essais destructifs. Cette énumération est valable pour les deux types d'alumine. On a donc des données statistiquement représentatives. On peut donc ainsi identifier la loi de Weibull pour les deux types d'alumine en prenant en compte deux volumes différents. Cela permet d'identifier les coefficients de Weibull en déterminant une unique courbe de comportement quel que soit le volume concerné et pour des dimensions suffisamment faibles.

Pour toutes les éprouvettes, l'épaisseur est d'environ  $t = 200$   $\mu\text{m}$  et la distance entre les deux appuis est  $L = 30$  mm. Ces dimensions ont été choisies et expliquées chapitre 1 Section 3.3.1 Page 54. L'épaisseur a été mesurée avant chaque essai car un dimensionnement aussi précis pour des tailles aussi faibles est difficilement exact. Les éprouvettes sont toutes constituées de deux feuilles d'alumine en épaisseur, avec leurs directions de raclage à 90 l'une de l'autre.

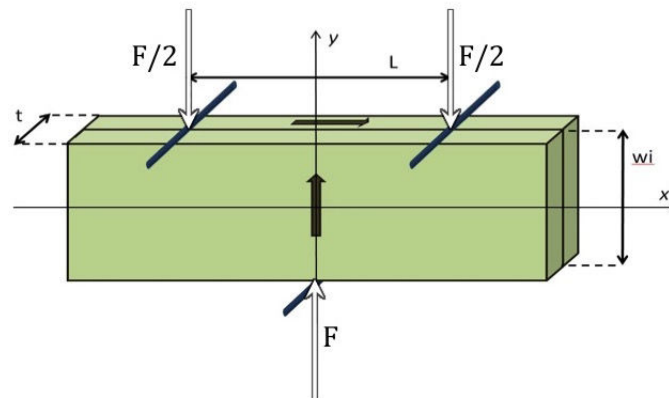


FIGURE 2.24 – Schéma de l'essai de flexion trois points. Les flèches noires indiquent la direction de raclage de chaque feuille et les flèches blanches indiquent la direction des efforts. ( $t = 200 \mu\text{m}$ ,  $L = 30 \text{ mm}$  et  $w_i = 5 \text{ mm}$  ou  $2.5 \text{ mm}$ )

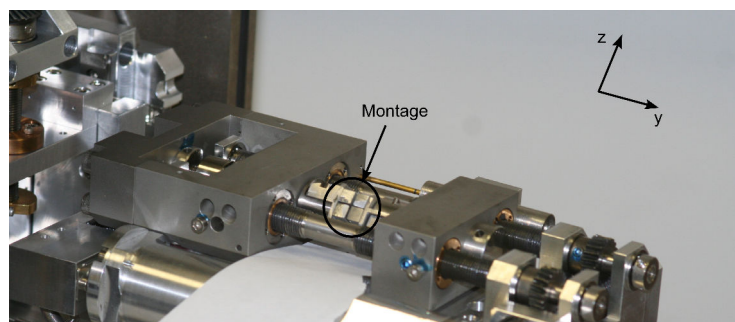


FIGURE 2.25 – Machine de traction-compression.

La Figure 2.25 montre la machine de traction conçue par *Kammrath & Weiss* pour effectuer des essais sur des éprouvettes dans le MEB. Les essais n'ont pas été effectués dans le MEB en ce qui nous concerne. Comme c'est une machine de traction, nous avons besoin d'un montage spécifique pour effectuer des essais de flexion dedans. Le montage choisi pour les essais de flexion trois points est différent de celui des essais en flexion quatre points présenté Figure 2.13 Section 1.2 Page 85. Cette différence provient du fait que les essais de flexion trois points aient été fait en premier et de la différence de disposition des essais. Dans le cas actuel, nous avons tout d'abord envisagé d'effectuer les essais en utilisant des cordes à piano pour appuis. Pour les essais en flexion trois points, la sollicitation des éprouvettes se fait sur la tranche qui est de  $200 \mu\text{m}$  d'épaisseur. L'appui est donc sur une faible surface et on peut considérer que la pression exercée par la corde à piano sur sa zone de contact avec l'éprouvette est homogène. En revanche, les sollicitations exercées pour les essais de flexion quatre points s'effectuent sur une largeur de  $5 \text{ mm}$  ou  $2.5 \text{ mm}$ . La pression de la corde sur l'éprouvette aurait donc été plus difficilement homogène sur la zone de contact avec l'éprouvette. C'est l'une des raisons pour laquelle nous avons choisi de modifier le système d'appui pour les essais de flexion quatre

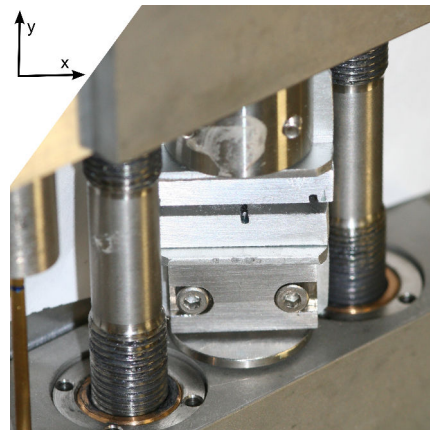


FIGURE 2.26 – Montage de flexion trois points dans la machine d'essai.

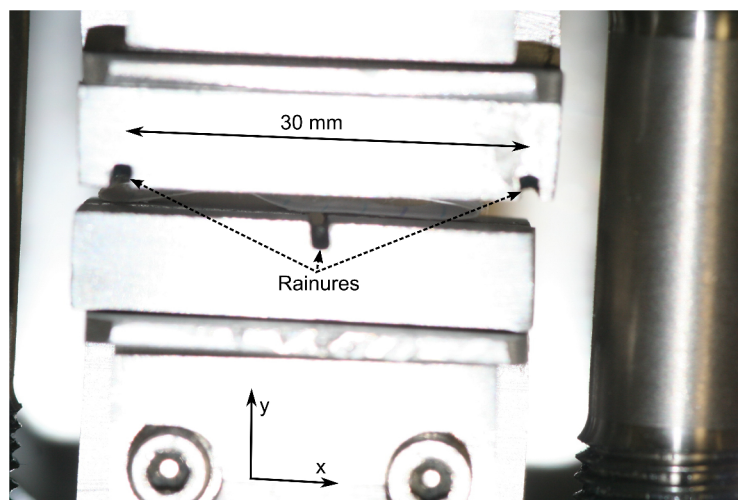


FIGURE 2.27 – On peut voir sur cette photographie du montage de l'essai les trois points permettant d'insérer les cordes à piano pour la flexion.

points.

Figures 2.25, 2.26 et 2.27, on observe le montage utilisé dans la machine en position d'essai. Il est constitué d'une partie haute assurant deux des appuis de l'essai et d'une partie basse assurant le dernier appui de l'essai.

Pour expliquer la manière dont le montage sollicite l'éprouvette, nous allons nous appuyer sur la Figure 2.28. Figure 2.28(a), nous voyons la disposition des cordes à piano représentées par des disques noirs car leur direction est orthogonale au plan (xy) de l'éprouvette représentée par un rectangle coloré. Afin de maintenir les cordes à piano chacune d'entre elle est maintenue dans une rainure du montage comme l'on peut voir sur la partie basse du montage Figure 2.29. Les rainures aussi sont orthogonales au plan (xy) de l'éprouvette comme l'on voit Figure 2.28(b). On observe bien les trois rainures du montage dans lesquelles sont les cordes à piano Figure 2.27.

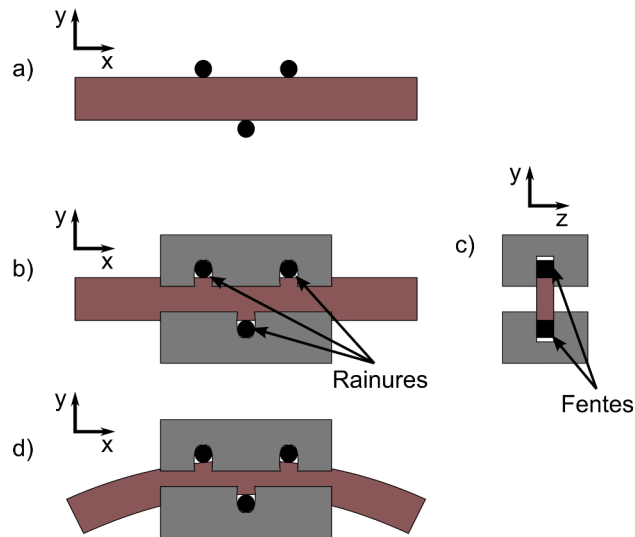


FIGURE 2.28 – Schéma montrant le fonctionnement du montage afin d'exercer une flexion trois points.

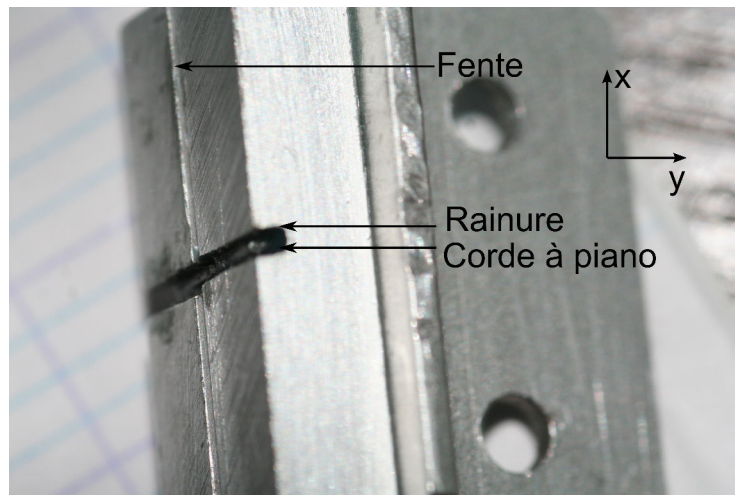


FIGURE 2.29 – Partie basse du montage. Sur la photographie, on peut voir la corde à piano et la fente dans laquelle on glisse en partie l'éprouvette.

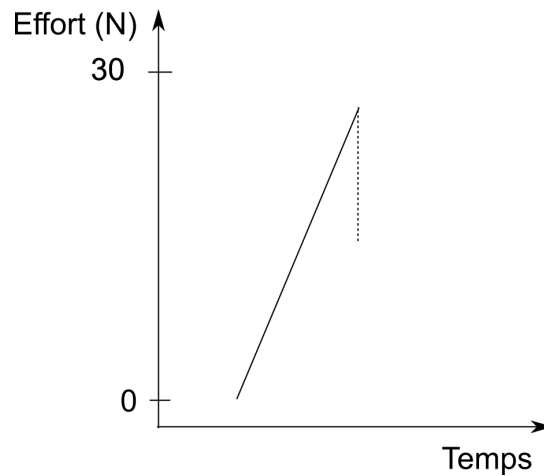


FIGURE 2.30 – Chargement jusqu’à rupture des éprouvettes en flexion trois points

Dans chaque partie du montage, une fente a été prévue pour maintenir l’éprouvette. On voit l’une des fentes, située sur la partie basse du montage Figure 2.29. C’est dans ces fentes que l’on glisse les éprouvettes comme l’on peut voir Figure 2.28(c). En plus de ces fentes, on observe sur cette figure de quelle manière chaque partie du montage est traversée perpendiculairement par les cordes à piano. De cette manière, seules les cordes à piano appuient sur la tranche de l’éprouvette et la sollicitent comme l’on peut voir Figure 2.28(d) tandis que les éprouvettes sont maintenues dans leur position grâce aux fentes du montage. L’éprouvette est ainsi sollicitée en fonction du déplacement du montage comme le montre le schéma de la Figure 2.28(d). Un tel maintien pour des éprouvettes disposées comme dans les essais de flexion quatre point aurait été difficile et c’est la seconde raison pour laquelle le système d’appui a été modifié pour les essais de flexion quatre points.

Un chargement croissant a été appliqué sur chaque éprouvette. Figure 2.30, on peut voir l’effort exercé sur l’éprouvette en fonction du temps jusqu’à rupture. Une fois l’éprouvette rompue, on enregistre l’effort à rupture  $F_R$  grâce à la cellule d’effort de la machine. On identifie ainsi le comportement des alumines  $A11$  et  $A12$  qui est supposé élastique fragile. On suppose aussi que les cordes sollicitent les éprouvettes sur une ligne et non une surface. En effet, les cordes sont considérées fines et les efforts appliqués, de quelques newton, ne les déforment pas.

### 2.1.2 Post-Traitement

Le but est donc d’identifier les paramètres matériaux de la loi de Weibull. En supposant exactes les dimensions du montage Figure 2.24, on peut calculer le champ de contraintes analytiquement car nous restons dans l’hypothèse des petites déformations. En effet, les déplacements des mors sont inférieurs à 1 mm : l’éprouvette ne se déforme donc pas de plus du tiers de sa dimension de sollicitation.

Pour l’identification des essais, on va utiliser la loi modifiée, présentée chapitre 1

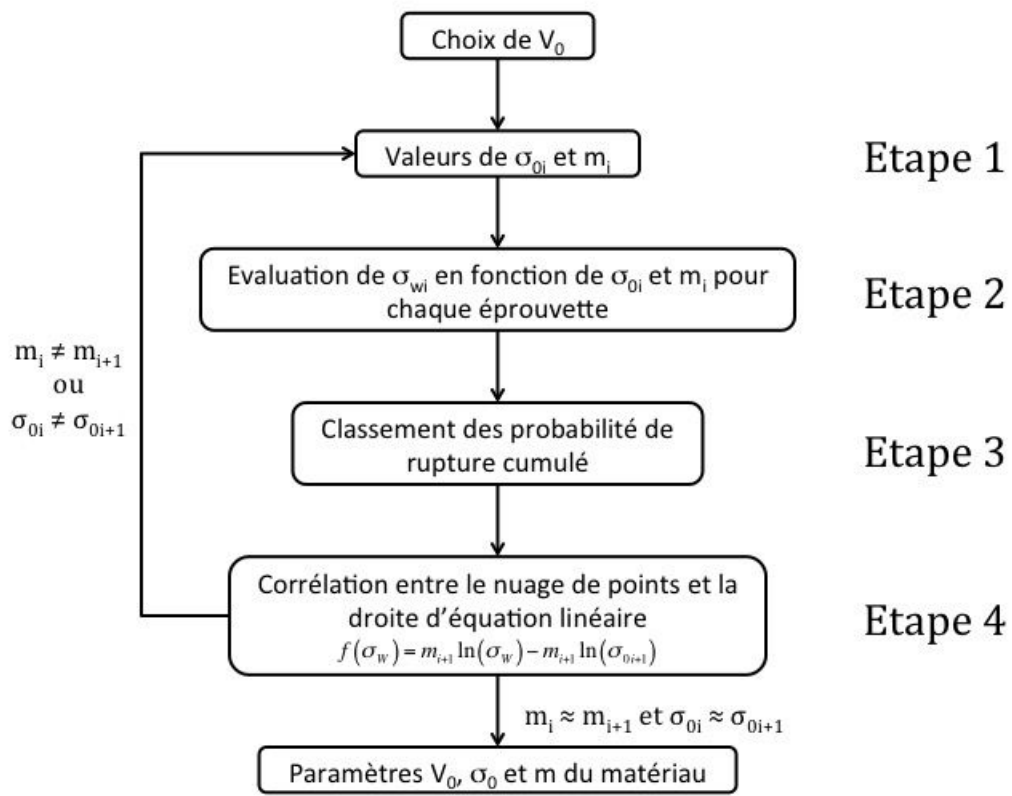


FIGURE 2.31 – Schéma montrant le processus d'identification des paramètres de Weibull

Section 3.3.1 Page 54, et rappelée Equation 2.15.

$$P_R(s_W) = 1 - \exp\left(-\frac{s_W^m}{s_0^m}\right) \quad (2.15)$$

$$s_W = s_{max} \left( \frac{\int_V \left(\frac{s(x,y,z)}{s_{max}}\right)^m dV}{V_0} \right)^{\frac{1}{m}} \quad (2.16)$$

On y retrouve la contrainte de Weibull  $s_W$ , ainsi que les paramètres de la loi,  $s_0$  et  $m$ .

Tout d'abord, on choisit des valeurs initiales de  $V_0$ ,  $m$  et  $s_0$ . La valeur  $V_0$  est imposée et égale à  $1 \text{ mm}^3$ . On choisit comme paramètre de Weibull initial  $m = 12$ , en accord avec la valeur trouvée par [Glandus et Boch, 1984] pour une céramique. La valeur de  $s_0$  est tout d'abord supposée de 1. On est alors dans la situation initiale de la Figure 2.31.

On calcule alors la contrainte de Weibull à rupture de chaque éprouvette. Pour cela on calcule le champ de contrainte de l'éprouvette. Or, l'approche de type Weibull n'est réaliste que si la fonction de distribution des contraintes décrit le champ de contraintes lorsque la rupture est imminente. Nous devons donc évaluer le champ de contraintes uniquement pour l'effort de rupture finale. On utilise ainsi l'effort à rupture et les données géométriques de l'essai pour obtenir analytiquement le champ de contraintes à rupture

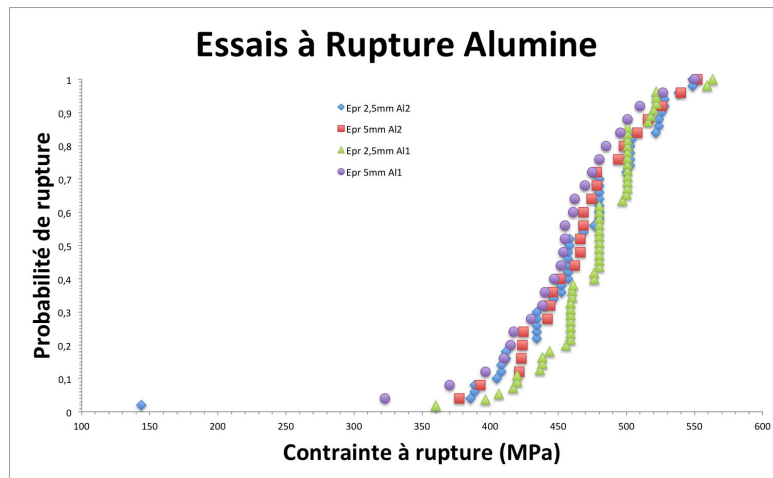


FIGURE 2.32 – Loi de probabilité de rupture des deux alumines et des deux types d'éprouvettes.

dans l'éprouvette, et donc sa contrainte de Weibull avec les valeurs de  $m$  et  $V_0$  déterminées initialement. On se situe alors à l'étape 2 de la Figure 2.31.

Pour obtenir les courbes de probabilité de rupture de chaque alumine et type d'éprouvette décrites à la Figure 2.32, il a fallu classer les contraintes de Weibull à rupture. Pour chaque contrainte de Weibull à rupture obtenue, on compte parmi l'ensemble des éprouvettes cassées, le nombre d'éprouvettes détruites pour les contraintes de Weibull inférieures ou équivalentes. On obtient ainsi de manière expérimentale une probabilité de rupture cumulée en fonction de la contrainte de Weibull à rupture comme indiqué par l'étape 3 de la Figure 2.31.

On exprime alors le logarithme du logarithme de l'inverse des probabilité de survie expérimentale en fonction des contraintes de Weibull évalué pour chaque éprouvettes. Cela correspond à la fonction  $f(s_W)$  exprimé Equation 2.17.

$$f(s_W) = \ln\left(\ln\left(\frac{1}{P_S}\right)\right) = \ln\left(\ln\left(\frac{1}{1 - P_R}\right)\right) = m \ln(s_W) - m \ln(s_0) \quad (2.17)$$

$f(s_W)$  est une droite d'équation linéaire que l'on obtient par les moindres au carré et qui permet d'identifier de nouveaux paramètres  $m$  et  $s_0$ .

On recalcule alors avec ce nouveau coefficient  $m$  les contraintes de Weibull expérimentales et les probabilités de rupture cumulées. On identifie à nouveau les paramètres de Weibull, eux aussi différents de ceux identifiés précédemment. Après plusieurs itérations, les coefficients  $m$  et  $s_0$  convergent vers des valeurs stables et on obtient la courbe de Weibull identifié Figure 2.33 et 2.34.

### 2.1.3 Résultats

On voit bien dans un premier temps Figure 2.32 que pour un volume effectif différent, les probabilités de rupture cumulées sont différentes. Il est difficile de comparer les résul-

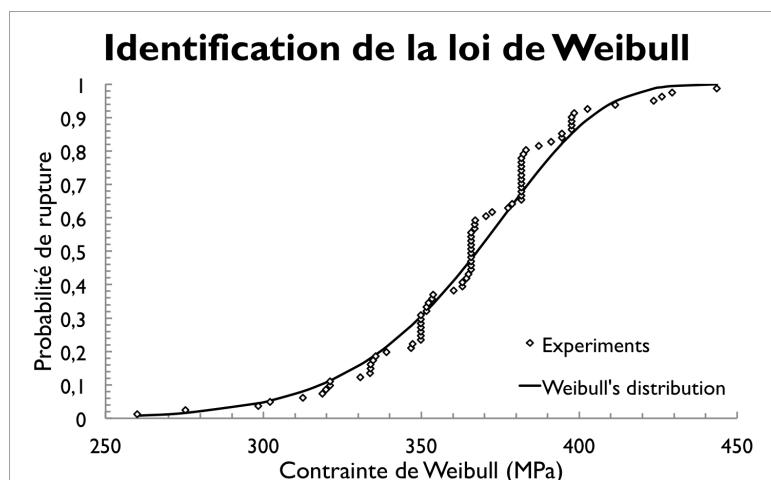


FIGURE 2.33 – Identification de la loi de Weibull pour l'alumine A11 (Les coefficients ont été déterminés.  $s_0 = 378,27MPa$  et  $m = 12,97$ . PF est la probabilité de rupture et  $s_W$  la contrainte de Weibull)

tats bruts d'essais à rupture. En effet, l'effet d'échelle présenté chapitre 1 Section 3.3.1 Page 54 n'est pas pris en compte. Les points expérimentaux permettent cependant d'identifier la loi de Weibull pour chaque alumine. Figures 2.33 et 2.34, chaque point correspond à un essai avec sa probabilité de rupture cumulée en fonction de son effort à rupture. La représentation que nous avons choisie est la probabilité de rupture cumulée afin d'exprimer au mieux la loi de Weibull.

Il y a une différence entre probabilité de rupture cumulée et histogramme de probabilité. Pour l'histogramme, à chaque intervalle de contrainte à rupture obtenue, on compte uniquement le nombre d'éprouvettes cassées pour un intervalle de contrainte donné. De plus, chaque colonne de l'histogramme correspondrait à cet intervalle de contrainte et non à un essai unique. Le choix de probabilité de rupture cumulée nous permet donc d'apprécier l'effet de chaque essai sur la loi de comportement expérimentale.

On peut comparer le modèle et les essais pour chaque type géométrique d'éprouvettes (2,5 et 5 mm). Cependant, les quantités de données sont alors plus faibles en les traitant séparément et donne donc un résultat moins précis. Pour mieux analyser chacun des résultats séparément, on peut observer Figure 2.32 les quatre courbes d'essais caractéristiques obtenues sur les deux types d'éprouvette et d'alumine. L'alumine 2 ayant ses deux courbes de probabilité de rupture presque confondues, elle semble plus homogène que l'alumine A11. La différence entre les différentes éprouvettes valide l'observation faite dans le chapitre 1 Section 3.3.1 Page 54 : plus le volume d'une éprouvette est grand, moins la contrainte à rupture est grande.

#### 2.1.4 Discussion

Les coefficients de Weibull déterminés après ces essais et itérations sont les suivants :  
 —  $s_0 = 378,27MPa$  et  $m = 12,97$  pour l'alumine A11



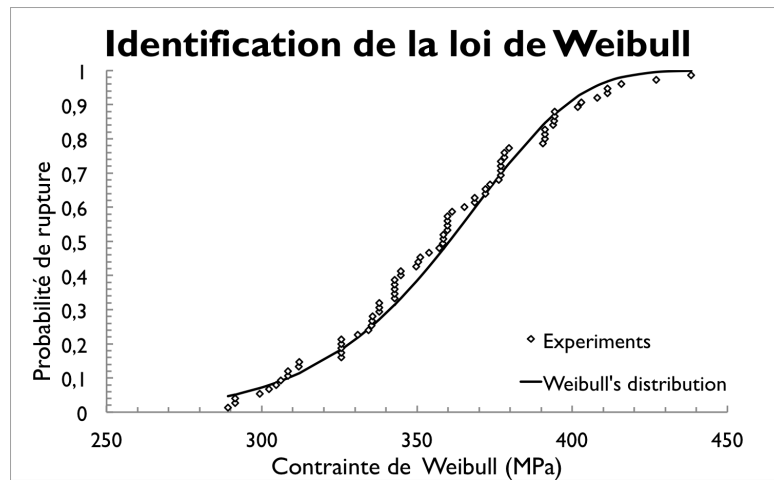


FIGURE 2.34 – Identification de la loi de Weibull pour l'alumine *A12* (Les coefficients ont été déterminés.  $s_0 = 371.47MPa$  et  $m = 12.12$ . PF est la probabilité de rupture et  $s_W$  la contrainte de Weibull)

—  $s_0 = 371,47MPa$  et  $m = 12,12$  pour l'alumine *A12*

$s_0$  varie d'une alumine à l'autre (2%) et dépend fortement de l'ordre de grandeur de  $V_0$  choisi. Il existe une limitation de la théorie de l'effet de taille pour la loi de Weibull classique en ce qui concerne les structures quasi-fragiles.  $V_0$  représente le plus petit volume pour lequel le matériau peut être considéré comme continu. Mais dans un but de simplification,  $V_0$  peut être pris comme un volume matériel quelconque comme l'explique [Bazant *et al.*, 1991]. En ce qui concerne les valeurs obtenues du paramètre  $m$ , elles correspondent à l'ordre de grandeur des céramiques industrielles  $Al_2O_3$  trouvées par [Glandus et Boch, 1984].

Le point particulier obtenu à 150 MPa sur la Figure 2.32 ne concerne qu'une seule éprouvette. De même, deux autres éprouvettes se sont cassées lors de manipulations préalables. On avait tout d'abord pris en compte ces valeurs pour déterminer les paramètres de Weibull. Prendre en compte ces contraintes, dans l'établissement de la loi de Weibull modifierait significativement  $s_0$  et  $m$ . Il nous a semblé plus juste de ne pas considérer les contraintes à rupture de ces éprouvettes. En effet, pour un échantillonnage infini elles auraient probablement moins de conséquences que dans notre cas d'étude (75 éprouvettes cassées pour l'alumine *A12*).

En revanche, ces valeurs de contraintes à rupture sont prises en compte dans le calcul des probabilités de rupture. En effet, une rupture à faible contrainte modifie également la répartition des probabilités de rupture. Elles ne représentent pas un point mais sont comptabilisées dans le nombre d'éprouvettes cassées par les contraintes les plus faibles. Ne pas les prendre en compte dans les probabilités serait aberrant. Cela ne concerne que l'alumine *A12* pour les éprouvettes de 2,5mm. Ce sont les seuls points de mesure qui ont été traités différemment dans l'analyse.

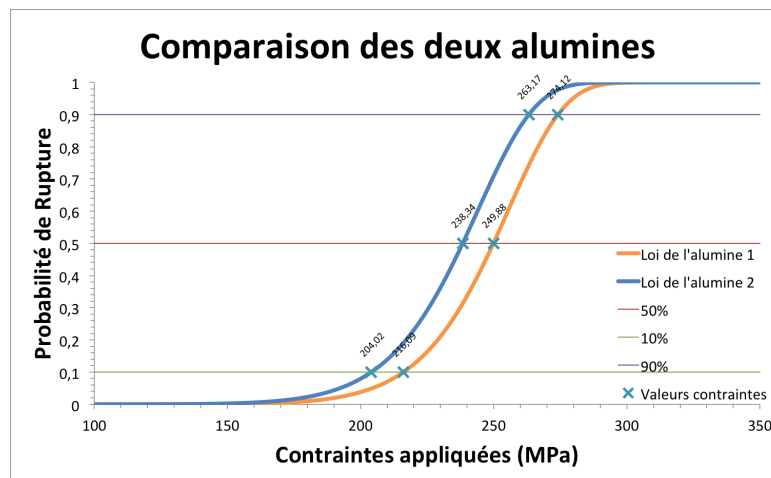


FIGURE 2.35 – Loi de probabilité de rupture des deux alumines pour des conditions identiques.

Ainsi, en-dessous d'une contrainte de Weibull de 260 MPa, nous ne connaissons que la majoration de la probabilité de rupture. La même remarque est aussi vraie à l'autre extrémité de la courbe. Nous ne connaissons que la borne inférieure de la probabilité de rupture à cette extrémité de la courbe. Cela implique que la loi n'est pas identifiée pour des contraintes inférieures et supérieures à celles observées.

L'effort est mesuré par les capteurs d'efforts de la machine avec une incertitude de l'ordre de 1 N. Cette incertitude influe sur la contrainte de Weibull. On peut voir sur les Figures 2.33, 2.34 et 2.32 que cela provoque des sauts de contrainte à rupture. En effet, ceux-ci ne résultent pas des essais ou de l'incertitude sur la géométrie mais de la précision de la mesure d'effort. L'incertitude géométrique, quant à elle, est de  $\pm 5 \mu\text{m}$  et reste négligeable.

L'effort avant rupture que l'on obtient dépend du volume de matière étudié et de la contrainte maximum subie par le matériau. On ne peut donc pas comparer les deux alumines en comparant une contrainte moyenne à rupture. Pour comparer les deux alumines, on doit considérer un volume et une sollicitation spécifiques.

Pour comparer les deux alumines, nous allons donc considérer un volume d'alumine représentatif de l'application finale. On considère que ce volume a pour dimension :  $3\text{cm} \rightarrow 2\text{cm} \rightarrow 250\mu\text{m}$ . On considère également une contrainte homogène de traction dans le volume. On observe alors les probabilités de rupture de ce volume Figure 2.35 en fonction des contraintes appliquées, pour les deux types d'alumines. Il semblerait que l'alumine A11 soit légèrement plus résistante que l'alumine A12. En analysant les Figures 2.33 et 2.34, les différences entre les lois des deux matériaux semblent relativement faibles. Mais si on regarde à une contrainte appliquée donnée, cette fois, la différence de probabilité de rupture peut-être significative (25%) Figure 2.35. Cela nous permet d'affirmer que l'alumine A11 résiste mieux à la rupture que l'alumine A12 en chargement monotone.

### 2.1.5 Conclusion

Nous avons donc une identification de la loi de Weibull pour les deux alumines. Nous sommes confortés dans nos résultats d'identification des paramètres de Weibull grâce à [Glandus et Boch, 1984] pour la valeur de  $m$ . Pour la valeur de  $s_0$ , [Seidel *et al.*, 1995] obtient les mêmes ordres de grandeur. Cependant, nous n'avons pas encore déterminé l'influence des contraintes résiduelles dans ces résultats : cela nécessite des essais et calculs supplémentaires.

## 2.2 Evaluation expérimentale des contraintes résiduelles

Nous avons donc déterminé dans la section précédente les paramètres de la loi de Weibull des deux alumines grâce à des essais de flexion trois points. Ainsi, la variabilité des volumes effectifs de ces essais permet d'avoir des coefficients représentatifs du matériau et non de sa géométrie. Cependant, on a négligé la présence de contraintes résiduelles de fabrication. Nous avons supposé que les contraintes résiduelles ne modifiaient pas le comportement à rupture en flexion trois points.

Des essais de flexion quatre points vont nous permettre de prendre en compte ces contraintes résiduelles. La position de l'éprouvette par rapport aux sollicitations nous permettra donc de modifier la contrainte à rupture de la céramique, comme expliqué Section 1.3 Page 92. Cela nous permettra de déterminer les contraintes résiduelles engendrées par la fabrication.

Nous allons mesurer les efforts à rupture des éprouvettes et utiliser la loi de Weibull que l'on vient d'identifier. Nous pourrons ainsi comparer nos nouveaux essais avec l'identification précédente. Il s'agira ensuite de faire varier les contraintes résiduelles et donc la loi de Weibull afin de les évaluer.

### 2.2.1 Description de l'essai

Nous allons effectuer des essais de flexion quatre points dans la disposition montrée Figure 2.36. Les flèches noires indiquent la direction des efforts. Cela nous permet d'augmenter le volume effectif par rapport aux essais effectués en flexion trois points. La céramique est un matériau de structure hétérogène à une très faible échelle. Plus le volume est grand et plus il est simple de l'assimiler à un milieu homogène. Les efforts à rupture seront donc moins dispersés pour des essais sur des gros volumes effectifs. Ceci permet de limiter le nombre d'essais et de simplifier la comparaison entre les résultats. Finalement, en plus de permettre l'identification des contraintes résiduelles, les essais de flexion quatre points nous permettront de limiter le nombre d'essais.

Les éprouvettes testées ont une largeur  $w_1 = 5$  mm et une épaisseur théorique  $t = 200$   $\mu$ m comme pour les éprouvettes de type 1 dans la Section 2.1 Page 102. Les distances entre les appuis sont  $L = 24$  mm et  $L_0 = 17$  mm. Les éprouvettes sont constituées de deux couches d'alumine au sens de raclage orthogonal l'une par rapport à l'autre. Nous supposons aussi que toutes les éprouvettes ont une géométrie parfaitement identiques, hormis l'épaisseur. Le montage a toujours les mêmes écarts ( $L$  et  $L_0$  fixes). On utilise un

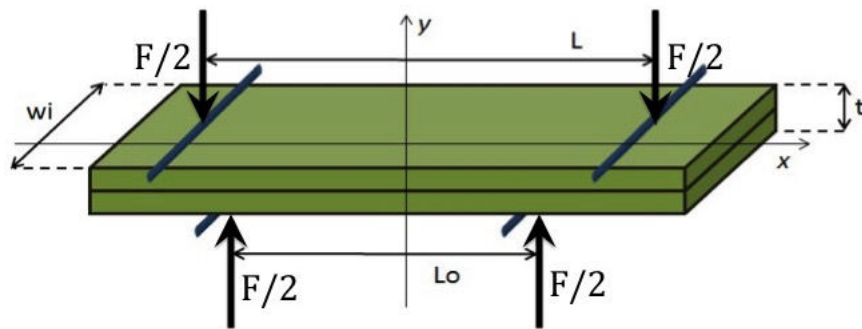


FIGURE 2.36 – Schéma de la flexion quatre points.

piéd à coulisse pour mesurer l'épaisseur des éprouvettes avec une précision de l'ordre de  $5 \mu\text{m}$ .

La machine utilisée est une machine électromécanique de Traction-Compression de MTS que l'on peut voir Figure 2.37. On utilise sa cellule d'efforts pour évaluer les efforts à rupture des éprouvettes. La précision de ce capteur est de  $0,2 \text{ N}$ . Pour le montage, une plaque de métal a été pliée et affinée pour exercer un effort localisé ; elle est présentée Figure 2.38. Ce montage est différent de celui présenté Section 1.2 Page 83. En effet, les essais présentés dans la section actuelle ont eu lieu avant ces essais et le montage a été perdu. Lors des essais suivants, nous avons alors utilisé des capteurs plus fins, car les efforts exercés étaient de fatigue, donc moins élevés. Enfin, le support avec des lames de rasoir assurait un appui fin. Pour les essais considérés ici, nous supposons tout de même le montage assez fin pour solliciter les éprouvettes sur une ligne, et lors de l'essai, on dispose l'éprouvette sur la partie inférieure. On déplace les mors de la machine jusqu'à observer un effort, puis on rapproche les mors jusqu'à rupture de l'éprouvette. Les essais ont été effectués pour les deux types d'alumine.

### 2.2.2 Résultat et discussions

Pour identifier les résultats, nous utilisons les coefficients identifiés précédemment. Nous traçons les courbes de probabilité de rupture cumulée en fonction de l'effort à rupture. L'expression de la probabilité de rupture en fonction de l'effort nous permet de simplifier l'identification des contraintes résiduelles et se limite aux éprouvettes de volume identique. Nous effectuons alors une identification des contraintes résiduelles en utilisant la méthodologie expliquée Section 1.3 Page 92. Nous pouvons observer une différence entre les résultats expérimentaux, l'identification utilisant les paramètres de Weibull identifiés mais sans prendre en compte les contraintes résiduelles et l'identification corrigée par la prise en compte des contraintes résiduelles. Ceci est constaté pour l'alumine A11 Figure 2.39 et l'alumine A12 Figure 2.40. Nous interprétons que les essais expérimentaux ne concordent pas avec l'identification de la loi de Weibull effectuée Section 2.1 Page 102. Nous supposons que c'est à cause de la présence de contraintes résiduelles de



FIGURE 2.37 – Machine MTS utilisé pour l'évaluation des contraintes résiduelles.

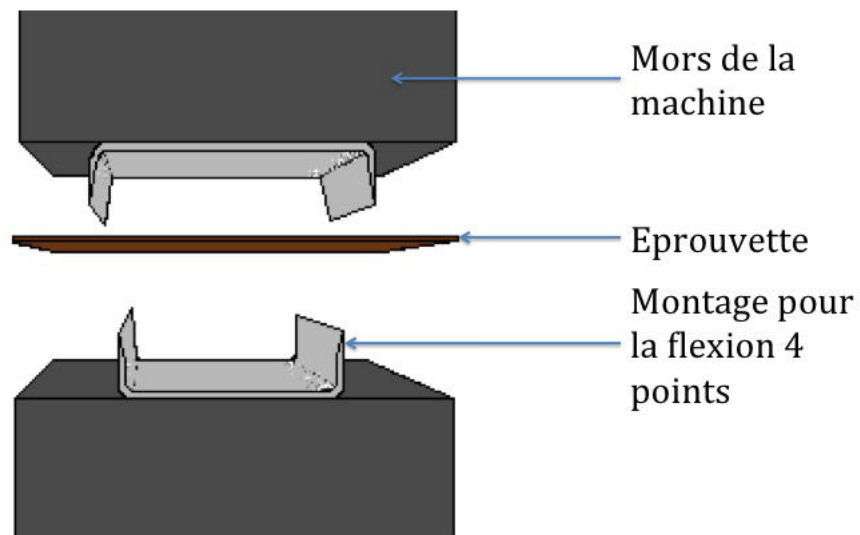


FIGURE 2.38 – Schéma du montage pour la flexion quatre points.

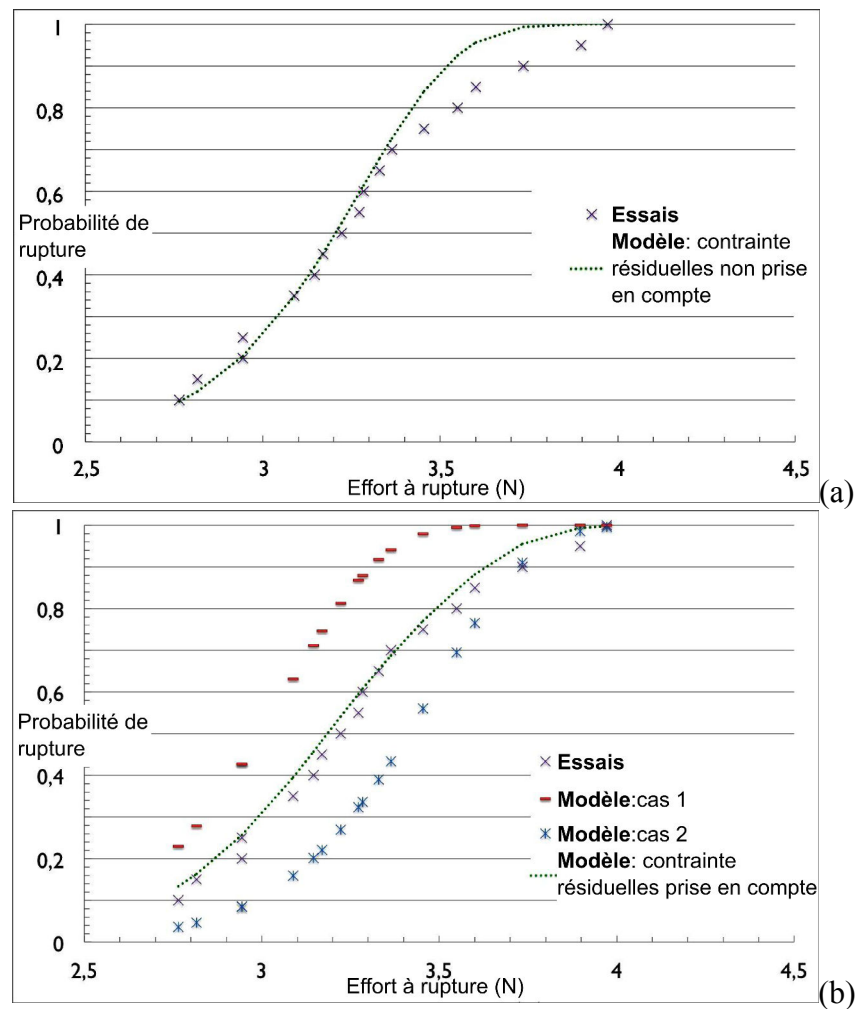


FIGURE 2.39 – (a) Loi de Weibull pour l'alumine Al1 se basant sur les coefficients identifiés en flexion trois points et loi de Weibull expérimentale en flexion quatre points.(b) Loi de Weibull pour l'alumine Al1 comprenant en plus les contraintes résiduelles et loi de Weibull expérimentale en flexion quatre points.

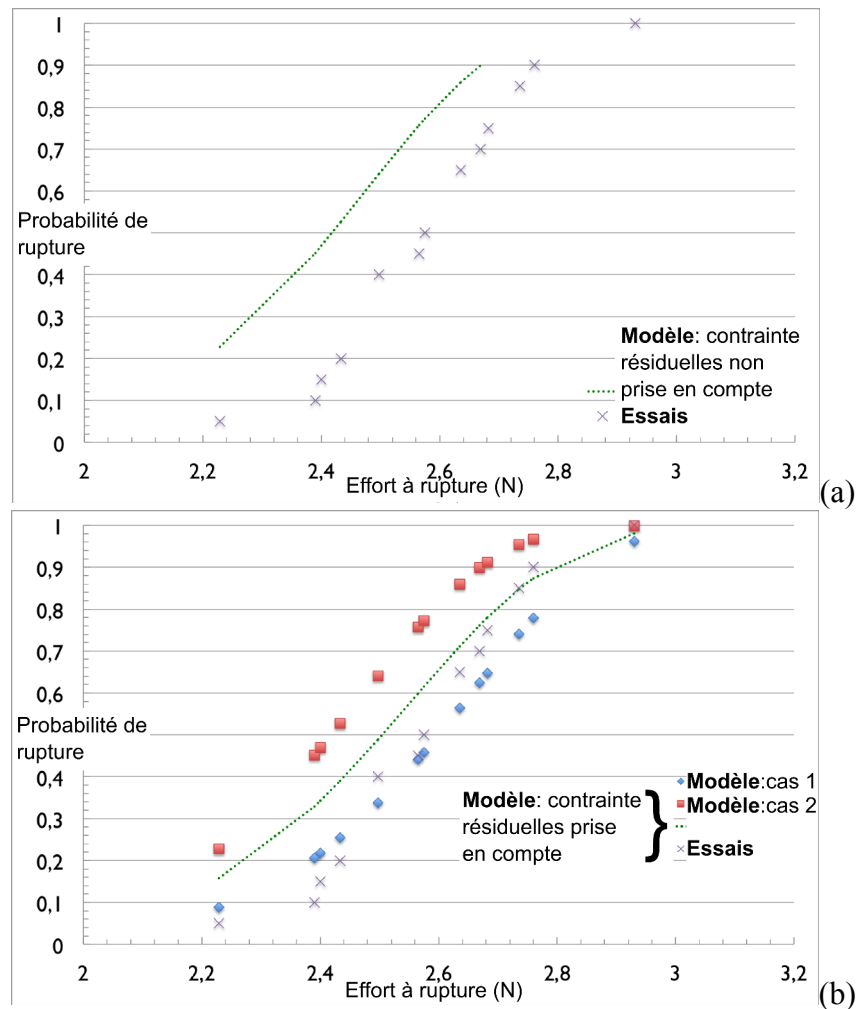


FIGURE 2.40 – (a) Loi de Weibull pour l'alumine 2 se basant sur les coefficients identifiés en flexion trois points et loi de Weibull expérimentale en flexion quatre points. (b) Loi de Weibull pour l'alumine 2 comprenant en plus les contraintes résiduelles et loi de Weibull expérimentale en flexion quatre points.

fabrication qui modifient le champ de contraintes dans les éprouvettes et donc la probabilité de rupture du substrat. Et cela semble donc confirmer la présence de contraintes résiduelles de fabrication dans les éprouvettes. Lorsque nous considérons les contraintes résiduelles, comme expliqué Section 1.3 Page 92 la courbe est donc modifiée. On ajuste la valeur de  $s_A$  pour approcher au mieux les essais. On observe un effet bénéfique de la prise en compte des contraintes résiduelles pour les deux types d'alumine.

Nous obtenons des contraintes résiduelles  $s_A = 22$  MPa pour l'alumine *A11* avec une amélioration notable de la loi de Weibull.

Il est difficile de comparer à d'autres études cette évaluation de contraintes résiduelles. En effet, le procédé de fabrication est particulier. Cependant, on observe que Figure 2.39, le modèle reste très proche des essais pour les faibles contraintes à rupture. De plus, pour les contraintes à rupture plus élevées, le modèle se rapproche des essais.

La prise en compte des contraintes résiduelles est toutefois bien moins convaincante Figure 2.40 pour l'alumine *A12*, et n'améliore pas suffisamment la correspondance essais/théorie. En effet, la courbe du modèle utilisé est plus proche des résultats expérimentaux que la précédente. Cependant, pour des faibles contraintes, la probabilité de rupture reste éloignée des résultats d'essais.

### 2.2.3 Constat sur l'évaluation des contraintes résiduelles de l'alumine *A12*

Nous avons supposé que seuls les essais de flexion quatre points sont modifiés par les contraintes résiduelles. Cette hypothèse permettait de simplifier la prise en compte des contraintes résiduelles mais n'a pas donné entière satisfaction. On observe Figure 2.40 que l'identification des paramètres de la loi de Weibull en flexion trois points diffère des résultats obtenus en flexion quatre points. On continue de supposer que cet écart est dû aux contraintes résiduelles de fabrication. De plus, l'hypothèse de la forme des champs de contraintes résiduelles nous semble juste.

En revanche, contrairement à l'hypothèse faite Section 1.3 Page 92 que les contraintes résiduelles n'agissent que lors de flexions quatre points. Nous pourrions considérer la prise en compte des contraintes résiduelles lors des essais de flexions trois points et lors des essais de flexion quatre points. Cependant, si elles jouent un rôle en flexion trois points, les paramètres de Weibull doivent être ré-identifiés. En effet, les contraintes résiduelles modifient la loi reliant probabilité de rupture et contraintes de Weibull. Or, nous souhaitons qu'ils soient uniquement rattachés au matériau. Il faudrait donc identifier les contraintes résiduelles en même temps que  $s_0$  et  $m$ .

### 2.2.4 Conclusion

L'évaluation des contraintes résiduelles pour l'alumine *A11* est satisfaisante, cependant, une réévaluation des contraintes résiduelles pour l'alumine *A12* serait nécessaire. Nous ne la ferons pas dans cette étude mais c'est une méthode qui pourrait être mise en place.



Maintenant que l'on a identifié les contraintes résiduelles de l'alumine *A11*, nous allons effectuer d'autres essais de flexion quatre points : ceux-ci nous permettront d'étudier le comportement de fatigue de l'alumine.

## 2.3 Observation du comportement en fatigue

Nous venons d'évaluer les contraintes résiduelles grâce à des essais à rupture et nous avons précédemment observé le comportement à rupture de la céramique. Cependant, ce n'est pas un chargement de rupture monotone que va subir le substrat, mais un chargement en fatigue. Il faut donc déterminer le comportement en fatigue de la céramique du substrat. Aussi, nous allons étudier le comportement à rupture de l'alumine *A11* après des sollicitations en fatigue. Cela nous permettra d'analyser par la suite le comportement en fatigue de la céramique.

### 2.3.1 Objectifs de l'essai

Il s'agit d'observer les effets de la fatigue sur le comportement à rupture de la céramique. Section 1.2 Page 83, nous avons identifié le comportement de la céramique comme étant un matériau élastique-fragile. Nous avons aussi identifié le comportement à rupture en identifiant les coefficients matériaux de la loi de Weibull Section 2.1 Page 102. Pour observer l'effet de fatigue sur le comportement à rupture, nous allons utiliser deux lots d'éprouvettes identiques en alumine *A11* avec deux chargements de fatigue préalables différents. Pour caractériser l'effet de la fatigue sur le comportement de la céramique, nous comparerons également les contraintes à rupture avant et après fatigue.

Section 2.2 Page 112, nous avons évalué les contraintes résiduelles. Elles sont complexes à traiter dans ce type d'essais à cause de la disposition des contraintes résiduelles dans l'éprouvette. En effet, pour chaque éprouvette, celle-ci nous est inconnue comme expliqué Section 1.3 Page 92. De plus, la présence des contraintes résiduelles ne devrait pas masquer l'effet de la fatigue sur le comportement de la céramique. Nous allons donc, pour des raisons de simplification, ne pas prendre en compte cette évaluation dans cette section. Nous ne souhaitons évaluer l'effet de la fatigue que qualitativement. Les contraintes résiduelles de fabrication modifient la contrainte à rupture mais nous pourrions observer ce qui nous intéresse, c'est-à-dire la comparaison des contraintes à rupture en fonction du chargement en fatigue effectué auparavant.

La sollicitation des éprouvettes se fera en flexion quatre points comme montré Figure 2.41. Ce sont les mêmes essais que présentés Section 1.2 Page 83. La flexion quatre points est retenue car l'éprouvette a alors un volume effectif plus grand qu'avec une flexion trois points. Or, nous avons déjà constaté que dans ces conditions Section 2.2 Page 112, le nombre d'essais nécessaires était plus faible.

La loi de Weibull étant une loi statistique, nous effectuerons ces essais sur une quinzaine d'éprouvettes qui subiront des chargements identiques. Les sollicitations en fatigue ont été choisies de façon à ce que la majorité des éprouvettes ne cassent pas. Il faut toutefois suffisamment solliciter les éprouvettes afin de pouvoir mettre en évidence un effet de

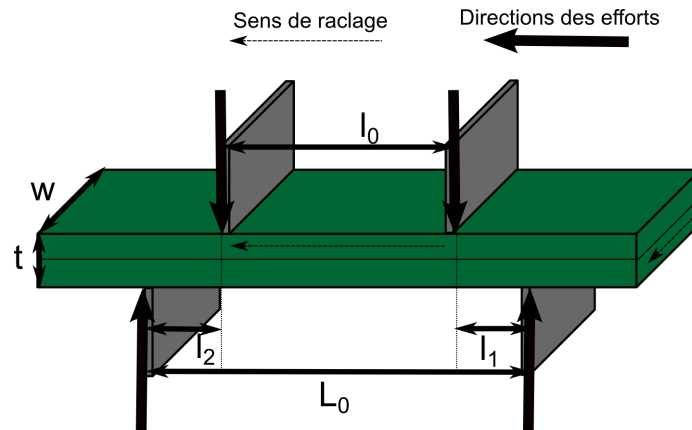


FIGURE 2.41 – Schéma du montage indiquant la localisation de l'application des efforts

fatigue sans avoir à prolonger exagérément les essais.

Le choix des contraintes de sollicitations en fatigue s'est fait en se basant sur l'identification de la loi de Weibull de l'alumine  $Al_2O_3$ . Pour la première série d'essais, nommée série 1, on a cherché la contrainte de Weibull pour laquelle 5% des éprouvettes cassent en chargement monotone. Puis on a calculé, d'après une géométrie parfaite des éprouvettes, l'effort à appliquer pour obtenir cette contrainte de Weibull. On a obtenu un effort d'environ 2 N. Pour la seconde série d'essais de fatigue, nommée série 2, nous avons effectué la même démarche pour avoir 10% des éprouvettes qui cassent. Cela correspond cette fois à un effort de 3.1 N.

Pour comparer les résultats, on crée des courbes utilisant les coefficients de la loi de Weibull préalablement identifiée. De plus, la série d'essais de flexion quatre points avec un chargement monotone, nommée série 0, est réutilisée. On comparera ainsi des résultats d'essais sur des éprouvettes sans sollicitation de fatigue préalable, avec des éprouvettes préalablement sollicitées en fatigue.

### 2.3.2 Description de l'essai

Nous décrivons Figure 2.41 la configuration des essais de fatigue. Nous ne disposons plus d'un nombre suffisant d'éprouvettes de la série 0 testée en chargement monotone et nous devons utiliser un montage différent de la Section 2.2 Page 112. Parmi les éprouvettes dont nous disposons, nous avons donc utilisé pour les essais de fatigue celles de type 2, utilisées pour l'identification de la loi de Weibull ( $w_i = 2.5$  mm,  $t = 200$   $\mu$ m,  $L = 33.22$  mm et  $l_0 = 22.95$  mm). De plus, le montage étant différent, nous observons que  $L$  et  $l_0$  sont différents. Cela implique que nous ne traitons pas de la même manière les résultats. En effet, nous devons prendre en compte les modifications de volume des éprouvettes d'une série à l'autre avec le calcul des contraintes de Weibull. Comme précédemment, les éprouvettes sont constituées d'empilements de deux couches de céramique avec un sens de raclage pour chaque couche, perpendiculaire l'un par rapport à l'autre. Nous sommes donc dans des conditions de chargement similaire. On utilise 12 éprouvettes pour

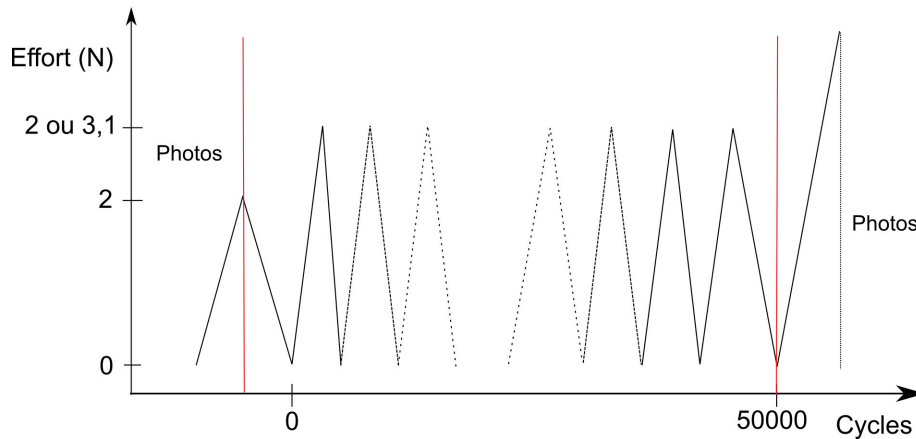


FIGURE 2.42 – Efforts subis par les éprouvettes en fonction du nombre de cycles

la série 1 et 17 éprouvettes pour la série 2 d'essais. Auparavant, 20 éprouvettes avaient été utilisées pour la série 0.

Juste avant ces essais de fatigue, on procède aux chargements qui étaient utilisés Section 1.2 Page 83 pour identifier l'élasticité de la céramique. Il s'agit d'ailleurs des mêmes essais que ceux utilisés pour l'évaluation du module d'Young. Pour chaque éprouvette, nous obtenons :

- le nombre de cycles en fatigue subie
- l'effort en fatigue
- l'effort à rupture
- ses dimensions mesurées auparavant

Une fois l'éprouvette placée dans la machine d'essais, on effectue tout d'abord un premier chargement à 2N puis on décharge. C'est ce chargement qui nous permet d'identifier le module d'Young de la céramique Section 1.2 Page 83. Par la suite, on observe Figure 2.42 que l'éprouvette est sollicitée durant 50 000 cycles entre 0 et 2 N pour la série 1 et entre 0 et 3,1 N pour la série 2. La sollicitation est sinusoïdale et a une fréquence de 0,5 Hz.

Une fois le chargement en fatigue effectué, on vérifie que l'éprouvette n'a pas été cassée pendant les essais de fatigue. Si elle reste entière, on la charge à nouveau jusqu'à rupture, avec une vitesse de chargement suffisamment faible pour être considérée comme statique. Une fois l'éprouvette cassée, on utilise les efforts à rupture finaux pour comparer l'effet des différentes sollicitations de fatigue.

Il est important que l'essai soit répété dans les mêmes conditions pour obtenir un comportement représentatif. On a toutefois observé durant les essais de fatigue une légère variation du chargement au cours du temps. Nous expliquons cette évolution par la modification du comportement de l'éprouvette. Cela nous conforte dans l'idée que la céramique est sensible aux chargements en fatigue. Nous avons donc fait évoluer au cours du temps le pilotage de la machine d'essais, car, nous voulions solliciter les éprouvettes avec un chargement sensiblement constant pendant toute la durée des essais.

### 2.3.3 Post-traitement

Nous avons deux situations à analyser suite aux essais de fatigue : soit l'éprouvette casse durant le cyclage de fatigue, soit l'éprouvette a survécu au 50 000 cycles de chargement. Si l'éprouvette casse durant le cyclage, on retient le nombre de cycles subis avant rupture. On peut alors évaluer la probabilité de rupture des éprouvettes de la série en fonction du nombre de cycles.

Si l'éprouvette ne casse pas durant le cyclage en fatigue, nous procédons alors différemment. Pour analyser l'effet de la fatigue sur la céramique, nous allons comparer les probabilités de rupture des éprouvettes en fonction des contraintes de Weibull. Nous calculons alors la contrainte de Weibull pour chaque éprouvette. Nous utilisons pour cela les champs de contraintes analytiques calculés à l'aide de la résistance des matériaux. Les coefficients de Weibull qui ont été identifiés lors des essais de flexion trois points sont réutilisés. Grâce à la contrainte de Weibull à rupture des éprouvettes ainsi qu'au nombre de ces éprouvettes, nous pouvons calculer leur probabilité à rupture en fonction de leur contrainte de Weibull.

Pour le calcul du champ de contraintes, on suppose la symétrie des efforts appliqués et les écarts entre les appuis fixes. Les lames de rasoir ont été disposées de manière à assurer au mieux la symétrie du chargement, Figure 2.41,  $l_1 = l_2$ . On observe que durant le chargement en fatigue, les deux capteurs d'effort ont une différence comprise entre 0.1 et 0.2 N. La différence de chargement est donc inférieure à 10% du chargement maximum. Les écarts entre les appuis sont les longueurs  $L_o$  et  $l_o$  comme montré Figure 2.41. Pour les éprouvettes sollicitées en fatigue et celles sollicitées de façon monotone, les montages n'étaient pas identiques :  $L_o$  et  $l_o$  étaient donc différents. Aussi, nous avons calculé la contrainte de Weibull de manière différente pour la série 0 d'un côté, et les séries 1 et 2 de l'autre.

### 2.3.4 Résultats

Une seule éprouvette a cassé durant la sollicitation en fatigue à 2 N et 10 éprouvettes ont cassé durant celui à 3.1 N. Figure 2.43, nous observons donc la probabilité de rupture en fonction du nombre de cycles pour les sollicitations en fatigue à 3.1 N uniquement.

Les résultats obtenus Figure 2.44 correspondent aux probabilités de rupture obtenus lors des essais monotones, des essais de fatigue à 2 N et des essais de fatigue à 3.1 N en fonction de la contrainte de Weibull.

Figure 2.45, nous comparons les probabilité de rupture des éprouvettes de la série 0 (résultats de la Section 2.2 Page 112) et des éprouvettes de la série 1 sollicitées en fatigue sous des contrainte de 2 N en fonction de la contrainte de Weibull à rupture. Nous excluons toutes les éprouvettes ayant une contrainte à rupture inférieure à 200 MPa. Cette contrainte est équivalente à un effort de 2 N pour les éprouvettes de la série 1. De ce fait, on supprime l'effet de déverminage. Pour comprendre ce qu'est le déverminage dont on parle ici, il faut se rappeler que la rupture selon la loi de Weibull est une probabilité de rupture. Cela signifie que pour un chargement, une éprouvette peut casser selon une certaine probabilité mais pour un chargement identique, elle peut ne pas se casser (ou

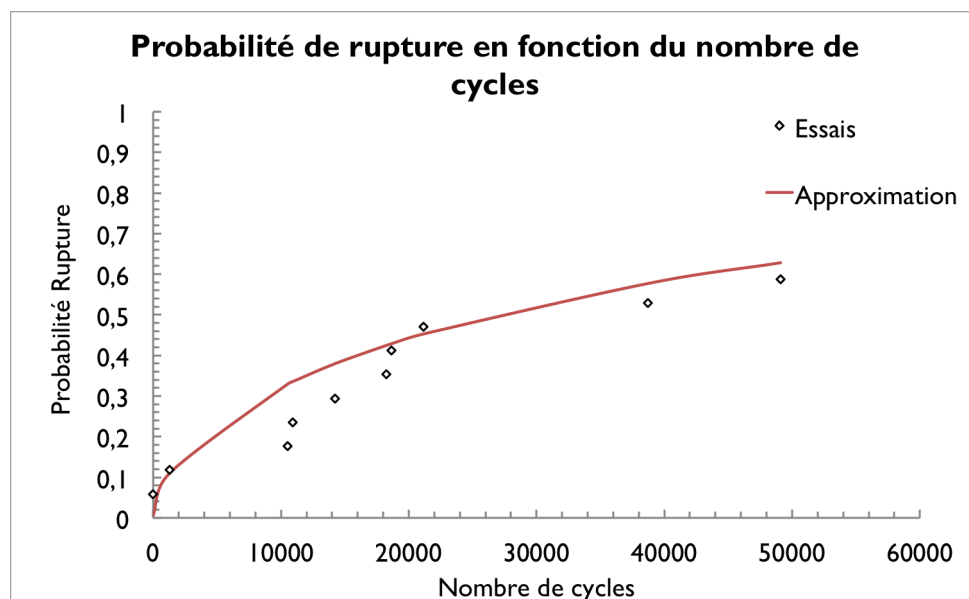


FIGURE 2.43 – Probabilité de rupture en fonction de nombre de cycles subis à 3·1 N

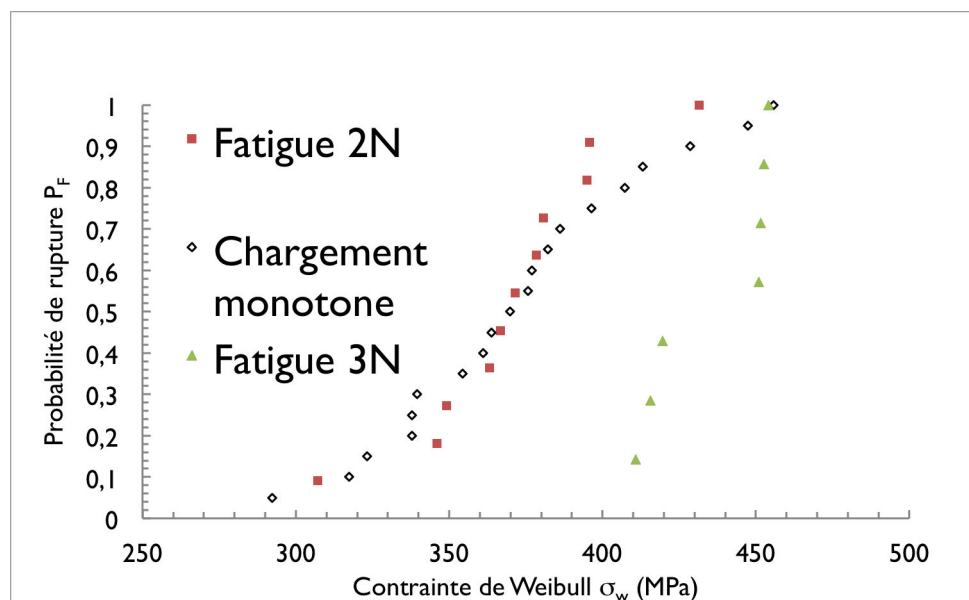


FIGURE 2.44 – Probabilité de rupture en fonction de la contrainte de Weibull des éprouvettes ayant survécues aux essais de fatigue à 2 N et 3·1 N. Ici, on représente les probabilités de rupture, le déverminage étant présent.

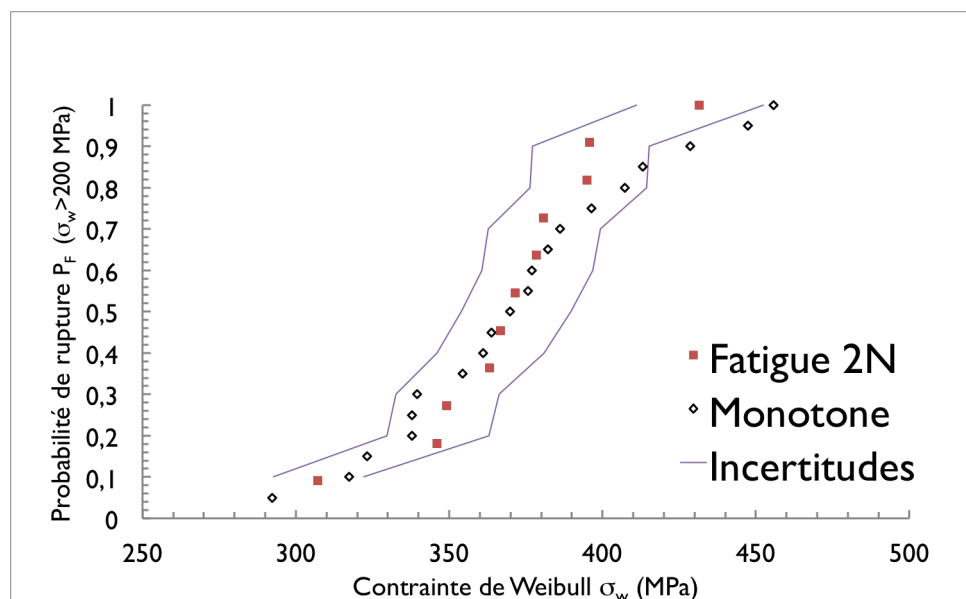


FIGURE 2.45 – Probabilité de rupture en fonction de la contrainte de Weibull et pour une contrainte inférieure à celle de 2 N. Les séries 0 et 1 sont ici comparées en ayant supprimé l'effet de déverminage.

vice et versa). En chargeant en fatigue, on charge plusieurs fois. Par conséquent, toutes les éprouvettes ayant une faible résistance à rupture finissent par casser.

Figure 2.46, nous comparons ensuite les probabilités de rupture des éprouvettes de la série 0, des éprouvettes de la série 1 et de la série 2. Cette comparaison se fait en fonction de la contrainte de Weibull à rupture, en excluant à nouveau le déverminage. Pour faire cela, on exclut les éprouvettes ayant des contraintes à rupture inférieure à 341 MPa. Cette contrainte est équivalente à une sollicitation de 3·1 N sur une éprouvette de la série 2.

### 2.3.5 Evaluation de la probabilité de rupture par cycle

Lors des essais de fatigue à 3·1 N, toutes les éprouvettes n'ont pas atteint les 50 000 cycles. 10 éprouvettes seront en effet cassées avant la fin des 50 000 cycles de fatigue. On peut donc observer Figure 2.43 les probabilités de rupture en fonction du nombre de cycles. On peut voir que la majorité des éprouvettes qui n'atteignent pas 50 000 cycles cassent en début de cyclage. Cela implique qu'elles auraient cédé à un faible effort. Pour obtenir la courbe théorique, on a identifié une loi de type exponentielle en utilisant le nombre de cycles et d'éprouvettes comme variables.

$$P_R(N_C) = 1 - e^{-\left(\frac{N_C}{N_e^{max}}\right)^{\frac{N_e^R}{N_e}}} \quad (2.18)$$

Avec  $N_C$  le nombre de cycles,  $N_C^{max}$  le nombre de cycles maximum,  $N_e$  le nombre d'éprouvettes total et  $N_e^R$  le nombre d'éprouvettes cassées.

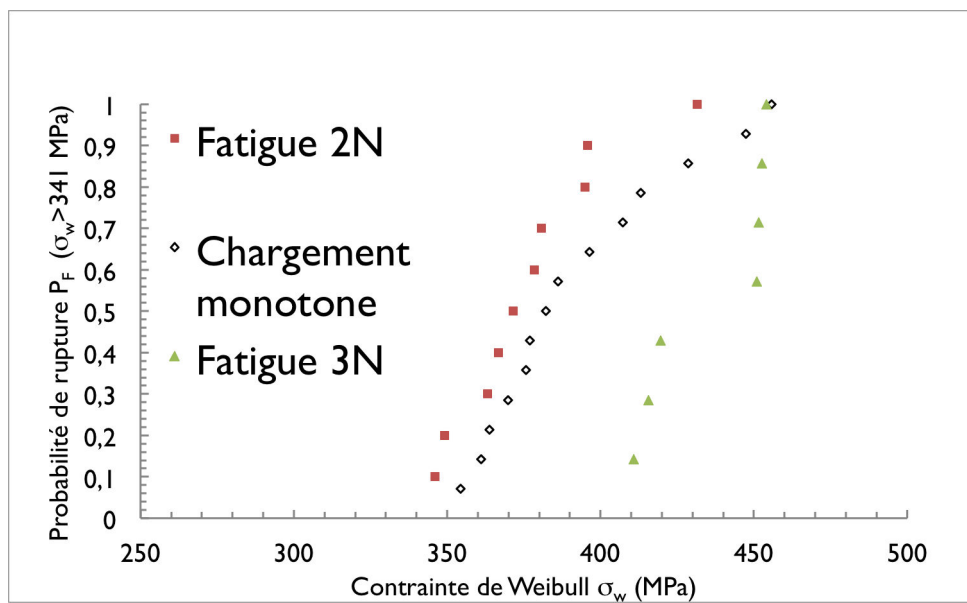


FIGURE 2.46 – Probabilité de rupture en fonction de la contrainte de Weibull pour des contraintes inférieures à un chargement à 3·1 N des essais de fatigue sous 3·1 N. Celle-ci est comparé à la probabilité de rupture exprimée en fonction de la contrainte de Weibull pour des contraintes inférieures à un chargement à 3·1 N des essais monotones et aux essais de fatigue sous 2 N. Les séries sont ici comparées en ayant supprimé l'effet de déverminage.

### 2.3.6 Discussion

Figure 2.44, on a pris en compte toutes les éprouvettes des deux séries. Le fait que ces éprouvettes aient cassé durant le chargement en fatigue est bien lié au comportement du matériau. Cependant, lorsque l'on compare des éprouvettes ayant eu différents chargements de fatigue au préalable, il faut être prudent.

Pour l'ensemble des éprouvettes, on peut observer les probabilités de rupture en fonction des contraintes de Weibull. Cependant, on ne peut pas comparer ces courbes à cause du déverminage.

Prenons pour exemple la comparaison des essais monotones aux essais de fatigue à 2N. Une éprouvette a cassé durant le chargement en fatigue à 2N. Elle a cassé pour un chargement compris entre 0 et 2N. La cause de la rupture peut alors être expliquée par deux effets. D'une part, l'effet de probabilité de rupture, en répétant les sollicitations, augmente la probabilité de rupture d'une même éprouvette. D'autre part, l'effet direct du cyclage réduit en dessous de 2 N la contrainte à rupture. Comme cette éprouvette n'a pas tenu les 50 000 cycles, on ne peut pas prendre en compte leur rupture comme un effet de fatigue après 50 000 cycles. En effet, on ne connaît pas l'effort à rupture qu'elle aurait eu après 50000 cycles. On doit comparer ce qui est comparable. On compare donc les éprouvettes ayant subi un chargement à rupture supérieur à la contrainte de Weibull, équivalant au chargement à 2N en fatigue et en monotone. De ce fait, on retire les éprouvettes de la série 0 qui cassent pour une contrainte inférieure à celle du cyclage en fatigue de la série 1. Elles auraient cassé à cause d'une contrainte inférieure à 200 MPa, qui équivaut à un chargement de 2 N pour les éprouvettes de la série 1. On applique alors le même concept, mais pour les essais de série 2.

Figure 2.45, nous pouvons observer les probabilités de rupture en fonction des contraintes de Weibull à rupture. Les courbes tracées sont les incertitudes de dimensions du montage pour les essais de fatigue à 2N. Nous voyons que la série 1 a un comportement à rupture similaire aux éprouvettes de la série 0. On peut considérer que la fatigue 2N ne modifie pas la contrainte à rupture. En effet, la courbe des essais monotones reste dans l'erreur de la courbe de fatigue 2N.

Figure 2.46, nous comparons les essais monotones, les essais de fatigue à 2N et les essais de fatigue à 3N. Pour pouvoir faire cette comparaison, on ne considère que les éprouvettes ayant cassé en-dessous d'une contrainte de 341 MPa. Cette contrainte est équivalente à l'effort de 3,1 N subit par les éprouvettes de la série 2, comme expliqué précédemment. Ce n'est donc pas un effet de déverminage que l'on observe sur ces courbes : nous observons directement l'effet de la fatigue. On constate alors que la contrainte à rupture est plus élevée pour les éprouvettes survivant aux chargement de fatigue. On en conclut donc que la contrainte à rupture des éprouvettes n'ayant pas cassé durant un chargement en fatigue est plus élevée.

On observe d'ailleurs qu'il semble y avoir un seuil de contrainte, supérieur à la contrainte de sollicitation en fatigue. Les éprouvettes qui ont une contrainte à rupture inférieure à ce seuil semblent casser durant la sollicitation en fatigue. Cela peut aussi être dû au fait que le chargement en fatigue a diminué la contrainte à rupture d'éprouvettes ayant une



contrainte à rupture monotone supérieure au chargement en fatigue. Cela peut être dû à un effet de fatigue ou à la répétition des chargements.

Dans tous les cas, avec des amplitudes de contrainte de fatigue plus élevée, la loi de Weibull voit sa contrainte moyenne augmenter et la dispersion des contraintes à rupture diminuer pour les éprouvettes restantes.

### 2.3.7 Conclusion

Les séries de chargement monotone, de fatigue sous 2 N et de fatigue sous 3,1 N ont été ici comparées en excluant un effet possible de déverminage. Globalement, les efforts à rupture augmentent lorsque la fatigue est effectuée sous des contraintes élevées. L'effet de la fatigue est donc de ne garder que des éprouvettes ayant une résistance à rupture élevée durant les chargements de fatigue.

Pour la modélisation du comportement de fatigue, nous considérerons une loi de Weibull qui reste identique malgré la fatigue. La probabilité de rupture sera alors supérieure à la probabilité de rupture réelle. En effet, la contrainte à rupture du modèle sera égale ou inférieure à la contrainte à rupture réelle par rapport aux cycles de fatigue. Cette hypothèse permettra donc d'utiliser un modèle qui n'évoluera pas en fonction de la fatigue. Cela permettra de ne pas sous-estimer le risque de rupture de la céramique : c'est un critère conservatif.

## 2.4 Etude du comportement de fissuration

Dans les sections précédentes, nous avons évalué le comportement à rupture fragile de la céramique ainsi que son comportement de fatigue. Or, dans une structure comme celle du substrat, des concentrations de contraintes provoquées par les pistes de tungstènes ou les vias peuvent créer une fissure. Et ces fissures ne vont pas pour autant détruire la totalité du substrat. L'objectif de ces essais est donc d'identifier le comportement de fissuration de la céramique. Nous allons tenter de le faire via son facteur d'intensité de contraintes critique ( $K_{1C}$ ) défini chapitre 1 Section 3.3.2 Page 61. Nous chercherons à l'identifier à l'aide d'une indentation Vickers présentée à la même section. Ces essais seront faits uniquement sur l'alumine A/2 car l'alumine A/1 n'était plus utilisée par Egide lors de ces essais.

### 2.4.1 Description de l'essai d'indentation Vickers

Les échantillons sur lesquels portent les essais sont les éprouvettes déjà utilisées en dilatation thermique. Leur volume nous permet de considérer l'indentation dans un volume infini. En effet, pour rappel, les dimensions des éprouvettes sont : 5 mm  $\times$  5 mm  $\times$  2 cm, alors qu'une micro-indentation s'effectue sur des dimensions caractéristiques de l'ordre de 100  $\mu$ m. Avant d'effectuer les essais d'indentation, on plonge les éprouvettes dans un polymère qui durcit en quelques heures après fabrication. C'est un polymère d'enrobage qui n'altère pas la céramique. On découpe ensuite la céramique enrobée à l'aide d'un fil



FIGURE 2.47 – Photographie du microduromètre utilisé.

diamanté, afin d'avoir accès au cœur du matériau. On polit les échantillons du côté de la découpe jusqu'à utiliser de la silice colloïdale ( $>1 \mu\text{m}$ ). Nous avons supposé que la silice était assez dure pour polir notre alumine. Ce polissage permet d'obtenir une visibilité de la microstructure au microscope. Ainsi, on améliore la visualisation de la microstructure et donc des fissures et indentations qui seront observées par la suite.

Une indentation a été expérimentée sur d'autres éprouvettes à l'aide d'un duromètre à des efforts d'environ 1000 N, et ces efforts nécessaires ont brisé ces éprouvettes. Par la suite, les indentations ont alors été effectuées à l'aide d'un duromètre *Shimadzu* visible Figure 2.47. La micro-indentation Vickers est adaptée pour des indentations où la taille de l'empreinte laissée par l'indenteur est de l'ordre de quelques micromètres d'après [Degallaix *et al.*, 2007] ; les efforts exercés sont d'une vingtaine de Newton maximum. L'avantage de l'indentation Vickers par rapport aux autres est qu'elle permet de connaître les lieux d'initiation de fissures. Cela est possible grâce aux singularités de l'indenteur aux quatre coins.

Une indentation est caractérisée par la forme de l'indenteur, la taille des indentations et l'effort exercé. Il est nécessaire d'espacer les indentations. De cette manière, le champ de contraintes créé par l'indentation, ou fissure due à l'indentation, n'influe pas sur une

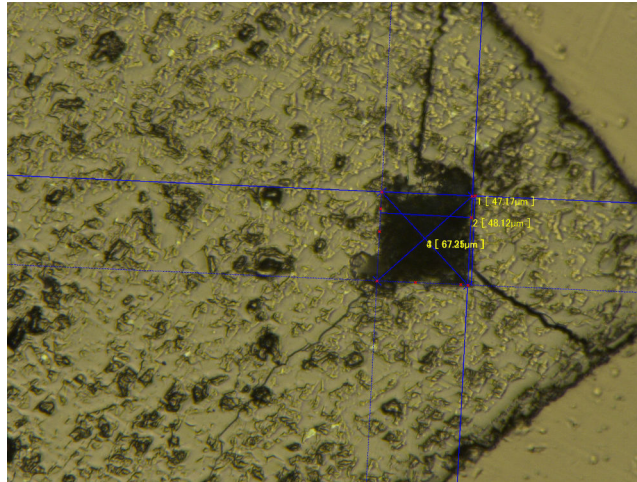


FIGURE 2.48 – Image du MEB d’une indentation Vickers avec fissurations trop proches du bord

autre indentation ou fissure. En effet, la singularité créée par l’indentation ou fissure peut modifier localement le champ de contraintes. Or, [Musikant, 1990] nous indique d’effectuer des indentations à une distance de 5 fois la diagonale de l’indentation. Afin de déterminer l’effort d’indentation et la distance de séparation entre les différentes indentations, nous avons effectué une indentation de test visible à la Figure 2.48. On a mesuré la taille des fissures générées par cette indentation. On a alors reproduit ces indentations en les séparant d’une distance supérieure à 5 fois la taille de la plus grande fissure. On garantit ainsi que les indentations n’ont pas d’effet les unes sur les autres.

#### 2.4.2 Limitation de l’indentation Vickers

L’indentation présentée à la Figure 2.48 a été effectuée près d’un bord de la céramique. On observe clairement les trois fissures générées par l’indentation. Dans ce cas de figure, nous ne pouvons faire aucun calcul nous permettant de remonter au facteur d’intensité des contraintes. Les conditions de volume infini ne sont pas respectées, ce qui nous empêche de le faire. Ce n’est pas le cas des indentations qui seront effectuées par la suite. Il faudra alors mesurer la taille des fissures, ainsi que l’effort d’indentation et la taille de l’empreinte de l’indenteur pour obtenir le  $K_{1C}$ .

En effet, d’après [Musikant, 1990, Evans et Wilshaw, 1976, Evans *et al.*, 1976, Haussonne *et al.*, 2005], le champ de contraintes élastique autour d’une indentation est tel qu’on peut déterminer le facteur d’intensité des contraintes. Pour le déterminer, on peut utiliser une équation du type de l’Equation 2.19 de [Evans et Wilshaw, 1976] en s’appuyant sur la Figure 2.49.

$$\frac{K_c F}{H c} = 4,6 \log\left(\frac{4,5c}{a}\right) \quad (2.19)$$

$K_c$  est le facteur d’intensité des contraintes.  $F$  est un facteur reliant la limite d’élasticité à la dureté  $H$  du matériau.  $c$  est la taille de l’indentation et  $a$  est la demi-longueur de la

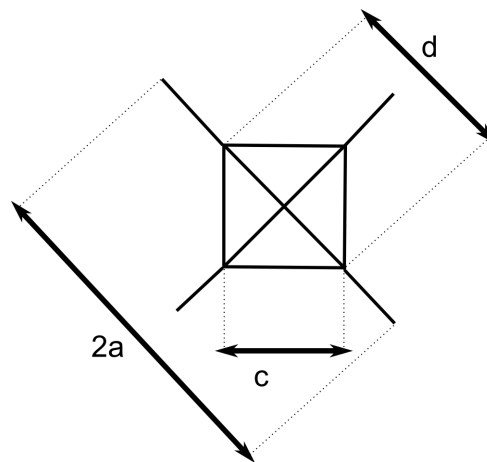


FIGURE 2.49 – Paramètres de l'indentation Vickers.

fissure générée par l'indentation.

Plusieurs indentations Vickers ont donc été effectuées sur la surface de la céramique polie avec un effort de 20 N. Lorsqu'on utilise un MEB Figures 2.50, les indentations observées ont des tailles de fissures plus faibles que lors de la première indentation. On peut donc confirmer que les fissures des indentations ne sont pas assez proches pour se perturber les unes par rapport aux autres.

Après indentation, on constate que les fissures partant de l'indentation sont multiples, difficilement identifiables et qu'elles ne partent pas des angles d'indentation. De plus, elles ne sont pas rectilignes. Le problème est que ce type de fissuration ne correspond pas aux hypothèses de [Musikant, 1990, Evans et Wilshaw, 1976, Evans *et al.*, 1976]. L'hypothèse habituelle correspond à la présence de quatre fissures rectilignes partant des quatre coins de l'indentation et traversant l'indentation dans ses diagonales. Cette hypothèse permet de supposer que les fissures traversent l'indentation comme présenté Figure 2.51. C'est l'hypothèse de base pour les calculs de facteur d'intensité de contraintes critique lors d'une indentation. On ne se retrouve donc pas ici dans les bonnes hypothèses pour déterminer le facteur d'intensité de contraintes critique et il ne peut donc pas être obtenu à partir de ces essais.

Pour être dans les bonnes hypothèses, il aurait peut être fallu faire l'indentation avec un effort plus grand. Cela aurait provoqué de plus grandes fissures qui auraient pu traverser tout l'indentation et valider les hypothèses nécessaires. Cependant, cela demanderait de rechercher un effort assez grand pour faire apparaître des fissures, mais pas trop grand pour ne pas casser les éprouvettes. Elles étaient, en effet, en nombre limité.

### 2.4.3 Post-traitement de l'éprouvette tungstène

L'indentation Vickers ne nous a donc pas permis d'identifier le facteur d'intensité de contraintes critique. Cependant, nous avons vu chapitre 1 Section 3.3.2 Page 61 une méthode d'essais plus courante avec des éprouvettes telles que celle de la Figure 2.52(a). Sur

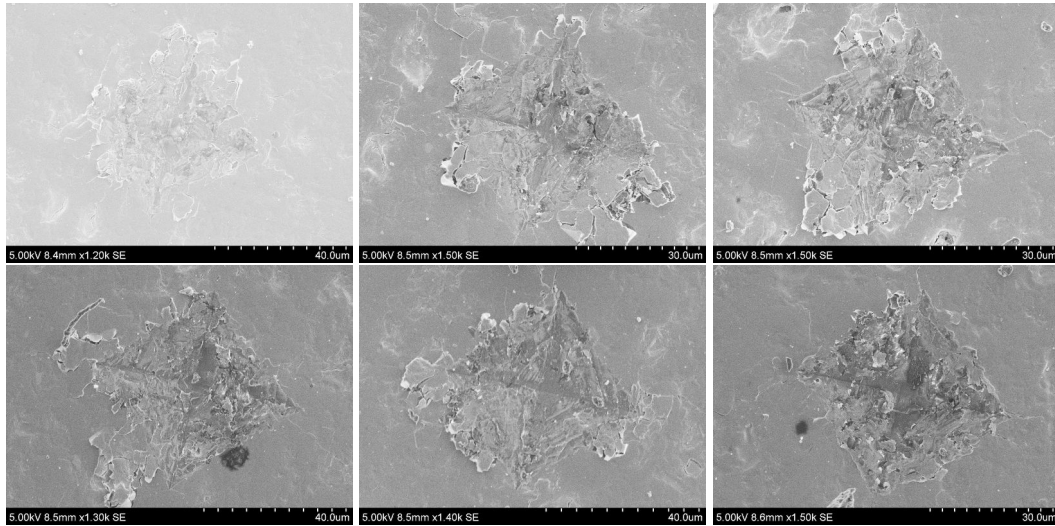


FIGURE 2.50 – Images au Microscope Electronique à Balayage des indentations Vickers avec fissurations.

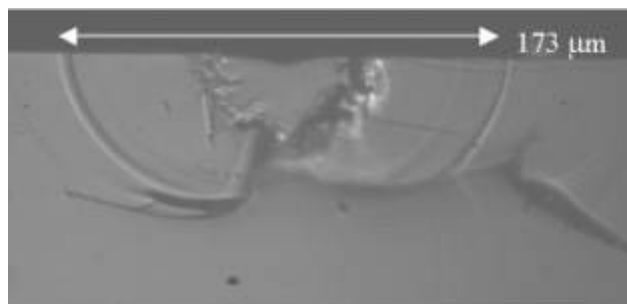
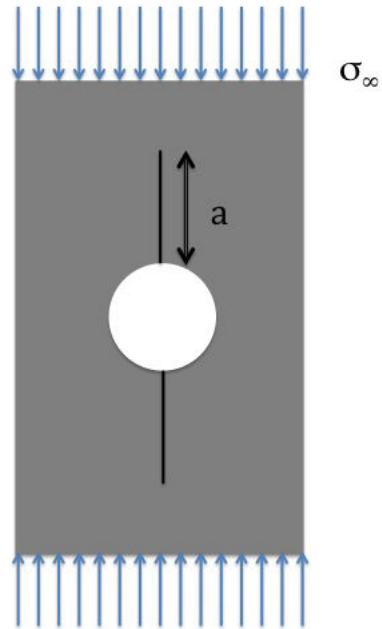


FIGURE 2.51 – Image d'illustration du site [Saint-Gobain, 2006] montrant la fissuration fragile attendue lors d'une indentation Vickers sur un matériau inconnu.



(a)



(b)

FIGURE 2.52 – (a) Essai usuel utilisé pour identifier un facteur d'intensité des contraintes critiques et (b) essai utilisé pour la caractérisation du tungstène.

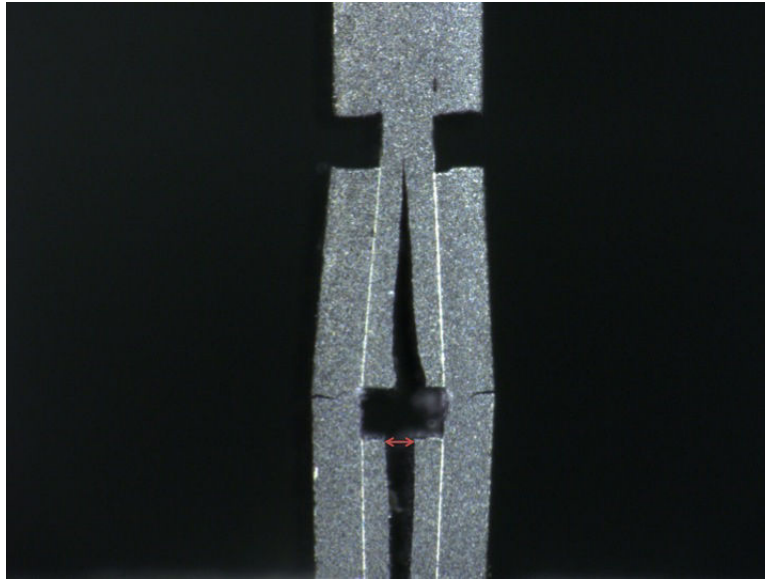


FIGURE 2.53 – Éprouvette de tungstène cassée.

cette figure, on observe un trou qui concentre les contraintes et qui se fissure de manière verticale. De la même manière, Figure 2.53 on observe une éprouvette cassée avec un évidement, cette fois-ci de forme carrée, qui concentre des contraintes lors de sollicitations de compression, comme schématisé Figure 2.52(b). De cet évidement partent des fissures de manière verticale. Dans les deux cas, les fissures se sont arrêtées. Cependant, le second cas s'est déroulé lors des essais des éprouvettes de tungstène que nous présenterons de manière plus complète Section 3.1 Page 138. On observe en clair des couches de tungstène qui séparent des couches d'alumine. Cette éprouvette est la seule dont on a la photo des fissures post-rupture.

Or, on sait que l'arrêt d'une fissure peut être caractérisé par le  $K_{1C}$ . Les principales différences entre les deux essais présentés Figure 2.52 sont les encoches sur les côtés de l'éprouvette, la forme du trou, la présence de tungstène et la présence de quatre fissures au lieu de deux. On observe Figure 2.52(b) l'éprouvette de tungstène en brun et noir avec des flèches noires indiquant la direction de sollicitation de l'éprouvette. Nous ne connaissons pas les directions de raclage dans cette éprouvette, mais nous n'en ferons pas cas. Cela pourrait avoir un impact, mais nous ne l'avons pas pris en compte. C'est un élément qui ne nous semblait pas prioritaire.

Le principe est le suivant. Il s'agit d'une éprouvette dans laquelle un trou concentre les contraintes. Dans l'axe vertical de l'éprouvette, on exerce une compression. La traction en bas et en haut au niveau du trou est augmentée par la présence du trou lui-même et elle est maximale. Ces contraintes sont telles que le matériau se fissure à ce niveau et reste stable. En retrouvant le champ de contraintes, on peut alors évaluer le facteur d'intensité de contraintes.

On peut supposer que le tungstène n'intervient pas dans le comportement de l'éprouvette car elle est soumise à un chargement monotone. Or, le comportement du tungstène

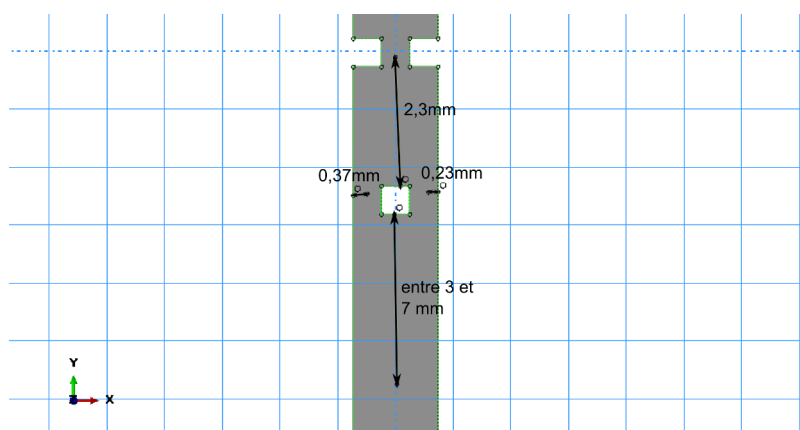


FIGURE 2.54 – Représentation des fissures sur l'éprouvette dans le modèle. La fissure 1 est la fissure verticale du haut ; la fissure 2 est la fissure verticale du bas ; la fissure 3 est la fissure horizontale de gauche ; la fissure 4 est la fissure horizontale de droite.

dans la Section 3.1 Page 138 n'a pas pu être mis en évidence.

La similarité des essais doit nous permettre d'identifier le facteur d'intensité de contraintes critique. Nous allons, pour cela, développer au préalable un modèle éléments finis avec fissures. On calcule alors le facteur d'intensité de contraintes pour l'effort de rupture. Ainsi, on peut déterminer le facteur d'intensité de contraintes critique, tout comme cela est fait pour les essais de [Morice, 2014].

Le modèle que l'on développe est en deux dimensions avec les hypothèses de déformations planes. Le plan considéré est celui dans lequel les fissures se propagent. On utilise les dimensions de l'éprouvette pour la géométrie. On néglige le comportement du tungstène puisqu'il ne semble pas intervenir dans le comportement de la structure. Pour le comportement de la céramique, on prend un module d'Young de 390 GPa, et un module de poisson de 0,27 qui étaient les valeurs déterminées à ce moment là pour le comportement de la céramique. On considère la céramique homogène. On intègre dans ce modèle les quatre fissures apparaissant Figure 2.53. Le maillage quadrangle est linéaire standard. Il est tout d'abord raffiné autour du trou pour avoir des éléments de taille 0,05 mm autour de celui-ci. Puis il sera raffiné au niveau des fissures : les éléments au bord des fissures feront, eux aussi une taille de 0,05 mm. On sait que l'effort à rupture est de  $2504 \text{ N} \pm 3 \text{ N}$ . On exerce donc une contrainte linéaire jusqu'à 334 MPa sur le dessus de l'éprouvette et un déplacement nul sur le bas de l'éprouvette. Pour chaque fissure, on calcule le facteur d'intensité des contraintes.

La Figure 2.54 montre les dimensions des fissures ainsi que leurs positionnements. Pour placer ces fissures, nous nous sommes appuyés sur la Figure 2.53. Malheureusement, cette photographie étant mal centrée, nous ne pouvons pas voir toute la fissure en direction du bas. Nous ne pouvons donc pas mesurer sa taille. Cependant, la partie visible de la fissure est de 3 mm. Bien sûr, nous avons gardé l'éprouvette. Cependant, nous n'avons pas pensé à mesurer tout de suite après l'essai les fissures de celle-ci. Il a fallu beaucoup manipuler pour l'extraire du montage, et nous n'avons pas non plus pris de précaution



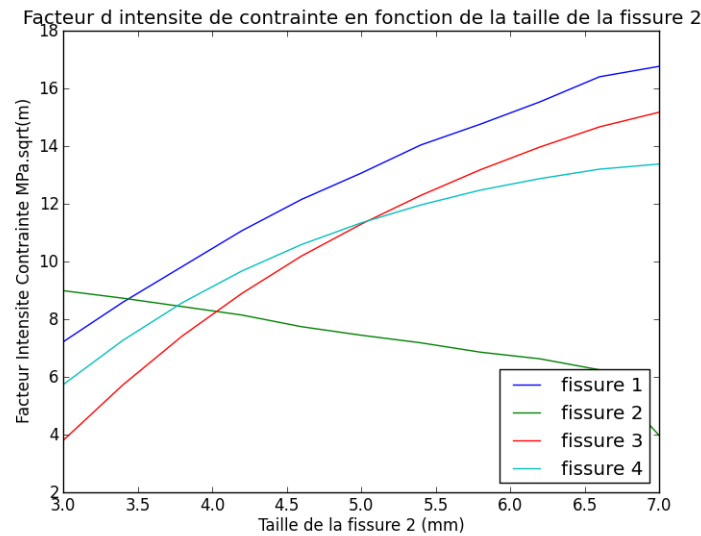


FIGURE 2.55 – Evaluation des facteurs d’intensité de contraintes critiques en fonction de la taille de la fissure du bas. La dénomination des fissures est précisée Figure 2.54

particulière après l’essai. Une fois déplacée et manipulée, la taille de la fissure mesurée est de 7 mm. On va donc tenter d’évaluer la taille de la fissure en même temps que le facteur d’intensité de contraintes. Pour cela, on va calculer le facteur d’intensité de contraintes de chacune des fissures de l’éprouvette pour le chargement à rupture. Ces calculs seront effectués pour plusieurs dimensions de la fissure du bas.

En théorie, nous supposons que le facteur d’intensité de contraintes critique doit être identique pour les deux fissures dans la direction  $x$  et pour les deux fissures dans la direction  $y$ . Lorsque ce sera le cas, nous aurons identifié le bon facteur d’intensité de contraintes critique et la bonne taille de fissure du bas.

#### 2.4.4 Résultat tungstène

Figure 2.55, on exprime le facteur d’intensité de contraintes critique  $K_I$  pour chacune des fissures de l’éprouvette calculé par éléments finis en fonction de la taille de fissure du bas. En effet, on peut estimer sa valeur grâce à la taille de l’éprouvette, entre 3 et 7 mm. Les valeurs de facteurs d’intensité de contraintes se croisent pour une taille de fissure entre 3,5 et 4 mm. Cela permet d’identifier un facteur d’intensité de contraintes d’environ 8 à 9  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  dans le matériau. Figure 2.56, on voit le modèle en élément fini, la disposition des fissures et les écarts.

#### 2.4.5 Discussion

Parmi les fissures, celle du bas est celle dont on ne connaît pas la taille. Il a donc fallu chercher pour différentes tailles de fissure le facteur d’intensité des contraintes. Il

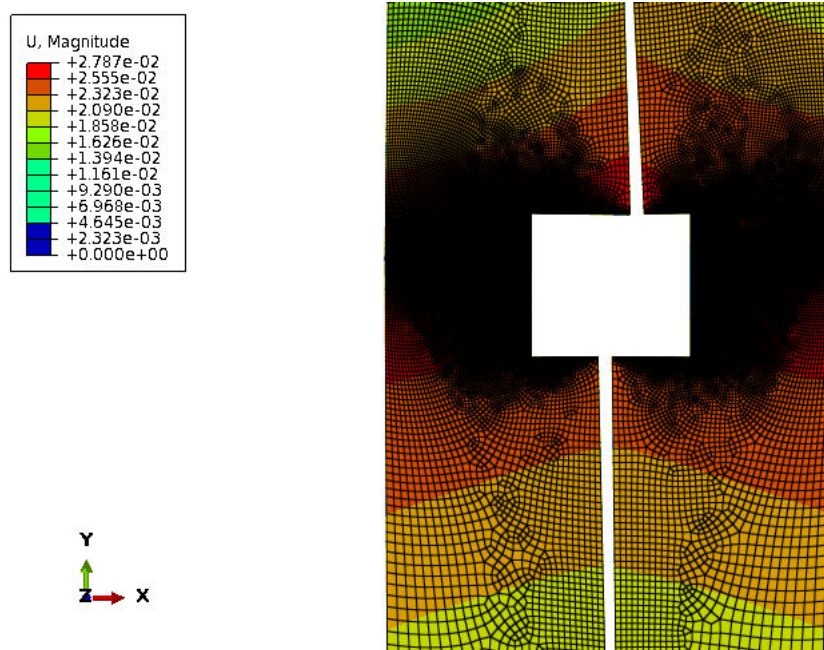


FIGURE 2.56 – Partie du modèle par éléments finis de l'éprouvette utilisé pour le comportement du tungstène montrant l'écartement des fissures.

est censé être le même partout, car on suppose le comportement de fissuration isotrope. Cependant, lors des calculs, nous observons Figure 2.55 que les facteurs d'intensité de contraintes ne se rejoignent pas exactement. Pour préciser la valeur du facteur d'intensité de contraintes, nous avons donc observé l'écartement de la fissure du bas Figure 2.57 en fonction de sa taille. Nous avons constaté que l'écartement modélisé ne correspond pas à l'écartement visible sur la photographie de  $250\ \mu\text{m}$  : le calcul comporte donc une erreur. Cependant, nous ne sommes pas parvenu à l'identifier.

La première hypothèse que nous aurions pu avoir est la possibilité d'un comportement anisotrope, qui concerne le facteur d'intensité de contraintes critique. C'est une possibilité car nous avons fait l'hypothèse de l'isotropie a priori. La vérification de cette hypothèse semble difficile. Cependant, aucune taille de fissure ne nous a donné un écartement aussi important en éléments finis que celui observé lors de l'essai. Il faudrait pour cela faire d'autres calculs et essais, afin d'obtenir toutes les tailles de fissure et de valider les calculs effectués.

Une seconde hypothèse que nous pourrions proposer est une erreur de prise en compte des conditions limites que nous expliquerons Section 3.1 Page 138. L'éprouvette est insérée dans le montage. Lors de la compression, le comportement élastique de la céramique peut, via le module de poisson, engendrer une compression orthogonale à l'effort exercé. Mais cette compression a tendance à empêcher l'ouverture de la fissure et non à l'accroître. Cela ne semble donc pas expliquer la différence entre le comportement observé et le comportement simulé.

Enfin, on pourrait remettre en cause les valeurs caractéristiques utilisées pour la mo-

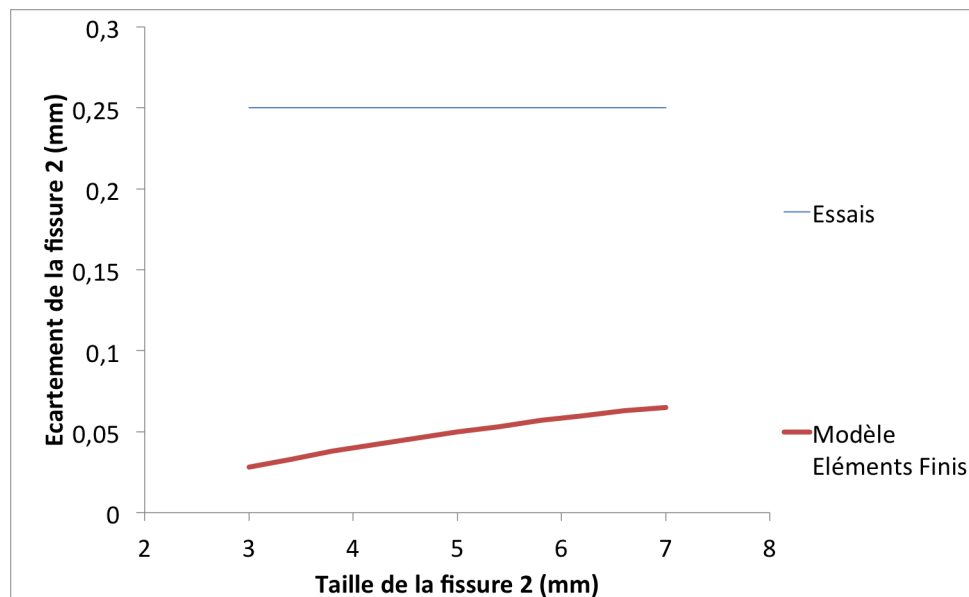


FIGURE 2.57 – Evaluation de l'écartement de la fissure du bas, nommée fissure 2, en fonction de sa taille.

délisation. Le module d'Young utilisé est de 390 GPa et le module de poisson de 0,27. Cependant, elles ne peuvent pas générer de telles erreurs.

Nous supposons que la modélisation mécanique, telle que nous l'avons faite ne prends pas en compte l'essai de manière correcte.

#### 2.4.6 Conclusion

Nous n'avons donc pas pu estimer le facteur d'intensité de contraintes critique. Malgré cela, nous pouvons considérer l'ordre de grandeur de 2 à 4 MPa $\sqrt{m}$  déterminé par [Munro, 1997]. Toutefois, nous ne considérerons pas le facteur d'intensité des contraintes dans le modèle. En effet, les contraintes exercées pour obtenir une fissure nous semblent bien plus grandes que les contraintes exercées dans le substrat lors de la modélisation par éléments finis que nous ferons chapitre 3 Section 2.2 Page 180.

### 2.5 Conclusion

L'objectif de cette partie était d'identifier le comportement de rupture et de fatigue de la céramique. Pour cela, nous avons effectué des essais et identifié les comportements de la céramique lors de sollicitations de rupture et de fissuration.

Dans un premier temps, nous avons identifié et validé le mécanisme de contrainte à rupture statistique de la céramique. Des essais de flexion trois points nous ont permis d'identifier la probabilité de rupture en fonction des efforts exercés. Les paramètres de Weibull identifiés nous ont permis d'obtenir une probabilité de rupture en fonction d'un

champ de contraintes donné. Cette identification est adaptée pour des volumes représentatifs de la structure du substrat, car plus faibles que les volumes des couches du substrat.

Par la suite, des essais de flexion quatre points nous ont permis d'identifier l'intensité des contraintes résiduelles de fabrication du substrat. Bien qu'elles ne soient pas d'intensité très élevée, elle modifieront significativement le champ de contraintes. En effet, la variation du champ de contraintes crée des hétérogénéités de champ, qui influent sur la probabilité de rupture. Nous allons désormais pouvoir simuler le champ de contraintes global du substrat. Nous pourrions l'évaluer pour l'alumine *A11* seulement car les contraintes résiduelles n'ont pas été identifiées correctement pour l'alumine *A12*. Cela est dû à un problème d'identification, et d'hypothèses sur le champ de contraintes. Ces hypothèses étaient probablement trop fortes pour ce matériau.

Les essais de fatigue nous permettent de comprendre que les volumes de céramique ayant survécu à un chargement en fatigue ont un comportement à rupture du matériau amélioré par rapport aux autres éprouvettes. En effet, les éprouvettes sollicitées à de plus grands efforts de fatigue et ayant survécu à ce chargement possèdent de plus grandes contraintes à rupture. Cela nous permettra de considérer une probabilité de rupture identique, quel que soit le chargement de fatigue sans sous-estimer la contrainte à rupture de la céramique. Cela nous permet de simplifier le comportement de rupture en fatigue. L'estimation n'est valable que pour l'alumine *A11*, les essais pour l'alumine *A12* n'ayant pas pu être effectués.

Enfin, nous avons tenté d'identifier les mécanismes de fissuration de la céramique via son facteur d'intensité de contraintes critique. Cependant, les hypothèses établies pour l'évaluation de l'énergie de rupture n'étant pas respectées, l'indentation Vickers s'est révélée inexploitable. La seconde tentative d'identification du facteur d'intensité de contraintes a été effectuée via un essai uniquement disponible avec l'alumine *A12*. Il est censé nous permettre d'obtenir un facteur d'intensité de contraintes grâce à sa similitude avec un essai de fissuration. Cependant, la modélisation n'a pas pu être validée. L'erreur n'a pas été identifiée et la fissuration était atteinte pour un effort très élevé. Nous allons donc préférer nous concentrer sur un dimensionnement en fonction de la probabilité de rupture de la céramique pour les deux alumines.

Dans la Section 2.1 Page 102, on a pu déterminer les probabilités de rupture de l'alumine *A11* en fonction d'un champ de contraintes. Désormais, les contraintes résiduelles ont également été évaluées. De plus, nous avons caractérisé son comportement en fatigue. Enfin, le comportement de fissuration n'a pas pu être observé car l'alumine *A11* n'était plus utilisée lors des essais. Nous considérerons que le comportement de fissuration de l'alumine *A11* est similaire à celui de l'alumine *A12*.

Seul les paramètres de Weibull ont pu être identifiés correctement pour l'alumine *A12*. L'évaluation des contraintes résiduelles ne permettait pas de recouvrir, même partiellement, les résultats expérimentaux. Le comportement en fatigue, lui, n'a pas pu être effectué par manque de temps. Enfin, son comportement à fissuration n'a pu être obtenu ( $K_{IC}$ ) malgré différentes tentatives (Essais Vickers notamment). Faute de temps, nous n'avons pas pu effectuer d'autres essais ni développer de nouvelles éprouvettes pour évaluer ce paramètre.

D'après les fissurations obtenues, nous ne prendrons pas en compte le phénomène de propagation de fissure de la céramique. Nous nous concentrerons sur ses probabilités de rupture. En effet, c'est le critère de rupture le plus probable. Les contraintes que nous estimerons dans le substrat, ne seront pas assez fortes pour provoquer une fissuration. Pour faire le tour de la fiabilité du substrat, nous allons donc nous intéresser au comportement du tungstène.

### 3 Essais et comportement du tungstène

Dans les sections précédentes, nous avons identifié les comportements de la céramique pour évaluer la fiabilité du substrat. Cependant, le substrat est aussi composé de deux types de tungstène l'un qui constitue ses pistes et l'autre ses vias. Nous avons expliqué chapitre 1 Section 2.1 Page 23 les raisons pour lesquelles nous supposons que le comportement du tungstène formant les vias n'est pas susceptible de générer des contraintes significatives. C'est pourquoi, nous allons nous concentrer sur le comportement des pistes de tungstène. Tout d'abord, nous allons faire un essai exploratoire pour comprendre son comportement. Puis, nous allons tenter de définir le comportement du tungstène sous sollicitations de fatigue. Pour cela, on met en place un essai.

#### 3.1 Première approche : Description d'un essai quasi-statique

Nous ne connaissons pas le comportement du tungstène des pistes. Sa composition chimique n'est pas pure à 100% et le matériau est un mélange de grain de tungstène et d'alumine. Cela est dû au processus de fabrication. Un faible changement de composition peut parfois engendrer des comportements différents. De plus, les faibles dimensions des pistes de tungstène peuvent modifier le comportement d'un matériau massif pur, comme montré par [Yao *et al.*, 3 10]. Des caractérisations sont donc nécessaires. Nous avons ici pour objectif de faire une première observation du comportement du tungstène et de déterminer une méthode pour caractériser son comportement en fatigue. A priori, on tentera de l'identifier comme une loi d'interface de Mohr-Coulomb. En effet, on se base sur les identifications de [Roca et Araiza, 2010] comme expliqué chapitre 1 Section 3.2.1 Page 48.

##### 3.1.1 Objectif de l'essai

Avant d'identifier le comportement du tungstène en fatigue, nous voulons comprendre son comportement sous sollicitation monotone. Dans les deux cas, nous pensons observer une délamination du substrat au niveau des pistes de tungstène ou un endommagement de celui-ci. Ces deux observations mettraient en péril la fiabilité du substrat. Le but est de déterminer une méthodologie d'essais afin d'effectuer les essais de fatigue de façon similaire aux essais monotones. L'autre but est la détermination d'un premier comportement afin d'attribuer par la suite une loi de comportement en fatigue du tungstène des pistes plus adaptée.

L'endommagement s'exprime souvent comme une modification de comportement pour des volumes de matériau en traction tandis que le comportement en compression peut rester inchangé. L'endommagement autorise une plus grande déformation par rapport à l'effort appliqué que dans le comportement usuel. Sur une courbe d'effort/déplacement, l'endommagement se traduit par une diminution de la pente de la courbe de comportement.

Pour observer ce comportement d'endommagement, nous allons effectuer des essais sollicitant une piste de tungstène. Il s'agit de solliciter une couche de tungstène semblable à une piste de tungstène. Cependant, on ne peut pas épaissir suffisamment les couches de tungstène obtenue par sérigraphie de sorte qu'on puisse solliciter que du tungstène. En effet, le processus de fabrication serait modifié et le volume du matériau ne serait plus représentatif.

Étant donnée la finesse de la piste, une sollicitation en cisaillement de la piste paraît donc approprié. Nous avons donc conçu une éprouvette Figure 2.58 pour solliciter le tungstène en cisaillement de la manière présentée Figure 2.59. Connaissant le comportement de la céramique, Section 1.2 Page 83, et de la structure grâce aux essais effectués, nous chercherons ainsi identifier le comportement du tungstène.

La couche de tungstène est d'une très faible épaisseur ( $10\mu\text{m}$ ) par rapport aux couches de céramique de  $200$  à  $600\mu\text{m}$ . Cela nous permettra donc d'identifier le comportement du tungstène par un comportement d'interface comme décrit chapitre 1 Section 3.2.1 Page 48. C'est une première approche simple que l'on adaptera par la suite si besoin. La loi d'interface de Mohr-Coulomb exprime les contraintes de surface de l'interface (ici la surface de tungstène) en fonction des contraintes normales à cette surface. C'est une loi linéaire. Nous devons l'implémenter dans un modèle par éléments finis semblable au modèle Section 2.4 Page 126. Ainsi, les pistes de tungstène seront remplacées par une interface de contact guidée par la loi de Mohr-Coulomb. Pour ajuster le modèle à l'essai, nous adapterons les coefficients de frottement du modèle. L'endommagement du tungstène devrait s'exprimer par une modification des coefficients.

### 3.1.2 Description de l'Essai

Pour identifier ces coefficients, l'éprouvette utilisée pour l'essai est décrite Figure 2.58. Elle est constituée de trois feuilles de  $500\mu\text{m}$  d'épaisseur avec des pistes de tungstène entre chaque feuille. Nous ne connaissons pas les directions de raclage des feuilles de céramique. Cela ne nous a pas semblé important pour cette identification. En effet, l'intensité des contraintes résiduelles de la céramique nous semble bien faible par rapport aux efforts exercés sur l'éprouvette. Le processus de fabrication est décrit Figure 2.60 selon les étapes suivantes :

**Etape 1 :** Dépôt de deux feuilles d'alumine séparées de  $500\mu\text{m}$  et de dimensions  $500\mu\text{m} \rightarrow 5\text{mm} \rightarrow 10\text{mm}$ .

**Etape 2 :** Une couche de tungstène de  $10\mu\text{m}$  est déposée sur chacune des couches d'alumine.

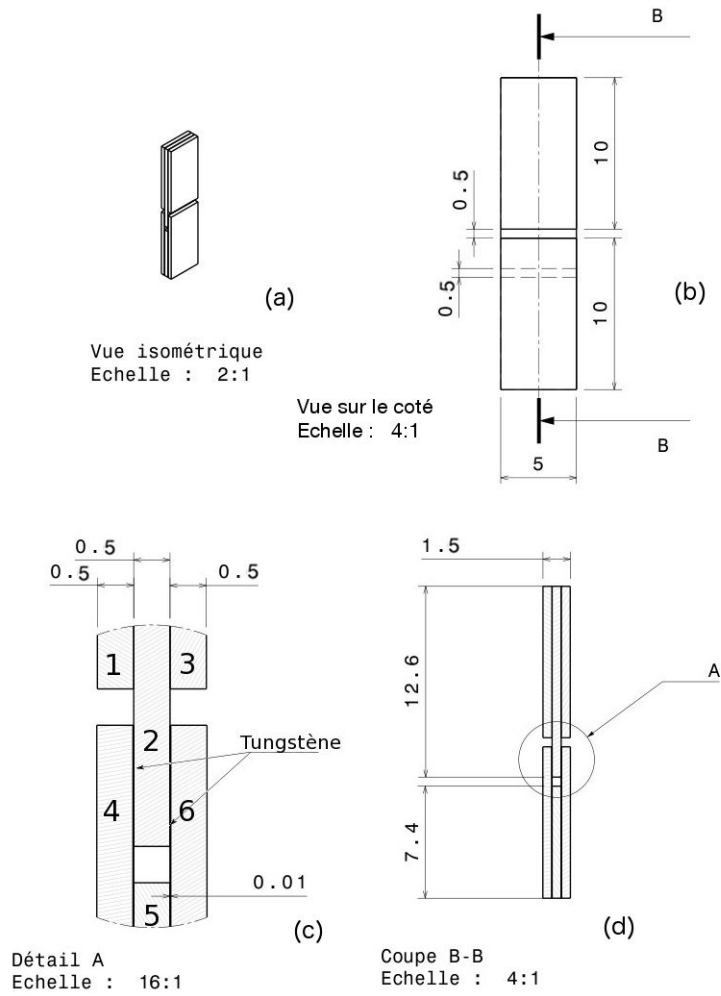


FIGURE 2.58 – Schéma de l'éprouvette de caractérisation du tungstène.

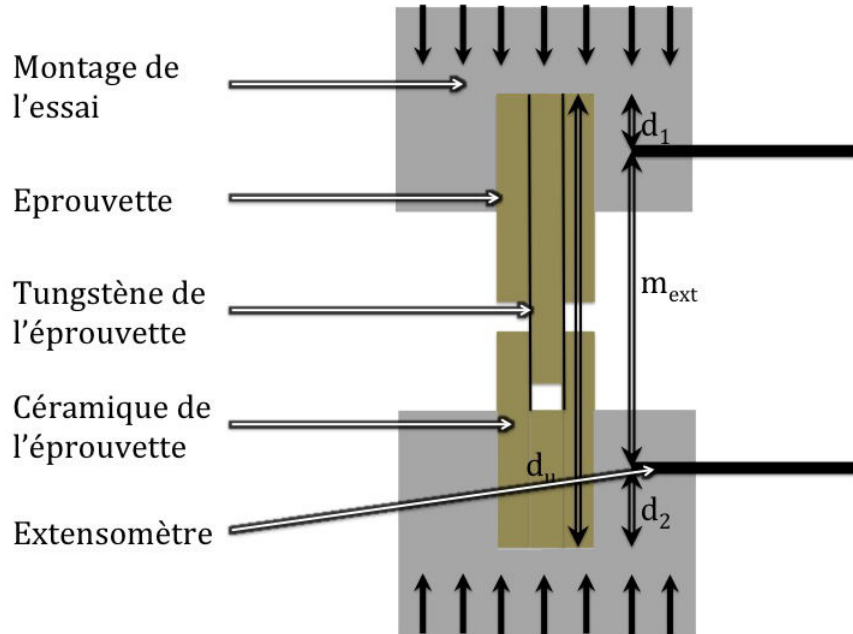


FIGURE 2.59 – Montage lors de l’essai de cisaillement du tungstène.

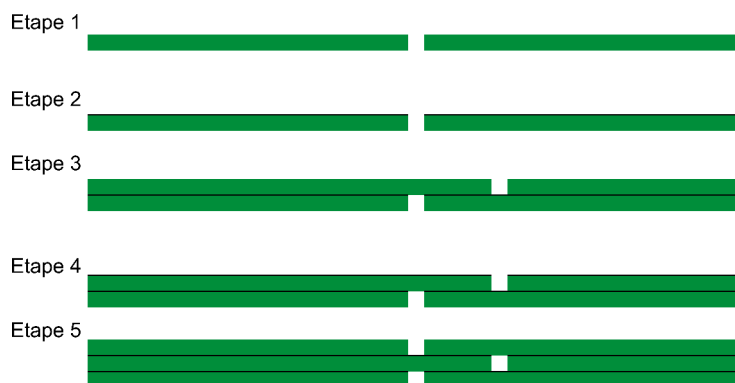


FIGURE 2.60 – Illustration des étapes de fabrication de l’éprouvette de tungstène par empilement de tungstène (noir très fin) et d’alumine (vert)



**Etape 3 :** On redépose deux feuilles d'alumine séparées de  $500 \mu\text{m}$  et de dimensions  $500 \mu\text{m} \rightarrow 5 \text{ mm} \rightarrow 12.6 \text{ mm}$  et  $500 \mu\text{m} \rightarrow 5 \text{ mm} \rightarrow 7.4 \text{ mm}$ .

**Etape 4 :** Une couche de tungstène de  $10 \mu\text{m}$  est déposée sur chacune des couches d'alumine.

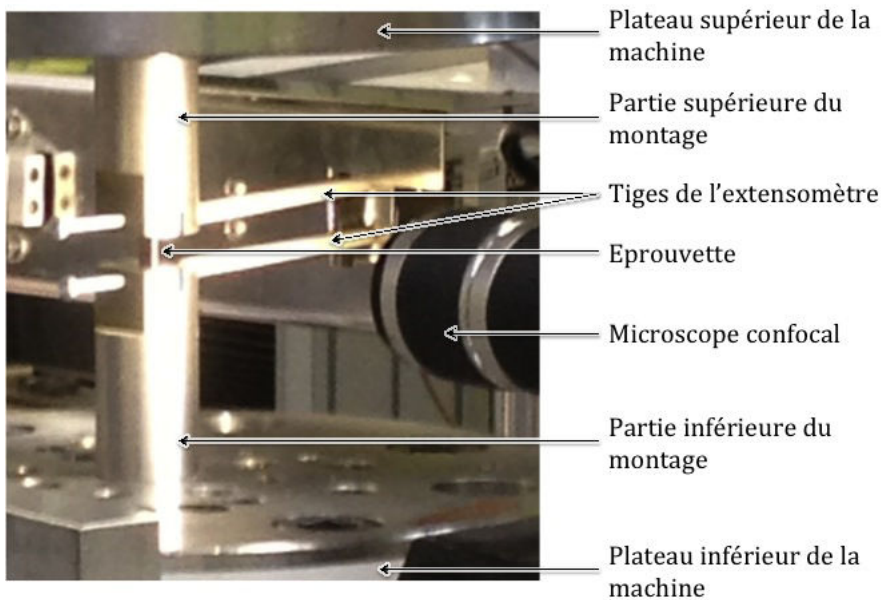
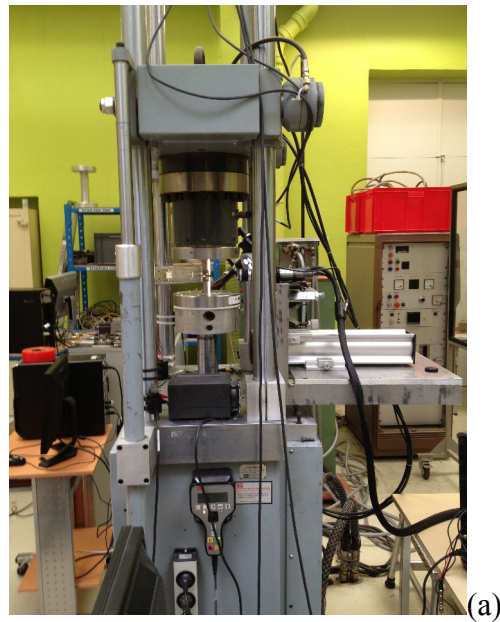
**Etape 5 :** On redépose deux feuilles d'alumine séparées de  $500 \mu\text{m}$  et de dimensions  $500 \mu\text{m} \rightarrow 5 \text{ mm} \rightarrow 10 \text{ mm}$ .

L'épaisseur du tungstène de l'éprouvette est la même que celle des pistes du substrat habituel. Les feuilles de céramiques sont plus épaisses que dans les autres éprouvettes afin d'éviter que cette éprouvette soit trop fine. En effet, la sollicitation est une compression de l'éprouvette décrite Figure 2.59, avec un risque de flambement. Une instabilité durant la compression peut ainsi provoquer une flexion involontaire de l'éprouvette. Le montage doit donc permettre la compression de l'éprouvette et éviter le flambage. Pour cela, l'éprouvette doit être parfaitement alignée. Un montage a été développé et ajusté à la taille des éprouvettes Figure 2.59 et 2.61 pour éviter le fléchissement de l'éprouvette durant l'essai. Avec une telle éprouvette, il aurait été possible aussi d'effectuer une sollicitation de traction. Cependant, nous avons choisi de faire un essai de compression, qui sur le moment nous a paru plus simple. Un essai de traction aurait nécessité un autre montage.

Avant d'effectuer les essais, on aligne les deux parties du montage en acier XC38 à l'aide d'une cale en métal aux dimensions de l'éprouvette. Pour chaque essai, il s'agit de positionner l'éprouvette. On rapproche au mieux les mors pour ne pas avoir de compression mais qu'il n'y ait plus d'espace visible entre l'éprouvette et le montage. Ainsi, on ne sollicite pas l'éprouvette avant de mesurer les efforts. De plus, le déplacement des mors est réduit au maximum pour effectuer l'essai de manière efficace. Ainsi, on ne crée pas de choc lors du premier contact mors/éprouvette.

Pour les prises de mesures, nous avons une cellule d'effort de la machine (précision de 3 N) et un extensomètre *MTS system* à chaud. L'effort est mesuré par la cellule d'effort de la TTC de *MTS system*. La déformation de l'éprouvette est mesurée par l'extensomètre. Celui-ci est fixé au montage. La difficulté de l'essai réside dans la taille de l'éprouvette par rapport à celle de la machine d'essai, comme on le voit Figure 2.61(b). Le montage maintient l'éprouvette afin de limiter son flambement. On ne peut donc pas fixer l'extensomètre à l'éprouvette. On considère que la partie en métal du montage où l'on fixe l'extensomètre se déplace de la même distance que les rebords de l'éprouvette.

C'est ainsi que, pour explorer le comportement du tungstène, nous avons effectué une série de chargements en effort en revenant à un effort nul. Cela permet d'observer à chaque fois la réponse élastique de l'éprouvette. Au départ, l'effort maximum suivant était de 5 N supérieur. Puis, cet écart entre chaque chargement a augmenté jusqu'à un dépassement de la valeur maximum de 150 N. L'essai est poursuivi jusqu'à rupture de l'éprouvette, ainsi, on identifie dans le même temps l'effort pour lequel il y a endommagement ou rupture. Figure 2.62, on peut voir la sollicitation en effort exprimé en fonction du temps. L'avantage de cet essai est que l'on sollicite toujours le tungstène de manière que l'on considère quasi statique. Et grâce aux décharges, on peut observer la réponse de l'éprouvette pour chaque chargement atteint. On peut ainsi détecter s'il y a un endommagement statique du



(b)

FIGURE 2.61 – Photographie du montage lors de l'essai de cisaillement du tungstène.

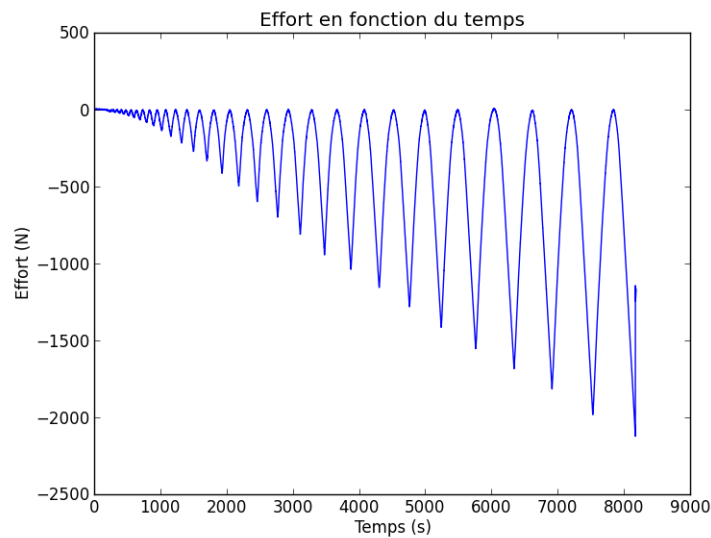


FIGURE 2.62 – Chargement de l'éprouvette lors de l'essai

tungstène avant d'observer son comportement de fatigue.

### 3.1.3 Post-traitement

Pour identifier le supposé comportement d'endommagement du tungstène, nous allons commencer par supprimer les non-linéarités que l'on observe Figure 2.63. Pour cela, on supprime les chargements au-dessus de 500 N. Ces non-linéarités sont dues à la mise en place du montage. La mise en place du montage est due à une imperfection de l'éprouvette. Les rebords de l'éprouvette sont censés être plans et orthogonaux. Cependant, ce n'est pas le cas. Les rebords dont on parle sont les surfaces de l'éprouvette sur lesquelles s'exercent directement les efforts via le montage. Avant la compression, elles ne touchent pas encore le montage sur toute leur surface. C'est en augmentant l'effort exercé que le contact se fait sur la surface entière. Le temps que l'éprouvette se positionne définitivement, les déplacements mesurés sont erronés. Tant que la surface n'est pas entièrement en contact, on ne sollicite qu'une partie de l'éprouvette. Ce qui implique que la raideur de la matière sollicitée est plus faible. Puis, avec l'augmentation de l'effort, la zone de contact devient plane et le volume sollicité étant plus grand, la raideur totale observée augmente. Ainsi, le fait de revenir à un effort nul à pour conséquence qu'à chaque chargement apparaît une non linéarité. Pour étudier le comportement du matériau, nous supprimons les données expérimentales pour des efforts inférieurs à 500 N. Après cette suppression, la Figure 2.64 nous permet de mieux observer la réponse du comportement de l'éprouvette. On y observe l'effort en fonction de sa déformation.

C'est l'extensomètre qui nous indique sa déformation. Pour obtenir le déplacement au bord de l'éprouvette et non sa déformation, nous devons traduire ces déformations en déplacements des bords de l'éprouvette. Nous allons pour cela nous aider de l'Equation 2.20

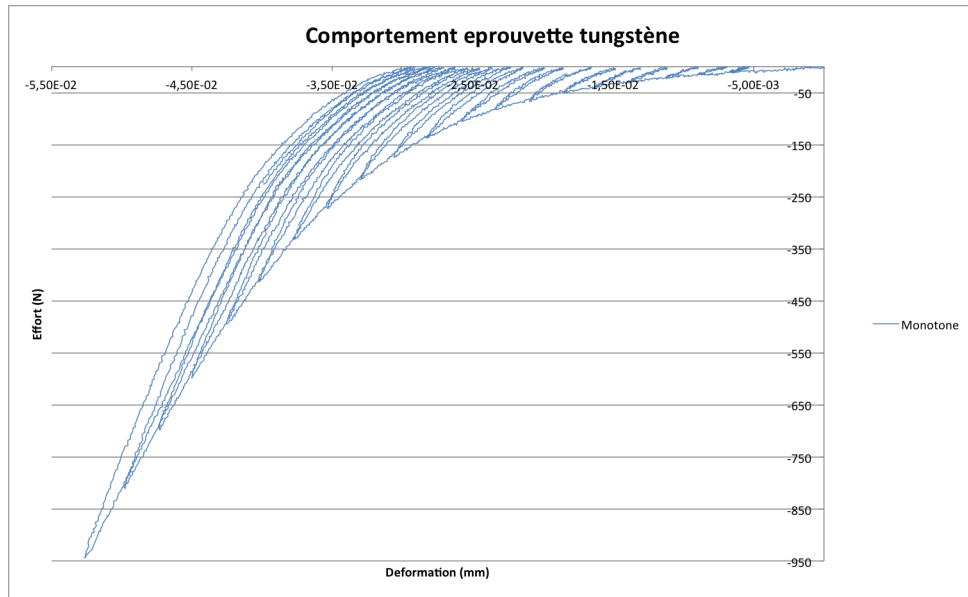


FIGURE 2.63 – Déformation de l'éprouvette mesurée par l'extensomètre en fonction de l'effort exercé.

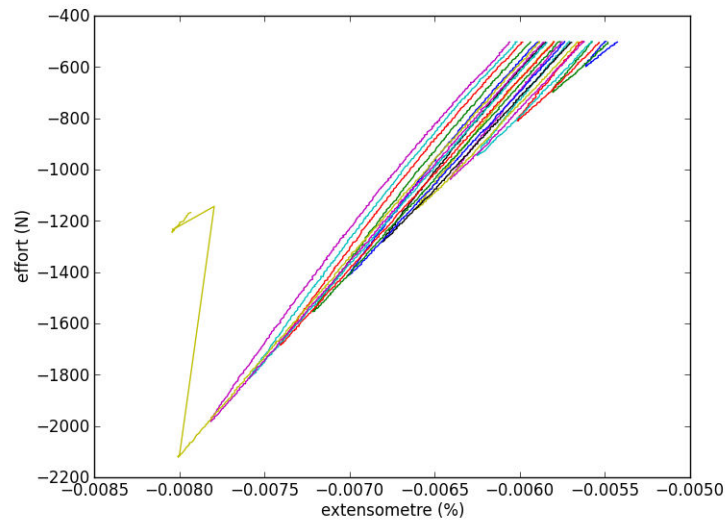


FIGURE 2.64 – Déformation de l'éprouvette mesurée par l'extensomètre en fonction de l'effort exercé pour des efforts inférieurs à 500 N.

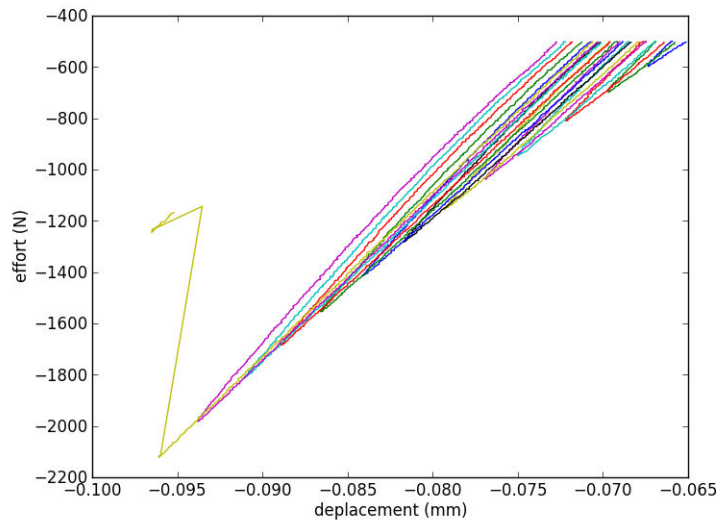


FIGURE 2.65 – Déplacement de l'éprouvette en fonction de l'effort exercé pour des efforts supérieurs à 500N.

et de ses grandeurs représentées Figure 2.59.

$$du = d1 + d2 + m_{ext} \quad (2.20)$$

On suppose alors que l'éprouvette est en contact parfait avec les deux parties du montage.  $d_u$  est la taille de l'éprouvette et  $m_{ext}$ , la déformation mesuré par l'extensomètre.  $d_1$  et  $d_2$  sont les distances séparant l'extensomètre des bords de l'éprouvette. On applique cette relation pour des efforts inférieurs à 500 N, ainsi, l'égalité utilisée est valable. Si l'on veut décrire les déplacements, les distances  $d_1$  et  $d_2$  étant supposées fixes, on obtient l'égalité Equation 2.21.

$$u_{du} = u_{mext} \quad (2.21)$$

On retient donc que le déplacement de l'extensomètre est égal au déplacement relatif de chaque côté de l'éprouvette. Pour obtenir une mesure de déplacement, on multiplie cette mesure de déformation par la longueur de référence de l'extensomètre (12 mm). Ceci permet d'estimer l'effort et le déplacement comme indiqué Figure 2.65.

### 3.1.4 Résultats

La Figure 2.65 décrit les courbes d'efforts en fonction du déplacement. On observe des non-linéarités. Il s'agit de déplacements permanents et de variations de la pente au cours de l'essai. Or, la céramique a un comportement élastique linéaire identifié Section 1.2 Page 83. On suppose donc qu'elles sont dues au tungstène.

Sur la Figure 2.66, on constate également que les déplacements ne reviennent pas à 0 lorsque les efforts sont annulés. On peut l'observer pour plusieurs chargements Fi-

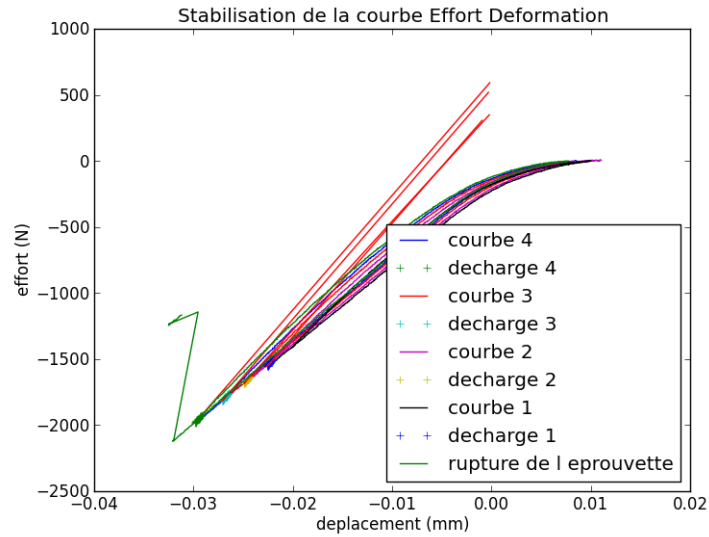


FIGURE 2.66 – On observe plusieurs chargement de l'éprouvette avec, en rouge, les pentes linéaire au début du déchargement.

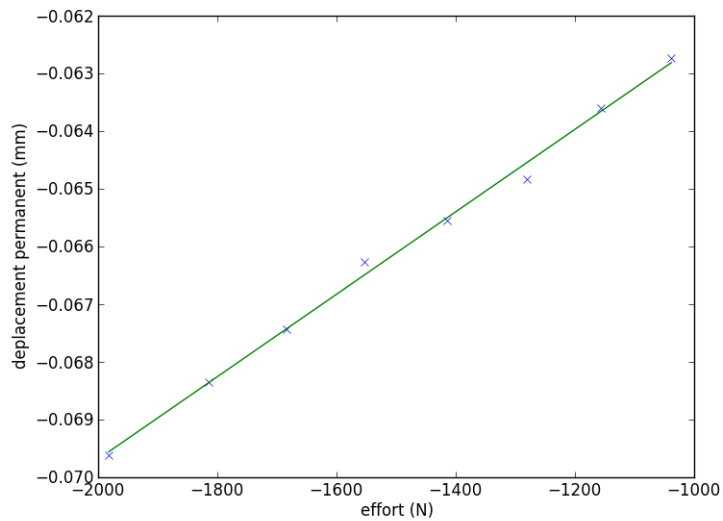


FIGURE 2.67 – Déformation permanente observée pour chaque chargement.

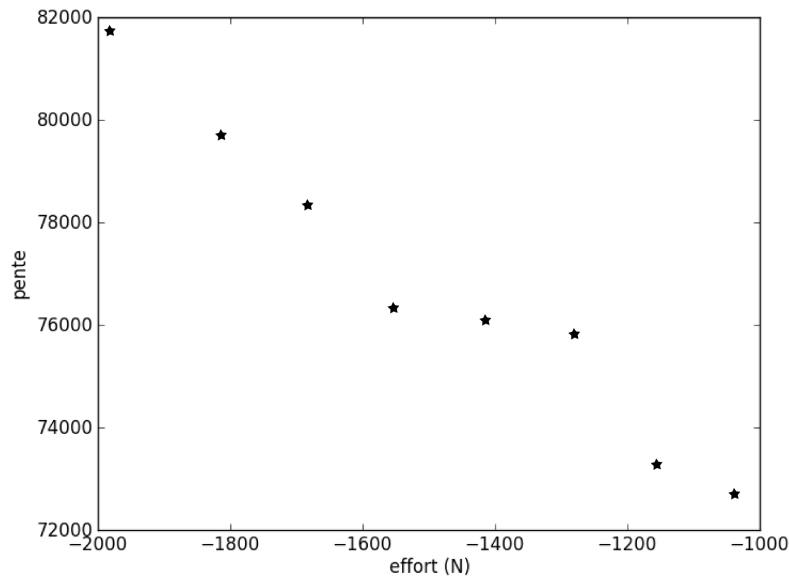


FIGURE 2.68 – Module d'élasticité observé en début de déchargement en fonction de l'effort maximum atteint lors du cycle.

Figure 2.67. En effet, lorsqu'on effectue une approximation linéaire des descentes en effort, on observe que les déplacements à l'origine ne sont pas les mêmes. La mise en place de l'éprouvette s'effectue à chaque chargement, lorsque les mors se resserrent. L'extensomètre se déplace avant que l'éprouvette soit totalement en compression. Il est alors difficile de recalibrer correctement les résultats.

Afin de déterminer l'évolution de l'endommagement, nous évaluons pour chaque déchargement la pente de l'effort en fonction du déplacement. Nous relierons cette pente et les déplacements permanents à l'effort maximum atteint lors du chargement. Sur les résultats d'essais, on observe que la pente de chargement évolue. Figure 2.68, on observe une augmentation de la pente pour la courbe de l'effort en fonction du déplacement. Cette évolution ne peut pas traduire un comportement d'endommagement du tungstène. En effet, l'endommagement aurait tendance à assouplir la structure et non à la rigidifier. C'est un comportement opposé à celui observé Figure ???. Nous n'avons donc pas un comportement d'endommagement semblable à celui de la loi de Mohr-Coulomb pour l'éprouvette.

### 3.1.5 Observations de l'éprouvette

Figure 2.69, nous observons en couleur gris clair des pistes de tungstène. Figure 2.69(a), il s'agit d'une piste de tungstène que l'on peut voir grâce à un découpage du substrat contenant cette piste. Cette couche de tungstène n'a pas été sollicitée. La Figure 2.69(b) représente une piste de tungstène qui débouche à l'extérieur du substrat, sans avoir eu besoin de découper le substrat. Cette couche de tungstène a été sollicitée lors de l'essai que

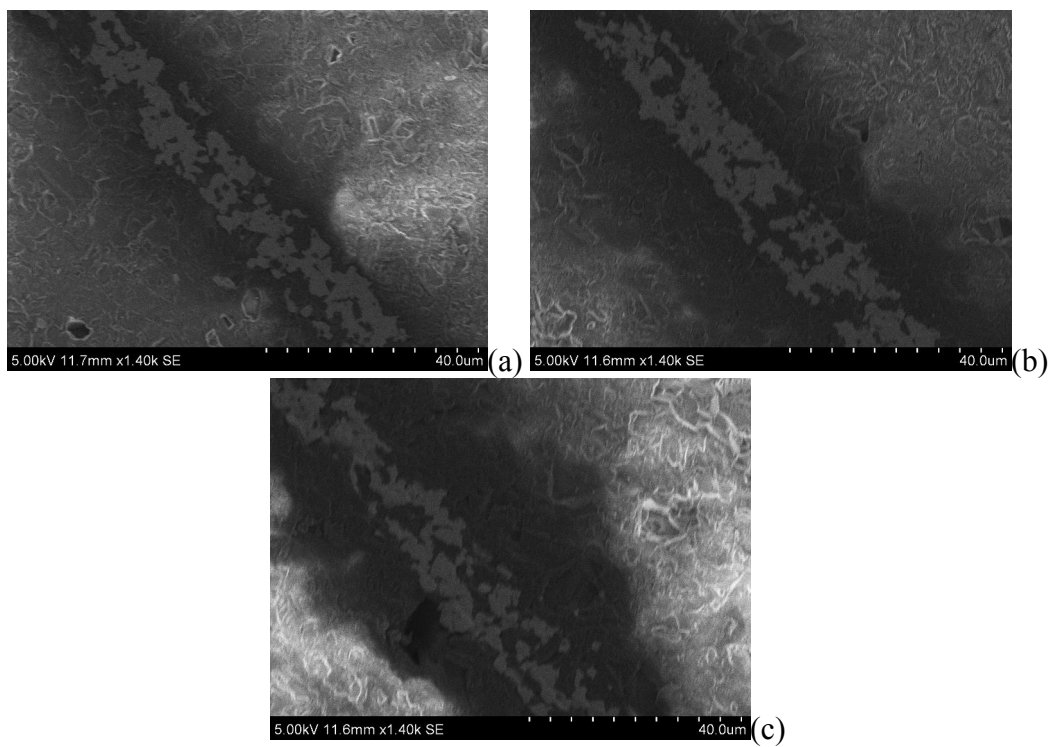


FIGURE 2.69 – Piste de tungstène (a) avant sollicitation, (b) après chargement monotone et (c) après sollicitation de fatigue.



l'on a décrit dans cette section. Les deux pistes semblent similaires. Lorsqu'on observe le tungstène de l'éprouvette sollicité Figure 2.69(b), nous ne notons aucune modification par rapport au tungstène non sollicité, ni d'endommagement. Nous considérons donc qu'en chargement quasi-statique, l'endommagement du tungstène n'est pas visible.

### 3.1.6 Discussion

Nous voulions connaître et observer le comportement et la rupture du tungstène. Les modifications de comportement que nous avons observées ne sont pas dues à une erreur de mesure.

En effet, l'erreur en effort est négligeable (3 N) en comparaison des efforts appliqués pendant l'essai (de l'ordre de 1000 N). Les erreurs de mesure de déplacement à faibles efforts sont liées à la mise en place de l'éprouvette dans le montage. En enlevant les résultats d'essais supérieurs à 500 N, les non-linéarités qui subsistent ne peuvent pas provenir de la mise en place du montage. De plus, la précision de l'extensomètre est de  $10^{-6}$ , ce qui donne une mesure de déplacement à  $12 \cdot 10^{-6}$  m près. On observe donc bien le comportement de l'éprouvette et non un artefact.

On a supposé que seul le tungstène de l'éprouvette s'endommagerait. Cependant, le comportement particulier qui est observé pourrait correspondre à un endommagement de la céramique qui se densifie. Dans ce cas, nous devrions observer une modification de l'éprouvette sur ses bords qui traduirait une augmentation de la rigidité de l'éprouvette. Or, nous n'avons pas pu l'observer.

On pourrait aussi supposer que le comportement de l'alumine dépend de l'effort exercé. On l'observe déjà Section 1.2 Page 83. Cela nécessiterait une étude plus approfondie que nous ne ferons pas ici.

Si l'on s'attache au comportement de rupture lors de l'essai, nous pouvons constater que c'est la céramique qui a cassé en premier. La direction de la fissuration finale nous assure de l'alignement de l'éprouvette et de l'absence de flexion. C'est ce que montre la Figure 2.53 et auparavant la Section 2.4 Page 126. Cela nous permet donc de dire que le tungstène n'est pas à l'origine du comportement à rupture principal. De plus, des mesures ont été effectuées par un collègue du laboratoire à l'aide de la corrélation d'images comme on peut le voir Figure 2.70. Il s'agit de la mesure de déformation de la direction  $y$ , c'est-à-dire dans la direction de sollicitation et longitudinal à l'éprouvette. Les images utilisées ont été prises durant un chargement monotone de l'éprouvette entre deux efforts différents. On y observe aucune discontinuité au niveau des pistes de tungstène. Enfin, l'évaluation du module d'Young de l'éprouvette effectuée par le logiciel est d'environ 400 GPa. Le comportement élastique du tungstène semble donc équivalent à celui de la céramique. Et on explique ainsi pourquoi on n'observe pas de comportement spécifique au tungstène avec la corrélation d'images.

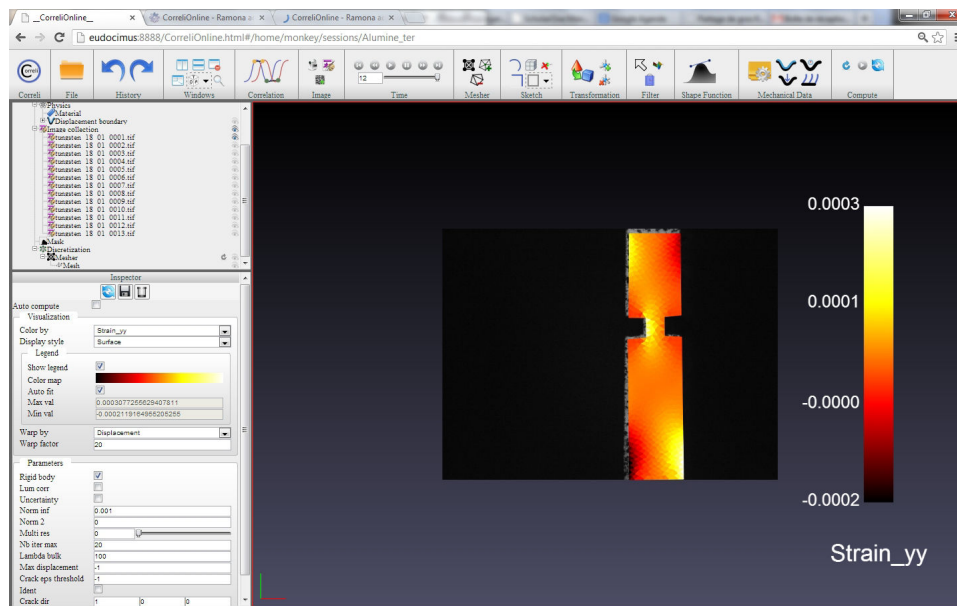


FIGURE 2.70 – Corrélation d’image sur l’éprouvette à l’aide de Correli STC

### 3.1.7 Conclusion

Nous ne sommes pas parvenu à identifier le comportement du tungstène comme un comportement d’endommagement. Pour évaluer ce comportement, il y aurait d’autres pistes possibles. On pourrait, par exemple, étudier de manière plus fine le comportement de l’éprouvette en fonction de l’effort exercé. Cependant, nous n’avons pas effectué cette étude, car c’est le comportement en fatigue du tungstène qui nous intéressait et non son comportement monotone.

D’autre part, cette étude nous a montré qu’une sollicitation monotone ne suffisait pas à endommager le tungstène avant sa rupture.

## 3.2 Seconde approche : Evaluation du comportement en fatigue

Dans la Section 3.1 Page 138, on a étudié le comportement du tungstène comme celui d’une interface sous sollicitations monotones. Désormais, il faut déterminer son comportement sous sollicitations de fatigue. On suppose que le comportement de fatigue est proche du comportement sous sollicitations monotones. Nous allons reprendre le même type d’essais que Partie 3.1 Page 138 avec des chargements en fatigue. Nous allons également évaluer si le comportement de rigidification réapparaît ou si c’est un comportement propre au chargement monotone. Les hypothèses sont les mêmes : seul le tungstène s’endommage et modifie le comportement car c’est lui qui subit le plus fort des contraintes. De ce fait, connaissant le comportement de l’alumine, nous chercherons à déduire de ces essais de fatigue le comportement en fatigue du tungstène.

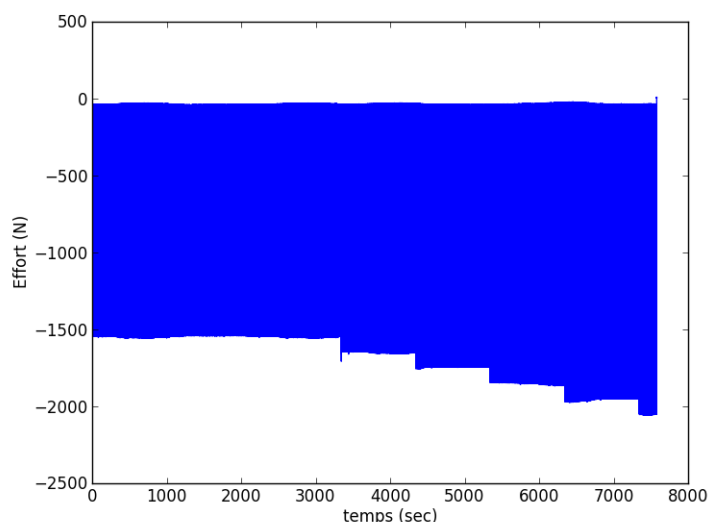


FIGURE 2.71 – Sollicitation en efforts en fonction du temps.

### 3.2.1 Description et post-traitement de l'essai

Nous effectuons des sollicitations cycliques de cisaillement sur une couche de tungstène de  $10\ \mu\text{m}$  d'épaisseur. On utilise les mêmes éprouvettes, le même montage, la même machine et les mêmes capteurs que précédemment Figure 2.59 et 2.61. On sollicite l'éprouvette entre 50 N et un effort défini sur des milliers de cycles avant de passer à un effort supérieur. On pourra ainsi observer le comportement de l'éprouvette et donc du tungstène en sollicitations cyclique. Figure 2.71, les différents chargements sont exprimés en fonction du temps. On observe 6 niveaux de chargements : 1550 N , 1600 N, 1700 N, 1800 N, 1900 N, 2000 N. Pour le premier niveau de chargement, il est répété sur 3343 cycles, tandis que les autres le sont sur 1000 cycles. On pilote l'essai en effort.

On veut déterminer le comportement du tungstène sous sollicitations de fatigue. Grâce à l'essai, nous obtenons les efforts subis par l'éprouvette en fonction des déplacements de l'éprouvette Figure 2.72. Dans les courbes de sollicitations, on prend la première et la dernière sollicitation ainsi que quelques unes entre. Cela nous permet d'observer l'évolution du comportement avec les cycles. On sait donc si, avec la fatigue, pour un même effort, les courbes de déformations se stabilisent. Cependant, comme précédemment, la mesure du déplacement est erronée pour les faibles sollicitations à cause de la mise en place de l'essai.

D'autre part, on modélise l'éprouvette par éléments finis comme Section 3.1 Page 138. Le comportement du tungstène est assimilé à un comportement de contact entre deux solides rigides de type Mohr-Coulomb Si besoin, on modifie les coefficients et on retient celui qui convient le mieux (mêmes valeurs et évolution). On obtient ainsi un modèle de comportement cyclique. C'est une première approche du comportement. On a travaillé sur toute l'amplitude de la sollicitation car le comportement en éléments finis doit pouvoir

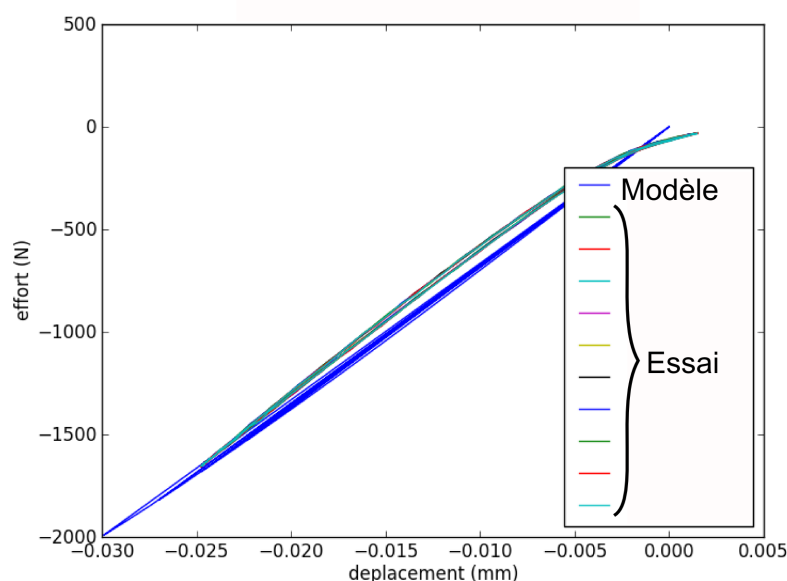


FIGURE 2.72 – Comparaison modèle-essai : les essais vont jusqu'à 1600 N

représenter le chargement expérimental.

### 3.2.2 Résultats et Discussion

Sur la Figure 2.72, nous pouvons observer les résultats de l'essai en fonction des efforts exercés. On peut voir que les courbes se stabilisent au cours des cycles. Cela semble montrer que la rigidification observée précédemment est caractéristique de la sollicitation monotone. Cependant, Figure 2.73, elle est présente pour tous les premiers chargements à chaque niveau d'effort de l'essai. On suppose que les décharges/recharges sont linéaires et la précision d'effort reste à 3 N près.

Figure 2.72, on voit aussi la présence d'un écartement de la courbe expérimentale qui se produit aussi sur le modèle de Mohr-Coulomb. La formation d'une boucle lors de l'évaluation d'un comportement peut s'interpréter comme un comportement d'endommagement. Cependant, cette ouverture évolue peu. De plus, la courbe expérimentale est fortement non-linéaire.

Bien que l'on puisse identifier un comportement d'endommagement, on voit bien qu'il ne semble pas correspondre à la loi de Mohr-Coulomb. En effet, l'effort maximum ne correspond pas toujours et le déplacement initial du modèle n'est pas stable par rapport à l'expérimental. Nous ne modéliserons donc pas le comportement de l'interface tungstène/alumine avec le modèle de Mohr-Coulomb.

On peut supposer que c'est la céramique seule qui s'endommage malgré le fait que les efforts soient tous concentrés sur le tungstène. En effet, l'effort à rupture est de 2000 N et c'est la céramique qui casse. C'est bien plus haut que l'ordre de grandeur attendu dans

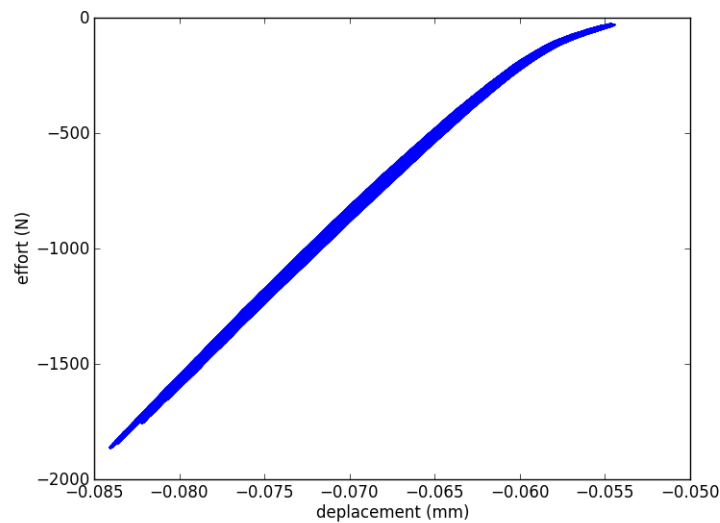


FIGURE 2.73 – Evolution du comportement de l'éprouvette sur plusieurs cycles et pour plusieurs valeurs d'effort maximum.

le substrat. Nous ne considérerons donc pas d'endommagement du tungstène dans notre modèle par éléments finis.

### 3.2.3 Conclusion

Nous avons tenté d'identifier le comportement de fatigue du tungstène. Cependant, le comportement d'endommagement semble faible par rapport aux outils dont nous disposons. De plus, cette étude semble nous montrer que ce n'est pas le comportement du tungstène qui est prépondérant dans la sollicitation du substrat. Nous ne le modéliserons donc pas pour le modèle développé dans le chapitre 3.

## 3.3 Conclusion

Nous avons ici pour objectif d'identifier, d'évaluer et de valider le comportement en fatigue du tungstène. Nous avons donc mis en place un essai spécifique ayant pour but principal de solliciter le tungstène constituant les pistes du substrat. L'épaisseur des couches de tungstène étant considéré faible (10  $\mu\text{m}$ ) et sa composition étant inconnue, nous avons besoin d'explorer son comportement. Nous voulions estimer la manière dont le tungstène pouvait influencer la fiabilité du substrat.

Les premiers essais effectués ont été des essais monotones. En effet, il s'agissait pour nous de découvrir le comportement de l'éprouvette. Dans un second temps, l'ordre de grandeur de la contrainte à rupture nous intéressait. Enfin, il s'agissait de comprendre les comportements du tungstène. La céramique est le premier élément à se rompre. Nous

avons aussi constaté un comportement de structure inhabituel. Mais nous n'avons observé aucun endommagement ou modification de l'état du tungstène.

Nous avons pu effectuer des efforts de sollicitations cycliques. Lors de ces essais, nous avons observé que ce comportement inhabituel ne persistait que pour les premiers charge-ments et chargements monotones. Le tungstène n'a pas semblé avoir subi de déformations permanentes ou d'endommagement via le comportement mécanique ou par observation MEB. La fiabilité du substrat n'est donc pas mise en question par le tungstène. Encore une fois, la céramique s'est cassée avant de pouvoir observer une modification du com-portement significatif du tungstène ou de la structure.

Ainsi, nous en déduisons qualitativement que le comportement du tungstène n'est pas un élément clé remettant en cause la fiabilité du substrat. Par la modélisation nous saurons, chapitre 3 Section 2.3 Page 186, que les sollicitations de fonctionnement sont de l'ordre de 50 MPa avec des concentrations qui augmentent ces contraintes jusqu'à 150 MPa. Nous allons donc négliger la présence des pistes de tungstène dans la modélisation du substrat qui suivra.



# Chapitre 3

## Modélisation

*Dans ce chapitre, nous allons commencer par effectuer une étude préliminaire du substrat sur une seule dimension. D'une part, on pourra évaluer l'effet des tailles de couches sur les contraintes résiduelles, et d'autre part, l'influence des gradients de contraintes dans la loi de Weibull.*

*Ensuite, nous simulerons par éléments finis le comportement du substrat à l'aide des essais effectués au chapitre 2, et de données existantes tirées de différents articles et thèses. De cette manière, nous déterminerons les différents gradients de contraintes et les risques de ruptures qu'ils pourraient engendrer ou non.*

*Enfin, nous observerons les modifications de dimensionnements de vias, et leur influence sur la durée de vie du substrat céramique. Notamment, nous utiliserons deux géométries pour obtenir leurs champs de contraintes locales : l'une contenant un via et l'autre deux.*

### Sommaire

---

<b>1</b>	<b>Modélisations préliminaires du substrat . . . . .</b>	<b>159</b>
1.1	Contraintes résiduelles et épaisseurs des couches de céramique . . .	160
1.2	Effet des gradients de contraintes sur la probabilité de rupture . . .	168
<b>2</b>	<b>Modélisation globale du substrat aux alentours de la puce de puissance</b>	<b>173</b>



2.1	Description du modèle numérique thermique . . . . .	173
2.2	Description du modèle mécanique du substrat . . . . .	180
2.3	Résultats et discussions de la modélisation thermomécanique du substrat . . . . .	186
<b>3</b>	<b>Évaluation de l'influence des dimensions des vias sur la rupture du substrat . . . . .</b>	<b>191</b>
3.1	Influences du rayon des vias . . . . .	191
3.2	Effet de la distance entre vias . . . . .	199
<b>4</b>	<b>Conclusions sur le dimensionnement du substrat . . . . .</b>	<b>204</b>

---

Dans les chapitres précédents, nous avons présenté les caractéristiques du substrat ainsi que des méthodes expérimentales pour déterminer le comportement thermomécanique de ses constituants élémentaires. Pour modéliser l'utilisation du substrat, nous utiliserons, dans ce chapitre, le véhicule test du projet. Un véhicule test est un prototype, ici du substrat, qui valide sa faisabilité et qui peut être utilisé pour des tests et essais. Sa géométrie, utilisée ici, est représentative de l'application avec la puce GaN.

Les dimensions du substrat sont d'une quinzaine de centimètres sur une demi-douzaine de centimètres. A l'intérieur, le rayon des vias est de 85 ou 125  $\mu\text{m}$ . Quant à la distance entre les vias, elle est de l'ordre de 600  $\mu\text{m}$  minimum pour des raisons de processus de fabrication. L'épaisseur des feuilles de céramiques constituant le véhicule test est de quelques centaines de micromètres chacune. Le substrat étant constitué de neuf couches empilées, son épaisseur totale est donc au-dessus du millimètre. Afin d'évaluer les améliorations qui pourraient être développées par *Egide* dans le futur, nous avons tenté d'observer différents paramètres géométriques du substrat. Pour cela, nous allons énumérer les dimensions sur lesquelles des études ou modifications ont eu lieu durant le projet MEMPHIS :

- la taille des couches de céramique
- le rayon des vias
- la distance entre deux vias
- l'épaisseur des pistes de tungstène
- la taille des pistes de tungstène

Cependant, les pistes de tungstène ont été négligées thermiquement dans le modèle que nous allons présenter car elles ont été trop complexes à intégrer. En effet, leur épaisseur étant négligeable face à la taille des couches, il n'aurait pas été simple de les intégrer en trois dimensions, car cela aurait demandé un affinement des mailles trop important. Mécaniquement, les pistes de tungstènes ont été négligées car leur comportement ne semble pas se détacher du comportement de la céramique durant les essais menés dans le chapitre précédent. Nous avons donc étudié l'influence des autres paramètres : la taille des couches de céramique, le rayon des vias et la distance entre les vias.

Tout d'abord, à l'aide de modèles unidirectionnels, nous avons tenté d'observer l'influence de la taille des couches du substrat et des gradients de contraintes sur la probabilité de rupture. Ensuite, nous avons défini un modèle thermique et mécanique global du substrat autour de la puce de puissance. Nous l'avons alors simulé par éléments finis pour observer l'effet de la température environnementale sur le substrat. Grâce à ce modèle, nous avons créé un sous-modèle afin d'observer les modifications du champ de contraintes qu'engendre la présence d'un via, de sa taille et de la distance entre deux vias.

## 1 Modélisations préliminaires du substrat

Le véhicule test est un objet complexe. Pour cette étude préliminaire, nous allons le simplifier. Tout d'abord, on le considérera comme un empilement de couches collées, aux propriétés anisotropes alternées. On pourra ainsi observer la manière dont les contraintes

résiduelles peuvent être modifiées en fonction des épaisseurs de couches en céramique. Par la suite, nous le considérerons comme un matériau homogène dans lequel le champ de contraintes est un gradient. Cette simplification permettra ainsi d'évaluer l'influence des gradients de contraintes sur la probabilité de rupture.

## 1.1 Contraintes résiduelles et épaisseurs des couches de céramique

Nous allons supposer dans le reste de cette étude que les contraintes résiduelles de fabrication sont présentes tout au long de la vie du matériau et modifient l'ensemble du champ de contraintes. Nous avons vu Section 2.3 Page 186 qu'elles y créaient des discontinuités. Pour chaque couche, elles diminuent ou augmentent la contrainte et donc la probabilité de rupture. Cela peut alors favoriser une rupture dans une couche et, au contraire, l'empêcher dans la suivante ou vice versa. Il nous a donc paru intéressant d'observer l'influence de ces contraintes résiduelles sur la probabilité de rupture du substrat. Bien sur, le mieux est de considérer le substrat avec les contraintes résiduelles et un gradient de contraintes. Mais nous pourrons ici observer si selon les différentes couches les ordres de grandeurs restent les mêmes en ce qui concerne les contraintes et les probabilité de ruptures.

Les épaisseurs de couches sont déterminées en fonction des besoins électroniques. En effet, selon les couches et la disposition des éléments, les besoins d'isolations électriques ou électromagnétiques sont différents. Les couches de céramique constituant le substrat du véhicule test ont donc différentes épaisseurs :  $L_1 = 190 \mu\text{m}$ ,  $L_2 = 254 \mu\text{m}$  et  $L_3 = 380 \mu\text{m}$ . Ce n'est pas un dimensionnement que nous pouvons modifier. Cependant, nous pouvons quantifier l'influence que l'épaisseur de ces couches peut avoir sur la fiabilité du substrat céramique. Nous observerons alors que la taille des feuilles de céramique dans le substrat peut modifier le champ des contraintes résiduelles.

Comme expliqué chapitre 2 Section 1.3 Page 92, pour des dimensions de couches identiques, en respectant l'arrangement de couches perpendiculaires les unes par rapport aux autres, les contraintes maximum sont identiques et perpendiculaires dans chaque couche. Mais nous ne savons pas quel sera l'impact si les épaisseurs sont différentes d'une feuille de céramique à une autre. Elles pourraient modifier l'intensité des contraintes résiduelles et leurs répartitions dans les différentes couches.

### 1.1.1 Observations

**Géométrie** Nous considérerons un système simple pour commencer : un substrat constitué de deux couches que l'on représente Figure 3.1. On fait varier l'épaisseur de ses couches  $L_1$  et  $L_2$  sans faire varier l'épaisseur totale  $e$  du substrat ni sa base  $L_A \rightarrow L_B$ . De cette manière, seule la différence de l'épaisseur des couches sera prise en compte et non l'effet de volume total du substrat. En effet, le volume sollicité augmente les probabilités de rupture pour une même contrainte. Cette modification nous permettra dans un second temps de comparer le véhicule test réel avec une alternative ayant des couches d'épaisseur identique. En effet, on voit Figure 3.6(a) Page 165 que les couches du véhicule test sont

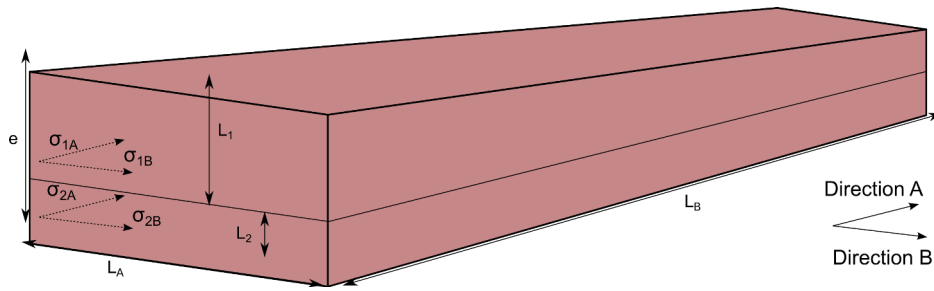


FIGURE 3.1 – Schéma d’un substrat avec deux couches de base  $L_A \rightarrow L_B$

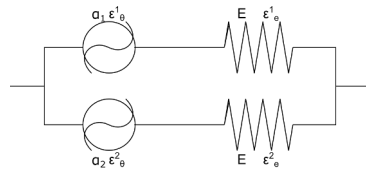


FIGURE 3.2 – Schéma rhéologique du substrat avec deux couches. Le symbole à gauche représente la dilatation thermique et le symbole à droite représente le comportement élastique linéaire.

variables. Cependant, l’épaisseur totale du véhicule test (a) et de son alternative avec des couches d’épaisseurs égales (b) est la même à 4 μm près.

**Hypothèses** Pour commencer, nous allons donc comparer les effets de tailles des couches du substrat constitué de deux couches. Nous allons utiliser un modèle rhéologique Figure 3.2 comme l’a fait [Pietranico, 2010]. Pour chaque couche de céramique, on considère une dilatation thermique, représentée à gauche sur le schéma, et un comportement élastique, représenté à droite du schéma, tout deux propres. La même déformation étant appliquée aux deux couches, les symboles de comportement des deux couches sont représentés en parallèle. Comme expliqué Section 2.2 Page 27 et exprimé Equation 3.1, la déformation des deux couches est la somme d’une déformation thermique et mécanique.

$$\epsilon_{tot}^i = \epsilon_q^i + \epsilon_{meca}^i \tag{3.1}$$

On fait ainsi deux hypothèses importantes :

- Toutes les couches ont la même déformation totale  $\epsilon_{tot}$  puisqu’elles sont collées.
- Le substrat est considéré comme une structure en équilibre. En effet, durant son refroidissement, la déformation thermique varie dans ses couches. Nous pouvons considérer que cette évolution est quasi-statique. La structure du substrat reste donc en équilibre et le PFS s’applique dessus.

**Méthode** On modélise le processus de fabrication avec les paramètres obtenus Section 1.3 Page 92 après post-traitement des essais de flexion trois points et quatre points, et simulation d’un double couche similaire aux éprouvettes utilisées :

- La diminution de température  $T_{iCR} - T_0$
- Les coefficients de dilatation thermique  $\alpha_{F+} = \alpha_{1A} = \alpha_{2B}$  et  $\alpha_F = \alpha_{2A} = \alpha_{1B}$
- Le module d'Young  $E$  identifié chapitre 2 Section 1.2 Page 83

Ces valeurs ne sont pas représentatives des mécanismes physiques réels présents lors de la fabrication du substrat. Cependant, elles permettent d'évaluer les contraintes engendrées dans le substrat durant le processus de fabrication, grâce à l'Equation 3.2 de déformation totale et au PFS Equation 3.3.

$$e_{tot}^b = \alpha^{ib}(T - T_0) + \frac{s_{ib}}{E} \quad (3.2)$$

$$\sum_{i=1}^N L_b \alpha^{ib} s_{ib} = 0 \quad (3.3)$$

$$\begin{aligned} s_{1b} &= (\alpha^{2b} - \alpha^{1b})(T_{iCR} - T_0) \frac{L_1}{e} E \\ s_{2b} &= (\alpha^{2b} - \alpha^{1b})(T_{iCR} - T_0) \frac{L_1}{e} E \end{aligned} \quad (3.4)$$

Les déformations mécaniques de chaque couche s'adaptent alors pour garder cet équilibre, ce qui fait apparaître des contraintes mécaniques. A la fin de la fabrication, celles-ci seront les contraintes résiduelles de fabrication du substrat. Nous allons donc utiliser l'Equation 3.4 pour observer la valeur de ces contraintes en fonction de l'épaisseur des couches.

**Discussions** On observe que selon ce modèle, les contraintes résiduelles sont anisotropes et donc différentes selon les directions orthogonales A ou B, visibles Figure 3.1. Cependant, on les considère toujours dans le plan des feuilles. Notre substrat étant ici composé de deux couches, il y a quatre contraintes différentes observées. Les contraintes  $s_{iA}$ , d'un côté, et  $s_{iB}$ , de l'autre, sont reliées pour que le substrat soit dans un état d'équilibre comme montré Equation 3.5 grâce au PFS Equation 3.3.

$$L_1 s_{1b} = L_2 s_{2b} \quad (3.5)$$

Si l'on considère la contrainte dans une couche et dans une direction, l'évolution de la contrainte dans la même direction dans l'autre couche sera proportionnelle et de sens opposé. Lorsqu'une couche s'épaissit, l'autre s'affine de manière linéaire à la première. D'autre part, la relation entre une contrainte de direction A et une autre de direction B dans la même couche est une opposition. En effet, les écarts entre les dilatations thermiques sont opposés dans chaque direction d'une même couche. Donc, si l'on observe l'effet de tailles de couches possibles pour une couche dans une direction, les autres contraintes peuvent être retrouvées.

**Application** On définit un multicouche d'une épaisseur totale de 1 mm et qui fait  $2 \times 2 \text{ mm}^2$  de bases. La forme du type créneau des contraintes résiduelles s'observe Figure 3.3 grâce à une évaluation numérique. Comme expliqué au paragraphe précédent, ce créneau

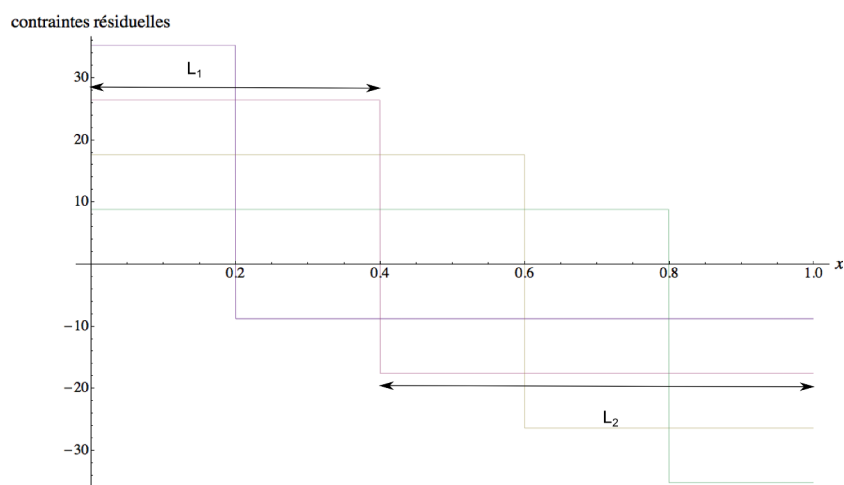


FIGURE 3.3 – Contraintes résiduelles dans le substrat avec deux couches, pour plusieurs tailles de  $L_1$  : violet,  $L_1 = 0.2$  ; rose,  $L_1 = 0.4$  ; jaune,  $L_1 = 0.6$  ; vert,  $L_1 = 0.8$ .

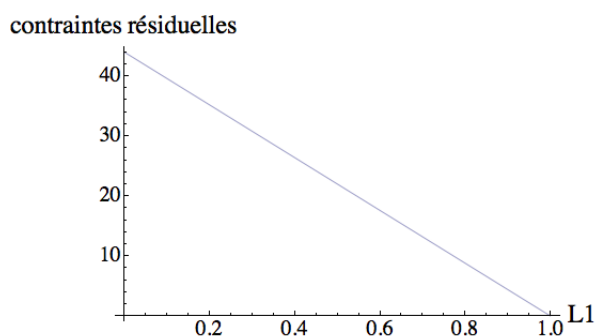


FIGURE 3.4 – Contrainte résiduelle dans la couche la plus fine du substrat avec deux couches en fonction de la taille  $L_1$  de la couche avec  $e$  fixe.

se modifie en fonction de la taille des couches. Plus la taille d'une couche augmente dans le double couche, plus sa contrainte diminue et la contrainte varie d'autant sur les deux couches, comme prévu par l'Equation 3.4. La couche en compression est donc encore plus comprimée et celle en traction voit sa contrainte diminuer d'une manière linéaire comme illustré Figure 3.4. Cela s'explique par des calculs analytiques du paragraphe précédent. En effet, grâce au principe fondamental de la statique et à l'hypothèse d'égalité de déformations, on obtient une contrainte linéaire à l'épaisseur de couche.

Nous pouvons voir Figure 3.5 la probabilité de rupture en fonction de la taille des couches en considérant  $e = 1$  mm constant. L'effet sur les probabilités de rupture se traduit sur le fait que plus la couche en traction est fine, plus la contrainte est grande, plus sa probabilité de rupture augmente. Cela est valable lorsque le ratio de l'épaisseur de la couche supérieure sur l'épaisseur totale du substrat est supérieur à 0.1. Cependant, plus la couche de céramique est fine, plus les efforts exercés dans les couches sont faibles. Ainsi, la contrainte diminue ainsi que la probabilité de rupture avec l'épaisseur de couche pour

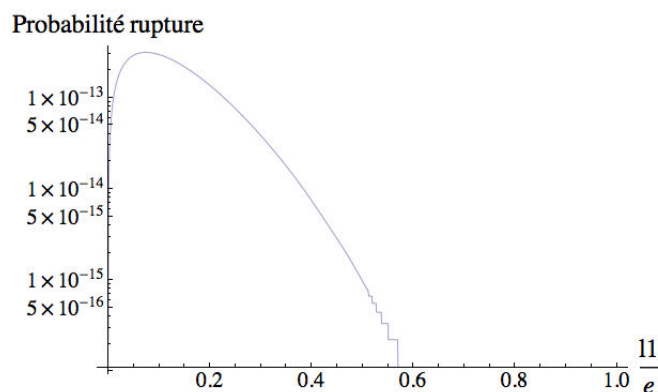


FIGURE 3.5 – Probabilité de rupture en fonction du ratio de l'épaisseur de la couche sous traction dans le substrat simplifié avec deux couches montré Figure 3.1.

un ratio d'épaisseur inférieure à 0.1. Enfin, pour un ratio supérieur à 0.5, la probabilité de rupture est si faible que nous atteignons la limite de précision pour le calcul. C'est ce qui explique les créneaux de valeurs de probabilité qui apparaissent.

La taille des couches modifie ainsi la probabilité de rupture en variant les contraintes résiduelles et le volume sur lesquels les contraintes positives sont exercées. On peut conclure de cette évaluation que la contrainte maximum est obtenue pour une épaisseur de couche assez faible mais aussi assez grande pour avoir un effort suffisant qui s'exerce.

### 1.1.2 Influences sur le véhicule test

Nous avons donc observé précédemment l'influence que pouvait avoir l'effet de taille de couche sur la probabilité de rupture d'un double couche. Nous avons ainsi compris les effets possibles d'une modification de taille de couche. L'empilement des couches de céramique pour le véhicule test est décrit Figure 3.6 (a) et il est complexe. Afin de connaître la probabilité de rupture du substrat en fonction des tailles de couches présentes, nous allons effectuer une analyse des dimensions de couches. Cette analyse sera principalement une comparaison des probabilités de rupture sur la configuration de véhicule test et l'une de ses alternatives dont nous pouvons voir l'empilement Figure 3.6(b).

Les contraintes résiduelles étant régies par un comportement anisotrope, il faut prendre en compte les deux directions des contraintes dans le même temps pour l'évaluer. En effet, la modification de la répartition des tailles de couches en affine certaines mais en épaissit d'autres. Dans le paragraphe précédent, c'était une observation qualitative, les relations entre les contraintes d'une direction et celle orthogonale étaient simples. Ici, nous devons prendre en compte les deux directions de manière plus complexe.

**Méthode** On compare donc deux versions du véhicule test. Nous avons effectué des analyses pour ces deux cas avec un modèle rhéologique Figure 3.7. Un cas a des couches d'épaisseurs réelles variant selon trois valeurs Figure 3.6(a) et le second cas est son équivalente avec des couches d'épaisseurs identiques Figure 3.6(b). Nous comparons leurs

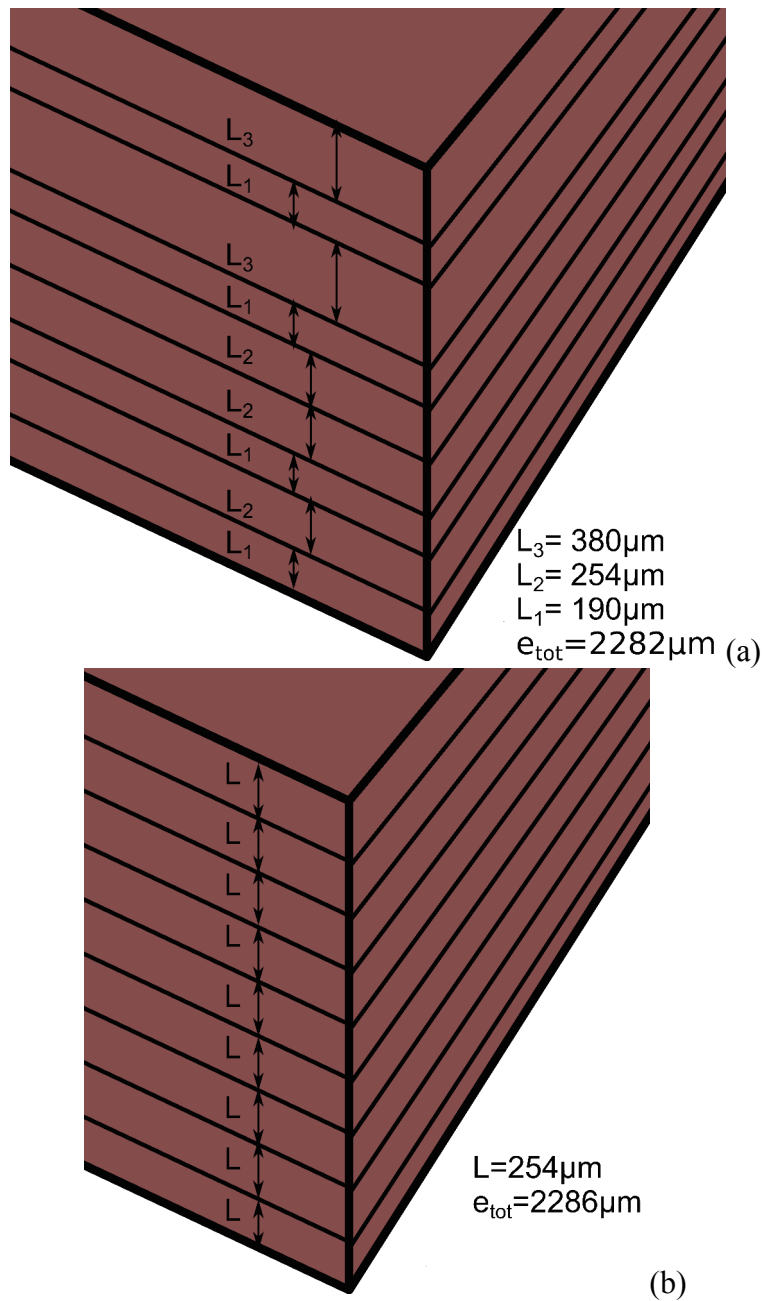


FIGURE 3.6 – Schéma du substrat du véhicule test du projet MEMPHIS (a) et son équivalent avec des couches identiques (b).



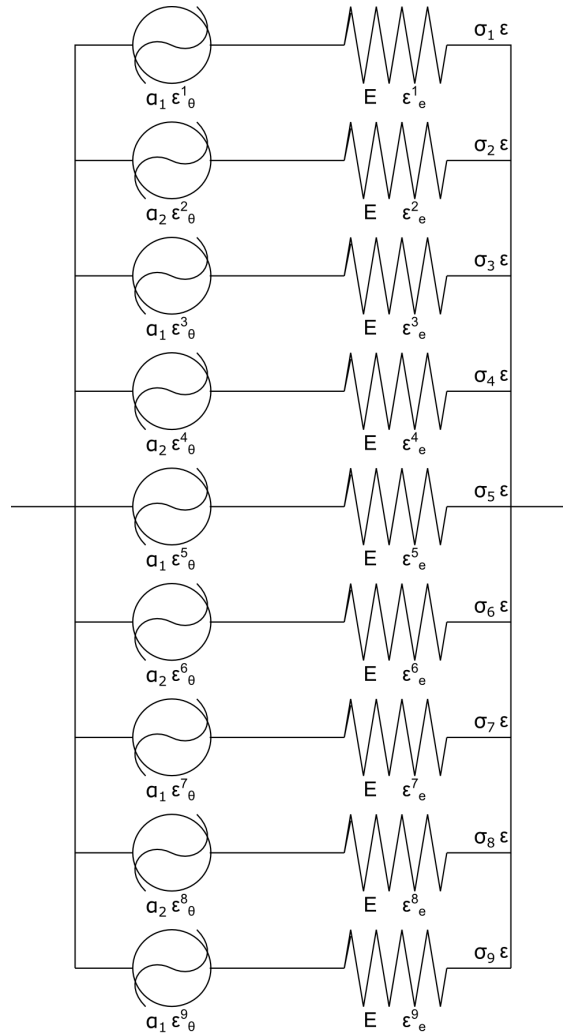


FIGURE 3.7 – Schéma rhéologique d'un substrat avec neuf couches.

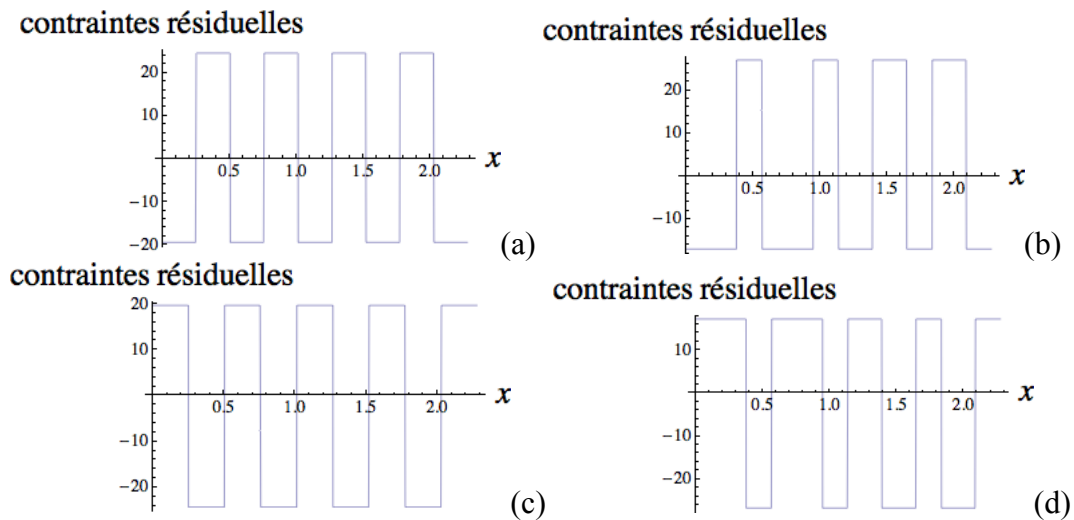


FIGURE 3.8 – Champ de contraintes dans le substrat aux couches identiques (a-c) et aux couches du véhicule test (b-d).

probabilités de rupture.

**Résultats et discussions** On observe Figure 3.8 la répartition des contraintes dans les couches. La première remarque que l'on peut faire est que l'amplitude des contraintes a la même intensité dans les deux directions pour le véhicule test. Il en est de même pour le substrat aux couches identiques. Cependant, l'intensité des contraintes résiduelles est de 48 MPa pour l'alternative et de 43 MPa pour le véhicule test.

La probabilité de rupture pour le substrat ayant des couches d'épaisseurs identiques est de  $5,5 \cdot 10^{-16}\%$  et  $7,2 \cdot 10^{-15}\%$  suivant la direction tandis que pour le véhicule test, elles sont de  $1,1 \cdot 10^{-16}\%$  et  $2,1 \cdot 10^{-14}\%$ . On obtient donc une probabilité de rupture plus dispersée pour le véhicule test que pour l'équivalent aux couches identiques. C'est donc le véhicule test qui a les probabilités de rupture les plus grandes et les plus faibles. Il y a plusieurs explications à cela :

1. Pour la probabilité de rupture, on considère la partie positive des contraintes et donc, ici, les contraintes résiduelles positives. Les contraintes positives du substrat, dont les couches sont d'épaisseurs identiques, sont moins dispersées (20–24 MPa) que celle du véhicule test (17–26 MPa). Cela est donc une première explication de la dispersion des probabilités.
2. La probabilité de rupture de Weibull prend aussi en compte les tailles de volumes sollicités. Or, puisque l'on considère une base de substrat identique, seule l'épaisseur de couche fait varier le volume. En revanche, ici, la somme des épaisseurs de couches aux contraintes positives est plus dispersée (de 888 et 1394  $\mu\text{m}$ ) pour le substrat aux couches identiques que pour l'autre (de 1012 et 1266  $\mu\text{m}$ ).

Dans les deux cas, les contraintes les plus élevées sont pour les épaisseurs totales les plus faibles et les contraintes les plus faibles pour les épaisseurs totales les plus fortes.

Cela rejoint donc l'étude précédente pour laquelle plus les couches sont fines, plus la probabilité de rupture est élevée. En effet, on ne considère que les volumes dans la direction des contraintes positives. On n'a donc pas atteint une épaisseur de couche suffisamment faible pour diminuer les probabilités de rupture.

La probabilité de rupture par couche dépend de la taille de la couche et des contraintes. Puisque la probabilité de rupture en fonction de la direction n'est pas la même, l'idéal serait de solliciter le véhicule test dans la direction dont la probabilité de rupture est la plus faible. Or, les sollicitations dont il est question dans cette étude sont dans les trois dimensions. On ne peut donc pas choisir les directions de sollicitations. On peut cependant retenir que les probabilités de rupture dues à la simple présence des contraintes résiduelles sont très faibles. Il faut donc que les gradients de contraintes sollicitant le substrat soient importants pour que les contraintes résiduelles et donc la taille des couches aient un impact sur la probabilité de rupture. Il est donc nécessaire de comprendre l'influence des gradients de contraintes sur la probabilité de rupture du substrat.

## 1.2 Effet des gradients de contraintes sur la probabilité de rupture

Nous venons donc de voir que les tailles de couches faisaient varier la disposition des contraintes résiduelles et donc les probabilités de rupture selon la disposition des feuilles de céramique lors de la fabrication du substrat. Cependant, c'est le champ de contraintes complet qu'il faut considérer, car les probabilités de rupture sont faibles lorsqu'elles dépendent seulement des contraintes résiduelles. Or, lorsque un volume de matière atteint une contrainte de Weibull proche du paramètre de Weibull  $s_0$ , une faible variation de contrainte peut avoir une forte influence sur la probabilité de rupture. Nous allons maintenant étudier l'effet des gradients de contraintes sur la probabilité de rupture des substrats. En effet, le chargement en température dû à la puce crée surtout des gradients de contraintes. Lorsque la puce s'échauffe, un flux de chaleur se crée dans le substrat provoquant un gradient de température à l'intérieur. Ce gradient de température crée un gradient de contraintes. Nous allons donc observer l'effet des gradients de contraintes seul sur la probabilité de rupture du substrat.

### 1.2.1 Effet du gradient de contraintes sur la probabilité de rupture

Pour différents gradients de contraintes, nous allons estimer leur effet sur la probabilité de rupture. Nous sommes partis de valeurs de contraintes provenant des gradients de température qui sollicitent le substrat et nous avons élargi le domaine de variation du gradient pour avoir une idée plus large de l'effet du gradient.

**Hypothèses** Les différents gradients observés dans la simulation que nous observerons Section 2.2 Page 180 vont de 0 à 20 MPa sur 1 mm.  $x$  est la profondeur du gradient en millimètre, et va de 0 à 1 mm. On considère un gradient de contraintes  $s_{xx}$  dans une direction uniaxiale s'écrivant Equation 3.6 avec  $A$  allant de -50 à 50 MPamm<sup>2</sup> et  $B$  allant

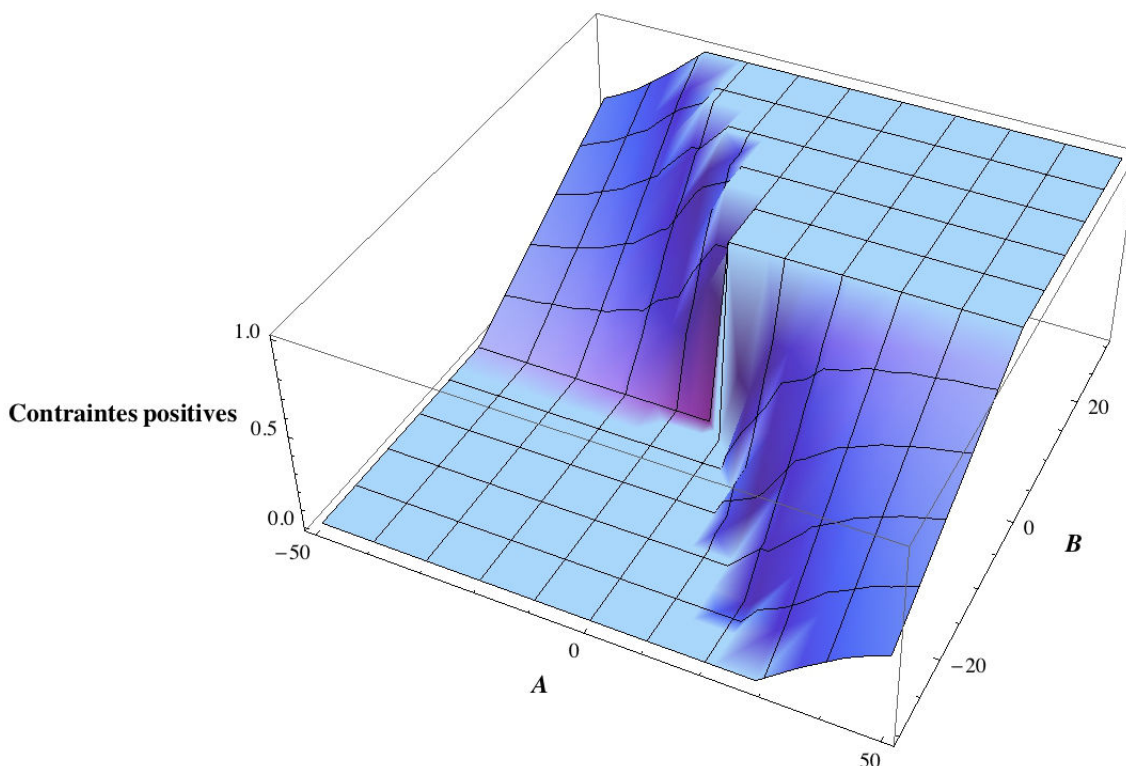


FIGURE 3.9 – Pourcentage de contraintes positives en fonction des valeurs des coefficients A et B pour une longueur de 1 mm

de -30 à 30 MPa.

$$s_{xx} = Ax + B \quad (3.6)$$

Les valeurs qui ont été choisies l'ont été pour représenter l'ensemble des gradients observés dans les résultats de modélisation de la Section 2.3 Page 186.

**Résultats** À l'aide du logiciel Mathematica, on observe Figure 3.9 le pourcentage de contraintes positives en fonction de la forme des gradients de contraintes. Lorsque nous comparons cette figure à la Figure 3.10, où l'on observe la probabilité de rupture en fonction de la forme des gradients de contraintes, calculées avec Mathematica, nous voyons des similitudes. On a calculé ces probabilités de rupture avec des coefficients très proches de la loi de Weibull identifiés pour l'alumine *Al1*. Cela nous permet d'avoir une idée du type de comportement. Pour les gradients où les contraintes sont négatives, la probabilité de rupture est nulle. Pour les gradients où les contraintes sont toutes positives, la probabilité de rupture est très proche de 1. En revanche, pour les autres types de gradients, les résultats de probabilité de rupture semblent plus variés. Mais globalement, la probabilité de rupture est forte en présence de contraintes positives. On observe surtout une forte transition des probabilités de rupture pour un pourcentage de contraintes positives faible. Cela signifie que pour les gradients avec peu de contraintes positives, la probabilité de

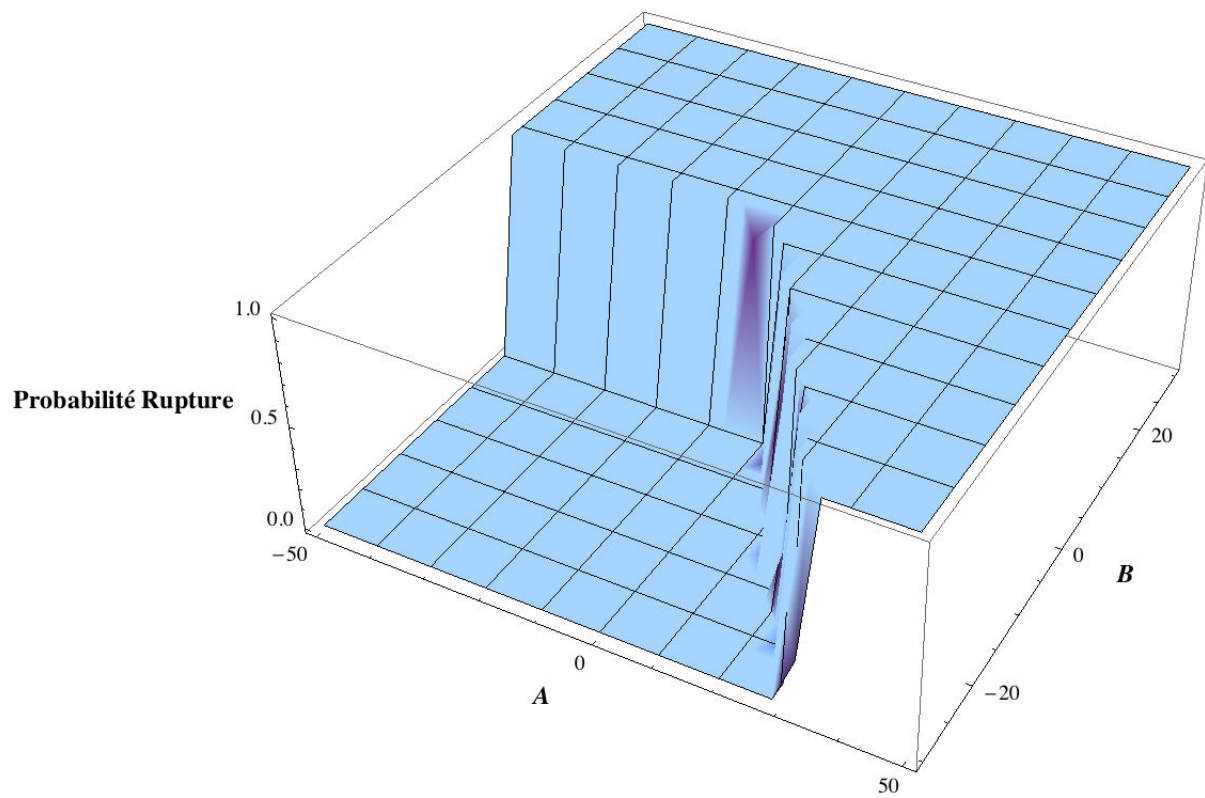


FIGURE 3.10 – Probabilité de rupture en fonction des valeurs des coefficients A et B pour une longueur de 1 mm,  $m = 13$  et  $s_0 = 370$  MPa

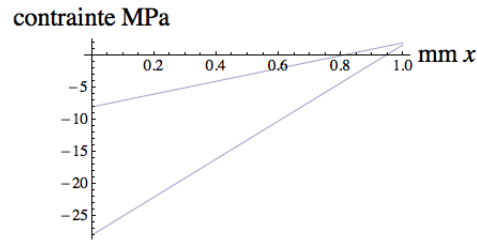


FIGURE 3.11 – Représentation de deux gradients de contraintes utilisés pour étudier l’effet de gradient.

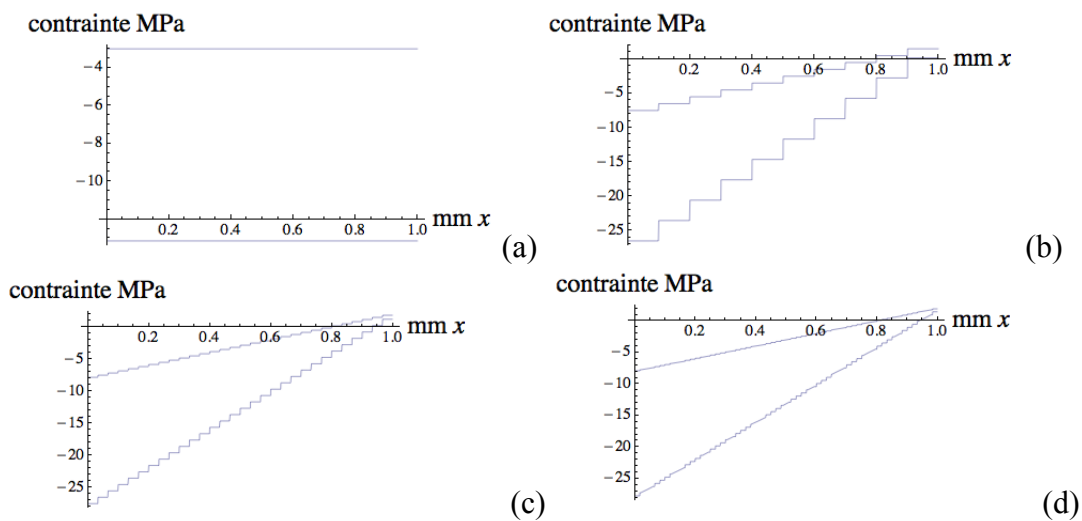


FIGURE 3.12 – Représentation de deux gradients de contraintes discrétisés en (a) 1, (b) 10, (c) 30 et (d) 60 éléments.

rupture peut varier énormément.

### 1.2.2 Effet de la discrétisation du gradient de contraintes sur la probabilité de rupture

Dans le paragraphe précédent, nous avons montré que selon les gradients, la probabilité de rupture n’est pas la même. Nous allons désormais observer l’effet de discrétisation des gradients de contraintes sur la probabilité de rupture. On considère deux gradients de contraintes tels que ceux considérés Figure 3.11 d’après l’Equation 3.6. Nous allons maintenant considérer que nous discrétisons la contrainte  $s_n(x)$  en  $n$  éléments comme représenté Figure 3.12.  $n$  est un nombre entier compris entre 1 et l’infini et la contrainte

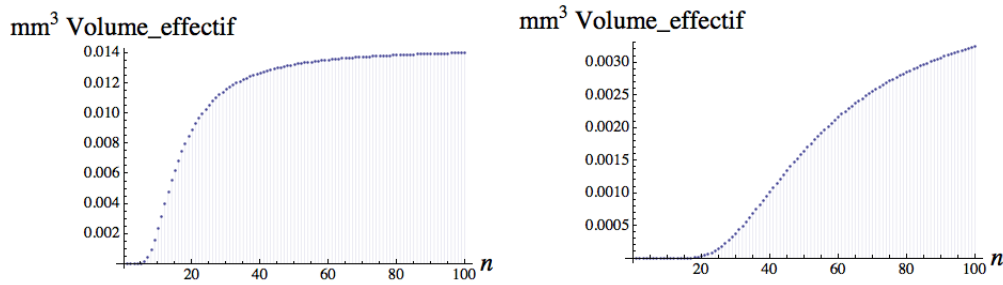


FIGURE 3.13 – Représentation du volume effectif en fonction de la discrétisation pour deux gradients de contraintes différents.

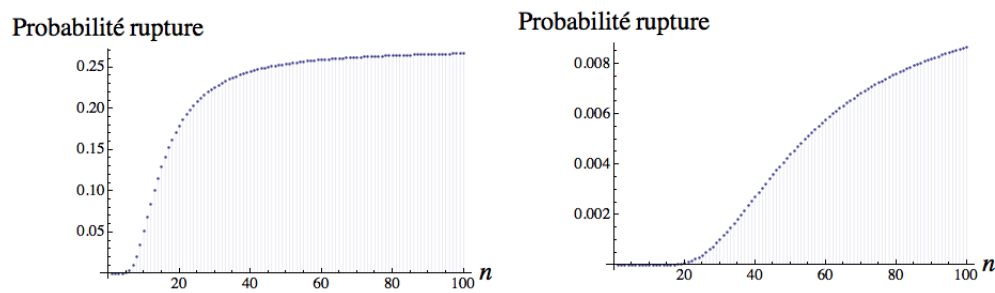


FIGURE 3.14 – Représentation de la probabilité de rupture en fonction de la discrétisation pour deux gradients de contraintes différents.

s'exprime en fonction de  $n$  Equation 3.7.

$$\begin{aligned}
 i &\in [1, n] \\
 x_i &\in \left[ \frac{i-1}{n}L, \frac{i}{n}L \right] \\
 s_n(x_i) &= \frac{AL}{n} \left( i - \frac{1}{2} \right) + B
 \end{aligned} \tag{3.7}$$

On peut donc ainsi exprimer le volume effectif et la probabilité de rupture de l'alumine en fonction du nombre d'éléments qui discrétisent le gradient de contraintes Equation 3.9 Figure 3.13 et 3.14.

$$V_{eff}^n = \sum_{i=1}^n \left( \frac{h s_n(x_i) i}{AL + B} \right)^m \frac{L}{n} \tag{3.8}$$

$$P_R^n = 1 - \exp \left( - \frac{V_{eff}^n (AL + B)^m}{V_0 s_0} \right) \tag{3.9}$$

On observe que pour obtenir une probabilité de rupture correspondant aux gradients de contraintes réels, il est nécessaire de les discrétiser suffisamment pour bien les capter. Pour la modélisation par éléments finis de nos prochains paragraphes, nous devons donc choisir un maillage suffisamment fin.

## 2 Modélisation globale du substrat aux alentours de la puce de puissance

Précédemment, nous avons effectué des modifications simplifiées du substrat pour comprendre l'influence des contraintes résiduelles et des gradients de contraintes. Nous allons maintenant présenter la modélisation par éléments finis du substrat. L'objectif de ce travail est de simuler les champs des contraintes représentatifs de la géométrie du substrat final pour ainsi évaluer sa probabilité de rupture.

Nous allons nous y prendre de la manière suivante : tout d'abord, une modélisation thermique du véhicule test, dans lequel la puce agit comme un flux de puissance, permet d'obtenir le champ de température dans le substrat. Dans le même temps, nous modélisons, à part, le refroidissement du substrat lors du processus de fabrication pour obtenir son champ de contraintes résiduelles. Ainsi, on peut modéliser la réponse mécanique du substrat en imposant le champ de contraintes résiduelles en conditions initiales, et en imposant comme sollicitation le champ de température dû à la puce et calculé en premier lieu. Une fois le champ de contraintes du substrat obtenu, on calcule alors la probabilité de rupture du substrat.

On modélise le substrat en supposant qu'il est constitué d'alumine *AlN* car c'est l'alumine dont la caractérisation est la plus complète.

### 2.1 Description du modèle numérique thermique

Nous allons commencer par décrire la simulation thermique du substrat lorsqu'une puce de puissance dissipe de la chaleur dans un environnement sollicité défini Section 1.1 Page 7. Ces sollicitations sont complexes et, compte tenu de la complexité géométrique du substrat et des conditions aux limites, il nous paraît plus adapté de les modéliser par éléments finis. On doit prendre en compte la géométrie, la température extérieure, qui influe sur le champ thermique du substrat, et le flux thermique généré par la puce GaN. Ainsi, on obtiendra un champ de contraintes typique de la géométrie et du comportement du matériau. On doit ensuite valider ce champ de températures en utilisant un maillage adapté au modèle.

#### 2.1.1 Géométrie

Le substrat au voisinage de la puce est modélisé en trois dimensions. Aucune simplification du substrat en deux dimensions n'est possible. En effet, les contraintes résiduelles, pour être prises en compte de manière complète, doivent être modélisées pour toutes les couches dans le plan *xz*. Car leur présence est due à un comportement anisotrope des feuilles de céramique. Cependant, nous aurions pu modéliser uniquement un quart du substrat en utilisant une symétrie dans les axes *x* et *z* de la Figure 3.15. L'absence d'une telle simplification est due à la volonté initiale de modéliser le véhicule test entier, avec des vias disposés d'une manière pas forcément symétrique. Mais cela n'a pas été possible, car c'était trop complexe et trop gourmand en temps. Nous ne mettrons donc pas de vias



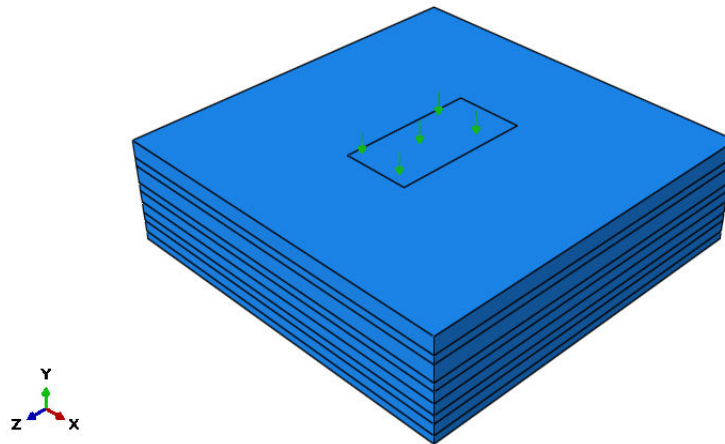


FIGURE 3.15 – Substrat modélisé avec un flux thermique imposé par la puce.

dans notre premier modèle dont les résultats seront présentés Section 2.3 Page 186. En effet, dans ces conditions relativement simplifiées, la résolution du modèle, telle que je l'ai modélisé, est de l'ordre de la centaine d'heures. Or, la présence d'un via nécessiterait un maillage adapté avec beaucoup plus d'éléments et donc des temps de calculs encore plus longs.

Pour modéliser les vias nous utiliserons un modèle spécifique Section 3.1 Page 191. Nous décrivons le comportement du tungstène pour les modèles contenant des vias dans la Section 3.1 Page 191 et la Section 3.2 Page 199.

Les pistes de tungstène sont négligées dans tous les modèles comme expliqué Section 3.3 Page 155. Il y a bien en théorie un gradient de température qui provient des pistes car les pistes dissipent de la chaleur par effet Joule. En effet, la résistance électrique du tungstène est élevée par rapport à d'autres métaux qui sont utilisés usuellement pour les circuits électriques. Cependant, la dissipation de chaleur des pistes est négligée face à la dissipation de chaleur de la puce. Nous ne la considérerons pas dans cette étude.

On suppose une géométrie parfaite des couches et de la puce tout en se limitant à la partie du substrat autour de la puce. En effet, on utilisera une taille de 8 mm  $\times$  8 mm en largeur et en longueur, au lieu de dimensions centimétriques dans la réalité. Les puces GaN, elles, sont représentées par une surface rectangulaire de 3 mm  $\times$  1.5 mm sur laquelle est appliqué un flux de puissance. On a donc choisi une dimension de substrat assez grande pour pouvoir considérer la puce dans un milieu infini mais suffisamment faible pour permettre des calculs relativement rapides. On a ainsi pris garde, Figure 3.16, à ce que le flux de puissance ne soit pas modifié de manière significative par les bords du modèle.

### 2.1.2 Chargement de puissance au niveau de la puce

C'est sur la couche supérieure du substrat que nous simulons le chargement local de la puce GaN. Le chargement de puissance est imposé par la dissipation thermique de la puce

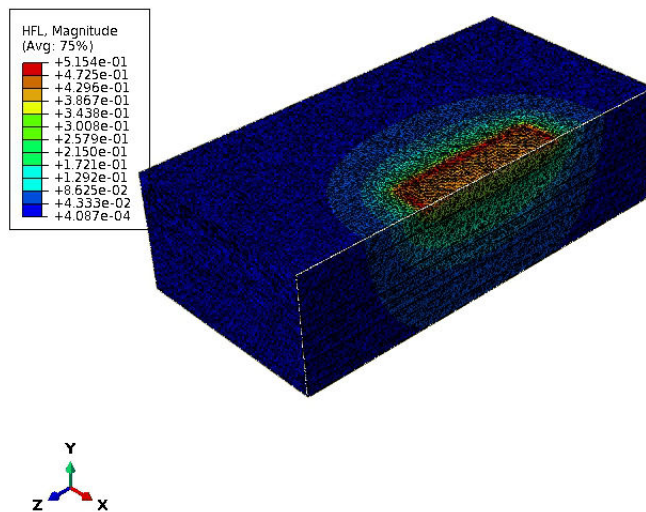


FIGURE 3.16 – Substrat coupé en son centre pour observer le champ de flux thermique en profondeur.

en fonctionnement. Lors de l'utilisation du module, la puce est le composant qui chauffera le plus d'après les spécifications. C'est donc sur la puce que nous nous concentrons en particulier.

La résistance de la puce est de  $20 \text{ m}\Omega$  en conduction pour un calibre en courant de 10 A. La puce peut donc être amenée à dissiper près de 2 W d'après les personnes du SATIE ayant travaillé dessus. Le flux thermique correspondant est imposé directement sur le substrat. Or, la taille de la puce utilisée dans le projet est de  $1,5 \text{ mm} \times 3 \text{ mm}$ , le flux de puissance surfacique appliqué au substrat par la puce est de près de  $0,4 \text{ W/mm}^2$ . On considère que ce flux est appliqué sur toute la surface rectangulaire de contact de la puce avec la céramique comme représenté Figure 3.15.

Le substrat est donc sollicité par la puce mais aussi par la température environnementale, comme montré Figure 3.17. La modélisation se fait en cinq étapes. À l'étape initiale, la température environnementale est de  $0 \text{ }^\circ\text{C}$  et le flux thermique dissipé par la puce est nul. De l'étape 1 à 2, la température environnementale est modifiée pour atteindre une température non nulle (ici,  $230 \text{ }^\circ\text{C}$ ). Durant cette période, la puce ne dissipe toujours pas de chaleur. Cependant, cela nous permet de prendre en compte les comportements thermiques et mécaniques à la température environnementale dans le modèle éléments finis. Entre les étapes 2 et 3, le flux thermique de la puce appliqué au substrat augmente de manière stable jusqu'à  $0,4 \text{ W/mm}^2$ . Ensuite, le flux thermique diminue pour redevenir nul à l'étape 4. Depuis l'étape 2, la température de l'environnement était restée constante et redevient nulle à l'étape 5. En effet, le flux de puissance de la puce varie bien plus rapidement que la température ambiante. Pour chaque température ambiante, on modélisera le chargement de puissance de la puce.

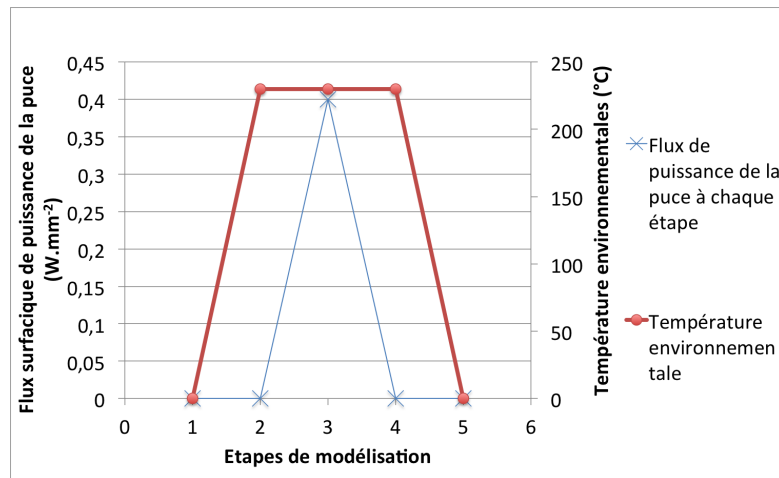


FIGURE 3.17 – Chargements thermiques (rond) et de puissance de la puce (croix) appliqués dans le modèle.

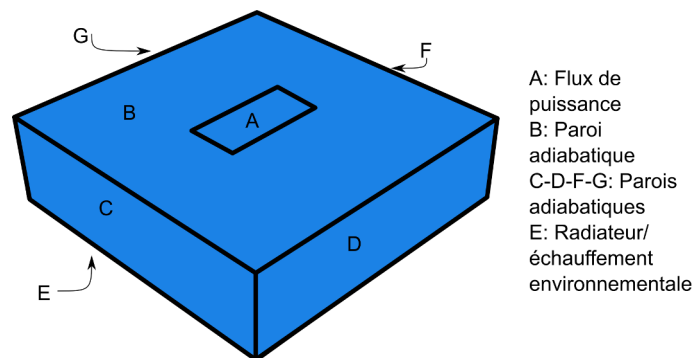


FIGURE 3.18 – Description des différents chargements et conditions limites du modèle numérique.

### 2.1.3 Chargement thermique environnemental

Malgré le chargement environnemental, l'un des objectifs de ce substrat reste d'évacuer la chaleur dissipée par la puce. Le substrat sera donc monté sur un dissipateur à convection naturelle. La surface inférieure E du substrat Figure 3.18 sera alors placée à une température dépendant de la convection du dissipateur par convection. Sur cette surface est appliquée un coefficient d'échange convectif.

Ce coefficient de convection thermique permet d'évaluer l'influence de la convection d'un fluide sur un flux de chaleur provenant d'un solide. Ici le fluide considéré passe en dessous du substrat dans le dissipateur par convection et le solide considéré est le substrat. Ce coefficient est exprimé Equation 3.10.

$$dq = \frac{P}{hS} \quad (3.10)$$

$P$  est le flux thermique,  $dq$  est la différence de température entre l'extérieur et la surface

du dissipateur par convection.  $S$  est la surface de contact avec le dissipateur par convection et  $h$ , le coefficient de convection. On utilise un coefficient de convection de la chaleur sur la surface inférieure du substrat de  $1500 \text{ Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$ . C'est une valeur usuelle pour ce type de montage en électronique et qui m'a été conseillé par des électroniciens du projet.

La température environnementale est imposée sur la surface inférieure du substrat entre  $-40$  et  $230 \text{ C}$ , comme indiqué chapitre 1 Section 1.1 Page 7. Le coefficient de convection modifiera ainsi le chargement en température environnementale, pour obtenir les températures du substrat près du dissipateur par convection. Plusieurs modèles sont générés pour plusieurs températures environnementales entre  $-40 \text{ C}$  et  $230 \text{ C}$ , et pour chaque modèle, la courbe aux marques rondes de la Figure 3.17 est donc différente.

#### 2.1.4 Conditions limites thermiques du substrat

Pour les conditions limites thermiques, on considère les surfaces du modèle C-D-F-G Figure 3.18 qui ne correspondent pas aux surfaces du substrat comme adiabatiques. Ces surfaces sont celles où l'on observe le découpage des différentes feuilles Figure 3.15. Cela correspond à un flux thermique nul. En effet, c'est une simplification usuelle en électronique sachant que le champ thermique de la puce n'est pas altéré par un effet de bord. Cela signifie que la chaleur de la puce n'exerce pas de flux par les parois du modèle. Il y a donc un flux nul de chaleur qui traverse ces parois, qu'il provienne du reste du substrat ou de la zone modélisée.

La surface supérieure B du substrat Figure 3.18 n'a pas de convection forcée et ne subit pas le flux thermique de la puce. On néglige alors la convection et détermine qu'il n'y a pas d'échange avec l'extérieur. De même, on modélise cette surface par une paroi adiabatique.

Maintenant que nous avons défini les conditions limites, déterminons le comportement des éléments du substrat.

#### 2.1.5 Conductivité thermique

Pour décrire le comportement global du substrat, il faut définir ses propriétés thermiques. Dans la mesure du possible et si nécessaire, elles devront être exprimées en fonction de la température.

Pour obtenir le champ de température du substrat, il faut modéliser la répartition du flux de température. Il s'agit donc d'obtenir la conductivité thermique de l'alumine et du tungstène. La conductivité thermique de l'alumine est d'environ  $35 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$  aux environs de  $20 \text{ C}$  d'après [Munro, 1997, Xie *et al.*, 2011], Figure 3.19. On la considère comme étant indépendante de la température. Elle varie de  $15 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$  pour les températures de notre problème, et selon les évaluations. N'ayant pas effectué de mesure pour l'alumine de l'étude seule, nous allons donc considérer une valeur moyenne et indépendante de la température.

Une conductivité thermique du tungstène a été déterminée en fonction de la température par [Hust et Giarratano, 1975] (Figure 3.20). Nous considérerons donc que la

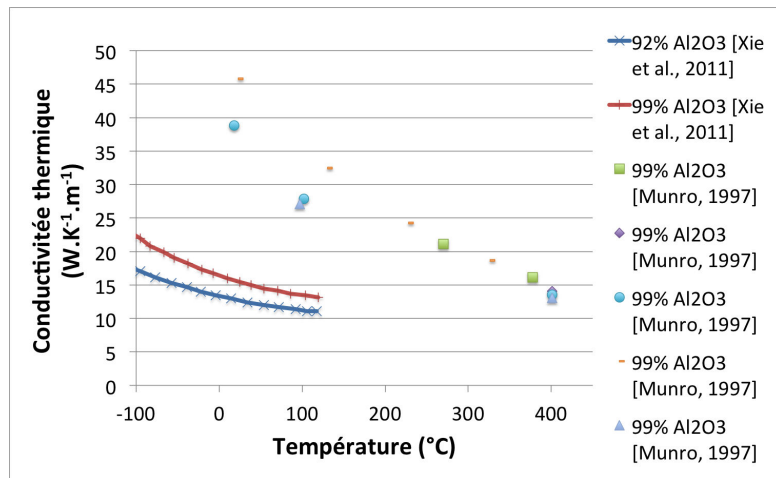


FIGURE 3.19 – Conductivité thermique de l’alumine a coffrillée assemblée par [Munro, 1997] d’après [Kübler, 1993], [Lee et Kingery, 1960] et [Nishijima *et al.*, 1965], et obtenue par [Xie *et al.*, 2011]

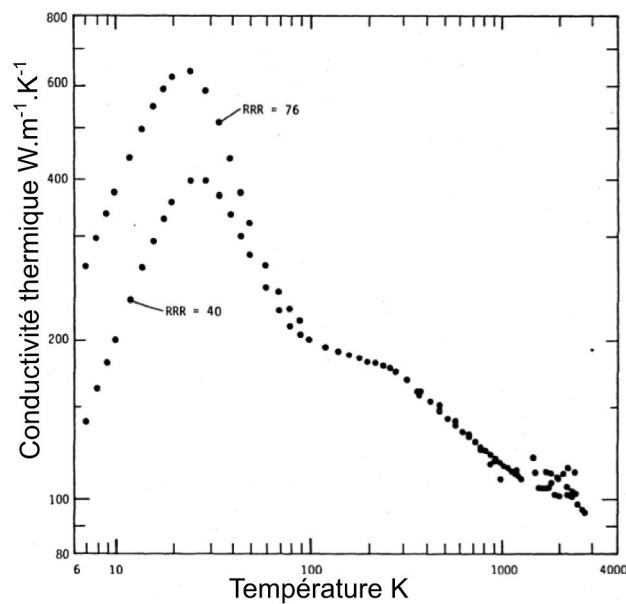


FIGURE 3.20 – Conductivité thermique de deux nuances de tungstène d’après [Hust et Giarratano, 1975]

conductivité du tungstène dépend de la température car elle varie de  $40 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$  pour les températures de notre problème pour l'unique évaluation trouvée. De plus, à température ambiante, l'évaluation que le *SATIE* a fait et qui est présenté Section 3.1.1 Page 43 est concordante.

Grâce à ces conductivités thermiques, les résultats de modélisation thermique vont nous permettre de connaître la répartition de la température dans le substrat.

### 2.1.6 Maillage

Pour vérifier que la répartition de la température dans le substrat est correctement modélisée, il faut avoir un maillage adapté. Pour que le maillage soit valide, il faut que dans la taille des éléments du maillage, le comportement du matériau réel soit homogène sans faire d'hypothèses supplémentaires. La taille des grains de céramique est de 5 à 10  $\mu\text{m}$ . Ainsi, la modélisation par éléments finis, qui ne prend pas en compte la microstructure, devrait utiliser des mailles de taille supérieure à la taille de grains, c'est-à-dire au moins 12  $\mu\text{m}$  de côté. Le maillage initial du substrat est constitué d'éléments de taille de 0.07 mm. Ses éléments choisis sont tétraédriques. Ils sont plus adaptés pour les maillages libres.

**Maillage aux alentours des vias** La taille maximale des éléments s'adapte aux gradients de température. Les gradients de température doivent être les plus précis possibles, puisqu'ils seront à l'origine des gradients de contraintes que nous souhaitons évaluer pour estimer la fiabilité du substrat. Autour des vias, pour obtenir une solution qui converge, il faut raffiner la taille des mailles en fonction de la courbure du via. Or, en raffinant le maillage, les longueurs caractéristiques des éléments peuvent atteindre l'ordre du micron. Dans ces conditions, nous allons privilégier cette contrainte, sachant que l'on fait alors une hypothèse d'homogénéité dans la céramique pour une dimension en dessous des grains de céramique observés. La dissipation thermique sera donc considérée identique dans tous les grains de la céramique et leur interfaces. Cela permet à la taille des mailles d'être plus faible que les grains de céramique.

Pour représenter au mieux les gradients de température, on effectue ainsi un calcul avec des éléments du maillage de taille 0.07 mm avec un raffinement de  $\frac{h}{L} = 0.01$  autour des vias.  $h$  est la taille de la courbure et  $L$  la taille de l'élément.

Dans Abaqus, le remaillage automatique se fait à partir des résultats d'un calcul lancé avec un maillage donné par l'utilisateur. D'un côté, il permet de remailler avec des éléments plus fins que le maillage d'origine les endroits où les variations de flux thermique, de contrainte ou d'énergie sont mal estimées. De l'autre, il permet d'augmenter la taille des mailles là où les variations de ces valeurs le permettent. Dans le problème thermique, on utilise le remaillage en se basant sur les valeurs du flux thermique.

Lorsqu'on utilise le remaillage automatique, on peut voir que le maillage s'affine autour de la surface imposant le flux de puissance. Cela est dû à la discontinuité de la présence du flux sur la surface de la céramique. Nous considérons qu'il n'est pas intéressant de représenter cette discontinuité. En effet, dans la réalité, cette discontinuité n'existe

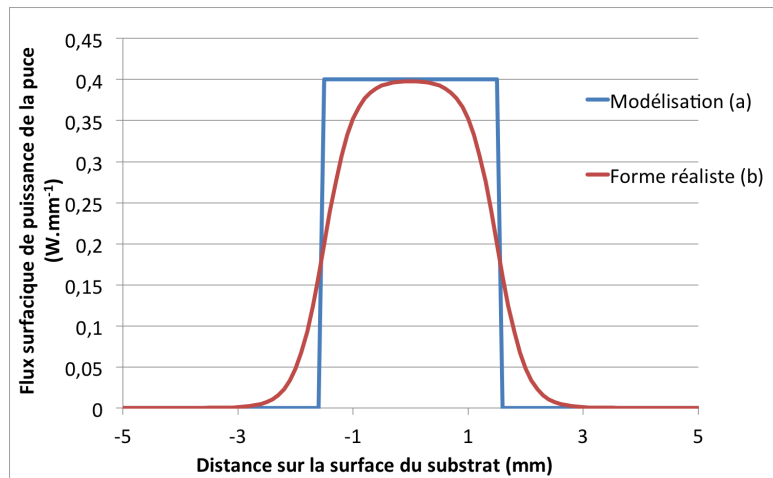


FIGURE 3.21 – Représentation du flux de puissance de la puce dans le modèle (a) et dans une représentation plus réaliste (b) sur la surface du substrat.

pas, car le flux de puissance diminue peu à peu sur les bords de la puce. Une modélisation réaliste aurait pu être celle représentée Figure 3.21(b), mais nous avons choisi celle représentée Figure 3.21(a). On ne raffine donc pas le maillage aux alentours de la puce.

Pour le reste du maillage, cette fonctionnalité d'Abaqus nous a permis d'augmenter la taille des éléments d'au moins 50%. Nous considérons donc que le maillage obtenu est valide pour la modélisation thermique en nous basant sur les suggestions du remaillieur d'Abaqus.

Le champ de température est alors calculé et dépend du flux thermique imposé par la puce, de la température environnementale et de la géométrie du substrat. Figure 3.22, on observe le champ de température pour un environnement à 110 C et une puce dissipant  $0,4 W/mm^2$ . Pour la suite, grâce aux gradients et champs de température, via la dilatation thermique, nous obtiendrons des sollicitations mécaniques.

## 2.2 Description du modèle mécanique du substrat

Pour modéliser mécaniquement le substrat, on impose le chargement thermique obtenu précédemment sur le substrat. Ce chargement varie tout d'abord au niveau environnemental puis de manière plus local lors de la dissipation de puissance à travers la puce.

Une fois le champ de température connu dans le substrat, il s'agit d'obtenir le champ de contraintes. Le couplage thermomécanique se fait par la dilatation thermique. Pour obtenir le champ de contraintes mécaniques du substrat, nous reprenons la même géométrie et le champ thermique calculé précédemment.

Cependant, pour les modèles contenant des vias, nous considérons la densité du tungstène à l'intérieur des vias comme faible. Mécaniquement, le tungstène n'influencera pas le comportement du substrat. Pour les calculs mécaniques, on représentera les vias par un trou, vide de matière, ce qui simplifiera la résolution du problème mécanique.

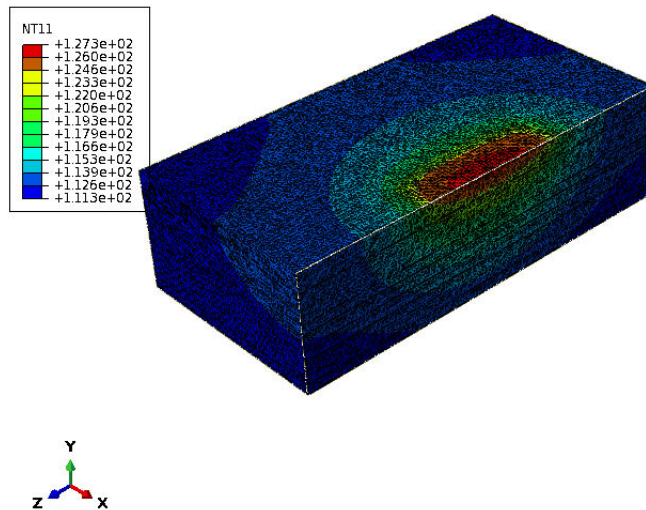


FIGURE 3.22 – Visualisation d’une coupe du substrat et de son champ de température pour un environnement à 110 C et un flux de puissance de  $0,4 \text{ Wmm}^{-2}$ .

En revanche, les pistes ne sont toujours pas représentées. Lors des essais présentés chapitre 2 Section 3.1 Page 138, les pistes ne se détachaient pas mécaniquement du comportement de la céramique.

Pour estimer le champ de contraintes complet du substrat, on intègre également le champ des contraintes résiduelles. On obtient ainsi un champ de contraintes réaliste.

### 2.2.1 Comportement mécanique implémenté de l’alumine

Pour modéliser le comportement mécanique du substrat, on utilise deux lois :

- La dilatation thermique
- Le comportement élastique

Comme expliqué précédemment, le comportement mécanique du tungstène est négligé dans les vias. En ce qui concerne le comportement mécanique des pistes de tungstène n’est pas pris en compte car l’on observe pas de comportement spécifique et notable lors des essais effectués.

Nous allons utiliser le coefficient de dilatation thermique identifié par *Egide* en fonction de la température. Lors des essais de dilatation thermique effectués, *Egide* ne fournissait plus d’échantillon de l’alumine *All*. Les valeurs Tableau 3.1 que nous utilisons sont une moyenne des valeurs dans les deux directions de mesures.

Nous avons auparavant obtenu le module d’Young de la céramique pour une température ambiante, Section 1.2 Page 83. N’ayant pas observé le module d’Young en fonction de la température lors de nos essais, nous considérons que le module d’Young n’évo- lue pas avec la température. Nous nous appuyons, pour cela, sur les résultats de [Munro, 1997, Chung et Simons, 1968] Figure 3.23. En effet, l’ordre de grandeur reste le même et est inférieur à l’incertitude mesurée Section 1.2 Page 83.



Température ( °C)	Dilatation thermique $10^{-6} \text{m} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$
80	4,8
120	6,15
160	7,14
200	7,84
240	8,31
280	8,61
320	8,77
360	8,84
400	8,85

TABLE 3.1 – Valeurs de dilatations thermiques de l’alumine entrées dans le modèle par éléments finis.

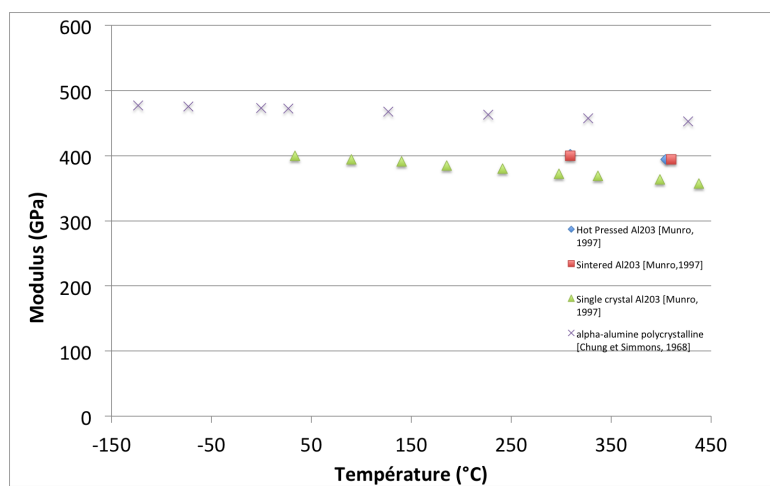


FIGURE 3.23 – Expression du module d’Young de l’alumine a frittée en fonction de la température au-dessus de 0 °C d’après [Munro, 1997] et en-dessous de 0 °C d’après [Chung et Simmons, 1968].

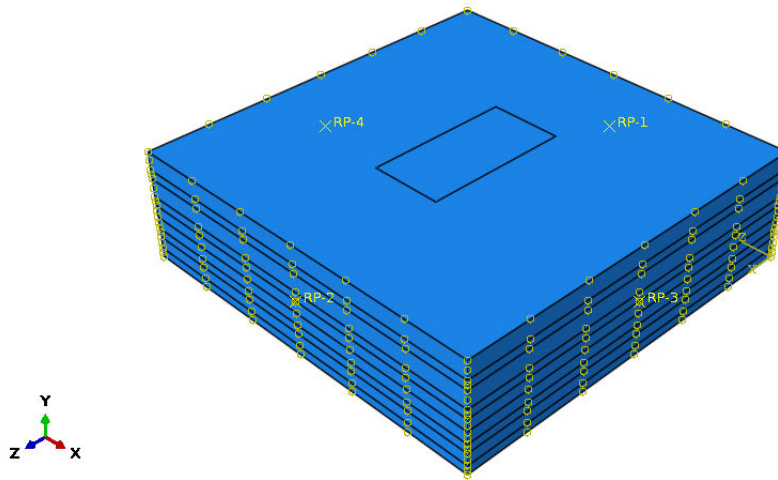


FIGURE 3.24 – Conditions limites de déplacement uniforme sur les faces du substrat.

En ce qui concerne le module de poisson, les essais effectués ne nous permettent pas de l'identifier. Nous utiliserons donc un module de poisson de 0,23 d'après [Munro, 1997]. Nous le considérons également indépendant de la température.

### 2.2.2 Conditions aux limites mécaniques

Une fois le comportement des matériaux implémentés, il faut définir les conditions limites du problème mécanique. Nous avons déjà expliqué la prise en compte des vias et des pistes de tungstène précédemment.

Le substrat est considéré simplement posé sur un support. Il ne subira aucune contrainte particulière.

De plus, on ne modélise le substrat qu'au niveau de la puce. Or le substrat fait plusieurs centimètres de long. Pour modéliser l'effet de structure du substrat, on impose sur les faces C-D-F-G de la Figure 3.18 un déplacement surfacique uniforme dans la direction normale à la surface. On peut voir Figure 3.24 la mise en place de ces conditions aux limites dans Abaqus. En effet, l'effet de structure à l'intérieur du substrat est tel que les déplacements dans la direction normale à chaque bord du substrat sont considérés uniformes dans toute l'épaisseur du bord du substrat.

### 2.2.3 Champ de contraintes résiduelles

Une fois le chargement mécanique du substrat engendré par le champ de température obtenu Section 2.1 Page 173, nous devons prendre en compte les contraintes résiduelles de fabrication. On va ainsi imposer un champ de contraintes initiales qui correspond au champ de contraintes résiduelles identifié dans le chapitre 2 Section 2.2 Page 112. Pour cela, nous avons expliqué la manière dont nous les déterminons dans le chapitre 2 Section 1.3 Page 92.

Cela nous permet d'obtenir un champ de contraintes modifiées héritant du champ de contraintes résiduelles en fonction de la géométrie du substrat. Grâce à ce champ de contraintes, on peut déterminer des probabilités de rupture selon les géométries, températures et contraintes résiduelles.

Nous aurons donc en état initial un champ de contraintes résiduelles de fabrication auquel s'appliquera un chargement thermique défini Section 2.1 Page 173 et qui induira à son tour des contraintes supplémentaires.

On impose donc différents chargements en température au substrat en fonction de la température environnementale et, pour chacun, les champs de contraintes sont modifiés par la dilatation thermique du substrat.

#### 2.2.4 Implémentation de la loi de Weibull

Une fois le champ des contraintes obtenu, il s'agit de connaître le comportement à rupture du substrat. Nous avons déterminé deux types de ruptures du substrat.

— La rupture due aux défauts dans le volume de la céramique chapitre 1 Section 3.3.1 Page 54.

— La fissuration dans la céramique chapitre 1 Section 3.3.2 Page 61 liée à la présence de singularités.

On a défini que la loi de Weibull sera implémentée et que la propagation de fissure n'est pas une problématique importante dans ce contexte. En effet, seul lors des essais pour l'identification du comportement du tungstène nous avons constaté une fissuration et celle-ci s'est déclenchée pour une contrainte dans l'alumine bien plus élevée que celles subies lors des différentes sollicitations thermiques. Nous avons donc décidé par la suite de négliger la fissuration.

La loi de Weibull identifiée pour l'alumine *A11* est utilisée pour déterminer la probabilité de rupture du substrat durant le chargement. On a identifié ces coefficients pour les deux types d'alumines dans les essais chapitre 2 Section 2.1 Page 102.

On a aussi vérifié chapitre 2 Section 2.3 Page 118 l'état de fatigue de l'*A11*. On a pu observer que le comportement de fatigue modifiait le comportement à rupture de manière conservative et que l'on pouvait considérer que la fatigue ne modifiait pas le comportement à rupture du substrat.

Une fois le champ des contraintes obtenu, le substrat a une contrainte principale maximum déterminée pour chaque élément constituant le volume. La loi de Weibull est rappelée Equation 3.11, sachant que  $P_R$  est la probabilité de rupture,  $\langle s \rangle$  la contrainte de traction (et donc positive) exercée sur l'élément de volume ainsi que  $V$  le volume de l'élément.

$$P_R^V(s) = 1 - e^{-\left(\frac{\langle s \rangle}{s_0}\right)^m} \quad (3.11)$$

Pour chacun de ces éléments, on récupère donc son volume et la contrainte principale maximum. Par conséquent, on peut calculer pour chaque élément sa probabilité de rupture grâce à la loi de Weibull précédemment identifiée.

De la même manière que décrit chapitre 1 Section 3.3.1 Page 54, on va utiliser la loi du maillon faible. La probabilité de rupture du substrat est le produit des probabilités de

rupture de tous les sous-volumes du substrat. Les sous-volumes que nous considérons sont les éléments de volumes du maillage. Ils constituent le substrat. Nous obtenons donc une probabilité de rupture du substrat entier. Nous calculons la probabilité de rupture dans la céramique à l'aide d'un script Python. Les probabilités de rupture de ce substrat seront données dans la section suivante.

### 2.2.5 Choix de taille d'éléments dans le maillage

La résolution du maillage pose problème pour l'utilisation de la loi de Weibull. En effet, les paramètres de la loi de Weibull ont été évalués pour des volumes de  $350 \mu\text{m}$  de côté minimum dans le chapitre 2 Section 2.1 Page 102. Si l'on applique la loi de Weibull pour chaque élément du maillage, utiliser les paramètres de Weibull avec les tailles d'éléments déterminés pour le modèle thermique de la Section 2.1 Page 173 n'est pas adapté. En effet, la taille des éléments finis déterminée auparavant est trop faible pour appliquer la loi de Weibull et la probabilité de rupture calculée serait erronée. Il faut donc que les éléments du maillage soient plus grand que les volumes effectifs d'essais pour que la loi de Weibull soit valable. En effet, les coefficients identifiés ne sont valables que pour des volumes supérieurs à ceux des essais effectués.

Parallèlement à cela, il faut affiner le maillage pour les lieux de concentrations de contraintes. De même, les gradients de températures sont tels qu'il faut des éléments assez fins pour les estimer correctement. Un maillage grossier ne permettrait pas de mesurer correctement les gradients de contraintes, et donc la loi de Weibull, comme expliqué Section 1.2 Page 168. En effet, le but de cette modélisation est de recueillir un champ de contraintes représentatif afin d'estimer grâce à celui-ci la probabilité de rupture. Le maillage doit donc permettre de représenter au mieux les contraintes des chargements thermiques et résiduelles. Nous ne pouvons donc pas appliquer un maillage trop grossier au risque d'ignorer des zones de sollicitations critiques.

Dans les deux types de maillage, les résultats seront erronés au niveau des valeurs. En pratique, les tailles de mailles seront de moins de  $70 \mu\text{m}$  de côté et la loi de Weibull en théorie non applicable. Les résultats de probabilité de rupture seront donc faux du point de vu des valeurs. Prendre en compte au mieux les gradients nous permettra cependant de comprendre les évolutions et tendances du comportement à rupture du substrat.

Pour valider le maillage du modèle, nous avons encore une fois utilisé l'option de remaillage d'Abaqus. En l'utilisant, nous avons principalement observé un raffinement du maillage au niveau des interfaces entre couches. Ce raffinement du maillage nous semble dû à la discontinuité des contraintes résiduelles à l'interface céramique/céramique. Cette discontinuité étant délimité de manière volontaire et logique dans le modèle, nous n'avons pas besoin de raffiner le maillage. Nous réutilisons alors le maillage défini Section 2.1 Page 173 pour le modèle thermique.

<i>Type d'hypothèse</i>	<i>Choix effectué</i>
Géométrie	Modèle en trois dimensions sans symétrie, semblable au véhicule test (neuf couches de tailles variables)
Matériau(x) considéré(s)	Uniquement l'alumine : pas de vias
Sollicitation	Flux de dissipation thermique de la puce et température environnementale
Conductivités thermiques	Conductivité thermique de l'alumine constante en fonction de la température : $35 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$
Dilatation thermique	Dilatation thermique en fonction de la température
Comportement mécanique	Comportement élastique, module d'Young constant en fonction de la température : 400 MPa
Maillage	Éléments tétraèdres de taille 0.07 mm

TABLE 3.2 – Résumé des hypothèses et choix effectués dans les sections précédentes pour le modèle du substrat sans vias ni piste de tungstène mais avec dissipation de la puce.

### 2.3 Résultats et discussions de la modélisation thermomécanique du substrat

Les deux parties précédentes nous ont donc permises de décrire la modélisation par éléments finis thermique puis mécanique effectuée sur le modèle du substrat ainsi que les hypothèses faites. Nous récapitulons les hypothèses et choix effectués pour le modèle décrit Tableau 3.2. À l'aide de ce modèle, nous souhaitons désormais déterminer les localisations de contraintes qui pourraient modifier la probabilité de rupture. Dans la modélisation globale du substrat, seul un gradient de contraintes apparaît, dû à l'échauffement de la puce. Pour étudier le gradient mécanique généré, nous observerons sa forme pour observer les modifications du champ de contraintes dues à ce gradient.

Figure 3.25, le schéma central représente le substrat sans via que l'on vient de présenter dans la section. Le rectangle représenté sur la surface supérieure correspond à la surface sur laquelle la puce dégage son flux thermique. Quatre lignes noires sont présentes sur ce schéma. Une ligne (0), qui va du centre de la surface de contact avec la puce au centre de la surface inférieure du substrat qui est à température environnementale. C'est la seule ligne verticale représentée. Une ligne (1) repose sur la surface supérieure du substrat, de manière horizontale. La ligne (2) traverse à mi-épaisseur le substrat de manière horizontale. Enfin, la ligne (3) se situe sur la surface inférieure du substrat de manière horizontale. Le long de ces lignes, nous mesurons les températures, et plus tard, les contraintes engendrées dans le substrat pour observer leur évolutions de manière simple.

Sur les quatre graphiques de cette figure, nous observons la température le long de ces quatre lignes précédemment décrites, moins la température environnementale en fonction de la distance sur la ligne pour la dissipation maximum de la puce. Ces températures sont représentées pour toutes les températures environnementales modélisées. On peut

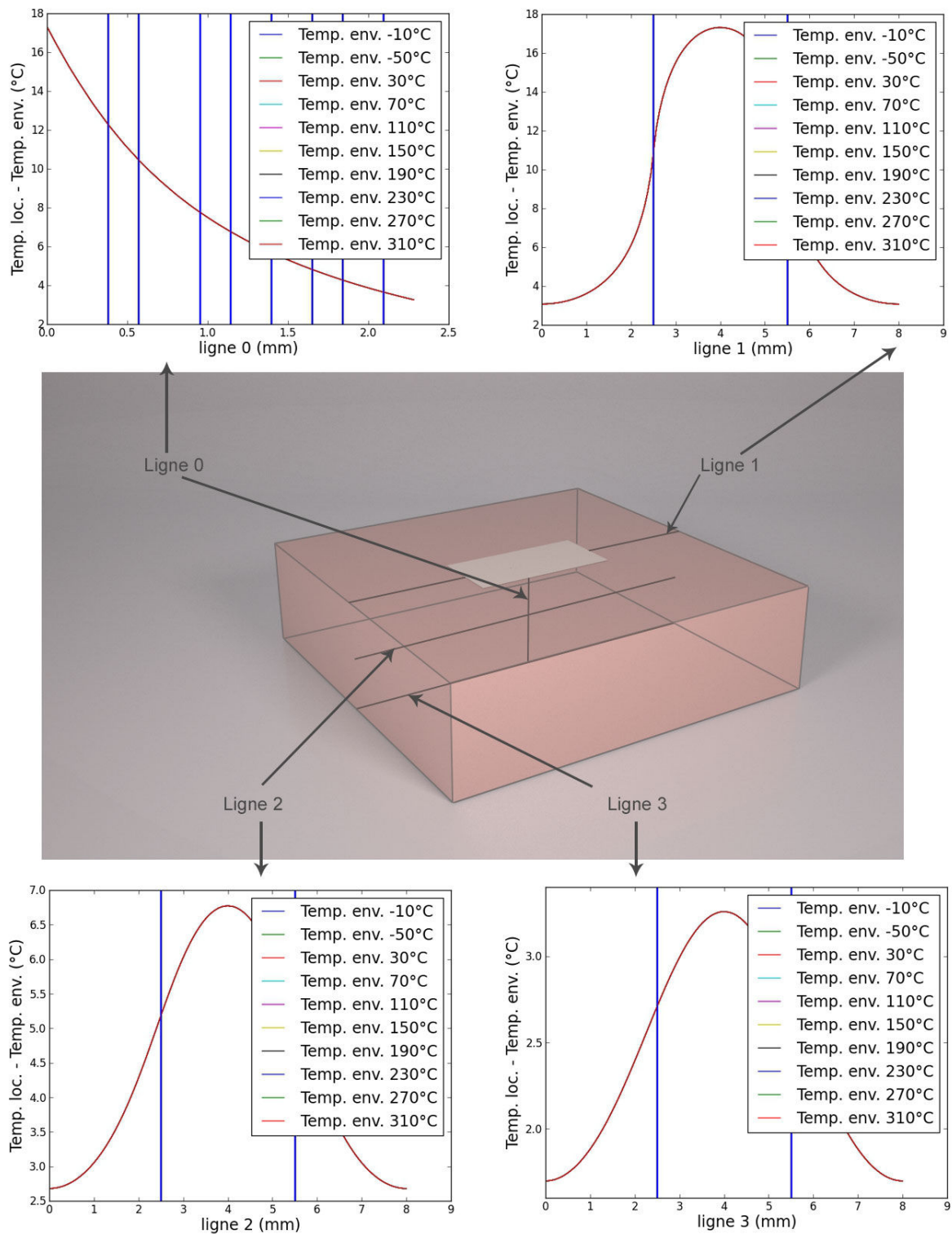


FIGURE 3.25 – Représentation du substrat et gradients de température créés par le flux thermique engendré par la puce (0-3) à  $0.4 \text{ Wmm}^{-2}$  en fonction de la température ambiante.

voir que les gradients de températures sont très semblables en fonction de la température environnementale. Les gradients de température sont de 0 à 5 C sur une distance de 400  $\mu\text{m}$ . Les plus forts gradients de température se situent juste sous la puce.

Figure 3.26, nous observons les gradients de contraintes de Von Mises pour différentes températures environnementales le long des lignes (0), (1), (2) et (3), estimés grâce au logiciel Abaqus. Le long de la ligne (0), on observe une discontinuité de contrainte. Elles correspondent aux lignes verticales tracées sur le graphique. Or ces lignes verticales matérialisent l'épaisseur des différentes couches que traversent cette ligne (0). En effet, les contraintes résiduelles modifient le champ de contraintes en s'ajoutant au gradient de contraintes dû à l'échauffement de la puce. On observe que les contraintes sont nulles sur la surface mais qu'elles augmentent lorsque l'on va vers la partie inférieure du substrat. Ce gradient est différent selon la température environnementale. Selon cette dernière, les contraintes peuvent être décalées jusqu'à 15 MPa, mais les gradients restent assez similaires. Le gradient maximum est de 5 MPa sur près de 400  $\mu\text{m}$ .

Le long de la ligne (1), nous observons que juste sous la puce, dont les limites sont matérialisées par deux traits verticaux, est le lieu où la contrainte est la plus basse voire nulle. Cela corrobore l'observation faite sur le graphique précédent. En revanche, les contraintes augmentent rapidement sur les côtés de la puce.

Le long de la ligne (2), on observe que les contraintes sont les plus basses au niveau de la puce, comme pour la ligne (1). Cependant, puisque l'on est plus en profondeur, les contraintes augmentent de manière générale.

Enfin, le long de la ligne (3), comme précédemment, les contraintes sont les plus faibles au niveau de la puce, mais plus élevées dans la continuité du gradient vertical du substrat.

Lorsque le gradient vertical se crée, le matériau se dilate. Or, sur le côté du substrat, nous avons imposé que les bords se déplacent sur toute leur surface de la même manière. Les lieux les plus chauds, sous la puce, sont destinés à se dilater plus que les lieux les plus froids, sous le substrat. Ainsi, les bords se déplacent d'une distance moyennant les deux déformations thermiques. Mais cela crée donc des contraintes de compression au niveau de la puce et des contraintes de traction au niveau de la surface inférieure du substrat. Or, en présence de contraintes résiduelles, les contraintes s'annulent donc au niveau de la puce et forment un gradient croissant en direction de la partie inférieure du substrat.

C'est donc la dissipation de l'énergie qui influence le gradient global de température du substrat. Or, ce gradient dépend du flux thermique dissipé par la puce. Il n'y a donc pas de dimensionnement géométrique à étudier sur ce point.

Dans la prochaine section, nous n'imposerons que les gradients de température dans la direction de la ligne (0). En effet, les gradients de contraintes dans les directions horizontales dépendent du positionnement dans le via, ce qui n'a pas été étudié dans cette thèse pour des raisons de temps. En revanche, le gradient vertical de contraintes n'est pas très dispersé. On étudiera donc les vias avec des gradients de température dans cette direction.

Figure 3.27, nous comparons les différentes probabilités de rupture selon les températures environnementales. On observe que la probabilité de rupture est plus faible lorsque la température environnementale est faible. Cependant, lorsque la température atteint les

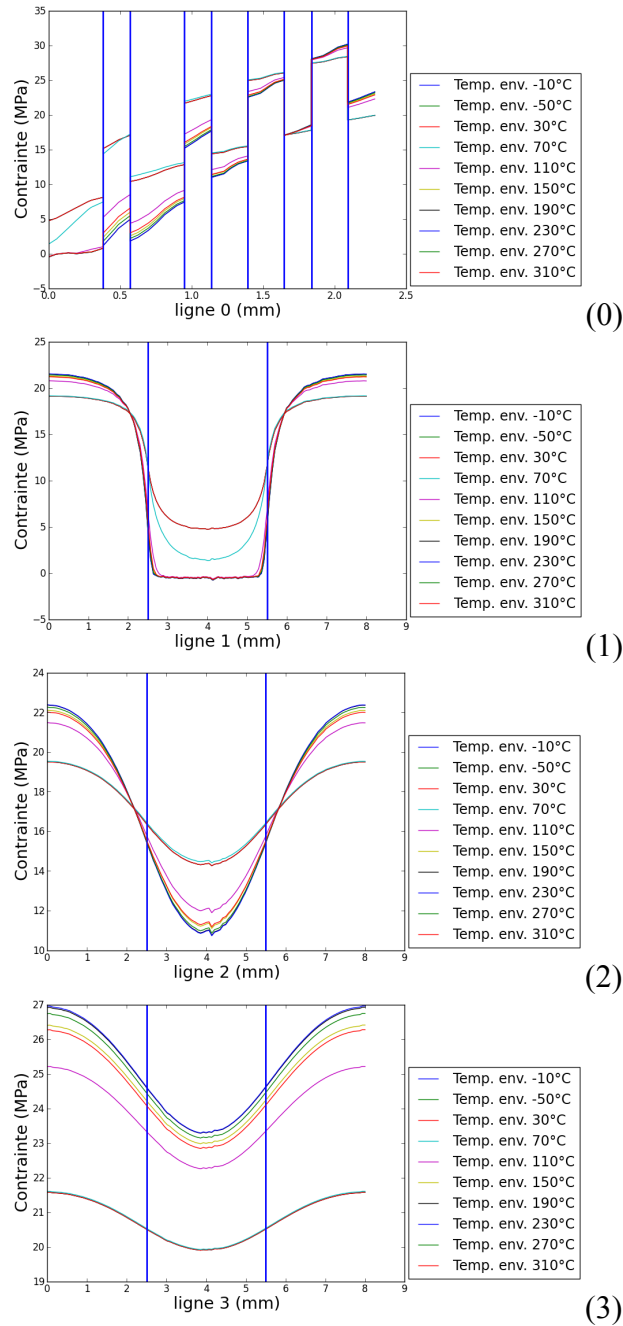


FIGURE 3.26 – Gradients de contraintes créés par la puce (0-3) à 04 Wmm<sup>2</sup> en fonction de la température environnementale.



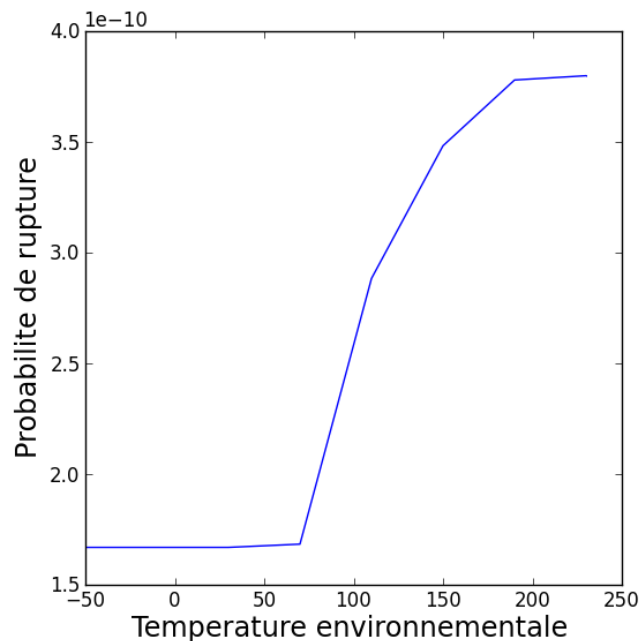


FIGURE 3.27 – Probabilité de rupture en fonction de la température environnementale.

200 C, la probabilité de rupture reste constante. Il ne faut pas oublier que le maillage utilisé est trop fin pour appliquer la loi de Weibull. On doit donc plus observer la tendance des probabilités plutôt que les valeurs.

Nous avons donc observé les gradients de températures présents dans le substrat et qui ne dépendent pas de la température environnementale. Cela s'explique par le fait que la conductivité thermique de la céramique n'est pas dépendante de la température dans le modèle.

Par la suite, nous avons observé les gradients de contraintes dans le substrat. La différence des gradients de contraintes en fonction de la température environnementale s'explique par la dépendance de la dilatation thermique en fonction de la température. Afin d'étudier le dimensionnement des vias, par la suite, nous ne solliciterons les substrats que par des gradients de température verticaux et à des températures assez élevées afin d'avoir une probabilité de rupture plus conséquente et donc mieux visible dans les graphiques.

En effet, la probabilité de rupture semble augmenter en fonction de la température environnementale. Ceci est dû à la dépendance de la dilatation thermique en fonction de la température qui modifie les champs de contraintes en fonction de la température.

### 3 Évaluation de l'influence des dimensions des vias sur la rupture du substrat

Nous venons donc de déterminer dans la section précédente que nous observerons les dimensions de vias lorsque la sollicitation thermique est un gradient de température vertical. Parmi les paramètres de dimensionnements géométriques du substrat, nous avons la taille des couches d'alumine, le rayon des vias, ainsi que l'épaisseur et la longueur des pistes de tungstène. Nous avons observé dans la première section l'influence des épaisseurs des couches d'alumines et nous négligeons l'effet des pistes de tungstène dans les modèles. Les paramètres de dimensionnements du substrat retenus sont donc la taille des vias et la distance qu'il peut y avoir entre deux vias. La répartition des contraintes exige en effet un dimensionnement géométrique des vias. Afin de déterminer les probabilités de rupture du véhicule test, nous allons prendre en compte ces paramètres. Il s'agit ici d'analyser l'effet des concentrations de contraintes autour des vias et de déterminer les dimensions permettant d'éviter les ruptures.

#### 3.1 Influences du rayon des vias

Pour observer la manière dont la taille d'un via influe sur la probabilité de rupture du substrat, il s'agit de connaître la probabilité de rupture du substrat utilisé comme véhicule test en fonction des tailles de vias utilisées. Nous avons évalué la fiabilité du véhicule test et nous allons effectuer une analyse sur l'influence de la taille des vias. Nous allons donc évaluer la probabilité de rupture du substrat en utilisant les probabilités de rupture d'un autre modèle spécifique pour les vias. En effet, comme expliqué Section 2.2 Page 180, les vias nécessitent d'affiner le maillage et le modèle global est trop grand pour pouvoir mailler suffisamment fin un via.

##### 3.1.1 Première estimation de l'influence d'un via

Lorsqu'on exerce des efforts sur un substrat avec via, ces trous convexes amènent une concentration dans le champ de contraintes autour d'eux, comme décrit chapitre 1 Section 3.3.2 Page 61. Lorsqu'on observe un trou dans un volume, et qu'on le sollicite, les contraintes sont réparties autour du trou. On observe alors que plus le trou est large, plus le volume sollicité est important et donc, plus la probabilité de rupture augmente pour une concentration de contraintes donnée. En effet, si l'on considère des sous-volumes de taille  $V_e$  autour du trou, il faut sommer la probabilité de rupture de tous ces sous-volumes concernés. Au contraire, plus le trou est petit, moins il y a de sous-volumes  $V_e$  à sommer, et plus la probabilité de rupture est faible.

D'un autre côté, au niveaux des vias, la transition céramique/métal engendre des gradients de température et de contrainte. On sait que plus les géométries sont aiguës, plus les concentrations de contraintes sont fortes. Or une contrainte plus élevée pour un volume constant augmente la probabilité de rupture.

Afin que la probabilité de rupture soit faible, il faut donc que le via soit assez grand pour avoir un gradient de contraintes assez faible. Mais le via ne doit pas être trop grand, pour ne pas solliciter un trop grand volume non plus. Cependant, à une taille intermédiaire, le trou pourrait être une concentration de contraintes trop fortes à laquelle s'ajouterait un volume trop important. Il faut donc éviter de cumuler les deux effets.

Nous considérerons que le plus important est le rayon du via et que l'épaisseur des couches n'a que peu d'influence. Ce modèle nous permet de constater l'effet de la taille des vias sur la probabilité de rupture. La variation de la probabilité de rupture est alors due à la présence du via et à son rayon. Pour cela, le modèle que l'on utilisera nous permet, en premier lieu, d'observer la variation de probabilité de rupture en fonction de la taille du via.

### 3.1.2 Modélisation d'un via

Pour étudier l'influence des vias sur la fiabilité du substrat, nous allons modéliser un substrat contenant un via. On ne considère que trois couches de céramique avec un via à l'intérieur ne traversant qu'une seule couche. C'est donc un substrat de  $762 \mu\text{m}$  d'épaisseur et de 8 mm de côté. La prise en compte des trois dimensions se justifie par l'anisotropie du comportement lors du processus de fabrication et donc dans le champ de contraintes résiduelles. Il n'y a pas d'anisotropie mécanique ou thermique lors du chargement thermique due au flux thermique dégagé par la puce. Les comportements thermiques et mécaniques sont identiques à ceux présentés Sections 2.1 et 2.2.

Les vias sont considérés comme l'insertion d'un autre matériau pour la modélisation thermique car ils jouent un rôle dans la dissipation thermique. En revanche, ils sont modélisés par un trou pour la modélisation mécanique. Figure 3.28, on observe la géométrie du modèle nous permettant d'observer l'effet d'un via. L'image supérieure représente la géométrie globale. L'image en bas à gauche est une coupe dans le plan  $zy$  nous permettant de voir le via dans l'épaisseur du substrat. L'image en bas à droite est une coupe dans le plan  $zx$  qui permet de voir la position centrale du via dans le modèle.

Dans la Section 2.1 Page 173, nous considérons un chargement environnemental complexe et en trois dimensions. Malgré cela, la prise en compte du chargement sera un peu plus simple que précédemment. En effet, nous allons considérer que les deux types de chargements sous la forme d'un gradient thermique simple de  $10 \text{ C}$  que nous considérerons entre  $190$  et  $200 \text{ C}$ . Il n'y aura donc pas de gradient orthogonal aux vias engendré par le gradient thermique.

Les conditions limites du problème seront les suivantes. Mécaniquement, le substrat aura des bords libres en contraintes sur sa surface supérieure et inférieure. Figure 3.28, la présence du via perturbe de quelques mégapascals le champ des contraintes au niveau des surfaces extérieures supérieure et inférieure du modèle. On néglige cet effet. Sur les côtés, on considérera un déplacement homogène et orthogonale à la surface. Les contraintes résiduelles sont modélisées de la même manière que présentée chapitre 2 Section 1.3 Page 92.

Pour estimer au mieux le champ de contraintes autour du via, le maillage doit être

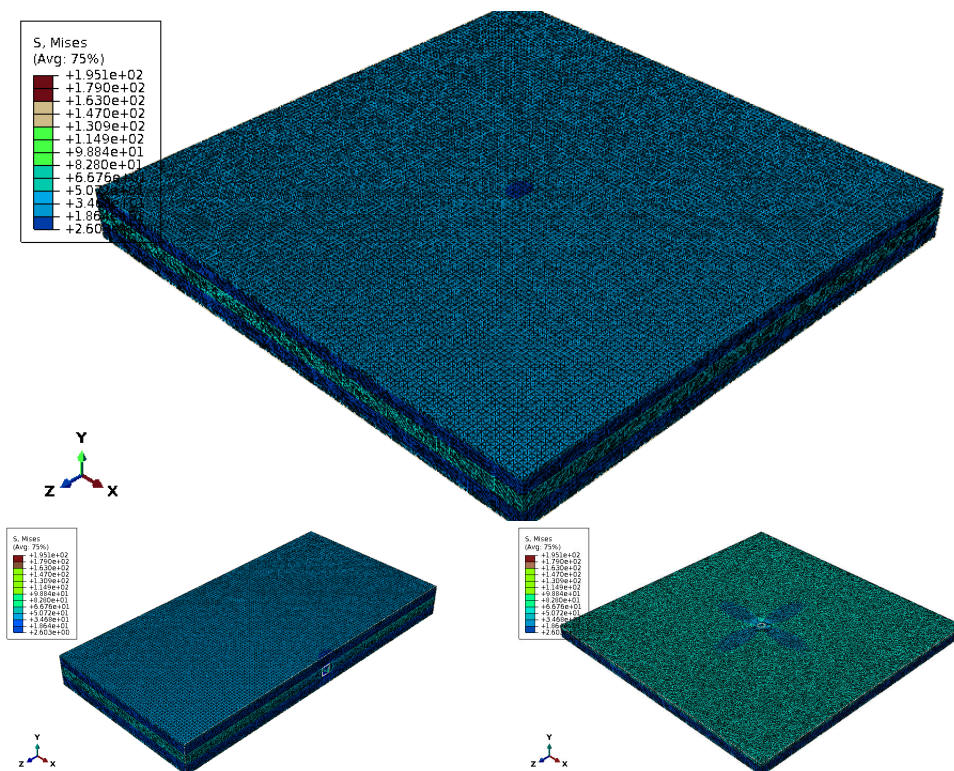


FIGURE 3.28 – Modèle du via utilisé pour observer l'influence de la taille de via sur la probabilité de rupture.

<i>Type d'hypothèse</i>	<i>Choix effectué</i>
Géométrie	Modèle en trois dimensions sans symétrie ; sous-modèle constitué de trois couches de céramique
Matériau(x) considéré(s)	Alumine et présence d'un via de tungstène
Sollicitation	Gradient de température : température de la surface supérieure 200 C et de la surface inférieure 190 C
Conductivités thermiques	Conductivité thermique de l'alumine constante en fonction de la température : $35 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$ ; Conductivité thermique du tungstène en fonction de la température
Dilatation thermique	Dilatation thermique de l'alumine en fonction de la température ; Pas de tungstène considéré mécaniquement
Comportement mécanique	Comportement élastique de l'alumine, module d'Young constant en fonction de la température : 400 MPa ; Pas de tungstène considéré mécaniquement
Maillage	Éléments tétraèdres de taille 0.07 mm ; raffiné autour du via

TABLE 3.3 – Résumé des hypothèses et choix effectués pour un modèle de substrat contenant un via sollicité par un gradient de température.

affiné au niveau des vias. Pour cela, on utilise les mêmes caractéristiques que le modèle précédent. On peut observer ce maillage Figure 3.29. Il est identique, que ce soit pour le modèle mécanique ou thermique.

L'étude de ce modèle nous permet d'ajouter l'effet des vias dans le substrat. Pour cela, on considérera que le champ de contraintes obtenu contenant un via est modifié par rapport à un modèle sans via. Pour initialiser cela, on utilisera une version de notre nouveau modèle sans via. On va donc comparer le même modèle sans via, et avec des vias de rayons différents. Nous récapitulons les hypothèses et choix effectués pour le modèle décrit Tableau 3.3.

### 3.1.3 Observation du modèle

On impose donc, sur ce modèle un gradient de température de 10 C. À partir de ce champ de température et des contraintes résiduelles, les calculs nous permettent d'évaluer le champ de contraintes autour d'un via. S'il n'y avait pas eu que de la céramique, le champ de température aurait été uniforme, car la diffusion thermique aurait été homogène et indépendante de la température.

En revanche, en présence du tungstène, comme présenté Figure 3.29, on peut observer une modification du champ de température autour d'un via sur une coupe axiale et transversale de celui-ci. Plus précisément, Figure 3.30, on observe un schéma du modèle avec via. Quatre lignes sont représentées et désignent des lieux de collecte de résultat du modèle avec via. Comme sur la Figure 3.25, la ligne (0) est une ligne verticale traversant, cette fois-ci, le via en son milieu. La ligne (1) est une ligne horizontale située sur le dessus

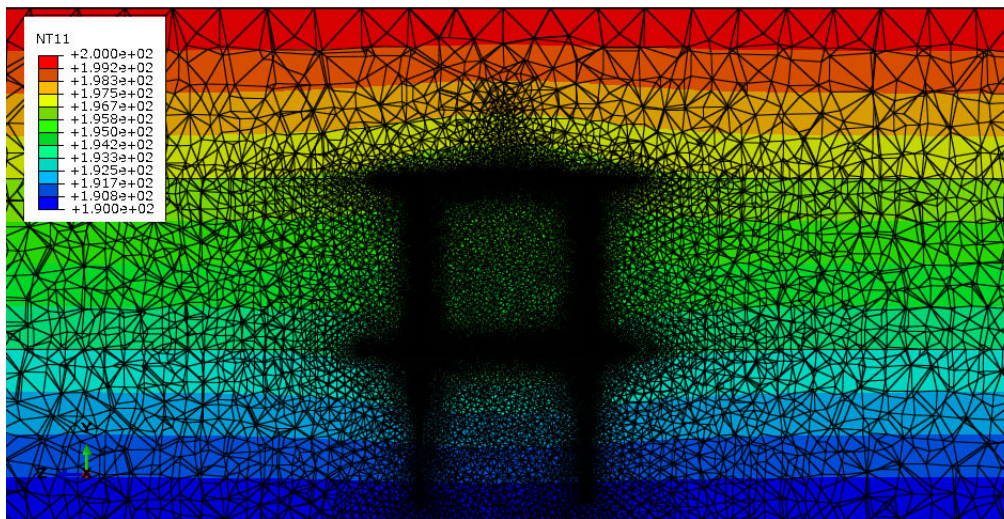


FIGURE 3.29 – Champ de température autour d'un via de 250  $\mu\text{m}$  de diamètre.

du modèle de substrat. La ligne (2) est une ligne horizontale traversant le substrat et le via en leur milieu. Enfin, la ligne (3) est une ligne horizontale située sur la surface inférieure du modèle.

Figure 3.31, on observe la température dans l'épaisseur du modèle, le long de la ligne (0). On voit bien que le gradient de température entre 254 et 508  $\mu\text{m}$  est différent. Or cela correspond à la couche centrale du substrat et donc à son gradient de température. La ligne (0) traversant cette couche centrale au niveau du via, on observe que le gradient de température dans le via est différent du reste de la céramique. En effet, il est modélisé par un solide aux propriétés thermiques du tungstène dans ce modèle thermique. Les vias en tungstène modifient donc bien le gradient de température et pourraient créer des concentrations de contraintes supplémentaires. Cependant, le rayon du via ne semble pas modifier le gradient de température dans cette direction.

Figure 3.30, on visualise les contraintes principales autour du même via. Ces contraintes sont dues aux gradients de température et aux contraintes résiduelles modélisées. On observe que le long de la ligne (0), à l'état initial, c'est-à-dire avant la présence du gradient thermique, les contraintes sont symétriques par rapport à la mi-épaisseur du substrat. Dans la seconde couche du substrat, la ligne (0) traverse en son centre le via. Or, mécaniquement, le via est un trou. Les contraintes entre 254 et 508  $\mu\text{m}$  de la ligne (0) relient donc linéairement la première et la troisième couche et n'ont pas de valeur physique. Sous chargement thermique, en revanche, la contrainte diminue dans la première couche (de 0 à 254  $\mu\text{m}$ ), là où la température est la plus élevée, et augmente dans la troisième couche (de 508 à 762  $\mu\text{m}$ ), là où la température est la plus basse, comme expliqué Section 2.3 Page 186. On retrouve cette diminution de contrainte le long de la ligne (1). Cependant, entre 3.75 et 4.25 mm, une légère diminution de contrainte apparaît à l'état initial. C'est la présence du via qui engendre cette variation de contrainte. Or, elle disparaît en présence du gradient de température. Le long de la ligne (2), en revanche, la diminution de

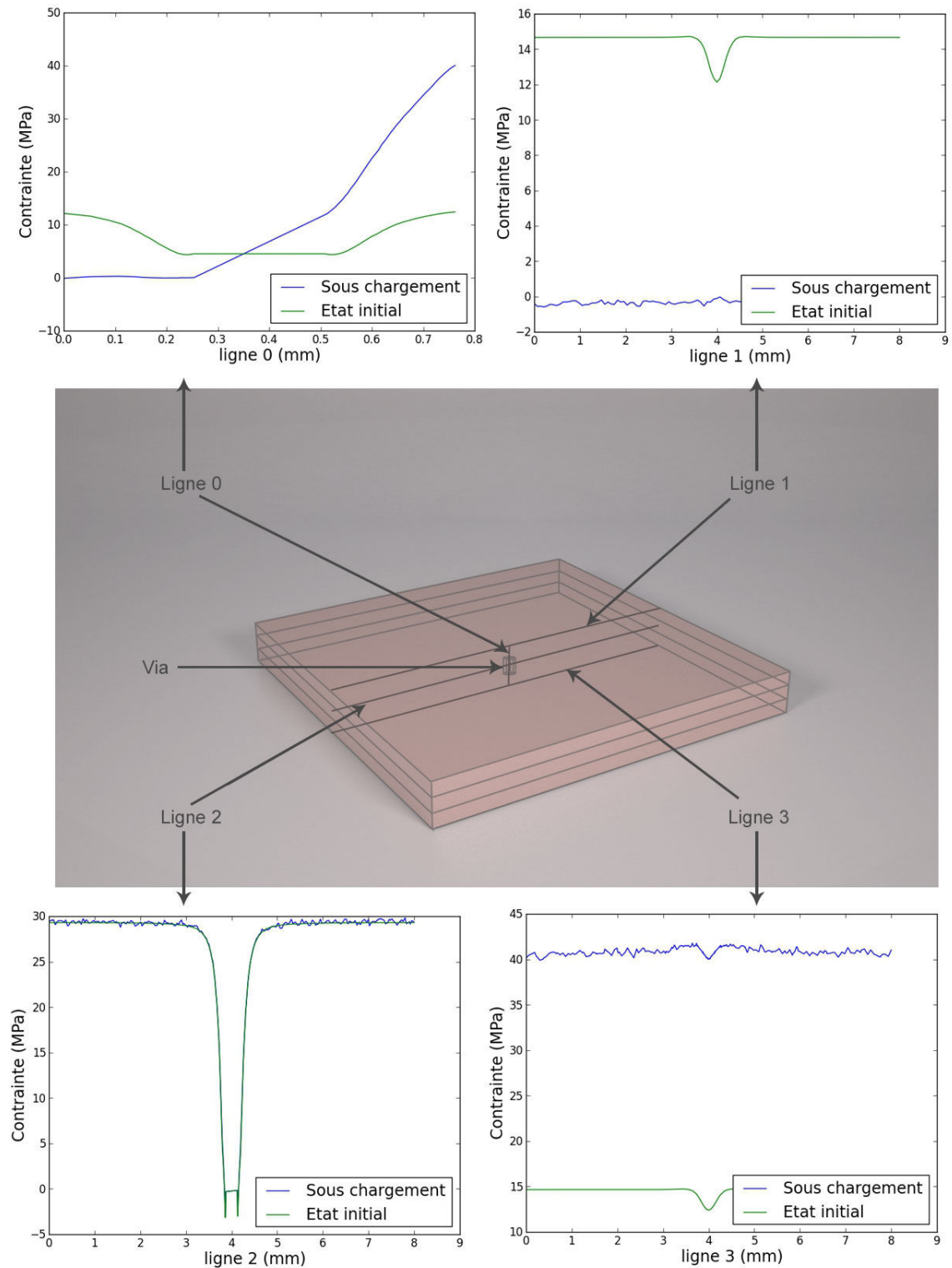


FIGURE 3.30 – Représentation du modèle et gradients de contraintes autour d’un via de 250 μm.

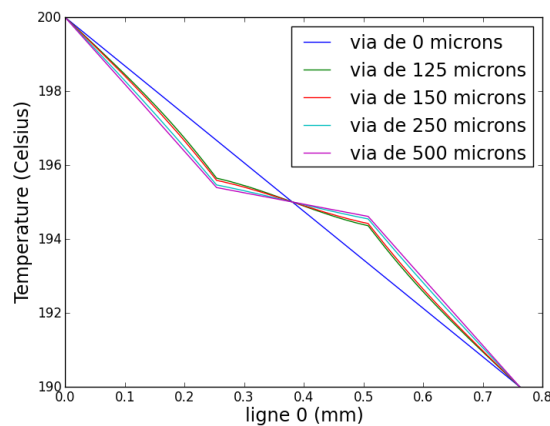


FIGURE 3.31 – Gradient de température observé en traversant le via selon la ligne (0) que l'on peut observer sur le schéma de la Figure 3.30.

contrainte est grande au niveau du via, et concerne l'état initial comme le substrat sous chargement. En effet, le via étant un trou, on observe un fort gradient de contraintes autour du via. Ce type de contrainte aura une influence sur la probabilité de rupture du substrat. Enfin, le long de la ligne (3), la contrainte augmente en présence du gradient de température et, tout comme pour la ligne (1), la diminution de contrainte à l'état initial due au via disparaît aussi en présence du gradient thermique.

Le gradient de température modifie donc le gradient de contraintes, comme on peut l'observer Figure 3.32. On observe que le long de la ligne (0), la contrainte ne varie pas vraiment selon le rayon d'un via. En revanche, la présence d'un via diminue l'influence des contraintes résiduelles. Le long de la ligne (2), on observe que le gradient de contraintes sur le bord du via est similaire. Il est peut-être légèrement plus doux pour les vias aux rayons plus grands.

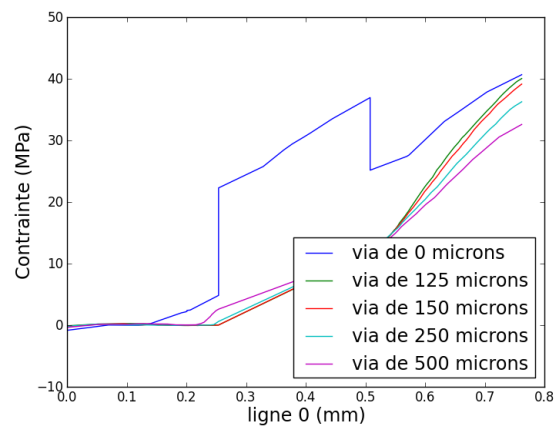
Dans chaque couche, un gradient de contraintes propre apparaît. La présence de via engendre non seulement des contraintes autour du via, mais on peut aussi voir que cet effet dépend de la direction des contraintes résiduelles qui modifient fortement la forme du champ de contraintes.

### 3.1.4 Probabilité de rupture en fonction du rayon des vias

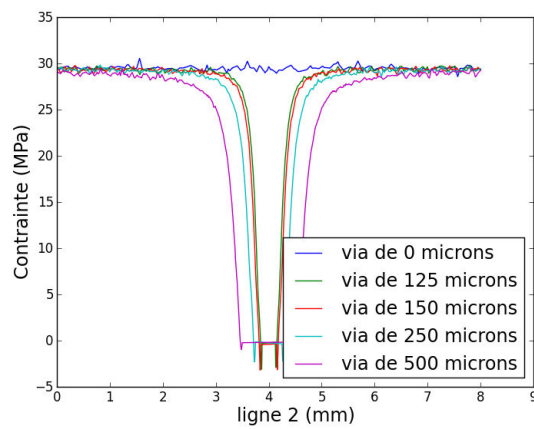
Nous faisons donc varier le rayon du via dans le modèle. Dans la réalité, les vias ont deux tailles : 125  $\mu\text{m}$  et 85  $\mu\text{m}$ . Nous n'avons pas pu effectuer de calcul pour les vias de 85  $\mu\text{m}$  de rayon car les calculs étaient trop lourds. Cependant, pour observer l'influence du rayon du via sur la probabilité de rupture, nous avons fait des simulations pour des vias de rayon variant de 125 à 500  $\mu\text{m}$ .

Pour observer l'effet de ce paramètre, nous avons déjà observé son influence sur le champ de température et sur le champ de contrainte. Maintenant, nous allons comparer les probabilités de rupture en fonction du rayon du via. On pourra ainsi identifier le rayon





(a)



(b)

FIGURE 3.32 – Gradient de contrainte observé en traversant des vias de différents rayons selon (a) la ligne (0) et (b) la ligne (2) que l'on peut observer sur le schéma de la Figure 3.30.

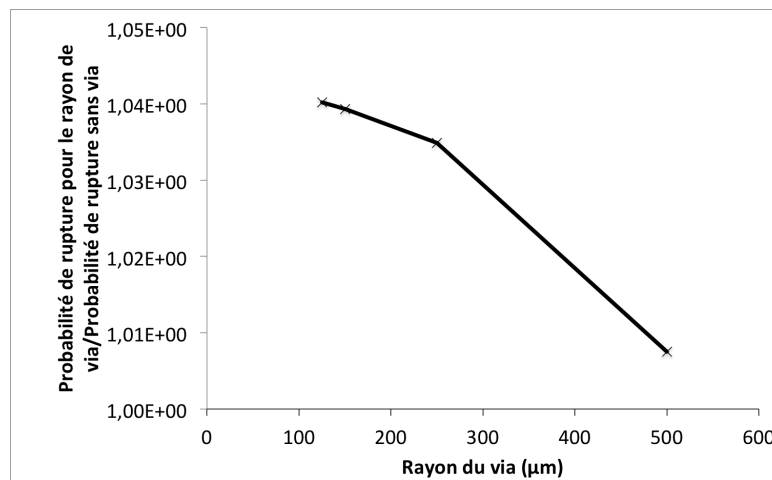


FIGURE 3.33 – Probabilité de rupture du modèle en fonction du rayon du via.

de via permettant une plus faible probabilité de rupture du substrat. Nous pouvons voir Figure 3.33 la probabilité de rupture du modèle avec via adimensionnée par la probabilité de rupture du modèle sans via en fonction de la taille de ce via. La plus basse probabilité de rupture est obtenue en l'absence de via. Cependant, plus le rayon du via augmente, plus la probabilité de rupture du modèle diminue. Il semble donc qu'aux rayons de via choisis, ce soit le gradient de contraintes qui ait le plus d'effet sur la probabilité de rupture et non le volume d'éléments sollicités.

On a montré qu'il y avait une diminution de la probabilité de rupture du substrat avec l'augmentation de la taille de via. Mais cela est valable pour des vias de rayon supérieur à 125 µm et inférieur à 500 µm. Par la suite, nous allons observer la probabilité de rupture en fonction de la distance entre via.

## 3.2 Effet de la distance entre vias

Nous venons donc d'évaluer la probabilité de rupture en fonction de la taille d'un via. Nous allons maintenant nous intéresser à l'effet de la distance entre deux vias. Entre ceux-ci, les champs de contraintes créés peuvent interagir. Nous évaluerons ici la probabilité de rupture du substrat en faisant évoluer la distance entre vias pour les probabilités de rupture.

### 3.2.1 Étude qualitative

La position des vias les uns par rapport aux autres est importante pour la fiabilité du substrat. Tout d'abord, nous avons vu précédemment que la présence d'un via dans un substrat sollicite amorce la présence de contraintes dans un cercle de rayon  $d$  autour de lui. Si maintenant, nous mettons deux vias dans un même substrat, et s'ils sont séparés d'une distance de plus de  $2 \rightarrow d$ , alors les deux vias devraient avoir peu d'effet l'un sur l'autre. De plus, le fait d'avoir deux bords libres (parois de vias) si proches l'un de l'autre

peut libérer un degré de liberté et probablement relâcher des contraintes. En revanche, si les deux vias se rapprochent, les concentrations de contraintes vont s'ajouter l'une à l'autre.

En plus de cela, les vias sont des lieux de température plus élevés car le tungstène est meilleur conducteur que la céramique. On ne sait pas de quelle manière cela modifiera la probabilité de rupture. Le champ de température et de contraintes peuvent être très différents selon la distance entre vias. Plus les vias sont proches, plus la température est homogène et moins il y a de gradient. Or la modification des gradients de température et donc de contraintes modifie la probabilité de rupture. Cela implique que la température proche des vias est plus élevée que dans le reste du substrat. En éloignant les vias, les gradients seront plus intenses et les contraintes seront plus élevées localement. Une étude numérique est nécessaire pour montrer l'effet de la distance entre deux vias.

### 3.2.2 Mise en place du modèle et des paramètres

Comme nous l'avons appliqué Section 3.1 Page 191, nous reprenons ici un modèle similaire avec un gradient de température de 10 C (de 190 à 200 C) dans l'épaisseur des trois couches. Pour le modèle par éléments finis, un calcul en deux dimensions n'aurait pas suffi. Lorsque plusieurs vias sont présents, et avec l'anisotropie des contraintes résiduelles, le problème devient tridimensionnel. Comme précédemment, on simplifie le gradient en imposant la température de part et d'autre des vias et en ne mettant que trois couches de céramique. On suppose que les couches au-dessus et en-dessous de ce modèle ne sont pas perturbées par les vias.

Nous choisissons un rayon de via parmi ceux utilisés couramment par *Egide* égal à 125  $\mu\text{m}$ . Initialement, nous avons deux vias dans un substrat de trois couches. La sollicitation thermique du substrat est dans la direction de l'axe  $y$  de la Figure 3.34. Les contraintes résiduelles sont dans les directions des axes  $x$  et  $z$ . Cependant, les contraintes résiduelles sont symétriques par rapport au plan  $xy$  et  $yz$ . De plus, il y a une symétrie géométrique avec ces plans, entre les vias et en passant par les centres des deux vias. Ce sont donc les deux symétries que l'on a utilisé dans ce modèle. On peut voir Figure 3.34 la présence de ces conditions limites de symétrie. En effet, les temps de calculs étaient longs. Il a donc fallu optimiser le modèle pour ne pas avoir trop de calculs et pour mailler au mieux le modèle. Pour tous les schémas de cette section, la surface du modèle à gauche correspond à la symétrie entre les deux vias.

Comme précédemment, le maillage doit être affiné autour des vias. Cependant, nous ne connaissons pas le champ de contraintes entre les deux vias. Les éléments doivent donc être assez fins pour capter les gradients dans cette zone. Pour cela, nous avons tenté plusieurs maillages. Cependant, plus la distance entre les vias est grande, plus le nombre d'éléments augmente et cela prolonge le temps de calculs. De plus, nous n'avons pu mailler avec Abaqus le substrat pour des vias distants de plus de 750  $\mu\text{m}$ . Nous avons donc choisi les valeurs de distance séparant les vias comprises entre 250  $\mu\text{m}$  et 750  $\mu\text{m}$  pour observer au mieux l'effet des distances entre vias. En effet, lors de la conception du substrat, on sait que les distances entre les centres de vias doivent être au minimum de 15

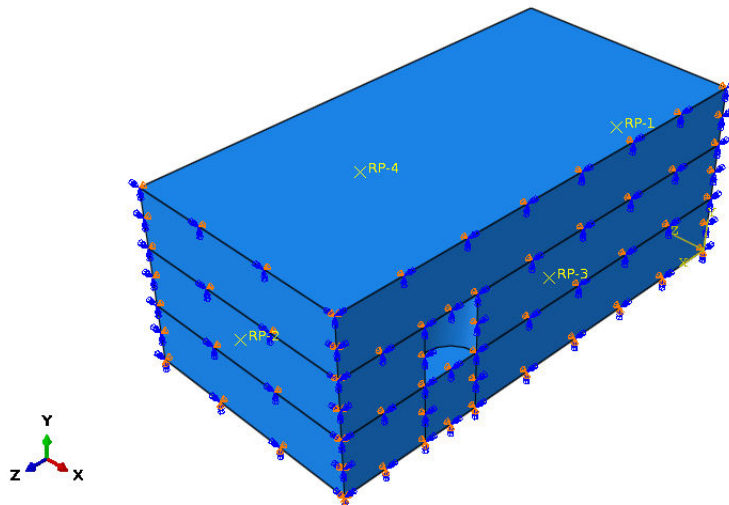


FIGURE 3.34 – Modèle utilisé pour observer l'effet de distance entre vias avec la présence de conditions aux limites de symétrie.

fois le diamètre du via. Si ce n'est pas le cas, il y a risque de rupture lors de la fabrication du substrat. Nous souhaitons choisir les distances possibles entre vias, où il y aura un effet d'un via sur l'autre. Nous avons supposé qu'au delà de quatre fois la taille du via, on néglige son influence sur le champ de contraintes, hors contraintes résiduelles. Quant aux vias distants de plus de 2 mm, nous avons considéré dans un premier temps qu'ils sont seuls. En effet, a priori la distance empêche une interaction des champs de contraintes créés par la présence seule des concentrations de contraintes.

Nous récapitulons les hypothèses et choix effectués pour le modèle décrit Tableau 3.4. Pour calculer la probabilité de rupture de ce modèle, il faudra multiplier la probabilité de rupture de ce quart de substrat par quatre.

### 3.2.3 Probabilité de rupture en fonction de la distance entre deux vias

Cette étude nous permet d'obtenir des champs de contraintes pour différentes distances entre les vias du substrat. Cela permet d'analyser les gradients de contraintes pouvant apparaître et se modifier selon la distance séparant les vias.

Il faut toutefois prendre en compte l'influence des contraintes résiduelles selon leur direction par rapport à la direction de l'alignement des vias. En effet, l'état de compression ou de traction de la couche portant les vias influencera le champ des contraintes, et les probabilités de rupture seront différentes. Figure 3.35, on peut voir les différents champs de contraintes entre les vias dans les deux cas. Et l'on observe bien une différence du champ de contrainte dans le substrat en fonction du choix de direction des contraintes résiduelles.

On calcule ensuite, d'après le modèle de cette section la probabilité de rupture en fonction de la distance séparant les deux vias. Son effet sur la probabilité de rupture est indiqué Figure 3.36. On y observe la probabilité de rupture du modèle adimensionné par

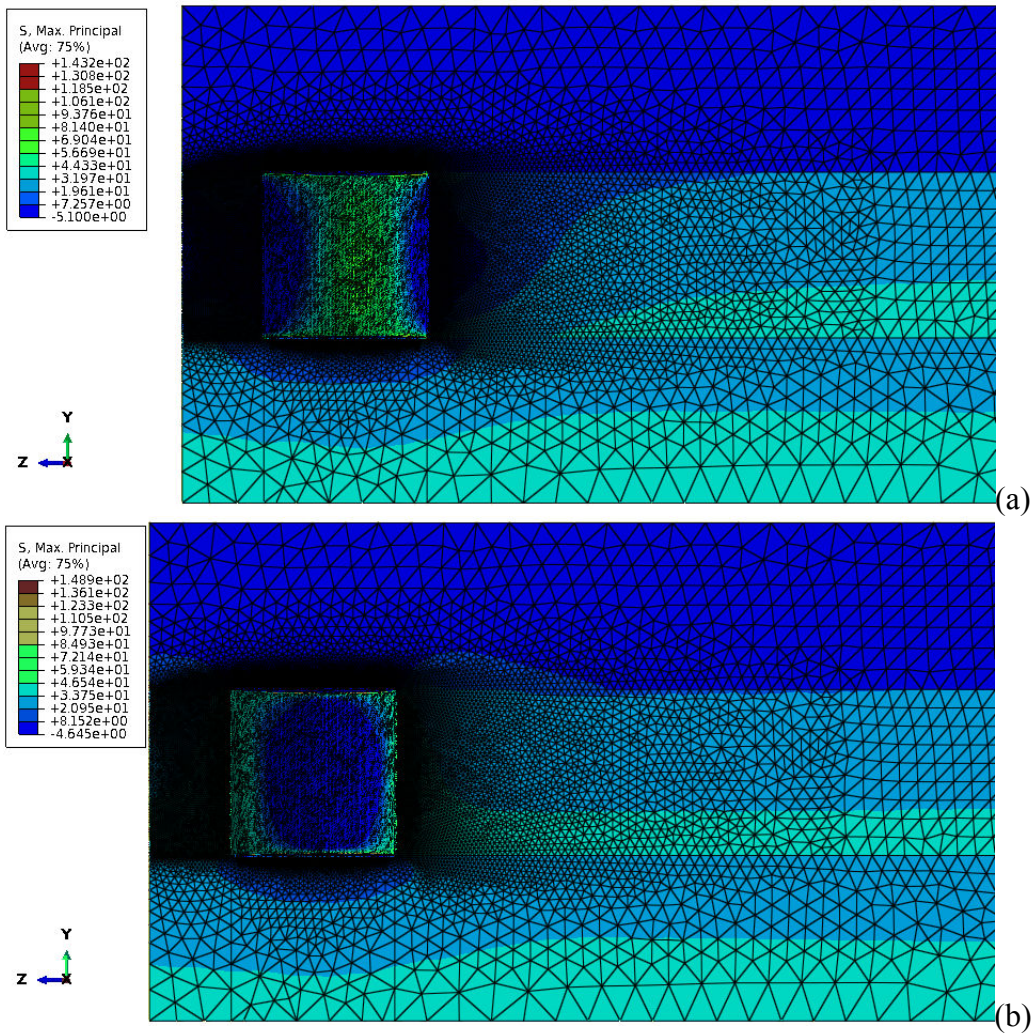


FIGURE 3.35 – Champs de contraintes entre deux vias dans les deux configurations de contraintes résiduelles : (a) Les contraintes résiduelles sont dans la direction z dans la couche du milieu, (b) Les contraintes résiduelles sont dans la direction x dans la couche du milieu.

Type d'hypothèse	Choix effectué
Géométrie	Modèle en trois dimensions avec deux symétries dans les plans orthogonaux aux axes x et z ; sous-modèle constitué de trois couches de céramique
Matériau(x) considéré(s)	Alumine et présence de deux vias de tungstène
Sollicitation	Gradient de température : température de la surface supérieure 200 C et de la surface inférieure 190 C
Conductivités thermiques	Conductivité thermique de l'alumine constante en fonction de la température : $35 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$ ; Conductivité thermique du tungstène en fonction de la température
Dilatation thermique	Dilatation thermique de l'alumine en fonction de la température ; Pas de tungstène considéré mécaniquement
Comportement mécanique	Comportement élastique de l'alumine, module d'Young constant en fonction de la température : 400 MPa ; Pas de tungstène considéré mécaniquement
Maillage	Éléments tétraèdres de taille $0,07 \text{ mm}$ ; raffiné autour des vias

TABLE 3.4 – Résumé des hypothèses et choix effectués pour un modèle de substrat contenant deux vias sollicités par un gradient de température.

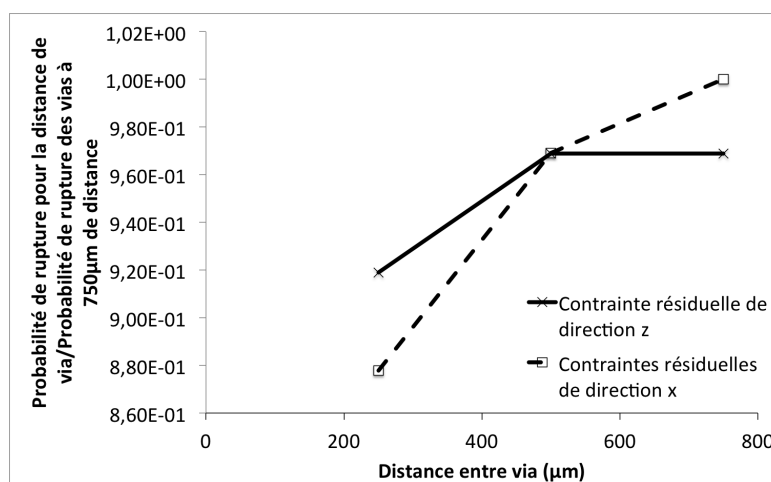


FIGURE 3.36 – Probabilité de rupture du modèle en fonction de la distance entre les deux vias pour les deux configurations de contraintes résiduelles.

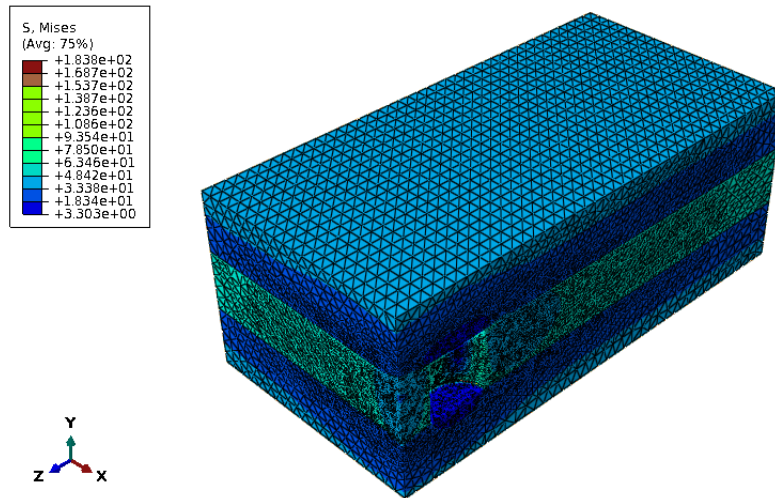


FIGURE 3.37 – Modèle utilisé pour observer l’effet de distance entre vias sur la probabilité de rupture.

la probabilité de rupture du modèle pour des vias distants de  $750 \mu\text{m}$  et des contraintes résiduelles dans la direction  $x$  dans la couche du milieu en fonction de la distance entre via.

Nous n’avons pas pu écarter sur le modèle les vias suffisamment pour qu’il n’y ait pas d’effet de l’un sur l’autre. Nous ne pouvons donc pas considérer le cas où le modèle a deux vias que l’on peut considérer seuls. On peut cependant observer que plus la distance séparant les vias est grande plus le substrat risque de rompre. Mais ces probabilités de rupture semblent se stabiliser à partir d’une certaine distance entre vias, et pour les deux configurations de contraintes résiduelles. Cette évaluation de la probabilité de rupture s’explique sans doute par l’homogénéisation de la température et des contraintes entre deux vias proches ainsi que le relâchement des contraintes dues à la présence des bords libres des deux vias que l’on observe Figure 3.37 sur la surface de gauche du modèle. En effet, cette surface représente la symétrie entre les deux vias. On y observe une diminution des contraintes de Von Mises qui proviennent probablement du relâchement des contraintes.

## 4 Conclusions sur le dimensionnement du substrat

Dans ce chapitre, nous voulions modéliser les chargements subis par le substrat afin de déterminer les paramètres optimums pour sa fiabilité.

Nous avons en premier lieu étudié avec des calculs simples l’effet de taille de couches et de gradients sur les probabilités de rupture. La taille des couches de substrat joue faiblement sur la probabilité de rupture. La configuration de taille de couches choisie ne semble pas diminuer la probabilité de rupture. Cependant, les probabilités observées sont inférieures à  $10^{-14}\%$ , ce qui est négligeable. Il pourra y avoir un plus gros impact lorsque

les contraintes résiduelles s'ajoutent à un gradient de contraintes suffisamment fort. En effet, lorsque la contrainte du matériau est proche de la contrainte de moyenne de Weibull, une faible variation de contrainte peut avoir une influence remarquable sur la probabilité de rupture. Comme cela dépend des gradients de contraintes, nous avons observé leur influence sur les probabilités de rupture. On a pu constater que sur un ensemble de gradients, seuls quelques gradients ont une probabilité de rupture moyenne. De plus, nous avons observé que la discrétisation jouait un rôle important pour obtenir une probabilité de rupture réaliste. C'est pourquoi il faut que le maillage soit assez fin pour avoir les variations du champ de contraintes de manière fine et donc les probabilités de rupture correspondantes à ces variations.

Ensuite, nous avons décrit les hypothèses de modélisation du substrat, qu'elles soient thermiques ou mécaniques. Pour cela, nous avons utilisé les essais précédents, mais nous avons aussi utilisé des données provenant de la bibliographie pour compléter celles que nous n'avions pas. Il aurait été intéressant d'identifier nous-même tous les paramètres matériaux, en fonction de la température. Cependant, nous n'avons pas eu le temps de les effectuer, sachant qu'il fallait aussi par la suite modéliser le substrat. Pour le choix des lois de comportement, nous nous sommes donc appuyés sur ce qui nous semblait le plus réaliste dans notre étude.

Il a aussi fallu optimiser le maillage du modèle et pour cela nous nous sommes appuyés sur le remaillage automatique proposé par Abaqus. Nous aurions pu aussi effectuer la modélisation thermomécanique du substrat à l'aide de données matériaux de la littérature afin de déterminer les caractéristiques prépondérantes à identifier. Cependant, nous nous attendions à observer des comportements différents de la littérature lors des essais. Je n'ai donc pas anticipé l'étude numérique de manière assez poussée avant les essais. Cela nous permet cependant d'observer les différents champs de température et de contraintes.

De ces champs de contraintes, nous avons identifié le gradient vertical de température comme étant le plus représentatif des sollicitations dans tout le substrat. Il nous a permis de mettre en évidence que la taille de rayon de via entre 125 et 500  $\mu\text{m}$  et la distance entre vias, entre 250 et 750  $\mu\text{m}$ , agissaient sur la présence et l'intensité des gradients de contraintes. Nous les avons ainsi fait varier. La taille de rayon de via intervient dans la probabilité de rupture du substrat. Plus les vias sont grands, plus la probabilité de rupture diminue. Enfin, la distance entre vias joue aussi un rôle dans la probabilité de rupture. Cette dernière diminue lorsque les vias se rapprochent. Il aurait été intéressant d'observer l'influence de la température sur la probabilité de rupture pour un modèle avec un via et un modèle avec deux vias. En effet, la dissipation thermique du tungstène dépend de la température et la variation du gradient de température donnerait peut-être des évolutions plus ou moins douces de probabilité en fonction de la taille des vias et de la distance entre deux vias.

La taille des couches de céramique n'a donc pas d'influence sur la probabilité de rupture du substrat. En effet, les gradients de contraintes du substrat ne génèrent pas de probabilité de rupture notable. On sait que la taille des couches de substrat aurait légèrement influencé les contraintes résiduelles, mais que cette variation de contrainte se faisant sur des intensités de contrainte en dessous de la contrainte moyenne de Weibull, l'effet sur



le probabilité de rupture aurait été faible. Pour optimiser au mieux la fiabilité du substrat, nous avons donc observé qu'il fallait des vias plutôt grands. De manière similaire, nous avons montré que diminuer la distance entre vias permettait de fiabiliser le substrat. Ce sont ces règles de dimensionnement que nous avons identifiées dans cette étude afin de fiabiliser le substrat pour des températures données.

# Conclusion générale

L'objectif que nous avons dans cette étude du projet MEMPHIS était d'analyser la fiabilité d'une structure multicouche HTCC en céramique et en métal utilisée par *Schlumberger* dans des têtes de forage et par *EADS-Astrium* dans des satellites. Cette structure est un substrat d'électronique de puissance sous chargement thermique environnemental. Nous souhaitons émettre des règles de dimensionnement pour celui-ci.

En premier lieu, nous nous sommes appuyés sur l'étude de [Pietranico, 2010] et aux risques de défaillance des substrats électroniques sur lesquels il avait travaillé. Nous avons donc déterminé qu'il existe trois types de défaillance à étudier : la rupture statistique, la délamination des couches d'alumine ou au niveau des pistes de tungstène et la fissuration au niveau des lieux de concentrations de contraintes, tels que les vias. Ces défaillances devaient être étudiées puis simulées pour des chargements de fatigue.

Si nous avons pu, il aurait été intéressant de mener des essais sollicitant un substrat représentatif du substrat final utilisé par échauffement de la puce ou par échauffement global du substrat dans une enceinte thermique. Bien que ce type d'essais soit lourd et coûteux, ils nous auraient permis de valider les types de défaillance que peut subir le substrat.

Nous avons observé le comportement thermique, mécanique, à rupture et en fatigue de ses matériaux constituants à l'échelle du micron. On a ainsi identifié le comportement de l'alumine comme étant élastique-fragile ainsi que sa dilatation thermique et son comportement de fatigue. Pour connaître leurs intensités, les contraintes résiduelles de la structure ont été quantifiées et un modèle a été mis en place. On a tenté de caractériser le tungstène. Nous avons constaté que ni la fissuration, ni le délaminage n'auraient lieu au niveau des pistes de tungstène pour les gammes d'efforts d'utilisation. Il n'avait pas de comportement mécanique différent de l'alumine à ces gammes d'efforts. De même, nous n'avons pas observé d'endommagements ou de dégradations du tungstène.

L'objectif initial était d'avoir des comportements thermomécaniques dépendant de la température. Cependant, nous n'avons pas forcément eu le temps, les moyens ou l'idée de la méthode pour identifier ces comportements sur le moment. Pour la dissipation thermique, nous ne nous en sommes pas occupés car nous étions concentrés sur les essais mécaniques. Cependant, il peut exister des méthodes pour la mesurer en fonction de la température. En ce qui concerne la dilatation thermique, nous avons pu l'identifier en fonction de la température. La machine effectuant la TMA pouvant exercer un effort par

compression, il semble possible d'identifier un module d'Young en fonction de la température dans le four. Cependant, lors de l'étude, mes connaissances de la machine n'étaient pas suffisantes pour faire varier l'effort exercé sur les éprouvettes ni si c'était possible. Avec les éprouvettes utilisées en TMA, il peut être posé la question de la représentativité volumique des éprouvettes et, sachant que les efforts exercés jusqu'à présent avec cette machine étaient de la compression, il peut être posé la question de la symétrie du comportement en compression et en traction. Pour les essais de rupture et de fatigue, les effectuer dans une enceinte thermique à plus d'une centaine de degrés pourrait permettre de savoir si la température peut modifier le comportement de l'alumine.

Durant l'évaluation du comportement élastique de l'alumine, on a observé une dépendance du module d'Young en fonction des efforts exercés. Cependant, afin de s'affranchir de cette dépendance, nous avons considéré les modules d'Young les plus hauts pour considérer les contraintes les plus élevées. On pourrait affiner, dans une étude ultérieure, le comportement élastique de la céramique en évaluant cette dépendance.

Le comportement à rupture modélisé par la loi de Weibull a pu être effectué. Cependant, les volumes effectifs considérés sont trop grands par rapport aux tailles d'éléments des modèles. Une caractérisation de la loi de Weibull pour des volumes effectifs plus fins encore permettrait d'obtenir une probabilité de rupture valide dans le premier modèle au minimum.

Pour étudier les contraintes résiduelles que nous avons supposé, nous avons fait des hypothèses sur leur origines et le processus de fabrication. Pour commencer, il serait intéressant d'effectuer des mesures par ultrasons, rayons X ou neutrons pulsés sur un substrat constitué d'une simple couche de céramique, de deux couches de céramique et de plus de deux couches de céramiques afin d'observer si l'on retrouve différentes déformations résiduelles de fabrication à très faible échelle (microstructure, échelle cristalline...). En effet, nos hypothèses supposent que les contraintes résiduelles n'apparaissent pas dans un substrat avec une couche, qu'elles peuvent apparaître dans les substrats de deux couches et qu'elles sont présentes pour un substrat avec plusieurs couches. Cela pourrait être une validation de la présence de contraintes résiduelles. De plus en gardant les hypothèses d'apparition des contraintes résiduelles faites dans cette étude, excepté celles négligeant les contraintes résiduelles lors des essais de flexions trois points, nous pourrions améliorer notre évaluation des contraintes résiduelles dans l'alumine  $Al_2O_3$ . Cela nécessiterait d'évaluer les coefficients de Weibull en même temps que les contraintes résiduelles de fabrication. Enfin, une modélisation plus proche des processus physiques réels de la fabrication des substrats pourrait permettre de prendre en compte de manière plus fine les contraintes résiduelles de fabrication.

L'étude du comportement de fatigue de l'alumine s'appuie sur trois types d'éprouvettes : deux types d'éprouvettes ont subi un chargement de fatigue différent et le dernier type n'a pas subi de chargement en fatigue préalable. Nous avons vu un effet sur la loi de Weibull. En effet, les contraintes de ruptures augmentent lorsque les éprouvettes ont survécu au chargement en fatigue. Nous avons choisi de garder la même probabilité de rupture que les éprouvettes n'ayant pas subi de chargement de fatigue. Cela ne respecte pas l'évolution observée, mais permet de ne pas sous-estimer la contrainte à rupture.

Scientifiquement, il serait intéressant d'observer pour des éprouvettes ayant subi d'autre chargements en fatigue préalable plus finement cette évolution et la proportion d'éprouvettes qui cassent durant le chargement en fatigue préalable. Cependant, notre évaluation reste suffisante car conservatrice.

Lors des essais mécaniques cycliques sur les éprouvettes avec du tungstène, nous n'avons pas pu observer de comportement que l'on peut attribuer au tungstène de pistes de manière sûre. Afin de s'assurer du comportement de ce tungstène et de son interface, nous pourrions affiner l'identification du comportement à l'aide de nouveaux essais cycliques assistés par corrélation d'images, comme pour les essais quasi-statiques effectués sur les éprouvettes. Pour tirer profit des fissures de ces éprouvettes, nous pourrions demander des éprouvettes similaires, mais sans couches de tungstène, dont on connaîtrait le sens de raclage pour prendre en compte les éventuelles contraintes résiduelles. Il s'agirait alors de les solliciter jusqu'à rupture en chargement statique et de contrôler la fissuration avec le chargement en fatigue. Ces essais de fissuration de la céramique pourraient être effectués avec des prises d'images ayant un meilleur cadrage que les images de cette éprouvette dans l'étude, pour observer plus finement les fissures.

Grâce à ces caractérisations, nous avons pu modéliser, tout d'abord avec des modèles simplifiés, le substrat. Cela nous a permis de comprendre l'influence des contraintes résiduelles et des gradients de contraintes sur la fiabilité du substrat. Par la suite, nous avons pu modéliser le comportement du substrat à l'aide d'un logiciel par éléments finis. Cela nous a permis d'étudier les répartitions de température et par ce biais, les contraintes mécaniques. Grâce à cela, nous avons pu évaluer les gradients de contraintes et les concentrations de contraintes dus à la présence de vias. En effet, ils peuvent influencer sur la rupture du substrat. Les dimensions et distances entre vias ont alors été étudiées et observées. Nous en avons donc déterminé les dimensionnements possibles. Grâce aux modèles de fiabilité, on a donc pu étudier ce substrat sous des chargements représentatifs du fonctionnement.

De façon complémentaire, un essai de fatigue sur un véhicule test pourrait nous confirmer les défaillances expérimentales. En effet, les modélisations ont été effectuées mais aucun modèle n'a été validé par des essais correspondants.

Nous nous sommes appuyés sur des études précédentes en électronique sur le même type de sujet, des études mécaniques propres aux défaillances étudiées, de nos identifications et de nos champs de contraintes calculés. Nos résultats sont des probabilités de rupture en fonction des positions, ainsi que des tailles et distances de vias et des tailles de couches. La probabilité de rupture du véhicule test dépend de la taille des couches, de la taille des vias, et des distances entre vias. Elle est au maximum de l'ordre de  $10^{-9}\%$  à  $10^{-8}\%$ , ce qui est très faible et semble garantir une durée de vie satisfaisante pour les applications envisagées. Cependant, la loi de Weibull utilisée a été identifiée pour des volumes d'éléments supérieurs aux éléments du modèle, c'est donc les tendances qu'il faut considérer plus que les valeurs.

Les règles de dimensionnement que nous avons pu dégager sont les suivantes :

- Pour notre substrat, les tailles des couches ne semblent pas influencer la probabilité de rupture.

- Entre 125 et 500  $\mu\text{m}$  de rayons, plus les vias sont larges, plus la probabilité de rupture du substrat est faible.
- Lorsque la distance séparant deux vias est comprise entre 250 et 750  $\mu\text{m}$ , plus les vias sont proches, plus la probabilité de rupture est faible.

En revanche, la configuration de taille de couches choisies ne semble pas améliorer la fiabilité si l'on compare ces tailles à des épaisseurs de céramique homogènes. Cependant, l'influence des contraintes résiduelles sur la rupture est faible car les gradients de contraintes dans le substrat engendrent de faibles probabilités de rupture. Nous avons donc pu donner les règles de dimensionnement pour le substrat céramique HTCC afin d'assurer un fonctionnement fiable pour sa durée de vie.

Devant la très faible probabilité de rupture du substrat, une étude des modèles pour des températures supérieures aux chargements indiqués dans le projet MEMPHIS avec des lois de comportement dépendantes de la température et une loi de Weibull pour des volumes effectifs plus fins auraient pu nous permettre de donner une température d'utilisation maximum.

Un autre développement ultérieur de l'étude correspondrait à une prise en compte des dissipations du courant dans les pistes et vias de tungstène. En effet, lorsque le courant passe, des gradients de températures peuvent se créer par effet Joule et complexifier encore le champ de contraintes. Or, le champ de contraintes est un paramètre de la loi de Weibull que l'on a adapté à notre étude.

# Bibliographie

- [Ayatollahi et Bagherifard, 2009] AYATOLLAHI , M. R. et BAGHERIFARD , S. (2009). Numerical analysis of an improved DCDC specimen for investigating mixed mode fracture in ceramic materials. *Computational Materials Science*, 46:180–185.
- [Baudet, 2012] BAUDET , D. (2012). MEMPHIS : project presentation. *In CCT CNES*.
- [Bazant *et al.*, 1991] BAZANT , Z. P., XI, Y. et REID, S. G. (1991). Statistical size effect in quasi-brittle structures : I. is weibull theory applicable ? *Journal of Engineering Mechanics*, 117(11):2609–2622.
- [Belahcene, 2002] BELAHCENE , F. (2002). Détermination des contraintes résiduelles par méthode ultrasonore. *Techniques de l'ingénieur*, Innovations en analyses et mesures.
- [Bermejo *et al.*, 2011] BERMEJO , R., SUPANCIC , P., KRALEVA , I., MORRELL , R. et DANZER , R. (2011). Strength reliability of 3d low temperature co-fired multilayer ceramics under biaxial loading. *Journal of the European Ceramic Society*, 31:745–753.
- [Bouarroudj *et al.*, 2007] BOUARROUDJ , M., KHATIR , Z., OUSTEN , J., BADEL , F., DUPONT , L. et LEFEBVRE , S. (2007). Degradation behavior of 600v–200a IGBT modules under power cycling and high temperature environment conditions. *Microelectronics Reliability*, 47(9-11):1719–1724.
- [Braux, 2013] BRAUX , B. (2013). MEMPHIS. *In Aéronov Astech*.
- [Buttay, 2010] BUTTAY , C. (2010). Modules et boîtiers de puissance (packaging). Rapport technique D3116, Techniques de l'Ingénieur.
- [Cardarelli, 2008] CARDARELLI , F. (2008). *Materials Handbook*. Springer London, 3 édition.
- [Chabane, 2013] CHABANE , D. (2013). Caractérisation des pertes des composants semi-conducteurs à grand gap : GaN. Master 2 :electronique, electrotechnique et automatique, SATIE - ENS CACHAN Laboratoire des Systèmes et Application des Technologies de l'Information et de l'Energie, 61, avenue du Président Wilson, 94235 CACHAN CEDEX (France).
- [Chung et Simons, 1968] CHUNG , D. H. et SIMONS , G. (1968). Pressure and temperature dependences of the isotropic elastic moduli of polycrystalline alumina. *Journal of Applied Physics*, 39(11):5316.

- [Cognard, 2003] COGNARD , P. (2003). *Collage des composites*. Ed. Techniques Ingénieur.
- [Coulomb, 1773] COULOMB , C. A. (1773). Sur une application des règles de maximis et minimis a quelques problèmes de statique relatifs a l'architecture. *Mémoires de Mathématique et de Physique, Académie Royale des Sciences*, 7(1773):343–382.
- [Debernardi *et al.*, 2001] DEBERNARDI , A., A LOUANI , M. et DREYSSÉ , H. (2001). Ab initio thermodynamics of metals : Al and w. *Physical Review B*, 63(6):7.
- [Decup, 2010] DECUP , M. (2010). *Impact des procédés industriels de traitement sur les propriétés diélectriques des substrats d'Alumine utilisés dans les modules de commutation haute tension*. Génie électrique, électronique et télécommunications, univ. Toulouse, Laboratoire Laplace, site UPS, UMR 5213.
- [Degallaix *et al.*, 2007] DEGALLAIX , S., ILSCHNER , B., BOUSSUGE , M. et CHAIX , J.-M. (2007). *Traité des Matériaux : Tome 2, Caractérisation expérimentale des matériaux : propriétés physiques, thermiques et mécaniques*. PPUR, Lausanne.
- [Dionnet, 1993] DIONNET , B. (1993). *Influence des contraintes sur l'oxydation dans l'air à haute température d'alliages réfractaires*. Limoges.
- [Duboz, 1999] DUBOZ , J.-Y. (1999). Matériaux semi-conducteurs à grand gap III-v à base de GaN. *Techniques de l'ingénieur*, E1995:1–24.
- [Dupont, 2006] DUPONT , L. (2006). *Contribution à l'étude de la durée de vie des assemblages de puissance dans des environnements haute température et avec des cycles thermiques de grande amplitude*. ELECTRONIQUE – ELECTROTECHNIQUE – AUTOMATIQUE, École normale supérieure de Cachan-ENS Cachan, SATIE - ENS CACHAN/CNRS/UMR 8029 61, avenue du Président Wilson, 94235 CACHAN CEDEX (France).
- [Echsler *et al.*, 2004] ECHSLER , H., MARTINEZ , E. A., SINGHEISER , L. et QUADAKERS , W. (2004). Residual stresses in alumina scales grown on different types of fe–cr–al alloys : effect of specimen geometry and cooling rate. *Materials Science and Engineering : A*, 384(1-2):1–11.
- [Egide, 2006] EGIDE (2006). Egide solution de boîtiers hermétiques.
- [Evans et Charles, 1976] EVANS , A. G. et CHARLES , E. A. (1976). Fracture toughness determinations by indentation. *Journal of the American Ceramic society*, 59(7-8):371–372.
- [Evans *et al.*, 1976] EVANS , A. G., CHESNUTT , J. C. et NADLER , H. (1976). Quasi-static solid particle damage in brittle solids - 2 Indentation friction. *Acta Metallurgica*, 24:867–870.
- [Evans et Hutchinson, 1994] EVANS , A. G. et HUTCHINSON , J. W. (1994). The thermo-mechanical integrity of thin films and multilayers. *Aeta metall, mater.*, 43(7):2507–2530.
- [Evans et Wilshaw, 1976] EVANS , A. G. et WILSHAW , T. R. (1976). Quasi-static solid particle damage in brittle solids - 1 Observations, analysis and implications. *Acta Metallurgica*, 24:939–956.

- [François *et al.*, 1993] FRANÇOIS, D., PINEAU, A. et ZAOUÏ, A. (1993). *Comportement mécanique des matériaux 2 : viscoplasticité, endommagement, mécanique de la rupture, mécanique du contact*. Hermes, 14, rue Lantiez, 75017 Paris, 1993 édition.
- [Glandus et Boch, 1984] GLANDUS, J. C. et BOCH, P. (1984). Uncertainty on the mean strength and weibull's modulus of an alumina batch as a function of the number of samples. *Journal of materials science letters*, 3(1):74–76.
- [Goetz *et al.*, 2012] GOETZ, M., LEHMEIER, B., KUHN, N. et MEYER, A. (2012). Silicon Nitride Substrates for Power Electronics. *In PCIM Europe*, pages 8–10.
- [Guillon et Ollagnier, 2010] GUILLON, O. et OLLAGNIER, J.-B. (2010). Recovery strain of ceramics during sintering. *Journal of the European Ceramic Society*, 30(15):3041–3046.
- [Haussonne *et al.*, 2005] HAUSSONNE, J.-M., CARRY, C., BOWEN, P. et BARTON, J. (2005). *Céramique et verres : Principes et techniques d'élaboration*, volume 16 de *Traité des matériaux*. Presses polytechniques et universitaires romandes.
- [Hayashi *et al.*, 2000] HAYASHI, H., WATANABE, M. et INABA, H. (2000). Measurement of thermal expansion coefficient of  $\text{LaCrO}_3$ . *Thermochimica acta*, 359(1):77–85.
- [Huntz *et al.*, 2006] HUNTZ, A., MARÉCHAL, L., LESAGE, B. et MOLINS, R. (2006). Thermal expansion coefficient of alumina films developed by oxidation of a FeCrAl alloy determined by a deflection technique. *Applied Surface Science*, 252(22):7781–7787.
- [Hust et Giarratano, 1975] HUST, H. G. et GIARRATANO, P. J. (1975). Thermal conductivity and electrical resistivity. standard reference materials : Tungsten SRM's 730 and 799 from 4 to 3000k. Standard Reference Materials 260-52, National Bureau of Standards, National Bureau of Standards, Boulder, Colorado 80302.
- [Irwin, 1957] IRWIN, G. R. (1957). Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. *Journal of Applied Mechanics*, pages 361 – 364.
- [Irwin, 1968] IRWIN, G. R. (1968). Linear fracture mechanics, fracture transition, and fracture control. *Engineering Fracture Mechanics*, 1(2):241–257.
- [Islam *et al.*, 2011] ISLAM, R. A., BICHURIN, M. et PRIYA, S. (2011). Structure–property relationships of near-eutectic  $\text{BaTiO}_3\text{--CoFe}_2\text{O}_4$  magnetoelectric composites. 23/08/2011.
- [Ju *et al.*, 1994] JU, S. H., KUSKOWSKI, S., SANDOR, B. I. et PLESHEA, M. E. (1994). Creep-Fatigue Damage Analysis of Solder Joints. *In* SCHROEDER, S. A. et MITCHELL, M. R., éditeurs : *Fatigue of Electronic Materials*, pages 1–21. ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959.
- [Kirsch, 1898] KIRSCH, G. (1898). The effect of circular holes on stress distributions in plates. *Zeitschrift Des Vereines Deutscher Itig*.
- [Kübler, 1993] KÜBLER, J. (1993). Mécanische charakterisierung von hochleistungs-keramik festigkeitsuntersuchung. *Report No. EMPA-Nr. 129'747*, pages pp. 77–88. Swiss Federal Laboratories for Materials Testing and Research.



- [Le Coz, 2009] LE COZ, C. (2009). Packaging plastique. *Technique de l'Ingénieur*, E3405:14.
- [Lee et Kingery, 1960] LEE, D. et KINGERY, W. (1960). Radiation energy transfer and thermal conductivity of ceramic oxides. *Journal of the American Ceramic Society*, 43(11):594–607. WOS :A1960WX42800009.
- [Lemaitre et al., 2007] LEMAITRE, J., BOUCARD, P.-A. et HILD, F. (2007). *Résistance mécanique des solides : matériaux et structures*. Dunod, Paris.
- [Lemaitre et Chaboche, 2004] LEMAITRE, J. et CHABOCHE, J.-L. (2004). *Mécanique des matériaux solides*. 2nd. Dunod, paris dunod édition.
- [Lesoult, 2010] LESOULT, G. (2010). *Traité des matériaux : Tome 5, Thermodynamique des matériaux : De l'élaboration des matériaux à la genèse des microstructures*. PPUR, Lausanne.
- [Massiot, 2013] MASSIOT, M. (2013). Project overview and high temperature packaging development. In *ATW on thermal management*.
- [Matin et al., 2007] MATIN, M. A., THEEVEN, J. G. A., VELLINGA, W. P. et GEERS, M. G. D. (2007). Correlation between localized strain and damage in shear-loaded Pb-free solders. *Microelectronics Reliability*, 47(8):1262–1272.
- [Morice, 2014] MORICE, E. (2014). *Fissuration dans les matériaux quasi-fragiles : approche numérique et expérimentale pour la détermination d'un modèle incrémental à variables condensées*. THESE, École normale supérieure de Cachan - ENS Cachan.
- [Msolli, 2011] MSOLLI, S. (2011). *Modélisation thermomécanique de l'assemblage d'un composant diamant pour l'électronique de puissance haute température*. Génie mécanique, mécanique des matériaux, Institut National Polytechnique de Toulouse.
- [Munro, 1997] MUNRO, R. G. (1997). Evaluated material properties for a sintered alpha-alumina. *Journal of the American Ceramic Society*, 80(8):1919–1928.
- [Musikant, 1990] MUSIKANT, S. (1990). *What everyone engineering have to known about ceramics*. Marcel Dekker, Inc.
- [Muskhelishvili, 1953a] MUSKHELISHVILI, N. I. (1953a). *Singular Integral*. Equations.
- [Muskhelishvili, 1953b] MUSKHELISHVILI, N. I. (1953b). Some basic problems of the mathematical theory of elasticity, translated by m. Radok, P. Noordhoff, Editor Groningen, Holland.
- [Neuber, 1946] NEUBER, H. (1946). *Theory of notch stresses*. JW Edwards.
- [Nishijima et al., 1965] NISHIJIMA, T., KAWADA, T. et I SHIHATA, A. (1965). Thermal conductivity of sintered UO<sub>2</sub> and al<sub>2</sub>o<sub>3</sub> at high temperatures. *Journal of the American Ceramic Society*, 48:31–34. WOS :A1960WX42800009.
- [Oukaour et al., 2010] OUKAOUR, A., TALA-IGHIL, B., POUDEROUX, B., TOUNSI, M., BOUARROUDJ -BERKANI, M., LEFEBVRE, S. et BOUDART, B. (2010). Ageing defect detection on IGBT power modules by artificial training methods based on pattern recognition. *Microelectronics Reliability*, 51:386–391.

- [Peterson, 1943] PETERSON , R. E. (1943). Application of stress concentration factors in design. *Proceedings of SESA*, 1:118.
- [Pietranico, 2010] PIETRANICO , S. (2010). *Analyse de matériaux pour la modélisation des mécanismes de défaillance dans les modules électroniques de puissance*. Electronique, electrotechnique et automatique, École normale supérieure de Cachan-ENS Cachan, SATIE/LMT ENS CACHAN/CNRS/UMR 8029/8535 61, avenue du Président Wilson, 94235 CACHAN CEDEX (France).
- [Pietranico et al., 2009] PIETRANICO , S., POMMIER, S., LEFEBVRE, S., KHATIR, Z. et BONTEMPS, S. (2009). Characterisation of power modules ceramic substrates for reliability aspects. *Microelectronics Reliability*, 49:1260–1266.
- [Roca et Araiza, 2010] ROCA, P. et ARAIZA , G. (2010). Shear response of brick masonry small assemblages strengthened with bonded FRP laminates for in-plane reinforcement. *Construction and Building Materials*, 24(8):1372–1384.
- [Rupil, 2013] RUPIL , J. (2013). *Multifissuration en fatigue uniaxiale et biaxiale de l'acier inoxydable 304L*. Thèse de doctorat, ENS-Cachan.
- [Saint-Gobain, 2006] SAINT-GOBAIN (2006). SVI indentation vickers.
- [Seidel et al., 1995] SEIDEL , J., CLAUSSEN , N. et RÖDEL , J. (1995). Reliability of alumina ceramics : Effect of grain size. *Journal of the European Ceramic Society*, 15:395–404.
- [Taine et al., 2008] TAINE , J., IACONA , E. et PETIT , J.-P. (2008). *Transferts thermiques : introduction aux transferts d'énergie : cours et exercices d'application : [L3, master, écoles d'ingénieurs]*. Dunod.
- [Toth et al., 2013] TOTH, F., RAMMERSTORFER , F. G., CORDILL , M. J. et FISCHER , F. D. (2013). Detailed modelling of delamination buckling of thin films under global tension. *Acta Materialia*, 61(7):2425–2433.
- [van Vliet et van Mier, 2000] van VLIET , M. R. A. et van MIER, J. G. M. (2000). Experimental investigation of size effect in concrete and sandstone under uniaxial tension. *Engineering Fracture Mechanics*, 65(2):165–188.
- [Weibull, 1951] WEIBULL , W. (1951). A statistical distribution function of wide applicability. *Journal of Applied Mechanics*, pages 293–297.
- [Westergaard, 1939] WESTERGAARD , H. M. (1939). Bearing pressures and cracks. *Journal of Applied Mechanics Trans.*, pages 49–53.
- [Xie et al., 2011] XIE, Z., XUE, W., CHEN, H. et HUANG, Y. (2011). Mechanical and thermal properties of 99% and 92% alumina at cryogenic temperatures. *Ceramics International*, 37(7):2165–2168.
- [Yang et al., 2014] YANG, H., ZHANG, P., PEI, Y., ZHANG, Z. et DE HOSSON, J. T. M. (2014). In situ bending of layered compounds : The role of anisotropy in  $\text{Ti}_2\text{AlC}$  micro-cantilevers. *Scripta Materialia*, 89:21–24.

- [Yao *et al.*, 3 10] YAO, H.-Y., YUN, G.-H. et FAN, W.-L. (2013-10). Size effect of the elastic modulus of rectangular nanobeams : Surface elasticity effect. *Chinese Physics B*, 22(10):106201.
- [Zhang *et al.*, 1999] ZHANG, S., XIE, H., ZENG, X. et HING, P. (1999). Residual stress characterization of diamond-like carbon coatings by an x-ray diffraction method. *Surface and Coatings Technology*, 122:219–224.