



**HAL**  
open science

# Etude de l'endommagement en fatigue d'alliages d'aluminium brasés pour échangeurs thermiques automobiles

Aurélien Buteri

► **To cite this version:**

Aurélien Buteri. Etude de l'endommagement en fatigue d'alliages d'aluminium brasés pour échangeurs thermiques automobiles. Matériaux. INSA de Lyon, 2012. Français. NNT : 2012ISAL0077 . tel-01080904

**HAL Id: tel-01080904**

**<https://theses.hal.science/tel-01080904>**

Submitted on 6 Nov 2014

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

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

Thèse

Etude de l'endommagement en fatigue d'alliages  
d'Aluminium brasés pour échangeurs thermiques  
automobiles

présentée devant  
L'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon

pour obtenir  
le grade de docteur

Ecole doctorale : Matériaux de Lyon.  
Spécialité : Matériaux

par  
Aurélien BUTERI  
Soutenue le 14 Septembre 2012 devant la Commission d'Examen

**Jury**

Michel SUERY	Président du jury
Anne-Françoise GOURGUES	Rapporteur
Eric CHARKALUK	Rapporteur
Jean-Yves BUFFIÈRE	Directeur de thèse
Damien FABRÈGUE	Directeur de thèse
Elodie PERRIN	Partenaire Industriel
Anne-Gaëlle NOUMET-VILLEMIANE	Invitée



# Table des matières

<b>I</b>	<b>Contexte de l'Étude</b>	<b>1</b>
I.1	Le projet ELiSE (Endurance Limite Simulée des Echangeurs) . . . . .	1
I.2	Les échangeurs thermiques appliqués au domaine de l'automobile . . . . .	2
I.2.1	Le circuit de refroidissement . . . . .	3
I.2.2	Le radiateur de refroidissement . . . . .	4
I.2.2.a	Constitution d'un radiateur de refroidissement . . . . .	4
I.2.2.b	Mécanismes d'échanges thermiques . . . . .	4
I.3	Le procédé de brasage . . . . .	6
I.3.1	Principe . . . . .	6
I.3.2	Le brasage fort appliqué aux échangeurs thermiques . . . . .	7
I.3.2.a	Métal de base pour brasage fort . . . . .	7
I.3.2.b	Métal d'apport et flux pour brasage fort . . . . .	7
I.3.3	Le brasage sous flux Nocolok® . . . . .	8
I.3.3.a	Principe et caractérisation du flux . . . . .	8
I.3.3.b	Protocole industriel de brasage . . . . .	10
I.4	Sollicitations en service des radiateurs de refroidissement . . . . .	11
I.4.1	Les phénomènes de corrosion . . . . .	12
I.4.2	Les sollicitations thermo-mécaniques . . . . .	13
I.4.2.a	Origine et analyse des sollicitations thermomécaniques . . . . .	13
I.4.2.b	Etat de l'art . . . . .	15
<b>II</b>	<b>Techniques Expérimentales</b>	<b>19</b>
II.1	Caractérisation matière . . . . .	19
II.1.1	Préparations et attaques métallographiques avant microscopie optique . . . . .	19
II.1.1.a	Oxydation anodique . . . . .	19
II.1.1.b	Attaque Keller . . . . .	20
II.1.2	Microscopie Electronique à Balayage . . . . .	20
II.1.2.a	Fractographie . . . . .	21
II.1.2.b	Analyse de la microstructure . . . . .	21
II.1.2.c	Traction in-situ . . . . .	21
II.1.3	Tomographie par rayons X . . . . .	23
II.1.3.a	Principe général . . . . .	24
II.1.3.b	Echelle mésoscopique . . . . .	24
II.1.3.c	Echelle microscopique . . . . .	26
II.2	Essais mécaniques . . . . .	28

II.2.1	Fatigue sur éprouvette . . . . .	28
II.2.2	Fatigue sur configuration tube/collecteur . . . . .	30
II.3	Caractérisation de l'endommagement . . . . .	32
II.3.1	Corrélation d'images numériques . . . . .	32
II.3.1.a	Principe . . . . .	32
II.3.1.b	Dispositif expérimental . . . . .	36
II.3.1.c	Protocole expérimental et traitement des images . . . . .	37
	Préparation des éprouvettes . . . . .	37
	Acquisition des images . . . . .	37
	Traitement des images . . . . .	38
II.3.2	Stéréo-corrélation d'images numériques . . . . .	38
II.3.2.a	Principe . . . . .	38
II.3.2.b	Dispositif expérimental . . . . .	40
II.3.2.c	Protocole expérimental et traitement des images . . . . .	40
	Préparation des éprouvettes . . . . .	40
	Calibration du dispositif . . . . .	40
	Acquisition des images . . . . .	41
	Traitement des données . . . . .	41
II.4	Protocole expérimental global . . . . .	42
<b>III Caractérisation des Matériaux Etudiés</b>		<b>45</b>
III.1	Caractéristiques générales . . . . .	45
III.1.1	Configurations matières . . . . .	45
III.1.2	Procédé de fabrication . . . . .	47
III.1.3	Procédé de brasage . . . . .	48
III.1.4	Propriétés mécaniques générales . . . . .	48
III.2	Influence du procédé de brasage . . . . .	50
III.2.1	Microstructure générale . . . . .	50
III.2.2	Structure de solidification du placage 4045 . . . . .	56
III.2.2.a	Joint de brasage . . . . .	56
III.2.2.b	Goutte de Placage Résiduel - GPR . . . . .	57
III.2.3	Représentativité des éprouvettes de fatigue . . . . .	61
III.3	Conclusion . . . . .	63
<b>IV Mécanismes d'endommagement en fatigue</b>		<b>67</b>
IV.1	Etat de l'art . . . . .	67
IV.1.1	Accommodation du matériau . . . . .	68
IV.1.2	Amorçage des fissures de fatigue . . . . .	70
IV.1.3	Propagation des fissures de fatigue . . . . .	71
IV.1.4	Influence de l'épaisseur des éprouvettes . . . . .	75
IV.2	Endommagement en fatigue - Résultats . . . . .	81
IV.2.1	Courbes de Wöhler . . . . .	82
IV.2.2	Mécanismes d'endommagement des matériaux non-brasés . . . . .	85
IV.2.2.a	Fortes contraintes . . . . .	85
i	- Données issues de la corrélation d'images . . . . .	85
ii	- Etude des faciès de rupture . . . . .	86
IV.2.2.b	Faibles contraintes . . . . .	87
i	- Données issues de la corrélation d'images . . . . .	87

ii - Etude des faciès de rupture . . . . .	88
IV.2.2.c Conclusion sur l'endommagement des matières non brasées . . .	90
IV.2.3 Mécanismes d'endommagement des matériaux brasés . . . . .	90
IV.2.3.a Configuration Matériaux 1 . . . . .	92
i - Données issues de la corrélation d'images . . . . .	92
ii - Données issues de la stéréo-corrélation d'images . . . . .	99
iii - Identification des mécanismes d'amorçage - Rôle de la micro- structure . . . . .	102
j - Identification des mécanismes de propagation . . . . .	108
jj - Etude des faciès de rupture . . . . .	112
k - Conclusion - Endommagement en fatigue CM1-B . . . . .	117
IV.2.3.b Configuration Matériaux 0 . . . . .	119
i - Données issues de la stéréo-corrélation d'images . . . . .	119
ii - Identification des mécanismes d'amorçage - Rôle de la micro- structure . . . . .	124
iii - Identification des mécanismes de propagation . . . . .	127
iii - Etude des faciès de rupture . . . . .	128
IV.2.3.c Conclusions sur l'endommagement des matières brasées . . . . .	133
<b>V Influence des GPRs sur la tenue en fatigue</b>	<b>135</b>
V.1 Etude paramétrique des GPRs . . . . .	135
V.1.1 Morphologie générale des GPRs . . . . .	137
V.1.2 Morphologie des GPRs responsables de la fissuration (matière CM1-B) . .	141
V.1.3 Etude comparative des GPRs responsables de la fissuration (matière CM1- B) vis-à-vis des GPRs de la matière CM0-B . . . . .	144
V.2 Modélisation EF sur éprouvettes de fatigue réelles . . . . .	145
V.2.1 Paramètres d'étude & Lois de comportement . . . . .	147
V.2.2 Observations générales - Influence géométrique des GPRs . . . . .	150
V.2.3 Approche quantitative de l'influence géométrique des GPRs . . . . .	152
V.2.3.a <u>Hypothèse 1-</u> Epruvettes CM0-B vs. CM1-B . . . . .	152
V.2.3.b <u>Hypothèse 2-</u> Etude des GPRs responsables de la fissuration (CM1-B) . . . . .	156
V.3 Conclusion . . . . .	160
<b>VI Analyse et discussion des résultats</b>	<b>163</b>
VI.1 Mécanismes d'endommagement en fatigue . . . . .	163
VI.1.1 Avant brasage . . . . .	163
VI.1.2 Après brasage . . . . .	165
VI.1.2.a Amorçage des fissures de fatigue . . . . .	167
VI.1.2.b Propagation des fissures de fatigue . . . . .	175
VI.2 Essais de fatigue sur échangeurs thermiques . . . . .	179
<b>VII Conclusion générale</b>	<b>185</b>
VII.1 Amorçage des fissures de fatigue . . . . .	185
VII.2 Propagation des fissures de fatigue . . . . .	186
VII.3 Perspectives . . . . .	187
<b>Bibliographie</b>	<b>190</b>

<b>A</b>	<b>Préparation et traitement des données de modélisation EF</b>	<b>201</b>
<b>B</b>	<b>Influence géométrique des GPRs - Modélisation EF 2D</b>	<b>213</b>
B.1	Lois de comportement - Elasticité pure vs. élasto-plasticité . . . . .	213
B.2	Influence de la hauteur des GPRs . . . . .	215
<b>C</b>	<b>Détermination du lieu de fissuration en fatigue par thermographie IR</b>	<b>219</b>
C.1	Détermination des sources de chaleur . . . . .	220
C.1.1	Equation de la chaleur : problème 2D . . . . .	220
C.1.2	Lissage spatio-temporel . . . . .	220
C.2	Démarche expérimentale . . . . .	221
C.3	Résultats . . . . .	221
C.3.1	Champ de température . . . . .	221
C.3.2	Thermoélasticité . . . . .	222
C.3.3	Dissipation . . . . .	224
C.4	Conclusion . . . . .	226

# CHAPITRE I

## Contexte de l'Etude

### I.1 Le projet ELiSE (Endurance Limite Simulée des Echangeurs)

L'automobile, comme de nombreux autres domaines industriels, nécessite l'utilisation d'échangeurs thermiques permettant d'assurer au moteur des conditions de fonctionnement en température acceptables (autour de 90°C dans le cas d'un moteur de voiture). La fiabilité de ces échangeurs ne peut être négligée car ils assurent l'intégrité du moteur et peuvent être à l'origine de complications mécaniques importantes en cas de dysfonctionnement. De plus, l'emploi généralisé des systèmes de climatisation et la place grandissante accordée à ce confort explique l'intérêt porté à la fiabilité des échangeurs thermiques.

La maîtrise des divers modes d'endommagement des échangeurs thermiques devient dès lors un enjeu incontestable pour les industriels en charge de leur production, tant du point de vue matériaux, que du comportement général de la structure en service (influence du procédé d'assemblage, design,...). Dans ce contexte, la société Constellium, producteur d'aluminium et la société Valeo, équipementier automobile, ont mis en place un programme de recherche visant à améliorer l'endommagement en service des échangeurs thermiques : le projet ANR ELiSE. Celui-ci s'appuie sur deux partenaires universitaires : l'ENSTA<sup>1</sup> et l'INSA<sup>2</sup> de Lyon.

Ce projet de recherche a pour objectif principal la compréhension des mécanismes d'endommagement induits par les conditions d'utilisation. La permanente évolution des matériaux utilisés, notamment au travers de la diminution de leur épaisseur, mais également des designs, impose ce besoin constant de maîtriser les conditions d'utilisation et de comprendre les mécanismes d'endommagement afin d'offrir les meilleures solutions possibles aux constructeurs automobiles. Une attention plus particulière a été, jusqu'à maintenant, portée sur l'étude des mécanismes d'endommagement en corrosion des échangeurs car ceux-ci étaient considérés comme étant de premier ordre [1, 2]. Peu de travaux s'intéressent à la fatigue mécanique de ceux-ci. Cependant, de nombreux retour-garantie semblent aujourd'hui montrer qu'il s'agit d'un réel problème, dont l'effet est tout aussi néfaste que les problématiques de corrosion. De telles difficultés en fonctionnement sont directement reliées à la constante diminution des épaisseurs de composants des échangeurs thermiques. Celle-ci induit en effet une augmentation des contraintes internes pour des conditions en service identiques voir supérieures<sup>3</sup> et aboutit,

---

1. Ecole Nationale Supérieure des Techniques Avancées
2. Institut National des Sciences Appliquées
3. Nouvelle politique de "down-sizing"

au final, à une incompatibilité matière/design/process. Afin de déterminer au mieux les sources de cette incompatibilité, une approche globale a été souhaitée afin de prendre en compte l'intégralité des paramètres susceptibles d'intervenir dans l'endommagement en fatigue.

La démarche scientifique suivante a, en ce sens, été adoptée :

- **déterminer** les sollicitations mécaniques et thermiques mises en jeu au sein d'un échangeur en service,
- **définir** un protocole expérimental recréant au mieux les conditions de chargement réelles sur des éprouvettes de fatigue classiques,
- **caractériser et comprendre** les mécanismes d'endommagement aboutissant à la ruine du matériau dans ces conditions d'essais simplifiés,
- et enfin, **reproduire**, à l'échelle du laboratoire, les essais et sollicitations en service sur structure réelle.

Le but ultime de ce projet est de pouvoir s'appuyer sur les connaissances obtenues sur les mécanismes d'endommagement pour proposer des solutions (matériaux, procédés) afin d'augmenter la durée de vie des échangeurs. Une telle démarche, relative à l'endommagement en fatigue des échangeurs thermiques n'avait, à notre connaissance, jamais été menée.

Ce premier chapitre s'attache à fixer le cadre de l'étude menée. Après une rapide présentation des échangeurs thermiques utilisés dans le domaine de l'automobile, le procédé d'assemblage par brasage utilisé pour fabriquer les échangeurs sera présenté en détail. Une attention plus particulière sera ensuite portée sur les sollicitations mécaniques induites par le fonctionnement en service de telles structures.

## I.2 Les échangeurs thermiques appliqués au domaine de l'automobile

Dans un véhicule automobile, du fait de la combustion du carburant ou de divers frottements entre pièces, la montée en température du bloc moteur en service est inévitable. Cette dernière peut rapidement devenir source d'importantes dégradations si elle n'est pas correctement régulée. A contrario, une utilisation à trop basse température altère fortement le rendement ainsi que les performances du moteur. Une telle utilisation induit également une chute drastique de la durée de vie des pièces. La nécessité d'une bonne régulation en température est donc réelle et passe par l'utilisation de divers échangeurs thermiques dont le nombre varie de 2 à 5 selon les véhicules. Une telle différence s'explique par l'existence ou non d'un système de climatisation de l'habitacle. Toutefois, quel que soit l'échangeur considéré, la structure générale reste la même. Seuls le design, la géométrie des composants et la composition des alliages d'aluminium constitutifs évoluent en fonction des capacités thermiques souhaitées, de la nature des échanges thermiques et de la localisation de l'échangeur dans la partie moteur. Il en existe ainsi différents types selon l'utilité et les capacités de régulation thermique souhaitées. Pour la grande majorité des véhicules automobiles, les différents échangeurs présents dans les moteurs sont les suivants :

- un radiateur de refroidissement
- un radiateur de chauffage
- un refroidisseur d'air de suralimentation
- un condenseur
- un évaporateur

Les trois premiers échangeurs sont directement intégrés au circuit de refroidissement moteur (figure I.1). Alors que le radiateur de refroidissement, objet de notre étude, assure le maintien du moteur à une température optimale de fonctionnement, le radiateur de chauffage utilise la chaleur produite par le moteur pour chauffer l'habitacle. Le refroidissement des gaz d'échappement, parfois réinjectés dans le moteur afin d'augmenter le rendement du véhicule, est assuré par l'échangeur d'air de suralimentation ; sa présence dépend de l'âge et de la puissance moteur du véhicule.

Les deux derniers échangeurs appartiennent au circuit de climatisation susceptible d'équiper le véhicule. Leur rôle est cette fois intégralement tourné vers le confort et le bien-être des usagers au travers d'une régulation en température de l'habitacle, d'un contrôle de l'humidité et de la pureté de l'air ou encore d'une optimisation de la circulation de l'air et ce, indépendamment de la température moteur. Le circuit de climatisation de l'habitacle ne sera pas abordé dans la suite de l'étude.

Depuis une trentaine d'années, l'aluminium s'est imposé comme métal constitutif des échangeurs thermiques automobiles et a, de fait, remplacé les métaux tels que la fonte ou le cuivre utilisés jusque là pour leurs excellentes propriétés thermiques [3]. L'avènement de l'aluminium est en grande partie dû à ses plus faibles masse volumique et propriétés mécaniques spécifiques (ie. rapportées à la masse volumique) et donc au gain de poids des structures qu'il induit. Les échangeurs thermiques contribuent ainsi à respecter les nombreuses normes environnementales actuellement en vigueur, notamment celles obligeant les constructeurs automobiles à diminuer leurs émissions de CO<sub>2</sub>. Les alliages d'aluminium possèdent de plus une conductivité thermique tout à fait satisfaisante (un peu moins des 2/3 de celle du cuivre pur). La facilité de mise en forme de ces alliages, leur bonne tenue à la corrosion et leur prix assez stable du fait de leur relative abondance, sont autant de propriétés leur assurant une large utilisation.

Il existe à l'heure actuelle deux technologies de fabrication d'échangeurs thermiques que l'on peut distinguer selon le procédé d'assemblage utilisé. On trouve ainsi des échangeurs dont les composants sont assemblés mécaniquement, et d'autres dont l'assemblage est obtenu par un traitement thermique de brasage. La présente étude porte exclusivement sur le deuxième type d'échangeurs.

### **I.2.1 Le circuit de refroidissement**

Le circuit de refroidissement permet, dans un premier temps, le transfert de l'excès de chaleur du moteur au fluide caloporteur. Ce dernier dont la nature diffère selon les circuits considérés, est dans un second temps refroidi par des échanges de type air/air ou air/liquide avec l'environnement extérieur. Ce principe de fonctionnement reste le même quel que soit l'échangeur considéré.

D'un point de vue purement technique, le fluide caloporteur, aussi appelé liquide de refroidissement, est maintenu sous pression dans un circuit fermé. La pompe à eau, entraînée par la courroie de distribution moteur, permet d'accélérer la circulation de ce liquide en vue d'une optimisation des échanges thermiques avec les différents composants du circuit de refroidissement. La vanne thermostatique, située à proximité du moteur, permet elle une régulation du débit de liquide dans le système. Le radiateur de refroidissement est en charge à lui seul de la dissipation de 75% du bilan énergétique. Comme indiqué sur la figure I.1, le radiateur de refroidissement est associé à un groupe moto-ventilateur capable de faire circuler l'air plus rapidement

par convection et ce, afin de favoriser les échanges thermiques.

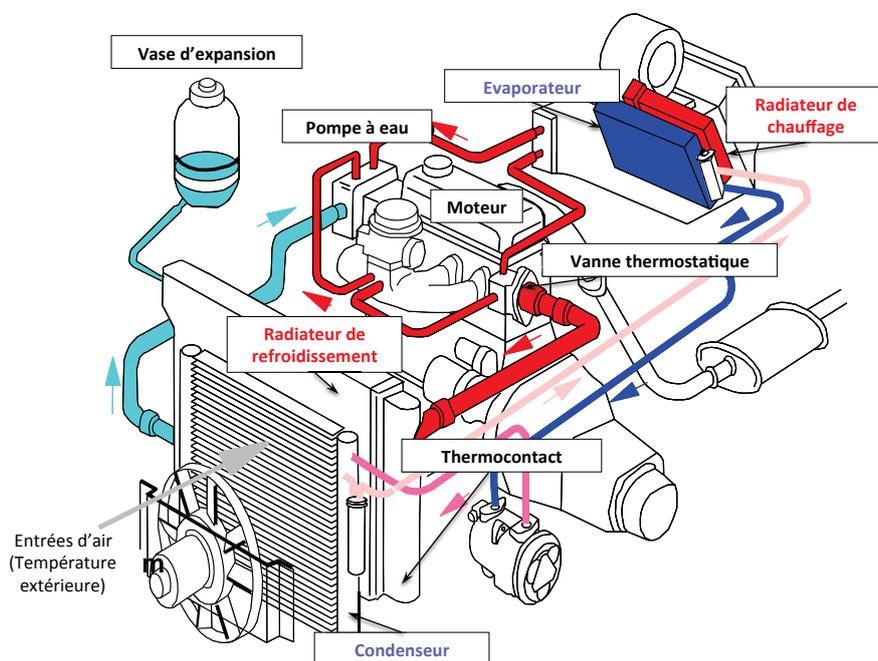


Figure I.1: Vue schématique d'un circuit de refroidissement moteur (sans refroidisseur d'air de suralimentation) associé à la boucle de climatisation.

## I.2.2 Le radiateur de refroidissement

### I.2.2.a Constitution d'un radiateur de refroidissement

La figure I.2-a présente une vue générale éclatée d'un radiateur de refroidissement de type brasé. Cette figure met en évidence les éléments assurant d'une part les échanges thermiques entre le fluide caloporteur et le milieu extérieur (tubes et intercalaires aussi appelé faisceau du radiateur (figure I.2)-b ), et d'autre part la tenue mécanique de l'échangeur (joues et collecteurs). Les joues assurent la bonne tenue de l'ensemble notamment en pression interne lors de phase de service mais également avant l'étape de brasage. La boîte, seul élément en polymère pour certains échangeurs thermiques, permet d'assurer l'étanchéité du dispositif grâce à un sertissage avec le collecteur.

### I.2.2.b Mécanismes d'échanges thermiques

Les échanges thermiques ont lieu en très grande majorité au sein du faisceau constituant le radiateur. Ces échanges peuvent être scindés en 3 étapes bien distinctes (figure I.3) :

1. Le fluide caloporteur transmet **par convection** l'excès de chaleur provenant du moteur à la paroi interne du tube. Dans certaines configurations d'échangeurs, des perturbateurs (dans les refroidisseurs d'air de suralimentation) ou des *dimples*, réalisés à partir de la surface extérieure des tubes (dans certains radiateurs de refroidissement), permettent d'augmenter l'aspect turbulent du fluide afin de favoriser les échanges.

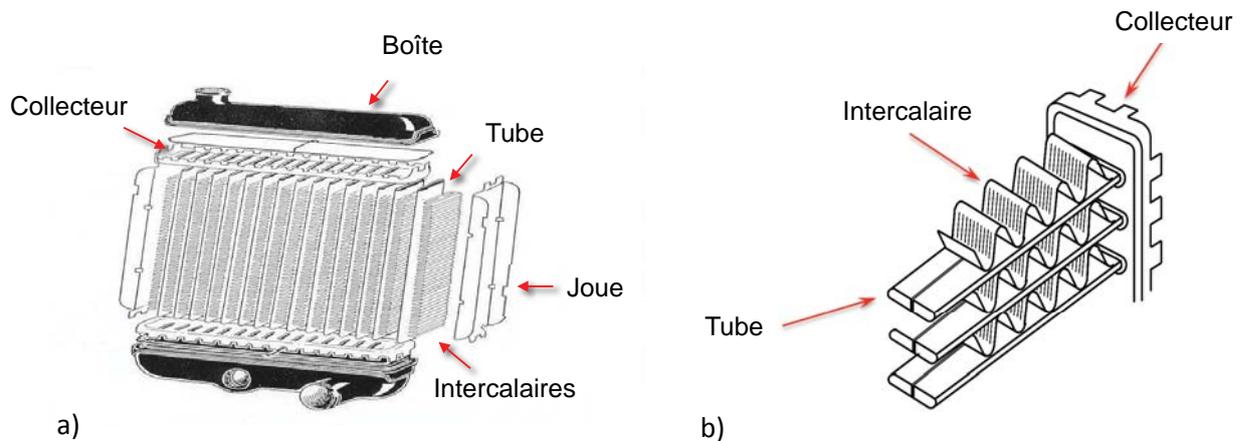


Figure I.2: Vue schématique éclatée -a) d'un radiateur de refroidissement [2] -b) d'un faisceau.

2. La chaleur transmise au tube se propage **par conduction** à travers l'épaisseur des tubes jusqu'aux intercalaires. Cette propagation est facilitée par le fort contact existant entre les composants induit par le procédé de brasage.
3. La paroi externe du tube ainsi que les intercalaires assurent enfin, **par convection**, le transfert de chaleur à l'air ambiant.

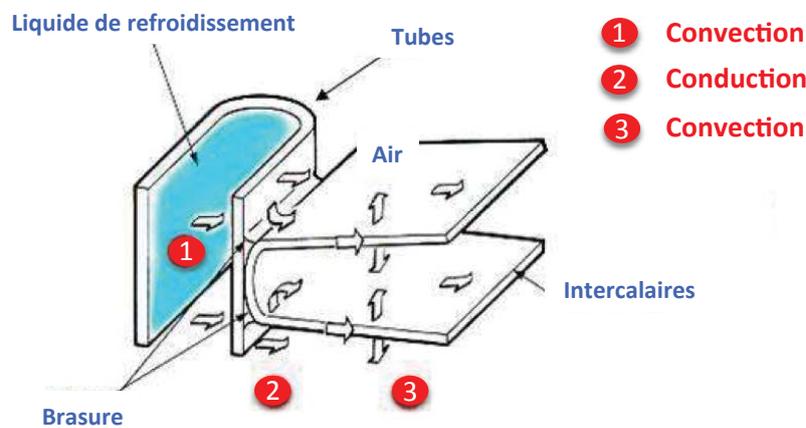


Figure I.3: Schéma de principe du refroidissement d'un échangeur thermique [2].

La particularité des échangeurs considérés dans cette étude réside à la fois en l'utilisation du phénomène de brasage comme procédé d'assemblage, mais également dans les faibles épaisseurs des tubes et des intercalaires mises en jeu. Ces deux paramètres interviennent tant d'un point de vue des matériaux, au travers d'importantes modifications microstructurales induites par les différentes étapes thermomécaniques d'assemblage, que d'un point de vue mécanique, du fait d'une influence de l'épaisseur du produit sur l'endommagement et la propagation des fissures de fatigue. Ces sujets seront principalement abordés dans le chapitre IV.

### I.3 Le procédé de brasage

Le nombre important de composants constitutifs des échangeurs thermiques, ainsi que la complexité des structures et les faibles dimensions mises en jeu, interdisent l'utilisation d'un procédé de soudage par point classique tel qu'il est couramment utilisé dans l'automobile [4, 5]. Selon la dimension des moteurs et, de fait, les contraintes induites en service, le choix peut-être fait d'utiliser un assemblage soit mécanique, soit par brasage. Ainsi pour des sollicitations en service assez faibles, l'assemblage mécanique s'avère le plus souvent suffisant et moins onéreux. Dans le cas des radiateurs de refroidissement, le procédé de brasage a été choisi du fait de leur grande dimension et des contraintes en pression qu'ils doivent tenir en service.

#### I.3.1 Principe

Le brasage est une opération consistant à assembler des pièces métalliques à l'aide d'un métal d'apport à l'état liquide dont les températures caractéristiques de liquidus et de solidus sont inférieures à celles des pièces à réunir (figure I.4). Le métal de base, mouillé par le métal d'apport à l'état liquide, ne participe pas, par fusion, à la construction du joint [6]. Dans le cas d'échangeurs thermiques, le métal d'apport est directement co-laminé au métal de base (voir chapitre III pour le descriptif du procédé de laminage utilisé) afin de permettre la création simultanée de plusieurs centaines de joints de brasage lors de la montée en température. Le métal d'apport ne se présente toutefois pas systématiquement sous cette forme ; Poudres ou fils peuvent également être utilisés. La figure I.5 illustre le phénomène de brasage au niveau d'un futur joint tube/intercalaire.

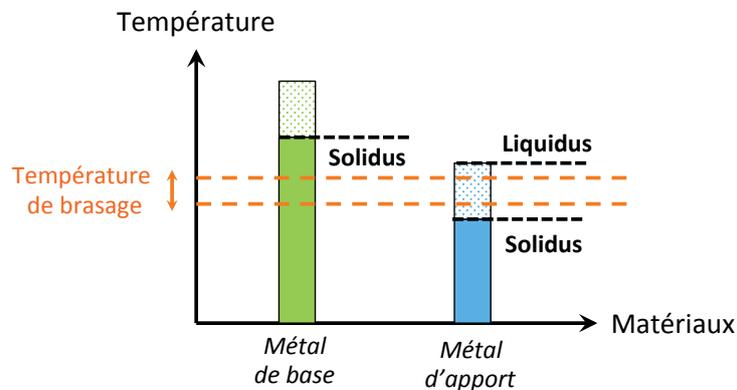
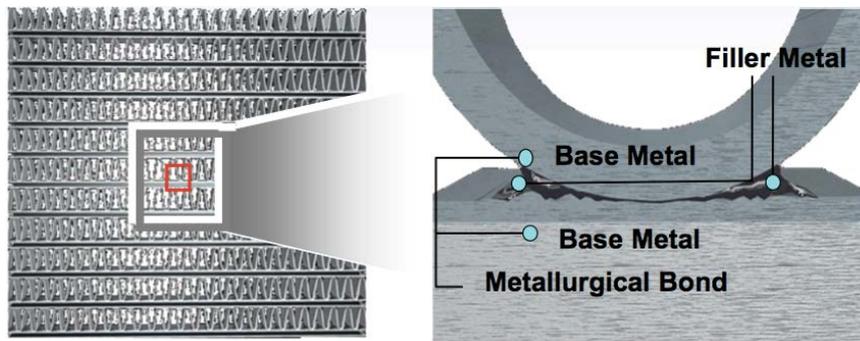


Figure I.4: Schéma des températures caractéristiques des matériaux de brasage [2].

La littérature distingue essentiellement deux types de brasage pour l'aluminium et ses alliages, selon les températures à atteindre lors du traitement thermique :

1. le brasage fort (*brazing*), utilisant un métal d'apport dont les températures de passage à l'état liquide sont supérieures à 425°C. Pour ce type de brasage, le métal d'apport est également un alliage d'aluminium.
2. le brasage tendre (*soldering*), pour lequel le terme de collage est également utilisé, qui met en oeuvre un métal d'apport dont les températures caractéristiques de liquidus et de solidus sont inférieures à 425°C. Ce dernier est alors souvent à base de métaux lourds (Zn, Pb, Sn, Cd,...).



**Figure 1.5:** Schéma de principe du phénomène de brasage entre un tube et un intercalaire d'échangeur thermique automobile [7].

Du fait des problèmes environnementaux causés par l'utilisation à grande échelle des matériaux pour le brasage tendre, de leur propriétés mécaniques faibles<sup>4</sup> et enfin des contraintes pouvant apparaître lors du cyclage thermique dues aux propriétés physiques différentes<sup>5</sup>, le procédé de brasage fort est le seul utilisé dans ce type de configuration échangeur. Ainsi, dans la suite du manuscrit, seul ce procédé sera considéré.

### I.3.2 Le brasage fort appliqué aux échangeurs thermiques

#### I.3.2.a Métal de base pour brasage fort

Les hautes températures mises en jeu lors d'un procédé de brasage fort imposent l'utilisation d'alliages d'aluminium ne présentant aucun effet de durcissement structural sous peine d'une modification majeure des propriétés d'usage souhaitées pour le produit final. Les alliages des séries 1xxx, 3xxx et 5xxx apparaissent dès lors comme d'excellents candidats. Il convient tout de même de prendre de sérieuses précautions quant à la composition des alliages de type Al-Mg de la série 5xxx du fait d'une forte réactivité entre le magnésium et l'utilisation d'un flux de brasage (voir chapitre I.3.3.a). Les configurations matériaux étudiées dans ces travaux auront toutes pour métal de base un alliage de la série 3xxx dont les caractéristiques seront détaillées dans le chapitre III.

#### I.3.2.b Métal d'apport et flux pour brasage fort

Les différents métaux d'apport susceptibles d'être utilisés sont principalement issus de la série 4xxx (Al-Si). La teneur en Si de ces alliages définit les températures à atteindre lors du procédé de brasage. Le tableau I.1 expose les domaines de températures des principaux alliages actuellement utilisés à l'échelle industrielle.

Il met également en évidence la nécessité d'utiliser un flux<sup>6</sup> lors du procédé de brasage pour les cinq premiers alliages présentés. Pour les deux alliages restants, le choix a été fait historiquement par certaines industries de ne pas opter pour l'utilisation d'un flux et ce, pour des raisons de coût liées principalement à la nécessité de remplacement des dispositifs qu'induit

4. Notamment en température.

5. Coefficient thermique entre autres.

6. Composé ajouté à la surface des tôles avant l'étape de brasage.

Alliage	Composition type (%m)	Domaine de fusion	Domaine de brasage	Utilisation
4343	Al-Si 7,5	577 à 613°C	595 à 620°C	avec flux
4045	Al-Si 10	577 à 591°C	588 à 604°C	avec flux
4047	Al-Si 12	577 à 582°C	585 à 604°C	avec flux
4145	Al-Si 10 Cu 4	521 à 585°C	571 à 604°C	avec flux
4245	Al-Si 10 Zn 10 Cu 4	516 à 560°C	549 à 571°C	avec flux
4004	Al-Si 10 Mg 1,5	554 à 596°C	588 à 604°C	sans flux
4104	Al-Si 10 Mg 1,5 Bi	554 à 596°C	588 à 604°C	sans flux

**Tableau I.1: Domaine de températures des principaux alliages d'aluminium de la série 4xxx utilisés comme métal d'apport lors d'un brasage fort [6].**

l'utilisation d'un flux<sup>7</sup>. Le flux en lui-même s'avère également être onéreux et susceptible de générer d'importants frais de nettoyage et d'entretien des installations. Ce choix permet de plus, dans de nombreux cas, d'éviter tout problème de corrosion des pièces brasées par la présence de résidus en surface (selon la nature des flux).

L'utilisation d'un flux reste malgré tout l'option souvent choisie. Son rôle premier est de rompre la couche d'oxyde  $Al_2O_3$  naturellement présente en surface des alliages d'aluminium à l'air ambiant<sup>8</sup>. Une telle rupture autorise ainsi le déplacement du métal d'apport à l'état liquide et le mouillage du solide par le liquide, notamment du fait d'une action continue empêchant toute re-oxidation de la surface pendant le traitement thermique de brasage. Afin de permettre cette action, le flux doit posséder un point de fusion inférieur à la température de brasage. Selon Sichen *et al.*, la dissolution partielle de l'oxyde d'aluminium suit la relation I.1 [8] :



Les flux actuellement utilisés sont essentiellement à base de chlorures et de fluorures alcalins et alcalino-terreux, susceptibles également de renfermer de la cryolite ( $3 NaF, AlF_3$ ) ou des chlorures de Sb, Cd, Cr, Co, Cu, Fe,... Ceci explique les risques de corrosion post-brasage des surfaces brasées. Une phase de nettoyage est en ce sens le plus souvent effectuée. Différents procédés de brasage sont ainsi utilisés de longue date et entièrement référencés et expliqués dans la littérature [6]. La présente étude fait intervenir le brasage sous atmosphère contrôlée avec flux non-corrosif de type Nocolok<sup>®</sup>, développé par la société Alcan (Constellium).

### I.3.3 Le brasage sous flux Nocolok<sup>®</sup>

#### I.3.3.a Principe et caractérisation du flux

Ce procédé consiste à effectuer le brasage dans une atmosphère d'azote à bas point de rosée ( $-40 \pm 10^\circ C$ ) à la pression atmosphérique en utilisant un flux non corrosif de type *KAlF*. Avant brasage, à température ambiante, le flux contient un mélange optimisé de  $KAlF_4$  et de  $K_2AlF_5$  (à l'état hydraté ou non) [9].  $KAlF_4$  constitue le composé majoritaire avec une teneur molaire dans le mélange de sels comprise entre 75 et 80%. Ce mélange, déposé à la surface des échangeurs, est inactif au dessous de  $560^\circ C$ . En effet, différentes transformations de phase du composé  $K_2AlF_5$

7. Le brasage sans flux étant effectué dans des fours sous vide.

8. Dans le cas d'un brasage sans flux, la couche d'oxyde doit également être supprimée. Cela peut se faire par vaporisation du Mg à  $560^\circ C$  contenu dans le métal d'apport, élément plus oxydable que l'Al qui de fait, modifie et brise la couche d'alumine (**brasage sous vide**).

sont nécessaires lors de la montée en température pour le rendre actif. La figure I.6 résume les travaux de Lauzon *et al.* [10] et Wallis *et al.* [11] sur les différentes transformations en question en fonction de la température. Un mélange des phases  $KAlF_4$  et  $K_3AlF_6$  possédant une température de fusion de l'ordre de  $570^\circ C$ , assure au final l'action du flux sur la couche d'oxyde  $Al_2O_3$  présente en surface.

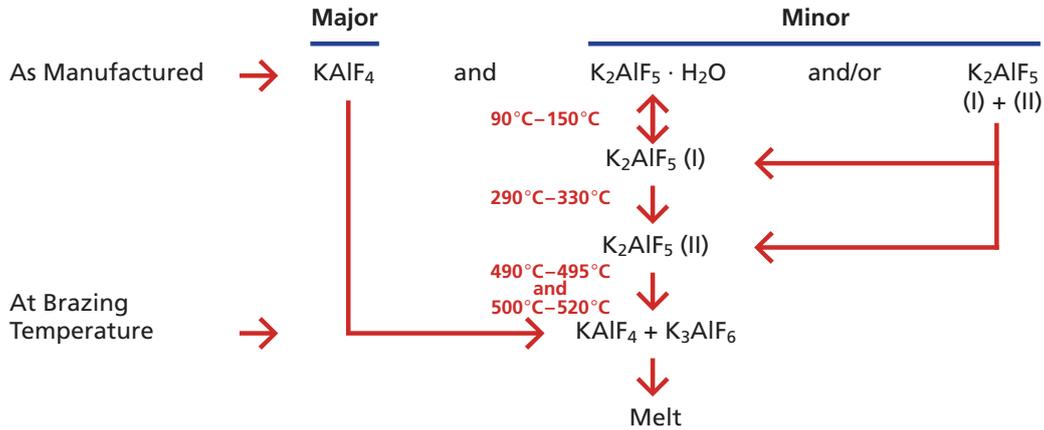
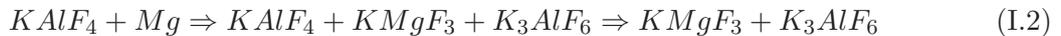


Figure I.6: Transformations de phase du flux intervenant dans le procédé de brasage [10]

Une fois le cycle thermique de brasage terminé, le mélange de sels fondus s'est également resolidifié. Les phases en présence à la surface du matériau brasé sont alors supposées être  $KAlF_4$  et  $K_3AlF_6$ . La nature, le devenir de ses sels ainsi que leur potentielle influence sur les propriétés résultantes (mécaniques, tenue à la corrosion [12],...) n'ont été que très partiellement étudiés. Le composé  $KAlF_4$ , tout comme le composé  $K_3AlF_6$ , se présenteront préférentiellement sous forme de plaquettes incolores [13]. Des modifications des sels restent cependant probables, notamment lors du refroidissement. En effet, la formation d'acide fluorhydrique (HF) suite à la réaction du composé  $KAlF_4$  avec  $H_2O$  est par exemple envisageable, voir inévitable selon Field et Steward [14]<sup>9</sup>.

De manière analogue, la présence éventuelle de Mg est susceptible d'induire une modification des sels en surface suivant la réaction I.2 suivante :



Cette réaction peut également s'avérer néfaste lors du procédé de brasage en lui-même et explique en partie la limite de teneur en magnésium fixée à 1% pour les alliages d'aluminium utilisés<sup>10</sup>. En effet, selon Gray *et al.* [16], les résidus de flux présents en surface des échangeurs après brasage sont partiellement constitués d'une phase de type K-Mg-F et ce, même sur des alliages d'aluminium possédant une faible teneur en magnésium. Une telle réaction induit une diminution de l'efficacité du flux lors du brasage du fait de la formation du composé  $KMgF_3$  dont la température de fusion est de  $1070^\circ C$  [9, 17]. Ce dernier ne participe donc pas à la suppression de la couche d'oxyde<sup>11</sup>.

9. Ceci a été confirmé par l'entreprise Solvay [15] qui a quantifié la teneur en HF d'un four de brasage à 20ppm en conditions de production courante.

10. Teneur maximale autorisée pour l'intégralité de la structure : âme + placage.

11. cf tableau I.1 : les alliages possédant une quantité de Mg supérieures à 1% sont de fait brasés sans flux.

### I.3.3.b Protocole industriel de brasage

La figure I.7 énumère les différentes étapes du procédé de brasage avec flux Nocolok® tel qu'il est aujourd'hui largement utilisé dans l'industrie. La nécessité d'une montée en température à chaque étape y est indiquée par un code couleur. Le détail de ces étapes peut différer selon le type d'échangeur à assembler et les choix techniques opérés par les fabricants. Elles peuvent cependant être décrites comme indiqué ci-dessous :

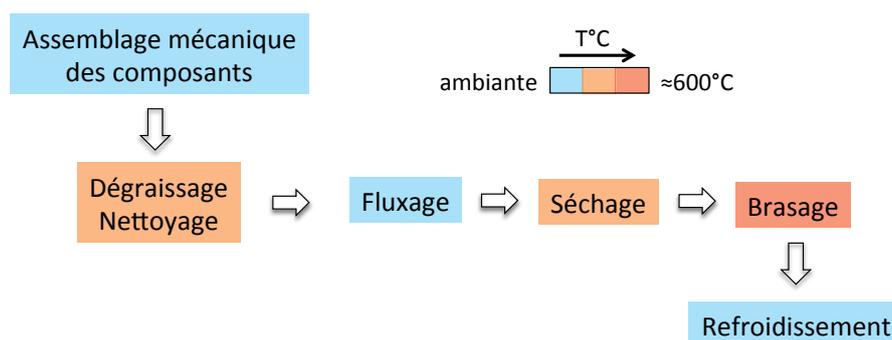


Figure I.7: Schéma de principe des différentes étapes du procédé de brasage et de la gamme de température ( $^{\circ}\text{C}$ ).

1. **Assemblage mécanique des composants** - Cette étape est le plus souvent automatisée car elle nécessite une grande précision. Elle s'avère aussi importante que l'étape de brasage elle-même. A l'issue de cette étape, les pièces pré-assemblées sont maintenues ensemble par un bâti en acier appelé chaise.
2. **Dégraissage/Nettoyage** - Cette étape consiste à supprimer les résidus d'huile utilisée pour le formage des tubes ou des collecteurs, ainsi que toutes autres poussières ou saletés présentes à la surface des composants. Leur élimination est nécessaire pour permettre un brasage correct mais également pour minimiser la corrosion post-brasage induite par les résidus carbonés. Deux solutions de dégraissage sont possibles :
  - **Dégraissage thermique** - technique associant l'utilisation d'acétone comme agent dégraissant et une montée en température à  $300^{\circ}\text{C}$ .
  - **Dégraissage aqueux** - vaporisation directement sur l'échangeur thermique d'une solution de type alcaline à  $40-60^{\circ}\text{C}$ . La structure est ensuite rincée à l'eau puis séchée.
3. **Fluxage** - Le fluxage est l'étape qui consiste à enduire l'échangeur thermique de flux. Le plus souvent, la structure pré-assemblée est immergée dans une suspension aqueuse de  $\text{KAlF}_4 - \text{K}_2\text{AlF}_5$ .
4. **Séchage** - Une montée en température autour de  $350^{\circ}\text{C}$  permet d'induire les deux premières transformations de phase du composé  $\text{K}_2\text{AlF}_5$  décrites précédemment (chapitre I.3.3.a) avant d'aborder le cycle thermique de brasage en lui-même (figure III.3).

5. **Brasage** - Le traitement thermique de brasage requiert un contrôle précis de la température et plus spécifiquement des rampes de température appliquées. Celles utilisées industriellement par l'entreprise Valeo sont explicitées dans le chapitre III.1.3. Ce protocole de montée en température s'effectue sous flux continu d'azote afin de contrôler aussi précisément que possible la teneur en oxygène et d'éviter les réactions parasites.
6. **Refroidissement** - Cette dernière étape du protocole de brasage consiste à finaliser la formation du joint de brasage par un refroidissement effectué à une vitesse de l'ordre de  $70^{\circ}\text{C}/\text{min}$  (figure III.3).

Le présent protocole induit la formation de multiples joints de brasage entre les composants préalablement assemblés. La figure I.8 permet d'apprécier, au travers de micrographies optiques obtenues avant (a) et après (b) traitement thermique de brasage, la formation d'un joint de brasage entre un intercalaire et un tube. La structure initiale co-laminée des tubes y est clairement visible (a) (voir chapitre III).

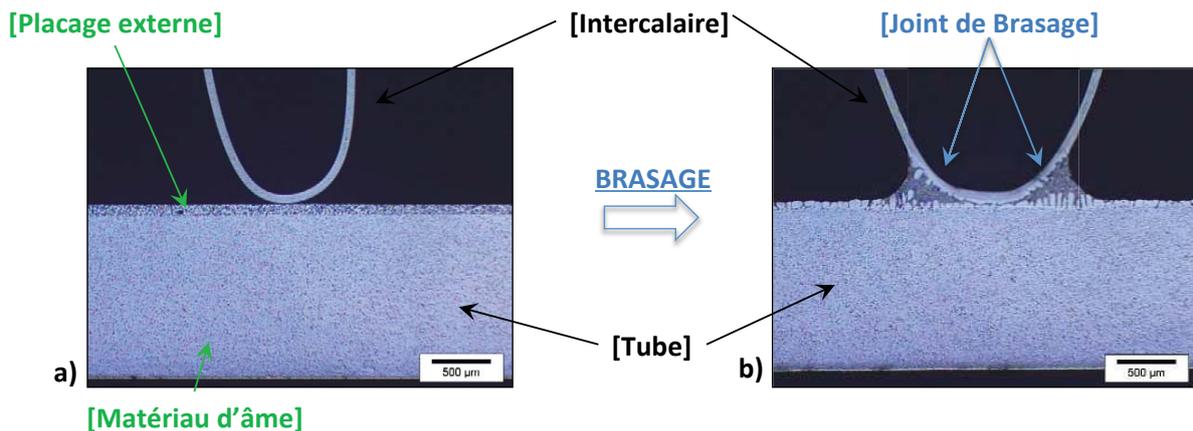


Figure I.8: Micrographies optiques d'un assemblage tube/intercalaire avant a) et après b) traitement thermique de brasage [18].

Le processus de brasage permet d'obtenir une structure macroscopique à partir des différents composants. Lors du fonctionnement du moteur, celle-ci va être soumise à un environnement relativement agressif (eg. fluide de refroidissement, sels de route, ...) ainsi qu'à des sollicitations thermo-mécaniques complexes détaillées dans le paragraphe suivant.

## I.4 Sollicitations en service des radiateurs de refroidissement

Les échangeurs thermiques sont soumis à des sollicitations en service à la fois sévères et de différentes natures : contraintes thermo-mécaniques et réactions chimiques avec des environnements plus ou moins agressifs.

Ce paragraphe dresse un état des lieux rapide de l'impact de ces sollicitations sur la tenue en service des radiateurs de refroidissement. Une bonne compréhension de ces sollicitations est en effet indispensable à la mise en place d'un protocole expérimental représentatif de la réalité.

### I.4.1 Les phénomènes de corrosion

L'aluminium est un métal très réducteur. Le potentiel thermodynamique du couple  $\text{Al}/\text{Al}^{3+}$  est de  $-1,67\text{V}$  par rapport à l'électrode normale à hydrogène [19]. Ceci fait de lui un métal très instable en solution aqueuse. Sa grande réactivité conduit néanmoins à la formation spontanée, même à l'air, d'un film d'oxyde à sa surface qui limite les phénomènes de diffusion et rend les phénomènes de corrosion négligeables d'un point de vue cinétique. Cette couche d'oxyde est cependant néfaste pour le procédé de brasage (cf. I.3.3). La figure I.9 présente le diagramme d'équilibre potentiel-pH de l'aluminium dans l'eau à une température de  $25^\circ\text{C}$ . Ce diagramme nous montre que le film d'oxyde est stable en solution aqueuse dans le domaine de pH compris entre 4 et 9. Dans ces conditions, l'aluminium est protégé de la corrosion.

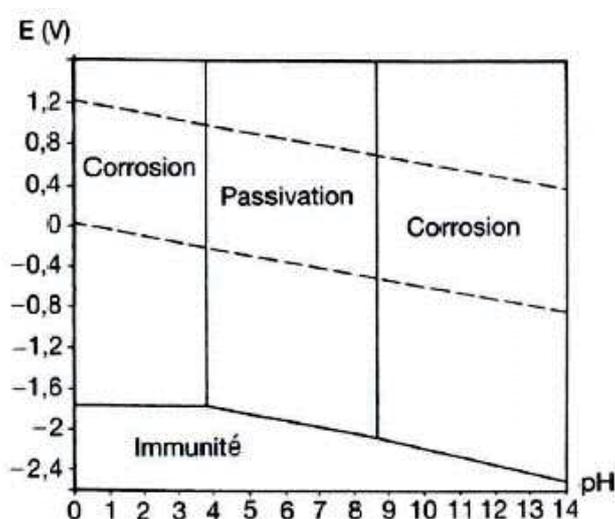


Figure I.9: Diagramme d'équilibre potentiel-PH du système aluminium-eau à  $25^\circ\text{C}$  [20].

Les échangeurs thermiques, et plus spécifiquement les radiateurs de refroidissement situés en face avant des véhicules, sont cependant en contact direct et le plus souvent permanent avec différentes solutions aqueuses à la composition et au pH susceptibles d'induire des phénomènes de corrosion. Le liquide de refroidissement moteur est ainsi responsable de la **corrosion interne** des tubes alors que l'environnement extérieur en lui-même (eau de mer, sels des routes, eau de lavage,...) est responsable des phénomènes de **corrosion externe**.

De nombreux mécanismes de corrosion sont susceptibles de toucher les tubes en aluminium; éléments critiques des échangeurs du fait de leur rôle. Largement étudiés dans la littérature [1, 2], ces derniers ne seront ni détaillés ni explicités dans cette étude malgré l'enjeu que représente leur maîtrise par les équipementiers automobiles. En voici une rapide liste :

- Corrosion généralisée
- Corrosion par piqûres [21, 22]
- Corrosion intergranulaire [23]
- Corrosion galvanique [20, 24, 25]
- Corrosion érosion
- Corrosion exfoliante

## – Corrosion ébullition

Il s'agit de problématiques multi-paramètres pour lesquels des essais normalisés accélérés sont le plus souvent mis en place en laboratoire [1, 26]. La constante diminution des épaisseurs de tube renforce, de plus, ce besoin d'anticiper les cinétiques de détérioration par corrosion. Dans l'une des configurations matériaux étudiée par la suite, le choix d'un placage d'aluminium 7072 enrichi en zinc a été fait pour lutter contre la corrosion interne des tubes. Vis-à-vis d'un matériau d'âme de type Al-Mn (série 3xxx), un tel placage se comporte comme une anode sacrificielle. Du fait d'un potentiel de corrosion de l'alliage Al-Zn plus négatif que la plupart des autres familles d'alliages (figure I.10), le placage en question va se corroder préférentiellement prolongeant ainsi l'intégrité du matériau d'âme.

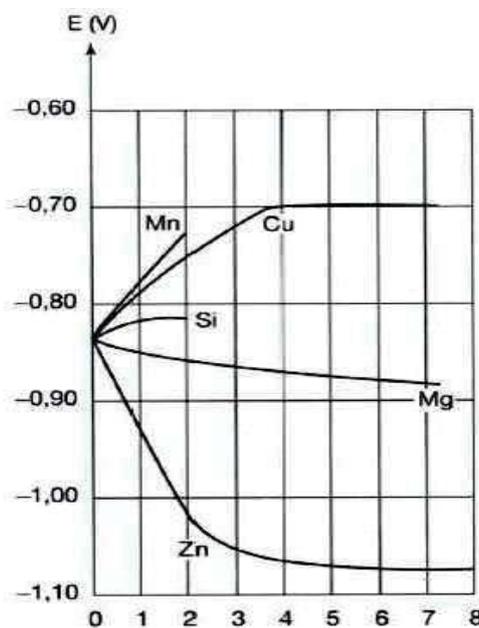


Figure I.10: Influence des éléments d'alliage sur le potentiel de corrosion des alliages d'aluminium [20].

Bien que la tenue à la corrosion du placage Al-Zn ait été analysée et quantifiée [20], son influence sur la tenue mécanique des radiateurs de refroidissement n'a, à notre connaissance, fait l'objet d'aucune étude publiée dans la littérature.

## I.4.2 Les sollicitations thermo-mécaniques

### I.4.2.a Origine et analyse des sollicitations thermomécaniques

Différents modes de chargement sont à prendre en compte lorsque l'on souhaite comprendre les mécanismes d'endommagement des matériaux qui constituent les différents éléments des radiateurs de refroidissement :

1. De brutales variations de pression dans la boucle du fluide à refroidir, suite aux changements brusques de régime moteur ou à l'ouverture des vannes

**thermostatiques (figure I.1)** - Ce phénomène est aujourd'hui aisément reproductible sur banc en laboratoire aux travers d'essais dits de pression pulsée.

- Des chocs thermiques, provoqués par une variation soudaine et importante de la température** - Ces variations sont induites par l'ouverture des calorstats, vannes équipées de capteurs permettant de mesurer la température du moteur, laissant ainsi passer l'eau de refroidissement du moteur, chaude, dans le circuit de refroidissement, plus froid. La figure I.11 illustre l'effet d'une telle montée en température au sein d'un radiateur de refroidissement. Les composants du radiateur étant liés entre eux (paragraphe I.3) mais de géométrie, d'épaisseur et de nature différente, leur montée en température n'est pas homogène, un gradient de vitesse de chauffage existe. Ainsi, lorsque l'eau chaude du moteur arrive dans les tubes froids du radiateur, des phénomènes de dilatations différentielles apparaissent, notamment entre les tubes et les joues. Ces dernières, étant en charge de la rigidité des échangeurs, possèdent en effet une épaisseur plus importante (2mm) que les autres composants. Des contraintes thermomécaniques sont ainsi générées plus spécifiquement aux niveaux des tubes situés aux extrémités hautes et basses des échangeurs (figure I.11). Alors que les tubes situés au centre du faisceau se dilatent relativement librement, les tubes des extrémités se voient sollicités d'une part en compression par les joues encore froides (zones bleues) et d'autre part en traction par les tubes dilatés du faisceau (zones rouges). Il s'agit là d'un phénomène transitoire anisotherme car une fois l'état stationnaire atteint, la température est sensiblement la même dans l'intégralité des composants.

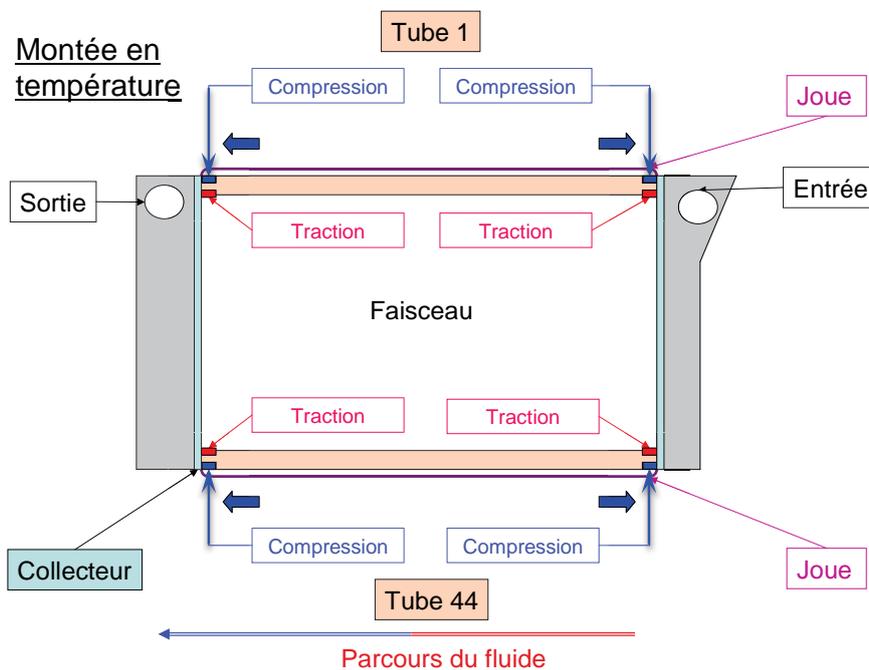


Figure I.11: Schéma de principe du phénomène de choc thermique - Localisation des contraintes en pied de tube [27].

Valeo a identifié et quantifié ces deux modes de chargement par l'intermédiaire d'essais instrumentés sur échangeurs thermiques. Des mesures locales de la température et des déformations sur banc d'essais en pression cyclée ont ainsi été effectuées. Des méthodes de mesures expérimentales

tales capables de déterminer les champs de température et de contraintes lors du choc thermique ont également été mises au point [28, 29]. Il apparaît que ce mode de chargement sollicite plus sévèrement la structure que le phénomène de pression cyclée. Les niveaux de contrainte atteints s'avèrent en effet supérieurs à la limite d'élasticité du matériau, associant de fait la répétition du phénomène de choc thermique à de la fatigue oligocyclique. Il s'agit du type de sollicitation que nous chercherons à caractériser préférentiellement dans la suite de cette étude.

En ce sens, les travaux de Garcia *et al.* [29] présentent une approche assimilant les sollicitations mécaniques en service d'un refroidisseur d'air de suralimentation à des essais de fatigue-flexion. Bien que représentative des conditions de chargement, cette approche complique très nettement l'utilisation de technique expérimentale permettant le suivi in-situ de l'endommagement tel que cela a été souhaité dans la présente étude.

Lors du phénomène de choc thermique, l'endommagement se localise très majoritairement en pied de tube, au niveau du joint de brasage avec le collecteur [28]. Cela se traduit par une fissuration des tubes qui n'assurent alors plus la parfaite étanchéité requise par ce type de structure. Les tubes majoritairement concernés sont ceux soumis aux plus grandes variations thermiques, à savoir les tubes aux extrémités haute et basse des échangeurs (figure I.11). Un exemple de fissure est observable sur la figure I.12 présentant un joint de brasage tube/collecteur d'un refroidisseur d'air de suralimentation. On peut aisément observer la présence d'une fissure traversante dans l'épaisseur du tube. Il est intéressant de noter que l'une des extrémités de cette fissure se trouve à proximité du joint de brasage.

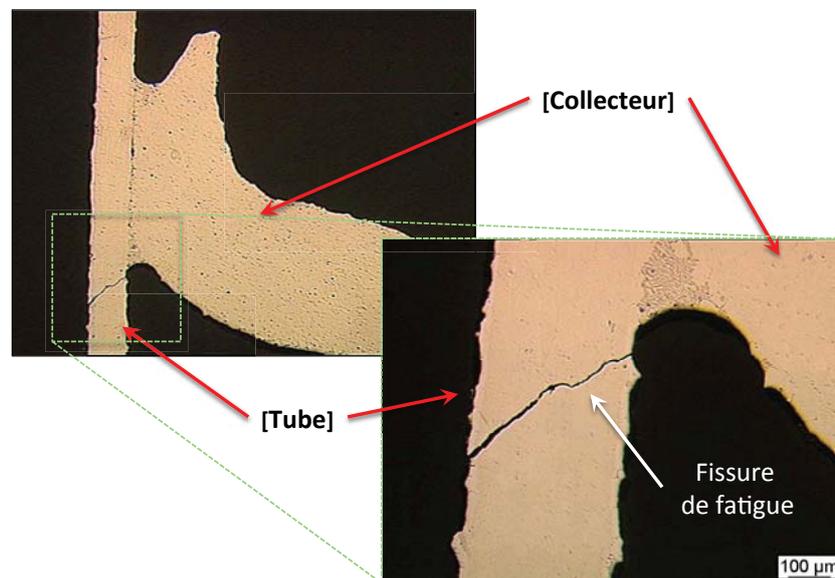


Figure I.12: Fissure de fatigue localisée en pied de tube, près du joint de brasage avec le collecteur, d'un refroidisseur d'air de suralimentation [27].

#### I.4.2.b Etat de l'art

L'analyse de la littérature montre qu'à l'inverse du phénomène de corrosion, le comportement en fatigue des structures métalliques à base de tôles d'aluminium assemblées par brasage a été extrêmement peu étudié. La majorité des travaux rendus publics dans ce domaine ont

été réalisés par Kanda *et al.* [30], Kobayashi *et al.* [31] et Mizukoshi *et al.* [32]. Ces travaux permettent d'appréhender le comportement de la structure assemblée, comme le fait aujourd'hui Valeo, **d'un point de vue global**, à partir d'essais et de modélisation par éléments finis de l'ensemble de la structure. Une telle approche est peu pertinente pour le problème qui nous intéresse.

Seules quelques rares études adoptent une démarche plus locale en prenant en compte les mécanismes de fatigue aboutissant à la ruine du matériau. Tel est par exemple le cas dans l'étude menée par Yao *et al.* [33] sur des alliages de type Al-Mn à l'état brasé possédant des placages de type Al-Si ou Al-Si-Mg. Au travers d'essais de fatigue contrôlés en déformation, ces travaux mettent en évidence l'influence des placages dans la tenue en fatigue. Selon ces auteurs, la présence des placages semble responsable d'une nette diminution de la durée de vie lorsque le niveau de déformation augmente. La microstructure de solidification Al-Si des placages induite par le procédé de brasage semble de plus être le lieu d'amorçage privilégié des fissures de fatigue. Enfin, ces travaux abordent l'influence d'une augmentation de la température de service sur les propriétés en fatigue, avec, pour principale conclusion, la diminution de la durée de vie lorsque la température augmente (de l'ambiante à 180°C) à déformation totale équivalente (figure I.13). Aucune explication précise n'est apportée dans ces travaux pour entériner ces différentes observations.

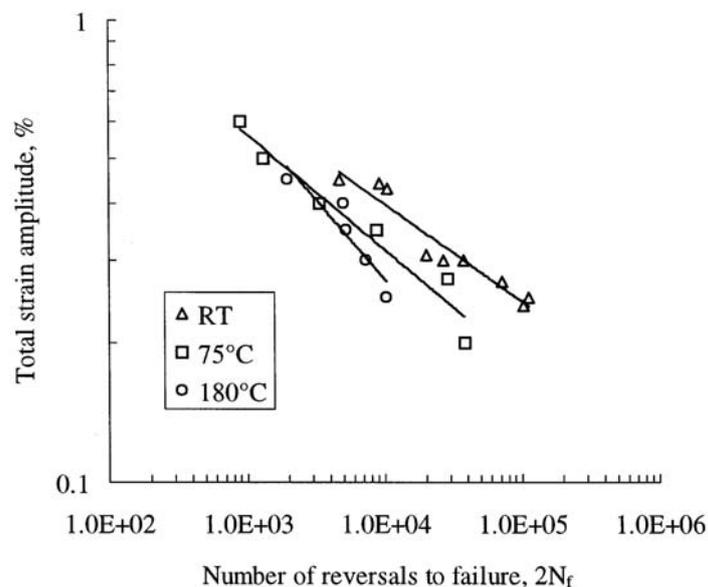


Figure I.13: Amplitude de déformation totale en fonction du nombre de cycles à rupture d'un alliage d'aluminium Al-Mn plaqué à l'état brasé à différentes températures : ambiante (RT), 75°C et 180°C [33].

Yaguchi *et al.* [34], Fujii *et al.* [35, 36] ou encore Watanabe *et al.* [37] ont eux abordé le problème à une échelle inférieure. Ils se sont en effet penchés sur l'évolution des structures de dislocations induites dans un alliage 3003 (alliage d'âme utilisé alors pour les tubes - cf tableau III.2) par une sollicitation cyclique de type traction-compression ( $R=-1$ ) en essayant d'établir un lien avec le comportement mécanique macroscopique des tôles étudiées (durée de vie). Ces travaux ont permis de mettre en évidence l'existence de cellules de dislocations en fatigue à faible nombre de cycles [38]. Une telle approche s'appuie en partie sur les travaux de Laird [39] et Mughrabi [40] portant sur l'évolution des structures de dislocations en fatigue dans le cuivre.

Au final, une bonne corrélation semble exister entre la durée de vie des alliages d'aluminium étudiés et les structures de dislocations observables.

La figure I.14 [34] illustre l'évolution de l'épaisseur des murs des cellules de dislocations en fonction du nombre de cycles pour trois contraintes de cyclages différentes (67, 71 et 74 MPa) et ce, jusqu'à rupture des éprouvettes. Un phénomène de restauration dynamique semble s'opérer lors du cyclage. Celui-ci se traduit par une réduction de l'épaisseur des murs des cellules de dislocations lorsque le nombre de cycles augmente. D'après Pratt [41] et Grosskreutz [42], cette réorganisation est d'autant plus parfaite que l'amplitude de déformation imposée est importante. Ce type d'approche laisse penser qu'une mesure précise de l'épaisseur des murs pourrait permettre de prédire la ruine du matériau.

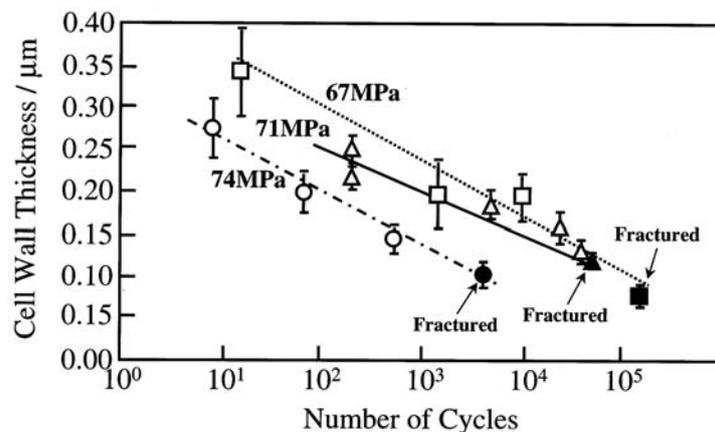


Figure I.14: Illustration de l'évolution de l'épaisseur des murs des cellules de dislocations en fonction du nombre de cycle pour 3 contraintes maximales appliquées : 67, 71 et 74 MPa [34].

Si une telle approche est intéressante car elle permet par exemple de relier la durée de vie à des paramètres microstructuraux liés aux différents alliages, elle s'avère toutefois lourde à mettre en place du fait de l'utilisation de la Microscopie Electronique à Transmission (MET). Le caractère destructif de cette démarche augmente de plus significativement le nombre d'éprouvettes à cycliser par rapport aux observations in-situ et donc la longueur des campagnes d'essais à mener. Elle ne sera donc pas adoptée pour la suite de notre étude.

En outre, dans leurs travaux, Yaguchi *et al.* [34] et Fujii *et al.* [35, 36] ont réalisé leurs essais sur des éprouvettes respectivement cylindriques de 10mm de diamètre et rectangulaires de section égale à 4x5 mm<sup>2</sup>, tandis que les tubes de radiateur de refroidissement étudiés dans ce qui suit possèdent une épaisseur théorique avant brasage de 270  $\mu\text{m}$ . Le nombre de grains présents dans l'épaisseur des échantillons est donc sûrement différent, ce qui a probablement une incidence sur les mécanismes de déformation cyclique. Cela induit de plus l'impossibilité expérimentale d'effectuer des essais de fatigue de type traction-compression ( $R=-1$ ) sous peine de flambage. Or, la littérature reconnaît ce type d'essais comme étant représentatifs de la fatigue oligocyclique (chapitre IV). Il s'agit là d'un paramètre important qu'il ne faudra pas perdre de vue lors de l'interprétation des résultats expérimentaux.

Dans le cadre de cette étude, le choix a été fait de mettre en place un protocole expérimental

couplant approche globale et locale au travers, d'une part, de l'observation in-situ des mécanismes d'endommagement en fatigue et, d'autre part, d'une caractérisation microstructurale précise des zones d'amorçage des fissures de fatigue.

## CHAPITRE II

# Techniques Expérimentales

## II.1 Caractérisation matière

Cette partie présente les diverses techniques expérimentales utilisées pour caractériser les différents matériaux étudiés dans le cadre de cette étude.

### II.1.1 Préparations et attaques métallographiques avant microscopie optique

Avant observations au microscope optique, les échantillons ont été systématiquement enrobés à froid dans une résine de type VariDur 200<sup>1</sup> (résine de type méthacrylate avec charge). Les différentes étapes de préparation sont décrites ci-après. A noter que toutes les phases de rinçage ont été effectuées à l'éthanol avec séchage à l'air sec comprimé.

- **Planéité de la surface** - Polissage mécanique sur drap SiC - Granulométrie P320 /45 $\mu\text{m}$  - lubrification à l'eau.
- **Intégrité de la surface** - Polissage mécanique sur drap de type VerduTex<sup>1</sup> - Pâte diamantée de 9 $\mu\text{m}$  - lubrification assurée par la solution aqueuse diamantée utilisée.
- **Polissage** - 2 étapes de polissage mécanique sur drap de type Trident<sup>1</sup> - Pâte diamantée (3 $\mu\text{m}$  puis 1 $\mu\text{m}$ ) - lubrification assurée par la solution aqueuse diamantée utilisée.
- **Finition** - Polissage mécano-chimique sur un drap de type Chemomet<sup>1</sup> - Suspension aqueuse de silice colloïdale (SiO<sub>2</sub>) de 0,05 $\mu\text{m}$ . Le pH de 9.5 de cette solution peut induire la mise en évidence de certaines phases présentes, notamment les intermétalliques (cf. chapitre III) en fonction du temps de polissage. Sa maîtrise est donc nécessaire : de l'ordre de 5 min pour les échantillons ici étudiés.

#### II.1.1.a Oxydation anodique

Le principe de cette attaque électrochimique (notée souvent OA par la suite) est expliqué sur la figure II.1. L'application d'une tension de 30V avec un ampérage inférieur à 4mA pendant 160 secondes environ<sup>2</sup> permet de révéler les grains d'un échantillon préalablement poli-miroir.

1. Ces appellations font référence à des produits de la société BUEHLER.

2. Tout dépend des conditions expérimentales, notamment la distance échantillon-cathode et la taille de l'échantillon.

L'utilisation d'une lumière polarisée sur un microscope optique à l'issue de l'attaque permet d'observer clairement les grains du fait d'une différence de couleur correspondant à une différence d'orientation cristalline (figure II.1). Il s'agit là de données uniquement qualitatives.

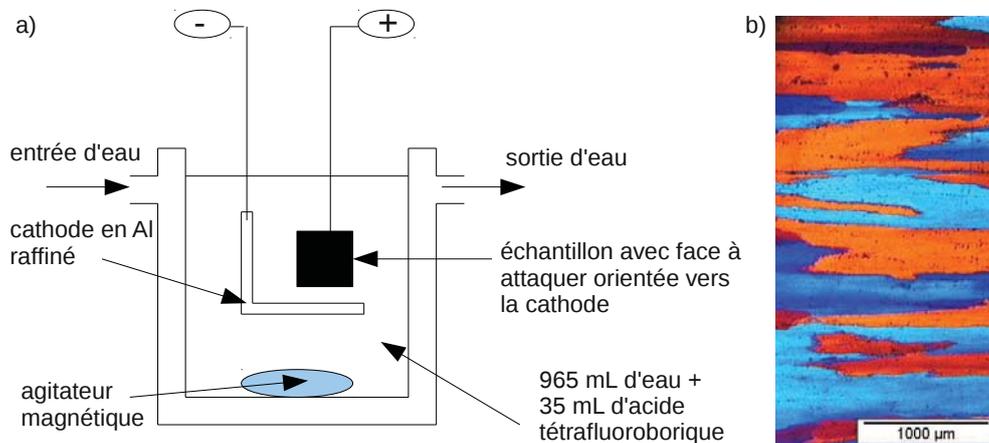


Figure II.1: a) Mise en oeuvre de l'oxydation anodique et b) Exemple de micrographie obtenue en lumière polarisée pour un alliage d'aluminium de type Al-Cu-Li [43].

### II.1.1.b Attaque Keller

L'attaque Keller consiste à immerger la surface polie de l'échantillon dans une solution composée de 4 mL d'acide fluorhydrique ( $HF$ ), de 4 mL d'acide chlorhydrique ( $HCl$ ), de 5 mL d'acide nitrique ( $HNO_3$ ) et de 87 mL d'eau déminéralisée<sup>3</sup>. Un temps de 30 secondes est utilisé pour une solution à 8°C<sup>4</sup>. Cette attaque permet une mise en évidence des différents matériaux, des limites placage/matériau d'âme, des intermétalliques en présence, des joints de grains ainsi que d'éventuelles lignes de cisaillement après déformation le cas échéant.

### II.1.2 Microscopie Electronique à Balayage

Différents instruments ont été employés dans le cadre de cette étude :

- **Fractographie** - Utilisation d'un MEB SUPRA 55VP à pointe FEG de chez ZEISS (Microscope du laboratoire MATEIS).
- **Analyse de la microstructure** - Utilisation d'une microsonde de Castaing (Electron Probe Micro-Analysis - EPMA) SX100 à filament de tungstène de chez Cameca (Microscope du Centre de Recherche Constellium) équipé de 5 spectromètres.
- **Traction in-situ** - Utilisation d'un microscope environnemental ESEM (Environmental Scanning Electron Microscopy) à pointe FEG de chez ZEISS pour lequel un système de sollicitation mécanique in-situ en traction a été développé (CLYM - Centre Lyonnais de

3. La solution est conservée au réfrigérateur entre deux utilisations.

4. Le temps d'immersion varie énormément selon les conditions expérimentales, notamment la température de la solution.

Microscopie).

### II.1.2.a Fractographie

Les faciès de rupture des éprouvettes de fatigue rompues ont été systématiquement observés à des grossissements compris entre x25 et x1000 en mode électrons secondaires ou rétro-diffusés avec, respectivement, une tension d'accélération de 20kV et 10kV et une distance de travail de 20mm et 5mm.

Ces observations fournissent de larges informations sur les modes de fissuration notamment par l'identification de différents faciès connus (cupules significatives d'une rupture ductile, stries et rivières de fatigue, ...). Une interprétation détaillée des faciès est faite dans le chapitre IV relatif aux mécanismes d'endommagement en fatigue.

### II.1.2.b Analyse de la microstructure

En complément des OA et des attaques Keller, une analyse quantitative de la microstructure a été réalisée sur différentes configurations de matériaux brasés à l'aide d'une microsonde de Castaing ou EPMA. Comme pour un MEB classique, une colonne électronique permet de focaliser un faisceau d'électrons à la surface d'un échantillon (figure II.2-a). La grande différence réside toutefois en l'utilisation d'un spectromètre de rayons X à dispersion de longueur d'onde aussi appelé WDS (Wavelength Dispersive Spectrometer) (figure II.2-b). Ce système permet, par l'intermédiaire d'un cristal monochromateur, de filtrer par diffraction le faisceau polychromatique de rayons X issu de l'échantillon et de ne diffuser vers le compteur proportionnel que les rayonnements d'une certaine longueur d'onde  $\lambda$  (loi de Bragg). Le principe de fonctionnement d'un tel système ainsi que les principales caractéristiques techniques font l'objet de nombreuses publications et ne seront pas plus détaillées [44] [45] [46] [47]. Différents exemples d'utilisations et de caractérisation sont décrits dans un article de Ruste [48].

L'utilisation de plusieurs WDS permet l'analyse simultanée et/ou successive de multiples éléments susceptibles d'être présents à la surface du matériau et ce, avec une résolution spatiale bien plus fine que ce qui peut être obtenu par analyse EDX conventionnelle. Ainsi, dans les échantillons analysés lors de cette étude, 10 éléments ont été systématiquement quantifiés : Al, Si, Fe, Mn, Cu, F, K, Zn, Ti, Mg. Afin de s'affranchir de toute influence de l'état de surface, les échantillons analysés doivent être poli-miroir. La figure II.3 donne un exemple de cartographie réalisée au niveau d'un joint de brasage central d'un tube de radiateur de refroidissement pour l'élément Si (tension de 15kV, courant de 40nA, pas de temps de 30ms). La structure de solidification du joint de brasage caractérisée par la présence de longues aiguilles de Si y est clairement visible. Par simple modification du contraste de l'image, il est également possible d'observer le phénomène de diffusion du Si du matériau de placage au matériau d'âme intervenant lors du procédé de brasage (figure II.3-b).

### II.1.2.c Traction in-situ

Des essais de traction in-situ ont été réalisés sur des micro-éprouvettes directement usinées par électro-érosion à partir d'éprouvettes de fatigue brasées d'une épaisseur avant brasage de  $270\mu\text{m}$  (section théorique de  $0,27 \times 1 \text{ mm}^2$ ). La figure II.4 renseigne sur leur géométrie.

Les essais ont été menés sous vide à des grossissements comparables à ceux utilisés dans l'analyse des faciès de rupture (entre x25 et x1000). Dans ce type de configuration, seul le

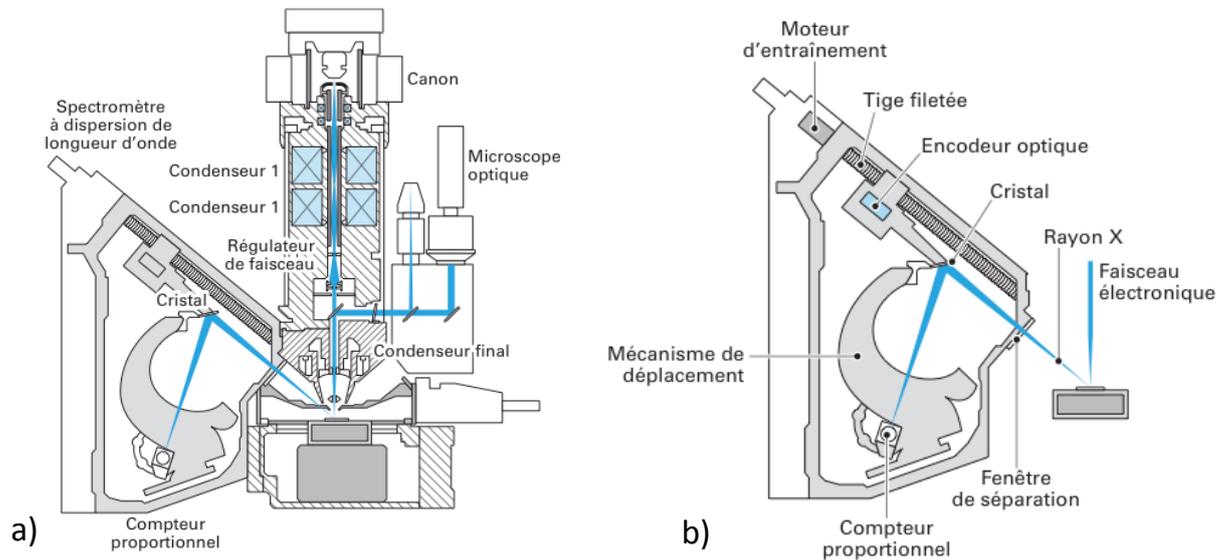


Figure II.2: a) Colonne de microsonde de Castaing - b) Schéma du spectromètre à dispersion de longueur d'onde (WDS) [44].

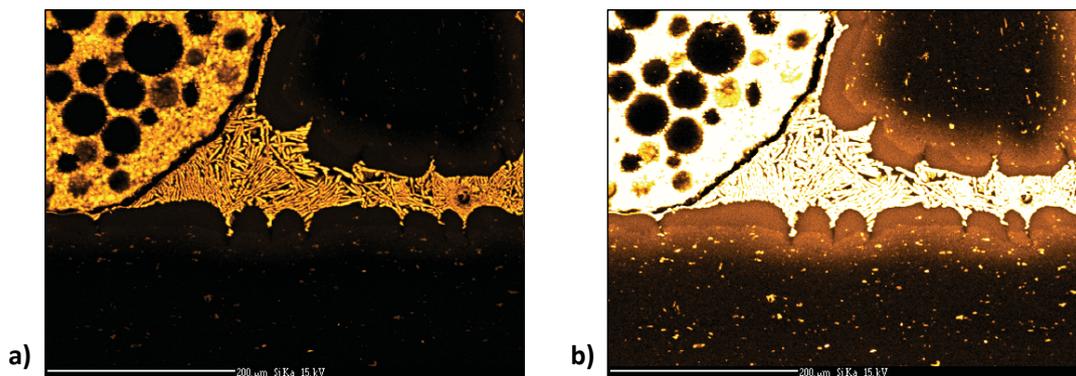


Figure II.3: Cartographie du Si au niveau d'un joint de brasage central d'un tube de radiateur de refroidissement - a) Contraste permettant l'observation des aiguilles de Si b) Contraste permettant la visualisation de la diffusion du Si dans le matériau d'âme.

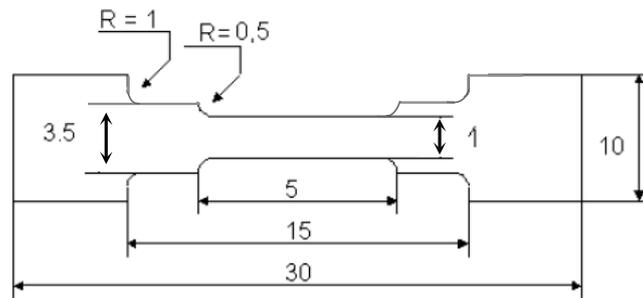


Figure II.4: Géométrie des éprouvettes pour essais de traction in-situ ESEM - Côtes en mm.

mode *électrons secondaires* a été utilisé (tension d'accélération de 20kV et distance de travail de 15mm). Le protocole expérimental est en grande partie identique à celui utilisé par Maire *et al.* [49]. Différentes zones d'observations ont été définies et observées avant tout chargement afin de définir des éléments de référence pour l'analyse de l'endommagement (figure II.5). L'essai est ensuite effectué en contrôlant le déplacement appliqué et en enregistrant la force appliquée équivalente. Du fait d'instabilités et du bruit électromagnétique induits par le moteur de la machine de traction, l'observation des échantillons s'effectue à déplacement constant (moteur allumé). L'intégralité des éprouvettes a été sollicitée jusqu'à rupture complète ( $\epsilon_r \approx 15\%$ ).

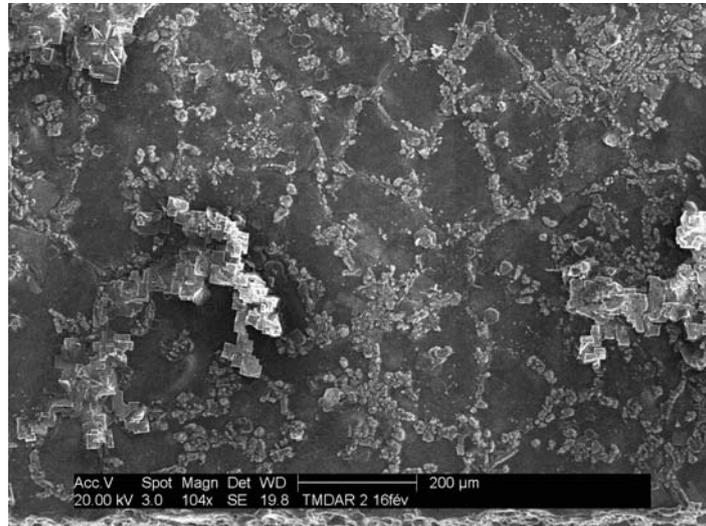


Figure II.5: Micrographie au MEB de la surface d'une micro-éprouvette de traction in-situ (mode électrons secondaires) - Zone de référence avant essai - Matériau brasé avec flux Nocolok®.

### II.1.3 Tomographie par rayons X

Le principe de cette technique d'imagerie 3D, schématisée sur la figure II.6, fait l'objet de très nombreuses publications [50, 51, 52]. Son principe ne sera donc qu'en partie détaillé dans ce manuscrit.

### II.1.3.a Principe général

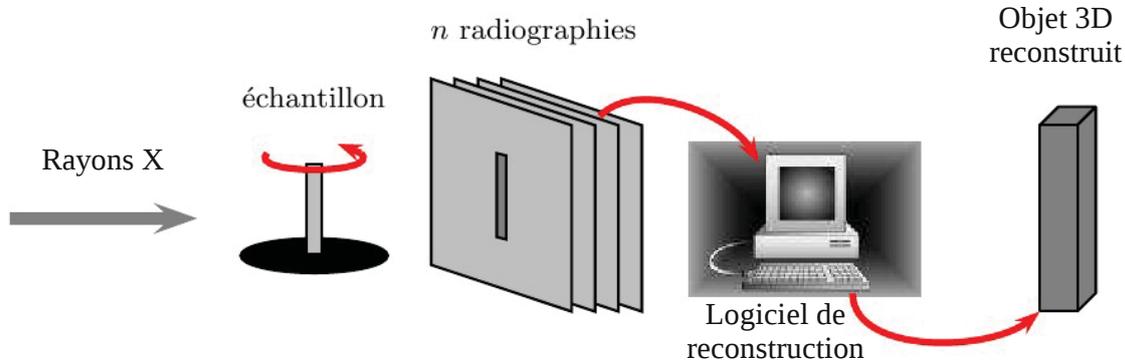


Figure II.6: Représentation schématique du principe de la tomographie par rayons X [43].

La tomographie par rayons X s'appuie essentiellement sur la loi de Beer-Lambert donnant, pour un faisceau d'énergie  $E$ , le nombre  $N_i$  de photons transmis en fonction du nombre de photons incidents  $N_0$  et du coefficient d'atténuation linéique (ou coefficient d'absorption)  $\mu$  du matériau (relation II.1).

$$N_i(E) = N_0(E) \exp\left[-\int_{\Delta} \mu_E(x_i, y_i, z_i) dx\right] \quad (\text{II.1})$$

avec  $\Delta$ , le chemin du faisceau au sein de l'échantillon. Le coefficient d'absorption  $\mu$  varie le long de la portion  $\Delta x$  du matériau ; il dépend de la masse volumique  $\rho$  et du numéro atomique  $Z$  du matériau ainsi que de l'énergie  $E$  du faisceau suivant la relation II.2.

$$\mu_E(x, y, z) \propto \rho K \frac{Z^4}{E} \quad (\text{II.2})$$

L'acquisition de multiples radiographies, selon différentes directions de projection, permet de reconstruire une cartographie 3D du coefficient d'absorption de l'échantillon étudié via un algorithme de reconstruction de type rétroprojection filtrée [53].

Dans cette étude, afin de pouvoir accéder à des informations relatives d'une part à l'état de surface (échelle *mésoscopique*) et d'autre part à la microstructure (échelle *microscopique*) de nos éprouvettes de fatigue, deux techniques de tomographie par rayons X qui se distinguent principalement l'une de l'autre par la nature et la géométrie du faisceau de rayons X utilisé, ont été employées.

### II.1.3.b Echelle mésoscopique

Lors du procédé de brasage (cf. I.3), dans une configuration échangeur thermique, le placage Al-Si à l'état liquide forme par capillarité des joints entre les différents composants. Cependant, dans le cas d'éprouvettes de fatigue, lors du procédé de brasage aucun composant ne vient exercer ce type de force sur le métal à l'état liquide. Ceci se traduit par la présence post-solidification de défauts appelés Gouttes de Placage Résiduelles (GPR) qui créent un relief à la surface des éprouvettes (figure II.7). Le procédé de brasage n'est dans cette configuration effectué que pour assurer la représentativité microstructurale de l'éprouvette vis-à-vis d'un tube

de radiateur de refroidissement brasé.

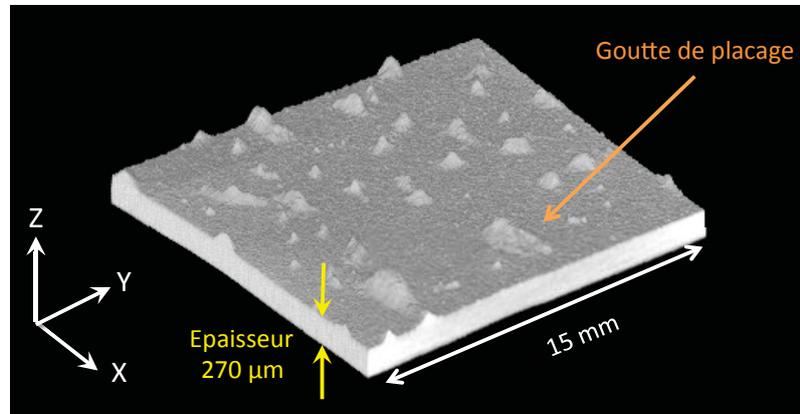


Figure II.7: Vue 3D de l'état de surface d'une éprouvette de fatigue - Configuration matériau de type CM1-B (cf. chapitre III) obtenue par micro-tomographie de laboratoire (résolution :  $13\mu\text{m}/\text{voxel}$ ).

Cet état de surface après brasage a été caractérisé au niveau de la section utile des éprouvettes grâce à un tomographe V|Tome|X de chez GE situé au laboratoire MATEIS de l'INSA de Lyon. Ce tomographe possède une source de rayons X de type micro-foyer réglable en tension de travail entre 10 keV et 160keV (tube de type high-power Nanofocus). Le détecteur en silicium amorphe, de la marque Varian, possède une taille physique de pixel de  $127\mu\text{m}$  pour des dimensions de  $1920 \times 1536$  pixels.

La nature conique divergente du faisceau permet de faire varier le grandissement des radios par modification de la distance source-échantillon. Ce grandissement est d'autant plus faible que l'objet présente un encombrement important. Dans cette étude, la dimension des zones caractérisées, différente selon les configurations matériaux étudiées, correspond à des longueurs d'éprouvettes de 20 à 45 mm centrées sur la zone de section minimale et ce, pour des résolutions spatiales respectivement de 10 à  $13\mu\text{m}$  par voxel (pour une tension d'accélération de 170kV et un courant de  $90\mu\text{A}$ ). Obtenir de tels volumes à ces résolutions spatiales a nécessité plusieurs scans successifs dans la hauteur de l'éprouvette (2 pour  $10\mu\text{m}/\text{voxel}$  et 3 pour  $13\mu\text{m}/\text{voxel}$ ). Afin d'assurer la verticalité ainsi que la planéité des éprouvettes de fatigue pendant l'acquisition des radiographies<sup>5</sup>, un dispositif expérimental a été développé (voir annexe A).

Une fois le volume final reconstruit (au format 16 bits initialement puis convertis en 8 bits pour diminuer la taille des volumes à observer), différentes analyses ont été effectuées à l'aide de logiciels de traitements d'images, ImageJ<sup>6</sup> et Avizo<sup>7</sup> et de calculs éléments finis, Abaqus<sup>®8</sup>. **Deux objectifs** majeurs nous ont poussé à mener à bien ces analyses :

1. Quantifier l'état de surface des différentes configurations matériaux étudiées (cf chapitre III) au travers d'une analyse paramétrique des gouttes de placage résiduelles présentes à

5. en vue d'un traitement numérique des données.

6. disponible sur <http://rsb.info.nih.gov/ij/>

7. informations sur <http://www.vsg3d.com/avizo/overview>

8. informations sur <http://www.simulia.com/>

la surface des éprouvettes de fatigue.

2. Quantifier l'influence géométrique de ces gouttes de placage résiduelles au travers d'une approche numérique du comportement en traction.

Les images tomographiques permettent d'obtenir une description 3D géométrique fidèle des échantillons qui peut être directement importée dans un maillage pour réaliser des calculs mécaniques par E.F. selon les approches développées au laboratoire MATEIS par E.Maire *et al.* [54] et mis en pratique sur des matériaux réfractaires par K.Madi *et al.* [55], des mousses polymères par S.Youssef *et al.* [56], des mousses métalliques par O.Caty *et al.* [50, 57, 58] et des alliages de moulage par N.Vanderesse *et al.* [59].

Un tel protocole d'analyse nécessite de multiples étapes de préparation des données et de post-traitement à l'issue des calculs éléments finis. Un travail de programmation a été réalisé en ce sens. Les différentes étapes de préparation, en amont du calcul EF, puis de traitement des données sont détaillées respectivement dans l'annexe A.

### II.1.3.c Echelle microscopique

Afin d'avoir accès à des informations relatives à la microstructure des éprouvettes de fatigue brasées et plus spécifiquement à celle des gouttes de placage résiduelles, des essais en tomographie X haute-résolution ont été réalisés sur la ligne ID19 du synchrotron de Grenoble (ESRF<sup>9</sup>). Par rapport à la source X classique décrite précédemment, le rayonnement synchrotron possède certains avantages [60]. En plus du contraste d'absorption classique, un contraste dit de phase dû à la grande cohérence spatiale du rayonnement synchrotron ([61], [62]) peut être utilisé pour imager des variations microstructurales pour lesquelles le seul contraste d'absorption ne suffit pas<sup>10</sup>. La figure II.8 illustre la modification de l'information induite par l'association du phénomène de contraste de phase au contraste d'absorption. Ce phénomène s'avère être d'autant plus marqué que la distance échantillon/capteur CCD est importante [52].

Cette information supplémentaire apportée par le contraste de phase nous a permis d'apprécier la microstructure de solidification après brasage du placage Al-Si caractérisée notamment par la présence d'aiguilles de Si (figure II.9-b). En effet, l'aluminium et le silicium possédant un numéro atomique ainsi qu'une densité  $\mu$  très proches<sup>11</sup>, le seul contraste d'absorption n'est pas suffisant pour permettre une telle observation ainsi qu'une analyse précise de la microstructure (figure II.9-a).

La tomographie haute-résolution à l'ESRF utilise le rayonnement X émis tangentiellement par les électrons accélérés dans l'anneau synchrotron [52]. Sur la ligne ID19, une distance de 150m sépare la source de l'échantillon, pour une ouverture de  $100\mu\text{m}$  [64]. La source peut donc être considérée comme ponctuelle et le faisceau X comme parfaitement parallèle. Un tel parallélisme induit une prise d'images sur uniquement  $180^\circ$  de rotation ce qui simplifie la procédure de reconstruction des volumes. Environ 5m avant d'atteindre l'échantillon se trouve un monochromateur dont l'orientation par rapport au faisceau incident permet de sélectionner une énergie variant de quelques keV à 100keV. Une telle sélection d'une partie du spectre permet d'améliorer la qualité des images reconstruites par la suppression directe de certains artefacts

---

9. pour European Synchrotron Radiation Facility.

10. Présence de phases possédant un numéro atomique proche.

11.  $Z_{\text{Al}}=13$ ,  $Z_{\text{Si}}=14$ ,  $\mu_{\text{Al}}=2,7\text{g/cm}^3$ ,  $\mu_{\text{Si}}=2,33\text{g/cm}^3$ .

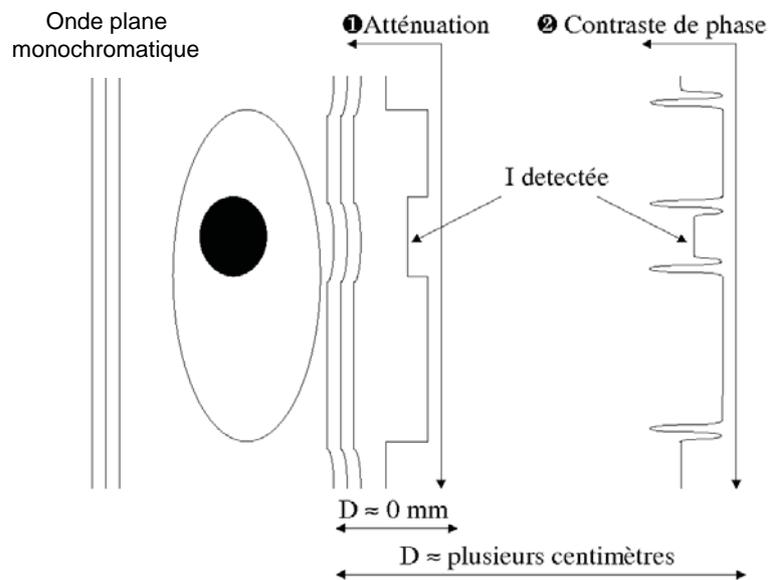


Figure II.8: Représentation schématique du contraste de phase observé sur le détecteur en fonction de la distance  $D$  entre celui-ci et l'échantillon [63].

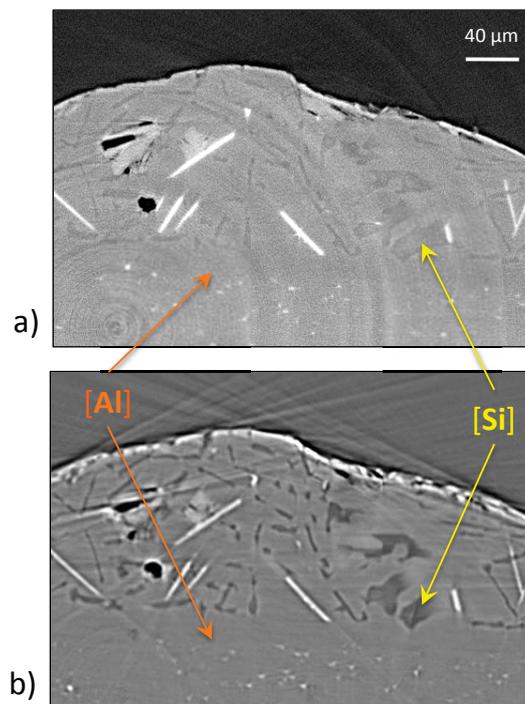


Figure II.9: Coupe obtenue par tomographie à rayons X haute-résolution - a) contraste d'absorption + faible contraste de phase ( $D=8\text{mm}$ ) - b) contraste d'absorption + fort contraste de phase ( $D=87\text{mm}$ ) - résolution :  $0,7\mu\text{m}/\text{voxel}$ .

(durcissement du faisceau) tout en conservant un rapport signal/bruit élevé ainsi qu'un temps d'exposition faible. Un détecteur à écran fluorescent permet de convertir les rayons X ayant traversé l'échantillon en lumière visible. Cette dernière est ensuite transmise, via un système optique, à une caméra CCD (Charge Coupled Device) de 2048x2048 pixels.

Dans le cadre de cette étude, le faisceau utilisé possède une énergie de 17,6 keV pour une résolution spatiale de  $0,7\mu\text{m}$ . Une telle résolution, couplée aux caractéristiques de la caméra CCD, impose un champ de vue cylindrique de 1,45mm de diamètre. 1500 projections, pour un temps de pose de 400ms, ont été acquises pour reconstruire le volume, soit un pas de  $0,12^\circ$  entre chaque radiographie sur  $180^\circ$ .

Des micro-éprouvettes sous forme d'allumettes, d'une section égale à  $0,27 \times 1 \text{ mm}^2$ , ont été extraites par électro-érosion [65] des éprouvettes de fatigue perpendiculairement à l'axe de sollicitation. Ces éprouvettes ont permis dans un premier temps l'analyse de la microstructure générale des gouttes de placage résiduelles. Provenant le plus souvent d'éprouvettes de fatigue cyclées à différents niveaux de contrainte, elles ont dans un second temps permis l'étude de fissures de fatigue non traversantes et de leur microstructure environnante<sup>12</sup> afin d'analyser de manière générale :

- les mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue selon la configuration matériau ;
- l'influence des placages dans l'amorçage et la propagation des fissures de fatigue ;
- la morphologie des fissures de fatigue, notamment dans l'épaisseur de l'éprouvette (figure II.10).

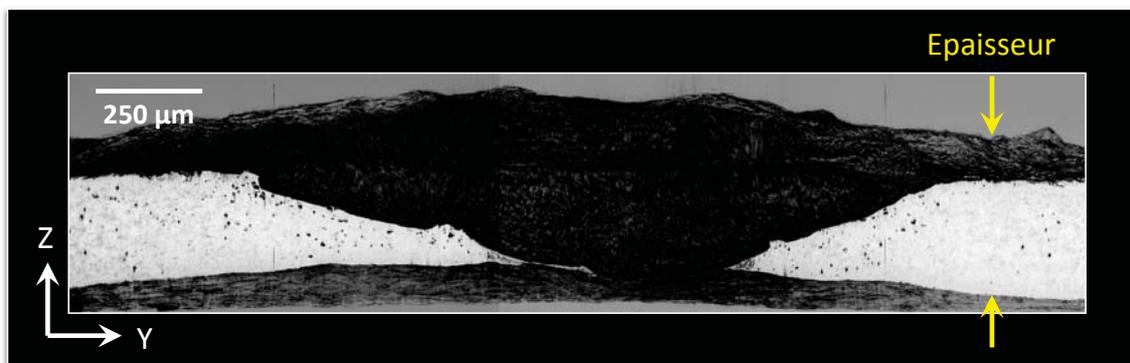


Figure II.10: Exemple de dépouillement des analyses de tomographie haute résolution - Fonction Zproject-MIN d'ImageJ permettant de visualiser le front de fissure - La zone fissurée apparaît en noir - La direction de sollicitation est selon l'axe X.

## II.2 Essais mécaniques

### II.2.1 Fatigue sur éprouvette

• **Machine et échantillons** : Les essais de fatigue ont été réalisés sur des éprouvettes d'une épaisseur avant brasage de  $270\mu\text{m}$  à section variable, induisant ainsi une localisation préférentielle

12. La méthode d'obtention des fissures de fatigue est décrite dans le paragraphe II.2

de l'endommagement. La figure II.11-a renseigne sur la géométrie de ces éprouvettes.

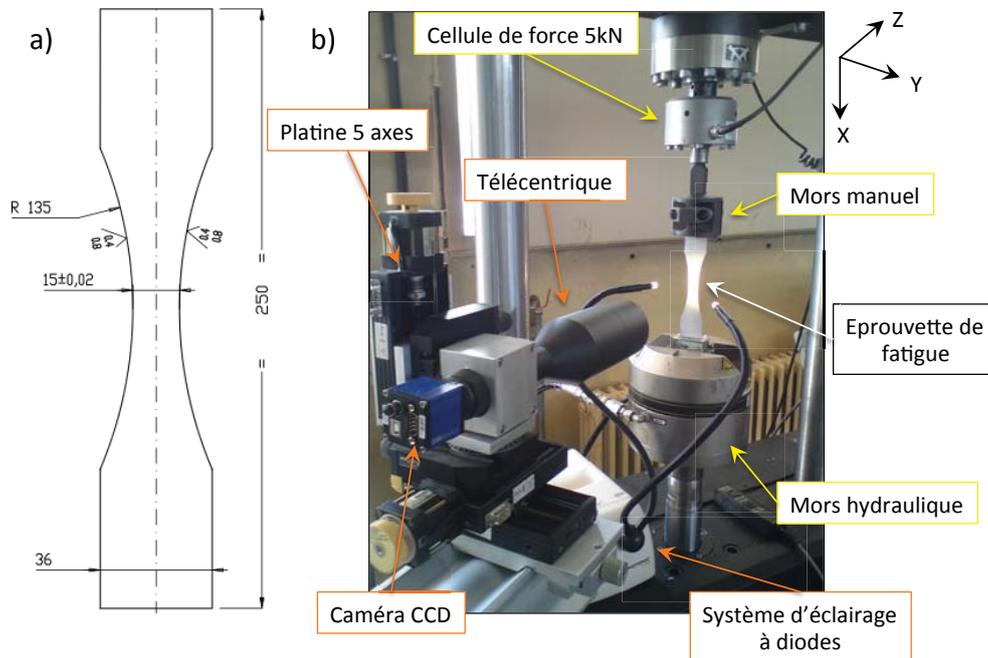


Figure II.11: a) Géométrie des éprouvettes pour les essais de fatigue (échelle en mm) - b) Dispositif expérimental mis en place pour les essais de fatigue sur éprouvette.

Les essais ont été réalisés à l'INSA de Lyon sur une machine INSTRON 8516 sur laquelle une cellule de force de 5kN a été adaptée. Munie d'un mors inférieur hydraulique et d'un mors supérieur manuel, cette machine permet d'appliquer des efforts uniaxiaux à une fréquence maximale de 10Hz avec un rapport de charge  $R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$  quelconque (figure II.11-b). Quelle que soit la configuration matériau étudiée, toutes les éprouvettes de fatigue ont été usinées suivant un protocole identique et ce, dans un souci de reproductibilité. En voici les principales étapes, une fois les tôles laminées à l'épaisseur finale de 270  $\mu\text{m}$  :

- Création de formats<sup>13</sup> de 250x70 mm<sup>2</sup> en moyenne, orientés dans le sens de laminage. Chaque format permettra au final l'obtention d'une éprouvette de fatigue.
- Brasage des formats suivant le protocole décrit dans le chapitre I.3.3.b. A noter tout de même que, pour l'étape de fluxage, le choix a été fait d'opter pour une application du flux par paintfluxage<sup>14</sup> et non par immersion en solution aqueuse. Le four de brasage utilisé permet le brasage simultané d'une vingtaine de formats afin d'optimiser la reproductibilité du procédé thermique.
- Usinage des éprouvettes de fatigue par électro-érosion. Du fait de l'utilisation de formats, le sens long des éprouvettes ainsi obtenues correspond systématiquement au sens de laminage des tôles.

• **Protocole expérimental** : Dans le cadre de cette étude, l'intégralité des essais de fatigue a été réalisée en contrôle de force à  $R=0,1$  à une fréquence de 10Hz (chargement sinusoïdal). Un

13. Nom donné aux morceaux de tôles de forme rectangulaire obtenus par massicotage avant brasage.

14. Application du flux par projection à l'aide d'une buse.

rapport de charge positif permet d'éviter tout flambement des éprouvettes de fatigue. De plus, afin d'éviter l'application d'une surcharge trop importante par rapport à la contrainte maximale souhaitée, le choix a été fait d'appliquer une montée en charge progressive suivant une rampe linéaire d'une durée  $\Delta T$  de 30s, équivalente à 300 cycles (figure II.12). Ces cycles, réalisés à une contrainte inférieure à la contrainte maximale, seront systématiquement déduits des valeurs finales du nombre de cycles à fissuration ou à rupture reportées dans la suite de cette étude.

Le procédé de brasage induisant des variations locales d'épaisseurs parfois importantes (en moyenne respectivement de 18,5% et 25% pour les CM0 et CM1), une épaisseur moyenne des éprouvettes a été déterminée à partir de cinq mesures d'épaisseurs réalisées aléatoirement à l'aide d'un palmer à bout rond (diamètre de 6,35mm).

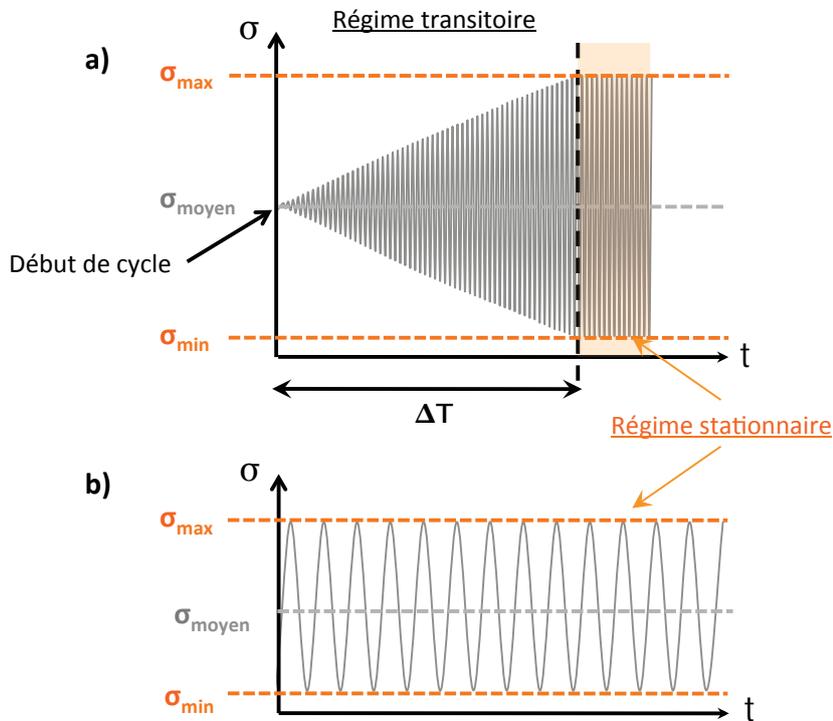


Figure II.12: Représentation schématique de la variation de contrainte de cyclage a) en début d'essai ( $\Delta T=30s$ , 300 cycles) - b) en régime stable

Dans ces travaux, tous les essais de fatigue n'ont pas été menés à rupture complète de l'éprouvette. Certains essais de fatigue ont été arrêtés avant rupture afin de permettre l'observation des fissures lors de leur propagation. L'arrêt des fissures est obtenue en imposant une limite de déplacement sur le mors inférieur de la machine de fatigue (entre 30 et 150  $\mu m$  selon les essais).

## II.2.2 Fatigue sur configuration tube/collecteur

Afin d'étudier l'influence du design et de la géométrie des échangeurs sur la durée de vie, un dispositif expérimental de fatigue permettant la sollicitation mécanique d'éprouvettes directement issues des échangeurs thermiques a été mis au point. La zone de brasage tube/collecteur

qui est le siège privilégié de l'endommagement en service a ainsi été étudiée.

- **Machine et échantillons** : Les essais de fatigue ont été réalisés sur des éprouvettes de type tube/collecteur directement prélevées sur des radiateurs de refroidissement neufs issus des chaînes de production Valeo. La figure II.13 illustre la géométrie des éprouvettes utilisées dans le cadre de cette étude. Le principe de l'essai consiste à appliquer un effort de traction uniaxial au collecteur alors que le tube reste fixe. Toutefois la géométrie complexe de la partie collecteur se prête assez mal au serrage dans un mors pinçant classique. Aussi, une pièce d'adaptation a été conçue. La partie collecteur de l'échantillon est rendue solidaire du mors via un métal à bas point de fusion contenu dans la pièce d'adaptation préalablement évidée, elle-même serrée par le mors de fatigue (figure II.14).

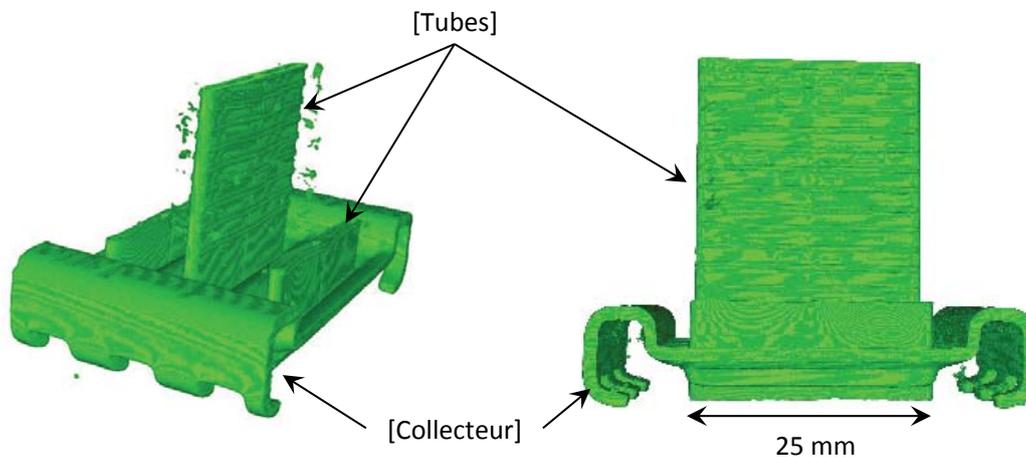


Figure II.13: Vue de tomographie 3D d'une éprouvette de fatigue de type tube/collecteur brasée

Cette pièce a été pensée de manière à pouvoir s'adapter à tout type d'éprouvettes de fatigue et permettre ainsi l'étude de n'importe quelle géométrie d'échangeur thermique. Le métal à bas point de fusion utilisée est le métal de Wood [66], composé à 50% de Bi, 25% de Pb, 12,5% de Sn et 12,5% de Cd. Du fait de sa faible température de liquidus ( $72^{\circ}\text{C}$ ), un simple chauffage à l'aide d'une source de chaleur de type décapeur thermique permet d'obtenir la fusion et le positionnement de l'éprouvette de fatigue dans la pièce d'adaptation. Le refroidissement est obtenu par circulation d'eau directement dans la pièce en question.

La partie supérieure des éprouvettes est maintenue par pincement du tube dans lequel est insérée une cale afin d'éviter l'écrasement lors du serrage du mors.

L'éprouvette comprend la base de deux tubes qui jouxtent le tube à solliciter (figure II.13) ceci afin d'augmenter la surface mouillée par le métal liquide et permettre ainsi une meilleure accroche. Pour la même raison, l'intérieur de l'évidement de la pièce d'adaptation a été volontairement usiné avec un état de surface rugueux.

- **Protocole expérimental** : Les conditions de cyclage des éprouvettes tube/collecteur sont les mêmes que celles employées lors des essais sur éprouvettes simples.

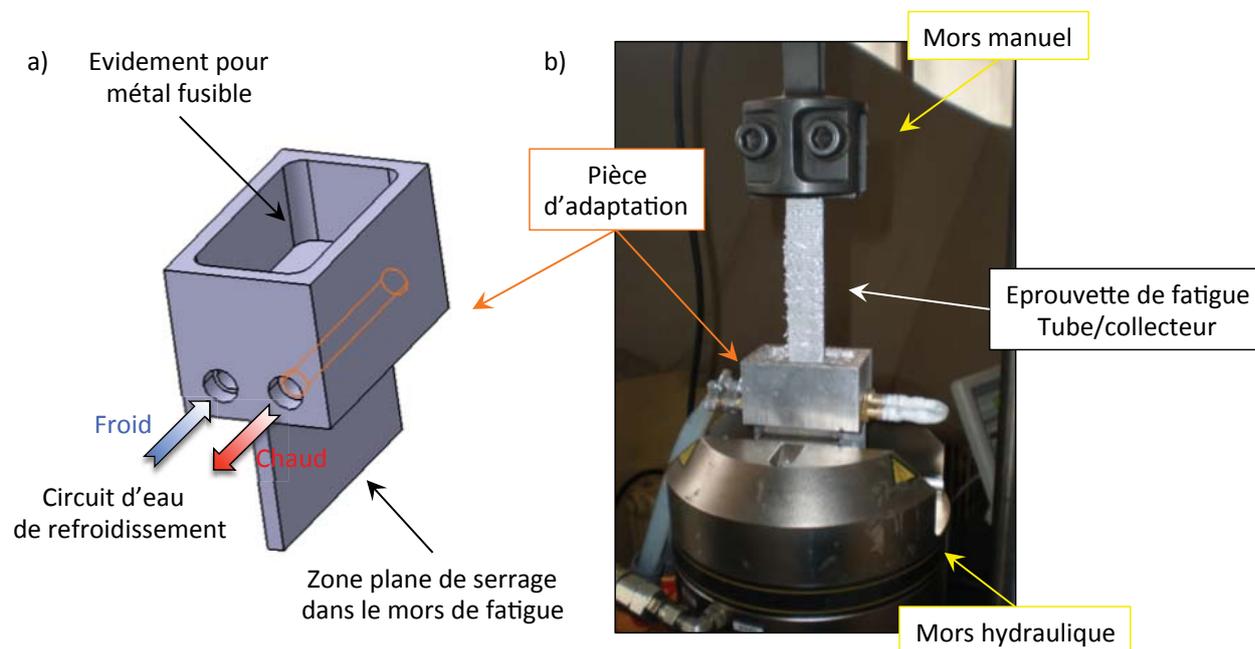


Figure II.14: a) Vue simplifiée de la pièce d'adaptation permettant la sollicitation en fatigue d'éprouvettes à géométrie complexe - b) Montage complet en condition de chargement pour une éprouvette de fatigue de type tube/collecteur.

## II.3 Caractérisation de l'endommagement

Comme expliqué dans le chapitre I.4.2, le chargement en service des échangeurs thermiques induit une localisation de l'endommagement au niveau des pieds de tubes. Dans ce type de configuration, une fissure est considérée comme néfaste dès lors qu'elle induit une fuite du liquide de refroidissement. La rupture complète d'un tube n'est donc pas le paramètre limitant. La figure II.10 illustre la présence d'une telle fissure à l'issue d'un essai de fatigue sur éprouvette. Celle-ci est d'ores et déjà traversante dans l'épaisseur alors qu'elle ne mesure que 1,3 mm dans la largeur<sup>15</sup>. Du fait des faibles épaisseurs mises en jeu, la prédiction des zones d'amorçage des fissures de fatigue semble donc être un paramètre majeur qu'il convient de maîtriser dans ce type d'étude. Toutefois, les surfaces induites par le procédé de brasage n'étant pas parfaitement plane, un suivi optique classique de l'endommagement [43] n'a pu être mis en place. Le choix s'est dès lors reporté sur la corrélation d'images numériques.

### II.3.1 Corrélation d'images numériques

#### II.3.1.a Principe

La corrélation d'images numériques a pour objectif premier la détermination d'un champ de déplacement conduisant à la déformation de la surface d'un matériau entre deux instants donnés. Basée sur l'application du traitement de signaux bidimensionnels, le champ de déplacement plan est obtenu par intercorrélation d'une image de référence avec une image dite déformée [67]. Cette

15. Largeur totale de l'éprouvette de 15mm (figure II.11-a).

technique, aujourd'hui couramment utilisée [68], s'appuie sur le principe de conservation du flot optique (relation II.3), où  $f(x)$  et  $g(x)$  sont deux signaux représentatifs respectivement de l'image de référence et de l'image déformée.

$$g(x) = f(x - \vec{u}(x)) + b(x). \quad (\text{II.3})$$

Dans cette relation,  $\vec{u}(x)$  correspond au champ de déplacement inconnu reliant les fonctions  $f(x)$  et  $g(x)$ , et  $b(x)$  à un bruit aléatoire induit par l'acquisition de l'image<sup>16</sup>. Le problème consiste à déterminer  $\vec{u}(x)$  à partir de la seule connaissance de  $f$  et de  $g$ . Ce problème est *mal posé* tant qu'on ne fait pas d'hypothèses supplémentaires quant à la régularité du champ recherché [70]. En effet, le déplacement est ici défini comme un vecteur alors que  $f$  et  $g$  sont des fonctions scalaires. A noter que dans le cas d'images numériques, les deux signaux  $f$  et  $g$  correspondent à des intensités de niveaux de gris généralement numérisées par une caméra CCD. Pour pallier à ce problème de dimension, on définit la fonctionnelle  $\epsilon$  d'un champ de déplacement test  $\vec{v}(x)$ . La détermination du champ de déplacement se fait alors par la méthode de minimisation de la différence quadratique (relation II.4); la norme quadratique habituellement choisie est alors  $\|f\|^2 = \int_{\Omega} |f(x)|^2$ .

$$\epsilon[\vec{v}(x)] = \int_{\Omega} [g(x) - f(x - \vec{v}(x))]^2 dx \quad (\text{II.4})$$

Cette fonctionnelle  $\epsilon$  atteint en effet sa valeur minimale, 0, lorsque  $\vec{v}(x) = \vec{u}(x)$  (cf. équation II.3). Ce problème de minimisation se ramène alors à maximiser la quantité  $h(\vec{v})$  par rapport à  $\vec{v}$  :

$$h(\vec{v}) = (g * f)(\vec{v}) = \int \int [g(x)f(x - \vec{v}(x))] dx \quad (\text{II.5})$$

Le symbole  $*$  représente le produit d'intercorrélacion des fonctions.

La figure II.15 illustre ce principe dans le cas de deux fonctions unidimensionnelles continues, avec  $u$  le décalage entre les deux fonctions et  $d$  le déplacement test. La quantité  $h(d)$ , définie par la fonction de corrélation  $(g*f)(d)$  est bien maximale lorsque  $d = u$ .

La maximisation de la fonction d'intercorrélacion est l'approche la plus couramment utilisée dans la détermination d'un champ de déplacement constant. Pour ce faire, le passage dans le domaine des Transformées de Fourier Rapide (TFR)<sup>17</sup> peut être utilisé. Plusieurs étapes de calcul sont alors nécessaires pour une détermination fine des champs de déplacement [70]. Dans cette approche, les images sont dans un premier temps discrétisées sous forme de petites imagerie, aussi appelées Zone d'Etude (ZE) (figure II.16). La totalité des ZE forme la Région d'Etude (RE), région extraite de l'image de référence. Le principe de l'approche en question revient à appareiller les ZE de chacune des images.

Dans le cadre de notre étude, à l'image des travaux de Réthoré *et al.* [72], le choix a été fait de considérer directement la minimisation de la fonctionnelle  $\epsilon$  pour des champs de déplacements arbitraires, où la différence  $g(x) - f(x - \vec{v}(x))$  est alors utilisée comme un indicateur de l'erreur locale de calcul. Toutefois, la texture des images analysées étant aléatoire<sup>18</sup> et

16. Ce bruit peut le plus souvent être négligé du fait d'une amplitude faible devant les signaux  $f$  et  $g$  [69]. Il s'agit du bruit de numérisation, des caméras CCD utilisées,...

17. Algorithme décrit par Cooley et Tuckey [71].

18. Mouchetis réalisés manuellement (cf. chapitre II.3.1.b)

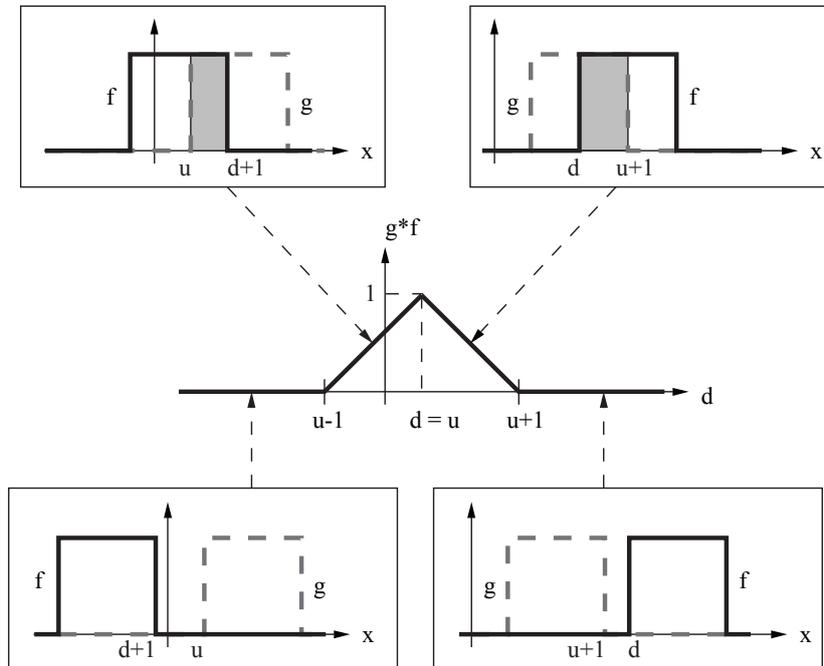


Figure II.15: Intercorrélation de deux fonctions semblables décalées l'une par rapport à l'autre d'une valeur  $u$  [70].

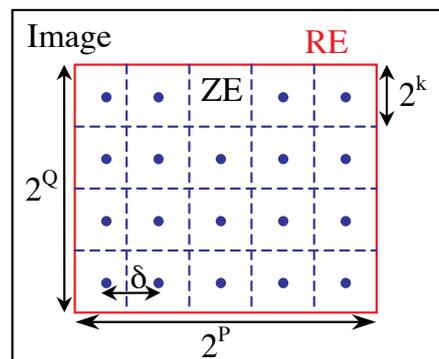


Figure II.16: Schéma de principe d'une Région d'Etude (RE) en corrélation d'images constituée de plusieurs Zones d'Etude (ZE) [67].

irrégulière, il se peut qu'il existe une multitude de minima locaux de la fonctionnelle  $\epsilon$ . Ce problème de minimisation est de plus fortement non-linéaire. La démarche adoptée pour pallier à ces problèmes est entièrement décrite dans les travaux de Réthoré *et al.* [72] et plus récemment dans une étude menée par Elguedj *et al.* [73] portant sur des essais de fatigue réalisés dans le cadre de cette thèse. Elle se base sur l'approche globale définie par Besnard *et al.* [74] qui utilise une méthode itérative de Newton pour contourner la non-linéarité du problème et déterminer le minimum de la fonctionnelle  $\epsilon$ . Cette méthode est couplée à un algorithme dit "*multigrid resolution*" afin de s'affranchir des éventuels minima locaux (figure II.17). Contrairement à la méthode de corrélation d'images nécessitant l'utilisation de ZE, il convient dans cette approche de définir une Région d'Intérêt (ROI : Region Of Interest), équivalente de la RE, composée d'éléments finis rectangulaires identifiés par des noeuds (figure II.17), à l'image de ce qui peut-être fait en modélisation numérique. Chaque élément est constitué de "*grains*" quelle que soit l'échelle considérée. A l'échelle la plus fine (*Grid 1* sur la figure II.17), un grain correspond au pixel de l'image de référence. La taille du grain est multipliée par un facteur 2 dans chaque direction au passage d'une échelle à une autre ( $1 \text{ grain} = 2^n \times 2^n$  pixels où  $n$  correspond au nombre d'échelles). Cette technique est très utile car elle permet une régularisation de la texture de l'image et offre la possibilité d'étudier des déplacements importants. En effet, du fait de l'équation II.4, la dimension des éléments joue un rôle essentiel dans l'amplitude des déplacements identifiables. Ces derniers doivent en effet être faibles dans le cas d'une approche standard, alors qu'une approche multi-échelles permet une amplitude de déplacements plus importante [67]. Dans le cadre de cette étude, au vu des déformations mises en jeu, la taille optimale d'élément a été définie à 16 grains avec des éléments cubiques [73].

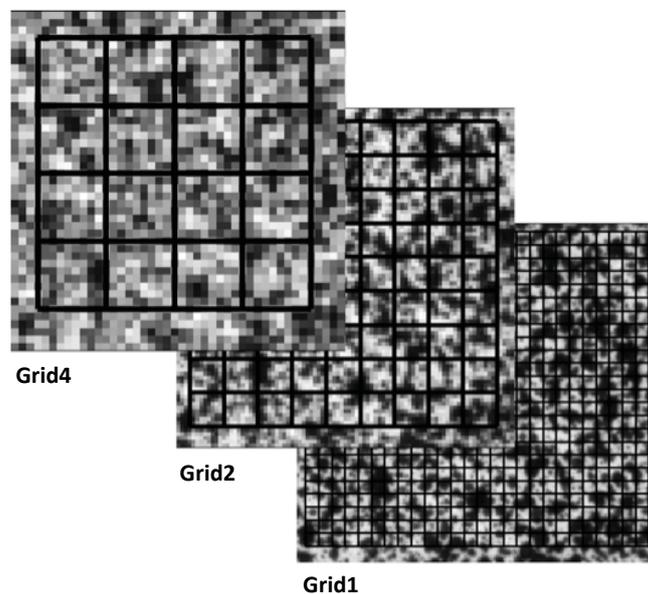


Figure II.17: Représentation des étapes de maillage des grains à trois niveaux d'échelle différents [67].

L'originalité de l'approche adoptée dans le cadre de ces travaux réside dans l'utilisation de fonctions NURBS (*Non-Uniform Rational B-Splines*), habituellement utilisées dans la description et la modélisation de courbes et surfaces en Conception Assistée par Ordinateur (CAO). Une description précise de leurs fonctions et propriétés générales pour ce type d'applications est

proposée par Piegl *et al.* [75] et Rogers [76]. Il s'agit de fonctions de base rationnelle possédant un important degré de continuité et obtenues à partir de fonctions de base B-Splinaire<sup>19</sup>. Cette propriété relative à leur continuité explique leur utilisation en corrélation d'images [73]. De telles fonctions ont déjà été utilisées dans le passé pour ce type d'application par Hughes *et al.* [77] et Cottrel *et al.* [78]. Leur principe de fonctionnement ainsi que les niveaux d'erreurs obtenus lors de mesures de champs de déformation avec de telles fonctions sont intégralement décrits dans les travaux de Elguedj *et al.*[73] relatifs à cette thèse et ne seront donc pas abordés plus en détail dans ce manuscrit. A noter toutefois l'utilisation d'une description Lagrangienne des déformations.

### II.3.1.b Dispositif expérimental

La corrélation d'images numériques a été utilisée comme technique de suivi in-situ de l'endommagement en fatigue de nos éprouvettes. La figure II.11-b illustre le dispositif employé à cet effet. En plus de la machine de fatigue précédemment décrite (cf. chapitre II.2.1), celui-ci comprend :

- un objectif télécentrique T201 de marque Vision Control possédant une distance focale de 210 mm et une profondeur de champ de 5,3 mm<sup>20</sup>. De telles propriétés nous permettent respectivement de gérer l'encombrement machine et de nous affranchir des éventuels mouvements hors plan susceptibles d'exister lors du cyclage<sup>21</sup>. La taille de l'image ainsi obtenue est de 15,16 x 15,16 mm<sup>2</sup> ce qui permet d'observer toute la largeur des éprouvettes au niveau de la section minimale (15mm, cf. figure II.11-a)
- une caméra CCD mvBlueFox 124C possédant une résolution de 1600x1200 pixels<sup>2</sup>. Celle-ci est directement reliée à l'objectif télécentrique et permet, de fait, d'obtenir une image rectangulaire possédant une résolution de 9,47  $\mu\text{m}$ /pixel au format 8 bits.
- un système de platines 5 axes de la marque TriOptics permettant d'effectuer des translations suivant les 3 axes principaux X, Y et Z (course maximale de 75 mm par pas de 10  $\mu\text{m}$ ) ainsi que 2 rotations suivant les axes X et Z (sur 30° d'angle au maximum). Ce dispositif assure un positionnement optimal de l'objectif télécentrique vis-à-vis de l'éprouvette de fatigue, notamment le parallélisme de l'objectif par rapport à la normale à la surface de l'éprouvette (direction Z sur la figure II.11).
- une source de lumière froide PL3000 de chez Optics Concept constituée d'une lampe halogène multi-miroirs de 150W et de deux fibres optiques rigides permettant de localiser le flux lumineux à la surface de l'éprouvette de fatigue au niveau de la zone d'étude. Ce dispositif assure un éclairage d'intensité constante au cours des essais de fatigue ce qui minimise les erreurs de calcul induites par des variations de niveau de gris en corrélation d'images.

Pour effectuer les mesures de corrélation à la surface des éprouvettes, on ajoute une texture de surface ; et un algorithme d'acquisition et de traitement des images est de plus utilisé. Afin de s'assurer de la pertinence des résultats et de la reproductibilité entre les essais, un protocole expérimental a donc été défini, il est décrit dans ce qui suit.

---

19. Courbes de Bézier.

20. Profondeur de champ largement supérieur à la rugosité de surface de nos éprouvettes.

21. Nous verrons par la suite (chapitre II.3.2) que ces mouvements parasites hors plan sont négligeables.

### II.3.1.c Protocole expérimental et traitement des images

**Préparation des éprouvettes** - La mesure des champs de déplacement par corrélation d'images nécessite une texture possédant des gradients de niveaux de gris afin qu'elle puisse être utilisée comme marqueur. Dans le cadre de ces travaux, la microstructure en surface de nos matériaux n'induit pas un phénomène de texturation suffisant. Un mouchetis a été volontairement ajouté sur la surface d'étude des éprouvettes (figure II.18-a et b). Pour ce faire, les surfaces ont, dans un premier temps, été recouvertes d'une peinture blanche mate afin d'uniformiser ce qui sera la base de la texture. Les gradients de niveaux de gris ont dans un second temps été créés grâce à une bombe de peinture noire mate dont la buse permet la pulvérisation de fines gouttelettes. Leur répartition est totalement aléatoire comme il est possible de le voir sur la figure II.18-c.

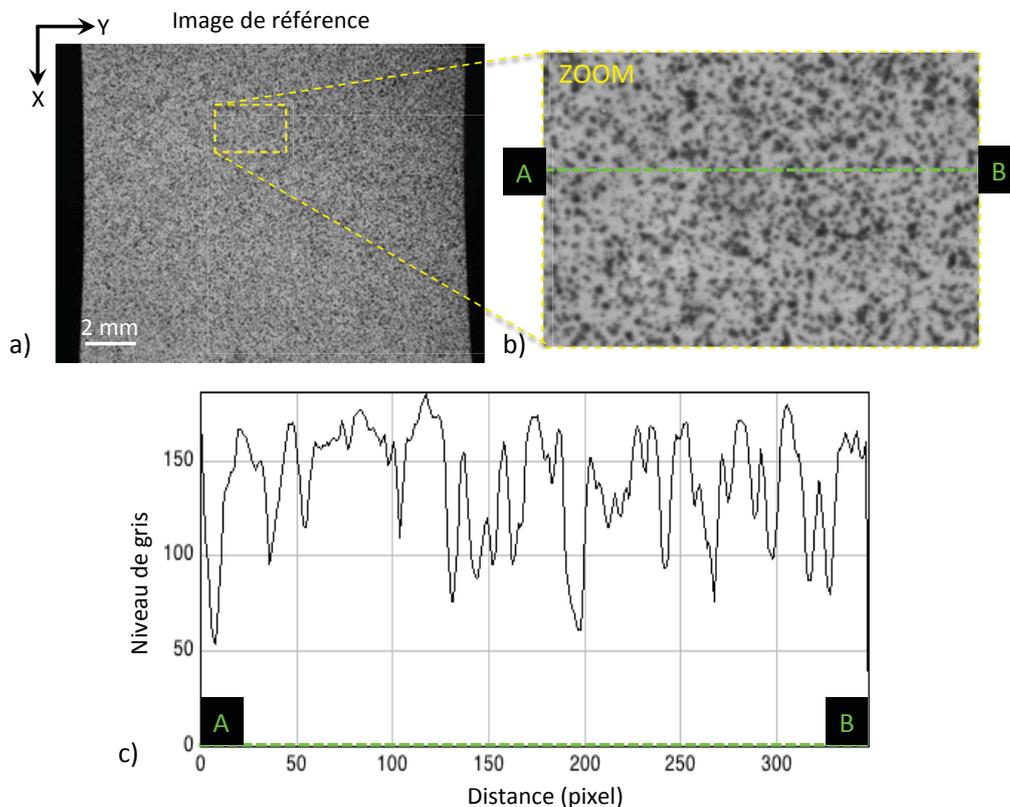


Figure II.18: Images de la surface d'une éprouvette de fatigue non-brasée obtenues par le dispositif de corrélation d'images (cf chapitre II.3.1.b) - a) Image de référence (la contrainte est appliquée selon la direction X) - b) Zoom sur l'image de référence - c) Variation des niveaux de gris suivant la droite AB définie sur l'image de référence zoomée (résolution 1 pixel = 9,47  $\mu\text{m}$ ).

**Acquisition des images** - L'acquisition des images est effectuée par l'intermédiaire d'un logiciel développé sous LabVIEW par P.Chaudet du laboratoire LaMCoS<sup>22</sup>. Ce logiciel permet un réglage fin des paramètres d'acquisition :

22. Laboratoire de Mécanique des Contacts et des Structures - INSA de Lyon

- **Temps d'acquisition  $T_a = 10 \text{ ms}$**  - L'intégralité des essais de fatigue ayant été réalisés à 10Hz, un tel temps d'acquisition permet d'éviter un phénomène de floutage des images du fait du cyclage et du mouvement de l'éprouvette. Ce paramètre est directement lié à la qualité de l'éclairage ainsi qu'à l'ouverture du diaphragme de l'objectif télécentrique.
- **Fréquence d'acquisition  $F_a \in [0,005-0,01] \text{ Hz}$**  - Suivant la durée des essais, les fréquences d'acquisition ont été fixées de manière à acquérir une image de l'état de surface tous les 100 ou 200 cycles. Les essais de fatigue pouvant atteindre plusieurs centaines de milliers de cycles, un échantillonnage plus fin aurait induit une quantité de données à traiter trop importante.
- **Lancement des acquisitions** - Pour chaque essai de fatigue, une image de référence a été acquise avant le lancement du cyclage à la contrainte moyenne  $\sigma_{\text{moyen}}$ . Le logiciel d'acquisition d'images n'a pas été synchronisé avec la machine de fatigue pour des raisons de compatibilité. Il s'agit là d'un point critique du protocole expérimental. Toutefois, les essais étant réalisés avec un rapport de charge  $R=0.1$ , l'intégralité des images présentent l'éprouvette sous un chargement de type traction.

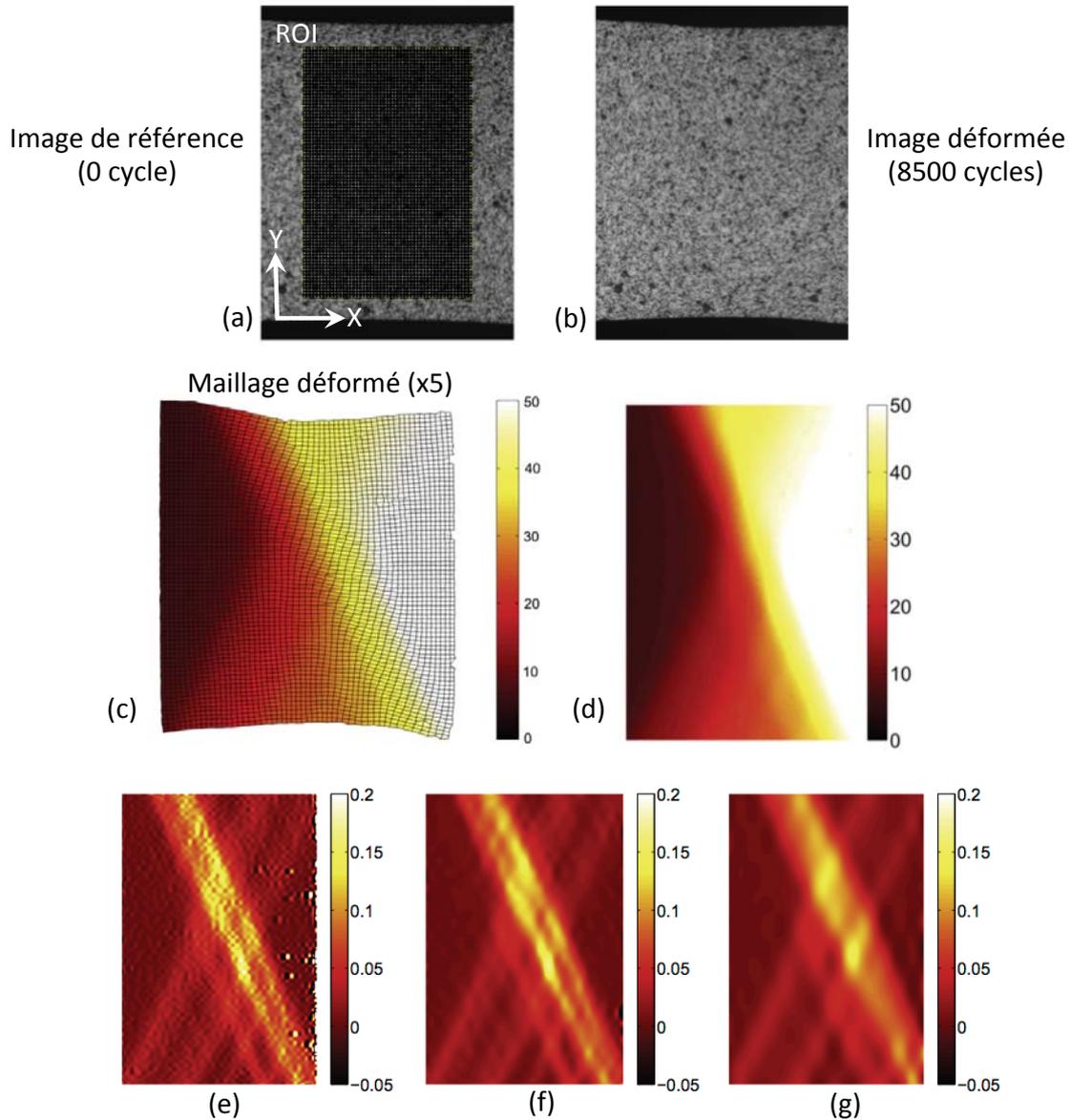
**Traitement des images** - La procédure de calcul de corrélation d'images utilisée a été présentée dans le paragraphe II.3.1.a via notamment les travaux de Elguedj *et al.* [73]. Celle-ci a été implémentée sous Matlab et réalisée à l'issue des essais de fatigue en post-traitement des données. Seule l'acquisition des images est simultanée à l'essai de fatigue. La visualisation des résultats s'effectue par l'intermédiaire du logiciel ParaView. Ce dernier en permet l'analyse ainsi que le traitement éventuel. La figure II.19 illustre le résultat de corrélation obtenu pour un essai de fatigue réalisé à une contrainte  $\sigma_{\text{max}}$  de 180 MPa sur un matériau non brasé. Sur cette figure sont visibles les images brutes non traitées de l'état de référence faisant apparaître la ROI (figure II.19-a) et de l'état déformé avant rupture de l'éprouvette à 8500 cycles (figure II.19-b). Le champ de déplacement correspondant suivant l'axe X (axe de sollicitation) est visible sur les figures II.19-c et d, au travers notamment d'une vue du maillage déformé (c). Les figures II.19-e, f et g illustrent le champ de déformation  $\epsilon_{xx}$  de type Green-Lagrange résultant d'un tel cyclage pour différentes tailles de "grains", respectivement 16, 32 et 64 pixels et des fonctions d'interpolations de type NURBS cubique [73].

### II.3.2 Stéréo-corrélation d'images numériques

La stéréo-corrélation d'images numériques est une technique aujourd'hui largement utilisée dans le domaine de la mise en forme des matériaux, notamment des métaux (essais d'emboutissage,...). Elle permet l'analyse de champs de déplacement suivant les 3 directions de l'espace et non uniquement dans un plan.

#### II.3.2.a Principe

La technique de stéréo-corrélation d'images numériques associe le principe de la vision binoculaire d'une même scène, à savoir la mesure d'un objet suivant deux angles différents, au procédé de corrélation d'images tel qu'il a été défini précédemment. La figure II.20 présente le principe de base d'une telle technique. Dans cette configuration, la seule utilisation de la caméra de gauche ne permet pas la dissociation des points Q et R puisqu'ils sont situés sur le même rayon de projection (C,p). Il existe alors une infinité de coordonnées 3D pour caractériser ces points. L'introduction de la caméra de droite, avec un angle caractéristique connu entre les deux caméras, permet d'attribuer aux points visés Q et R des coordonnées 3D uniques via respectivement les rayons de projection (C',q') et (C',r').



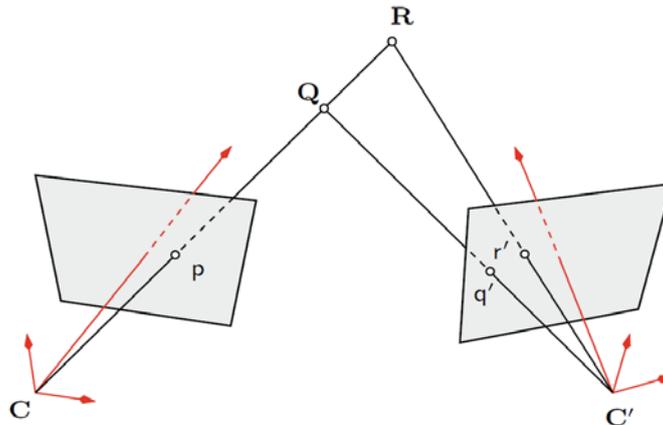


Figure II.20: Schéma de principe de la vue 3D à partir de deux caméras [79].

Par cette technique, il est possible de calculer les champs de déplacement hors-plan se produisant à la surface de nos éprouvettes, mais également de quantifier plus finement les déplacements plans analysés jusqu'à présent par corrélation d'images 2D.

### II.3.2.b Dispositif expérimental

Le dispositif de stéréo-corrélation d'images numériques (figure II.21) a été adapté aux essais de fatigue précédemment décrits (figure II.11). En plus du système d'éclairage par fibre optique utilisé en corrélation d'images numériques 2D, celui-ci se compose de deux ensembles optiques identiques de type LIMESS constitués respectivement :

- d'un objectif Nikon possédant une distance focale de 200 mm, une ouverture de diaphragme  $f/32$  et un champ de vue de  $30 \times 30 \text{ mm}^2$ .
- d'une caméra AVT possédant une résolution de  $2048 \times 2048 \text{ pixels}^2$  ce qui induit une résolution d'image de  $14,65 \mu\text{m}$  par pixel.
- d'un système de rotation micrométrique permettant un positionnement optimal des systèmes optiques vis-à-vis de l'éprouvette de fatigue (figure II.21-b).

### II.3.2.c Protocole expérimental et traitement des images

**Préparation des éprouvettes** - Cette étape est strictement identique à celle de corrélation d'images 2D décrite dans le paragraphe II.3.1.c.

**Calibration du dispositif** - La calibration est l'étape la plus délicate du protocole. Elle régit la précision des calculs de corrélation réalisés par la suite. Elle consiste à déterminer la relation reliant la position de chacune des caméras dans le but d'obtenir une vue tri-dimensionnelle de la zone d'étude. Cette étape s'effectue à l'aide d'une mire (figure II.21-a) dont les caractéristiques principales (nombre de points, espacement des points entre eux) sont connues par le logiciel Vic 3D spécialement conçu à cet effet. La mire comprend, entre autres, trois points spécifiques se démarquant des autres par leur fond blanc. Ces derniers permettent de caractériser le repère fixe lié à la mire. Afin de réaliser une calibration aussi fine que possible, il convient d'acquérir des paires d'images de la mire dans une quinzaine de positions différentes de l'espace et ce, afin de

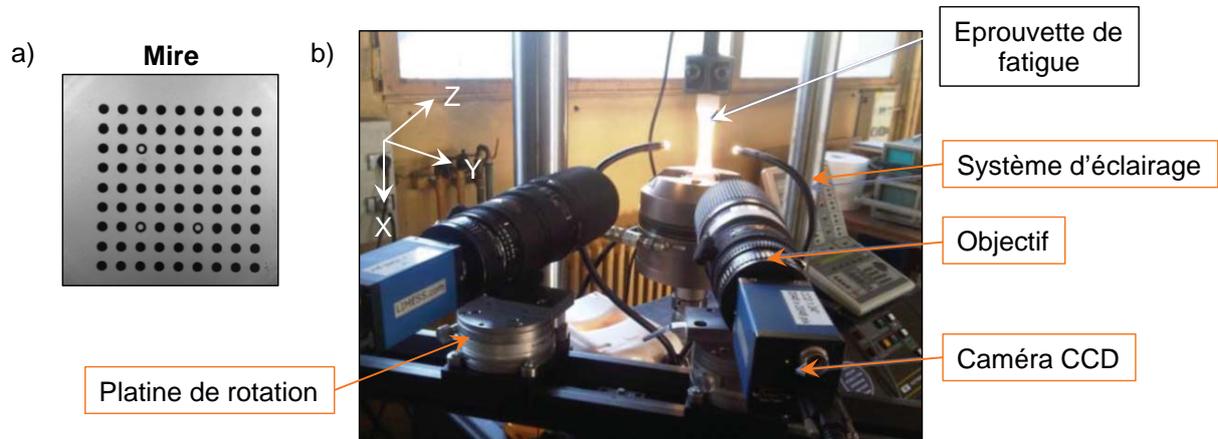


Figure II.21: a) Mire utilisée pour la calibration du dispositif de stéréo-corrélation d'images - b) Dispositif expérimental de stéréo-corrélation d'images numériques utilisé pour le suivi de l'endommagement à la surface des éprouvettes de fatigue

constituer une banque de données suffisantes pour permettre au logiciel la création de la relation liant les positions des caméras.

**Acquisition des images** - L'acquisition des images est effectuée par l'intermédiaire du logiciel Vic Snap qui contrôle les deux caméras et assure ainsi une parfaite synchronisation des prises de vue. Les paramètres d'acquisition sont les suivants :

- $T_a = 10 \text{ ms}$
- $F_a = [0,33 - 1] \text{ Hz}$  - Les fréquences d'acquisition choisies sont volontairement plus grandes que celles utilisées en corrélation d'images 2D (cf. paragraphe II.3.1.c). Cela permet une étude plus fine et complémentaire des mécanismes d'endommagement dans les derniers stades de la durée de vie des éprouvettes.
- **Lancement des acquisitions** - Cette phase est strictement identique à celle de corrélation d'images 2D décrite dans le paragraphe II.3.1.c.

**Traitement des données** - Le traitement des données s'effectue par l'intermédiaire du logiciel Vic 3D. A partir des paires d'images acquises tout au long de l'essai de fatigue, la corrélation de chaque couple d'images permet, en premier lieu, l'obtention d'une vue tridimensionnelle de l'état de surface. Le résultat de ce calcul de corrélation dépend fortement de deux paramètres que sont :

- le *subset* - Ce dernier correspond à la zone d'étude utilisée pour déterminer la position d'un même point physique entre deux images. Il est fortement lié à la qualité du mouchetis et doit donc être adapté lors du traitement de chaque essai. Plus le mouchetis est fin, plus la taille du *subset* est petite. De forme carrée, il sera systématiquement compris entre 20 et 30 pixels dans le cadre de ces travaux.
- le *step* - Ce paramètre définit l'espacement, en pixel, entre les points analysés lors du calcul de corrélation. Ainsi un *step* d'un pixel engendre un calcul sur chaque pixel de l'aire étudiée. Le temps de calcul est fortement dépendant de ce paramètre puisqu'il est inversement proportionnel à la taille du *step* au carré. Dans le cadre de ces travaux, il est

compris entre 3 et 5 pixels.

Les figures II.22 - a et b illustrent le résultat d'un calcul de stéréo-corrélation obtenu pour une éprouvette de fatigue<sup>23</sup>, pour une taille de *subset* respective de 20 et 100 pixels, avec une valeur de *step* fixée à 5 pixels. La figure II.22-a met très nettement en évidence un état de surface moins lissé que pour un *subset* de plus grande dimension et de fait, une précision plus importante dans la mesure de l'état de surface. A contrario, le calcul se voit entaché d'une plus grande erreur caractérisée par la présence de zones de non-convergence du calcul (zones non colorisées sur la figure II.22-a).

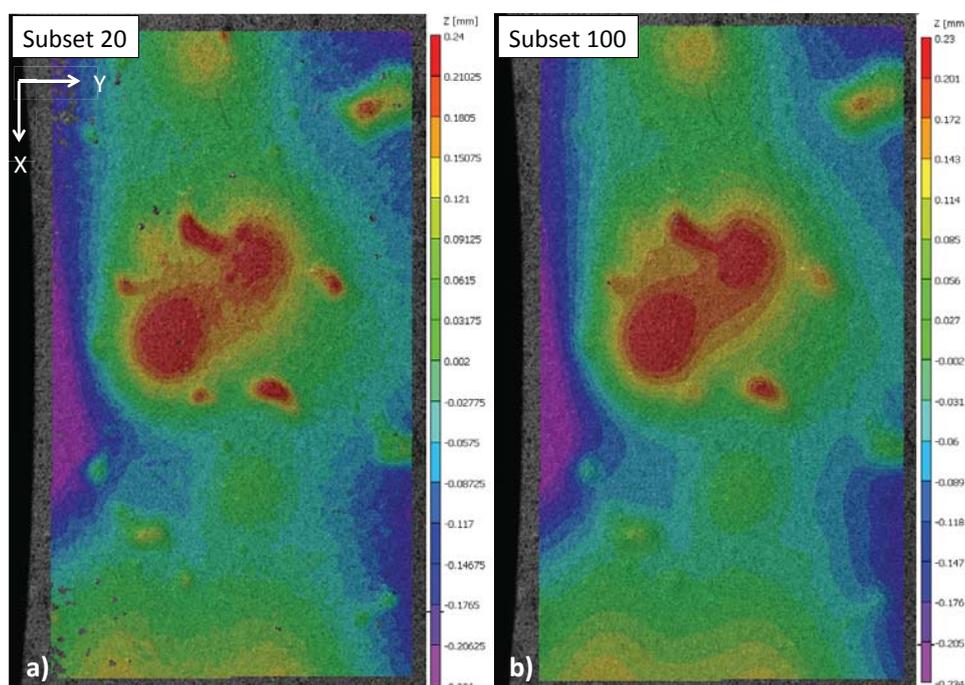


Figure II.22: Résultats de calculs de stéréo-corrélation illustrant l'impact de la taille de *subset* sur la visualisation et la quantification de l'état de surface- a) 20 pixels - b) 100 pixels - avec une valeur de *step* fixée à 5 pixels.

Le traitement des données permet également une visualisation de la déformation à la surface des éprouvettes. Cette dernière sera systématiquement de type Green-Lagrange dans les résultats qui seront présentés car mieux adaptée aux calculs en grandes déformations.

## II.4 Protocole expérimental global

L'intégralité des techniques expérimentales abordées dans ce chapitre a été intégrée dans un protocole expérimental global ayant pour objectif principal la compréhension et l'analyse des mécanismes d'endommagement en fatigue intervenant dans les matériaux constitutifs des échangeurs thermiques automobiles brasés. La figure II.23 donne une vue d'ensemble du protocole expérimental ainsi adopté. Ce dernier se réfère principalement aux éprouvettes de fatigue classiques et non aux éprouvettes de type tube/collecteur.

23. Eprouvette de fatigue de Configuration Matériaux 1 (CM1) brasée (cf. chapitre III).

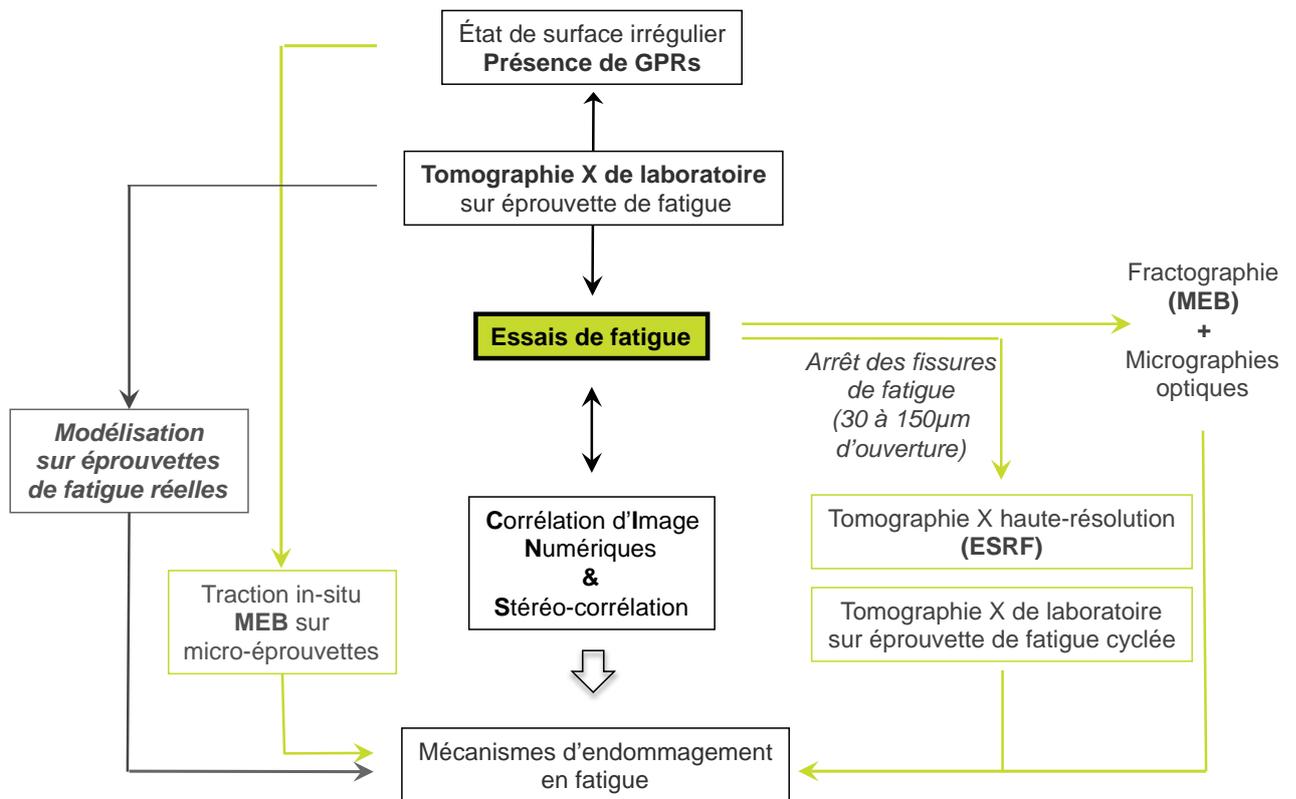


Figure II.23: Protocole expérimental global développé pour étudier les mécanismes d'endommagement en fatigue des matériaux constitutifs des échangeurs thermiques automobiles brasés. La partie "Modélisation sur éprouvettes de fatigue réelles" est l'objet du chapitre V et est intégralement détaillée en annexe A.



## CHAPITRE III

# Caractérisation des Matériaux Etudiés

L'objet de ce chapitre est de présenter une étude métallurgique approfondie des différentes configurations matériaux afin de mieux apprécier ultérieurement les liens éventuels pouvant exister entre la microstructure et les mécanismes d'endommagement en fatigue. Après avoir abordé les caractéristiques générales de nos matériaux, l'influence du procédé de brasage sur la microstructure sera étudiée au travers de diverses analyses à la fois qualitatives et quantitatives.

### III.1 Caractéristiques générales

Comme expliqué dans le paragraphe I.3.1, le brasage des échangeurs thermiques nécessite l'utilisation de structures multi-matériaux comprenant d'une part le ou les métaux d'apport pour la création des joints et d'autre part le métal d'âme servant à assurer l'intégrité mécanique de l'assemblage. Les parties qui suivent présentent les caractéristiques générales ainsi que le procédé de fabrication et de brasage de telles structures.

#### III.1.1 Configurations matières

Deux **Configurations Matériaux** (ci-dessous appelées CM), représentatives des tubes de radiateur de refroidissement actuellement commercialisés, font l'objet de cette étude. Nous les appellerons par la suite **CM0** et **CM1**. La figure III.1 est une vue schématisée de ces deux configurations. Elle sont toutes deux constituées d'un alliage 3916 comme matériau d'âme mais diffèrent l'une de l'autre par la nature et l'épaisseur de leur placage. La première, CM0 (figure III.1-a), est symétrique et possède deux placages de type 4045, d'épaisseur identique, représentant chacun 10% de l'épaisseur totale. La seconde, CM1 (figure III.1-b), est asymétrique et constituée d'un placage de type 4045 sur 15% de l'épaisseur totale et d'un placage de type 7072 sur 10% de l'épaisseur totale. Comme expliqué dans le paragraphe I.4.1, le placage 7072, dit placage interne par la suite, assure un rôle de protection contre la corrosion interne des tubes alors que le placage 4045, dit placage externe, assure la formation des joints de brasage du fait de sa température de fusion plus faible. **A noter que, sur ces représentations schématiques de la figure III.1, l'axe principal de laminage est repéré par l'axe X du repère orthonormé indiqué. Par convention, nous définirons donc par la suite le sens long et le sens travers de nos éprouvettes comme correspondant respectivement au plan XZ et YZ du repère.**

Le tableau III.1 renseigne sur la composition chimique des différents alliages utilisés dans ce travail. Ils ont été fournis par Constellium sous forme de tôles laminées de 0,27 mm d'épaisseur.

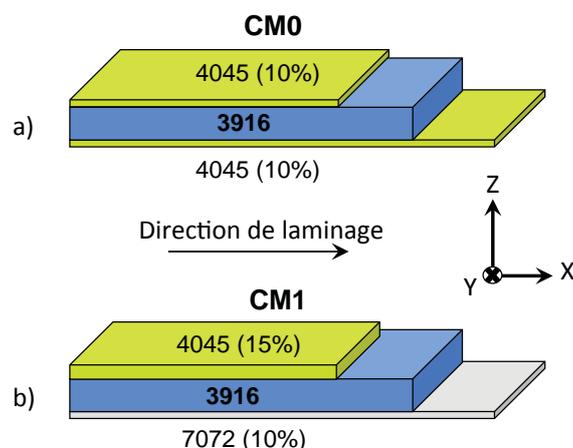


Figure III.1: Vue schématique des Configurations Matériaux étudiées - a) CM0 - b) CM1.

Directement prélevées sur la chaîne d'approvisionnement des radiateurs de refroidissement Valeo, ces tôles ont été obtenues par le procédé standard de fabrication décrit dans la partie III.1.2 de ce chapitre. Ces dernières ont ensuite subi un procédé de brasage représentatif des conditions industrielles dans un four de prototypage Valeo (partie I.3.3.b).

Alliage	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
3916	<0.3	<0.3	0.5-0.8	1-1.5	<0.05	<0.2	<0.1
4045	9-11	<0.8	<0.3	<0.05	<0.05	<0.1	<0.2
7072	<0.7	<0.7	<0.1	<0.1	<0.1	0.8-1.3	<0.05

Tableau III.1: Composition chimique AA (Aluminium Association) des alliages 4045 et 7072 constitutifs des configurations matériaux CM0 et CM1 étudiées (% massique) - L'alliage 3916 est un alliage propre à Constellium.

Alliage	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Réf.
3003 <sup>1</sup>	<0.4	<0.7	<0,3	0.8-1.2	<0.05	-	-	[1, 80, 81, 82, 83, 84, 85]
3104 <sup>2</sup>	0.2	0.4	0.2	1	<b>1</b>	-	-	[86, 87]
4343 <sup>3</sup>	<b>7.8</b>	0.09	0.11	0.01	-	0.09	-	[1, 82, 83, 84, 85, 88]
4104 <sup>4</sup>	9-10.5	<0.8	<0.25	<0.1	<b>1-2</b>	-	-	[81]

Tableau III.2: Composition chimique des alliages d'aluminium couramment rencontrés dans la littérature dans le cadre d'études relatives au procédé de brasage des échangeurs thermiques.

1. Alliage pour échangeur thermique d'ancienne génération - Il présente une teneur en Cu moindre et de fait, une moins bonne tenue à la corrosion (écart de potentiel moindre avec le placage 7072).
2. Alliage utilisé pour les boîtes boissons.
3. Alliage utilisé comme placage pour le brasage avec Flux Nocolok lorsque l'alliage 4045 est trop fluide pour l'application.
4. Alliage de placage utilisé pour le brasage sous vide.

L'évolution des matériaux utilisés pour les échangeurs thermiques étant très rapide, il n'existe, à notre connaissance, aucune étude décrivant la microstructure induite par le braçage pour les matériaux étudiés ici. De ce fait, les références bibliographiques qui seront citées dans la suite de ce chapitre portent sur des alliages aux compositions souvent voisines, mais dont les variations peuvent induire des modifications microstructurales importantes. Afin de simplifier la compréhension des microstructures obtenues dans le cadre de cette étude, le tableau III.2 renseigne sur la composition des principaux alliages rencontrés dans la littérature. Seuls ceux clairement identifiés et définis dans la littérature sont reportés dans ce tableau. Les principales différences en termes de composition par rapport aux alliages de la présente étude portent essentiellement sur la teneur en Mg ou en Si (en gras dans le tableau).

### III.1.2 Procédé de fabrication

L'obtention de telles structures multi-matériaux se fait essentiellement par l'intermédiaire du procédé continu de co-laminage. Plusieurs passes sont nécessaires pour obtenir les faibles épaisseurs souhaitées tout en assurant l'intégrité de la matière et des propriétés mécaniques finales [89, 90, 91]. L'intégralité du procédé de fabrication utilisé dans le cadre de cette étude est défini par la figure III.2. Le tableau III.3 renseigne quant à lui sur les épaisseurs de tôles (en mm) obtenues à l'issue des différentes phases de fabrication. Les pourcentages indiqués entre parenthèses pour la phase 1 correspondent au taux de laminage<sup>1</sup> de chacun des alliages.

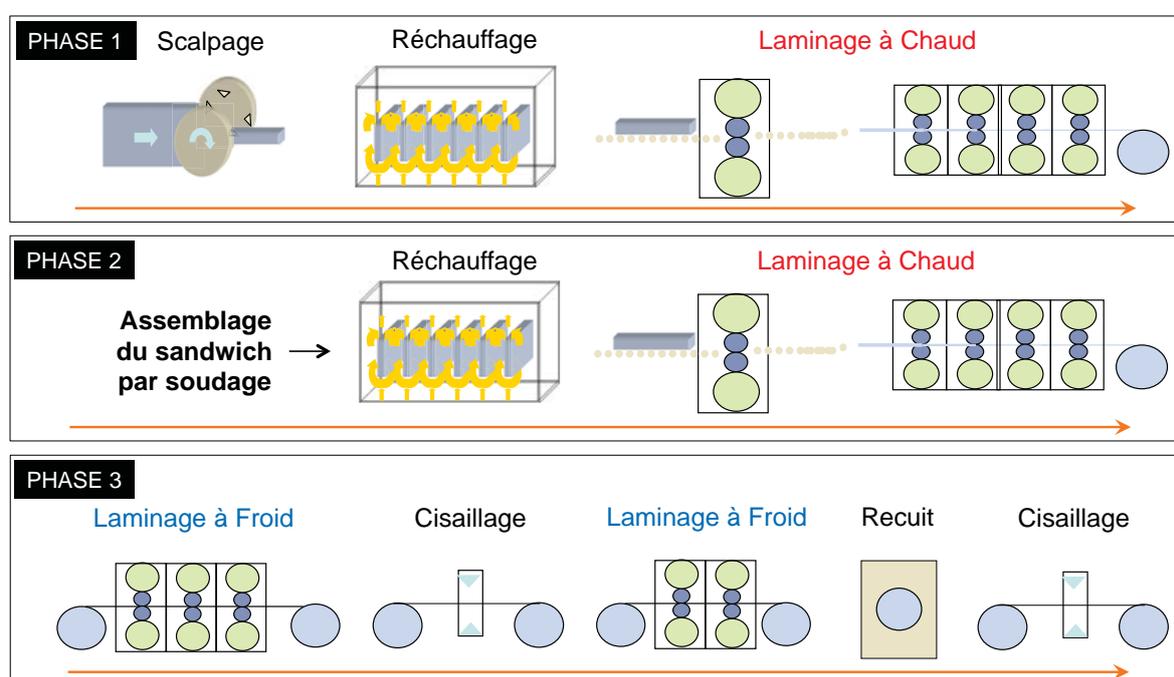


Figure III.2: Protocole de co-laminage des structures multi-matériaux utilisés dans les échangeurs thermiques.

Globalement, le procédé de fabrication peut se diviser en 3 phases distinctes :

1. Le taux de laminage est défini comme la différence d'épaisseur initiale et finale rapportée à l'épaisseur initiale.

- **Phase 1** - Réduction d'épaisseur de chacun des alliages d'aluminium constitutifs du multi-matériau final (structure sandwich) par laminage à chaud. Les épaisseurs obtenues en sortie sont fonction des rapports d'épaisseur souhaités entre le(s) placage(s) et l'âme de la structure (tableau III.3). A noter la nécessité d'un réchauffage préalable du matériau pour, d'une part, l'amener à la température de laminage et, d'autre part, permettre d'éventuels traitements thermiques ou le détensionnement de contraintes résiduelles [91].
- **Phase 2** - Assemblage par soudage par points<sup>2</sup> des différents alliages d'aluminium en fonction de la configuration finale souhaitée. Cette phase est complétée par un laminage à chaud pour obtenir une épaisseur de sandwich de 3mm quelle que soit la configuration matériaux (tableau III.3).
- **Phase 3** - Réduction d'épaisseur de la structure sandwich par laminage à froid. Dans le cadre de cette étude, les matériaux étudiés ont nécessité deux étapes de laminage à froid successives pour l'obtention de l'épaisseur finale (tableau III.3). Des phases de cisailage permettent de plus la découpe des bobines aux largeurs adéquates pour ce type d'application. Un traitement thermique de restauration à 250°C pendant 1h est réalisé à l'issue de la dernière étape de laminage à froid afin de rétablir les propriétés mécaniques des tôles. Celles-ci présentent ainsi un état métallurgique H24<sup>3</sup> à l'issue du procédé de fabrication.

Alliage	CM0		CM1		
	3916	4045	3916	4045	7072
Epaisseur (mm)	560	560	560	560	560
<b>Phase 1</b> (mm)	420 (25%)	59 (89,5%)	405 (27,7%)	100 (82,1%)	72 (87,1%)
<b>Phase 2</b> (mm)	→ 3 (LAC)				
<b>Phase 3</b> (mm)	→ 0,65 (LAF) → 0.4 (LAF) → 0.27 (LAF)				

**Tableau III.3: Tableau récapitulatif des épaisseurs de tôles obtenues à l'issue des différentes phases du procédé de fabrication**

### III.1.3 Procédé de brasage

Le procédé de brasage sous flux Nocolok® a été détaillé dans le chapitre I.3.3. La figure III.3 présente le profil thermique appliqué à nos éprouvettes de fatigue. Bien qu'il n'y ait pas de joint de brasage à créer pour l'étude d'éprouvettes de fatigue (cf. chapitre II.2.1), un tel cycle thermique assure l'obtention d'un état métallurgique représentatif de celui des tubes de radiateur de refroidissement. Cet état, ainsi que la microstructure correspondante, sont détaillés dans la suite de ce chapitre.

### III.1.4 Propriétés mécaniques générales

Les principales propriétés mécaniques avant et après brasage des deux CMs sont données dans le tableau III.4.

Ces caractéristiques mécaniques statiques ( $R_{p0.2}$  et  $R_m$ ) seront utilisées par la suite afin de normaliser les contraintes maximales appliquées lors des essais de fatigue. Cela permettra

2. Soudage effectué sur le côté des tôles.

3. Etat écroui partiellement adouci - nuance demi-dure [92]

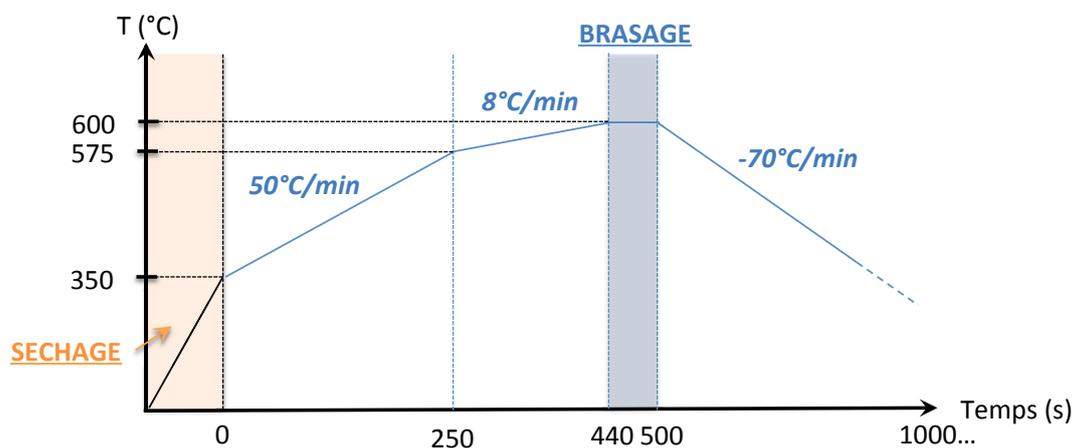


Figure III.3: Profil thermique appliqué lors des étapes de séchage et de brasage des échangeurs thermiques.

CM	Etat	$R_{p0.2}$ (MPa)	$R_m$ (MPa)	$S$	$A\%$	$E$ (GPa)	$\nu$
0	Avant brasage	188	206	0,91	12	70	0.33
	Après brasage	62	158	0,39	13.9		
1	Avant brasage	172	193	0,89	13	70	0.33
	Après brasage	55	143	0,38	14.6		

 Tableau III.4: Principales propriétés mécaniques des deux CMs avant et après brasage.  $R_{p0.2}$  désigne la limite d'élasticité conventionnelle à 0.2% de déformation plastique,  $R_m$  la contrainte maximale à rupture,  $S$  le rapport entre  $R_{p0.2}$  et  $R_m$ ,  $A\%$  l'allongement à rupture,  $E$  le module d'Young et  $\nu$  le coefficient de Poisson.

de comparer les CMS à état de contraintes équivalent. Les notations normalisées utilisées par la suite sont respectivement  $\Sigma_e$  et  $\Sigma_r$ . Le paramètre S, défini comme le rapport de la limite d'élasticité par la résistance à la traction a également été spécifié dans ce tableau pour chacun des matériaux avant et après brasage.

## III.2 Influence du procédé de brasage

### III.2.1 Microstructure générale

Diverses observations optiques, réalisées après attaque Keller et oxydation anodique, permettent d'apprécier les variations microstructurales induites par le procédé de brasage sur les deux CMS. Les figures III.4 et III.5 illustrent les microstructures respectivement avant et après brasage sur des matériaux issus des éprouvettes de fatigue, suivant différents axes de prélèvement : sens long ( $XZ$ ) et sens travers ( $YZ$ )<sup>4</sup>. L'analyse de ces micrographies, couplée à une étude bibliographique, fait apparaître les points suivants :

– **Avant brasage (figure III.4) :**

Concernant les tailles de grains :

- Pour les deux CMS, les grains de l'alliage 3916 présentent un rapport d'aspect  $XZ/YZ$  très élevé lié au fort taux de laminage, de l'ordre de 91%, induit essentiellement par la phase de laminage à froid (figures III.4 - a, b, e et f). La contribution du laminage à chaud est en effet minime pour l'alliage 3916, ainsi que pour les alliages de placage, ces derniers recristallisant lors du refroidissement suivant cette étape à chaud.
- Les grains des placages 4045 et 7072, quelle que soit la CM, sont relativement équiaxes<sup>5</sup> (figure III.4 - a, b, e et f). Ceci est dû au phénomène de restauration intervenant lors du traitement thermique effectué en fin de laminage en vue de l'obtention d'un état H24 de la structure globale. Deux hypothèses peuvent être avancées pour expliquer une telle différence avec l'alliage d'âme 3916 : la première réside dans des taux de déformation plus importants des placages du fait d'un contact direct avec les rouleaux de laminage, la seconde est liée directement à leurs compositions respectives moins alliées, notamment en termes de teneur en Mn, d'où une précipitation moins défavorable au mouvement des dislocations.

Concernant les phénomènes de précipitation :

- De nombreux intermétalliques sont observables dans l'alliage d'âme 3916. Les phénomènes de précipitation dans ce type d'alliage 3xxx ont été largement étudiés dans la littérature. Les travaux d'Alexander *et al.* [86, 87, 93] ainsi que ceux de Li *et al.* [80] sur des alliages 3xxx de compositions voisines (alliage AA3003 principalement), suggèrent qu'il s'agit très majoritairement d'intermétalliques primaires de type  $Al_6(Mn,Fe)$ . Selon ces auteurs, une transformation eutectoïde, dite  $\delta$ -to- $\alpha$ , transformant  $Al_6(Mn,Fe)$  en  $\alpha$ -Al(Mn,Fe)Si est susceptible de se produire lors de traitements thermiques de restauration de l'alliage suivant la relation III.1 [87] :

---

4. Axes définis dans le paragraphe III.1 du présent chapitre.

5. L'alliage 7072 conserve malgré tout des grains légèrement allongés, du fait du laminage à froid.

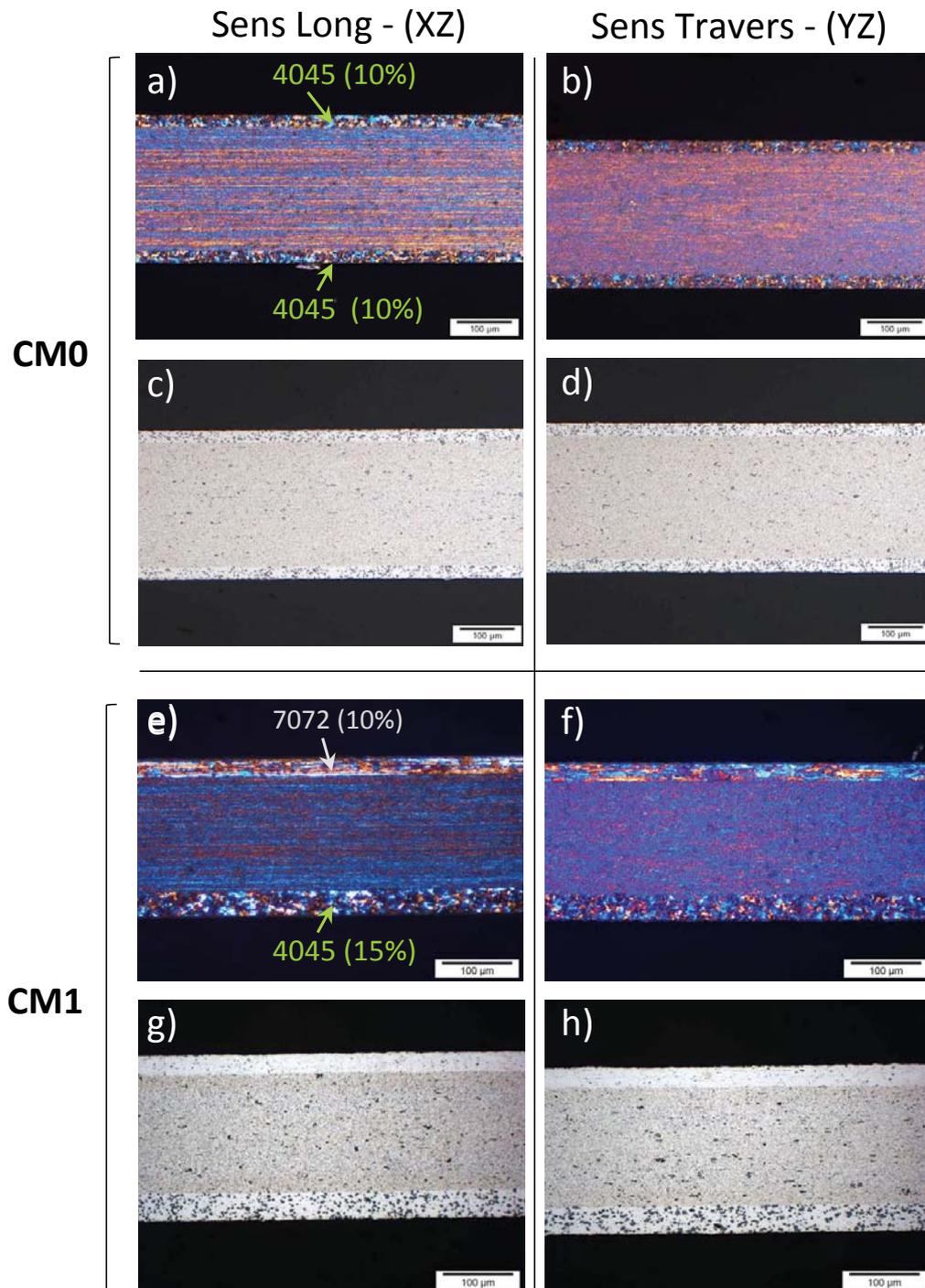


Figure III.4: Micrographies des CMs 0 et 1 avant brasage suivant les sens long (XZ) et travers (YZ), après oxydation anodique (a, b, e et f) et attaque Keller (c, d, g et h).

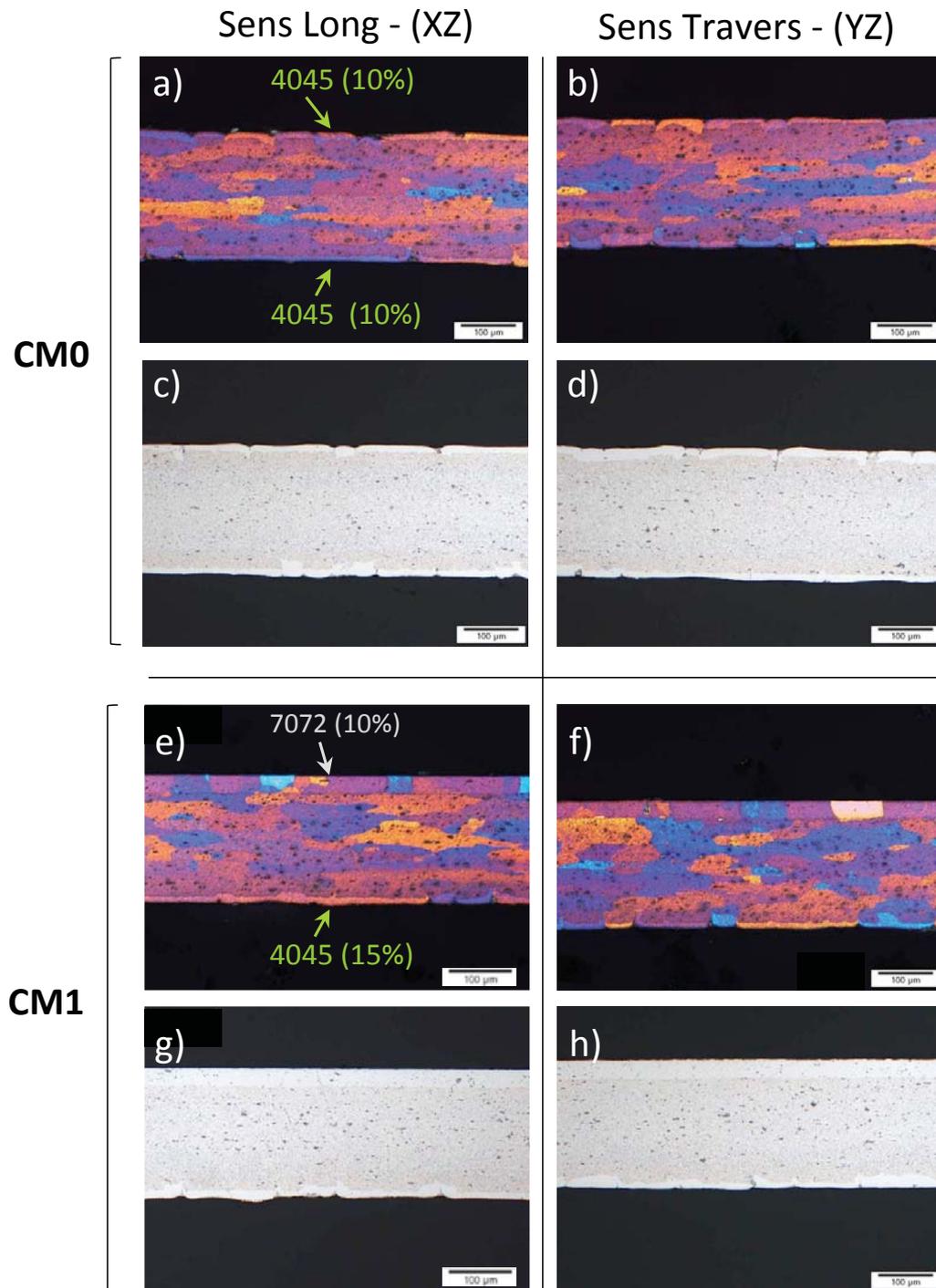


Figure III.5: Micrographies des CMs 0 et 1 après brasage suivant les sens long (XZ) et travers (YZ), après oxydation anodique (a, b, e et f) et attaque Keller (c, d, g et h).



Dans le cadre de cette étude, l'obtention d'un état H24 ayant nécessité un traitement thermique de 250°C pendant 1h, une telle transformation a sans doute eu lieu. Nous n'avons toutefois pas quantifié plus précisément les proportions de chacun des intermétalliques en présence à l'issue d'un tel traitement de restauration.

- Des précipités, peu nombreux, sont également observables dans le placage 7072 (figure III.4 - g et h). De petites dimensions, ils peuvent être de type  $Al_3Fe$  [94],  $Fe_2SiAl_5$  ou encore  $FeSiAl_5$  d'après un calcul effectué sur le logiciel *Prophase*. L'intégralité du zinc présent dans cet alliage se trouve théoriquement, suivant le diagramme de phase, en solution solide avec l'aluminium.
- Les placages de 4045, de type Al-Si ( $\approx 10\%$  de Si), contiennent de très nombreux précipités de Si sous forme de globules (figure III.6). Selon Marshall *et al.* [81] et Yoon *et al.* [95], de tels globules sont le résultat de la coalescence des aiguilles de  $Si^6$  au cours des différentes étapes du processus de fabrication des tôles. De plus, la faible solubilité du fer dans l'aluminium ( $< 0.05\%$ ) est responsable de la présence, à une échelle plus fine, de petits précipités identifiés dans la littérature [96, 97, 98] comme pouvant être des phases de type  $Al_3Fe(Si)$ ,  $\alpha-AlFeSi$  ou encore  $\beta-AlFeSi$ . Ces précipités n'ont pas été directement caractérisés dans le cadre de cette étude. La figure III.6 montre les phases en présence dans le matériau d'âme et le placage externe avant brasage.

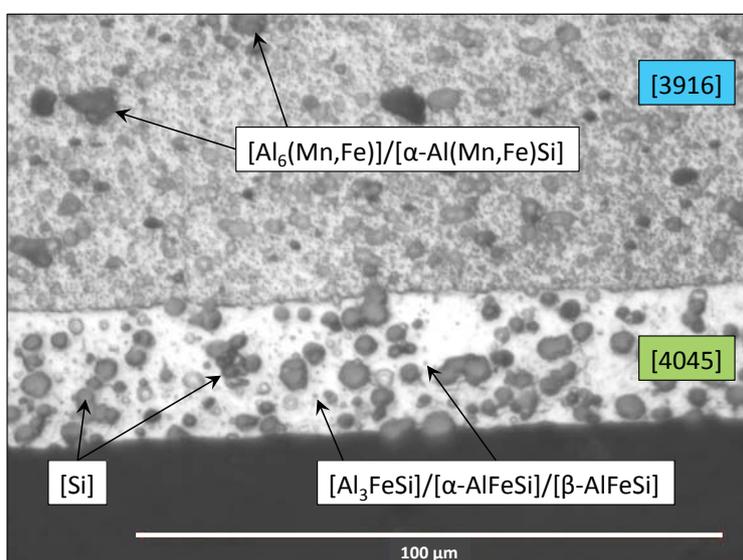


Figure III.6: Micrographie des placages 4045 et 3916 avant brasage - Identification des différentes phases en présence.

6. Aiguilles induites par la faible solubilité du silicium dans l'aluminium (solution solide  $\alpha$  d'Al contenant maximum 1,65% de silicium).

– **Après brasage (figure III.5) :**

Concernant les tailles de grains :

- Pour les deux CMs, le procédé de brasage a induit une recristallisation totale de l'alliage 3916. La structure globale est alors dans un état métallurgique de type O. Les nouveaux grains conservent toutefois une forme de "pancakes" dont la plus faible dimension est orientée suivant l'épaisseur de nos tôles/éprouvettes (de 50 à 300  $\mu\text{m}$  suivant les sens long et travers et de l'ordre de 20  $\mu\text{m}$  suivant l'épaisseur). Une dizaine de grains maximum constitue ainsi l'épaisseur des éprouvettes quelle que soit la CM considérée. Une telle morphologie des grains s'avère utile dans la tenue à la corrosion. Elle favorise en effet une attaque latérale suivant les joints de grains et non directement en profondeur [2].
- Le passage à l'état liquide des placages 4045 lors du procédé de brasage est responsable de leur grande modification microstructurale par rapport à leur état avant brasage. Initialement composés de grains équiaxes de quelques micromètres, les placages 4045 ne sont plus constitués que d'un seul grain dans l'épaisseur. A noter la forte diminution d'épaisseur du placage qui y est associée (figures III.5 - a à h).
- En ce qui concerne le placage 7072, un important phénomène de recristallisation est intervenu lors du procédé thermique de brasage, induisant au final la présence d'un seul grain équiaxe dans l'épaisseur. A noter qu'à l'inverse du placage 4045, aucune variation d'épaisseur n'est observable du fait d'une température de brasage nettement inférieure à la température de solidus de ce placage<sup>7</sup> dont l'objectif premier est d'assurer la tenue à la corrosion de la structure.

Concernant les phénomènes de précipitation :

- Le procédé de brasage induit la présence d'une bande large de précipités, aussi appelées BDP (*Band of Dense Precipitate*), localisée dans l'alliage d'âme, directement sous le placage résiduel 4045. La précédente figure II.3 - b représentative d'un joint de brasage illustre la présence d'une telle BDP au travers de cartographies EPMA de l'élément Si. Largement décrite dans la littérature pour des configurations matériaux analogues [93, 81, 99], cette bande résulte en effet de la diffusion du Si depuis le placage 4045 vers le matériau d'âme lors du traitement thermique de brasage. Une telle diffusion induit, selon ces auteurs, un phénomène de précipitation à partir de la solution solide. Les petits précipités ainsi formés contiennent essentiellement les éléments Al, Mn et Si, ainsi que quelques traces de Fe<sup>8</sup>, et se présentent sous la forme  $\alpha\text{-AlMnSi}$ . Ce phénomène de précipitation est favorisé notamment par la diminution de la solubilité de Mn dans l'aluminium du fait de l'enrichissement en Si [81]. Les travaux de Marshall *et al.* [81] ainsi que ceux de Benedictus *et al.* [100] précisent qu'une telle BDP peut mesurer de 40 à 70  $\mu\text{m}$  selon les cycles de brasage appliqués. Plus récemment, Sigli *et al.* [101] ont élaboré un modèle de prédiction de la dimension des BDP à partir de calculs de diffusion des éléments constitutifs. Ils ont ainsi montré que, pour une configuration matériaux âme/placage 3005/4045 et un maintien de 5 min à une température de brasage de 595°C, la BDP mesure 100  $\mu\text{m}$  d'épaisseur. Une telle BDP est recherchée

---

7. Température de solidus de l'alliage 7072 supérieure à 630°C.

8. Le fer étant principalement consommé dans les intermétalliques primaires de type  $\text{Al}_6(\text{Mn,Fe})$ .

dans les alliages dit Long-Life<sup>9</sup> (LL) de part son impact bénéfique sur la tenue à la corrosion. La formation d'intermétalliques entraîne en effet une diminution de la proportion de Mn en solution solide et de fait, une diminution du potentiel de corrosion dans cette zone qui devient alors sacrificielle.

Dans le cadre cette étude, des épaisseurs de BDP quelque peu inférieures, de l'ordre de 50 - 70  $\mu\text{m}$  ont été mesurées à partir de micrographies après attaque Keller. Des relevés profilométriques EPMA sur échantillon CM1 brasé confirment ces mesures via la mise en lumière du phénomène de diffusion du Si du placage vers le matériau d'âme (figure III.7). Il est également possible d'y apprécier l'importante phénomène de diffusion inverse du Cu (du matériau d'âme vers le placage 4045).

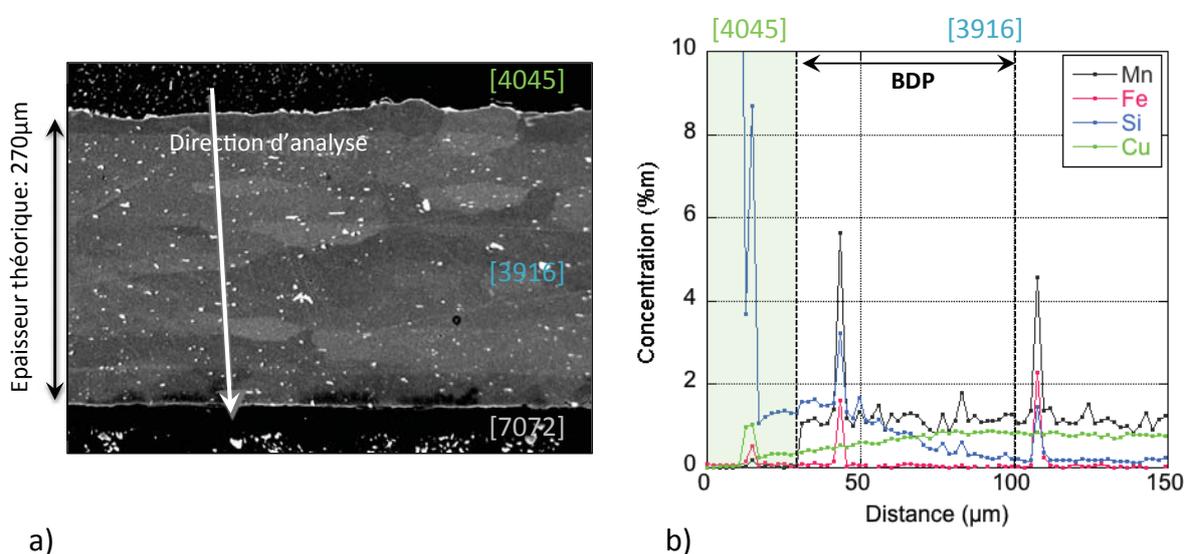


Figure III.7: a) Micrographie EPMA en électrons rétrodiffusés d'une éprouvette de fatigue brasée de type CM1 - b) Evolution des concentrations en Mn, Fe, Si et Cu le long de l'épaisseur de l'éprouvette - direction d'analyse identifiée sur a).

- Après brasage, les intermétalliques primaires de type  $\text{Al}_6(\text{Mn,Fe})$  sont toujours présents dans le matériau d'âme 3916, bien qu'en moindre proportion. En effet, toujours d'après les travaux d'Alexander *et al.* [86, 93], de Li *et al.* [80], ainsi que ceux de Warmuzek *et al.* [102], la transformation partielle, dite  $\delta$ -to- $\alpha$ , des phases  $\text{Al}_6(\text{Mn,Fe})$  en intermétalliques de type  $\alpha$ - $\text{Al}(\text{Mn,Fe})\text{Si}$  (relation III.1) a eu lieu.
- Le placage résiduel 4045 quant à lui possède une microstructure très hétérogène caractérisée notamment par la formation de joints de brasage dans le cadre d'échangeurs thermiques ou de GPR en ce qui concerne les éprouvettes de fatigue. Les spécificités de cette microstructure sont détaillées dans les prochains paragraphes de ce chapitre.

9. L'alliage 3916 est l'un de ces alliages.

## III.2.2 Structure de solidification du placage 4045

### III.2.2.a Joint de brasage

Le passage à l'état liquide du placage 4045 lors du procédé de brasage assure par capillarité la formation de joints de brasage entre les différents composants des échangeurs thermiques. D'après l'étude menée dans le chapitre I.4.2 sur les sollicitations thermo-mécaniques induites en service, l'endommagement se localise préférentiellement au niveau des joints de brasage tube/collecteur situés aux extrémités hautes et basses des radiateurs de refroidissement (figure I.11) du fait notamment de contraintes locales élevées en pied de tube. Il convient donc d'effectuer une caractérisation microstructurale précise d'une telle zone de sollicitation.

A l'issue du traitement thermique de brasage, la microstructure au sein du joint formé est caractéristique d'une solidification de type Al-Si eutectique (figure III.8). Une telle microstructure s'avère commune à tous les joints de brasage, qu'il s'agisse de joints tube/tube, tube/intercalaire (figure I.5) ou tube/collecteur (figure III.8) comme ici.

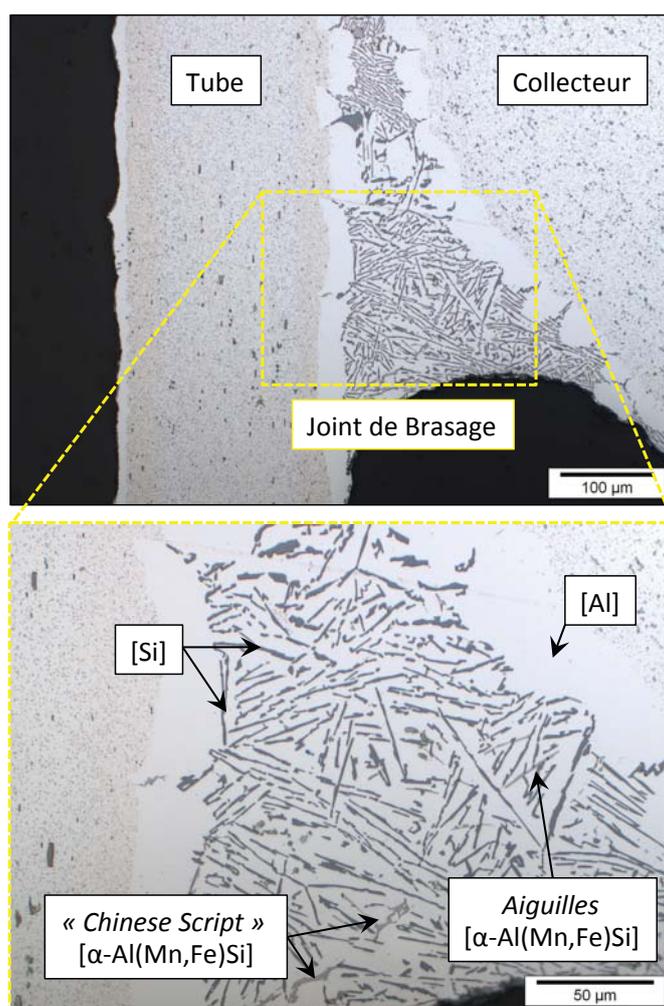


Figure III.8: Micrographie optique obtenue après attaque Keller au niveau d'un joint de brasage tube/collecteur

Sekulic *et al.* [84, 85], dans de récents travaux, se sont penchés sur les structures de solidification obtenues à partir de placages fondus *Al-Si* et plus précisément sur la mise en place d'un modèle de prédiction de la microstructure de solidification, à partir d'observations microstructurales. A l'image des nombreuses études citées jusqu'à maintenant, celles-ci portent sur des alliages d'âme et de placage respectivement de type 3003 et 4343 (tableau III.2). Leur travaux montrent en premier lieu la formation des dendrites de la solution solide Al suivie d'une phase eutectique Al-Si caractérisée par la présence d'aiguilles de Si. Ces travaux n'abordent toutefois pas les phénomènes de précipitation dans de telles configurations matériaux. Pour cela, il faut se référer aux récents travaux de Dehmas *et al.* [83] et Warmuzek *et al.* [102, 103]. Ces derniers fournissent des données qualitatives et quantitatives sur la nature des intermétalliques formés lors de la solidification du placage liquide Al-Si. Par analogie, il nous est possible de faire des hypothèses quant à la nature des intermétalliques observables sur la figure III.8. Situés dans les régions interdendritiques de l'alliage hypo-eutectique 4045, les intermétalliques se présentent sous forme de longues aiguilles ou de phases à la géométrie plus complexe, couramment appelées "*Chinese Script*". Des analyses quantitatives EDX menées sur de tels joints de brasage nous ont permis de confirmer les données de la littérature et notamment les analyses EDX réalisées par Tierce *et al.* [1] sur des alliages 3003 et 4343 (tableau III.2). Les aiguilles ont ainsi été analysées comme étant de stoechiométrie  $Al_9Si_3(Fe,Mn)_2$ . Il s'agit là de particules couramment rencontrées, définies dans la littérature comme étant de type  $Al_9Fe_2Si_2$ , pour lesquelles le Si est en quantité légèrement plus importante et où le Mn remplace partiellement le Fe. Ces intermétalliques, majoritairement rencontrés dans les joints de brasage, contiennent également jusqu'à 0,2% atomique de Cu. Les "*Chinese Script*" présentent, quant à eux, une stoechiométrie de type  $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ , contenant jusqu'à 1% atomique de Cu. Il s'agit donc d'intermétalliques unanimement définis dans la littérature comme étant de type  $\alpha-Al(Mn,Fe)Si$  (relation III.1). Il est important de spécifier que l'analyse stoechiométrique EDX d'alliages 4xxx n'est respectée que dans le cas de très grands objets. En effet, dans de tels alliages, les particules sont encastrées dans une matrice contenant beaucoup de Si, rendant complexe la quantification des différents éléments.

### III.2.2.b Goutte de Placage Résiduel - GPR

La non-utilisation du placage liquide dans la création d'éventuels joints lors du brasage des éprouvettes de fatigue induit l'existence d'un état de surface très irrégulier caractérisé notamment, par la présence de GPR après refroidissement. La présente partie s'attache à caractériser la microstructure de ces GPRs afin de s'assurer de leur représentativité vis-à-vis des structures réelles. Dans ce qui suit, les alliages utilisés (4045 et 3916) étant strictement les mêmes pour les deux configurations matières, nous ferons l'hypothèse que les GPRs possèdent une microstructure identique qu'il s'agisse d'une CM0 ou d'une CM1<sup>10</sup>.

La figure III.9 illustre la microstructure d'une GPR à la surface d'une éprouvette de fatigue brasée (CM1) telle qu'elle apparaît sur l'image obtenue par EPMA en électrons rétrodiffusés. Une importante différence de microstructure entre le matériau d'âme et la GPR y est clairement observable. Cette dernière présente en effet une structure de solidification eutectique Al-Si. Une analyse plus fine des éléments en présence est donnée sur la figure III.10.

L'analyse de ces micrographies EPMA, couplée à une recherche bibliographique, nous a

10. Nous verrons par la suite (cf. chapitre V) que seules les dimensions des GPR évoluent en fonction de la CM.

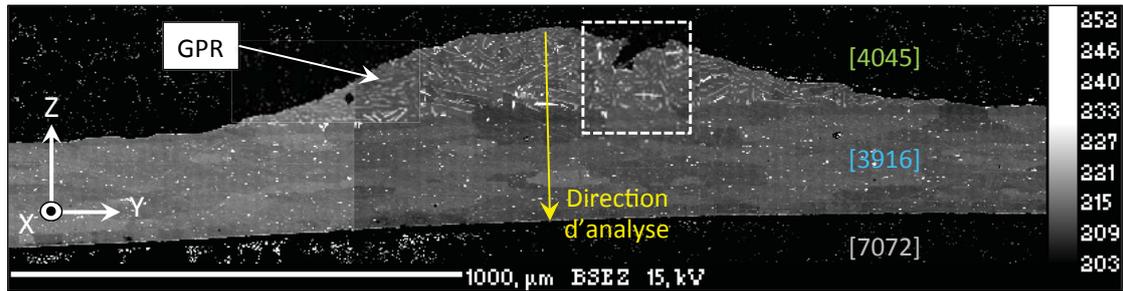


Figure III.9: Coupe EPMA d'une GPR à la surface d'une éprouvette de fatigue brasée de type CM1 - vue obtenue en électrons rétrodiffusés.

permis d'identifier les différentes phases présentes dans les GPRs :

- Des aiguilles de Si eutectique (figure III.10 - a et c) orientées de manière aléatoire sont clairement visibles. En nombre important, leur taille est comprise entre 25 et 80  $\mu\text{m}$  de long.
- L'association des figures III.10 - b, c, d et e révèle la présence d'intermétalliques de type Al-Mn-Fe-Si dans les GPRs. Des analyses quantitatives EDX réalisées sur deux GPRs différentes issues d'éprouvette de fatigue CM1 mettent en évidence des stoechiométries d'intermétalliques identiques à celles définies précédemment au niveau des joints de brasage : présence d'aiguilles de type  $\text{Al}_3\text{Si}_3(\text{Fe},\text{Mn})_2$  et de *Chinese Script* de type  $\text{Al}_{12}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}$ , contenant toutes deux du Cu en concentration atomique inférieure à 1%. Ces données sont en accords avec les travaux de Dehmas *et al.* [83] et Lacaze *et al.* [88] portant sur l'étude de structures de solidification analogues. La présence de l'élément Cu au niveau d'une GPR est très nettement mise en évidence par la figure III.10 - f . Les études précédemment citées ne font nullement référence à l'élément Cu dans les zones brasées. Ceci s'explique, d'une part, par la plus grande teneur en Cu du métal d'âme 3916 par rapport à l'alliage 3003 couramment utilisé (tableau III.1 et III.2) et d'autre part, par l'important coefficient de diffusion du Cu dans l'Al. La formation d'intermétalliques contenant l'élément Cu est en effet induite par la diffusion du cuivre depuis le matériau d'âme vers le placage 4045 lors du procédé de brasage comme en témoigne la figure III.11 au travers de profils de diffusion des éléments Mn, Fe, Si et Cu. Il est intéressant de noter l'appauvrissement local en Cu au niveau de l'interface entre les différents alliages constitutifs 3916/4045.
- Sur les différentes micrographies de la figure III.10, une zone de défaut apparente a été détournée en bleu. D'après les figures III.10 - g et h, cette zone correspond à la présence de résidus de flux de type  $\text{K}_3\text{AlF}_6$ - $\text{KAlF}_4$  issus du procédé de brasage. De géométrie grossière, ces résidus ne se présentent pas sous forme de plaquettes à la surface du placage resolidifié contrairement à ce qui est attendu dans la littérature (cf. chapitre I.3.3). De tels résidus mesurant jusqu'à une centaine de micromètres ont également été observés directement à l'intérieur des GPRs (figure III.12).

La figure III.13 énumère au final les différentes phases identifiées dans les GPRs au moyen des cartographies EPMA des différents éléments (figure III.10). Il apparaît que les GPRs possèdent une microstructure analogue à celles des joints de brasage entre différents composants

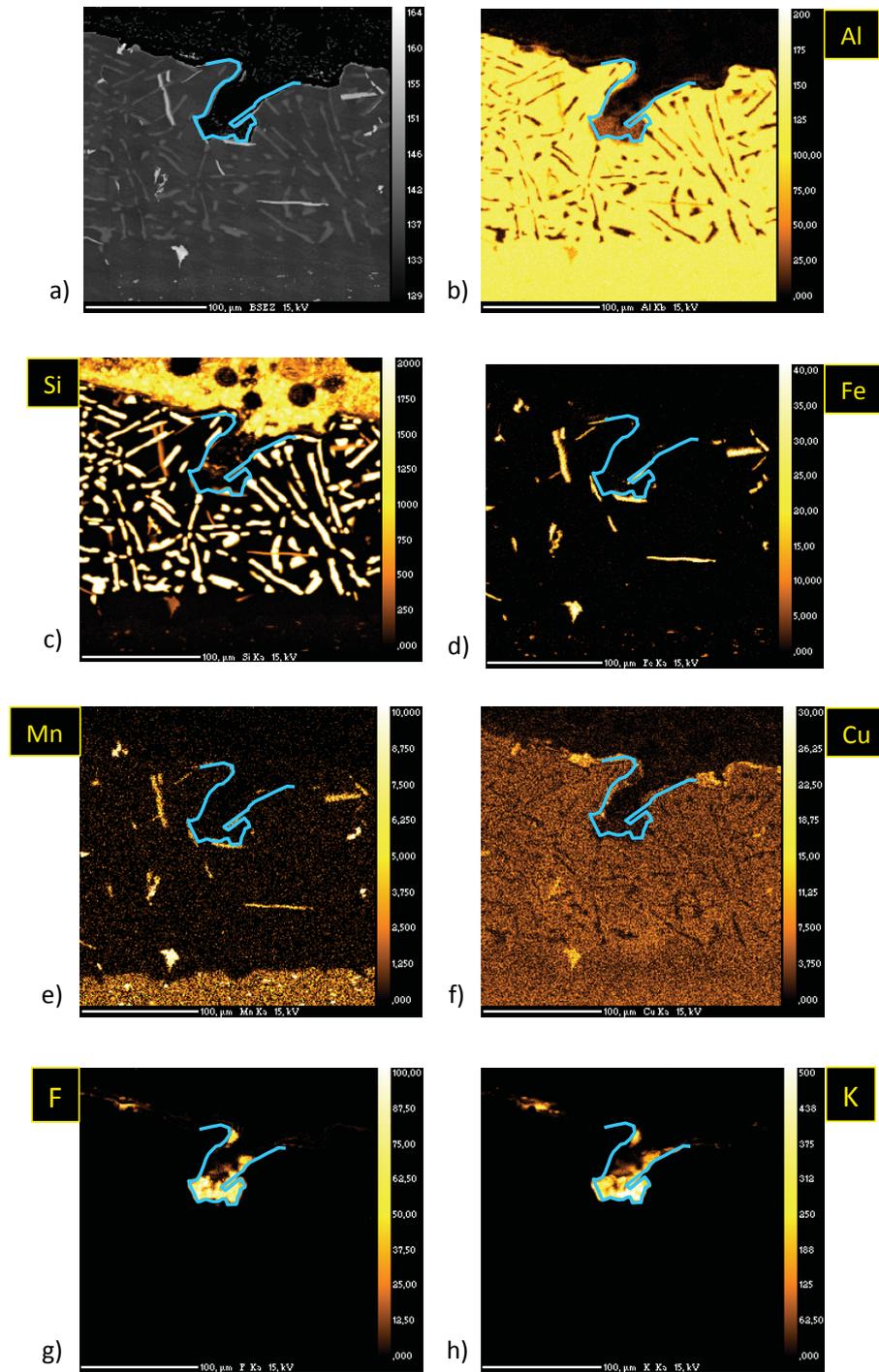


Figure III.10: (a) Zone d'étude correspondant à celle identifiée par le cadre blanc pointillé de la figure III.9 - Cartographies EPMA des éléments : Al (b), Si (c), Fe (d), Mn (e), Cu (f), F (g) et K (h)

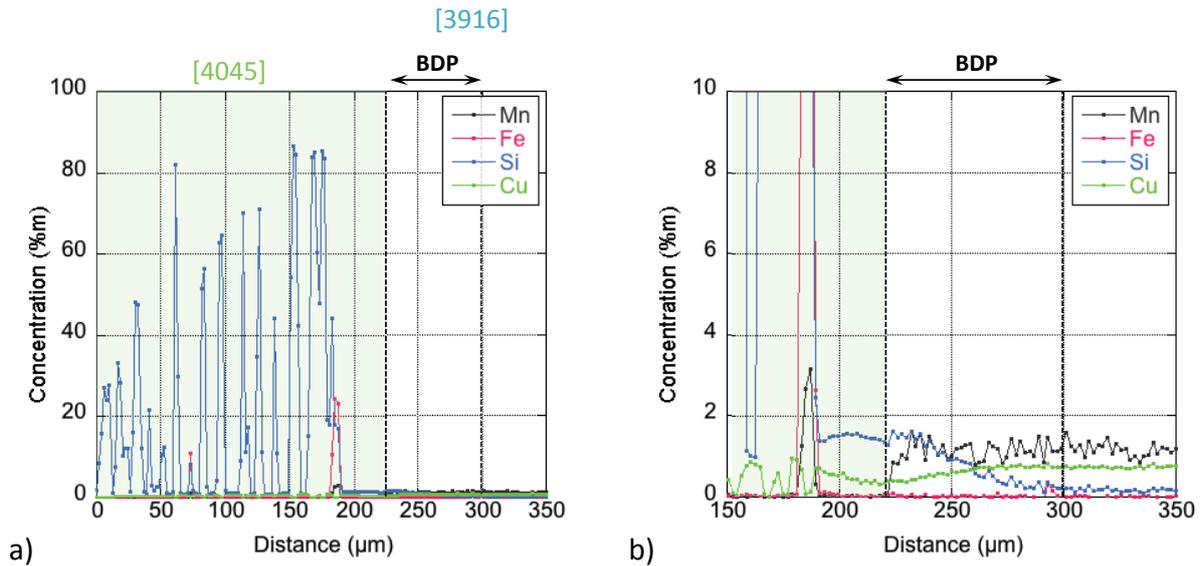


Figure III.11: a) Profils de diffusions des éléments Mn, Fe, Si et Cu suivant la direction définie par la figure III.9 - b) Zoom - Données issues d'observation EPMA.

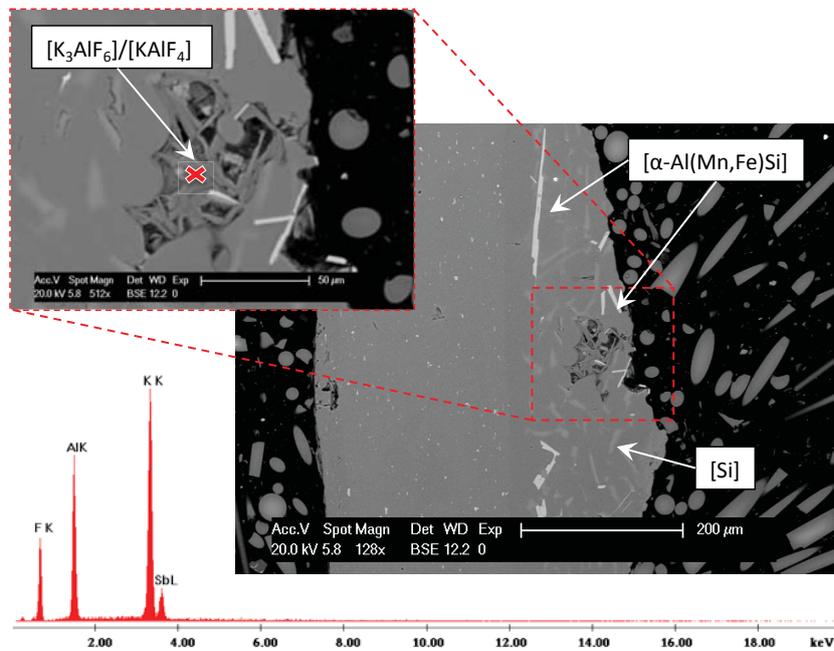


Figure III.12: Observations MEB d'une GPR située à la surface d'une éprouvette de fatigue brasée de type CM1 - Analyse EDX locale d'un résidu de flux [K<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub>/KAIF<sub>4</sub>].

des radiateurs de refroidissement. Le tableau III.5 résume l'influence du procédé de brasage sur les phases en présence dans les différents alliages constitutifs des CMs étudiées.

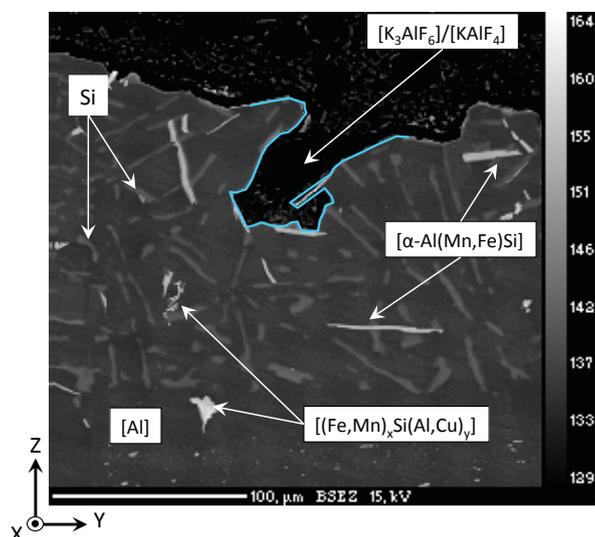


Figure III.13: Micrographie EPMA d'une GPR - Zone d'étude analogue à la figure III.10 - Identification des phases en présence dans les GPRs

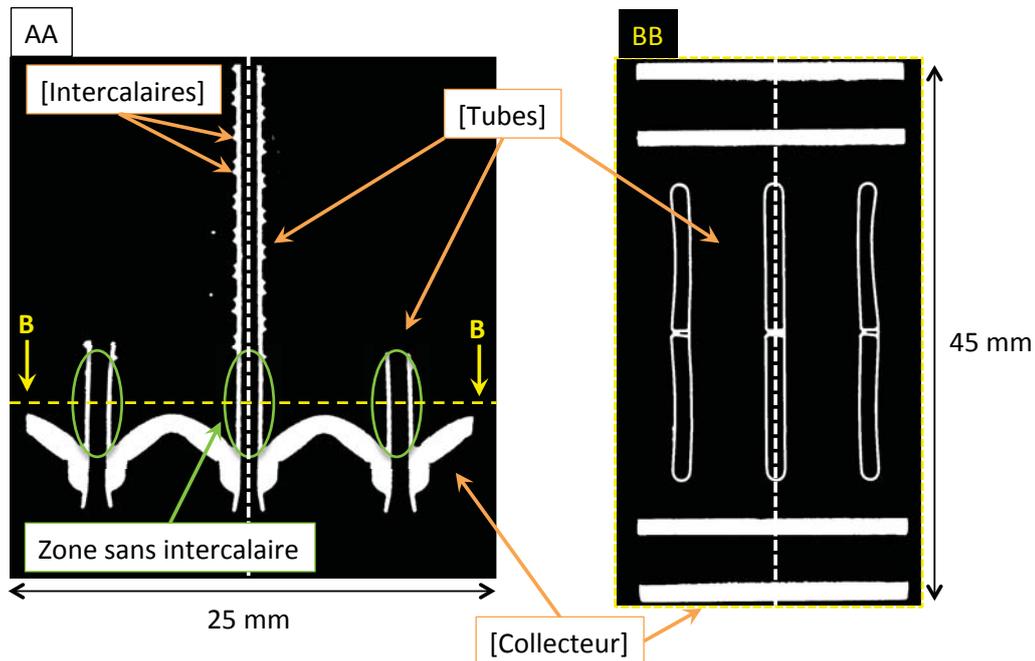
Alliage	Avant brasage	Après brasage
3916	$Al_6(Mn,Fe)$ / $\alpha-Al(Mn,Fe)Si$	<ul style="list-style-type: none"> <li>• BDP : <math>\alpha-AlMnSi</math></li> <li>• <math>Al_6(Mn,Fe)</math> / <math>\alpha-Al(Mn,Fe)Si</math></li> </ul>
4045	$Al_3Fe(Si)$ / $\alpha-AlFeSi$ / $\beta-AlFeSi$	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Joint de Brasage et GPR :</li> <li>- <i>Chinese Script</i> : <math>Al_{12}(Fe, Mn)_3Si</math></li> <li>- <i>Aiguille</i> : <math>Al_9Si_3(Fe, Mn)_2</math> (théorique : <math>Al_9Fe_2Si_2</math>)</li> </ul>
7072	$Al_3Fe$ / $Fe_2SiAl_8$ / $FeSiAl_5$	-

Tableau III.5: Tableau résumant les phases en présence dans les différents alliages d'Al avant et après traitement thermique de brasage

### III.2.3 Représentativité des éprouvettes de fatigue

La très nette analogie microstructurale entre les joints de brasage existant dans les échangeurs thermiques et les GPRs visibles à la surface des éprouvettes de fatigue confirme la représentativité microstructurale de nos éprouvettes de fatigue. Celle-ci s'avère être tout à fait intéressante car de telles structures de solidification Al-Si eutectique, couplées à la présence de phase fragile de grandes dimensions (intermétalliques), sont susceptibles d'influencer la tenue en fatigue de nos matériaux. En témoignent les travaux de Yao *et al.* [33] qui soulignent le rôle important de ce type de microstructure de solidification dans l'amorçage et la propagation de fissures de fatigue (chapitre I.4.2.b).

Toutefois, afin de s'assurer de la totale représentativité de nos éprouvettes de fatigue, nous avons souhaité vérifier la présence d'éventuelles GPRs au niveau des zones critiques des



**Figure III.14: Coupes seillées AA et BB d'un radiateur de refroidissement au niveau de jonctions tube/collecteur - Obtenues par tomographie à rayons X (résolution de  $30\mu\text{m}$  par voxel) - Les tubes gauche et droit ont été découpés pour permettre le cyclage en fatigue du tube central (cf. chapitre II).**

radiateurs de refroidissement. Ces zones, repérées sur la figure III.14 par des cercles verts, sont localisées au niveau des joints de brasage tube/collecteur aux extrémités haute et basse des radiateurs de refroidissement (cf. chapitre I.4.2). Les deux vues proposées, identifiées par les lettres AA et BB, correspondent à des coupes seillées d'un radiateur de refroidissement (tubes CM0) issues de données de tomographie à rayon X à une résolution de  $30\mu\text{m}$  par voxel. Les zones privilégiées d'endommagement semblent correspondre à des zones sans joint de brasage. En effet, 7 et 8 mm séparent le joint de brasage tube/collecteur du premier joint de brasage tube/intercalaire au niveau de la surface externe des tubes. Le placage externe 4045 ne semble dès lors pas intégralement utilisé dans la création de joints. A l'issue du procédé de brasage, la solidification du placage se traduit alors par la formation de GPRs en surface, comme en témoigne la figure III.15. Les différentes coupes proposées suivant les plans AA et BB illustrent la présence aléatoire de ces GPRs aussi bien à l'extérieur qu'à l'intérieur des tubes<sup>11</sup> : un état de surface comparable à celui observé sur les éprouvettes de fatigue est ici présent.

Dans le cas d'un radiateur de refroidissement dont les tubes présentent une configuration CM1, seul le placage externe 4045 est responsable de la présence de goutte de placage. Il n'y a dès lors pas de GPRs sur la surface interne des tubes. A noter également que pour ce second type de configuration matériaux, la zone d'absence de joints de brasage est de dimension équivalente à celle observée sur la figure III.15, soit entre 7 et 8 mm.

La microstructure des GPRs observées sur échangeurs a été caractérisée au moyen d'une

11. La placage interne 4045 en lieu et place d'un alliage 7072 n'est utilisé que pour s'assurer de la bonne qualité du joint de brasage au centre du tube au détriment d'une protection contre la corrosion.

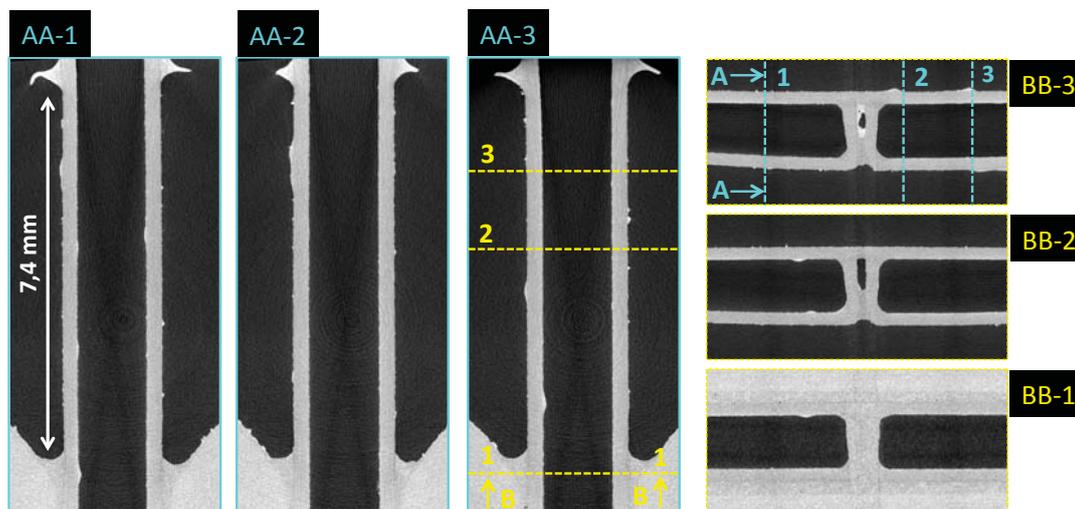


Figure III.15: Coupes AA et BB d'un radiateur de refroidissement au niveau de jonctions tube/collecteur - Obtenues par tomographie à rayons X (résolution de  $6\mu\text{m}$  par voxel)- Présence de GPRs réparties aléatoirement sur les surfaces interne et externe du tube (CM0).

micro-sonde de Castaing (EPMA), de manière analogue à ce qui a été fait sur les éprouvettes de fatigue. La figure III.16 correspond aux cartographies des principaux éléments constitutifs Al, Si, Fe, Mn et Cu au niveau d'une GPR localisée sur la surface externe du tube, dans la zone libre de tout joint de brasage.

Les GPRs possèdent une structure de solidification Al-Si identique à celle observée sur les éprouvettes de fatigue (figure III.10). Une BDP, induite par la diffusion du Si dans le matériau d'âme est également observable. La présence de la GPR ne semble pas influencer la profondeur de la BDP tel que cela a été montré dans le cas d'éprouvettes de fatigue (figures III.7 et III.11). Les principales différences microstructurales observables avec les GPRs présentes à la surface des éprouvettes de fatigue résident dans la géométrie et la dimension des intermétalliques en présence. En effet, très allongés dans les éprouvettes de fatigue, les intermétalliques identifiés comme étant le plus souvent de phase  $\text{Al}_9\text{Si}_3(\text{Fe},\text{Mn})_2$  apparaissent bien plus équiaxes dans le cas des tubes de radiateurs de refroidissement. Ces derniers présentent également une teneur non négligeable en Cu (jusqu'à 1% atomique). La figure III.16-f illustre et confirme de plus le précédent constat relatif à un appauvrissement local en Cu au niveau de l'interface entre l'alliage 3916 et 4045 (figure III.11).

### III.3 Conclusion

Outre la description générale des CMs étudiées, de leur procédé de fabrication et de brasage, ou encore la quantification de leurs propriétés mécaniques avant et après brasage, le présent chapitre offre une analyse des microstructures rencontrées dans le cadre de cette thèse (joint de brasage, GPR,...) aussi bien au niveau des échangeurs thermiques que des éprouvettes de fatigue qui seront utilisées. D'importantes analogies microstructurales ont ainsi été mises en évidence. Les GPRs présentes en surface des éprouvettes de fatigue arborent ainsi une microstructure

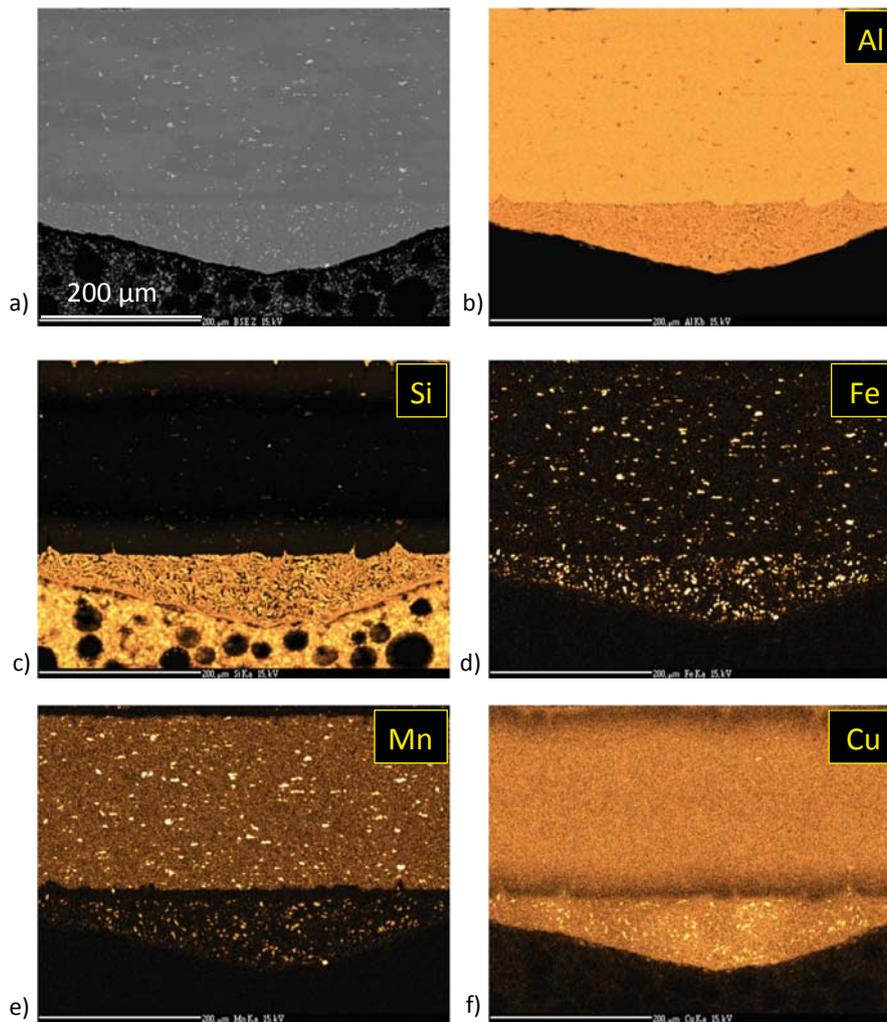


Figure III.16: GPR présente à la surface d'un tube d'échangeur thermique - Visualisation MEB (BSE) de la zone d'étude (a) - Cartographies EPMA des éléments : Al (b), Si (c), Fe (d), Mn (e), Cu (f).

analogue à celle des joints de brasage, identifiés comme correspondant au lieu principal de l'endommagement en fatigue des échangeurs thermiques. De telles GPRs risquent dès lors de nous être utiles dans la compréhension des mécanismes d'endommagement en fatigue de ces structures brasées. A noter que de telles structures de surface n'évoluent que très peu en service du fait des conditions de température rencontrées. Ces dernières sont en effet trop basses pour modifier en profondeur la microstructure et l'architecture de surface.



## CHAPITRE IV

# Mécanismes d'endommagement en fatigue

Le comportement mécanique, monotone ou cyclique, des structures de faible épaisseur (typiquement  $< 500\mu\text{m}$ ) en aluminium n'a été à notre connaissance que très peu étudié jusqu'à maintenant. Ceci est en partie dû au fait que leur obtention et surtout leur industrialisation ne datent que de quelques années. La littérature ne présente d'ailleurs aucun travail réalisé dans la gamme d'épaisseur considérée ici ( $\approx 270\mu\text{m}$ ). Les épaisseurs étudiées se situent soit en dessous du  $\mu\text{m}$  (domaine de la micro-électronique) soit au dessus du  $\text{mm}$ , c'est-à-dire à une taille près de 4 fois supérieure aux épaisseurs des tubes d'échangeurs thermiques (domaine de l'aéronautique principalement).

Toutefois, avant de présenter les divers résultats relatifs aux mécanismes d'endommagement en fatigue des configurations matériaux étudiées, un état de l'art sera présenté, d'une part sur les mécanismes d'endommagement en eux-mêmes et, d'autre part, sur l'influence de l'épaisseur des éprouvettes sur la tenue en fatigue et plus généralement sur les mécanismes de propagation des fissures.

### IV.1 Etat de l'art

Dans le cas général, l'observation macroscopique et/ou microscopique de la surface de rupture d'une pièce rompue en fatigue fait ressortir 3 zones représentatives des différentes étapes de l'endommagement [104] :

1. une phase d'amorçage correspondant à l'apparition des premières microfissures au sein du matériau ;
2. une phase de propagation pendant laquelle les fissures amorcées vont croître de façon stable dans le matériau tout au long du cyclage ;
3. une phase de rupture finale ductile induite par la forte contrainte appliquée dans le ligament de matériau resté intact. Cette ultime phase de l'endommagement peut s'apparenter à un essai de traction monotone uniaxial.

Une telle division en trois phases de l'endommagement en fatigue est malgré tout discutée dans la littérature. Shang *et al.* [105] ou encore Cui [106] proposent plutôt de sub-diviser l'endommagement en fatigue en 5 phases distinctes en raison du flou qui entoure la définition même de l'amorçage de la fissuration en fatigue. Cette définition s'avère fortement liée à la

résolution spatiale de la technique adoptée pour la détection des fissures, ainsi qu'à l'existence, en règle générale, de plusieurs sites potentiels d'amorçage.

Dans le cadre de cette étude, nous avons fait le choix de conserver cette approche à 3 phases. Les deux premières phases, de loin les plus intéressantes, seront détaillées dans les paragraphes qui suivent. Dans chacun des cas, la fatigue plastique oligocyclique sera, autant que faire se peut, différenciée de la fatigue à plus basse contrainte. Toutefois, dans le domaine de la fatigue plastique oligocyclique, on distingue encore trois comportements pour le matériau lorsque l'on applique des cycles de traction-compression à force imposée sur une éprouvette (figure IV.1).

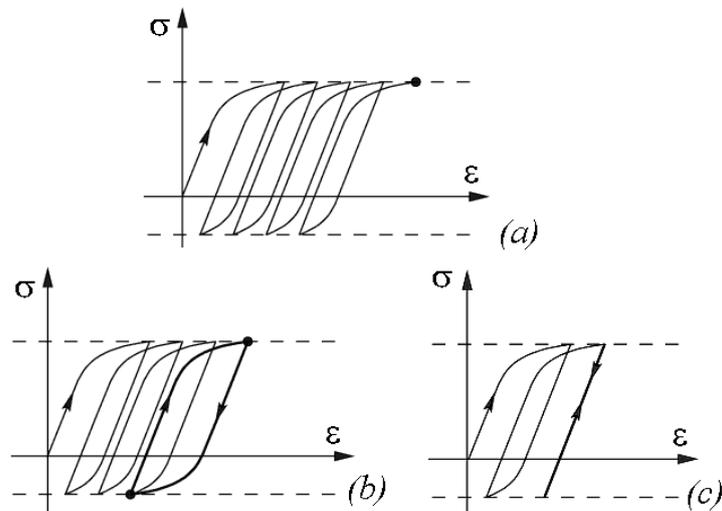


Figure IV.1: Illustration des phénomènes a) de Rochet - b) d'Accommodation - c) d'Adaptation.

Si la déformation plastique de l'éprouvette augmente progressivement à chaque cycle à contrainte imposée, on parle alors de *Rochet* (figure IV.1-a). A contrario, si la déformation plastique se stabilise, on parle alors d'*Accommodation* (figure IV.1-b). Il est dès lors possible de décrire le comportement en fatigue oligocyclique via une loi de Manson-Coffin liant le nombre de cycle à rupture à la demi-amplitude de déformation plastique à chaque cycle. Enfin, si au bout de quelques cycles, du fait de l'écroutissage, le comportement du matériau devient de nouveau élastique, on parle alors d'*Adaptation* (figure IV.1-c). Ce cas de figure équivaut alors à de la fatigue à grand nombre de cycles.

Le cas le plus couramment rencontré est le phénomène d'accommodation. Celui-ci précède et/ou se produit simultanément à l'amorçage des fissures de fatigue du fait d'un cyclage le plus souvent à déformation imposée pour des valeurs de contraintes équivalentes supérieures à la limite d'élasticité du matériau. Cette phase peut également être la source d'un endommagement localisé.

#### IV.1.1 Accommodation du matériau

La phase d'accommodation est la période pendant laquelle la structure du matériau évolue de façon à accommoder la déformation totale imposée par déformation plastique. La littérature

dissocie le comportement des alliages durcis par précipitation de celui des alliages durcis par solution solide [107].

- **Alliages durcis par précipitation** - Pour ce type de matériau, deux cas extrêmes sont identifiables selon la nature et la dimension des précipités qui peuvent être soit cisailés, soit contournés et le déplacement des dislocations :

Nos matériaux étant constitués à 80% (CM1) et 75% (CM0) d'un alliage 3916 très peu sensible au phénomène de durcissement structural et donc à la présence de tels précipités, leur influence ne sera pas abordée plus en détail dans le cadre de cette étude. Pour plus d'informations, se référer aux travaux de Bathias *et al.* [107].

- **Solutions solides** - Pour ce type de matériau, le phénomène d'accommodation est susceptible d'induire deux modifications majeures des propriétés macroscopiques selon la microstructure et l'état métallurgique initial du matériau considéré, à savoir :

- **un durcissement du matériau**, pour des structures à l'état recuit (cas des métaux à structure cubique à faces centrées et certains cubiques centrés). Lors d'essais à déformation imposée constante, ce qui est le cas dans la plupart des essais oligocycliques, de telles structures présentent une phase de consolidation suivi d'une phase de stabilisation, aussi appelée saturation, à laquelle correspond une contrainte de saturation  $\sigma_s$ .

Les travaux de Yaguchi *et al.* [34], Fujii *et al.* [35, 36] ou encore Watanabe *et al.* [37] précédemment cités dans le paragraphe I.4.2, illustrent ce phénomène d'accommodation intervenant dans des alliages brasés de type Al-Mn<sup>1</sup>. Il se caractérise, dans un premier temps, par un regroupement des dislocations sous forme de bandes avec formation de nombreux dipôles puis, dans un second temps, lorsque la contrainte augmente, l'apparition de cellules de dislocations [108]. La taille de ces cellules de dislocations diminue lorsque l'amplitude de déformation imposée augmente et la contrainte à saturation est alors plus élevée.

La formation de **bandes de glissement intense irréversibles** accompagne souvent la phase de saturation dans de tels états recuits. Ce phénomène a été largement abordé dans la littérature notamment au travers des travaux de Finney *et al.* [109] et plus récemment de Mughrabi [110]. Ces bandes correspondent à une localisation de la déformation également sous forme de cellules de dislocations. Ces observations concernent majoritairement l'étude du comportement cyclique de monocristaux, notamment de cuivre [107].

De tels phénomènes de réorganisation des dislocations sont fortement reliés à l'énergie de faute d'empilement des solutions solides concernées [107, 111]. Alors qu'une faible énergie favorise la formation d'arrangements planaires et hétérogènes, une forte valeur de cette dernière facilite le glissement dévié conduisant à la formation de structures de dislocations tridimensionnelles [108].

- **un adoucissement du matériau**, observé le plus souvent sur des états préalablement déformés. Cet adoucissement est expliqué par Feltner *et al.* [112] comme résultant, lors de l'application du chargement cyclique, d'une première réorganisation des structures de dislocations liées à la prédéformation du matériau pour, au final, aboutir à des

---

1. Alliage Al-Mn de type solution solide à l'état recuit.

structures de dislocations quasi-identiques à celles obtenues à partir de matériaux à l'état recuit. Ce phénomène semble d'autant plus marqué que la déformation imposée est grande. On parle d'absence d'effet d'histoire sur la contrainte à saturation.

Cette phase d'accommodation des déformations plastiques met en évidence l'hétérogénéité du comportement plastique des matériaux à l'échelle microscopique. Une telle hétérogénéité se manifeste parfois à l'échelle macroscopique par la présence de bandes de glissement intenses irréversibles. Ces hétérogénéités de déformation plastique sont présentées dans la figure IV.2. Selon le matériau et/ou les conditions d'essai, elles peuvent avoir un caractère permanent ou temporaire et être stationnaires ou propagatives. Les courbes de traction contrainte/déformation sont également représentées sur cette figure car caractéristiques de chacune des hétérogénéités de déformation.

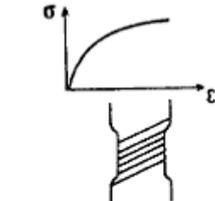
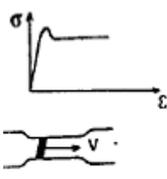
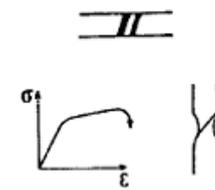
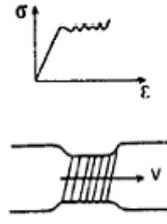
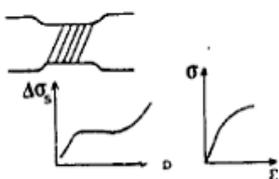
Instabilités	Stationnaires	Propagatives
Temporaires	 <p>Lignes de glissement</p>	 <p>Bandes de Lüders</p>
Permanentes	 <p>Bande de cisaillement</p>	 <p>Bandes PLC</p>
	 <p>Bandes de glissement persistantes en fatigue</p>	

Figure IV.2: Classification des hétérogénéités macroscopiques de déformation plastique [113].

#### IV.1.2 Amorçage des fissures de fatigue

Trois causes d'amorçage de fissures de fatigue sont le plus souvent avancées dans les matériaux métalliques cristallins et ce, qu'il s'agisse de fatigue à grand nombre de cycles ou de

fatigue plastique oligocyclique :

- par glissement cyclique irréversible des dislocations [114] (cf. paragraphe IV.1.1) - Il s'agit d'une source directement reliée au phénomène d'accommodation abordé dans le précédent paragraphe (figure IV.2). Dans les matériaux métalliques industriels, ce mécanisme est toutefois peu actif.
- à partir de micro-hétérogénéités microstructurales - Les alliages d'aluminium utilisés industriellement présentent souvent une microstructure complexe où les hétérogénéités sont nombreuses : porosités, inclusions, intermétalliques, précipités, joints de grains. Ces hétérogénéités offrent un grand nombre de sites d'amorçage potentiels du fait d'incompatibilités de déformation élastique et/ou plastique. De manière générale, l'amorçage se produit à la surface des éprouvettes de fatigue ou immédiatement sous-celle-ci, de manière transgranulaire ou intergranulaire [107].  
Dans le cas de la fatigue oligocyclique, il apparaît que les joints de grains constituent d'importants sites d'amorçage et ce, d'autant plus que la déformation imposée est importante [115].
- à partir des particularités géométriques de la pièce - L'existence de variations géométriques importantes (entailles, coins, congés, trous) sont autant de sites préférentiels d'amorçage des fissures de fatigue du fait de la concentration de contrainte qu'elles induisent.

### IV.1.3 Propagation des fissures de fatigue

La propagation des fissures de fatigue est généralement décrite dans le cadre de la Mécanique Élastique Linéaire de la Rupture (MELR) qui s'appuie sur une solution analytique des contraintes au voisinage de la pointe de fissure et l'introduction d'un facteur d'intensité des contraintes  $K$ . La figure IV.3 illustre les 3 modes d'ouverture des fissures de fatigue (mode I, II et III) auxquels sont respectivement associés les facteurs d'intensité des contraintes  $K_I$ ,  $K_{II}$  et  $K_{III}$ .

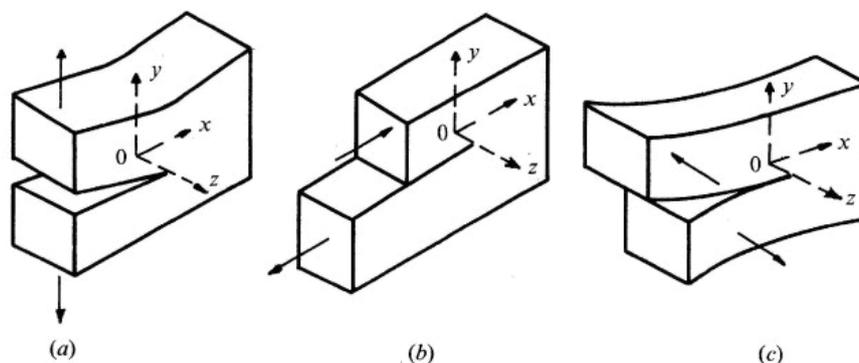


Figure IV.3: Schéma du déplacement des lèvres de la fissure pour les 3 modes de fissuration - a) mode I - b) mode II - c) mode III [114].

Partant de cette approche élastique linéaire<sup>2</sup>, le facteur d'intensité des contraintes peut s'exprimer dans le cas général pour une plaque de géométrie finie, suivant la relation IV.1 et ce quel que soit le mode de sollicitation.

$$K = \alpha\sigma\sqrt{\pi a} \quad (\text{IV.1})$$

où  $\alpha$  représente un facteur de correction sans dimension dépendant de la géométrie échantillon/fissure,  $\sigma$  la contrainte appliquée et  $a$  ou  $2a$  la longueur de la fissure respectivement dans le cas d'une fissure à la surface ou dans le volume de l'éprouvette.

Dans le cas de la propagation de fissures longues en fatigue, les lois de vitesse sont très bien décrites par le facteur d'intensité des contraintes cyclique  $\Delta K$  (relation IV.2) :

$$\Delta K = \alpha\Delta\sigma\sqrt{\pi a} = \alpha(\sigma_{max} - \sigma_{min})\sqrt{\pi a} \quad (\text{IV.2})$$

Un tracé de l'évolution de la vitesse de propagation  $da/dN$  en fonction de  $\Delta K$  permet l'obtention d'une courbe qui ne dépend plus des paramètres géométriques de la pièce étudiée mais uniquement du matériau et du rapport de charge  $R$  appliqué. Cette représentation, classique depuis les travaux de Paris *et al.* [116], fait apparaître les 3 grandes étapes de l'endommagement en fatigue citées précédemment (figure IV.4) :

- un régime de croissance rapide de la vitesse de propagation au delà d'une certaine valeur de  $\Delta K$  appelée valeur seuil  $\Delta K_s$ .
- un régime couvrant une gamme étendue du paramètre  $\Delta K$  pour lequel la vitesse de propagation de fissure présente une évolution de type puissance connue sous le nom de **loi de Paris** :

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m \quad (\text{IV.3})$$

Il s'agit d'une loi empirique qui a été vérifiée pour de nombreux matériaux. Pour les métaux, l'exposant  $m$  est compris entre 2 et 4 ; de l'ordre de 4 pour les alliages d'aluminium.

- un régime où la vitesse de propagation augmente plus vite qu'une loi puissance et conduit à la rupture du matériau lorsque la valeur maximale du facteur d'intensité des contraintes  $K$  tend vers la valeur de ténacité du matériau  $K_c$ .

Une telle approche élastique linéaire subit toutefois certaines restrictions quant à son domaine de validité. En effet, dans un métal, la singularité du champ de contrainte en fond de fissure ( $\sigma \approx 1/\sqrt{r}$ ) aboutit à l'apparition d'une zone plastique. L'approche de la MELR n'est donc valable que lorsque la taille de cette zone présente une dimension faible par rapport à celle de la fissure (hypothèse de plasticité confinée). Cette condition n'est donc pas remplie dans le cas des fissures de faible taille. L'étude de telles fissures ne sera pas détaillée dans le cadre de ces travaux. Pour un complément d'information sur le sujet, se référer notamment aux travaux de Pearson [117] qui a mis en évidence l'existence de telles fissures dans les années 70, ainsi qu'aux travaux qui en découlent sur la plupart des matériaux métalliques [118, 119, 120].

---

2. On néglige alors les phénomènes plastiques qui sont confinés dans une zone de faible taille en fond de fissure

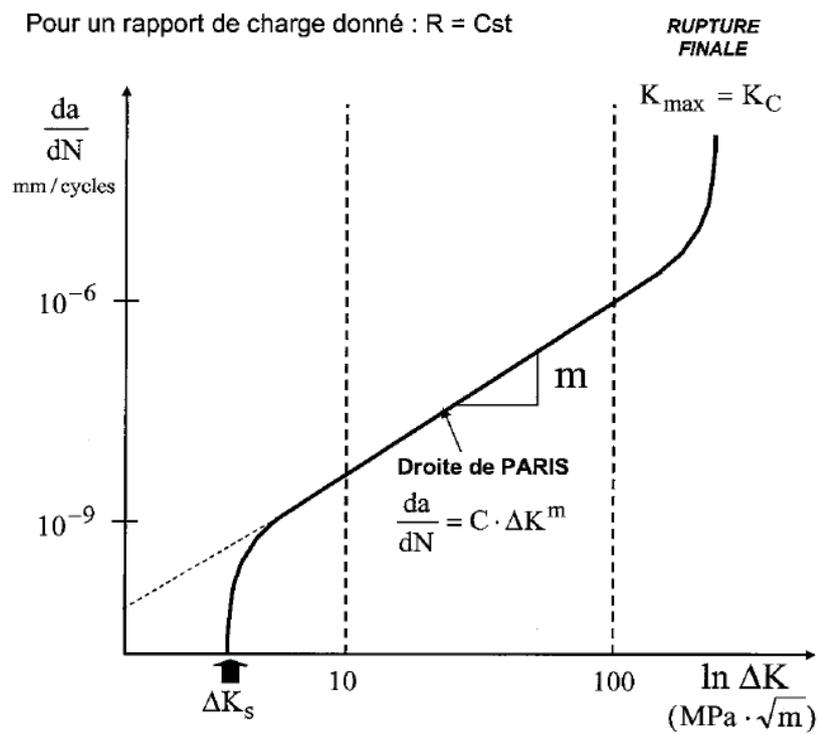


Figure IV.4: Représentation schématique de la vitesse de propagation de fissuration en fatigue en fonction du facteur d'intensité de contrainte. Visualisation de 3 domaines : zone à faible vitesse de propagation à gauche, au centre régime intermédiaire (relation de Paris) et à droite haute vitesse de fissuration.

Dans le cas de la fatigue plastique oligocyclique, très peu d'études ont été consacrées à la mesure de la vitesse de propagation des fissures ( $da/dN$ ). Ces dernières s'appuient principalement sur la mesure directe des distances entre les stries sur les faciès de rupture lorsque cela est possible. Les essais étant principalement menés en imposant une déformation (totale ou plastique) constante, il est de plus difficile de corrélérer la vitesse  $da/dN$  directement au paramètre  $\Delta K$ . Les résultats ainsi obtenus semblent toutefois montrer la corrélation suivante (relation IV.4) :

$$\frac{da}{dN} = A.a.\Delta\epsilon^\alpha \quad (\text{IV.4})$$

où  $A$  et  $a$  sont des constantes pour un matériau donné [107].

Un paramètre supplémentaire semble jouer un rôle important dans la propagation des fissures de fatigue dans le cadre de cette étude : **l'épaisseur** des éprouvettes de fatigue. Une variation de ce paramètre géométrique influence l'état de contrainte en tête de fissure et de fait, la taille de la zone plastique résultante. La figure IV.5 illustre cette différence au travers de deux vues schématiques des zones plastiques obtenues en condition de contraintes planes (en surface) et déformation plane (à coeur pour de grandes épaisseurs), pour une même valeur de  $K_I$ , à partir de calculs analytiques basés sur le critère de Von Mises [104]. Le comportement d'une pièce fissurée va fortement dépendre de cette distribution spatiale de la déformation plastique en fond de fissure et donc directement de l'épaisseur de l'éprouvette fissurée.

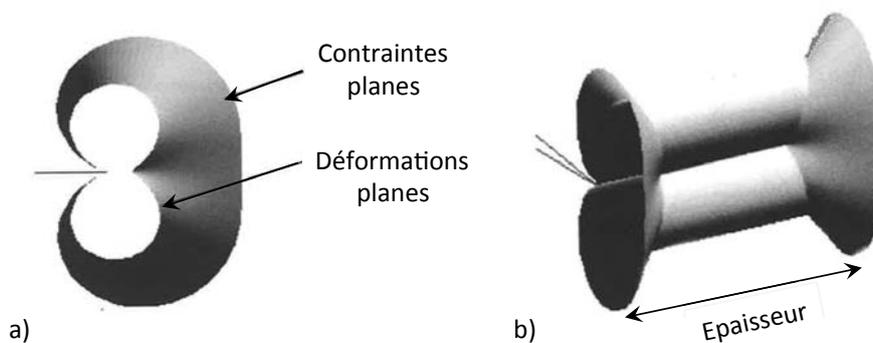


Figure IV.5: a) Zone plastique en déformation plane et contraintes planes pour une même valeur de  $K_I$  - b) Géométrie 3D de la zone plastique dans une éprouvette épaisse [104].

Dans le cas d'un échantillon massif, un état de contraintes planes est toujours présent en surface des éprouvettes, à l'image de ce qui est illustré par la figure IV.5. Cet état se caractérise par l'absence de contrainte extérieure perpendiculaire à la surface ( $\sigma_3 = 0$ ). Si un état de déformation plane prévaut à coeur de l'éprouvette, la contrainte  $\sigma_3$  augmente alors progressivement de 0 en surface, à la valeur de déformation plane à coeur. Une telle augmentation induit une diminution de la taille de zone plastique (figure IV.5). Ce phénomène, particulièrement crucial dans le cadre de nos travaux, est détaillé dans le paragraphe suivant.

#### IV.1.4 Influence de l'épaisseur des éprouvettes

Nos éprouvettes de fatigue possèdent une épaisseur très faible puisque caractéristique de celles rencontrées dans les tubes de radiateur de refroidissement ( $270 \mu\text{m}$  avant brasage). Comme indiqué précédemment, la littérature ne contient, à notre connaissance, que peu d'études sur le comportement en fatigue de structures aussi fines. Celles-ci ne concernent que des gammes d'épaisseurs supérieures (de l'ordre du mm et au delà). Certains auteurs se sont penchés sur l'influence de l'épaisseur dans la résistance à la fissuration et ce à partir d'essais monotones sur des éprouvettes entaillées<sup>3</sup>. Tel est par exemple le cas de Zerbst *et al.* [121] dont les travaux présentent différentes approches permettant de simuler la croissance stable des fissures ainsi que la rupture finale de matériaux de faible épaisseur.

La figure IV.6 illustre ainsi une très nette dépendance de la ténacité  $K_{Ic}$ , définie dans le précédent paragraphe, vis-à-vis de l'épaisseur des éprouvettes de fatigue et ce, en dessous d'une épaisseur notée  $B_s$  sur la figure IV.6-a (épaisseur de 3 mm dans l'étude proposée par Zerbst *et al.* [121] - figure IV.6-b). Une telle variation de  $K_{Ic}$  est imputable d'après Broek [122], au passage, lorsque l'épaisseur diminue, d'un état de déformation plane à un état de contraintes planes. Lorsque l'épaisseur atteint la valeur optimale  $B_0$ , la ténacité atteint alors son maximum. Selon lui, cette valeur maximale témoigne d'un état de contraintes planes unique dans toute l'éprouvette.

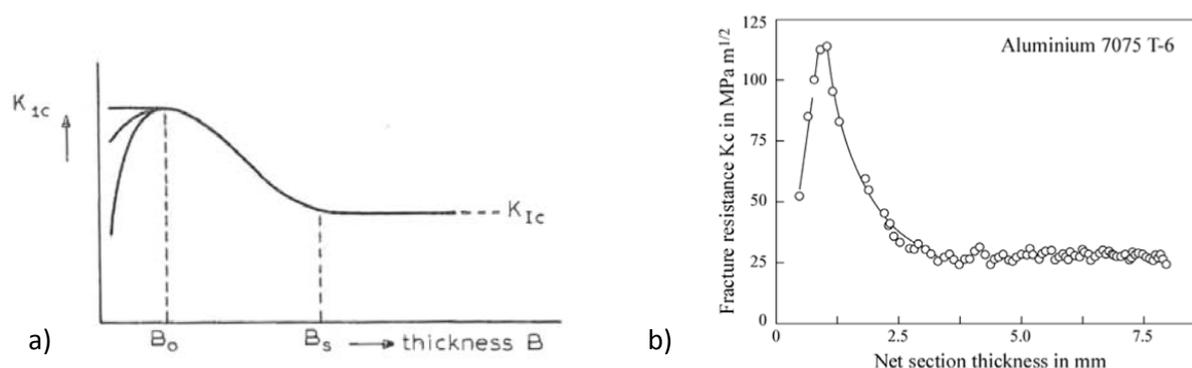
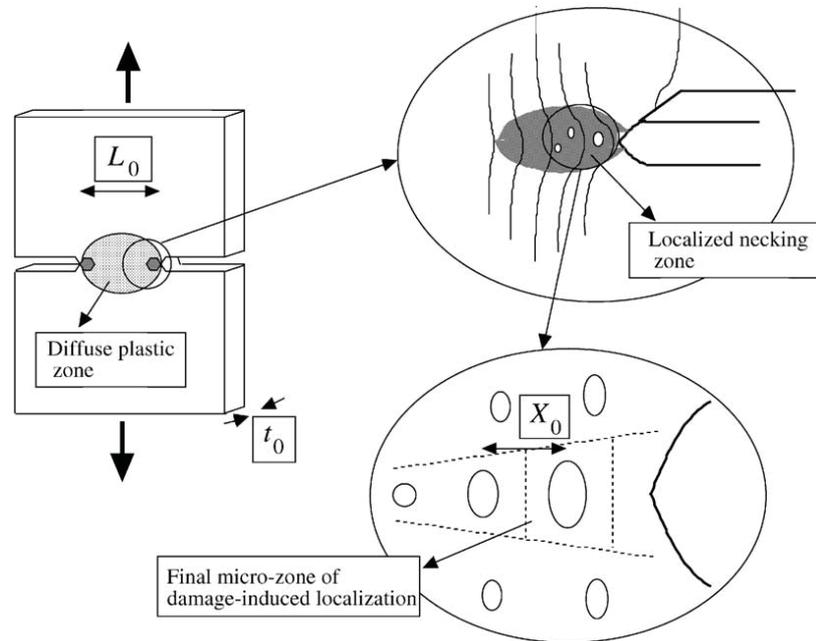


Figure IV.6: Evolution de la ténacité  $K_{Ic}$  en fonction de l'épaisseur -a) dans un cas général [122] -b) pour un aluminium 7075 à l'état T6 [121].

Une telle évolution de la ténacité a été observée et expliquée plus récemment par d'autres auteurs, notamment Pardoen *et al.* [123, 124, 125] et Pineau *et al.* [126]. Selon ces auteurs, l'augmentation de la ténacité en condition de contraintes planes s'explique par la coexistence d'une large zone plastique diffuse avec une zone plastique plus localisée en tête de fissure. Cette seconde zone plastique correspond alors à la combinaison d'un travail de striction, dépendant directement de l'épaisseur de l'éprouvette, avec un travail dit d'endommagement directement relié aux propriétés intrinsèques du matériau. La figure IV.7 met en évidence ces différentes contributions lors d'essais de traction réalisés sur des éprouvettes entaillées de type DENT (Double Edge Notched Tension).

3. aux géométries souvent variables.



**Figure IV.7: Eprouvette de type DENT illustrant la présence d'une large zone plastique combinée à une zone plastique localisée (échelle macroscopique), d'un phénomène de striction en tête de fissure (échelle mésoscopique) et d'une zone d'endommagement (échelle microscopique) [125].**

Cette approche en condition de contraintes planes apporte donc un complément d'explication à l'existence du pic de ténacité observé sur la figure IV.6, pour une épaisseur de l'ordre du mm. En effet, l'énergie plastique dépensée par striction, dépendante de l'épaisseur, est souvent très supérieure à celle dépensée lors de l'endommagement du matériau (germination, croissance et coalescence de cavités) en condition de contraintes planes. Ainsi, partant d'une valeur théorique nulle de l'épaisseur, l'augmentation de la ténacité avec l'épaisseur est induite par une augmentation de la quantité d'énergie plastique dépensée par striction en tête de fissure [123]. Si l'épaisseur augmente encore, la modification du champ de contrainte en tête de fissure se traduit dans un premier temps par un maximum de ténacité puis, dans un second temps, par une réduction de cette dernière jusqu'à atteindre la valeur de ténacité représentative de conditions de déformation plane.

Dans le cas de matériaux possédant une faible épaisseur, il n'est pas garanti d'évoluer dans un état de déformation plane à coeur. Le rapport de la taille de zone plastique  $R_p$  sur l'épaisseur  $B$  (équation IV.5) constitue un moyen de définir les états de contraintes en présence en fonction des données matériaux (équation IV.6) et de l'épaisseur de l'éprouvette en question.

$$R_{\text{rapport}} = \frac{R_p}{B} \quad (\text{IV.5})$$

$$R_p = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (\text{IV.6})$$

L'équation IV.6 met en évidence que pour une taille de fissure donnée (ie.  $K$  fixe), la taille de la zone plastique sera d'autant plus grande que la limite d'élasticité ( $\sigma_Y$ ) sera faible. De fait,

une épaisseur plus importante sera nécessaire pour maintenir un état de déformation plane à coeur de l'éprouvette. Expérimentalement, il a été déterminé qu'un état de déformation plane est assuré pour un rapport  $R_p$  sur  $B$  de l'ordre de 0,025. A contrario, si la taille de zone plastique est de l'ordre de l'épaisseur ( $R_p/B = 1$ ), un état de contraintes planes intervient dans l'intégralité de l'épaisseur de l'éprouvette.

Dans le cadre de cette étude, aux vues des propriétés mécaniques des différentes configurations matériaux et des épaisseurs mises en jeu (0,270 mm), un rapide calcul via les équations IV.5 et IV.6 témoigne d'un rapport  $R_p$  sur  $B$  très largement supérieur à 1 (de l'ordre de 100 pour des valeurs de  $K$  et  $\sigma_y$  respectivement égales à 25 MPa.m<sup>1/2</sup> et 60 MPa). Un état de contrainte plane est donc susceptible de prédominer dans le cadre de ces travaux.

Broek [122] propose une analyse des différents mécanismes de déformation intervenant respectivement en condition de contraintes planes et de déformation plane via une étude menée sur les cercles de Mohr dans le cas d'une fissure se propageant en mode I (figure IV.8).

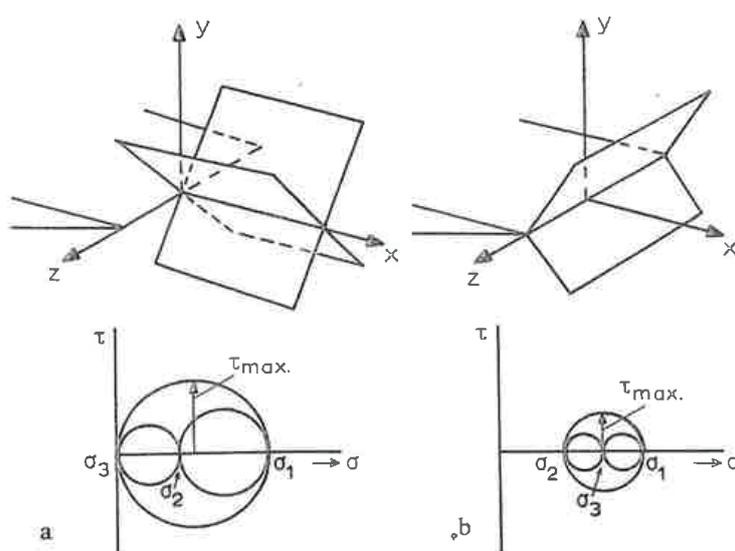


Figure IV.8: Plans des contraintes de cisaillement maximales en condition -a) de contraintes planes -b) de déformation plane [122].

Dans le cadre de cette représentation, les contraintes  $\sigma_y$ ,  $\sigma_x$  et  $\sigma_z$  correspondent respectivement aux contraintes principales  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  et  $\sigma_3$ . Il apparaît très clairement sur cette figure que, dans le cas d'un état de contraintes planes, la contrainte maximale de cisaillement  $\tau_{max}$  se situe dans un plan orienté à 45° par rapport aux directions des contraintes  $\sigma_1$  et  $\sigma_3$ . A contrario, en condition de déformation plane, le cercle de Mohr révèle une très nette différence d'orientation et d'amplitude de la contrainte maximale de cisaillement  $\tau_{max}$ . Celle-ci se situe cette fois sur un plan orienté à 45° par rapport aux directions des contraintes principales  $\sigma_1$  et  $\sigma_2$ . Elle est de plus inférieure à celle rencontrée en condition de contraintes planes. Ceci s'explique par le fait que les contraintes  $\sigma_1$  et  $\sigma_2$  présentent la même amplitude quel que soit l'état de contrainte rencontré, pour une contrainte  $\sigma_3$  non nulle en condition de déformation plane (égale à  $\nu(\sigma_1 + \sigma_2)$ ).

Les deux cas de figure présentés ici sont schématisés sur la figure IV.9. La différence d'orientation des plans de contrainte de cisaillement maximal selon l'état de contrainte induit des chemins de déformation très différents.

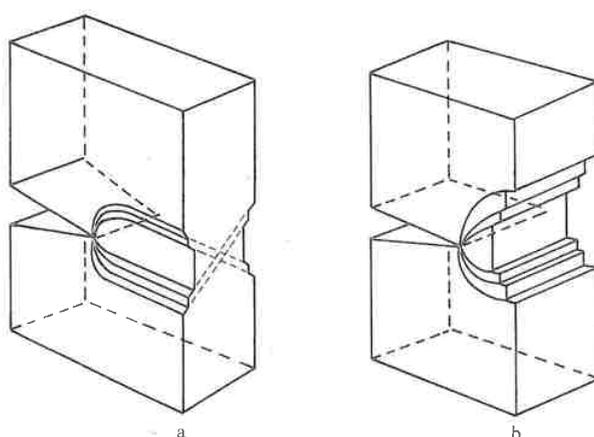


Figure IV.9: Chemins de déformation orientés suivant des plans orientés à  $45^\circ$  en condition -a) de contraintes planes -b) de déformation plane [122].

Dans le cas de matériaux élasto-plastiques, ces bandes de cisaillement peuvent également être la source d'un endommagement ductile, caractérisé par la germination et la croissance préférentielle de porosités suivant les différents plans précédemment définis en fonction de l'état de contrainte. La figure IV.10 illustre un tel endommagement.

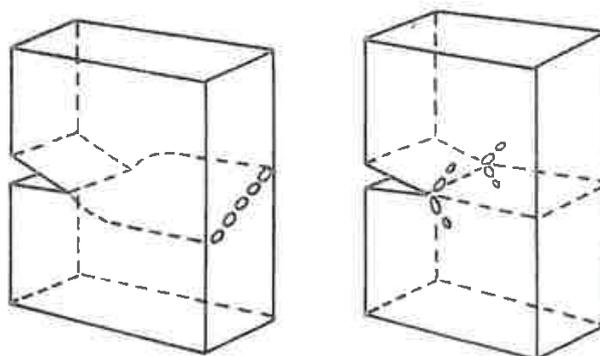


Figure IV.10: Plans supposés d'apparition des porosités en condition -a) de contraintes planes -b) de déformation plane [122].

L'existence de tels plans de cisaillement orientés à  $45^\circ$  dans l'épaisseur de l'éprouvette en condition de contraintes planes se traduit par une modification très nette du mode de rupture : dit "*flat*" en condition de déformation plane, elle s'avère être de type "*slant*" en condition de contraintes planes, révélatrice d'un mode de sollicitation mixte I/III. En présence d'une fissure initialement sollicitée en mode I, la littérature identifie le passage d'un mode à l'autre par le

terme "*Flat-to-slant*". La figure IV.11 rend compte d'un tel changement de mode de propagation d'une fissure en condition de contraintes planes.

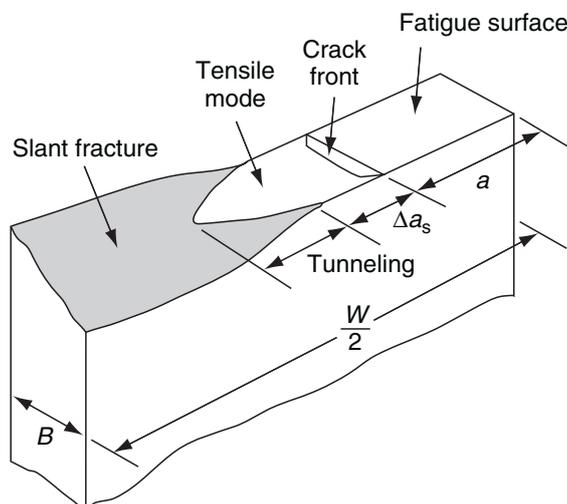


Figure IV.11: Vue schématique d'un faciès de rupture "Flat-to-Slant" sur une éprouvette de type M(T) [127].

Il est toutefois intéressant de noter que le seul état de contrainte n'est pas suffisant pour induire la modification systématique du mode de propagation. En effet, lors d'une étude menée sur un alliage 6082 sujet à durcissement structural, Pardoen *et al.* [123] ont mis en évidence une forte évolution des faciès de rupture en fonction de l'état thermique du matériau (T0, T6) et ce, à partir d'essais réalisés sur des éprouvettes de type DENT d'épaisseur comprise entre 1 et 6 mm. Alors que le faciès de rupture de l'alliage à l'état T6 consiste principalement en une localisation de l'endommagement dans des bandes de cisaillement orientées à 45° (*slant*), l'alliage à l'état T0 présente un faciès de rupture à forte dominante ductile caractérisé de plus par un important phénomène de striction. Les auteurs avancent comme principale raison à une telle différence, une limite d'élasticité et un coefficient d'écrouissage respectivement inférieure et supérieure de l'alliage à l'état T0 par rapport à l'état T6. Le mode d'ouverture/propagation des fissures est donc sensible aux propriétés mécaniques extrinsèques des matériaux (cf figure IV.3) : un mode I unique dans le cas de l'alliage à l'état T0 et une combinaison des modes I et III dans le cas de l'alliage à l'état T6. Selon Pineau *et al.* [126], il est même communément admis que les matériaux présentant ainsi une haute résistance du fait d'un laminage à froid ou d'un durcissement structural au pic, ainsi qu'un faible coefficient d'écrouissage présenteront un mode de rupture de type *slant*. De manière analogue, Sutton *et al.* [128] mettent en avant l'influence de l'anisotropie sur un alliage 2024-T3. Dans cette étude, les éprouvettes sollicitées dans la direction transverse au sens de laminage sont les seules à présenter un mode de rupture de type *flat*. Celles usinées et sollicitées dans le sens de laminage arborent un mode de rupture de type *slant*. Bien que non démontrée, la différence de coefficient d'écrouissage entre les deux directions de sollicitation semble responsable d'une telle différence.

La microstructure des matériaux est également susceptible d'influencer le mode de rupture. Ainsi, l'existence d'une seconde famille de précipités, de dimensions inférieures, dans un alliage 2024-T4 a été identifiée par Bron *et al.* [129] comme responsable du passage du mode *flat* au

mode *slant*. Selon ces auteurs, la seconde famille de porosités alors présente (provenant de la seconde famille de précipités) induirait une modification des mécanismes de coalescence, favorisant la rupture suivant un mode mixte I/III. Le nombre de grain dans l'épaisseur de l'éprouvette est également un paramètre influant sur le mode d'ouverture/propagation des fissures. Ainsi les matériaux ne présentant qu'un seul grain dans l'épaisseur exhibent très majoritairement une rupture de type *slant* [126].

Outre une approche analytique des contraintes induites par la présence d'une fissure en condition de contraintes planes, la compréhension des mécanismes d'endommagement passe, d'une part, par l'observation directe des fissures de fatigue et d'autre part, par une capacité à simuler la croissance des fissures ainsi que la rupture finale des matériaux. Les travaux de Zerbst *et al.* [121] présentent en ce sens un état des lieux des différentes approches existantes.

– Approche basée sur le facteur d'intensité des contraintes

Une des approches rapportée par Zerbst *et al.* porte sur l'adaptation au cas des structures fines de la notion de facteur d'intensité des contraintes  $K$  détaillée dans le paragraphe précédent et valable uniquement pour une approche dans le cadre de la MELR.

Du fait d'une taille de zone plastique non-négligeable par rapport à la longueur de la fissure, une correction peut être apportée au facteur d'intensité des contraintes noté alors  $K_{eff}$  pour permettre son utilisation lorsque l'épaisseur diminue. Cette correction, valable uniquement dans des conditions de contraintes planes, correspond à la prise en compte de la taille de zone plastique en tête de fissure dans la définition de la longueur de fissure  $a_{eff}$  utilisée dans le calcul du facteur d'intensité des contraintes tel que  $K_{eff}=K(a_{eff})$  avec :

$$a_{eff} = a + \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (IV.7)$$

Cette approche est applicable pour un rapport  $L_r$  de la contrainte  $\sigma$  appliquée à la limite d'élasticité  $\sigma_e$ , égal ou inférieur à 0,8<sup>4</sup>.

– Approche élargie élasto-plastique

Classiquement une approche énergétique de type intégrale J, définie par J.R. Rice en 1968 est préférée à l'approche basée sur le facteur d'intensité des contraintes corrigé. Cette approche permet de calculer, lors d'essais monotones, l'énergie de déformation dissipée par unité de surface nouvellement créée lors de la fissuration. Elle est directement reliée à l'énergie dissipée dans la création de nouvelles surfaces ainsi qu'à d'autres phénomènes tels que la plasticité. L'intégrale de la déformation en fond de fissure dépend de plus de l'ouverture de celle-ci [104], paramètre appelé *CTOD* (*Crack Tip Opening Displacement*), souvent noté  $\delta_{CTOD}$  (figure IV.12)<sup>5</sup>. Ces deux grandeurs en question sont reliées proportionnellement entre elles par le facteur de Shih  $d_n$  tel que :

$$d_n = \frac{\sigma_0 \delta_{CTOD}}{J} \quad (IV.8)$$

où  $\sigma_0$  correspond à la limite d'élasticité du matériau.

---

4. Dans le cadre de la MELR, le rapport  $L_r$  doit être inférieur ou égal à 0,5 pour être acceptable [121].

5. Il existe d'autres définitions du *CTOD* selon la géométrie de la fissure et la complexité du chemin de fissuration [121].

Techniquement, la mesure de  $\delta_{CTOD}$  est réalisée à partir d'éprouvettes entaillées normalisées<sup>6</sup>. A noter que, selon les normes ASTM E 1820-01 [130] ou ISO 12135 [131], l'étude de structures fines par ce type d'approche ne s'avère pas complètement pertinente car elle ne respecte pas les conditions de déformation plane imposées. Un changement d'état de contrainte se traduit alors par une évolution non proportionnelle des paramètres  $J$  et  $\delta_{CTOD}$  [132]. Seule la mesure du paramètre  $\delta_{CTOD-5}$  s'avère possible par cette approche [121], paramètre que nous ne détaillerons pas dans cette étude.

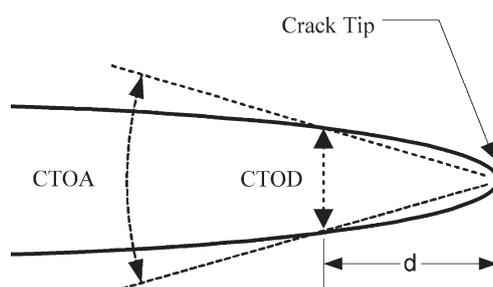


Figure IV.12: Définition des paramètres  $CTOD$  et  $CTOA$  [133].

Le second paramètre défini sur la figure IV.12 correspond à l'angle d'ouverture de la fissure, noté *Crack Tip Opening Angle* (CTOA). Ce dernier est plus adapté pour caractériser la propagation stable des fissures en condition de contraintes planes. En effet, bien que pouvant souffrir d'une difficulté de définition en fonction des géométries de fissures, ce paramètre s'avère être constant à partir d'une certaine longueur de propagation stable de la fissure [121].

#### – Modèles de zones cohésives

Il s'agit là d'une approche numérique aujourd'hui couramment utilisée pour simuler la croissance de fissure dans des conditions de chargement monotone. Parfaitement détaillée dans les travaux de Zerbst *et al.*, nous ne nous attarderons pas sur une telle méthode dans le cadre de cette étude. Cette méthode pourtant très efficace pour prédire numériquement la propagation des fissures nécessitent au préalable une connaissance précise du lieu de fissuration et ce, afin de paramétrer correctement le modèle. Nous verrons par la suite que tel ne sera pas le cas pour nos matériaux brasés.

## IV.2 Endommagement en fatigue - Résultats

L'utilisation de deux configurations matières différentes, alliée à la complexité microstructurale des matières après brasage a nécessité, pour cette étude de l'endommagement en fatigue, l'apport de nombreuses techniques expérimentales ainsi qu'une approche dissociée de chacune des configurations matières avant et après brasage.

Afin de définir l'influence du procédé de brasage sur la tenue en fatigue de nos nuances, une étude du comportement en fatigue des matières non brasées a, dans un premier temps, été

6. Eprouvettes qui peuvent être de plusieurs types (cf. annexe ??).

réalisée. Une différenciation supplémentaire en termes de contraintes de fatigue appliquées a été volontairement effectuée pour ces matières afin de séparer le comportement en fatigue plastique oligocyclique de la fatigue à plus grand nombre de cycles.

Dans un second temps, afin de pouvoir comparer le comportement en fatigue des configurations matières brasées CM0-B et CM1-B, notre choix s'est porté, pour chacune d'entre elle, sur une différenciation des phases d'amorçage, de propagation et de rupture finale des éprouvettes de fatigue. Cette organisation des idées, analogue à celle adoptée dans la partie bibliographie de ce chapitre, permet d'apprécier, lors de ces différentes phases d'endommagement, l'influence respective des différents placages ainsi que des paramètres microstructuraux et/ou morphologiques. A noter que pour ces matières brasées, il n'a pas été possible de dissocier avec précision le domaine de la fatigue oligocyclique de la fatigue à plus grand nombre de cycles.

### IV.2.1 Courbes de Wöhler

Les courbes de Wöhler des matériaux de type CM0 et CM1 ont été obtenues avant et après traitement thermique de brasage. Nous avons vu au chapitre III que ce procédé a une forte influence sur la microstructure des matériaux et donc sur les propriétés mécaniques (tableau III.4). Cela se traduit entre autres par un rapport limite d'élasticité sur contrainte à rupture (noté  $S$ ) plus élevé pour les matériaux non brasés que pour les matériaux brasés. L'étude de l'influence du seul brasage sur la tenue en fatigue des éprouvettes est toutefois rendue possible en normalisant les contraintes maximales appliquées par les limites à rupture respectives de chaque matériau (rapport  $\Sigma_R$ ). La figure IV.13 présente les différentes courbes de Wöhler ainsi obtenues. Il en découle les observations suivantes :

- Le brasage affecte considérablement les propriétés en fatigue quelle que soit la configuration étudiée.
- Avant brasage, la CM0 présente une tenue en fatigue supérieure à celle de la CM1, que la représentation adoptée soit normalisée ou non.
- Après brasage, la CM0 présente à l'inverse une tenue en fatigue inférieure à celle de la CM1. Cette inversion est très nettement visible à partir de la représentation normalisée (figure IV.13-b).

L'inversion des tenues en fatigue observée avant et après brasage entre la CM0 et la CM1 n'est pas le résultat d'une perte de propriétés mécaniques comme en témoigne le rapport  $S$  (rapport de la limite d'élasticité sur la contrainte à rupture) calculé avant et après brasage, pour les deux CMs. (tableau III.4). La chute du paramètre  $S$ , pour un allongement à rupture équivalent avant et après brasage, témoigne d'une augmentation du coefficient d'écrouissage  $n$  de nos matériaux suivant une représentation de type Hollomon. Le rapport  $S$  étant de plus équivalent pour les deux CMs après brasage, des hypothèses sur le comportement en fatigue de la CM0 devront être faites pour expliquer sa plus faible tenue en fatigue après brasage par rapport à la CM1.

A noter que respectivement 44% et 58% des essais de fatigue sur les CMs 0 et 1 brasées ont fait l'objet d'une interruption avant rupture complète de l'éprouvette et ce, pour permettre l'étude microstructurale des zones d'amorçage des fissures de fatigue alors présentes. Ces essais interrompus sont identifiés sur la figure IV.14 par des cercles noirs.

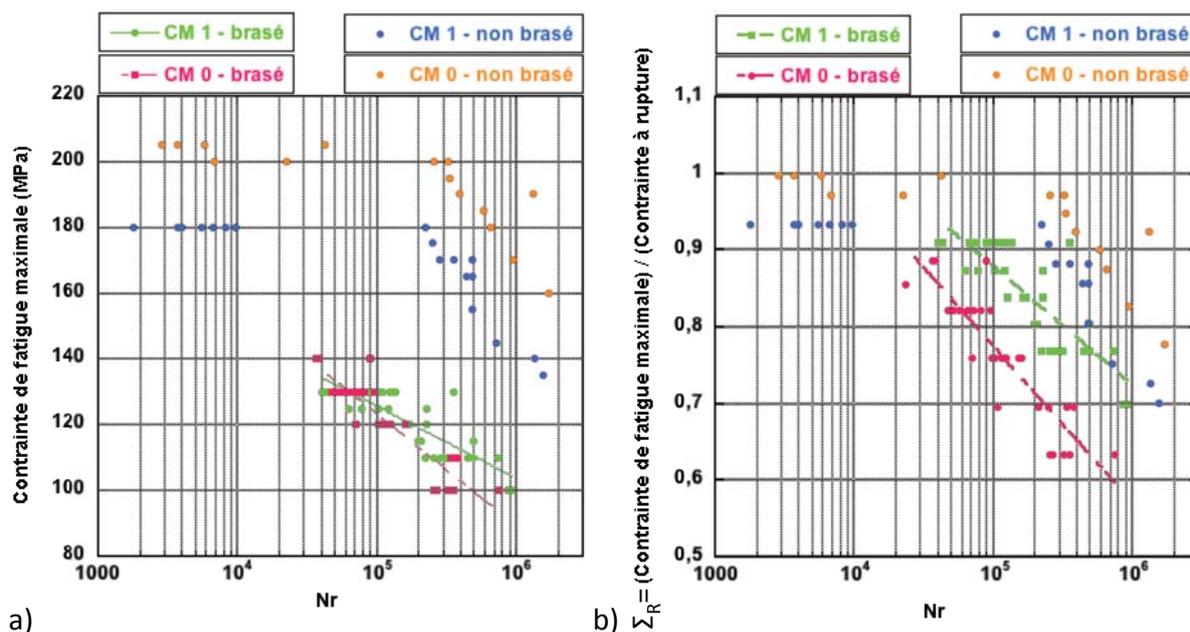


Figure IV.13: Courbes de Wöhler des matériaux CM0 et CM1 brasés et non brasés en fonction a) de la contrainte de fatigue maximale - b) du rapport  $\Sigma_R$ .

D'après la figure IV.14, les éprouvettes des essais interrompus ont une durée de vie comparable à celle des éprouvettes cyclées jusqu'à rupture complète. Ceci semble indiquer que les fissures de fatigue ainsi bloquées possèdent une longueur proche de la longueur maximale à rupture et que la phase de propagation est courte vis-à-vis de la durée de vie totale des éprouvettes.

La figure IV.15 propose une quantification du phénomène d'ouverture d'une fissure de fatigue lors d'un essai sur une CM1 brasée, réalisé à  $\Sigma_R$  égal à 0,7 (soit une contrainte maximale de fatigue appliquée de 100MPa et 933744 cycles), par l'intermédiaire de la corrélation d'images numériques. L'ouverture est estimée à partir du déplacement suivant l'axe de sollicitation X de deux points situés à équidistances du centre de la fissure tel que schématisé sur la figure IV.15-a). Le phénomène d'ouverture de la fissure semble suivre une évolution exponentielle dans les 4 derniers % de la durée de vie. Par ailleurs, il apparaît que, pour une telle sollicitation, une fissure de fatigue possédant une ouverture de  $50\mu\text{m}$  correspond à une éprouvette de fatigue se situant dans les derniers 0,1% de la durée de l'essai. Les hypothèses faites ci-dessus sont ainsi toutes deux confirmées.

Les paragraphes suivants sont organisés de manière, d'une part, à appréhender chacune des étapes de l'endommagement en fatigue à différents niveaux de contrainte appliquée (fatigue plastique oligocyclique ou non) de nos CMs et, d'autre part, de façon à mettre en évidence l'influence du procédé de brasage. Ainsi nous avons fait le choix de systématiquement mettre en regard les résultats issus de la corrélation d'images numériques 2D ou 3D, de l'étude menée sur les faciès de rupture ou encore de la tomographie à rayons X à différentes résolutions.

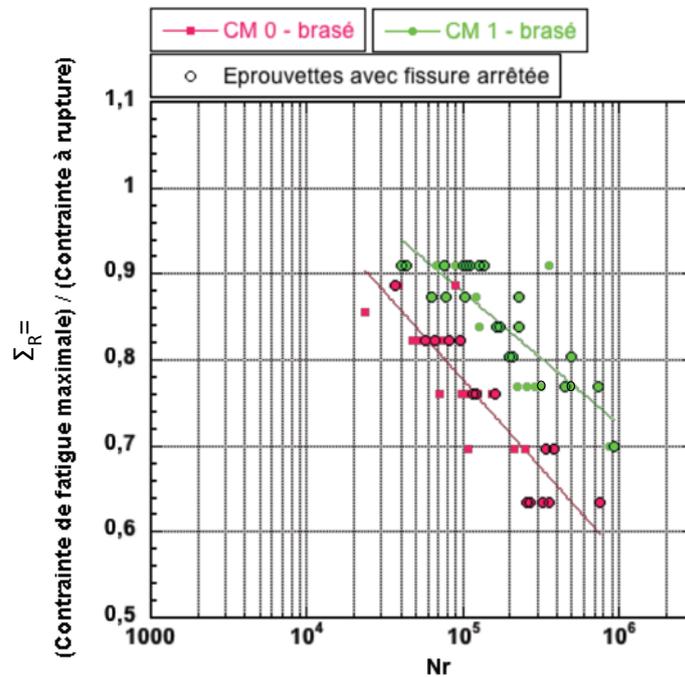


Figure IV.14: Courbes de Wöhler des matériaux CM0 et CM1 brasés en fonction du rapport  $\Sigma_R$  - Les points entourés d'un cercle noir correspondent à des essais interrompus.

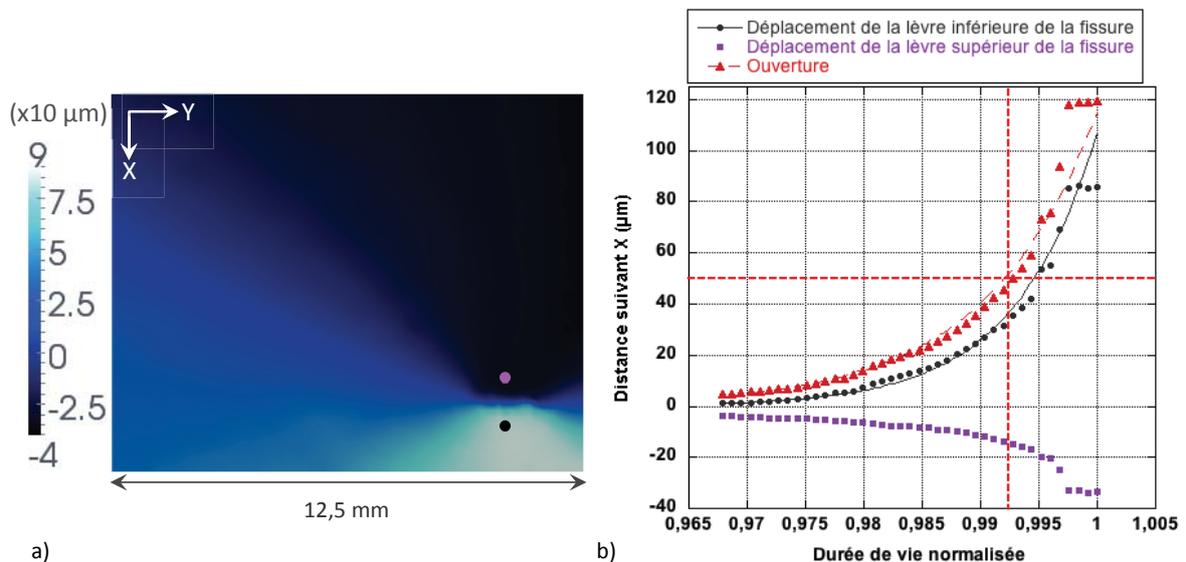


Figure IV.15: a) Carte de déplacement suivant l'axe de sollicitation  $x$  obtenue par corrélation d'images numériques pour une CM1 brasée avant rupture ( $\Sigma_R=0,7$ ) - b) Evolution du déplacement des lèvres supérieures et inférieures de la fissure suivant  $x$  et estimation de l'ouverture équivalente, en fonction de la durée de vie normalisée de l'éprouvette.

## IV.2.2 Mécanismes d'endommagement des matériaux non-brasés

Les résultats présentés dans ce paragraphe correspondent à ceux obtenus pour 4 éprouvettes de fatigue dont la nature et les paramètres d'essai sont spécifiés dans le tableau IV.1. Notons que la sollicitation des CMs non-brasés<sup>7</sup> en condition de fatigue plastique oligocyclique ( $\Sigma_e > 1$ ) n'est possible que sur une faible plage de contrainte du fait du faible écart  $\sigma_e - \sigma_R$  (rapport  $S$  élevé). La dénomination adoptée pour différencier les essais est la suivante : **CMx-B (y)** avec **CMx**, la configuration matière considérée (0 ou 1), **B** ou **NB** selon que la matière soit **Brasée** ou **Non Brasée**, et enfin **(y)**, le numéro de l'essai.

Nature	Contrainte de fatigue (MPa)	$\Sigma_R$	$\Sigma_e$	Nr
CM0-NB (1)	200	0,97	1,07	6823
CM0-NB (2)	180	0,87	0,96	652093
CM1-NB (1)	180	0,93	1,05	8149
CM1-NB (2)	180	0,93	1,05	5580

Tableau IV.1: Conditions expérimentales des essais de fatigue menées sur des CMs non brasés.

### IV.2.2.a Fortes contraintes

#### i - Données issues de la corrélation d'images :

De manière générale, deux données issues de la corrélation d'images numériques sont utiles pour l'étude des fissures de fatigue plastique oligocyclique : **la déformation de type Green-Lagrange**  $\epsilon_x$  suivant l'axe de sollicitation et **l'erreur résiduelle** associée au calcul. En effet la présence d'une fissure s'accompagne systématiquement d'une forte augmentation de l'erreur résiduelle de corrélation<sup>8</sup> alors qu'à contrario, une augmentation de la déformation n'est pas nécessairement synonyme d'endommagement<sup>9</sup> au sein de la matière. Ces données ont été exploitées en vue de définir et quantifier les phases d'accommodation, d'amorçage et de propagation des fissures de fatigue présentes dans nos configurations matériaux.

Ainsi, la figure IV.16 permet de visualiser le phénomène d'accommodation systématiquement observé pour de telles conditions de fatigue plastique oligocyclique en configuration non brasée : la formation de **Bandes de Glissement Persistantes (BGP)**. Celles-ci correspondent à une importante localisation de la déformation lors des essais de fatigue. Deux familles de BGP sont nettement visibles sur la figure IV.16. Quelles que soient la CM et la famille de BGP considérées, l'angle formé par ses dernières avec l'axe de sollicitation  $x$  a été mesuré, à partir de ces différents clichés, comme étant égal à  $65^\circ \pm 1^\circ$ .

D'après la figure IV.17-a qui fournit un profil de la déformation suivant l'axe  $x$  à différents instants  $t$  normalisés de l'essai  $CM1 - NB(1)$  (ligne en traits pointillés jaune sur la figure IV.16-b), ces bandes constituent de plus le lieu exclusif de la déformation puisqu'aucune

7. notées par la suite NB pour Non Brasé.

8. Le calcul (continu) du champ de déplacement par corrélation ignorant la présence de la fissure présente une forte erreur dans cette zone.

9. ...défini au sens de la création de nouvelles surfaces.

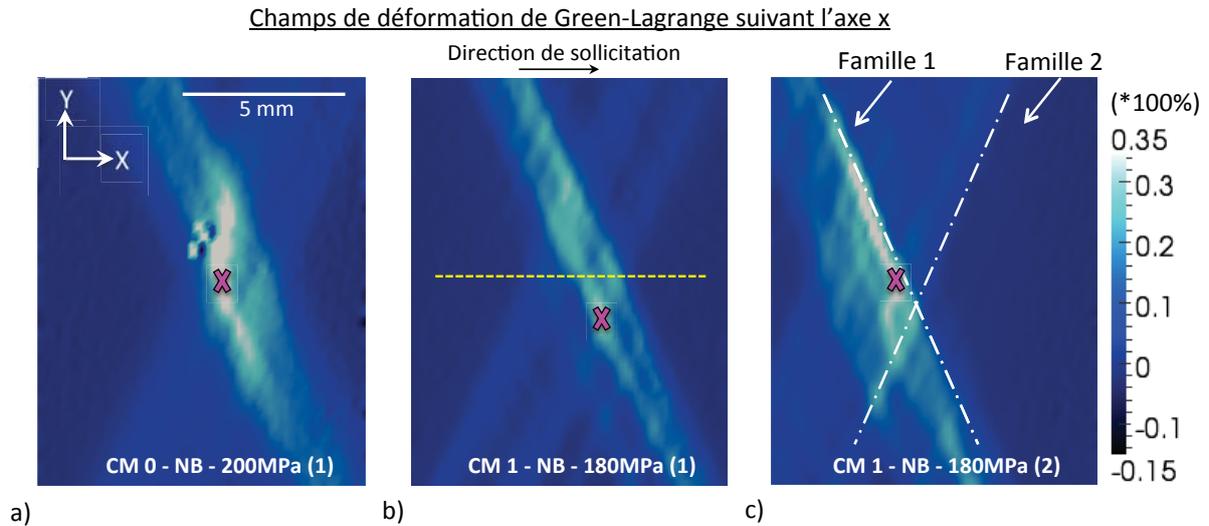


Figure IV.16: Champ de déformation de Green-Lagrange suivant l'axe x juste avant rupture finale pour 3 éprouvettes non brasées - a) CM0-NB-200MPa - b) CM1-NB-180MPa (1) - c) CM1-NB-180MPa (2) - Les flèches montrent l'apparition de deux familles de BGP orientées à 65° par rapport à l'axe de sollicitation x.

déformation n'est observée en dehors de ces bandes, même en fin d'essai.

La figure IV.17-b illustre l'évolution de la déformation  $\epsilon_x$  au coeur des BGPs (zones identifiées par des points roses sur la figure IV.16). Elle témoigne d'une accumulation de la déformation dans ces BGPs, au cours de l'essai de fatigue, suivant une loi de type exponentielle et ce, quelle que soit la CM considérée. Les déformations ainsi atteintes localement peuvent dépasser les **30 à 40%**. Ces zones de fortes déformations, identifiées comme étant à l'intersection des BGPs, correspondent au final au lieu d'amorçage des fissures de fatigue. Il est intéressant de noter que cette localisation de l'endommagement s'effectue dès 40% de la durée de vie des éprouvettes de fatigue.

L'erreur résiduelle associée aux calculs de corrélation d'images numériques a été ajoutée sur la figure IV.17-a. Dans le cas des CMs non brasées, l'augmentation de la déformation s'accompagne d'une augmentation de l'erreur résiduelle avec des maximums locaux de l'ordre de 3% et une moyenne de 1,42% associée à un écart type de 0,57% (à l'instant  $t = 0,96$ ) (figure IV.17-b). Cette augmentation est principalement imputable aux fortes valeurs de déformation ( $\Sigma_e > 1$ ) et non à la présence de fissures de fatigue. Cette hypothèse est vérifiée par l'étude des faciès de rupture présentée dans le prochain paragraphe.

En résumé, les résultats obtenus par corrélation d'images sur les CMs non brasées en fatigue oligocyclique mettent en évidence la présence de BGP dans les deux CMs testées; pour ce type de sollicitation, la nature du placage semble donc peu influencer le mécanisme d'accommodation. Par ailleurs, pour une CM donnée, les mesures de corrélation semblent bien reproductibles.

## ii - Etude des faciès de rupture :

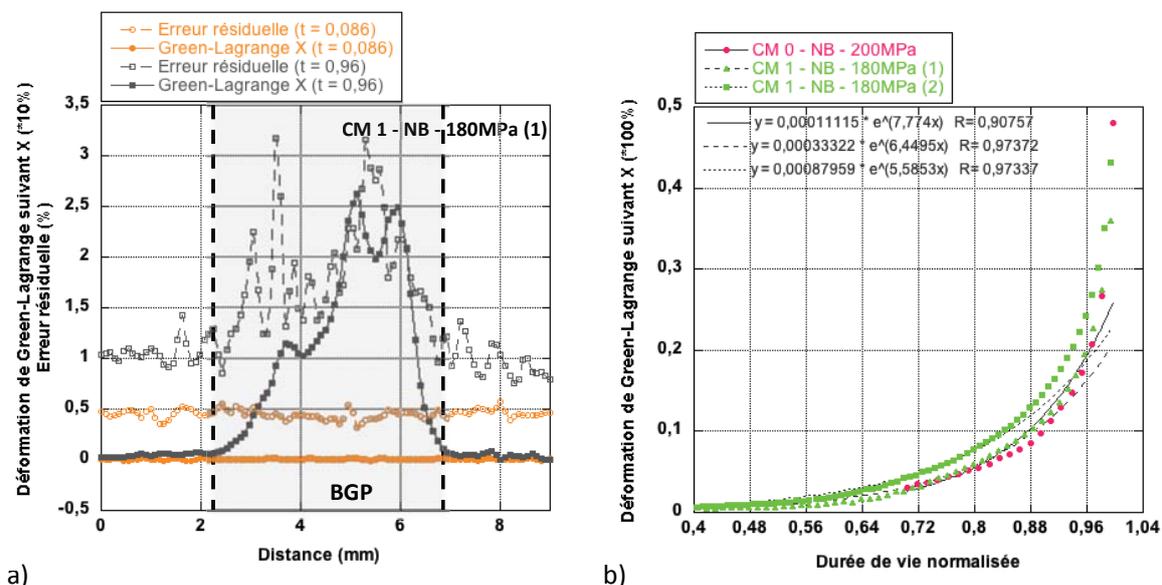


Figure IV.17: a) Profil de la déformation de Green-Lagrange suivant l'axe  $x$  le long de l'axe pointillé jaune défini sur la figure IV.16 pour l'essai CM1-NB-180MPa (1) avant rupture finale de l'éprouvette - b) Evolution au cours de l'essai de la déformation de Green-Lagrange locale (points roses figure IV.16) suivant l'axe  $x$  pour les 3 CMs non-brasées .

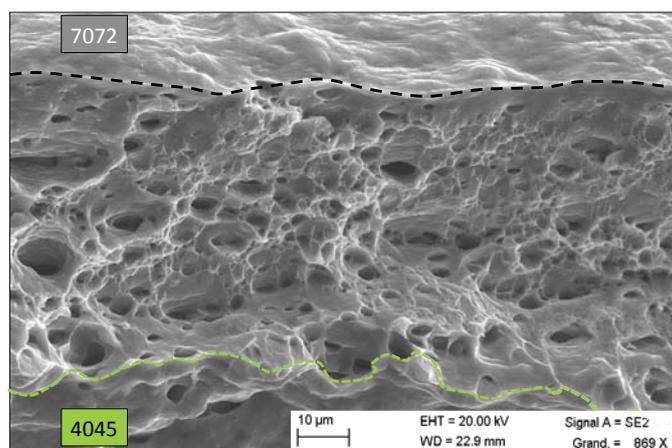
Pour de telles contraintes de fatigue appliquées ( $\Sigma_e > 1$ ), la fissuration, localisée à l'intersection des BGPs, se traduit par une rupture immédiate de l'éprouvette sans aucun signe de propagation stable de la fissure de fatigue et ce, quelle que soit la CM. La figure IV.18, qui présente le faciès de rupture d'une éprouvette CM1 non brasée cyclée à 180MPa ( $\Sigma_R = 0,93$  et  $\Sigma_e = 1,05$ ) confirme ces observations. En effet, le faciès observé correspond à une rupture à plat intégralement ductile.

#### IV.2.2.b Faibles contraintes

Lorsque la contrainte de fatigue appliquée diminue ( $\Sigma_e \leq 1$ ), le comportement en fatigue des CMs non brasées évolue fortement. L'essai CM0-NB (2) est représentatif d'une telle évolution.

##### i - Données issues de la corrélation d'images :

A la différence des essais réalisés à plus haute contrainte ( $\Sigma_e > 1$ ), le phénomène d'accommodation caractérisé par la présence de BGPs, source de la fissuration, n'est plus observable. A contrario, le phénomène de propagation stable des fissures de fatigue est aisément identifiable et quantifiable via les données de corrélation d'images (figure IV.19). Amorçant systématiquement en bord d'éprouvette, la présence des fissures s'accompagne d'une part, d'une augmentation locale de la déformation en tête de fissure et d'autre part, de la formation de bandes de déformation orientées à  $60^\circ$  par rapport à l'axe de sollicitation. Ces bandes sont induites par la fissure (et non l'inverse comme pour les BGPs à plus haute contrainte appliquée) et traduisent une localisation de la plus grande contrainte maximale selon un angle d'environ  $60^\circ$  par rapport



**Figure IV.18:** Faciès de rupture d'une CM1 non brasée cyclée à 180MPa ( $\Sigma_R = 0,93$  et  $\Sigma_e = 1,05$ ) qui met en évidence une rupture ductile de l'éprouvette.

au plan de propagation de la fissure de fatigue [134] . En ces points, la contrainte principale est quasiment orthogonale au plan de la fissure principale, soit suivant l'axe de sollicitation.

Alors que les BGP observées dans les essais à forte contrainte sont le lieu d'une augmentation progressive de la déformation dès les premiers 40% de la durée de vie, la figure IV.19-c met en évidence une localisation très tardive de la déformation lorsque la contrainte appliquée est plus faible. Celle-ci ne devient en effet significative ( $> 1\%$ ) que dans le dernier pourcent de la durée de vie de l'éprouvette. La courbe d'erreur résiduelle associée présente un comportement analogue, avec une valeur constante de l'ordre de 1% tout au long de l'essai. L'augmentation importante de ce paramètre dans les derniers 0,25% de la durée de vie renseigne sur la présence d'une fissure de fatigue à l'endroit analysé.

## ii - Etude des faciès de rupture :

A de tels niveaux de contraintes appliquées ( $\Sigma_e \leq 1$ ), les faciès de rupture se caractérisent par l'existence de trois zones distinctes (figure IV.20-a) :

- une zone de propagation stable située en bord d'éprouvette,
- une zone de propagation mixte,
- une zone de rupture brutale.

La présence d'une phase de propagation stable a été observée quelle que soit la CM considérée, avec une zone d'amorçage systématiquement localisée en bord d'éprouvette (figure IV.20). La longueur de cette zone de propagation est d'autant plus courte que la contrainte appliquée est importante. Les figures IV.21-a et b témoignent d'une probable sensibilité de la fissure de fatigue à la microstructure du matériau et plus spécifiquement aux joints de grains. Ceux-ci semblent en effet responsables de déviations multiples de la fissure; déviations qui apparaissent comme des "marches" sur le faciès de rupture (cf. figure III.4 relative à la microstructure des matières non brasées). La similitude dimensionnelle entre ces "marches" et les grains mis en évidence dans le chapitre III conforte cette hypothèse.

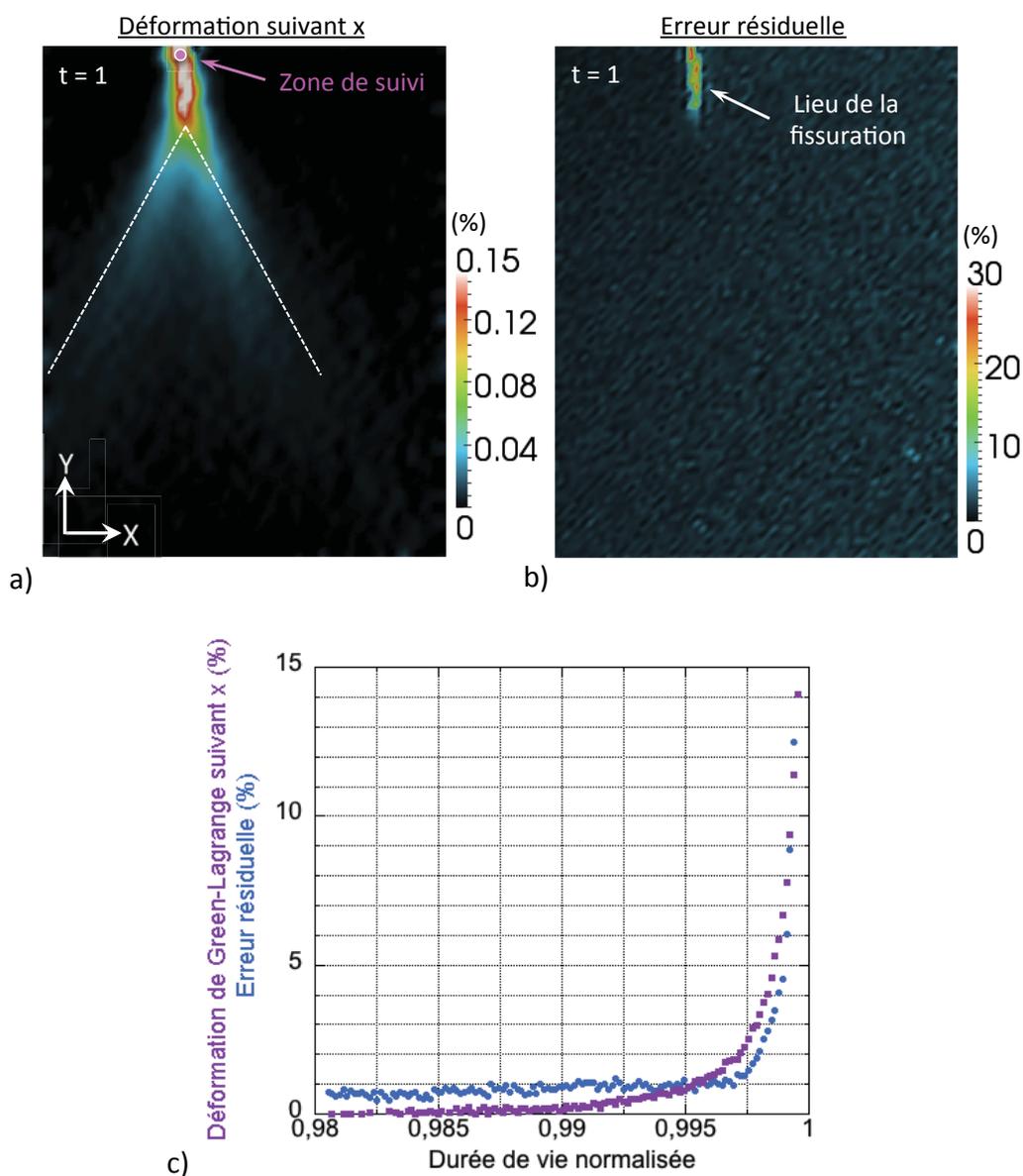


Figure IV.19: Essai *CM0-NB (2)* - Champ de déformation  $\epsilon_x$  (a) et carte d'erreur résiduelle (b) juste avant rupture brutale de l'éprouvette de fatigue - Formation de bandes de déformation orientées à  $60^\circ$  par rapport à l'axe de sollicitation - (c) Courbe d'évolution de la déformation  $\epsilon_x$  et de l'erreur résiduelle associée au lieu de la fissuration en fonction de la durée de vie normalisée.

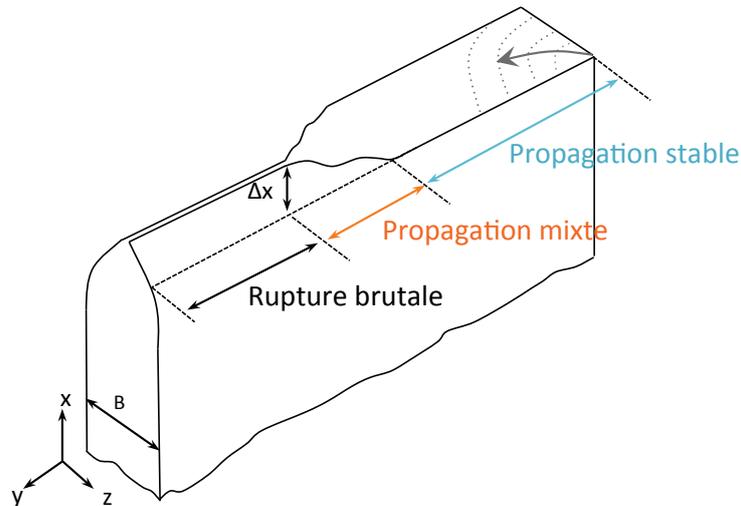


Figure IV.20: Vue schématique des faciès de rupture observé dans le cas de CMs non brasées

Les conditions de contraintes planes induisent de plus l'existence d'une zone de propagation mixte significative d'un travail plastique en tête de fissure d'autant plus important que la contrainte dans le ligament augmente. Cette zone mixte se caractérise par la coexistence de stries de fatigue en "chevron" (figures IV.21-c et d, et IV.22) et de cupules, avec une augmentation de la distance inter-stries, synonyme d'une vitesse de propagation croissante ainsi que d'une augmentation du nombre de cupules lorsque l'on s'approche de la zone de rupture brutale. Une telle plasticité en front de fissure est à rapprocher d'un important travail de striction, couplé à des mécanismes d'endommagement ductile du matériau comme précédemment évoqué dans les alliages 6000. La figure IV.22 met clairement en évidence la présence quasi systématique d'intermétalliques au niveau des cupules. La zone de rupture brutale est quant à elle identique à ce qui a été observé pour un rapport  $\Sigma_e$  supérieur à 1.

#### IV.2.2.c Conclusion sur l'endommagement des matières non brasées

Dans le cas de CMs non brasées, les mécanismes d'endommagement en fatigue sont fortement dépendants du niveau de la contrainte appliquée par rapport aux caractéristiques mécaniques des matériaux ( $R_{p0,2}$  et  $R_m$ ). En fatigue plastique oligocyclique, on observe la formation de BGPs orientées à environ  $65^\circ$  par rapport à l'axe de sollicitation qui sont source d'une rupture brutale intégralement ductile des éprouvettes. A plus faible contrainte, on observe cette fois une fissuration localisée préférentiellement en bord d'éprouvette. Les faciès de rupture présentent alors une zone de propagation stable de la fissure, suivi d'une propagation dite mixte où coexistent des mécanismes d'endommagement en fatigue et ductile.

### IV.2.3 Mécanismes d'endommagement des matériaux brasés

Nos essais de cyclage ayant mis en évidence une importante chute de la tenue en fatigue après brasage, nous essayons dans les paragraphes qui suivent d'élucider ce comportement au

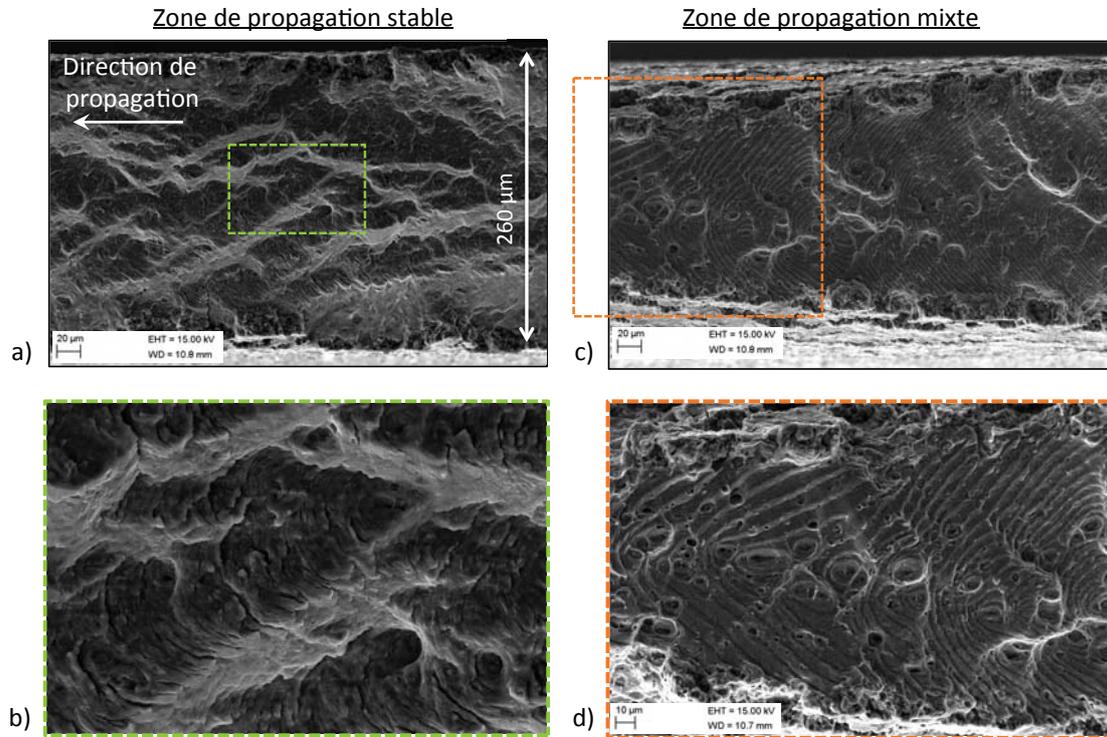


Figure IV.21: Observations MEB en mode SE d'une fissure de fatigue (CM0 non brasée pour une éprouvette cyclée à  $\Sigma_R = 0,82$  et  $\Sigma_e = 0,90$ ) : a) et b) d'une zone de propagation stable - c) et d) d'une zone de propagation mixte

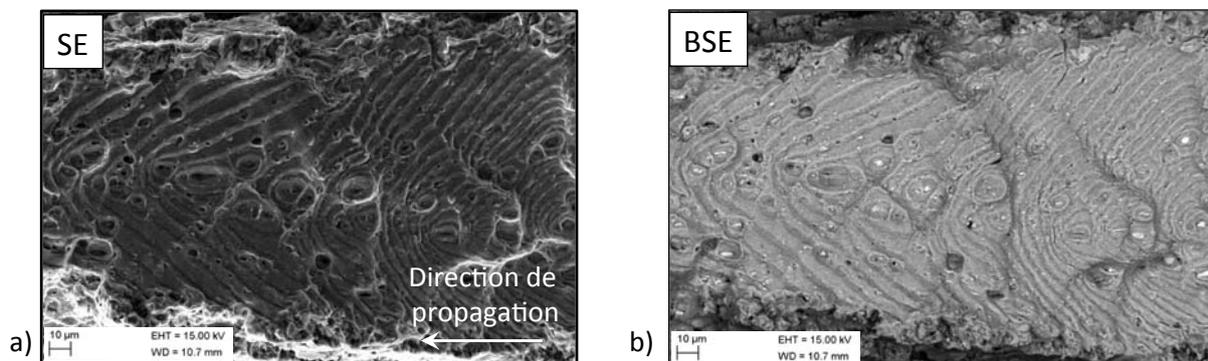


Figure IV.22: Observation MEB en mode SE (a) et BSE (b) d'une zone de propagation mixte d'une fissure de fatigue (CM0 non brasée pour une éprouvette cyclée à  $\Sigma_R = 0,82$  et  $\Sigma_e = 0,90$ )

travers d'une analyse détaillée des mécanismes d'endommagement des CMs brasées en nous efforçant, notamment, de mettre à jour les différences éventuelles entre CM0 et CM1.

### IV.2.3.a Configuration Matériaux 1

Les principaux résultats obtenus seront présentés au travers de différents essais représentatifs du comportement en fatigue de cette configuration 1 brasée (tableau IV.2). Un tel nombre d'essais est rendu nécessaire par l'incompatibilité de certaines techniques expérimentales entre elles. A noter que, dans le cas d'analyses in-situ telles que la corrélation ou la stéréo-corrélation d'images, le placage 4045 a toujours été utilisé comme surface d'observation.

Nature	$\sigma_{\text{fatigue}}$ (MPa)	$\Sigma_R$	$\Sigma_e$	Nr	Techniques expérimentales exploitées
<i>CM1-B (1)</i>	100	0,7	1,81	933744	C <sup>1</sup>
<i>CM1-B (2)</i>	110	0,77	2	449083	C
<i>CM1-B (3)</i>	130	0,91	2,36	75390	C/SC <sup>2</sup> + Tomo X Lab. <sup>3</sup> + AK <sup>4</sup> + MEB <sup>5</sup>
<i>CM1-B (4)</i>	110	0,77	2	738124	SC + Tomo X Lab. + AK + MEB
<i>CM1-B (5)</i>	130	0,91	2,36	40885	Tomo X HR + Micro <sup>6</sup>
<i>CM1-B (6)</i>	130	0,91	2,36	106015	AK + OA <sup>7</sup>
<i>CM1-B (7)</i>	125	0,86	2,27	62646	Tomo X HR <sup>8</sup>
<i>CM1-B (8)</i>	130	0,91	2,36	126007	Tomo X HR
<i>CM1-B (9)</i>	125	0,86	2,27	78204	Tomo X HR
<i>CM1-B (10)</i>	130	0,91	2,36	-	Fractographie
<i>CM1-B (11)</i>	100	0,7	1,81	366710	Fractographie
<i>CM1-B (12)</i>	130	0,91	2,36	43768	Tomo X HR

**Tableau IV.2: Conditions expérimentales des essais de fatigue menées sur la CM 1 brasée - A noter que les essais *CM1-B (1)*, *CM1-B (2)* et *CM1-B (4)* ont été volontairement stoppés pour une ouverture de fissure respectivement de 130, 100 et 100  $\mu\text{m}$ .**

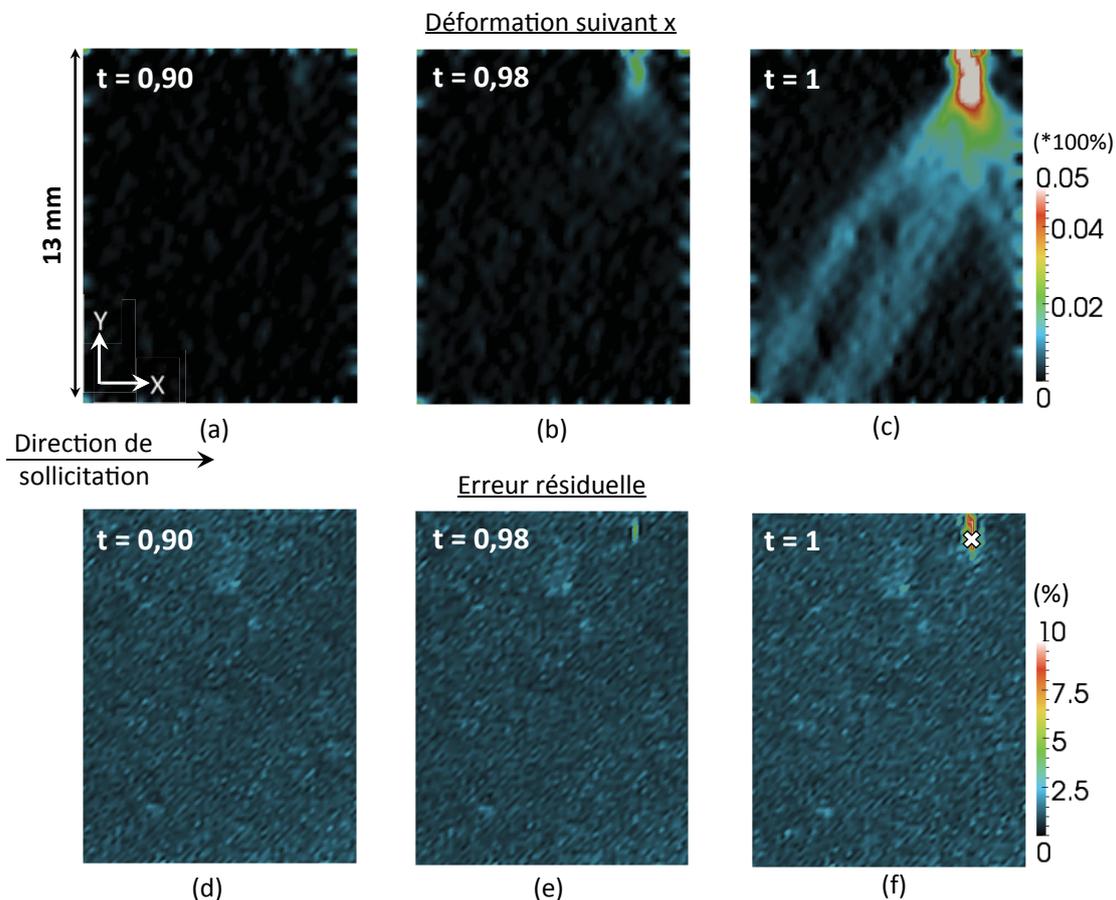
Il nous a été impossible de solliciter les éprouvettes CM brasées (0 et 1) à des rapports  $\Sigma_R$  aussi élevés que dans l'étude menée sur les CMs non-brasées, sous peine d'une rupture quasi-immédiate des éprouvettes due à une localisation importante de l'endommagement. Ceci se traduit entre autres par un nombre de cycles à "rupture" Nr parfois important (tableau IV.2). La suite de l'étude s'efforce de caractériser un tel phénomène en essayant d'expliquer l'importante chute de durée de vie de la CM0 après brasage.

#### i - Données issues de la corrélation d'images :

Localisation de la déformation - La figure IV.23 illustre la localisation de la déformation intervenant dans les CM1s brasées, au travers de la déformation  $\epsilon_x$  ainsi que l'erreur résiduelle,

1. Corrélation d'Images
2. Stéréo-corrélation d'Images
3. Tomographie X de Laboratoire (INSA)
4. Attaque métallographique Keller
5. Microscopie Electronique à Balayage
6. Micrographies Optiques
7. Oxydation Anodique
8. Tomographie X Haute-Résolution (ESRF)

dont les valeurs sont présentées à 90% (a et d), 98% (b et e) et 100% (c et f) de la durée de vie de l'éprouvette *CM1-B (2)*.



**Figure IV.23:** Essai *CM1-B (2)* - Champs de déformation de type Green-Lagrange suivant l'axe de sollicitation  $x$  et cartes d'erreur résiduelle respectivement à 90% (a, d), 98% (b, e) et 100% (c, f) de la durée de vie de l'éprouvette - A noter que pour cet essai, le bord de la ROI (Region Of Interest) coïncide quasiment avec le lieu de la fissuration et non avec le bord de l'éprouvette de fatigue.

Une telle localisation de l'endommagement dans les derniers % de la durée de vie de nos éprouvettes a été observée dans l'intégralité des essais de fatigue réalisés sur des éprouvettes *CM1* brasées et ce, quelle que soit la contrainte maximale de fatigue appliquée. Cette localisation est source de l'amorçage d'une fissure de fatigue, à l'image des observations sur *CMs* non brasées à des niveaux de contraintes appliquées, telles que  $\Sigma_e \leq 1$ . Une différence majeure existe cependant entre les *CMs* brasées et non brasées quant au lieu de cette concentration de contrainte. En effet, dans leur très grande majorité (90%), les *CM1* brasées fissurent préférentiellement au "centre" des éprouvettes. Il est important d'apporter là une nuance à la terminologie adoptée, nuance qui sera valable pour le reste de l'étude : le terme "centre" est à mettre en opposition au phénomène de fissuration en bord d'éprouvette. Il n'inclut toutefois pas de notion de distance entre le lieu de fissuration et le bord de l'éprouvette de fatigue.

La figure IV.24 confirme cette hypothèse de localisation de l'endommagement au travers de l'augmentation significative de l'erreur résiduelle liée à l'ouverture progressive de la fissure lors

de sa propagation. Le déplacement nul suivant  $x$  au lieu de l'erreur maximale permet de plus de s'assurer de l'emplacement de la fissure de fatigue.

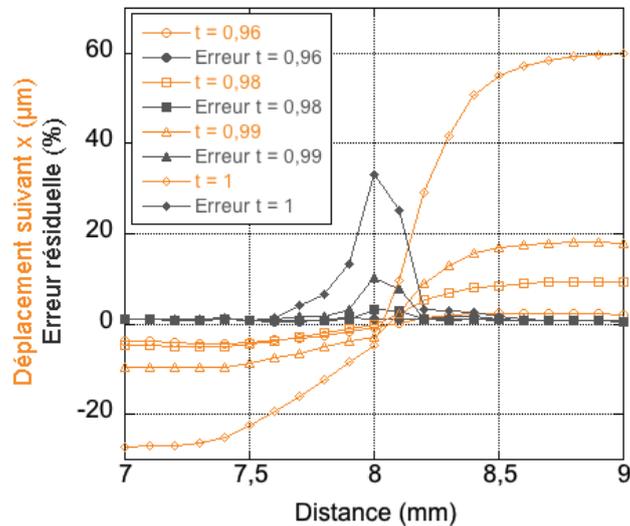


Figure IV.24: Essai *CM1-B (2)* - Profils suivant une droite parallèle à l'axe  $x$ , passant par la zone de fissuration (Croix blanche sur la figure IV.23-f), du champ de déplacement et de l'erreur résiduelle associée à différents instants de l'essai de fatigue (96%, 98%, 99% et 100% de la durée de vie).

La question d'une identification du lieu de fissuration par corrélation d'images se pose alors. La figure IV.25 présente, toujours pour l'essai *CM1-B (2)*, l'évolution de la déformation  $\epsilon_x$  et de l'erreur résiduelle dans les 18 derniers % de la durée de l'essai au niveau de la zone de déformation maximale, lieu de la fissuration (zone d'étude repérée par la croix blanche sur la figure IV.23-f) toutes deux rapportées à la valeur moyenne sur l'intégralité de la zone d'observation. L'erreur résiduelle maximale a également été ajoutée.

L'analyse de ces deux paramètres montre que, dès 85% de la durée de vie, la zone de fissuration future présente une déformation  $\epsilon_x$  supérieure à la moyenne majorée de l'écart-type (figure IV.25-b), témoin de l'activation d'un phénomène local. La valeur de la déformation  $\epsilon_x$  alors détectée est 0,25%. Dès lors, la déformation  $\epsilon_x$  augmente, dans un premier temps, de 0,5% sur les 10% de la durée de vie suivant (de 85 à 95%). Cela équivaut à une vitesse de déformation de  $1,11 \cdot 10^{-5} \text{ %/cycle}$ .

Ce n'est que dans un second temps que la déformation  $\epsilon_x$  adopte un comportement de type exponentiel pour atteindre 13% de déformation en fin d'essai dans la zone de fissuration. A noter que cette forte augmentation se reflète dans l'évolution de l'écart-type associée à la valeur moyenne de déformation  $\epsilon_x$ .

L'erreur résiduelle, contrairement à la déformation  $\epsilon_x$ , n'évolue que très peu dans la zone future de fissuration et reste comprise dans la moyenne jusqu'à 97% de la durée de vie. Toutefois, dans les 3 derniers % de la durée de vie, elle augmente de façon exponentielle de manière analogue à la déformation  $\epsilon_x$ . Ce fort accroissement de l'erreur témoigne probablement de la présence à ce moment là du cyclage d'une fissure de fatigue.

Une évolution similaire de la déformation  $\epsilon_x$  ainsi que de l'erreur résiduelle en fonction de

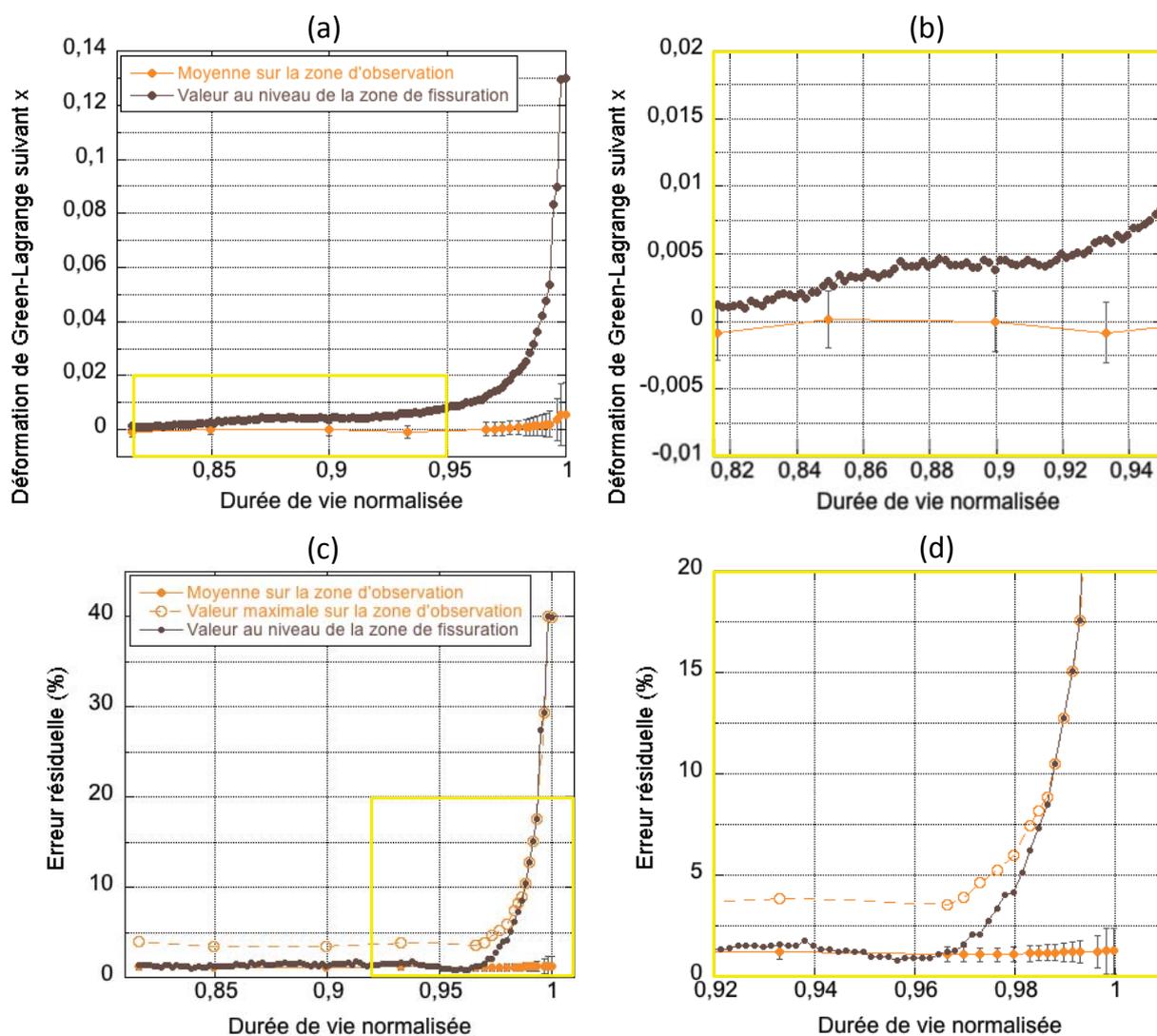


Figure IV.25: Essai CMI-B (2) - (a) Evolution de la déformation  $\epsilon_x$  locale (au lieu de la fissuration) et moyenne en fonction de la durée de vie normalisée de l'essai - (b) Zoom sur la déformation  $\epsilon_x$  - (c) Evolution de la l'erreur résiduelle locale (au lieu de la fissuration), moyenne et maximale en fonction de la durée de vie normalisée de l'essai - (d) Zoom sur l'erreur résiduelle.

la durée de vie a été observée sur des essais menés à des contraintes maximales appliquées différentes (respectivement à 100 et 130MPa pour les essais *CM1-B (1)* et *CM1-B (3)*), comme on peut le voir sur la figure IV.26.

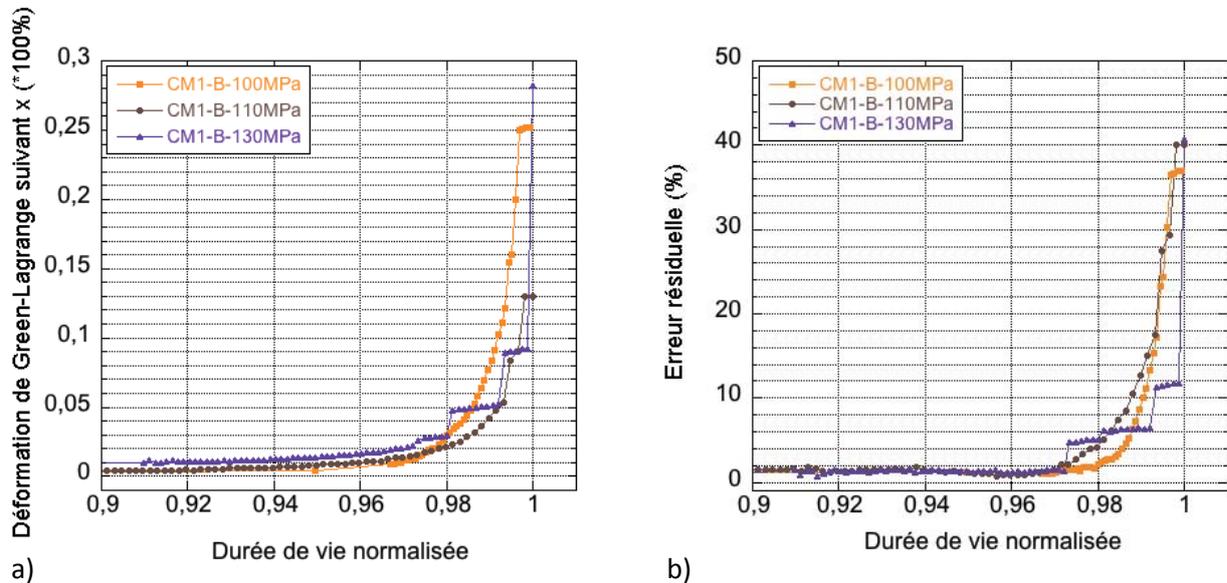


Figure IV.26: Evolution de la déformation  $\epsilon_x$  (a) et de l'erreur résiduelle (b) en fonction de la durée de vie normalisée des essais de fatigue *CM1-B (1)*, *CM1-B (2)* et *CM1-B (3)*

Pour ces trois essais, alors que l'erreur résiduelle évolue de manière significative uniquement à partir de 97% de la durée de vie, la déformation  $\epsilon_x$  au niveau de la zone présumée de fissuration, à un instant  $t$  donné, semble être d'autant plus importante que le rapport  $\Sigma_R$  est important. On observe donc une localisation de la déformation d'autant plus prématurée que la contrainte appliquée est importante.

A noter également la discontinuité de comportement lorsque la contrainte de fatigue appliquée augmente (essai *CM1-B (3)* - figure IV.26). L'observation de ce phénomène résulte de l'utilisation d'une fréquence d'acquisition des images identique quelle que soit la contrainte de fatigue appliquée. Ainsi, pour une représentation normalisée en terme de durée de vie, l'échantillonnage de prise d'images s'avère être d'autant plus fin que la contrainte appliquée est importante (durée de vie plus faible). Cela permet dès lors l'observation de phénomènes plus courts dans le temps, tel que l'apparition de bandes de déformations orientées à  $60^\circ$  dans les derniers % de la durée de vie des éprouvettes.

Cette hypothèse est confirmée par la figure IV.27 et la corrélation des brutales augmentations de la déformation  $\epsilon_x$  à l'apparition successive des bandes de déformation suivant les deux directions inclinées à  $60^\circ$  par rapport à l'axe de sollicitation  $x$ .

Ces bandes de déformation sont analogues à celles observées en tête de fissure lors d'essais de fatigue sur CMs non brasées cyclées à des contraintes de fatigue telles que  $\Sigma_e \leq 1$ . L'importante déformation plastique générée au niveau de ces bandes aboutit à la propagation de la fissure.

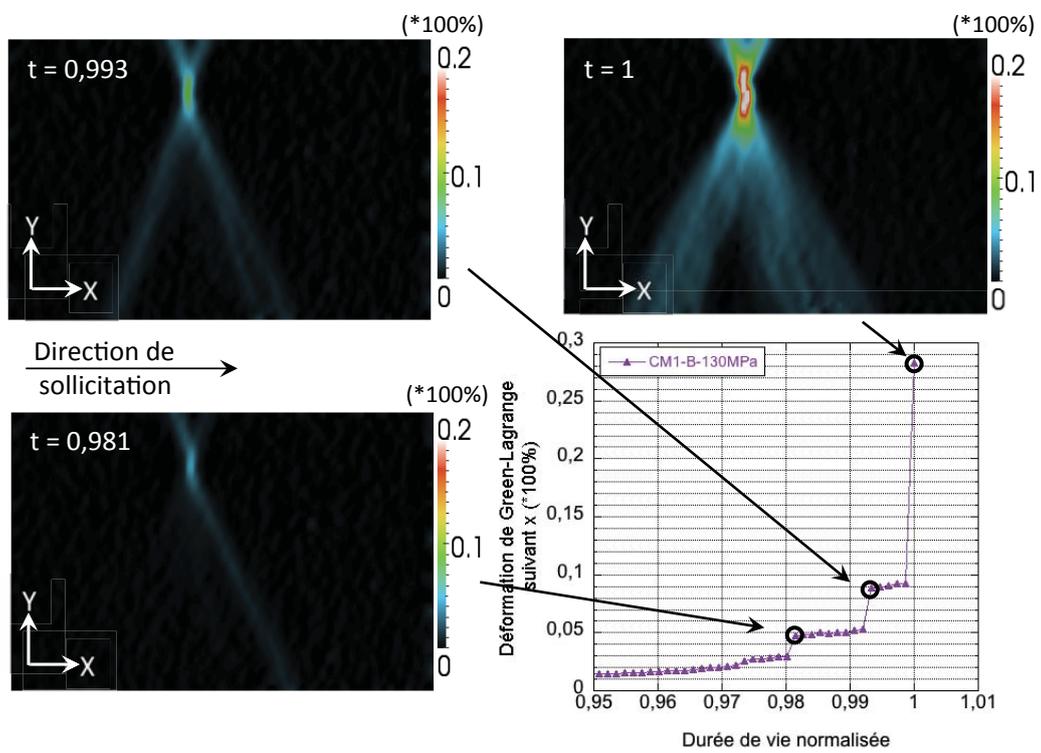


Figure IV.27: Essai *CM1-B (3)* - Evolution de la déformation  $\epsilon_x$  en fonction de la durée de vie normalisée - Visualisation des champs de déformation  $\epsilon_x$  correspondant respectivement à 98,1, 99,3 et 100% de la durée de vie.

Ceci s'avère vrai quelle que soit la contrainte de fatigue appliquée puisque ces bandes de déformation ont été systématiquement observées. Leur apparition est à relier à un important phénomène de cisaillement, caractérisé par des déplacements suivant les axes  $x$  et  $y$  de part et d'autre des dites bandes (figures IV.28 et IV.29).

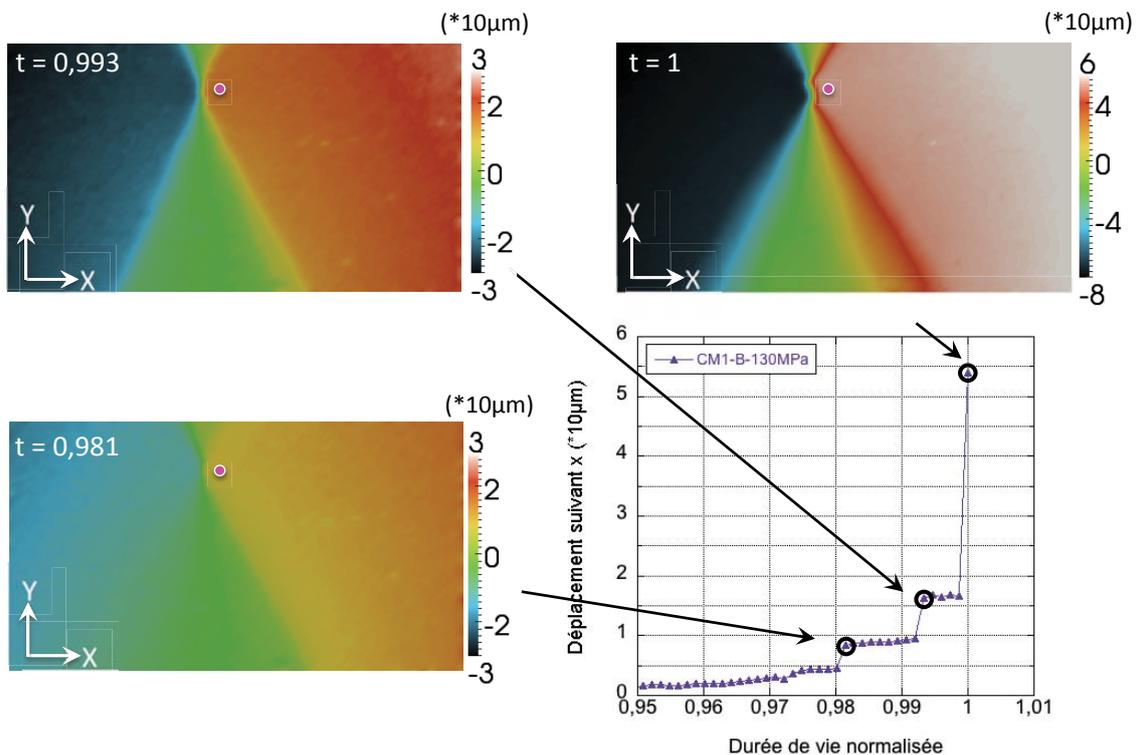


Figure IV.28: Essai *CM1-B (3)* - Evolution du déplacement suivant  $x$  en fonction de la durée de vie normalisée (point rose) - Visualisation des champs de déplacement correspondant respectivement à 98,1, 99,3 et 100% de la durée de vie.

Ces données issues de la corrélation d'images numériques à 2 dimensions témoignent au final d'un seul et unique mécanisme d'endommagement en fatigue activé lors de la sollicitation de CM1 brasées qui se caractérise par :

- une localisation de la déformation  $\epsilon_x$  qui devient source d'un endommagement en fatigue dans les derniers 15% de la durée de vie,
- une augmentation exponentielle de la déformation  $\epsilon_x$  dans les 3 derniers pourcents de la durée de vie de l'essai et ce, quelle que soit la contrainte maximale de fatigue appliquée.
- une augmentation de l'erreur résiduelle analogue à la déformation  $\epsilon_x$ , témoin d'un probable phénomène de fissuration.
- l'apparition de bandes de déformations orientées à 60° par rapport à l'axe de sollicitation  $x$ , signature de la présence d'une fissure.
- un important phénomène de cisaillement induit par les bandes de déformation.

La corrélation d'images numériques ne nous permet cependant pas d'expliquer la localisation de la déformation au centre des éprouvettes de fatigue et non en bord, à l'image de ce qui a

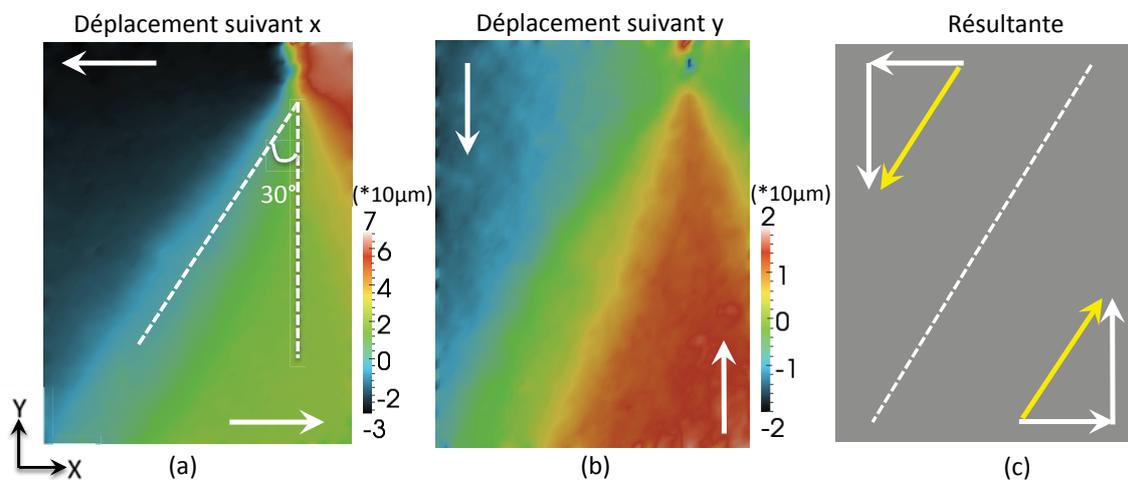


Figure IV.29: Essai *CM1-B (2)* - a) Champ de déplacement suivant  $x$  - b) Champ de déplacement suivant  $y$  et - c) Schématisation du phénomène de cisaillement résultant des champs de déplacement  $x$  et  $y$ .

pu être observé dans le cas de CMs non brasées. Comme signalé précédemment, après brasage, la surface des éprouvettes comporte de nombreuses GPRs. Ces dernières sont susceptibles de modifier l'état de contrainte local de part la variation d'épaisseur qu'elles entraînent. Des mesures de stéréo-corrélation ont donc été entreprises pour essayer de relier les mesures de déformations locales aux irrégularités d'épaisseur induites par les gouttes. Les résultats obtenus sont décrits dans les paragraphes suivants.

## ii - Données issues de la stéréo-corrélation d'images :

Pour valider la méthode de mesure par stéréo-corrélation d'images, des résultats obtenus par cette technique et par la mesure 2D classique ont été comparés. La figure IV.30 qui illustre le suivi de la déformation  $\epsilon_x$  dans la zone de fissuration de l'essai *CM1-B (3)* montre un très bon accord entre les deux méthodes. Ainsi, les résultats énoncés jusqu'à présent conservent toute leur validité et ne semblent pas entachés d'une erreur significative du fait d'un état de surface non plan.

Les cartographies des déformations locales associées aux GPRs sont présentées sur les figures IV.31 et IV.32. Il apparaît sur ces figures que les zones de fissuration identifiées coïncident dans les deux cas avec la présence de GPRs. Plus précisément, la localisation de la déformation  $\epsilon_x$  (autrement dit la localisation de la fissure) peut se situer "en pied de goutte" (figure IV.31) ou au milieu de celle-ci (figure IV.32).

Une étude par tomographie de laboratoire des éprouvettes de fatigue après cyclage confirme une telle localisation de la fissure au travers de cartographie de l'épaisseur<sup>10</sup>.

Les données présentées jusqu'à présent dans cette partie relative à la CM1 brasée mettent en évidence une nette modification, par le procédé de brasage, des mécanismes d'amorçage des

10. Méthode de contrôle lourde expérimentalement, la stéréo-corrélation d'images étant plus simple à mettre en oeuvre.

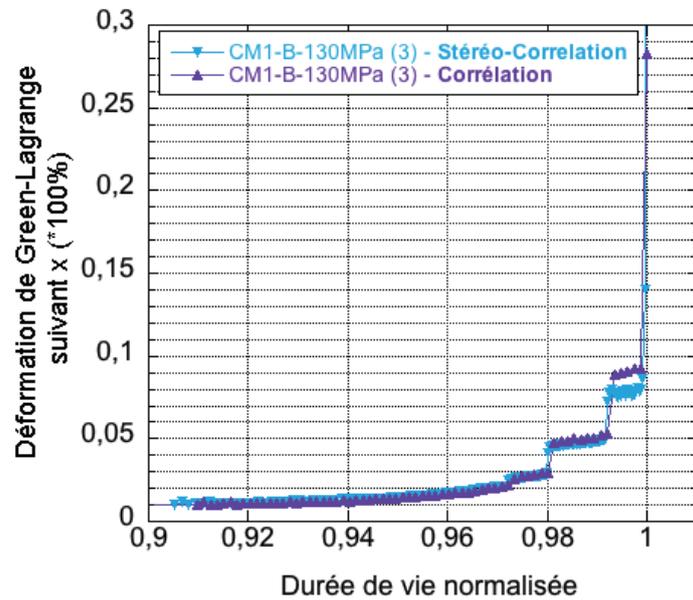


Figure IV.30: Essai *CM1-B (3)* - Comparaison des données issues des techniques de corrélation d'images et de stéréo-corrélation d'images - Evolution de la déformation  $\epsilon_x$  en fonction de la durée de vie normalisée, au lieu de la fissuration (erreur résiduelle maximale)

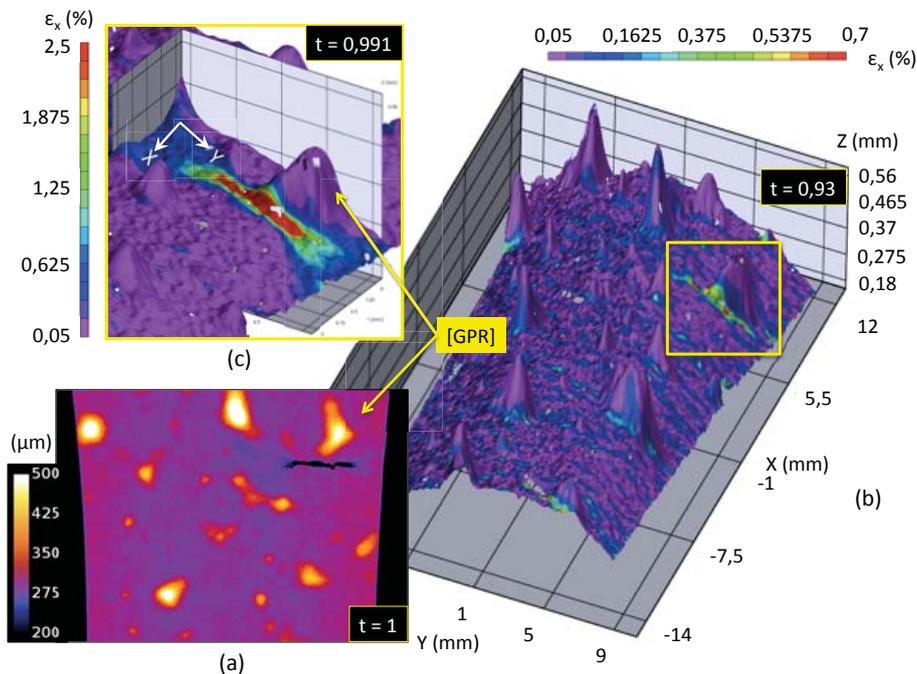


Figure IV.31: Essai *CM1-B (4)* - (a) Cartographie de l'épaisseur de l'éprouvette de fatigue après cyclage (données issues de la tomographie de laboratoire - résolution :  $13\mu\text{m}/\text{voxel}$ ) - (b) Données de stéréo-corrélation d'images - Visualisation tri-dimensionnelle de l'état de surface et champ de déformation  $\epsilon_x$  associé à l'instant  $t=0,93$  - (c) idem à l'instant  $t=0,991$  - L'amorçage de fissure se produit à la base d'une GPR.

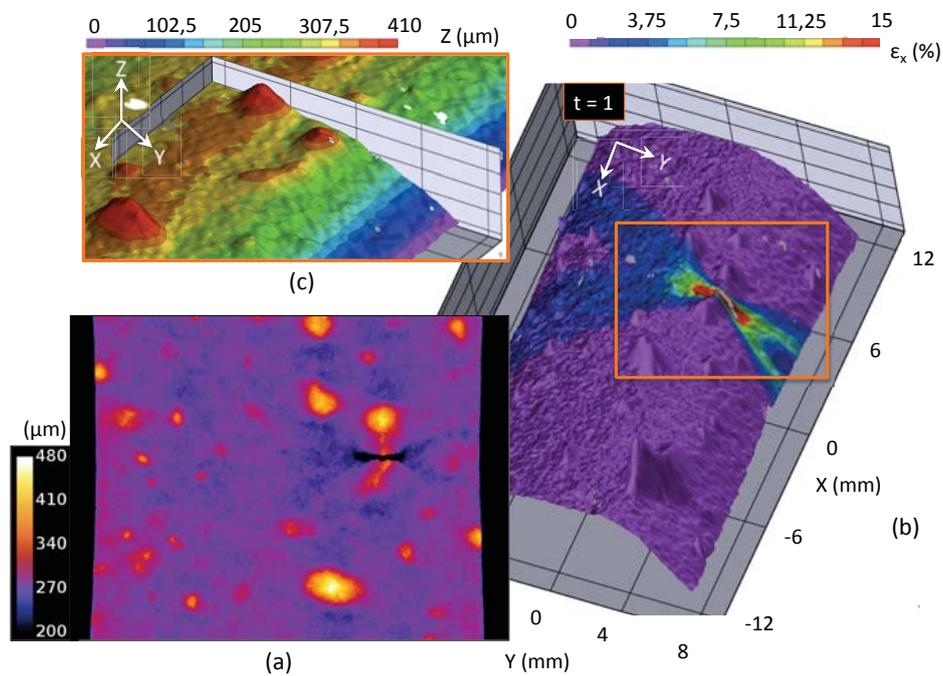
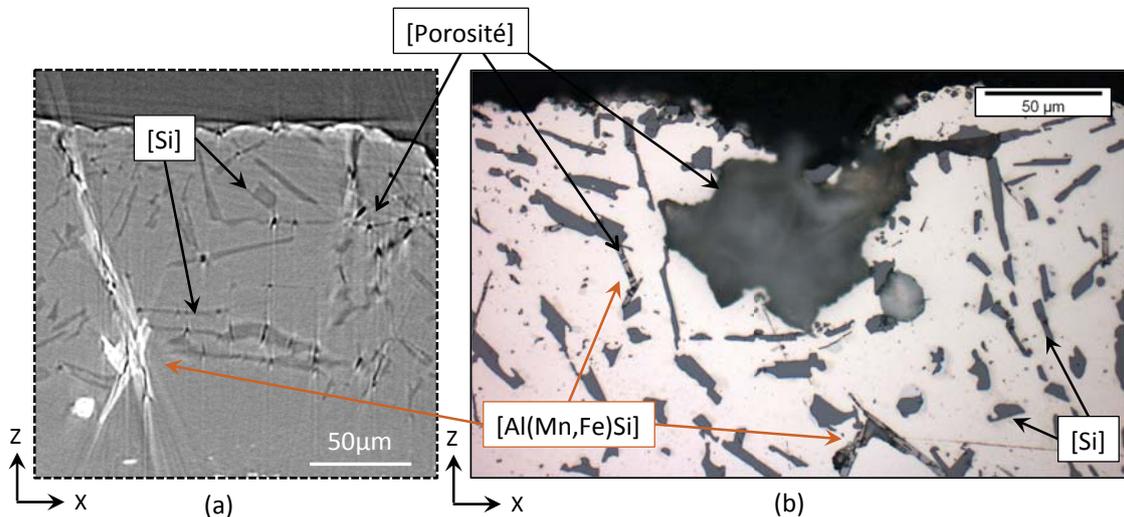


Figure IV.32: Essai *CMI-B (3)* - a) Cartographie de l'épaisseur de l'éprouvette de fatigue après cyclage (données issues de la tomographie de laboratoire - résolution :  $13 \mu\text{m}/\text{voxel}$ ) - (b) Visualisation tri-dimensionnelle de l'état de surface et champ de déformation  $\epsilon_x$  associé à l'instant  $t=1$  - (c) Quantification de l'état de surface via la stéréo-corrélation d'images - Zoom sur la GPR responsable de la fissuration. On note que dans ce cas, l'amorçage de la fissure a lieu au milieu de la goutte.

fissures de fatigue vis à vis des matières non brasées. Les GPRs présentes en surface à l'issue d'un tel traitement thermique sont en effet sources d'une localisation de la déformation qui devient critique dans les quelques derniers % de la durée de vie des éprouvettes de fatigue (phase d'accommodation en fatigue). Un phénomène de fissuration intervient alors en ce lieu. Comprendre les mécanismes d'amorçage de ces fissures de fatigue, phase représentant près de 96% de la durée de vie des éprouvettes, s'avère indispensable pour maîtriser le comportement en fatigue de telles CMs. Les prochains paragraphes de ce chapitre s'attachent en premier lieu à définir plus précisément ces mécanismes d'amorçage. Une étude approfondie de fissures traversantes ou non dans l'épaisseur permettra en second lieu de remonter aux mécanismes de propagation en fatigue. Cette analyse sera complétée par une interprétation des faciès de rupture.

### iii - Identification des mécanismes d'amorçage - Rôle de la microstructure :

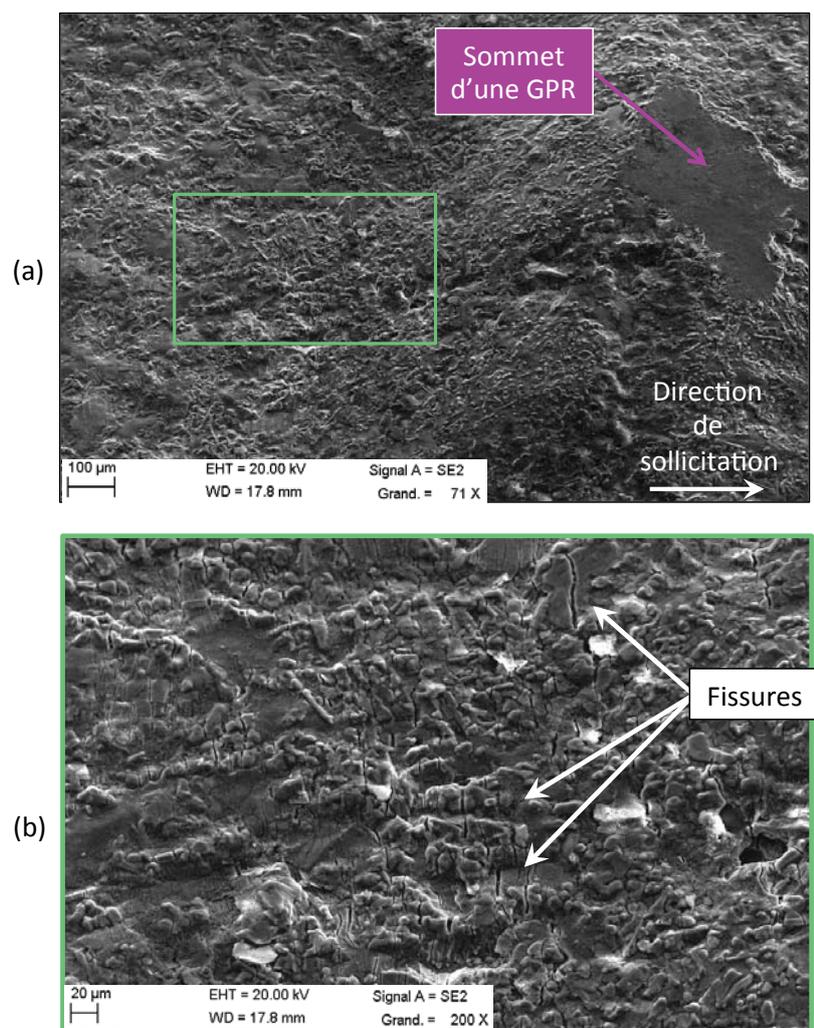
La figure IV.33 présente l'état de la microstructure de deux GPRs issues d'éprouvettes de fatigue cyclées toutes deux à une contrainte de 130 MPa. Les GPRs en question correspondent à celles ayant induit une fissuration en fatigue, soit directement à coeur de GPR (figure IV.33-a), soit en pied de GPR (figure IV.33-b). Les différentes hétérogénéités microstructurales observables sur ces figures sont les sites d'un important endommagement. Les aiguilles de Si et les intermétalliques de type  $Al(Mn,Fe)Si$  précédemment définis dans le chapitre III, sont ainsi sources de très nombreuses porosités. Les différentes phases de la microstructure s'avèrent donc très fragiles vis-à-vis des sollicitations cycliques imposées.



**Figure IV.33: Observations obtenues - a) Essai *CM1-B (5)* - Visualisation tomographique de la microstructure d'une GPR ayant induit une fissuration à coeur (résolution :  $0,7\mu$ /voxel - b) Essai *CM1-B (6)* - Observation par microscopie optique après attaque Keller de la microstructure d'une GPR ayant induit une fissuration en fatigue en pied de goutte.**

La figure IV.34 présente le résultat d'observations MEB post-mortem de la surface d'une GPR (essai *CM1-B (3)* à 130MPa). Cette figure, qui est représentative de ce qui a été observé dans l'intégralité des échantillons de fatigue analysés et ce, quelle que soit la contrainte appliquée, révèle un important endommagement en surface caractérisé par la présence de

multiples fissures (figure IV.34-b). Toutes orientées perpendiculairement à l'axe de sollicitation, elle ont été induites par la rupture des phases fragiles présentes, à l'image de ce qui a été observé à l'intérieur des GPRs (figure IV.33). De telles observations ont été faites au niveau de toutes les GPRs présentes en surface des éprouvettes, qu'il s'agisse de celles ayant induit la fissuration ou non. Ces mécanismes d'endommagement sont donc systématiques.



**Figure IV.34: Essai *CM1-B (3)* - Observations MEB post-mortem de la surface d'une GPR - a) Vue générale (x71) - b) Zoom (x200) - Cette GPR n'est pas celle ayant induit la fissure. Quoiqu'il en soit, elle présente un important endommagement caractérisé par la rupture des phases fragiles en surface.**

Des observations MEB effectuées aux niveaux de zones exemptes de toute GPR (figure IV.35) mettent en évidence un endommagement similaire des phases fragiles en surface. La différence réside uniquement dans la localisation des intermétalliques et aiguilles de Si. En effet, alors que les GPRs arborent une microstructure complexe de type Al-Si eutectique dans laquelle les phases fragiles s'orientent de manière aléatoire les unes par rapport aux autres, hors GPR, ces phases sont essentiellement localisées aux joints de grains. Une telle organisation sous forme de liserés autorise ainsi l'observation des grains en question, identifiés dans le chapitre

III comme étant uniques dans l'épaisseur du placage 4045, et suggère d'une forte sensibilité intergranulaire de la matière aux contraintes de fatigue.

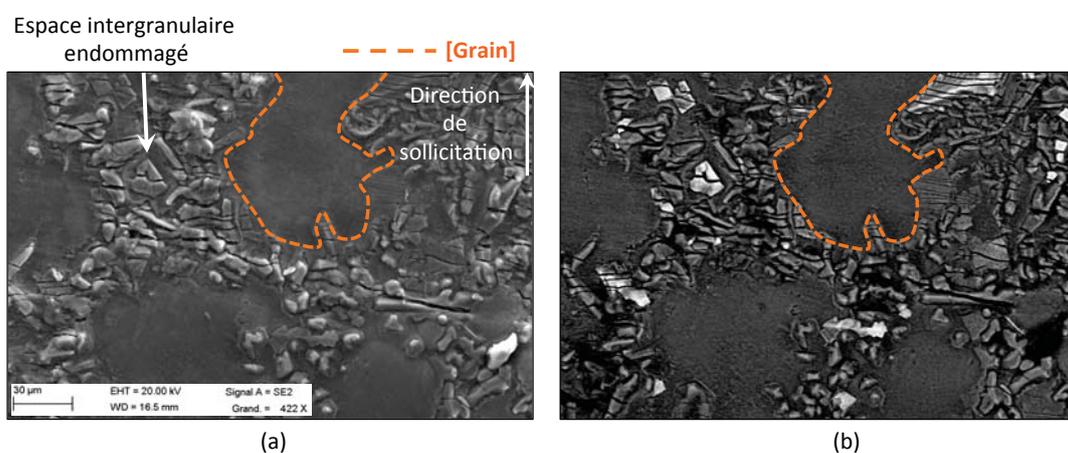


Figure IV.35: Essai *CM1-B (4)* - Observations MEB post-mortem de la surface d'une éprouvette de fatigue hors GPR - a) SE - b) BSE - Ces vues témoignent de l'endommagement des phases fragiles présentes aux joints de grains.

Quelle que soit leur localisation (au niveau d'une GPR ou d'un joint de grains en surface), les phases fragiles sont présentes sur l'intégralité de la surface des éprouvettes de fatigue et s'avèrent être, in fine, toutes aussi sensibles aux contraintes de fatigue appliquées. Des observations post-mortem seules ne suffisent donc pas à déterminer laquelle des configurations microstructurales est la plus néfaste pour la tenue en fatigue.

Afin d'apporter des éléments de réponse à cette question, une campagne d'essais de traction in-situ au MEB a été réalisée sur des micro-éprouvettes de traction représentatives des conditions à tester : à savoir avec ou sans GPR. Le protocole expérimental utilisé à cet effet est rappelé dans le chapitre II.1.2.c. Chaque essai a été mené de manière à apprécier l'apparition des premiers signes d'endommagement des phases fragiles en surface. Il en résulte la figure IV.36 sur laquelle, à partir de la courbe de traction conventionnelle relative à la matière CM1-B, 3 phases distinctes d'endommagement ont pu être positionnées :

- **"Sans fissuration"** - Pour une déformation totale de 0 à 4% (équivalent à des contraintes inférieures à 118MPa), aucun endommagement des phases fragiles n'est observable.
- **"Fissuration au niveau des GPRs"** - Pour des niveaux de déformation totale compris entre 4 et 8% de déformation (équivalent à des contraintes comprises entre 118 et 135MPa), seules les GPRs présentent un endommagement en surface significatif.
- **"Fissuration généralisée"** - Pour des niveaux de déformation totale supérieurs à 8%, l'intégralité des phases fragiles en surface est endommagée et ce, quelle que soit leur localisation sur l'éprouvette.

Il est intéressant de noter, à l'observation de cette figure IV.36, que pour une contrainte de traction de 130 MPa, correspondant à la contrainte maximale appliquée en fatigue lors de nos essais, seules les GPRs présentent un endommagement en surface induit par leur microstructure. Ceci explique la localisation préférentielle et systématique de nos fissures de fatigue au niveau des GPRs du fait d'une plus grande sensibilité de la microstructure à la

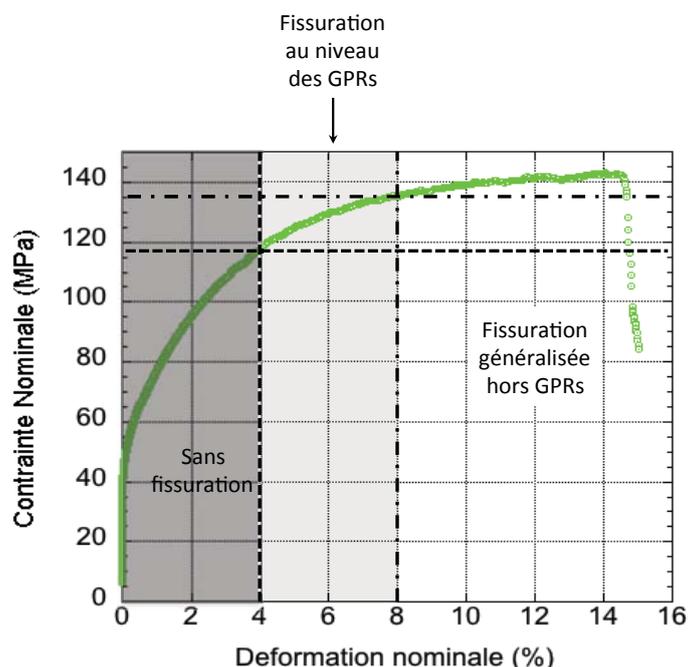


Figure IV.36: Ordre d'apparition de l'endommagement des phases fragiles en surface en fonction du niveau de déformation totale (de la contrainte). La courbe de traction correspond à celle de la matière CM1-B.

contrainte appliquée. L'endommagement en surface hors GPRs malgré tout observé à l'issue de nos essais de fatigue serait alors imputable à une fissuration en fatigue classique et non au premier cycle de chargement<sup>11</sup>.

La figure IV.37 complète la courbe de traction de la figure IV.36 via une illustration, à différents grossissements, de l'état de surface (hors GPR) lors d'un essai de traction pour une déformation totale  $\epsilon_{\text{traction}}$  de 12% (soit une contrainte supérieure à 140MPa). Elle témoigne en effet d'une grande similitude dans les mécanismes d'endommagement intervenant au niveau des phases fragiles. Cette figure IV.37-d permet d'identifier la principale phase fragile de la figure IV.37-c comme étant une aiguille de Si.

La déformation plastique appliquée à l'échantillon se traduit par l'apparition de bandes de déformation à la surface des grains (figure IV.37 - b). Ces bandes, orientées différemment d'un grain à l'autre, ont également été observées à l'issue d'essais de fatigue. Elles témoignent d'un important travail plastique d'accommodation de la matière s'opérant au coeur des grains. Dans le cadre de cette étude, aucune fissuration induite par ces bandes de déformation n'a été observée.

Il apparaît donc que les nombreuses hétérogénéités microstructurales sont responsables de l'endommagement en fatigue de notre matériau brasé, notamment au niveau des GPRs. Des analyses de la microstructure à l'issue des essais de fatigue ont été menées dans des zones situées à des distances comprises entre 5 et 10 mm des fissures principales de fatigue, en dehors de GPRs. Le résultat de ces observations est montré sur la figure IV.38 qui met en évidence des micro-fissures secondaires confinées dans le placage 4045, ne se propagent que sur quelques micromètres de profondeur (respectivement  $9,5 \mu\text{m}$  et  $18,5 \mu\text{m}$  pour les fissures des figures IV.38

11. Le premier cycle de chargement en fatigue est équivalent à un essai de traction uniaxiale monotone.

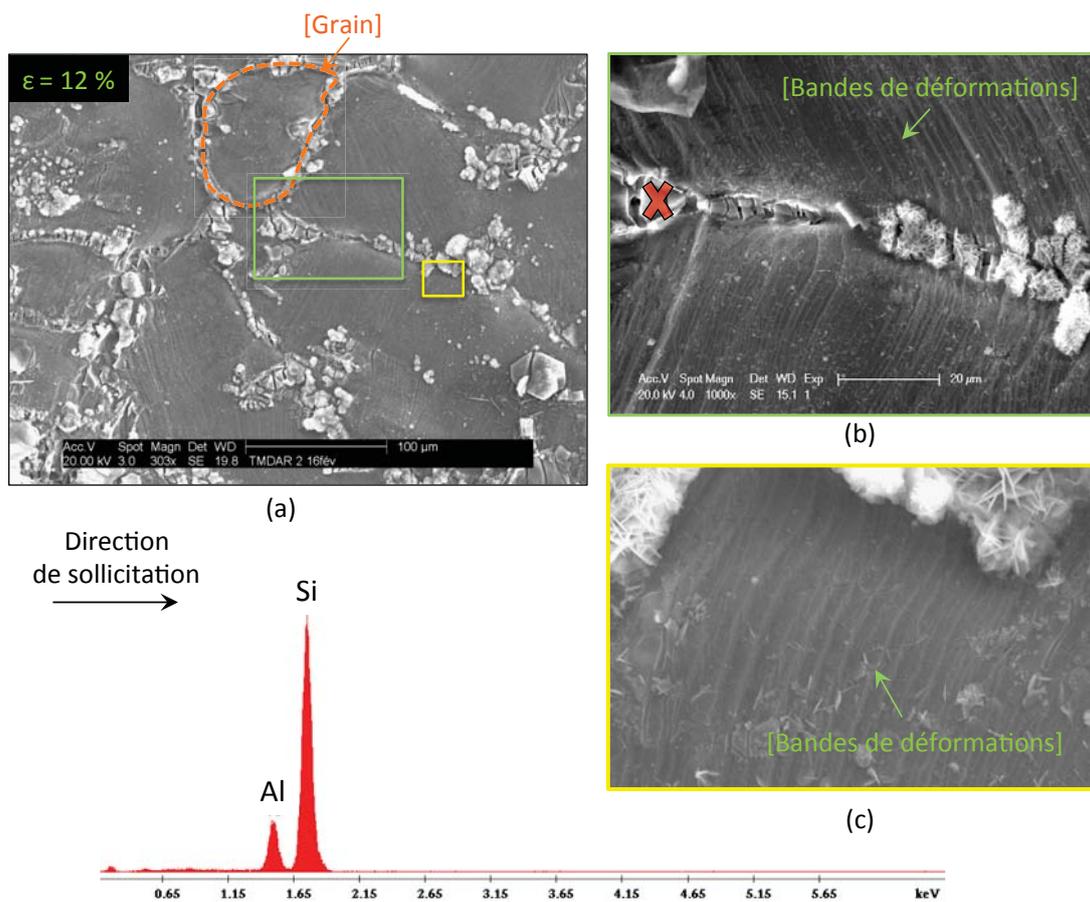


Figure IV.37: Observations MEB lors d'un essai de traction in-situ sur éprouvette CM1 brasée non-préalablement cyclée en fatigue, à différents grandissements -a) x300 -b) x1200 - c) x4800 - Taux de déformation totale  $\epsilon_{\text{traction}}$  de 12% - La phase fragile rompue sur la micrographie b) (croix rouge) a été identifiée par analyse EDX comme étant une aiguille de Si.

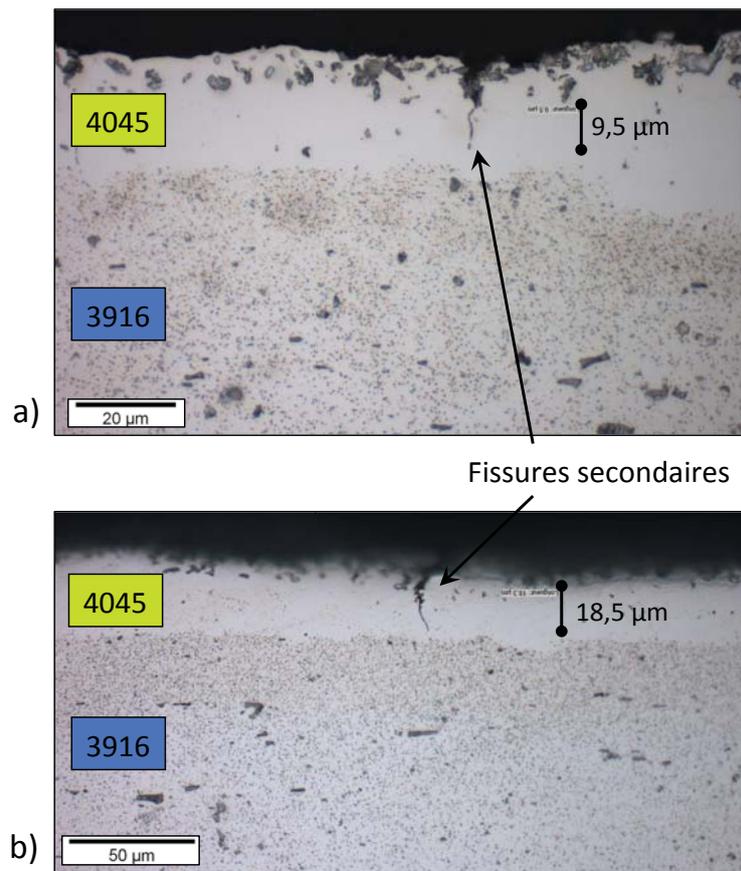


Figure IV.38: Observations obtenues par microscopie optique après attaque Keller de fissures secondaires de fatigue observées sur des éprouvettes CM1 brasées cyclées respectivement à - a) 130 MPa (essai *CM1-B (3)*) et -b) 110MPa (essai *CM1-B (4)*).

- a et b). La présence de ces fissures n'est pas corrélée à celle d'une GPR, de telles fissures, observées en très faible quantité, n'ont jamais été identifiées comme étant responsables de la rupture finale des éprouvettes via le suivi par corrélation d'images 2D ou 3D. Il est toutefois intéressant de relever que ces fissures amorcent systématiquement à partir d'hétérogénéités microstructurales en proche surface, au niveau du placage 4045. L'endommagement observé en surface au niveau des joints de grains est donc bel et bien responsable d'un phénomène de fissuration secondaire, mais dont la propagation hors GPR dans l'épaisseur est très limitée.

L'étude de données de tomographie haute résolution obtenues pour des fissures de fatigue a confirmé une fois de plus le rôle de ces intermétalliques et aiguilles de Si dans l'endommagement en fatigue. Une visualisation 3D de la zone de jonction placage 4045/matériau d'âme a été réalisée au niveau d'une fissure de fatigue, sous la GPR responsable de l'endommagement (figure IV.39-a). Dans ce cas précis, la fissuration est intervenue au niveau d'une GPR située en bord d'éprouvette de fatigue (essai CM1-B (7)). Le chemin de fissuration mis en évidence par cette observation est de nature intergranulaire. La fissure présente en effet de nombreux changements d'orientations significatifs d'une propagation suivant les joints de grain. La figure IV.39-b) renforce cette hypothèse via l'observation de cette même zone de jonction placage/matériau d'âme exempte de tout phénomène de fissuration. Les grains apparaissent séparés les uns des autres par des liserés de phases fragiles.

La phase d'amorçage des fissures de fatigue est au final entièrement contrôlée par la présence de phases fragiles, que ce soit aux niveaux des joints de grain en surface (figure IV.37) que dans les GPRs (figure IV.33). Il s'agit là d'un important phénomène de fragilisation responsable au finale de la ruine en fatigue de la matière CM1-B. On peut toutefois se demander si la présence des phases fragiles affecte également la phase de *propagation* des fissures. La figure IV.39-a) apporte un premier élément de réponse pour ce qui est des premiers moments de la propagation en proche surface de nos éprouvettes de fatigue. Les paragraphes suivant tentent d'apporter des éléments de réponse complémentaires à cette question.

#### **j - Identification des mécanismes de propagation :**

Les échantillons de tomographie contenant les fissures de fatigue arrêtées en fin d'essai ont permis de préciser la morphologie des fissures ainsi que leurs interactions avec la microstructure. Ainsi la figure IV.40, relative à l'essai *CM1-B (8)*, montre le front d'une fissure non traversante située au niveau d'une GPR présente en surface (figure IV.40-a) ainsi que la carte d'ouverture correspondante (figure IV.40-b).

Ces observations corroborent les informations fournies jusqu'à présent quant à l'influence prédominante des GPRs dans les mécanismes d'endommagement en fatigue. Elles témoignent en effet d'un amorçage au niveau du placage 4045 et plus spécifiquement à proximité d'une GPR. Aucune fissure n'est observable au niveau du placage 7072 dans cette zone. Une nette diminution d'épaisseur locale est toutefois observable au droit de la fissure du côté de ce placage (indiquée par des flèches oranges sur la figure IV.40).

La figure IV.40-b met en évidence une ouverture de la fissure de l'ordre de  $50\mu\text{m}$  alors que cette dernière n'est pas encore traversante. La zone d'ouverture maximale se situe bien du côté de la GPR et du placage 4045 et confirme la direction de propagation de la fissure.

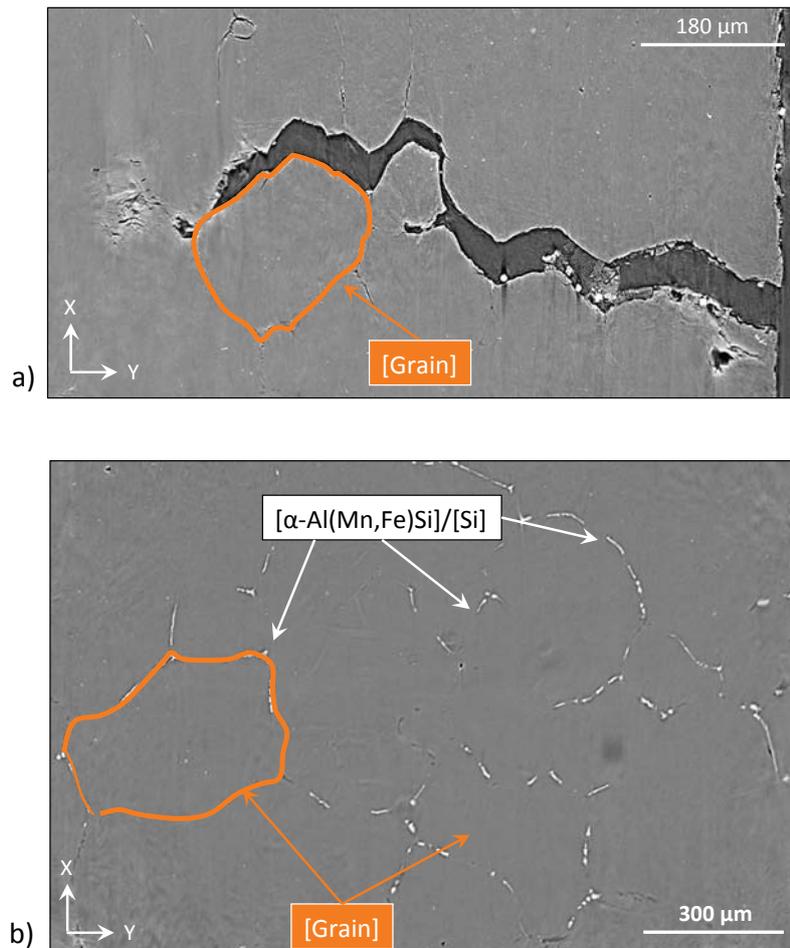


Figure IV.39: Essai *CM1-B (7)* - a) Coupe tomographique dans l'épaisseur au niveau de la zone intermédiaire placage 4045/ âme 3916, sous une GPR - Visualisation d'une fissure de fatigue ayant amorcé en bord d'éprouvette en pied de GPR - b) Coupe tomographique dans l'épaisseur au niveau de la zone intermédiaire placage 4045/ âme 3916, sous une GPR - Matière CM1 brasée non-cyclée - taille de voxel :  $0,7\mu\text{m}$ .

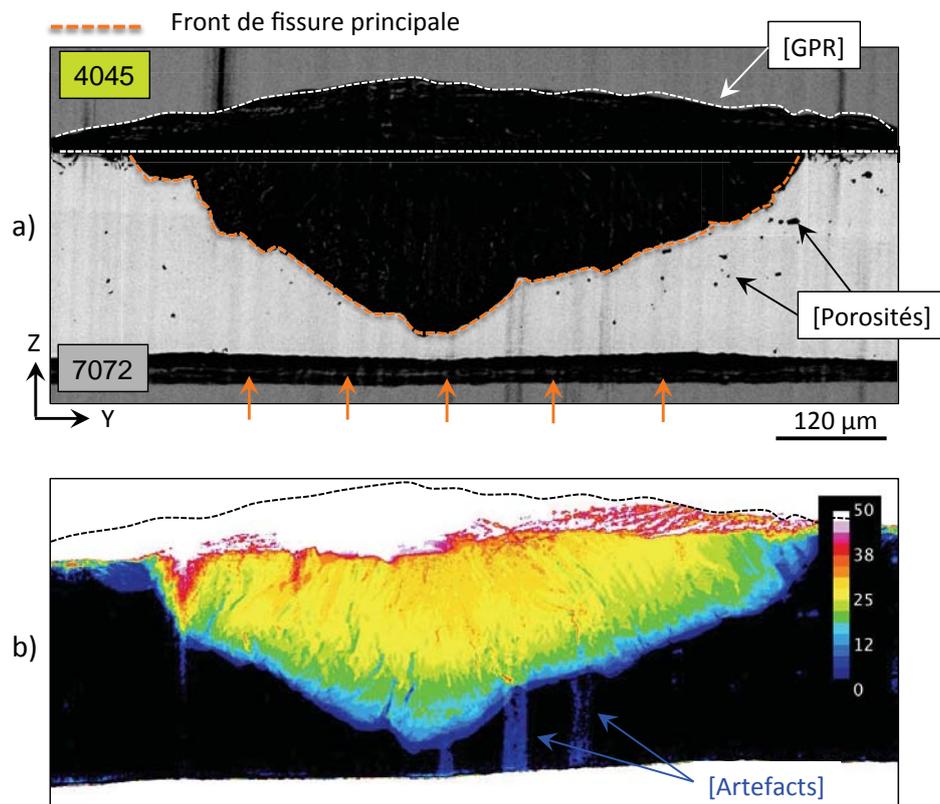


Figure IV.40: Essai *CMI-B (8)* - Visualisation d'une fissure de fatigue via un traitement de données de tomographie haute-résolution -  $0,7\mu\text{m}/\text{voxel}$  (essai de fatigue réalisé à  $130\text{MPa}$ ) - a) Visualisation du front de fissure via la fonction Z-Project MIN - b) Cartographie d'ouverture de la fissure de fatigue - Des porosités en front de fissure sont observables sur ces différentes visualisations - Des artefacts (trainées noires ou bleues selon la visualisation) sont également visibles. Ceux-ci sont liés au procédé expérimental.

Un début de scénario de propagation de la fissure peut d'ores et déjà être proposé grâce à cette observation : après un amorçage au niveau de la GPR, la fissure va devenir traversante dans l'épaisseur avant de se propager latéralement dans l'éprouvette. Le front de fissure quelque peu irrégulier semble traduire une certaine sensibilité à la microstructure et plus précisément aux grains.

L'analyse de fissures traversantes (figure IV.41) confirme ces observations. Elle met également en évidence l'existence d'un endommagement s'opérant en tête de fissure via la formation de porosités de différentes dimensions (figure IV.41-b). Leur localisation au niveau du front de fissure témoigne d'une importante plasticité locale. Ce phénomène, déjà visible sur la fissure non-traversante (figure IV.40 - a), s'intensifie lorsque la taille de la fissure dans l'épaisseur augmente (figure IV.41). Une visualisation plus directe de ce phénomène est proposée par la figure IV.42 au travers de coupes suivant un plan perpendiculaire à l'épaisseur tel qu'identifié sur la figure IV.41-a par une ligne en traits pointillés jaunes. La déformation plastique en tête de fissure, ainsi que l'endommagement correspondant caractérisé par la présence de porosités, y sont particulièrement visibles. Cette observation confirme également la localisation de la fissure en plein coeur d'une GPR.

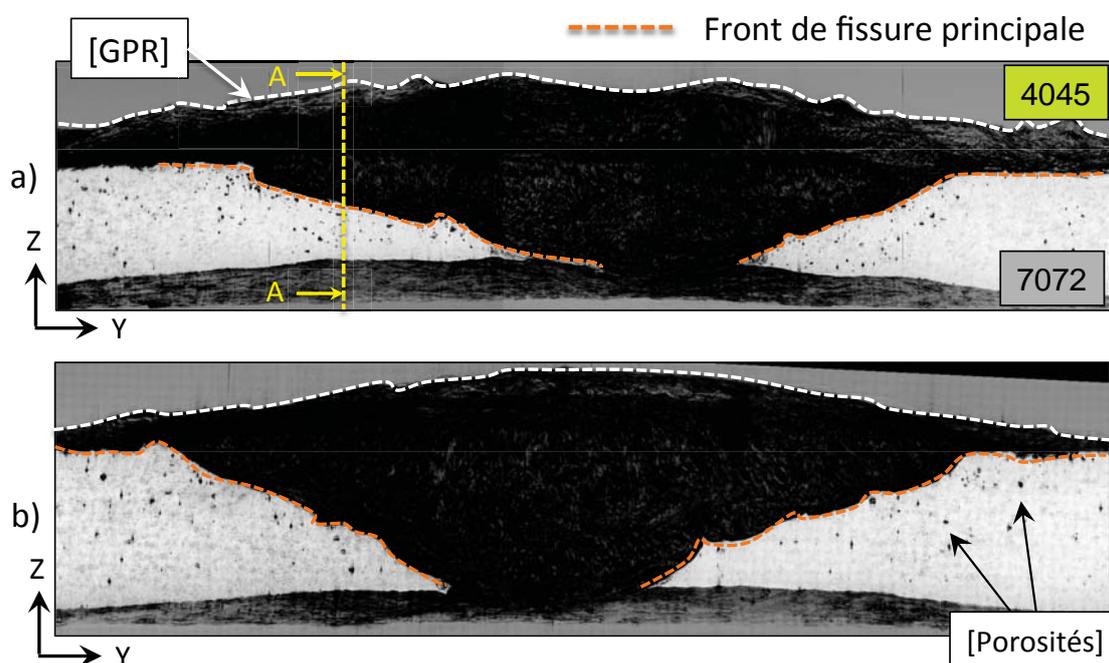
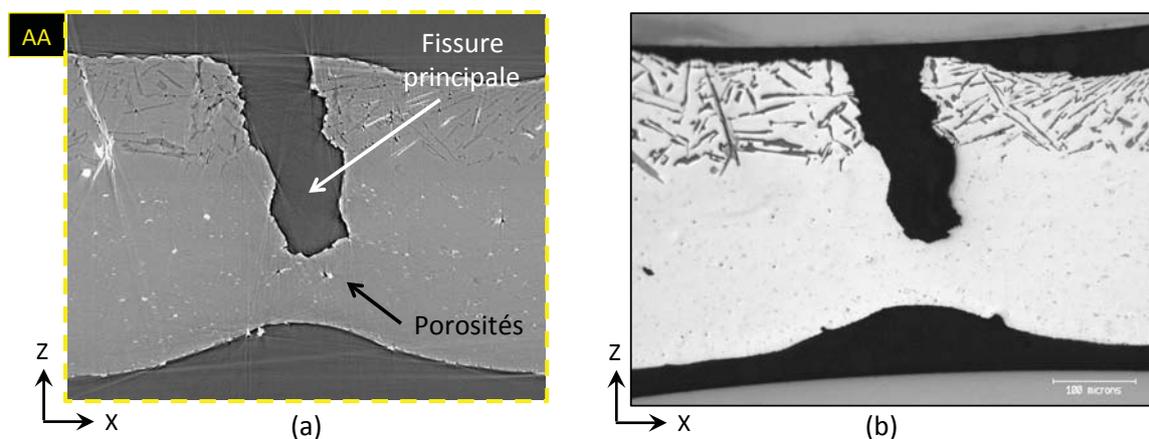


Figure IV.41: Traitement de données tomographiques haute-résolution (résolution :  $0,7\mu\text{m}/\text{voxel}$ ) - Visualisation du front de fissure via la fonction Z-Project-MIN des essais de fatigue *CM1-B (5)* et *CM1-B (9)*, réalisés respectivement à 130 (a) et 125 MPa (b) - Le front de fissure est matérialisé en pointillé orange.

Des analyses complémentaires de type attaque Keller et OA ont été réalisées sur des coupes analogues (parallèles à l'axe de sollicitation et transverses à la fissure) pour des fissures de fatigue traversant l'épaisseur de l'éprouvette. La figure IV.43 illustre, via notamment la visualisation des grains dans le matériau d'âme et les placages, le résultat systématiquement obtenu à l'issue



**Figure IV.42: Essai CM1-B (6) - Coupes suivant le plan XZ (sens long) défini sur la figure IV.41-b - Données obtenues par tomographie X haute résolution (a) et par microscopie optique (b) - La déformation par striction induite par la fissure du côté du placage ductile est clairement visible - La GPR présente un endommagement important caractérisé notamment par rupture des aiguilles de Si et des intermétalliques en présence - On note que le polissage effectué pour les observations optiques a rebouché les porosités.**

de telles analyses microstructurales : une propagation intragranulaire de la fissure de fatigue dans l'épaisseur. Ce type de propagation est classique en fatigue.

#### jj - Etude des faciès de rupture :

Une analogie entre les faciès de rupture des CM0-1 non-brasées à faible contrainte de fatigue ( $\Sigma_e \leq 1$ ) et ceux des CM1-B peut être faite. Ces derniers se caractérisent en effet par 3 zones distinctes correspondant à différentes phases de propagation en fatigue (figure IV.44).

- une zone de propagation stable à partir d'une GPR, tout d'abord dans l'épaisseur de l'éprouvette avant de continuer latéralement.
- une zone de propagation mixte,
- une zone de rupture brutale.

Dans 96% des CM1 brasées, le phénomène de fissuration intervient dans la partie centrale des éprouvettes de fatigue (figure IV.44-a) du fait de la plus faible probabilité de présence des GPRs en bord d'éprouvettes. Le faciès de rupture de la figure IV.45 illustre une telle fissuration observée pour un échantillon cyclé à 130 MPa ( $\Sigma_R = 0.9$  - Essai CM1-B (10)).

Dans ce cas de figure, le faciès en question présente une zone d'amorçage située au coeur de la GPR, le plus souvent identifiable de par son aspect mat résultant de la rupture d'une phase fragile (aiguille de silicium). Conformément aux observations faites précédemment, la zone de propagation stable traversante dans l'épaisseur de l'éprouvette, ne montre pas de sensibilité particulière à la microstructure suivant la direction de propagation.

La zone mixte, observée dans le cas des CMs non-brasées et caractérisée par la coexistence de stries de fatigue et d'un endommagement ductile, existe également dans la matière CM1 brasée. Très peu visible sur la figure IV.45, une telle zone mixte présente cependant des

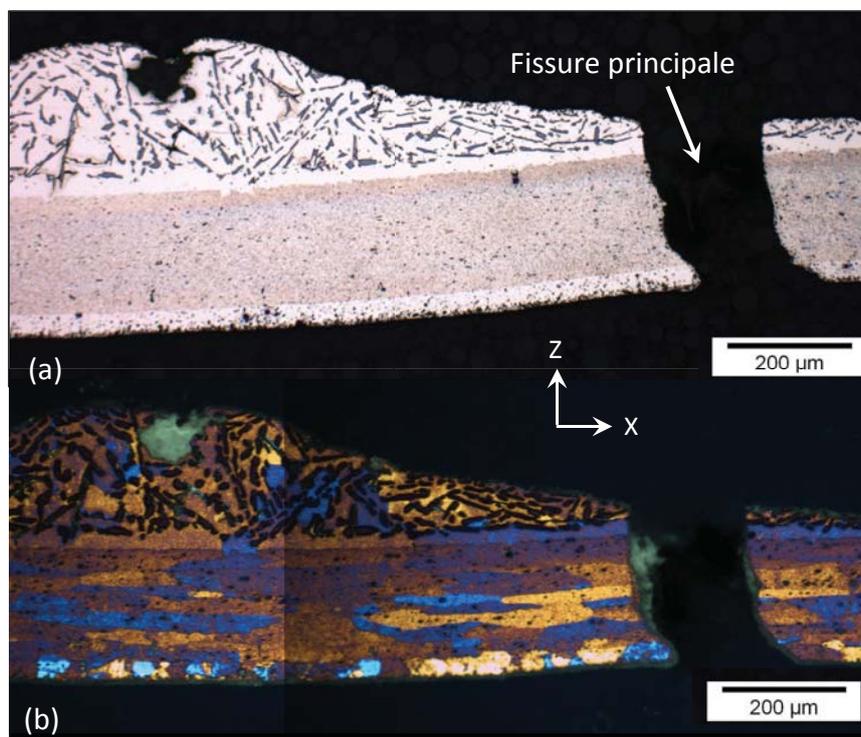


Figure IV.43: Essai *CM1-B (6)* - Attaque Keller (a) et Oxydation anodique (b) réalisées suivant le plan (XZ) transverse à la fissure de fatigue et parallèle à l'axe de sollicitation - La fissure de fatigue, induite par la GPR, montre une propagation stable de type intragranulaire dans l'épaisseur de l'éprouvette.

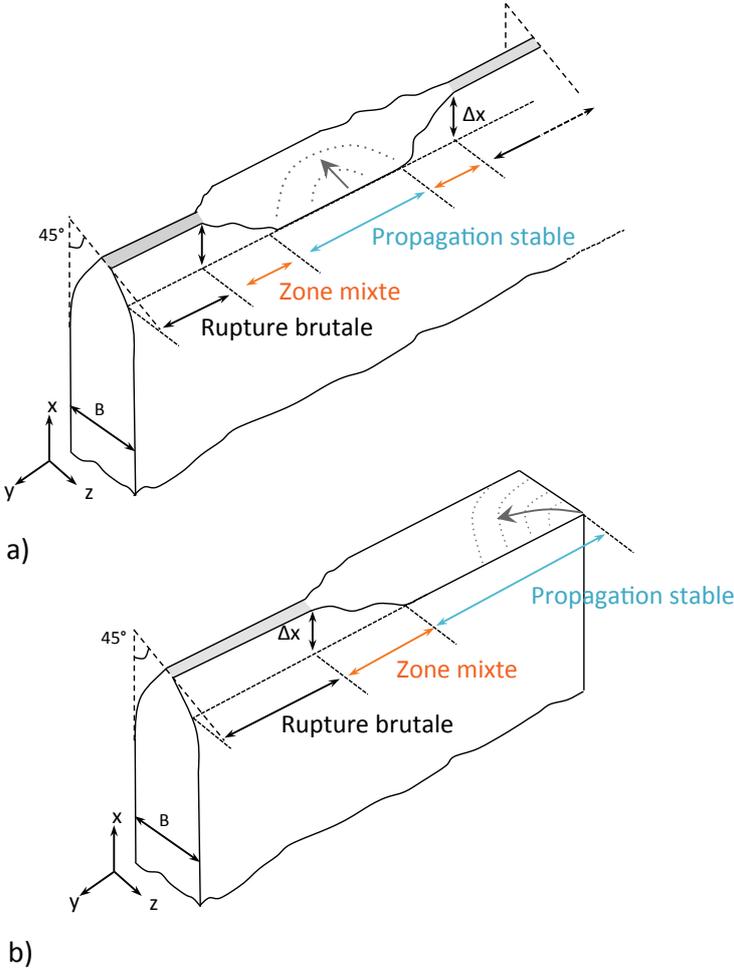
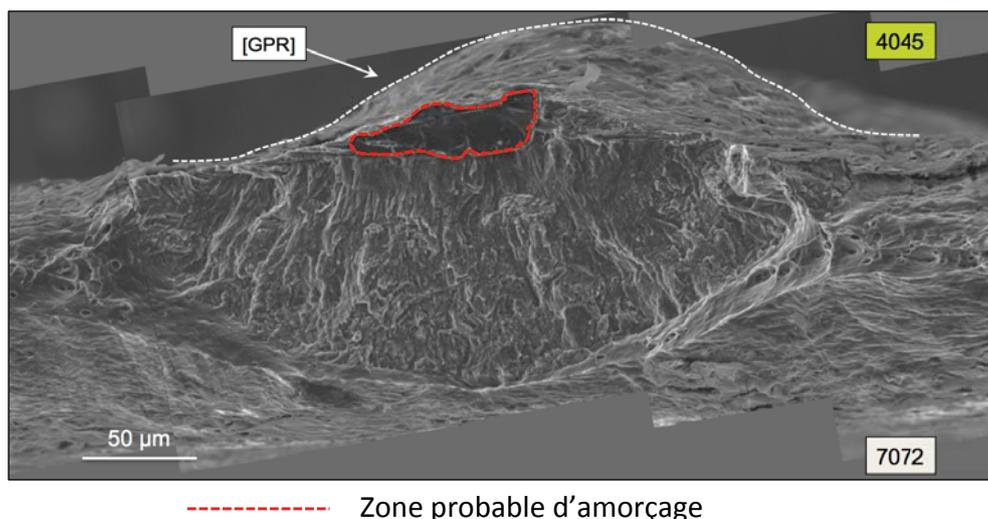


Figure IV.44: Vue schématique des faciès de rupture observé dans le cas d'une matière CM1 brasée - Fissuration intervenant a) en bord d'éprouvette - b) au centre des éprouvettes de fatigue.



**Figure IV.45: Essai CM1-B (10) - Image MEB du faciès d'une rupture centrée sur la zone de propagation stable de la fissure de fatigue - Amorçage au centre de l'éprouvette de fatigue au niveau d'une GPR.**

différences majeures, d'une part selon le caractère brasé ou non de la matière et d'autre part, suivant la localisation du phénomène de fissuration. Ainsi, les observations suivantes ont été faites :

- la longueur de la zone mixte est d'autant plus courte que la contrainte appliquée est importante et que l'amorçage intervient au centre de l'éprouvette. Dans le cas d'essais de fatigue réalisés à haute contrainte ( $\Sigma_R$  supérieur ou égal à 0.9), pour lesquels l'amorçage a lieu au centre des éprouvettes de fatigue, une telle zone de propagation devient même difficile à identifier. Les figures IV.46, IV.47 et IV.48 illustrent à contrario le cas d'un amorçage en bord d'éprouvette, au niveau d'une GPR, pour lequel la zone mixte est très nettement visible. Un important phénomène de striction y est entre autres associé.
- lorsqu'elles sont visibles, la morphologie ainsi que l'orientation des stries de fatigue dans cette zone mixte de propagation évolue selon que le procédé de brasage a été effectué ou non. En effet, alors qu'elles présentent, sur matière non brasée, une forme en chevrons d'autant plus marqués que la fissure accélère et orientées perpendiculairement à la direction de propagation, elles conservent un aspect bien plus rectiligne dans le cas de matières brasées (figure IV.47). Cette transition de la phase de propagation cyclique stable en fatigue à celle de rupture brutale induit de plus une rotation de  $90^\circ$  des stries de fatigue (figure IV.47). Perpendiculaires à la direction de propagation de la fissure à l'issue de la phase de propagation stable, elles sont orientées parallèlement à cette dernière en fin de zone de propagation mixte (figure IV.48). Cette rotation s'accompagne également d'un important endommagement ductile caractérisé par la présence de cupules.

La rotation des stries de fatigue est imputable à la nature de la rupture brutale, référencée dans la littérature sous la dénomination "*Flat to Slant*". En effet, la CM1 brasée présente, lors du dernier cycle de fatigue, un mode mixte I/III caractérisé par le couplage d'un important endommagement ductile (mode I) à une localisation de la déformation dans des bandes de

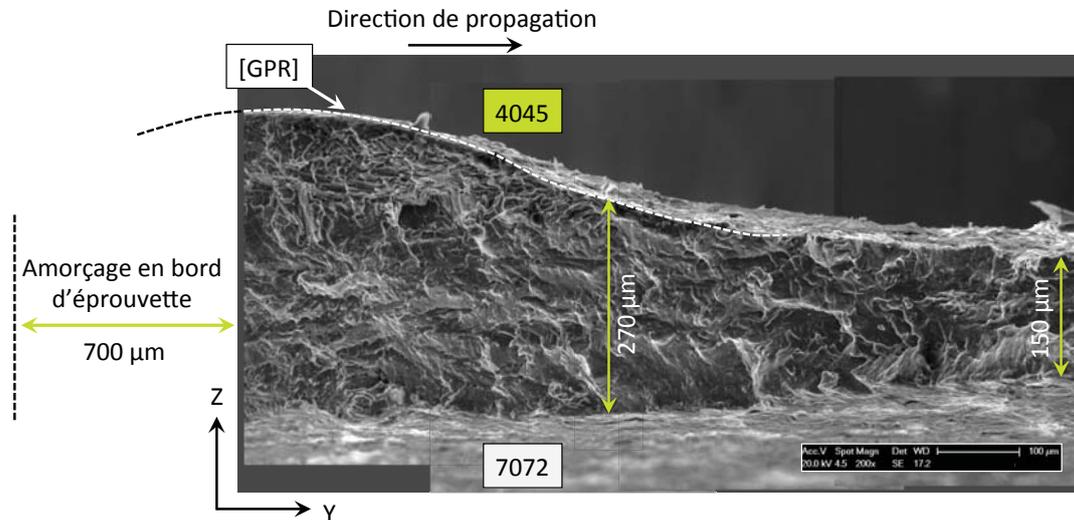


Figure IV.46: Essai *CM1-B (11)* - Image MEB du faciès de rupture - Observation de la zone de propagation stable de la fissure de fatigue - Amorçage localisé en bord d'éprouvette, à proximité d'une GPR.

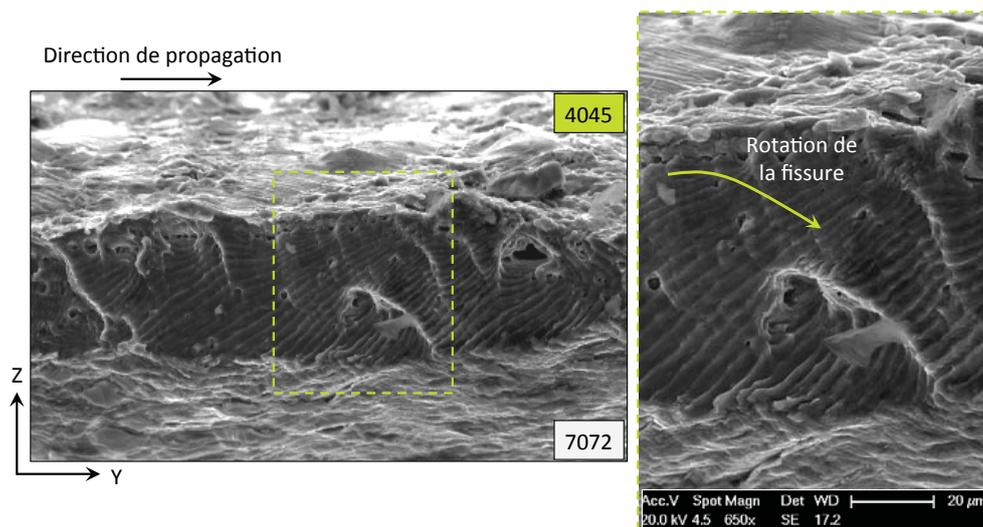


Figure IV.47: Essai *CM1-B (11)* - Image MEB du faciès de rupture centrée sur la zone de propagation mixte de la fissure de fatigue - Phénomène de rotation des stries de fatigue avec la propagation de la fissure.

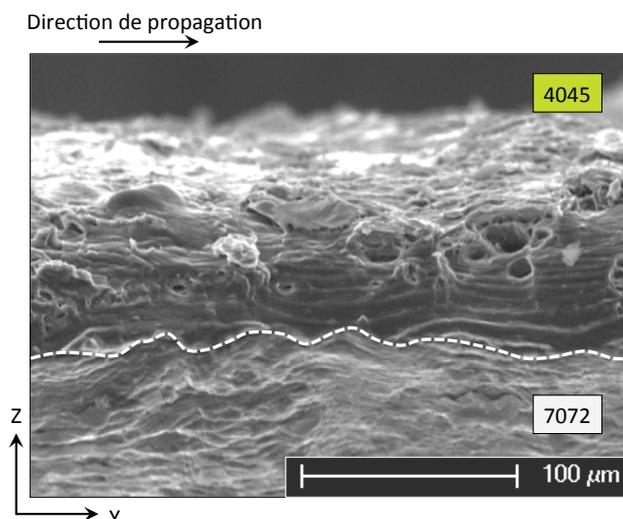


Figure IV.48: Essai *CM1-B (11)* - Image MEB du faciès de rupture - Fin de la zone de propagation mixte caractérisée par la coexistence de cupules et de stries de fatigue orientées parallèlement à la direction de propagation - Le trait pointillé représente l'arrêt principale du faciès de rupture.

cisaillement orientées à  $45^\circ$  par rapport à l'axe de sollicitation. Une telle modification de comportement avant et après brasage peut être rapportée à ce qui a été observé par Pardoen *et al.* [123] sur des alliages d'aluminium 6082 à différents états métallurgiques (T0 et T6). De nombreux paramètres diffèrent toutefois entre notre étude et celle menée par Pardoen : le mode de sollicitation (monotone vs. cyclique), l'aspect multi-couches de nos matériaux, le procédé de brasage, les microstructures ainsi que les épaisseurs mises en jeu... Etablir une corrélation directe entre les études n'est donc pas possible.

Cette transition "*Flat to Slant*" suivant un mode mixte I/III a été confirmée par l'analyse des données tomographiques de l'essai *CM1-B (12)* pour lequel, la fissure de fatigue a été bloquée juste avant rupture totale de l'éprouvette. La figure IV.49 ainsi obtenue permet la visualisation simultanée des divers mécanismes d'endommagement énoncés jusqu'à présent, au travers d'une part, des coupes réalisées dans l'épaisseur de l'éprouvette en fin de zone de propagation mixte de la fissure (figures IV.49 - a et b) et d'autre part, des observations 3D des porosités générées en tête de fissure par l'important travail plastique (figures IV.49 - c et d). Ces observations et notamment l'orientation à  $45^\circ$  par rapport à l'axe de sollicitation des porosités en tête de fissure corroborent les travaux précédemment cités de D.Broek *et al.* [122] sur l'influence de l'épaisseur dans les mécanismes d'endommagement ductile. De telles porosités sont à rapprocher à celles précédemment observées sur les figures IV.40 et IV.41.

#### k - Conclusion - Endommagement en fatigue CM1-B :

Les paragraphes précédents ont révélé l'importante influence du placage 4045 sur l'endommagement en fatigue de la configuration matière CM1-B. L'intégralité des fissures de fatigue observées lors de cette étude ont effectivement amorcé en surface au niveau de ce placage Al-Si et plus spécifiquement au niveau de GPRs dont la microstructure s'avère être source d'un

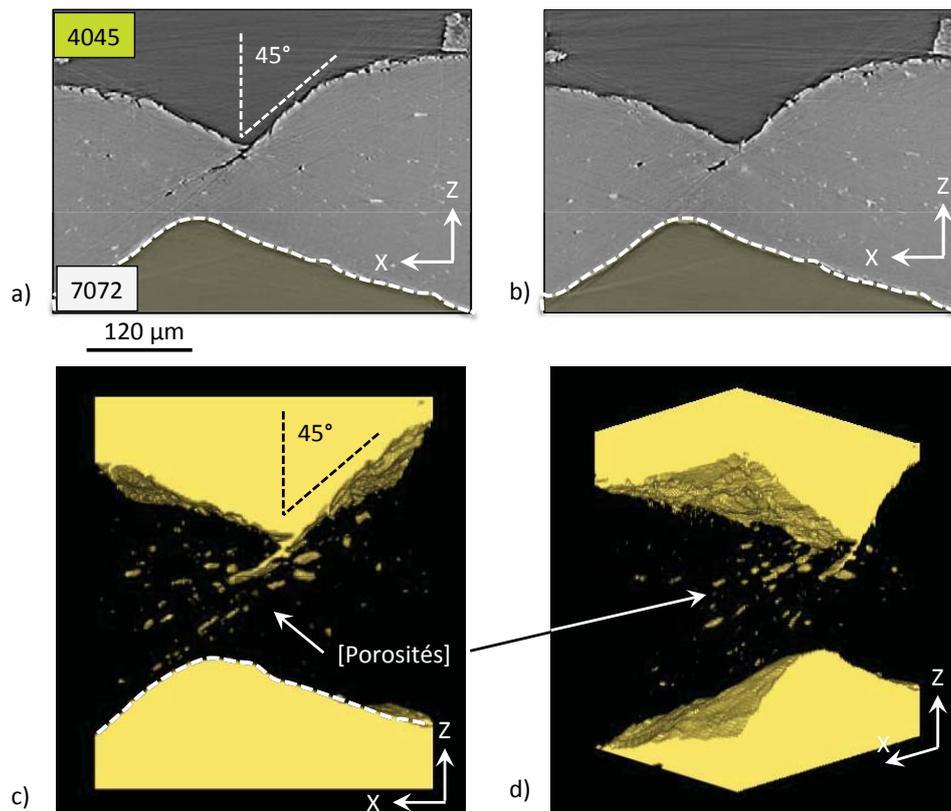


Figure IV.49: Essai *CM1-B (12)* - Coupes (a et b) et visualisations 3D (c et d) obtenues par analyse des données de topographie haute résolution ( $0,7 \mu\text{m}/\text{voxel}$ ) - Mise en évidence du phénomène "Flat-to-Slant" au passage du mode de propagation mixte en fatigue à la rupture brutale - Cisaillement suivant un angle de  $45^\circ$  par rapport à l'axe de sollicitation  $x$  côté placage 4045 et forte striction côté placage 7072 - Présence de porosités en tête de fissure orientées à  $45^\circ$  par rapport à l'axe de sollicitation.

endommagement localisé (présence de phases fragiles de type aiguille de Si et intermétalliques Al(Mn,Fe)Si - structure de solidification Al-Si eutectique). La présence d'une fissure de fatigue a systématiquement été corrélée à la présence d'une GPR en surface et ce, quelle que soit la contrainte de fatigue appliquée. Deux zones possibles de fissuration ont ainsi été observées : à coeur ou en pied de GPR.

A cela s'ajoute un endommagement généralisé en surface, hors des GPRs, au niveau des joints de grains du placage 4045. Ces derniers sont en effet ornés de phases fragiles induisant une sensibilité toute particulière à la contrainte de fatigue appliquée. Des fissures de fatigue secondaires, dont la zone d'amorçage a été identifiée comme correspondant à ces zones intergranulaires, ont ainsi été observées. De petites dimensions, celles-ci s'avèrent être systématiquement confinées au placage 4045.

Les données de corrélation d'images numériques ainsi que de stéréo-corrélation d'images ont confirmé le rôle des GPRs dans l'endommagement en fatigue de cette configuration matière. Elles ont de plus permis d'apprécier la faible proportion de la phase de propagation des fissures de fatigue vis-à-vis de la durée de vie totale des éprouvettes avec une valeur moyenne de l'ordre de 4%.

L'analyse des faciès de rupture a permis d'identifier très clairement la présence de 3 phases distinctes de propagation : stable, mixte et brutale. Ces zones, déjà observées dans le cas des configurations matières non brasées, diffèrent principalement de ces dernières par le lieu d'amorçage (à coeur au niveau d'une GPR) et par la nature de la rupture brutale. Intégralement ductile avant brasage, elle présente en effet un faciès systématiquement de type slant une fois le traitement thermique de brasage effectué.

#### IV.2.3.b Configuration Matériaux 0

Une approche expérimentale similaire a été adoptée dans l'étude de l'endommagement en fatigue de la CM0 brasée. Le tableau IV.3 détaille les essais et observations qui ont été nécessaires pour définir aussi précisément que possible les mécanismes intervenant pour cette configuration matériau. Un parallèle sera fait, dans la mesure du possible, avec la matière CM1-B précédemment étudiée.

Nature	$\sigma$ fatigue (MPa)	$\Sigma_R$	$\Sigma_e$	Nr	Techniques expérimentales exploitées
CM0-B (1)	130	0,82	2,1	67211	SC + Tomo X Lab. + Tomo X HR
CM0-B (2)	120	0,76	1,94	115500	SC + Tomo X Lab. + Tomo X HR
CM0-B (3)	110	0,70	1,77	337927	SC
CM0-B (4)	140	0,88	2,26	36431	SC
CM0-B (5)	120	0,76	1,94	162142	MEB
CM0-B (6)	120	0,76	1,94	120251	OA + AK
CM0-B (7)	130	0,82	2,1	68941	Fractographie
CM0-B (8)	110	0,70	1,77	214800	Fractographie

**Tableau IV.3: Conditions expérimentales des essais de fatigue menées sur la CM 0 brasée - La colonne "Techniques expérimentales exploitées" renseigne sur la nature des données présentées dans la suite de l'étude.**

#### i - Données issues de la stéréo-corrélation d'images :

Les essais de fatigue réalisés avec un suivi de l'endommagement par stéréocorrélation d'images proposent tous des résultats sensiblement différents de ceux qui ont pu être observés jusqu'à présent lors de l'étude des CM1s. En effet, alors que ces dernières possèdent une très grande sensibilité à la présence des GPRs, source d'une forte localisation de la déformation, les matériaux de la configuration 0 sont sujets à un important phénomène de multifissuration et ce, parfois indépendamment des GPRs présentes. La figure IV.50, relative à l'essai *CM0-B (1)*, illustre ce phénomène au travers d'une vue du champ de déformation  $\epsilon_x$  (a) une fois la fissure de fatigue principale bloquée (zone1). Cette vue a été couplée à une carte d'épaisseur de l'éprouvette de fatigue réalisée par tomographie X de laboratoire à l'issue de l'essai de fatigue (b). Une des gouttes observées sur la surface d'analyse de stéréocorrélation a été surlignée en traits pointillés afin de permettre une identification plus fine des différentes zones d'endommagement entre les différentes vues.

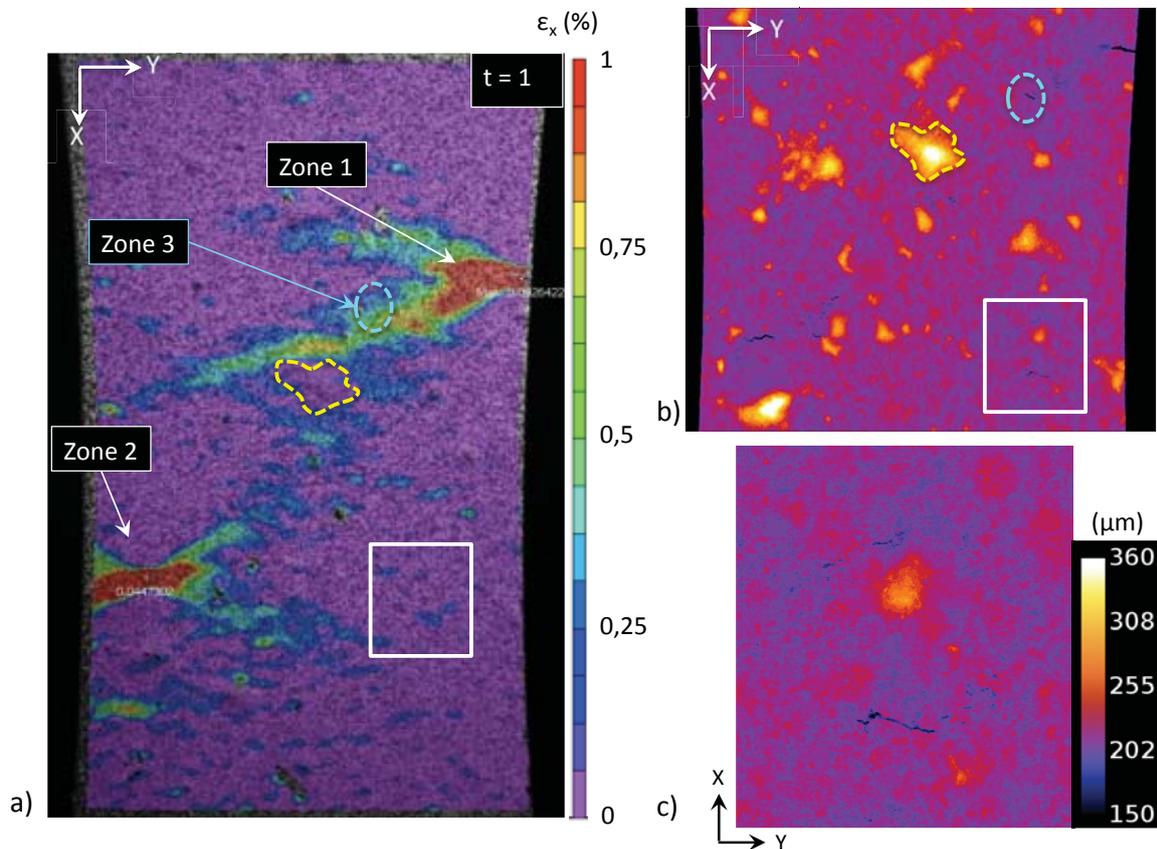


Figure IV.50: Essai *CM0-B (1)* - (a) Visualisation du champ de déformation  $\epsilon_x$  à l'instant  $t=1$  par stéréocorrélation d'images - (b) et (c) Cartes d'épaisseur de l'éprouvette après essai de fatigue obtenue à partir de données de tomographie X de laboratoire (résolution :  $10 \mu\text{m}$  par voxel) - Les marquages en pointillés jaunes permettent l'identification des zones d'étude entre les différentes vues - Trois zones d'observations intéressantes ont été localisées sur cette figure.

Des bandes de déformations orientées à  $60^\circ$  par rapport à l'axe de sollicitation sont de nouveau visibles à la surface de l'éprouvette de fatigue, au niveau des zones 1 et 2. A l'image de celles observées sur les CM1s brasées, ces bandes de déformation sont induites par la

présence d'une fissure de fatigue. Elles présentent toutefois un aspect plus irrégulier et diffus qui diffère de ce qui a pu être observé jusqu'à présent. De plus, il n'y a plus unicité de la zone de déformation principale à l'origine de la fissuration. De nombreuses zones de concentration de déformation coexistent à la surface du matériau. Elles correspondent pour la plupart à la présence de fissures de fatigue mises en évidence par tomographie X. Tel est le cas des zones 1, 2 et 3 identifiées sur la figure IV.50-b et correspondant respectivement à la fissure principale et à deux fissures secondaires.

Cependant, certaines fissures, visibles sur la carte d'épaisseur semblent toutefois n'induire que peu de déformation en surface à l'inverse de ce qui a pu être quantifié jusqu'à présent. Tel est le cas de la zone identifiée sur la figure IV.50 par un rectangle blanc. Ceci s'explique en grande partie par la technique de représentation adoptée sur la figure IV.50-b) qui ne permet pas de distinguer les contributions respectives de chacune des surfaces. Certaines GPRs appartiennent ainsi à la surface étudiée par stéréocorrélation (face 1) alors que d'autres se situent sur la surface opposée (face 2). Il en est de même pour les fissures de fatigue révélées via ces cartes d'épaisseur ; elles peuvent être localisées sur l'une ou l'autre des faces. Pour pallier à ce problème de représentation, la figure IV.51 présente deux cartes d'épaisseur distinctes caractéristiques de chacune des surfaces de l'éprouvette CM0-B (1).

Il apparaît dès lors très clairement que les fissures de fatigue observées sur la figure IV.50-b) ne sont pas toutes présentes sur la surface analysée par stéréocorrélation d'images (face 1). La faible concentration de déformation observée au niveau de la zone définie par le rectangle blanc sur la figure IV.50-a) s'explique ainsi par la présence de la fissure de fatigue non pas sur la surface analysée par stéréocorrélation d'images, mais sur la surface opposée (face2).

Ce phénomène de multifissuration intervenant sur les différentes faces des éprouvettes de fatigue a été confirmé pour de nombreux essais de fatigue à différents niveaux de contraintes et notamment l'essai CM0-B (2), tel qu'illustré par la figure IV.52. Dans ce cas précis, il est intéressant de noter que la fissuration principale a eu lieu au pied d'une GPR (face 1), à l'image de ce qui a pu être observé dans le cas de la matière CM1 brasée. Bien que ne représentant qu'une faible proportion d'essais, ce cas de figure est donc susceptible d'intervenir.

L'analyse des données de stéréocorrélation d'images relatives à l'évolution de la déformation  $\epsilon_x$ , au lieu de fissuration principale, en fonction de la durée de vie a été effectuée pour les 4 premiers essais énoncés dans le tableau IV.3 (figure IV.53). Effectués à des niveaux de contraintes différents, ces 4 essais mettent en évidence un comportement similaire à celui observé pour les matières CM1 brasées, à savoir une augmentation exponentielle de la déformation dans les 5 derniers % de la durée de vie. Une discontinuité d'évolution sur la courbe d'évolution de la déformation  $\epsilon_x$  est également observée. Les mêmes hypothèses que celles évoquées pour la CM1 brasée peuvent en expliquer l'origine (cf. paragraphe IV.2.3.a).

En résumé, la stéréocorrélation d'images met en évidence une différence de comportement en fatigue très nette entre les matières CM0 et CM1 après brasage. En effet, alors que pour la matière CM1 brasée, les GPRs semblent être la principale et unique source d'endommagement, responsable au final de la rupture en un point de l'éprouvette, la matière CM0 brasée présente un amorçage multiple réparti sur les deux faces des éprouvettes sans lien systématique avec une GPR. L'évolution des déformations  $\epsilon_x$  au niveau des zones de fissuration principale révèle cependant une similitude de comportement entre les deux matières brasées. Les prochains paragraphes

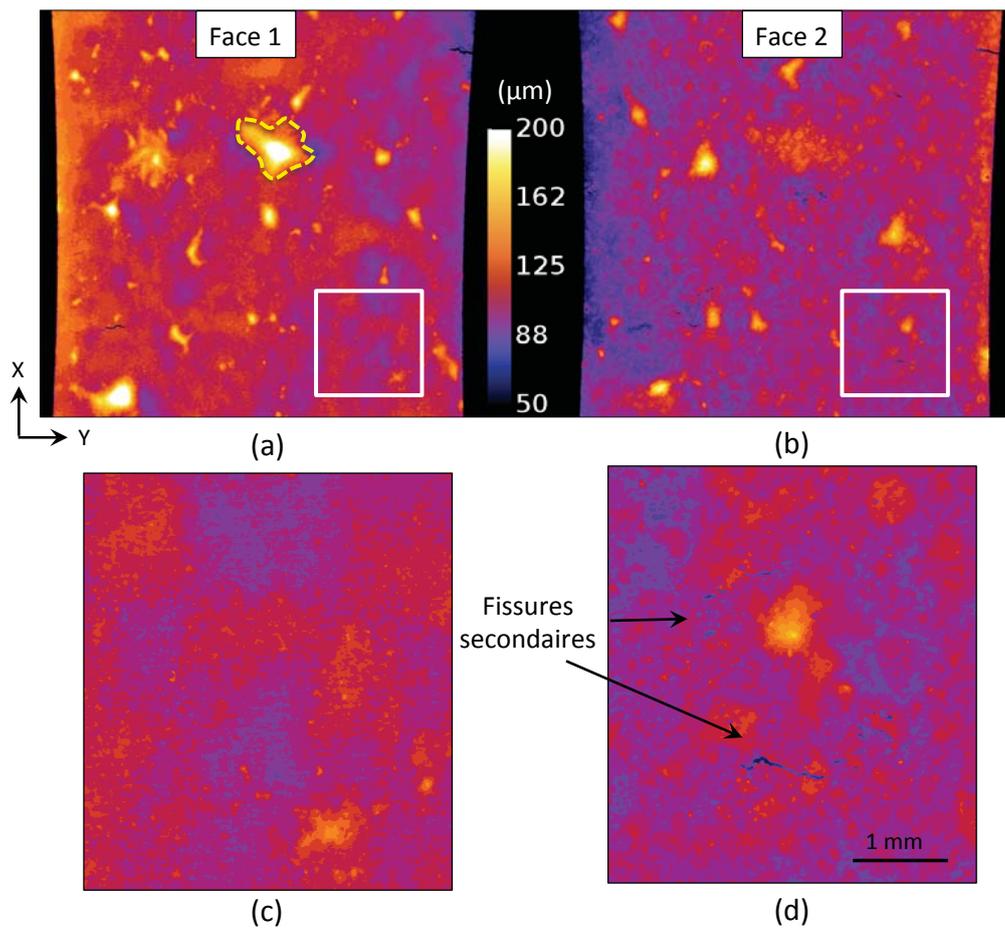


Figure IV.51: Essai *CM0-B (1)* - Cartes d'épaisseur obtenues par traitement des données de tomographie X ( $10 \mu\text{m}$  par voxel) - (a) Surface observée par stéréo-corrélation d'images (face1) - (b) Surface opposée (face2) - (c) Zoom sur face 1 - (d) Zoom sur face 2 - La fissure observée est non-traversante et localisée sur la face 2 de l'éprouvette de fatigue.

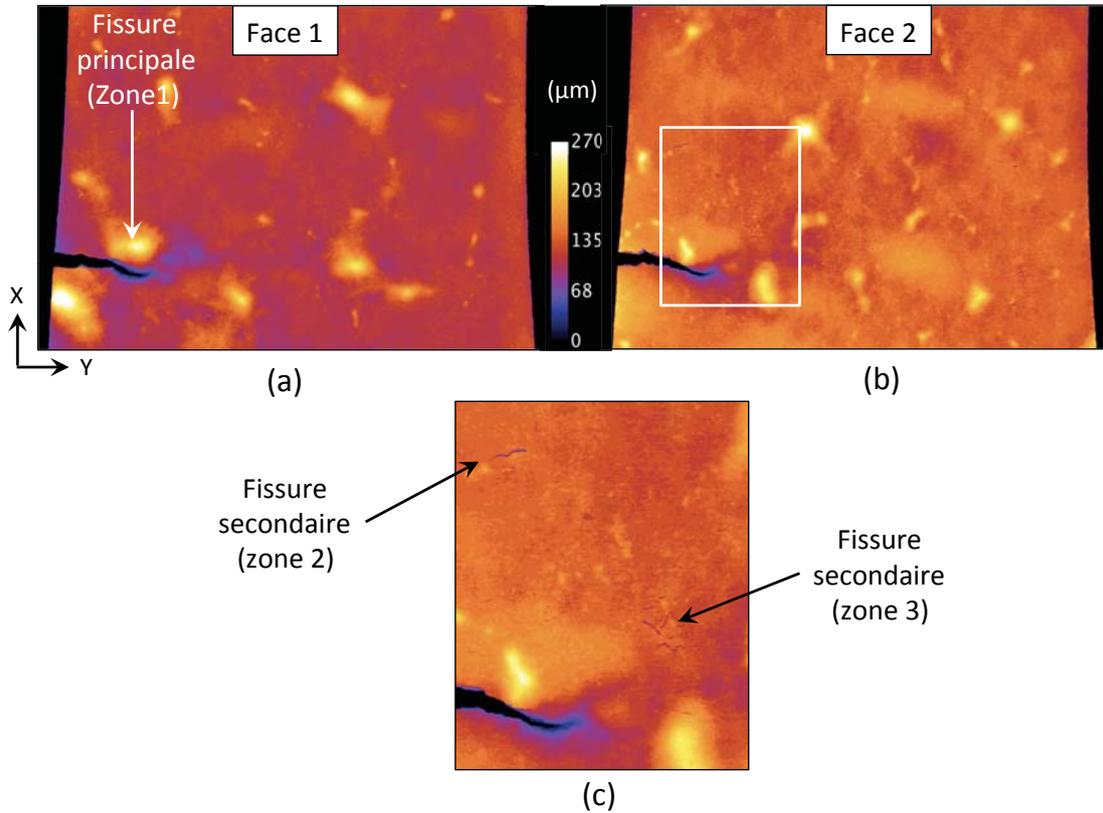


Figure IV.52: Essai *CM0-B (2)* - Cartes d'épaisseur obtenues par traitement des données de tomographie X (résolution :  $10 \mu\text{m}$  par voxel) - (a) Surface observée par stéréo-corrélation d'images (face1) - (b) Surface opposée (face2) - (c) Zoom sur face 2 - La fissure principale, en bord d'éprouvette, est traversante dans l'épaisseur et localisée à proximité d'une GPR - Notons la présence de fissures secondaires.

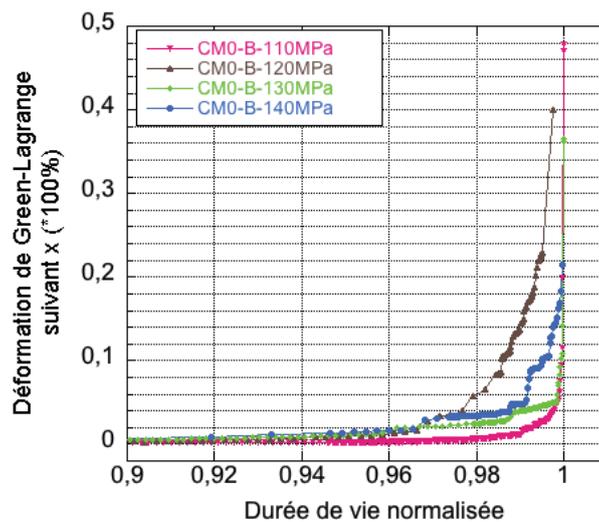
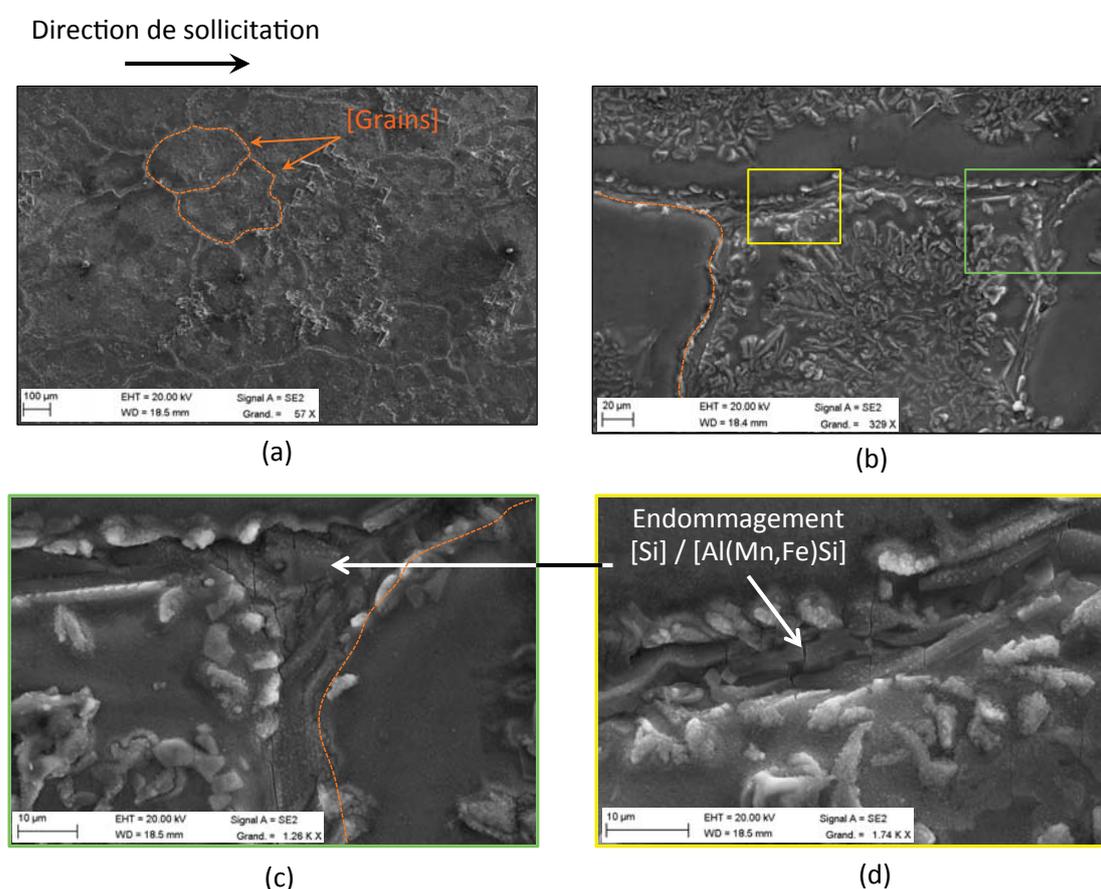


Figure IV.53: Courbes d'évolution de la déformation  $\epsilon_x$ , au lieu de fissuration principale, en fonction de la durée de vie normalisée - Essais réalisés à 4 niveaux de contraintes différents : 110MPa (*CM0-(3)*), 120 MPa (*CM0-(2)*), 130MPa (*CM0-(1)*) et 140MPa (*CM0-(4)*).

s'attachent donc à définir les mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue de cette CM0 brasée suivant une méthode expérimentale analogue à celle utilisée pour la matière CM1-B.

**ii - Identification des mécanismes d'amorçage - Rôle de la microstructure :**

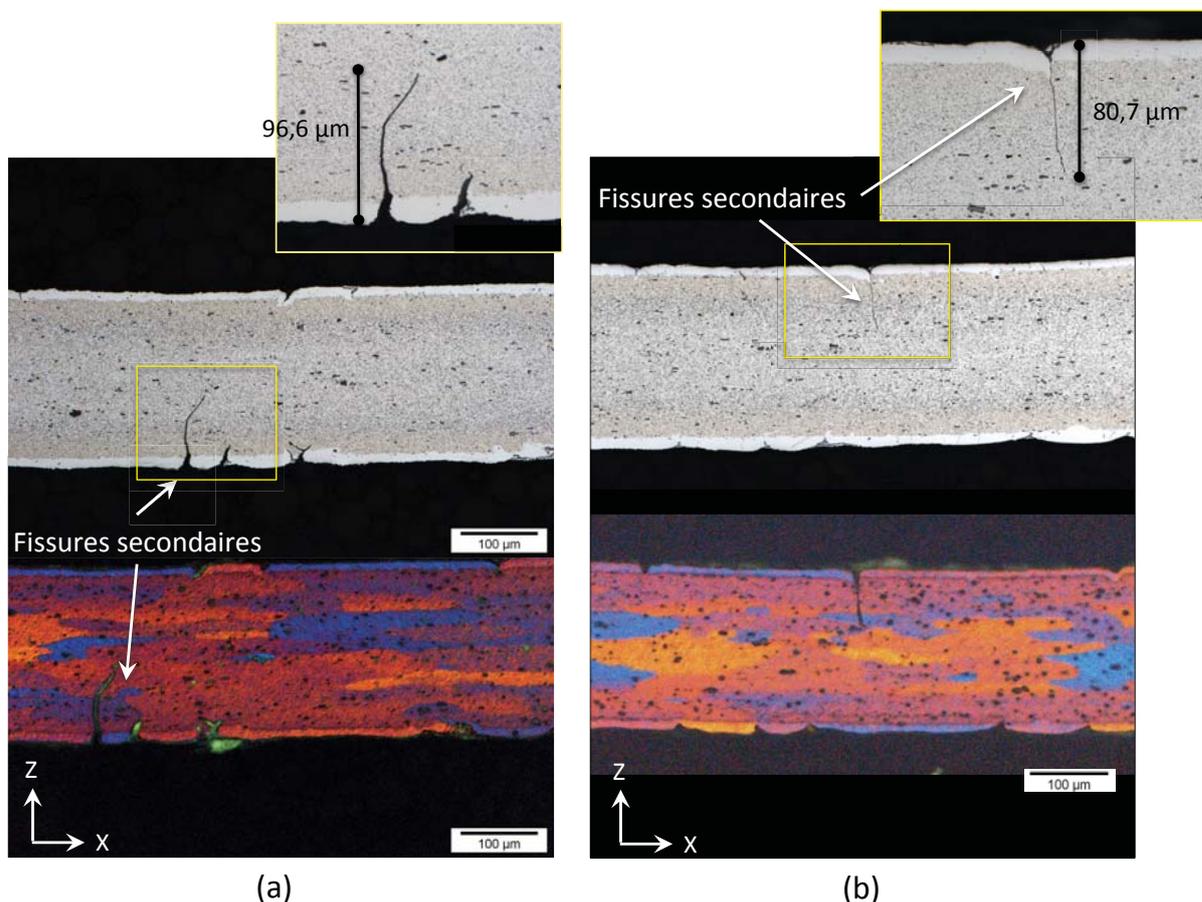
La figure IV.54 présente l'état de la microstructure observée en surface d'une éprouvette de fatigue après un cyclage à une contrainte de 120MPa ( $\Sigma_R = 0,76$  et  $\Sigma_e = 1,94$ ). A travers différents grossissements, cette figure met en évidence un endommagement intergranulaire analogue à celui observé précédemment pour la matière CM1-B. Les phases fragiles présentes aux joints de grains montrent en effet de nombreuses ruptures orientées perpendiculairement à l'axe de sollicitation. De telles observations ont été faites sur l'ensemble des éprouvettes de fatigue CM0-B, quelle que soit la contrainte de fatigue appliquée.



**Figure IV.54: Essai CM0-B (5) - Observations MEB de la surface d'une éprouvette de fatigue post-mortem à différents grossissements - (a) x57 - (b) x329 - (c) x1260 - (d) x1740 - Les zooms (c) et (d) sont identifiés respectivement sur la figure (b) par des rectangles vert et jaune - Ces figures mettent en évidence un endommagement important aux joints de grains par rupture des phases fragiles de type Si et/ou Al(Mn,Fe)Si.**

Alors que, dans le cas de la matière CM1-B, l'endommagement en surface n'était responsable que de peu de fissures secondaires susceptibles de se propager dans l'épaisseur de l'éprouvette (figure IV.38), la figure IV.55 révèle l'existence d'un phénomène de fissuration secondaire

prépondérant dans le cas de la matière CM0-B.



**Figure IV.55: Essai CM0-B (6) - Observations de fissures secondaires de fatigue obtenues par microscopie optique après attaque Keller et OA - Deux zones distinctes, (a) et (b), de fissuration secondaire induites par la rupture de phases fragiles localisées aux joints de grains.**

Ces observations portent toutes sur l'éprouvette CM0-B (6), cyclée à une contrainte de 120MPa, à des distances comprises entre 5 et 10mm de la fissure principale de fatigue. Un tel niveau de contrainte induit un rapport  $\Sigma_R$  de 0,76 analogue à celui de l'essai CM1-B (4) pour lequel une fissure secondaire a été observée et présentée sur la figure IV.38-b. Cela autorise dès lors les comparaisons suivantes :

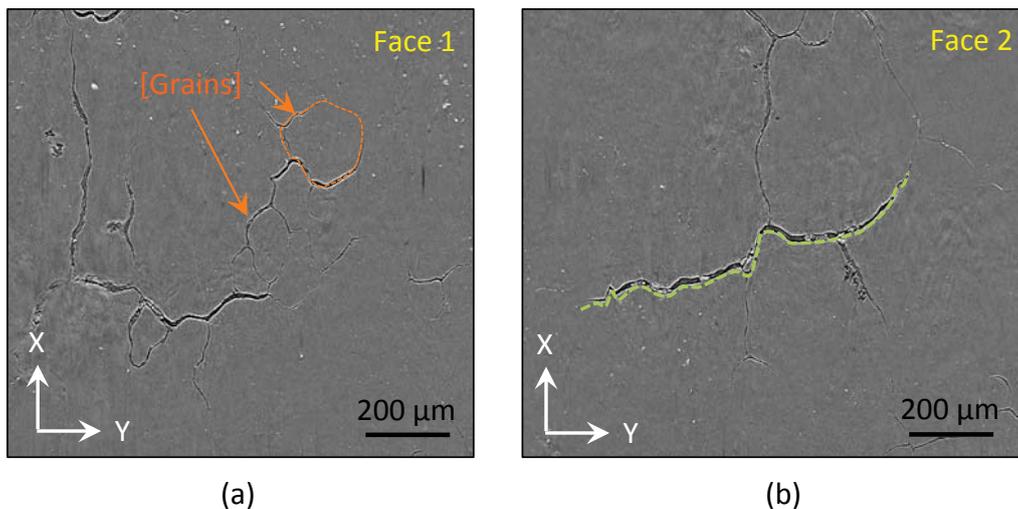
- Le mécanisme d'amorçage intergranulaire/interdendritique par rupture des phases fragiles est clairement identifié et identique pour les deux configurations matières.
- Une différence peut toutefois être observée quant à la longueur des fissures ainsi induites. En effet, restreintes au placage 4045 dans le cas de la matière CM1-B, celles-ci se propagent très largement dans le matériau d'âme 3916 dans le cas de la matière CM0-B, avec des longueurs mesurées maximales de l'ordre de 100  $\mu\text{m}$ .
- Dans l'âme, les fissures se propagent de façon intragranulaire de manière analogue à ce

qui a été observé pour la matière CM1-B.

- La technique de stéréo-corrélation d'images a révélé pour la CM0-B un phénomène de multi-fissuration se traduisant par une localisation de l'endommagement en divers endroits sur les deux faces des éprouvettes de fatigue. Cette figure IV.55 nous renseigne sur le fait que cette multi-fissuration se retrouve également à une échelle bien plus locale, celle du grain. Plusieurs fissures secondaires, distantes d'un seul grain, sont en effet observables (figure IV.55-a).

Pour la matière CM0-B, l'endommagement est constitué de très nombreuses fissures secondaires de fatigue, de dimensions supérieures à celles observées sur la matière CM1-B. Des observations par tomographie X haute résolution ont donc été entreprises pour compléter ces observations.

La figure IV.56 offre ainsi une visualisation de la zone 2 de fissuration de l'essai CM0-B (2) (zone identifiée sur la figure IV.52) au travers de deux coupes effectuées cette fois dans l'épaisseur de l'éprouvette (plan XY où X représente l'axe de sollicitation) au niveau des zones de jonction 4045/3916 de chacune des faces (1 et 2). Il est intéressant de noter que ces deux coupes sont issues d'un même volume de tomographie et témoignent d'une multifissuration simultanée sur les deux faces de l'éprouvette.



**Figure IV.56: Essai CM0-B (2) - Coupes tomographiques dans l'épaisseur au niveau de la zone intermédiaire placage 4045 / âme 3916 -a) face 1 - b) face 2 de l'éprouvette pour une résolution de 0.6µm/voxel - Coupes issues du même volume tomographique.**

La face 1 (figure IV.56-a) révèle ainsi la formation d'un réseau complet de fissures le long des joints de grains constitutifs du placage 4045. Contrairement à ce qui est couramment observé en fatigue uni-axiale, certaines zones présentent une fissuration parallèle à l'axe de sollicitation. Ces dernières, d'une ouverture plus faible, sont très probablement la jonction entre les différentes fissures perpendiculaires à l'axe de sollicitation. Ce scénario est confirmé par la figure IV.57 qui permet d'apprécier plus précisément la morphologie des fissures présentes dans cette zone. Cinq d'entre elles, observées à différentes hauteurs, sont représentées sur la figure IV.57-a, via l'utilisation de traits pointillés de différentes couleurs. Cette figure montre une projection de

l'intégralité du volume d'étude suivant l'axe de sollicitation  $x$  et permet donc une visualisation de toutes les fissures présentes dans le volume sur une seule et même vue.

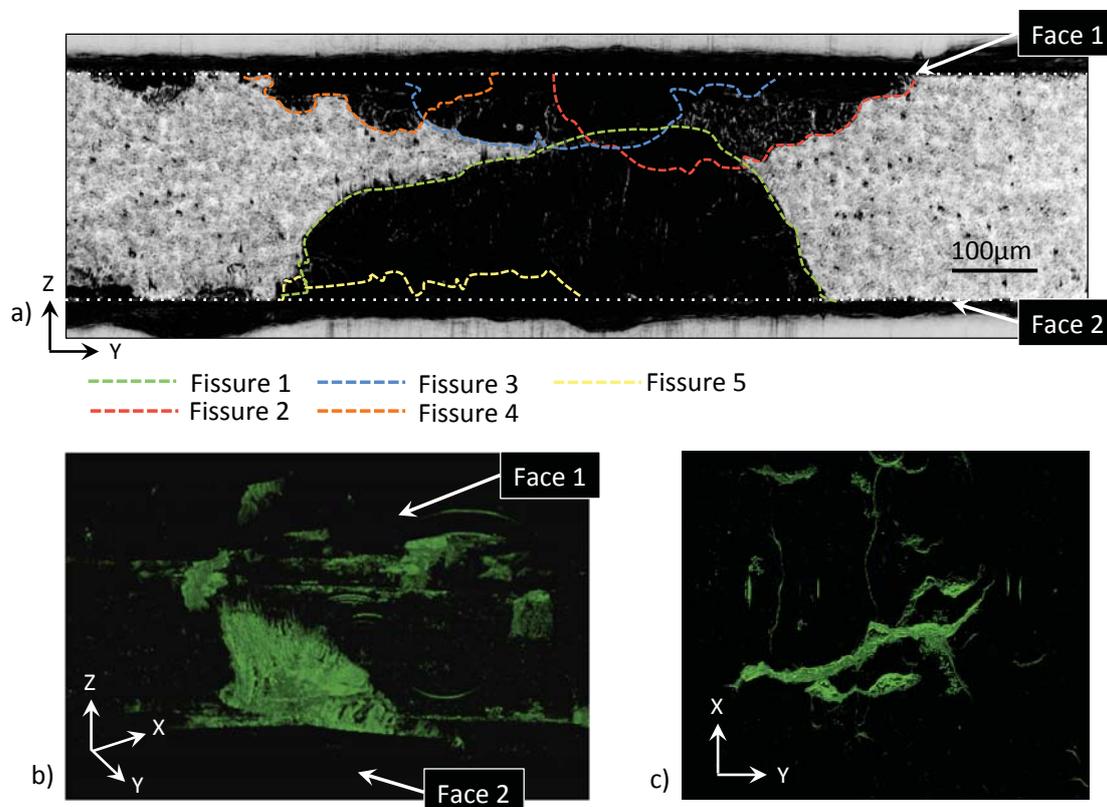


Figure IV.57: Essai CM0-B (2) - Exploitation des données issues de la tomographie X haute résolution (résolution :  $0,6\mu\text{m}/\text{voxel}$ ) - (a) Visualisation des fronts de fissures via la fonction Z-Project-MIN. Chacune des fissures principales est détournée par des traits pointillés de couleur - (b) et (c) Visualisation 3D des fissures de fatigue présentes dans le volume d'étude (zone 2 de l'essai CM0-B (2) - figure IV.52).

La fissure 1, identifiée par un trait pointillé vert, est de dimension bien supérieure aux autres. Sa morphologie laisse supposer d'une propagation, dans un premier temps en surface, le long de joints de grains puis, dans un second temps, dans l'épaisseur de l'éprouvette. Deux vues 3D de ces données de tomographie adjointes à cette figure (figure IV.57-b et c) confirment ces hypothèses. La faible propagation en profondeur des fissures orientées parallèlement à l'axe de sollicitation semble cohérente avec l'idée que ces fissures sont en fait des jonctions entre les différentes fissures secondaires.

De telles observations laissent de plus supposer que les multiples fissures observées précédemment sur la figure IV.55-a) ne sont pas dissociées les unes des autres et constituent en réalité un réseau de fissures secondaires analogue.

### iii - Identification des mécanismes de propagation :

Grâce à une nouvelle analyse des données de tomographie X haute-résolution relatives cette fois à l'essai CM0-B (1) (figure IV.50), la morphologie des fissures localisées respectivement

dans les zones 2 et 3 a pu être mise en évidence (figure IV.58). De manière analogue à ce qui a déjà été présenté et ce, afin de conserver l'information relative à la localisation des fissures, la face 1, observée par stéréo-corrélation d'images, correspond systématiquement à la face supérieure dans le cas d'une représentation dans le plan ZY.

Une telle visualisation des fissures met en évidence plusieurs points marquants :

- Les fissures, non traversantes dans les deux zones étudiées, semblent présenter une sensibilité à la microstructure. En effet, dans les deux cas, le front de fissure présente de nombreuses irrégularités géométriques. Ceci semble d'autant plus vrai pour la fissure observée en zone 3. Plus courte dans l'épaisseur, les irrégularités s'avèrent être plus nombreuses.
- Des porosités sont observables en tête de fissure dans les deux cas (figure IV.58 a et c) traduisant un travail plastique et un endommagement ductile intervenant en tête de fissure. Toutefois, le phénomène de striction au niveau de la surface opposée à la fissure (indiqué par des flèches oranges) est limité en comparaison à ce qui a pu être observé dans le cas de la matière CM1 brasée (figures IV.41 et IV.42). La figure IV.59 confirme ce constat au travers de coupes transverses suivant le plan XZ, identifiées sur la figure IV.58 par des traits pointillés jaunes.
- L'ouverture des fissures de fatigue semble constante dans l'épaisseur et d'autant plus importante en moyenne que la fissure est profonde (figure IV.58). Toutefois, certaines zones, majoritairement localisées au niveau de la surface, semblent présenter localement une ouverture plus importante. Il s'agit là très probablement de surestimations inhérentes à la représentation adoptée, liées à d'éventuelles déviations des fissures de fatigue, tel qu'illustré par la figure IV.59-a). De telles déviations traduisent une nouvelle fois d'une sensibilité à la microstructure dans les premiers stades de la propagation.

La figure IV.60 confirme de plus les observations précédemment faites quant à la nature de la propagation des fissures de fatigue. En effet, les observations en microscopie optique de la fissure de fatigue principale de l'essai CM0-B (6) réalisées à l'issue respectivement d'une attaque Keller (figure IV.60-a) et d'une oxydation anodique (figure IV.60-b), mettent très nettement en évidence une propagation intragranulaire. La phase d'amorçage, localisé sur la face inférieure de l'éprouvette, est elle, comme attendu, intergranulaire.

### iii - Etude des faciès de rupture :

Les faciès de rupture des éprouvettes CM0-B sont analogues à ceux observés lors de l'analyse des éprouvettes CM1-B. Ils se caractérisent par la présence d'une phase de propagation stable suivie d'une phase de propagation mixte précédant la rupture finale de l'éprouvette. La schématisation adoptée figure IV.44 reste donc valable. La principale et unique différence avec la matière CM1-B consiste en une localisation systématique de l'amorçage en bord d'éprouvette de fatigue. Une telle localisation de l'amorçage témoigne du fait que les GPRs ne sont pas directement responsables de la fissuration, à l'inverse de ce qui a été observé pour la matière CM1-B.

La figure IV.61 illustre un faciès de rupture de la CM0-B obtenu pour une contrainte

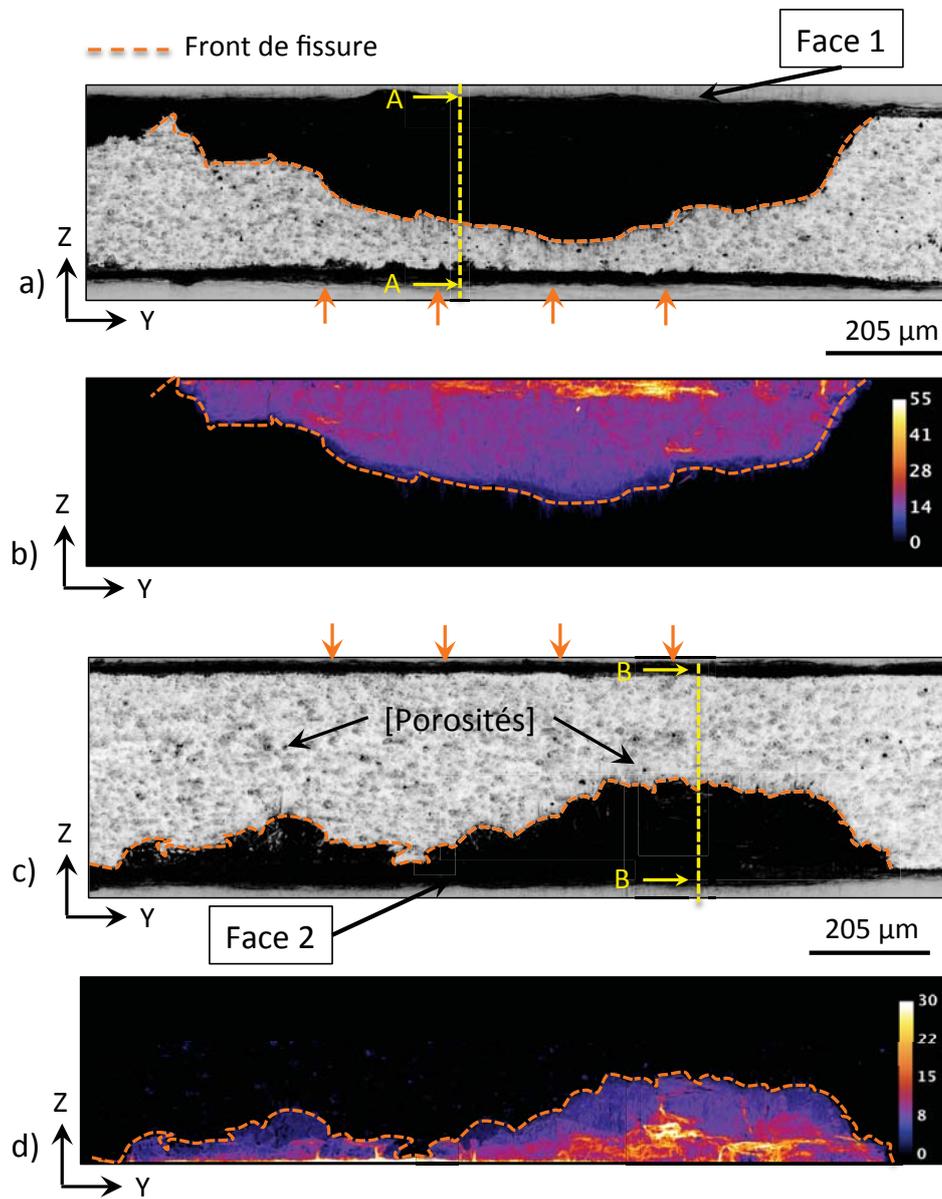


Figure IV.58: Essai CM0-B (1) - Visualisation des fissures secondaires de fatigue respectivement des zones 2 (a et b) et 3 (c et d) de la figure IV.50, via le traitement des données issues de la tomographie X haute résolution -  $0,7\mu\text{m}/\text{voxel}$  - a) et c) Visualisation du front de fissure via la fonction Z-Project MIN - b) et d) Cartographie d'ouverture des fissures.

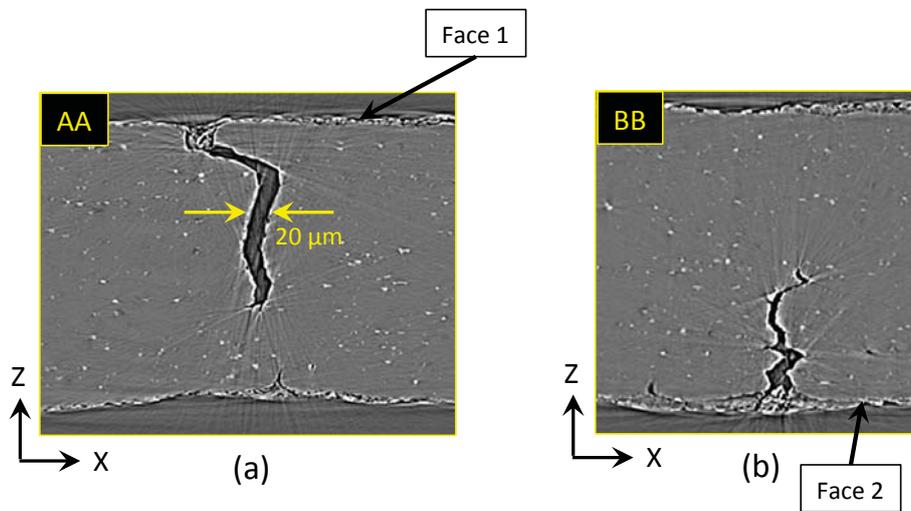


Figure IV.59: Essai CM0-B (1) - Coupes suivant le plan XZ, identifiées respectivement sur les figures IV.58-a) (AA) et c) (BB) par des traits pointillés jaunes - Faible phénomène de striction au niveau de la face opposée aux fissures de fatigue - Les fissures arborent de petites déviations sources d'une augmentation locale de l'épaisseur sur les cartes présentées sur la figure IV.58.

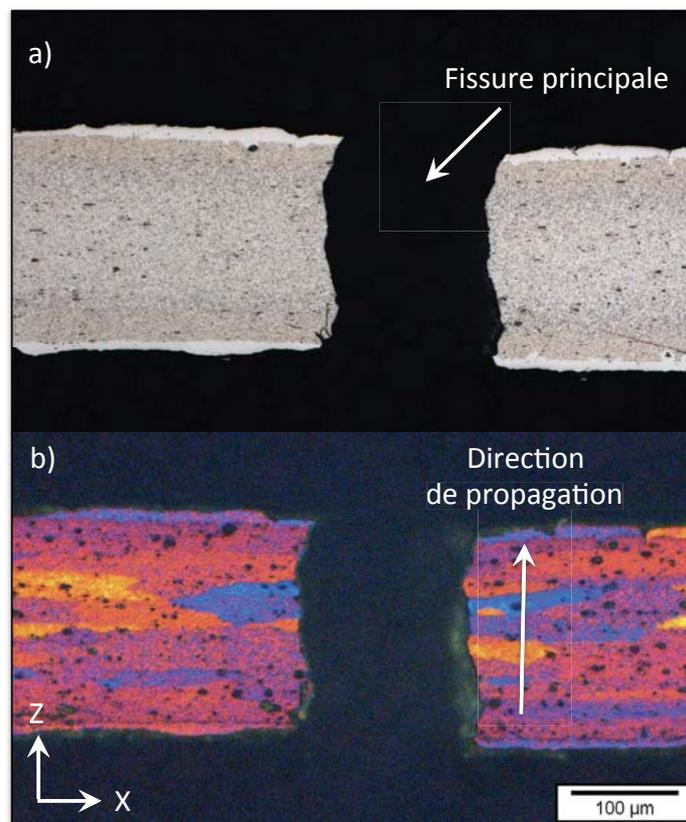


Figure IV.60: Essai CM0-B (6) - Micrographies après attaque Keller et oxydation anodique de la fissure principale de fatigue.

de fatigue appliquée de 130 MPa (essai CM0-B (8)). Caractéristique des autres niveaux de contrainte étudiés, les zones de propagation stable et mixte y sont clairement identifiables. La dissociation des phases de propagation est ici rendue possible par l'importante diminution d'épaisseur générée par le phénomène de striction. Directement relié à un important travail plastique en tête de fissure, ce dernier est en effet caractéristique de la zone de propagation mixte.

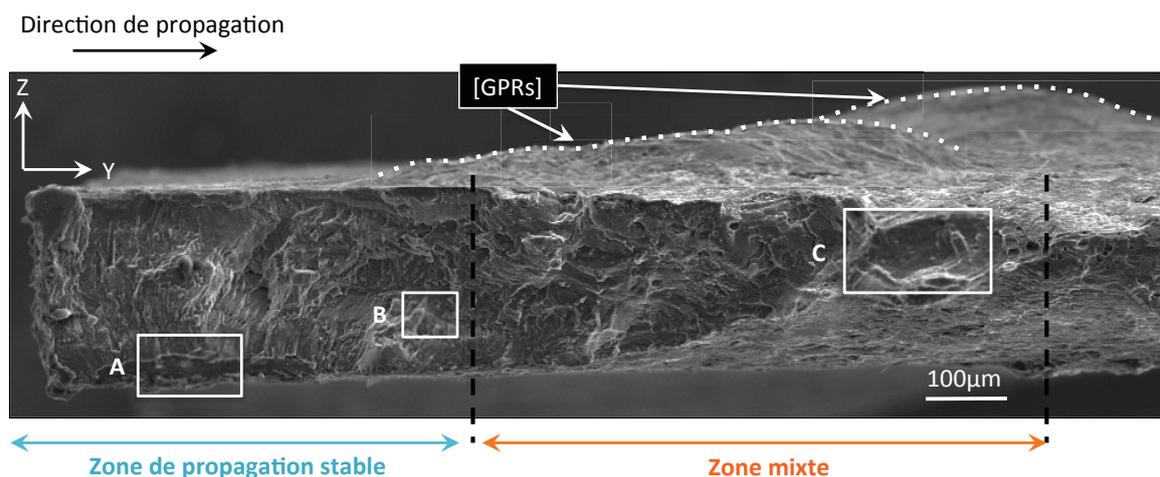


Figure IV.61: Essai CM0-B (8) - Observation MEB de l'intégralité du faciès de rupture - Identification de la zone de propagation stable (bleue) et de la zone de propagation mixte (orange) - La zone de rupture brutale correspond à la partie la plus à droite du faciès.

Trois zones plus spécifiques encadrées en blanc sur la figure IV.61 et représentatives respectivement de la zone d'amorçage (A), de la zone de propagation stable (B) et de la zone de propagation mixte (C), ont été reportées sur la figure IV.62 afin d'en permettre l'analyse détaillée.

A la lumière des mécanismes d'endommagement en fatigue mis en évidence pour cette configuration matière 0, la zone d'amorçage (A) a pu être aisément identifiée via la présence d'un faciès de rupture à l'aspect mat, à proximité de la surface. Cette zone, d'une largeur moyenne de  $25 \mu\text{m}$  dans l'épaisseur de l'éprouvette, correspond très probablement à une zone proche d'un joint de grain du placage 4045. La présence d'intermétalliques, certainement à l'origine de la fissuration, confirme cette hypothèse. Celle-ci est également appuyée par les directions des veines de fatigue observables sur la figure IV.61.

La zone (B) laisse apparaître de nombreuses stries de fatigues très rapprochées les unes des autres, au coeur de l'éprouvette de fatigue. Leur orientation témoigne d'une propagation stable de la fissure de fatigue dans l'épaisseur de l'éprouvette. Une légère sensibilité à la microstructure est toutefois mise en évidence par cette micrographie. La rencontre de la fissure avec des joints de grains ou d'éventuels intermétalliques se traduit en effet par l'obtention d'un faciès de rupture présentant un certain relief.

Enfin, de manière analogue à ce qui a pu être observé dans le cas de la matière CM1-B, la zone de propagation mixte (C) arbore un faciès de rupture où cupules et stries de fatigue coexistent. La transition *flat-to-slant* y est également observable et témoigne du passage d'un mode de propagation unique I (propagation stable) à un mode de propagation mixte I/III. Une telle transition est confirmée sur la figure IV.63 réalisée sur le faciès de rupture d'un essai de

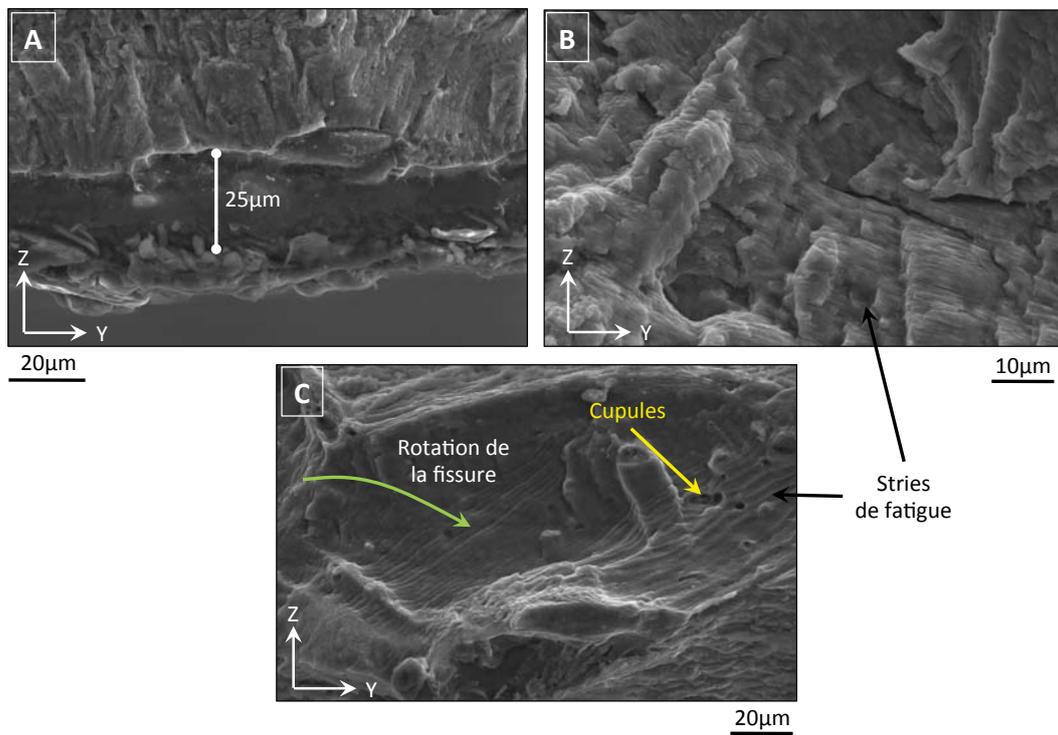


Figure IV.62: Essai CM0-B (8) - Observations MEB - Des zooms relatifs à la zone d'amorçage (A), à la zone de propagation stable (B) ainsi qu'à la zone de propagation mixte (C) précédemment détournées par des rectangles blancs sur la figure IV.61.

fatigue à plus faible contrainte<sup>12</sup> : les stries de fatigue jumelées à un endommagement ductile sont très nettement visibles et positionnées sur un plan de cisaillement orienté à 45° par rapport à l'axe de sollicitation x.

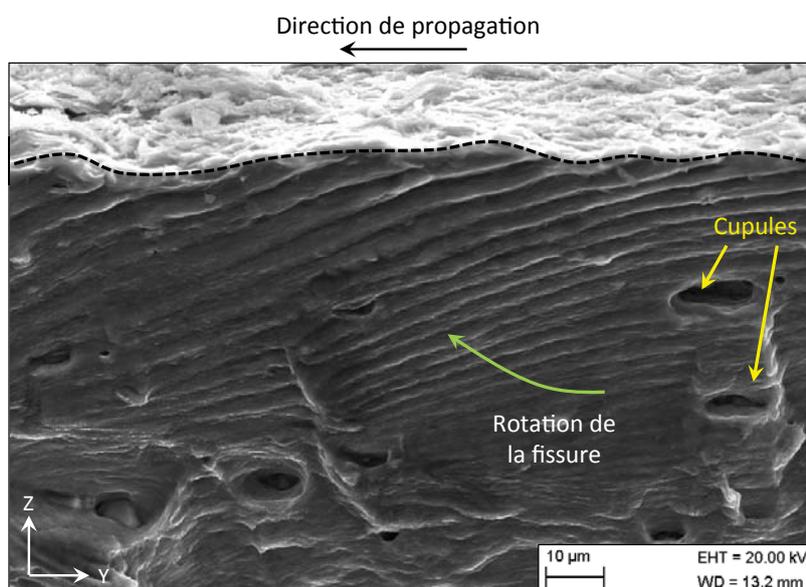


Figure IV.63: Essai CM0-B (9) - Observations MEB de la zone de propagation mixte - Mise en évidence d'une transition *flat-to-slant* de la fissure de fatigue.

#### IV.2.3.c Conclusions sur l'endommagement des matières brasées

Les résultats présentés dans ce chapitre ont permis de mettre en évidence à la fois des mécanismes d'endommagement en fatigue communs aux deux configurations matières brasées, mais également des points de divergence très nets, comme par exemple une sensibilité plus ou moins marquée à la présence des GPRs en surface (CM1-B) ou au phénomène de multifissuration (CM0-B). L'intégralité de ces informations sont résumées dans le tableau IV.64.

12. essais CM0-B (8) et CM0-B (9) effectués respectivement à 130 MPa et 110 MPa

	CM0-B	CM1-B
<b>AMORCAGE</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>❖ Sensibilité à la microstructure en surface des placages 4045 → Fissuration <b>intergranulaire</b> aux JdG</li> </ul>	
	<ul style="list-style-type: none"> <li>❖ Bord d'éprouvette</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>❖ GPRs</li> </ul>
	<ul style="list-style-type: none"> <li>❖ Forte sensibilité à la multi-fissuration</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>❖ Faible sensibilité à la multi-fissuration</li> </ul>
<b>PROPAGATION</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>❖ Propagation <b>intragranulaire</b> (dans l'épaisseur puis dans la largeur de l'éprouvette)</li> </ul>	
	<ul style="list-style-type: none"> <li>❖ Zone de propagation <b>stable</b> + Zone de propagation <b>mixte</b> → Transition de type « <b>Flat-to-Slant</b> »</li> </ul> <div style="text-align: center;">  </div>	
<b>RUPTURE</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>❖ Importante striction + endommagement ductile</li> <li>❖ Rupture brutale de type <b>Slant</b> (à 45° par rapport à l'axe de sollicitation)</li> </ul>	

Figure IV.64: Résumé des mécanismes d'endommagement en fatigue des configurations CM0-B et CM1-B.

## CHAPITRE V

# Influence des GPRs sur la tenue en fatigue

Le chapitre précédent a révélé de nombreuses similitudes dans les mécanismes d'endommagement en fatigue entre les matières CM0-B et CM1-B, notamment en ce qui concerne les phases de propagation et de rupture finale des éprouvettes. Un phénomène de rupture intergranulaire en surface ainsi qu'un endommagement non-négligeable des phases fragiles constitutives des GPRs sont également communs à ces deux configurations matières.

Toutefois, alors que la matière CM1-B semble particulièrement sensible à la présence des GPRs, sources d'un endommagement très localisé, la matière CM0-B fissure systématiquement en bord d'éprouvette indépendamment des GPRs. Or, la matière CM0-B présente des GPRs sur les deux faces des éprouvettes, alors que la matière CM1-B n'en a que sur une.

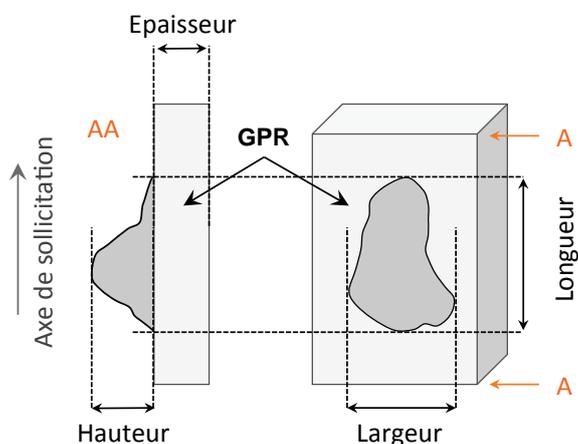
L'objectif premier du présent chapitre est de tenter d'élucider les raisons d'une telle sensibilité aux GPRs dans le cas de la matière CM1-B. Pour ce faire, nous avons combiné une étude paramétrique des populations de GPRs présentes en surface, avec une modélisation EF du comportement mécanique des éprouvettes de fatigue contenant des GPRs. Cette seconde partie de l'étude permet ainsi de déterminer l'influence géométrique des GPRs sur la répartition des contraintes à la surface des éprouvettes lors d'une sollicitation mécanique de type traction uniaxiale.

### V.1 Etude paramétrique des GPRs

Les GPRs constituent des défauts de surface responsables d'un endommagement néfaste pour la tenue en fatigue de nos éprouvettes (matière CM1-B). Il est donc important de quantifier la population des défauts au sein des éprouvettes mises en oeuvre afin de déterminer les paramètres morphologiques responsables de l'endommagement en fatigue. Notons que, à notre connaissance, une telle approche est relativement rare dans la littérature. En effet, même dans le cas où le défaut responsable de la rupture peut-être identifié, il est le plus souvent difficile de disposer d'une caractérisation de l'intégralité de la population de défauts de même type présents dans l'échantillon pour comparaison et interprétation. Dans notre cas, la dimension millimétrique des GPRs ainsi que leur localisation en surface a rendu possible une telle étude via l'utilisation de la tomographie aux rayons X de laboratoire.

Afin de faciliter la lecture des prochaines figures, il convient dans un premier temps de définir les paramètres adoptés lors de cette étude statistique des GPRs. La figure V.1 schématise

une GPR en 3 dimensions sur laquelle ont été reportés les principaux paramètres utilisés par la suite (vis-à-vis de l'axe de sollicitation) : longueur, largeur et hauteur.



**Figure V.1: Représentation schématique d'une GPR induite par le procédé de brasage au niveau des placages 4045 après solidification - Identification des principaux paramètres d'étude : longueur, largeur et hauteur.**

Les données présentées dans cette étude proviennent des analyses tomographiques de laboratoire relatives aux éprouvettes de fatigue avant cyclage. Un protocole standard de traitement numérique des données a été défini et utilisé pour l'intégralité des éprouvettes. Ce dernier est décrit en détail dans l'annexe A tandis que la figure V.2 permet d'en visualiser les principales étapes dans le cas d'une éprouvette CM1-B<sup>1</sup> : obtention d'une carte d'épaisseur de l'éprouvette de fatigue (a), récupération des données relatives uniquement aux GPRs (b), localisation de la GPR identifiée, à l'issue de l'essai de fatigue, comme responsable de la fissuration (c).

Les paramètres d'essai des éprouvettes analysées par ce procédé sont synthétisés dans le tableau V.1. Les éprouvettes étudiées dans le précédent chapitre ont été mises en gras afin de simplifier leur identification. De plus, pour les nouvelles éprouvettes, afin de ne pas confondre avec les appellations utilisées dans le chapitre précédent, la dénomination à l'aide de lettres sera préférée aux nombres utilisés jusque-là. A noter que le nombre d'éprouvettes analysées dans le cas de la matière CM0-B (8 éprouvettes) est inférieur à celui de la matière CM1-B (13 éprouvettes) en raison d'un protocole expérimental plus complexe (cf. Annexe A). Rappelons que les images 3D ont été obtenues avec des tailles de voxel différentes pour les deux matières : de  $33 \times 33 \times 1 \mu\text{m}^3/\text{voxel}$  et  $60 \times 60 \times 1 \mu\text{m}^3/\text{voxel}$  respectivement pour les matières CM0-B et CM1-B. De fait, seules les GPRs présentant un volume supérieur respectivement à 330 et 100 voxels ont été retenues pour l'étude<sup>2</sup>.

Un nombre total respectif de 704 et 1271 GPRs pour les matières CM0-B et CM1-B a ainsi été considéré dans le cadre de cette analyse. Il sera donc possible de considérer les résultats

1. Configuration matière la plus simple puisque présentant des GPRs sur seulement une de ses faces. Le protocole reste utilisable pour la configuration CM0-B mais nécessite une étape préalable supplémentaire afin de dissocier les contributions de chacune des faces des éprouvettes. De plus, il n'est le plus souvent pas possible d'identifier une GPR responsable de la fissuration comme vu dans le chapitre IV.

2. GPRs présentant un volume supérieur ou égal à  $3.6 \cdot 10^{-4} \text{ mm}^3$

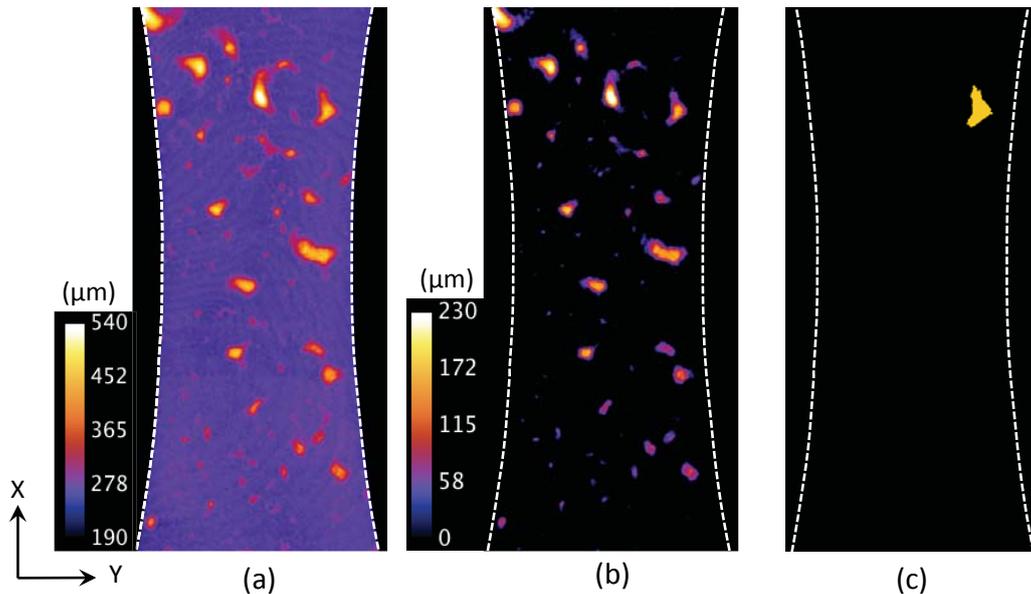


Figure V.2: Illustration des principales étapes de traitement des données relatives aux GPRs sur l'éprouvette CM1-B (1) : (a) obtention d'une carte d'épaisseur de l'éprouvette de fatigue - (b) récupération des données relatives aux seules GPRs - (c) localisation de la GPR identifiée, à l'issue de l'essai de fatigue, comme responsable de la fissuration dans le cas de la matière CM1-B (c).

présentés comme crédibles statistiquement<sup>3</sup>.

### V.1.1 Morphologie générale des GPRs

Pour s'affranchir des tailles différentes de zones d'étude, le nombre de GPRs est normalisé de deux façons différentes en calculant soit la densité numérique  $F_n$  (nb/mm<sup>2</sup>), soit la densité surfacique  $F_s$  (%) de GPRs. Les valeurs moyennes et écarts-types associés ainsi obtenus sont résumés dans le tableau V.2.

Que ce soit en termes de densité numérique ou surfacique, il apparaît très nettement que la matière CM1-B présente des valeurs moyennes supérieures à la matière CM0-B. Cette différence est plus marquée en ce qui concerne la densité surfacique de GPRs. Comme la densité numérique est également légèrement plus importante pour la matière CM1-B, il est possible d'en tirer la conclusion que cette matière présente, en moyenne, des GPRs de taille plus importante (en surface) que la matière CM0-B.

Afin d'affiner ce constat, il est cependant nécessaire d'étudier séparément les différents paramètres géométriques des GPRs. La hauteur et le volume des GPRs ont été choisis, dans un premier temps, comme paramètres de comparaison. Nous verrons par la suite que ces paramètres sont les plus critiques vis-à-vis de la tenue en fatigue<sup>4</sup>. La figure V.3 nous renseigne

3. Le nombre inférieur de GPRs analysées pour la matière CM0-B provient, d'une part, du nombre différent d'éprouvettes analysées et d'autre part, de la meilleure résolution des données tomographiques qui conduit à une zone d'analyse plus faible.

4. Les paramètres géométriques des GPRs sont en fait liés les uns aux autres du fait d'une morphologie de GPRs spécifique.

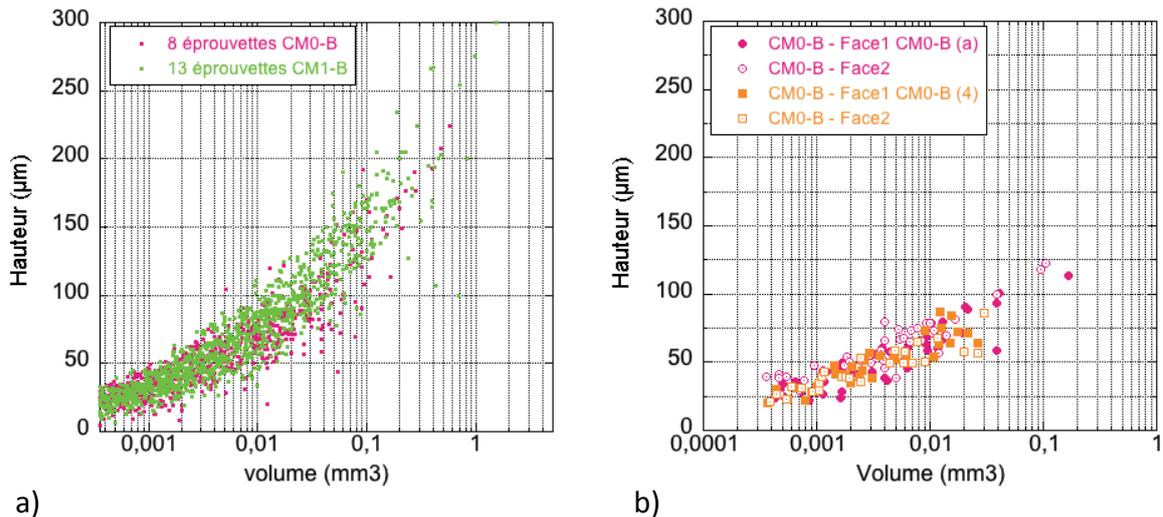
Nature	$\sigma$ fatigue (MPa)	$\Sigma_R$	$\Sigma_e$	Nr
<b>CM0-B (1)</b>	<b>130</b>	<b>0,82</b>	<b>2,09</b>	<b>67621</b>
<b>CM0-B (2)</b>	<b>120</b>	<b>0,76</b>	<b>1,94</b>	<b>115500</b>
<b>CM0-B (3)</b>	<b>110</b>	<b>0,70</b>	<b>1,77</b>	<b>337927</b>
<b>CM0-B (4)</b>	<b>140</b>	<b>0,89</b>	<b>2,26</b>	<b>36431</b>
CM0-B (a)	110	0,7	1,77	214799
CM0-B (b)	110	0,7	1,77	107291
CM0-B (c)	100	0,63	1,61	325202
CM0-B (d)	100	0,63	1,61	356125
<b>CM1-B (1)</b>	<b>100</b>	<b>0,70</b>	<b>1,81</b>	<b>933744</b>
<b>CM1-B (2)</b>	<b>110</b>	<b>0,77</b>	<b>2,00</b>	<b>449083</b>
<b>CM1-B (3)</b>	<b>130</b>	<b>0,90</b>	<b>2,36</b>	<b>75390</b>
<b>CM1-B (4)</b>	<b>110</b>	<b>0,77</b>	<b>2,00</b>	<b>738124</b>
<b>CM1-B (6)</b>	<b>130</b>	<b>0,9</b>	<b>2,36</b>	<b>106015</b>
CM1-B (a)	110	0,84	2,18	352771
CM1-B (b)	115	0,80	2,09	207460
CM1-B (c)	115	0,80	2,09	197850
CM1-B (d)	120	0,84	2,18	229130
CM1-B (e)	120	0,84	2,18	173530
CM1-B (f)	125	0,87	2,27	228710
CM1-B (g)	110	0,77	2,00	491453
CM1-B (h)	130	0,90	2,36	123193

**Tableau V.1:** Paramètres d'essais des éprouvettes de fatigue CM0-B et CM1-B dont les GPRs ont été considérées dans le cadre de cette étude statistique - Les chiffres ou lettres entre parenthèses indiquent le nom de l'éprouvette.

	Densité numérique $F_n$ (nb/mm <sup>2</sup> )		Densité surfacique $F_s$ (%)	
	Moyenne	Ecart-type	Moyenne	Ecart-type
CM0-B	0,118	0,028	4,76	1,46
CM1-B	0,142	0,051	7,83	1,27

**Tableau V.2:** Quantification de la proportion de GPRs présentes pour chacune des configurations matières CM0-B et CM1-B - Valeurs moyennes et écart-types associés des densités numérique  $F_n$  et surfacique  $F_s$  de GPRs.

en ce sens sur la distribution de taille des GPRs des deux configurations matières, toutes faces et matières confondues (figure V.3-a) tandis que la figure V.3-b compare les populations de GPRs observées sur deux faces d'une même éprouvette.



**Figure V.3:** Graphe représentant l'évolution du volume des GPRs (en  $\text{mm}^3$ ) en fonction de leur hauteur (en  $\mu\text{m}$ ) - a) toutes configurations matières et surfaces confondues (1975 GPRs au total) - b) pour deux éprouvettes CM0-B (CM0-B (a) et CM0-B (4)) en fonction de leur surface d'appartenance (face 1 ou face 2).

Un premier constat peut être fait à l'observation de ces deux graphes : les deux CMs possèdent globalement une même distribution de taille des GPRs. De même, aucune différence de distribution n'est visible d'une face à l'autre des éprouvettes dans le cas des éprouvettes CM0-B.

Des différences peuvent toutefois être observées entre les deux configurations matières lorsque l'on représente les valeurs moyennes des paramètres hauteur et volume calculés pour *chacune* des éprouvettes (figure V.4-a). La CM1-B apparaît comme celle présentant en surface les GPRs les plus volumineuses et les plus hautes. La figure V.4-b) qui présente des données similaires mais calculées cette fois sur les 10 plus grosses GPRs, révèle toutefois l'existence d'éprouvettes CM0-B présentant en surface des GPRs aussi volumineuses et hautes que certaines des GPRs observées sur des éprouvettes CM1-B. Il existe en effet une zone de recouvrement entre les deux CMs pour des volumes et hauteurs moyens respectivement de  $0,1 \text{ mm}^3$  et  $140 \mu\text{m}$ . En moyenne, cependant, le rapport hauteur sur longueur des GPRs est le même pour les deux configurations matières (tableau V.3) ce qui suggère une morphologie similaire des GPRs.

A partir de ces observations, nous avons tenté de définir plus précisément la géométrie des GPRs en faisant l'hypothèse de deux formes simples : le cône de révolution et la calotte sphérique. La figure V.5 permet de comparer les données volumiques expérimentales aux valeurs théoriques que l'on obtient pour les deux formes. La forme conique peut ainsi être considérée comme étant la plus représentative de nos GPRs. La figure V.6 propose une visualisation tridimensionnelle de ce constat.

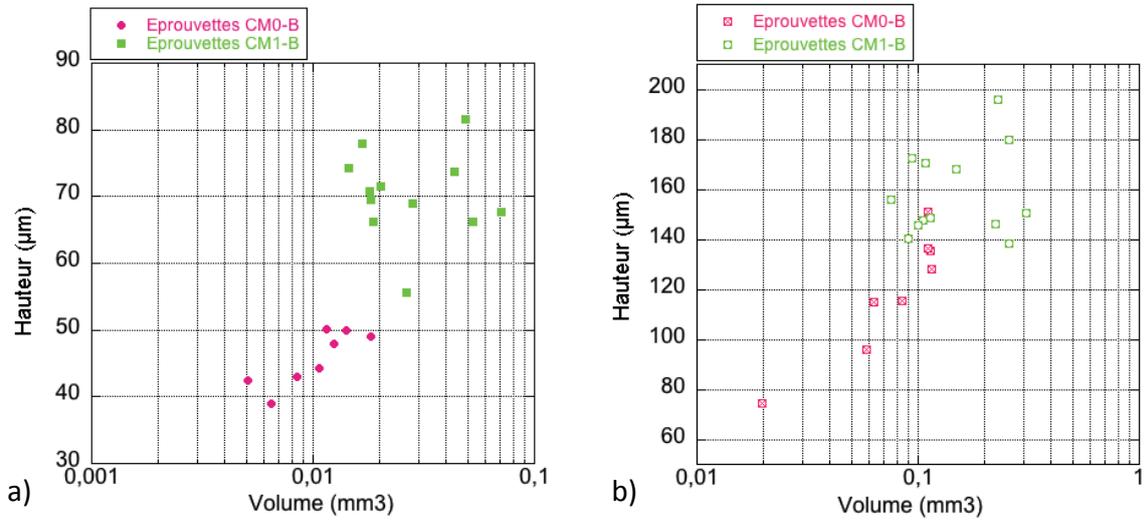


Figure V.4: Graphe représentant l'évolution du volume des GPRs (en mm<sup>3</sup>) en fonction de leur hauteur (en μm) - a) en moyenne sur l'intégralité des GPRs présentes en surface par éprouvette - b) en moyenne pour les 10 GPRs les plus volumineuses et/ou les plus hautes de chacune des éprouvettes.

	Hauteur (μm)		Rapport $\frac{Hauteur}{Longueur}$	
	Moyenne	Ecart-type	Moyenne	Ecart-type
CM0-B	45,71	4,12	0,0916	0,0387
CM1-B	70,07	6,33	0,0968	0,0360

Tableau V.3: Valeurs moyennes par CM (et écart-types associés) de la hauteur et du rapport hauteur sur longueur pour l'intégralité des GPRs analysées.

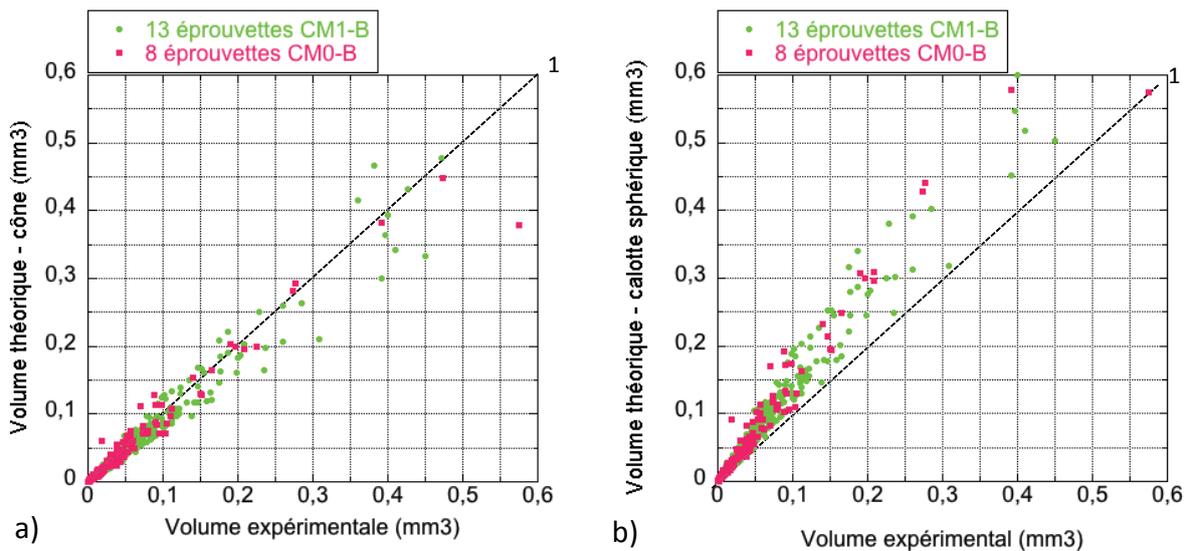


Figure V.5: Corrélation entre le volume théorique des GPRs calculé à partir des données expérimentales, suivant l'hypothèse de GPRs a) coniques de révolution et b) semi-sphériques, avec le volume réel des GPRs.

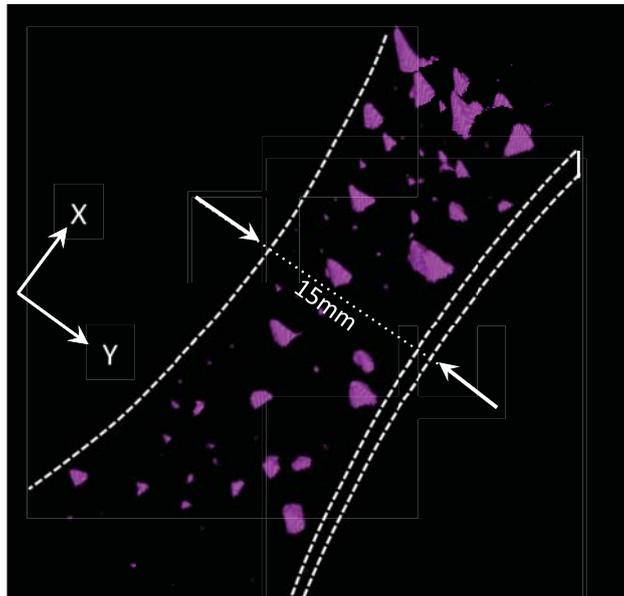


Figure V.6: Visualisation 3D des GPRs présent en surface d'une éprouvette de fatigue CM1-B à partir des données tomographiques - Le facteur d'échelle suivant l'axe  $z$  est 10 fois supérieur à celui des autres directions.

A ce stade, plusieurs conclusions partielles peuvent être faites :

- La matière CM1-B présente une quantité supérieure de GPRs en surface des éprouvettes.
- Les GPRs de la matière CM1-B sont en moyenne plus volumineuses et plus hautes que celle de la matière CM0-B.
- Malgré une telle différence dimensionnelle, la morphologie générale des GPRs est la même quelle que soit la CM : conique de révolution.

Dans ce qui suit, les GPRs responsables de la fissuration ont été étudiées indépendamment des autres afin de comparer leur caractéristiques géométriques, d'une part, à celles de la population de GPRs présente à la surface des éprouvettes CM1-B et, d'autre part, à celles mesurées pour les GPRs de la matière CM0-B; Matière pour laquelle les GPRs ne sont pas directement responsables de l'initiation de la rupture.

### V.1.2 Morphologie des GPRs responsables de la fissuration (matière CM1-B)

Les éprouvettes CM1-B montrent une sensibilité marquée à la présence de GPRs lors d'une sollicitation en fatigue, le présent chapitre portera donc essentiellement sur cette configuration matière.

Une première approche a consisté à isoler les GPRs responsables de la fissuration pour chacune des éprouvettes CM1-B afin d'en étudier les principaux paramètres morphologiques (hauteur, largeur, longueur, volume). La figure V.7 présente l'évolution de ces paramètres en fonction de la contrainte maximale de fatigue appliquée.

Qu'il s'agisse de la hauteur, de la longueur ou de la largeur des GPRs, aucune tendance

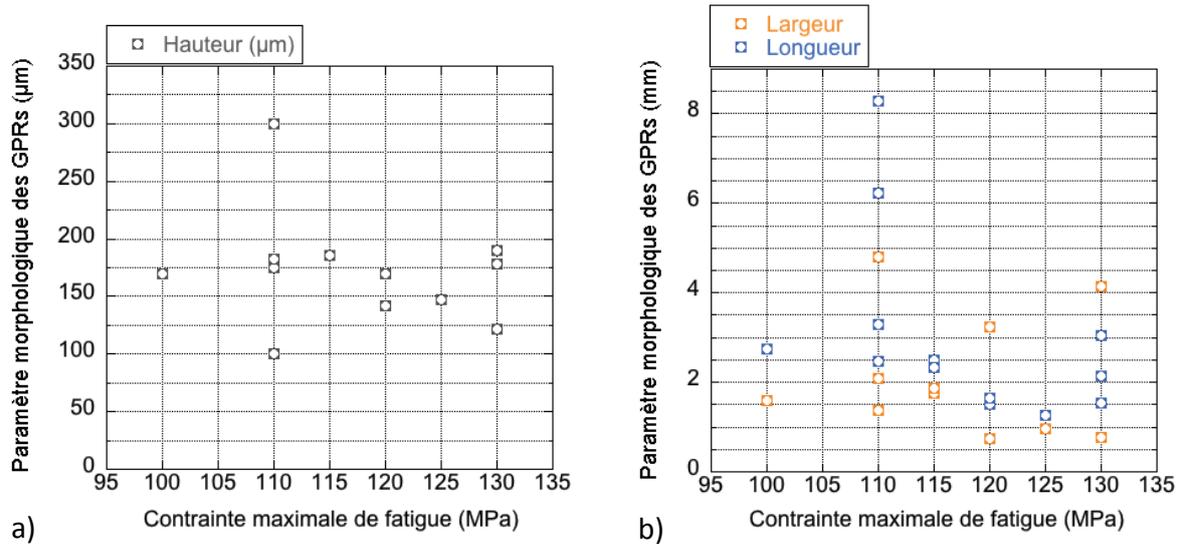


Figure V.7: Evolution a) de la hauteur - b) de la longueur et de la largeur des GPRs identifiées comme responsables de la fissuration en fatigue en fonction de la contrainte maximale de fatigue appliquée pour chacune des éprouvettes CM1-B analysées.

particulière ne se dessine à l'observation des courbes de cette figure. Une comparaison entre les différentes éprouvettes est cependant délicate car chacune d'entre elles présente, a priori, une distribution de défauts différente. Dans ce qui suit, nous nous sommes donc efforcés de situer ces dits défauts responsables de l'amorçage de fissures ayant mené à rupture au sein de la distribution de GPRs de chacune des éprouvettes considérées. La figure V.8 présente les résultats de cette analyse vis-à-vis des différents paramètres morphologiques des GPRs : longueur (figure V.8 a et b), largeur (figure V.8 c et d) et hauteur (figure V.8 e et f).

Pour une meilleure lisibilité, cette figure peut être scindée suivant deux types de représentation : la première, via les graphes a), c) et e), propose, pour chacune des éprouvettes de fatigue CM1-B et chacun des paramètres morphologiques, la valeur moyenne de toutes les GPRs, l'écart-type associé, la valeur maximale rencontrée ainsi que la valeur du paramètre pour la GPR responsable de la fissuration. Il est important de noter qu'une telle représentation ne prend pas en compte le lieu de fissuration proprement dit (en pied de GPR ou à coeur). La seconde représentation adoptée concerne les graphes b), d) et f). Ces derniers permettent un positionnement de la GPR responsable de la fissuration dans la fonction de répartition équivalente pour chacune des éprouvettes de fatigue et chacun des paramètres morphologiques.

Plusieurs informations importantes peuvent être tirées de l'analyse de ces différents graphiques :

- Les GPRs à l'origine de la fissuration ne sont pas nécessairement celles possédant les paramètres morphologiques les plus importants. En effet, seules 5 des 13 éprouvettes présentent une fissuration au niveau d'une GPR dont au moins un de ses paramètres morphologiques possède la valeur maximale rencontrée sur l'éprouvette. Pour 2 d'entre elles, ce constat se vérifie à la fois sur les paramètres hauteur et longueur de la GPR (respectivement CM1-B

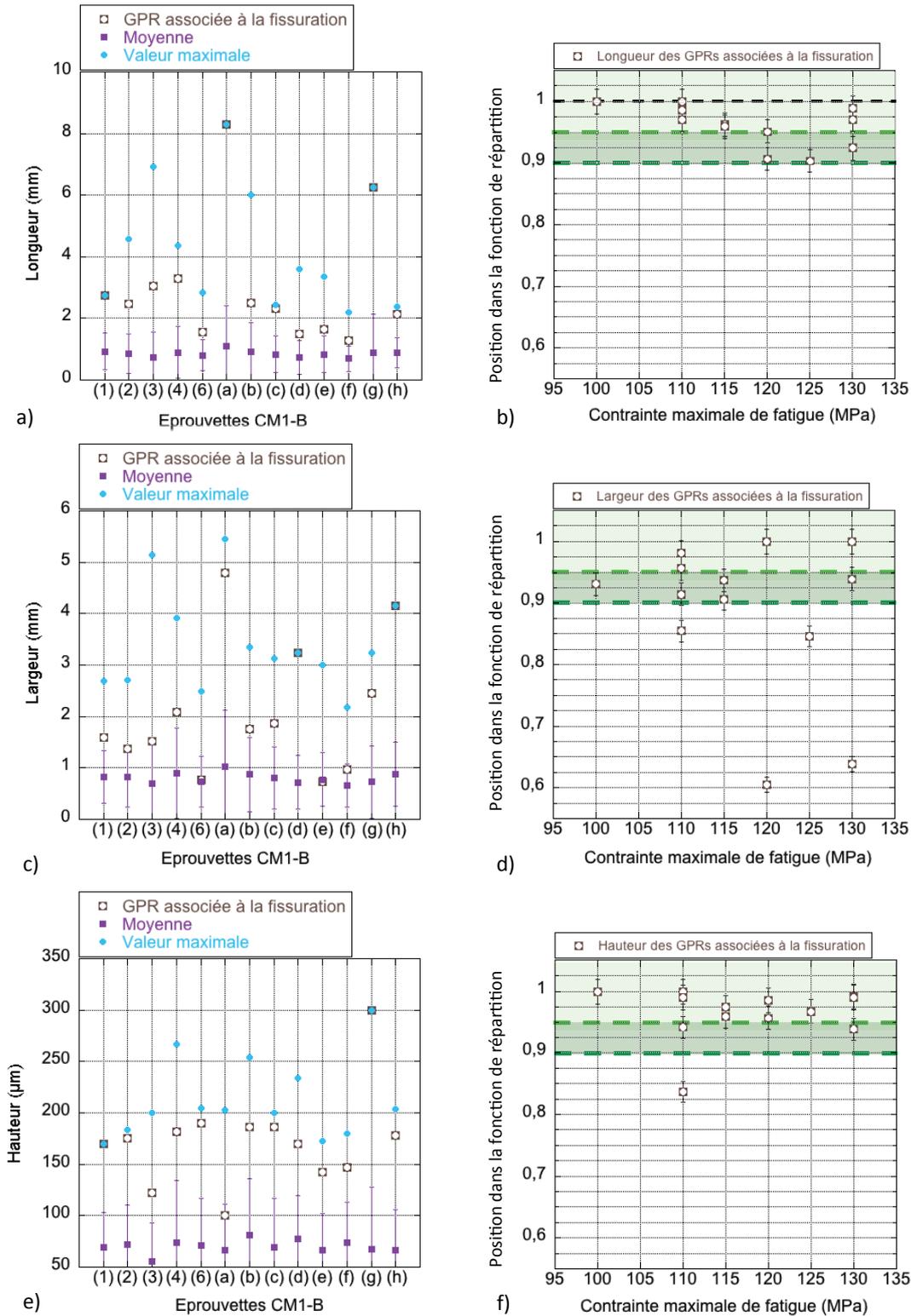


Figure V.8: Représentation des données relatives à la longueur (a et b), la largeur (c et d) et la hauteur (e et f) des GPRs responsables de la fissuration vis-à-vis de la population de GPRs présentes en surface de chacune des éprouvettes de fatigue - Les figures a), c) et e) exposent les données brutes en fonction des valeurs moyennes et maximales respectives rencontrées en surface des éprouvettes - Les figures b), d) et f) positionnent les GPRs incriminées dans leur fonction de répartition respectives en fonction de la contrainte de fatigue appliquée.

- (1) et CM1-B (6)).
- Les valeurs des GPRs associées à la fissuration en fatigue possèdent tout de même très majoritairement des dimensions supérieures à la moyenne des GPRs et ce, quel que soit le paramètre considéré. Seules certaines éprouvettes (4 sur 13) présentent une fissuration au niveau de GPRs dont les dimensions sont proches de la moyenne des GPRs ( $\pm$  l'écart-type). Il est alors intéressant de noter que ceci est observé pour le paramètre largeur des GPRs.
  - Les graphiques b), d) et f) confirment ces observations, notamment ceux relatifs à la hauteur et la longueur des GPRs. Pour chacun d'entre eux, les seuils de 90% et 95% ont été identifiés via des traits pointillés verts. La largeur apparaît dès lors comme étant le paramètre le moins restrictif des 3 paramètres étudiés. Cela souligne a contrario la forte influence des paramètres hauteur et longueur des GPRs sur la fissuration en fatigue.

Le tableau V.4 offre une quantification de cette dernière observation en renseignant le pourcentage d'éprouvettes dont la GPR à l'origine de la fissuration en fatigue présente des paramètres morphologiques appartenant aux 5 ou 10% des plus importants vis-à-vis des populations respectives de GPRs présentes en surface.

Paramètre X	X > 90% population	X > 95% population
Longueur	100	76,92
Largeur	69,23	30,77
Hauteur	92,30	76,92
Longueur et Hauteur	92,30	61,54

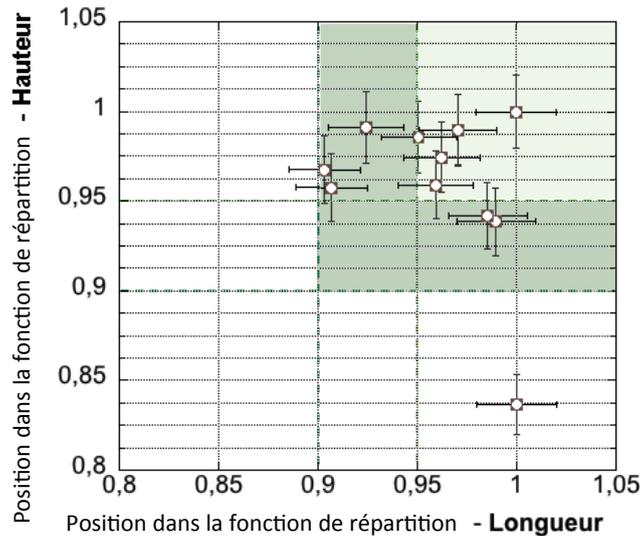
**Tableau V.4: Pourcentages d'éprouvettes de fatigue CM1-B ayant fissurées sur des GPRs dont les paramètres Longueur, Largeur et Hauteur appartiennent respectivement aux 10 ou 5% des GPRs les plus longues, larges ou hautes. Ces pourcentages sont également présentés pour un couplage des paramètres Longueur et Hauteur.**

La dernière ligne de ce tableau propose une combinaison des paramètres longueur et hauteur. Ces valeurs sont reprises et illustrées par la figure V.9. Certains points, deux fois deux points précisément, s'avèrent être confondus les uns avec les autres sur ce type de représentation du fait de valeurs identiques (à la précision considérée) : coordonnées [1;1] et [0.970; 0.990] dans les fonctions de répartition relatives respectivement à la longueur et la hauteur des GPRs.

### V.1.3 Etude comparative des GPRs responsables de la fissuration (matière CM1-B) vis-à-vis des GPRs de la matière CM0-B

Comme expliqué dans le précédent chapitre, la rupture en fatigue des éprouvettes CM1-B a été observée systématiquement au niveau d'une GPR, à l'inverse des éprouvettes CM0-B. Afin d'essayer de comprendre les raisons d'une telle différence, nous avons comparé les données paramétriques (hauteur et volume) des GPRs identifiées comme responsables de la fissuration pour la matière CM1-B avec l'intégralité de celles présentes en surface des éprouvettes de fatigue de la matière CM0-B.

Les résultats de cette analyse sont résumés sur la figure V.10 qui montre clairement que les GPRs responsables de la fissuration ont une hauteur et un volume largement supérieurs à la moyenne de celles rencontrées en surface de chacune des éprouvettes CM0-B (figure V.10-a). Bien que moins marqué, ce constat se vérifie également lorsque la moyenne des paramètres



**Figure V.9: Evolution de la fonction de distribution relative à la hauteur des GPRs responsables de la fissuration en fonction de celle relative à leur longueur - Comparaison des deux paramètres morphologiques identifiés comme étant les plus influents en terme d'endommagement en fatigue.**

hauteur et volume n'est effectuée que sur les 10 plus "grosses" GPRs présentes en surface des éprouvettes (figure V.10-b).

La figure V.10-c) offre une comparaison intéressante avec la seule GPR ayant été identifiée comme responsable de l'endommagement sur une éprouvette CM0-B (éprouvette  $CM0 - B(2)$ ). Celle-ci s'avère être de dimension comparable à celles des GPRs CM1-B.

A l'issue de l'examen de la figure V.10, il est possible d'en conclure que l'amorçage des fissures de fatigue ne semble se produire au niveau de GPRs que si celles-ci présentent une dimension (hauteur, volume) suffisamment importante, ce qui est systématiquement le cas pour la matière CM1-B mais reste exceptionnel pour la matière CM0-B.

Outre l'important gradient de microstructure qu'elles constituent vis-à-vis du reste du métal, les GPRs induisent également un important relief de surface qui génère vraisemblablement, par un effet de changement de section, une variation locale du niveau des contraintes induites dans l'éprouvette lors d'une sollicitation mécanique. L'objet de la seconde partie de ce chapitre est de quantifier cette influence géométrique des GPRs au travers d'une modélisation par éléments finis des éprouvettes de fatigue sur la base de données de tomographie X de laboratoire.

## V.2 Modélisation EF sur éprouvettes de fatigue réelles

Afin de quantifier l'influence géométrique de la présence des GPRs en surface des éprouvettes de fatigue, et ce quelle que soit la configuration matière, les données de tomographie X de laboratoire ont été utilisées pour modéliser une éprouvette de fatigue représentative de la réalité. Les différentes étapes numériques de cette approche, qui va de l'utilisation des données 3D jusqu'à l'exploitation des résultats de modélisation EF sous le logiciel Image J, sont résumés

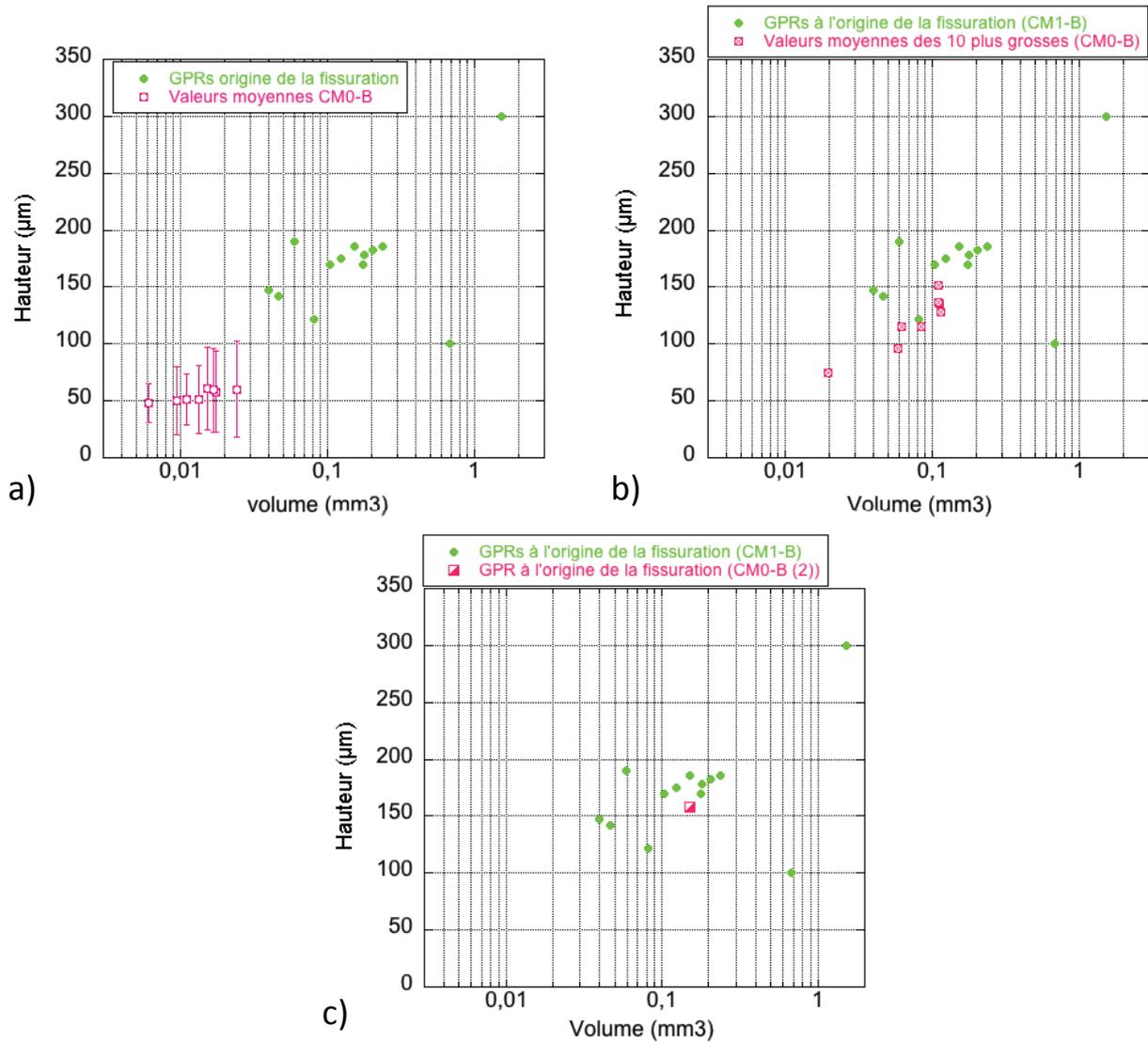


Figure V.10: Graphes représentant l'évolution de la hauteur (en  $\mu\text{m}$ ) des GPRs CM1-B identifiées comme responsables de la fissuration en fonction de leur volume (en  $\text{mm}^3$ ) - a) Comparaison avec la moyenne des GPRs rencontrées en surface des éprouvettes CM0-B, toutes surfaces confondues - b) Comparaison avec la moyenne des 10 GPRs les "plus volumineuses" pour chacune des éprouvettes CM0-B, toutes surfaces confondues - c) La GPR identifiée comme responsable de la fissuration pour l'éprouvette CM0-B (2).

sur la figure V.11 (pour une explication complète de chacune des étapes, se référer à l'annexe A).

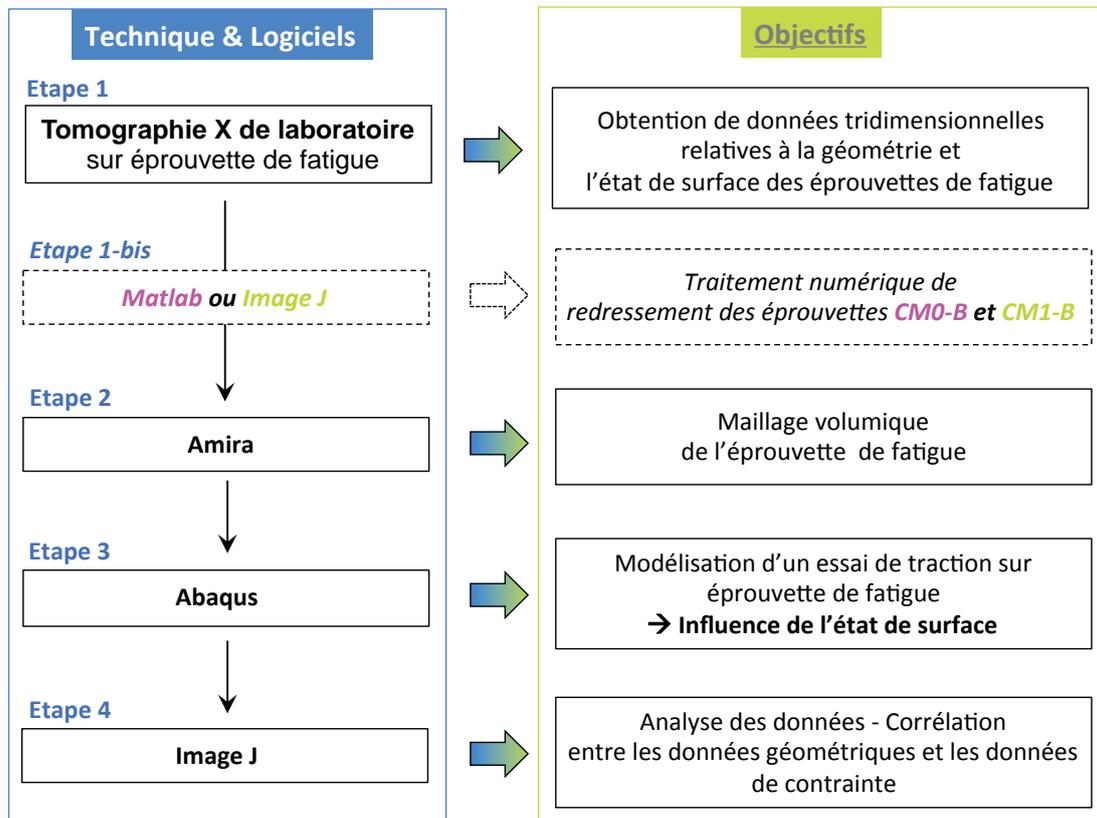


Figure V.11: Organigramme résumant les principales étapes de traitement des données permettant d'analyser l'influence géométrique des GPRs sur le niveau de contrainte au sein des éprouvettes de fatigue, à partir des données de tomographie X de laboratoire.

Les paragraphes qui suivent porteront essentiellement sur la dernière étape de traitement des données (*étape4*) et la corrélation qui a pu être établie entre les données paramétriques liées aux GPRs, notamment celles responsables de la fissuration, et les données de contrainte issues de la modélisation sous Abaqus (*étape3*). Au préalable, nous définissons les conditions utilisées pour le calcul EF des contraintes.

### V.2.1 Paramètres d'étude & Lois de comportement

Bien qu'il s'agisse d'une étude du comportement *cyclique* de structures brasées, nous avons fait le choix d'une modélisation **statique monotone** de l'influence géométrique des gouttes de placage. En effet, il s'agit dans cette partie de tester l'hypothèse selon laquelle des fissures de fatigue au niveau des GPRs peut être corrélée à la modification locale du champ de contrainte, en dehors de toute considération sur la microstructure présente dans ces gouttes. Dans un premier temps, le comportement du matériau sera considéré comme homogène<sup>5</sup> et l'on s'intéressera aux zones susceptibles de plastifier lors du *premier cycle* de chargement en faisant l'hypothèse (assez couramment admise) que cette plastification est responsable de l'amorçage

5. La tomographie de laboratoire ne nous donne pas accès à la microstructure des gouttes.

des fissures. Ceci est en accord avec les résultats du chapitre IV qui ont montré que le caractère fragile des phases constituant les GPRs s'accommodait mal d'une déformation plastique et aboutissait à un endommagement local de la matière. L'intérêt du calcul mené ici est d'être basé sur la **géométrie réelle** des gouttes et de pouvoir d'une part, comparer les différents niveaux de contrainte atteint au niveau des différentes GPRs et, bien évidemment, de corrélérer ces niveaux au lieu d'amorçage de la fissure ayant mené à rupture.

La première étape de notre étude a consisté à comparer les résultats de calculs élastiques et élasto-plastiques. Pour ce faire, les lois de comportement expérimentales de chacune des configurations matières (figure V.12), obtenues à partir d'essais de traction, ont été introduites dans le logiciel Abaqus pour la modélisation de l'éprouvette **CM1-B (1)** afin d'en comparer les résultats avec ceux d'un calcul en élasticité pure ( $E=70\ 000$  MPa,  $\nu=0,33$ ). **A noter que toutes les données en contraintes présentées dans la suite de ce chapitre correspondent à une réponse du matériau pour une déformation de 0,2%, via un déplacement imposé sur la partie supérieure de l'éprouvette de fatigue (voir l'annexe A).**

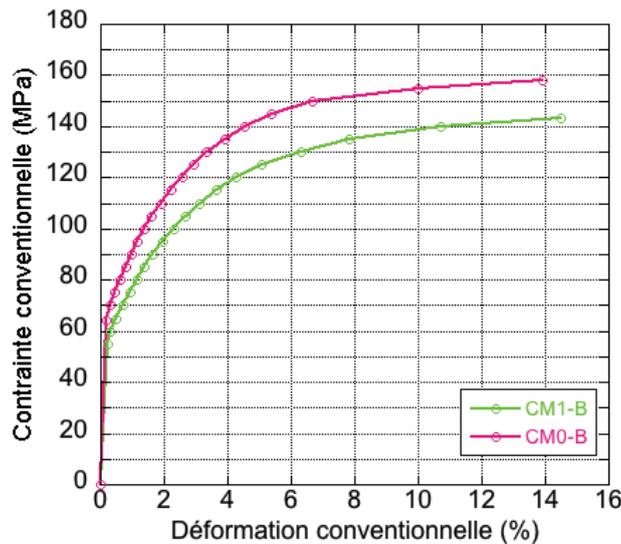


Figure V.12: Courbes de traction conventionnelles expérimentales des matières CM0-B et CM1-B.

La figure V.13 offre une visualisation des résultats obtenus respectivement en élasticité pure (figure V.13-a) et en élasto-plasticité (figure V.13-b) pour la contrainte  $\sigma_{11}$  correspondant à la contrainte dans la direction de traction.

Qualitativement, les deux lois de comportement aboutissent à des résultats à peu près similaires. En effet, le point important à observer est la formation de zones de concentration de contraintes de traction, essentiellement surfaciques, visibles en pied de GPRs et ce, quelle que soit la loi de comportement adoptée (cf. zooms réalisés sur les figures V.13-a) et b)). Les niveaux de contraintes atteints dans le cas d'une approche purement élastique s'avèrent bien évidemment incohérents vis-à-vis des caractéristiques mécaniques de nos éprouvettes et, de fait,

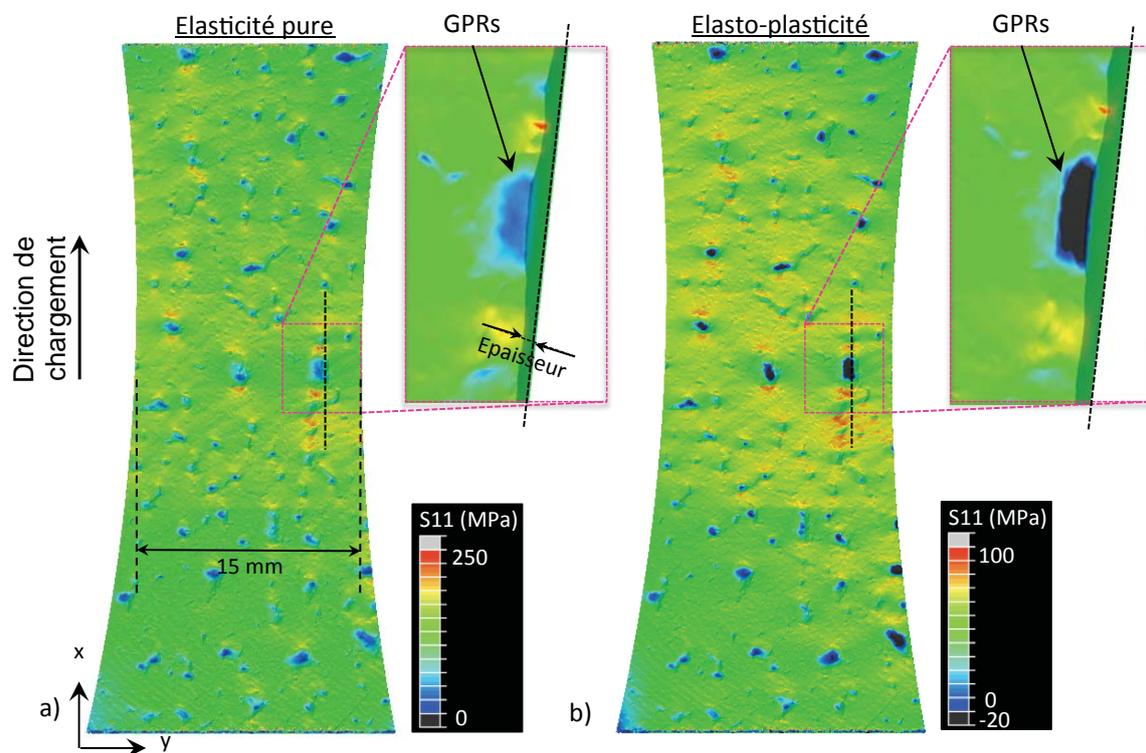


Figure V.13: Visualisation des résultats de la modélisation d'un essai de traction sur éprouvette de fatigue  $CM1 - B(1)$  suivant respectivement une loi de comportement - a) élastique pure - b) élasto-plastique  $CM1-B$  - Mise en évidence de zones de concentration de contraintes surfaciques à proximité des GPRs. On constate une forte analogie des résultats quelle que soit la loi de comportement adoptée.

de l'approche empirique élasto-plastique. Dans le cas de l'approche élasto-plastique, une zone de compression est observée au coeur des GPRs.

L'annexe B offre une analyse simplifiée des différences et similitudes observées en fonction de la loi de comportement adoptée. Celle-ci se base sur la modélisation d'une GPR bi-dimensionnelle en traction simple uniaxiale. Le rapport d'aspect *Longueur/Hauteur* de la GPR ainsi modélisée est de **0,1** ce qui correspond à la moyenne des rapports d'aspect de GPRs présentes à la surface des éprouvettes de fatigue. Cette annexe B met notamment en évidence la très nette analogie existante entre les variations de contraintes induites en surface ou à coeur des éprouvettes de fatigue, que la loi de comportement utilisée soit élastique ou élasto-plastique (figure B.3). Outre le rôle de la loi de comportement, celle-ci illustre également l'influence de la hauteur des GPRs, à rapport d'aspect égal, sur les contraintes induites dans l'éprouvette dans le cas d'une approche élastique.

Vis-à-vis des différents résultats ainsi proposés, l'approche élastique, nettement moins chronophage et énergivore en terme de calcul que son homologue élasto-plastique<sup>6</sup>, s'avère être suffisante et tout à fait cohérente pour apprécier l'influence géométrique des GPRs présentes en surface (annexe B). La zone de compression observée sur la figure V.13 est observable uniquement à coeur des GPRs et ne sera donc pas incluse dans l'analyse des contraintes effectuée dans la suite de ce chapitre. Une approche élastique offre de plus l'avantage, pour un état de déformation donné, de discrétiser les contraintes atteintes en pied de GPRs sur une gamme plus large de valeurs. Celle-ci sera donc adoptée dans l'intégralité des modélisations présentées dans la suite de ce chapitre.

Le prochain paragraphe s'attache à décrire plus précisément les variations de contraintes induites à coeur des éprouvettes de fatigue du fait de GPRs en surface. Une analogie pourra alors être faite avec l'annexe B sur éprouvette modèle 2D.

## V.2.2 Observations générales - Influence géométrique des GPRs

La présence des GPRs est à l'origine d'importantes variations de contraintes  $\sigma_{11}$  (suivant l'axe de sollicitation) aussi bien en surface que dans l'épaisseur des éprouvettes de fatigue. La figure V.14, relative à l'éprouvette CM1-B (1), illustre de telles variations surfaciques (figure V.14-a) et volumiques (figure V.14-b) telles qu'elles sont observables une fois les données Abaqus exportées vers le logiciel Image J (*étape 4*).

La figure V.15 propose une quantification de ces variations de contraintes  $S_{11}$  via les deux profils identifiés par des traits pointillés noirs sur la figure V.14-b). Ces derniers décrivent respectivement l'évolution de la contrainte  $S_{11}$  suivant l'épaisseur de l'éprouvette de fatigue CM1-B (1), en pied et dans la GPR responsable de la fissuration en fatigue. Une inversion des gradients de contraintes dans l'épaisseur est alors très nettement observable entre les deux profils. Ainsi alors que la contrainte  $S_{11}$  augmente progressivement dans l'épaisseur pour être maximale en pied de GPR, celle-ci diminue linéairement à coeur de la GPR<sup>7</sup>, avec un maximum localisé en regard de la goutte au niveau de la surface opposée.

Cette figure V.15 met également en évidence l'existence d'une importante variation de contrainte, notée  $\Delta_{S_{11}}$ , en surface des éprouvettes. De tels gradients de contraintes peuvent

---

6. Point d'autant plus vrai pour des calculs 3D avec maillage volumique.

7. Les calculs élasto-plastiques mettent en évidence un état de contrainte compressif à coeur des GPRs.

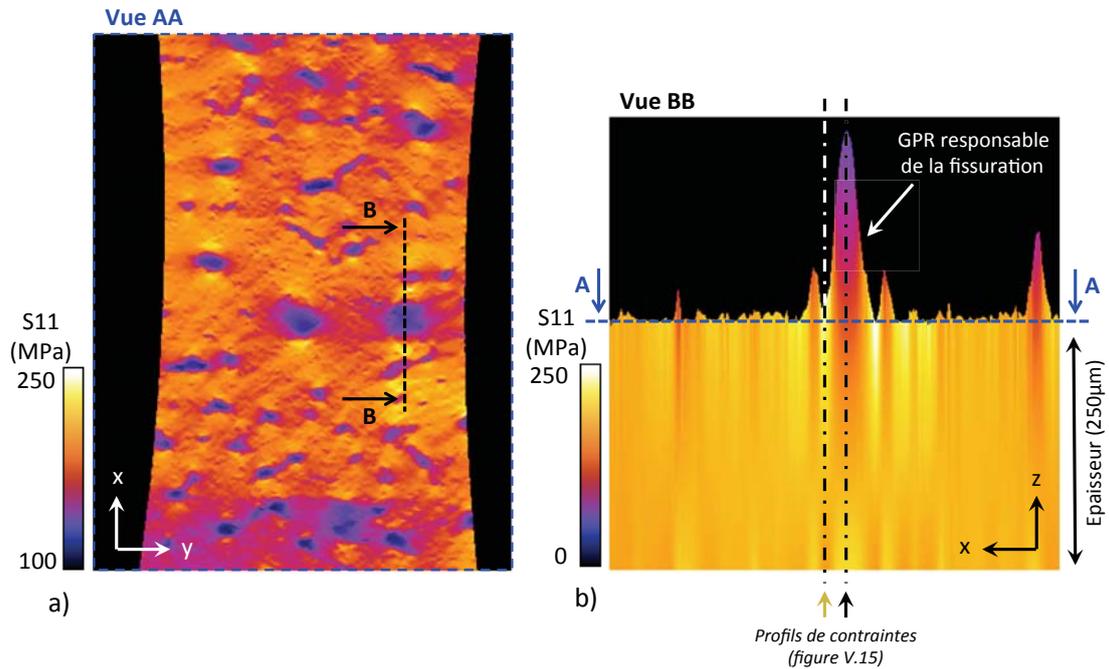


Figure V.14: Visualisation via le logiciel Image J (étape4) de l'état de contraintes S11 suivant l'axe de sollicitation  $x$  -a) en surface suivant la coupe AA -b) dans l'épaisseur suivant la coupe BB (échelles différentes pour  $x$  et  $z$  -  $z$  est à l'échelle)- Les droites en traits pointillés noirs correspondent aux profils de contraintes S11 observables sur la figure V.15 - Les coupes sont toutes deux centrées sur la GPR identifiée comme responsable de la fissuration en fatigue -

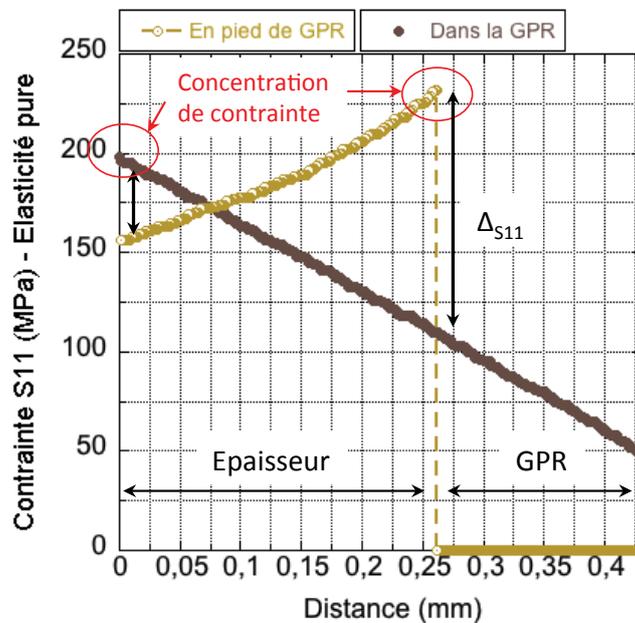


Figure V.15: Evolution de la contrainte  $S_{11}$  en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette suivant les profils définis sur la figure V.14-b) - Mise en évidence de gradients de contraintes inverses que l'on soit en pied ou au niveau de la GPR.

clairement être reliés aux phénomènes de fissuration en pied de GPRs observés dans le chapitre précédent, via notamment l'essai de traction in-situ au MEB réalisé sur la matière CM1-B (cf. paragraphe IV.2.3.a). Ils expliquent entre autres la difficulté de cycler les éprouvettes de fatigue à des niveaux de contrainte appliquée tels que le rapport  $\Sigma_R$  soit supérieur à 0,9.

Les variations de contrainte ainsi induites par les GPRs sont fortement dépendantes de la dimension des GPRs et de leur répartition les unes par rapport aux autres à la surface des éprouvettes (annexe B). Ce dernier paramètre n'ayant pu être correctement exploité et quantifié faute de temps, la suite du chapitre portera exclusivement sur l'influence de la géométrie des GPRs vis-à-vis des concentrations de contraintes induites. Une attention toute particulière sera portée aux GPRs de la matière CM1-B qui ont été identifiées comme responsables de la fissuration.

Toutefois, les éprouvettes de fatigue présentent une variation de section importante. Ainsi le niveau de contrainte atteint en pied de GPR va dépendre d'une part, des dimensions de la goutte et, d'autre part, de la position de celle-ci sur l'éprouvette. La modélisation tri-dimensionnelle d'une éprouvette de fatigue nous a permis de quantifier précisément le facteur de concentration de contraintes  $K_{\text{apparent}}$ <sup>8</sup> à tout endroit de la section utile (figure V.16). Nous avons dès lors pu corriger les valeurs de contraintes relevées à proximité des GPRs en fonction de leur position sur l'éprouvette de fatigue. Ces contraintes seront appelées contraintes S11 "*corrigées*" dans la suite de cette étude. Elles permettent de comparer les gouttes des différentes éprouvettes entre elles, indépendamment de leurs positions respectives.

### V.2.3 Approche quantitative de l'influence géométrique des GPRs

Les précédents chapitres relatifs à l'étude paramétrique des GPRs ont révélé une supériorité dimensionnelle très nette des GPRs présentes en surface de la matière CM1-B vis-à-vis de celles présentes en surface de la matière CM0-B. Dès lors, à la vue des résultats présentés dans le paragraphe précédent ainsi que dans l'annexe B, plusieurs hypothèses peuvent être faites quant aux raisons d'une sensibilité accrue de la nuance CM1-B à la présence des GPRs en surface :

- **Hypothèse 1** - Le niveau de contrainte généré à la surface des éprouvettes CM1-B est globalement supérieur à celui obtenu pour les éprouvettes CM0-B.
- **Hypothèse 2** - L'amorçage des fissures de fatigue se produit sur les GPRs qui induisent (par simple effet géométrique) un haut niveau de contrainte, atteint, par extrapolation de l'hypothèse 1, majoritairement en surface des éprouvettes CM1-B.

La suite du présent chapitre est construite de manière à tester ces deux hypothèses. Une attention toute particulière sera portée aux GPRs CM1-B responsables de la fissuration, à l'image de l'analyse paramétrique effectuée dans la première partie de ce chapitre.

#### V.2.3.a Hypothèse 1 - Eprouvettes CM0-B vs. CM1-B

La figure V.17 est porteuse de nombreuses informations susceptibles de répondre à la première hypothèse énoncée. Elle présente deux graphiques représentatifs de la fonction

---

8.  $K_{\text{apparent}} = (\text{Contrainte locale}) / (\text{Contrainte au niveau des têtes de l'éprouvette})$  - Cette valeur ne correspond pas au facteur de concentration de contrainte  $K_t$  généralement utilisé puisqu'il prend en compte à la fois l'effet d'entaille et l'effet de variation de la section.

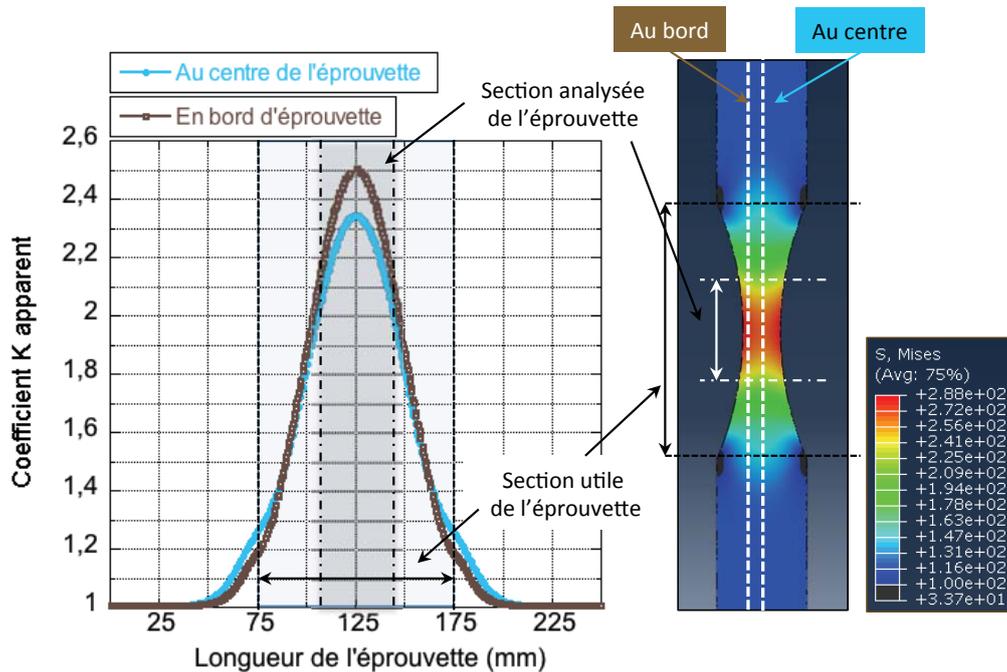


Figure V.16: Evolution de la contrainte  $S_{11}$  (MPa), du facteur de concentration de contrainte apparent  $K_{apparent}$  et de la variation de largeur en fonction de la longueur de la section utile de l'éprouvette de fatigue - Modélisation EF d'une éprouvette parfaite sans GPR suivant une loi de comportement élastique pure.

de répartition des contraintes  $S_{11}$  et  $S_{11}$  "corrigées" relatives respectivement aux GPRs d'éprouvettes de fatigue CM1-B (figure V.17-a) et d'éprouvettes de fatigue CM0-B (figure V.17-b). Dans ce second graphe, les faces de chacune des éprouvettes CM0-B ont été dissociées et comparées aux données de l'éprouvette CM1-B (f). Cette dernière a été volontairement choisie car présentant des valeurs de contraintes  $S_{11}$  qui minorent celles des autres éprouvettes CM1-B. Le choix a été fait de ne pas représenter l'intégralité des éprouvettes de fatigue afin de conserver une bonne lisibilité des données. Les conclusions qui seront faites restent toutefois transposables à l'intégralité des éprouvettes.

L'analyse de la figure V.17-a) permet en premier lieu d'apprécier l'impact de la correction effectuée sur les données de contraintes  $S_{11}$  pour soustraire l'influence de la variation de section des éprouvettes de fatigue. Outre la diminution significative des valeurs de contraintes du fait du calcul de  $K_{apparent}$  appliqué, il en résulte principalement une diminution générale de la pente des fonctions de répartition relatives aux données de contrainte  $S_{11}$  "corrigées" vis-à-vis des données brutes. Ceci traduit d'une forte sensibilité des GPRs vis-à-vis de leur position en surface des éprouvettes de fatigue. Cette figure V.17-a) met de plus en évidence l'importante similitude existante entre les fonctions de répartition relatives aux contraintes  $S_{11}$  des éprouvettes de fatigue CM1-B considérées. Cela va de pair avec les similitudes morphologiques des GPRs rapportées précédemment et se traduit par une diminution des écarts entre les fonctions de répartition des contraintes  $S_{11}$  une fois les données corrigées.

La figure V.17-b) permet de tirer, globalement, les mêmes conclusions quant à l'influence de la répartition des GPRs en surface des éprouvettes CM0-B. Les états de contraintes générés

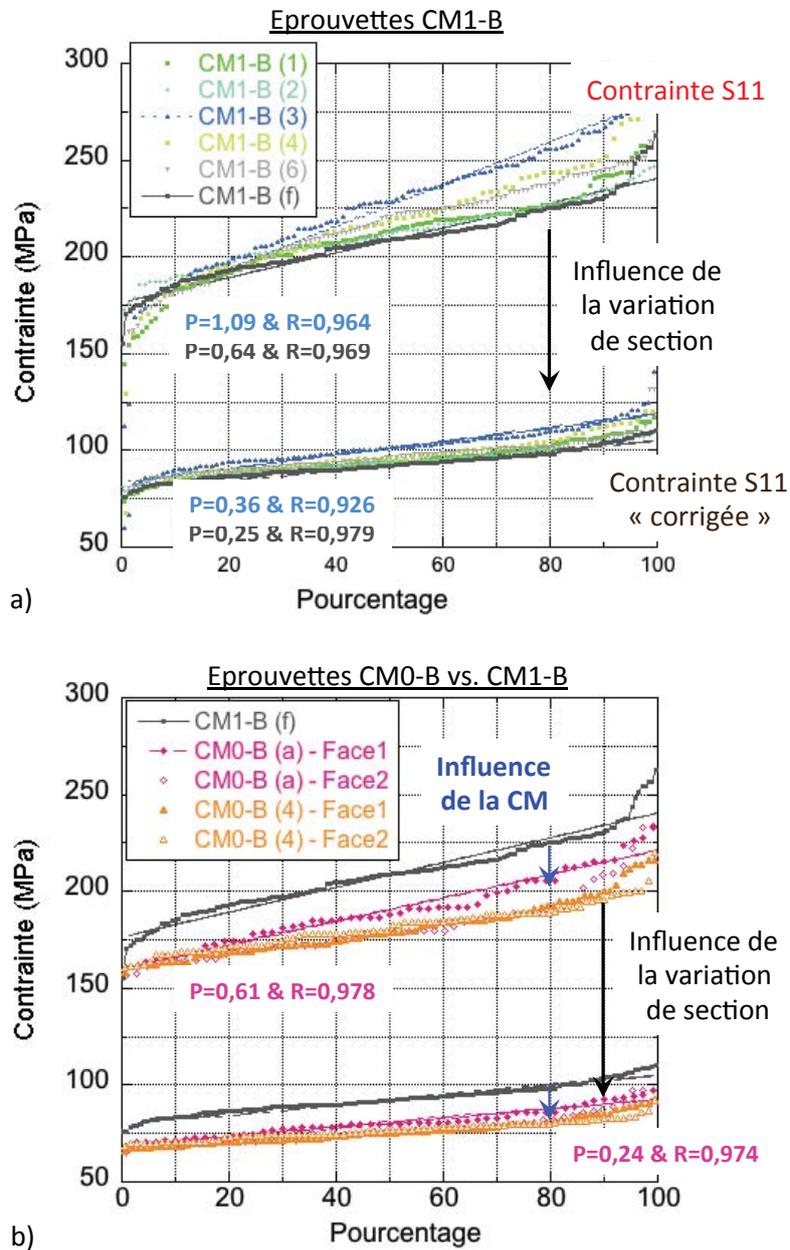


Figure V.17: Fonction de répartition des contraintes  $S_{11}$  "corrigées" et "non corrigées" associées aux GPRs présentes en surface respectivement a) de 6 des 13 éprouvettes de fatigue CM1-B ((1), (2), (3), (4), (6) et (f)) et - b) de 2 des 8 éprouvettes de fatigue CM0-B ((a) et (4)) - Cette seconde figure permet la comparaison entre les CMs via l'éprouvette CM1-B (f) - L'influence de la position des GPRs en surface des éprouvettes de fatigue est ainsi mise en évidence pour les deux configurations matières ( $p$  : la pente des droites de régression linéaire et  $R$  : le coefficient de corrélation).

en surface de ces éprouvettes de fatigue CM0-B sont de plus identiques quelle que soit la face considérée. Cette figure V.17-b) met par contre en évidence une réelle différence entre les configurations matières CM0-B et CM1-B, qu'il s'agisse des données de contraintes  $S_{11}$  corrigées ou non. Il apparaît en effet que les éprouvettes CM0-B présentent un état de contrainte en surface très nettement **inférieur à celui rencontré à la surface des éprouvettes CM1-B**. Un tel écart entre les CMs peut une nouvelle fois être corrélé avec les données morphologiques des GPRs et notamment aux plus faibles dimensions de GPRs rencontrées en surface des éprouvettes CM0-B.

La figure V.18 renforce la corrélation entre la morphologie des GPRs et l'état de contrainte  $S_{11}$  "corrigées" dont elles sont responsables. Il est intéressant de noter sur cette figure que la hiérarchie observée entre les fonctions de répartitions relatives aux contraintes  $S_{11}$  induites par les GPRs des éprouvettes CM1-B est quasiment transposable aux fonctions de répartitions volumiques de ces mêmes GPRs (figure V.18-a). Ce constat est également valable pour les éprouvettes CM0-B (figure V.18-b). Il apparaît de plus que l'éprouvette CM1-B (f) présente globalement une proportion de GPRs volumineuses plus importantes que les éprouvettes CM0-B ici considérées. A titre d'exemple, d'après cette figure V.18-b), plus de 20% des GPRs de l'éprouvette CM1-B (f) présente un volume supérieur à  $0,025 \text{ mm}^3$  contre seulement 5 à 10 % des GPRs des éprouvettes CM0-B.

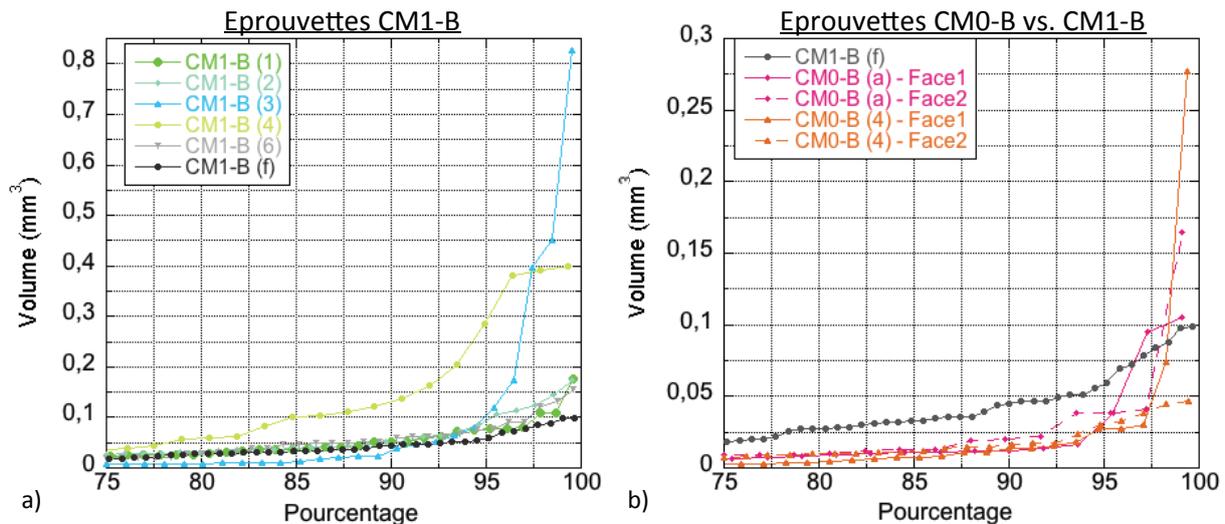


Figure V.18: Fonction de répartition volumique des GPRs présentes en surface respectivement a) de 6 des 13 éprouvettes de fatigue CM1-B ((1), (2), (3), (4), (6) et (f)) et - b) de 2 des 8 éprouvettes de fatigue CM0-B ((a) et (4)) - Le code couleur adopté est le même que pour la figure V.17 et permet une comparaison directe entre les deux figures.

Les différents constats effectués dans ce paragraphe via l'exploitation des données générales de contrainte  $S_{11}$  associées aux GPRs confirment au final l'hypothèse 1 selon laquelle il existe en effet un état de contrainte en surface côté 4045 des éprouvettes CM1-B supérieur à celui rencontré en surface des éprouvettes CM0-B. Ce constat n'explique toutefois que partiellement la plus grande sensibilité de la nuance CM1-B à la présence de GPRs car aucune attention particulière n'a été portée jusqu'à présent aux GPRs identifiées comme responsables de la fissuration en fatigue. Tel est l'objet du prochain paragraphe qui tentera par la même occasion d'apporter une réponse à la seconde hypothèse formulée.

### V.2.3.b Hypothèse 2 - Etude des GPRs responsables de la fissuration (CM1-B)

L'approche adoptée dans ce paragraphe est analogue à celle proposée précédemment dans le paragraphe V.1.2 relatif à la morphologie des GPRs responsables de la fissuration. Seules les valeurs de contraintes  $S_{11}$  et  $S_{11}$  "corrigées" liées à ces mêmes GPRs seront considérées. Elles seront, dans un premier temps, confrontées les unes aux autres puis, dans un second temps, positionnées dans leur fonction de répartition relative.

La figure V.19 propose ainsi en premier lieu une vue générale des valeurs de contraintes  $S_{11}$  brutes et "corrigées" associées aux GPRs responsables de la fissuration pour chacune des 13 éprouvettes de fatigue étudiées. Ces données sont à comparer aux valeurs moyennes calculées pour l'intégralité des éprouvettes, toutes GPRs confondues (moyennes matérialisées par des traits pointillés de couleur). Les écarts-types associés à ces valeurs moyennes générales ont été matérialisés par des bandes de couleurs respectivement rouge et marron.

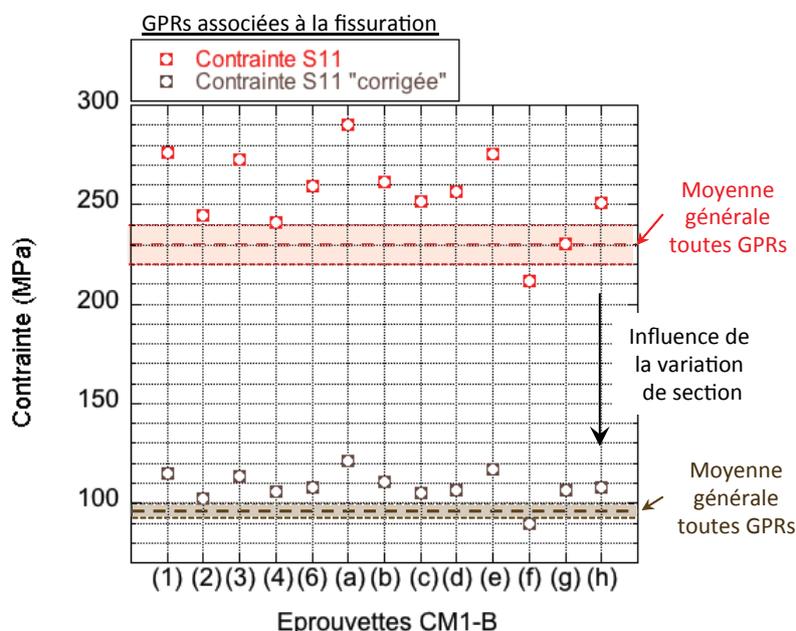


Figure V.19: Valeurs des contraintes  $S_{11}$  et  $S_{11}$  "corrigées" induites en surface par les GPRs associées à la fissuration en fatigue des éprouvettes CM1-B - Les moyennes générales et écart-types associés ont été calculées pour toutes les éprouvettes et GPRs confondues.

Via cette seule représentation des données, il apparaît d'ores et déjà que les GPRs ayant menées à la fissuration génèrent des concentrations de contrainte en surface nettement supérieures à celles générées par la moyenne des GPRs et ce, que la contrainte considérée soit corrigée ou non. En effet, seules deux éprouvettes sur les treize étudiées présentent une valeur de contrainte  $S_{11}$  induite égale ou inférieure à la moyenne des GPRs. Ce chiffre est même ramené à un si l'on considère les valeurs de contrainte  $S_{11}$  "corrigées".

De manière analogue à ce qui a été observé dans le paragraphe précédent, la correction liée aux positionnement des GPRs induit une diminution significative de la dispersion des valeurs de contrainte en pied de ces GPRs. En effet, pour ces dernières, la moyenne des contraintes  $S_{11}$

et  $S_{11}$  "corrigée" passe de  $255,7 \pm 20,1$  MPa à  $110,4 \pm 9,3$  MPa.

Ces GPRs "critiques" induisent des valeurs de contrainte (calculées) relativement proches, ce qui semble suggérer l'existence d'un seuil pour l'amorçage de la fissuration en fatigue. Toutefois ces seules données brutes n'autorisent pas une comparaison rigoureuse des éprouvettes les unes par rapport aux autres, pour laquelle il est indispensable de prendre en compte l'intégralité de la population de GPRs présente en surface de chacune des éprouvettes.

Un tel travail est proposé dans la figure V.20 pour chacune des contraintes  $S_{11}$  (avant et après correction). Cette figure est construite de manière analogue à la figure V.8, relative aux paramètres *Longueur*, *Largeur* et *Hauteur* des GPRs. Elle met ainsi en regard d'une part, les données de contraintes brutes  $S_{11}$  et  $S_{11}$  "corrigées" des GPRs responsables de la fissuration avec les valeurs moyennes et maximales induites en surface par les autres GPRs (figure V.20-a et c) et, d'autre part, la position de ces mêmes GPRs dans leur fonction de répartition respective en fonction de la contrainte de fatigue expérimentale appliquée (figure V.20-b et d).

Il est intéressant de noter que seules trois éprouvettes CM1-B sur les treize analysées ont présenté une fissuration au niveau de la GPRs ayant induit la concentration de contrainte  $S_{11}$  maximale (ce chiffre est ramené à un si l'on considère la contrainte  $S_{11}$  "corrigée"). Ce nombre est inférieur à celui déterminé à partir de la figure V.8 où cinq éprouvettes sur treize présentaient un phénomène de fissuration sur une GPR dont l'un des paramètres stéréologiques était maximal. Seules deux éprouvettes sont communes à ces deux analyses : les éprouvettes CM1-B (1) et CM1-B (d).

L'analyse des figures V.20-b) et d) permet de plus d'apprécier une diminution globale du positionnement des GPRs dans leur fonction de répartition respective une fois les données de contraintes  $S_{11}$  "corrigées". En effet, alors que la moyenne des GPRs se porte à  $0,89 \pm 0,12$  lorsque l'on considère les données de contraintes  $S_{11}$ , cette moyenne n'est plus que de  $0,84 \pm 0,16$  lorsque l'on considère les données de contraintes  $S_{11}$  "corrigées". Une telle évolution de la valeur moyenne souligne l'influence significative du positionnement des GPRs vis-à-vis de la variation de section de l'éprouvette de fatigue.

La figure V.21 offre une visualisation simplifiée de ce dernier constat avec la possibilité d'apprécier au cas par cas l'évolution du positionnement des GPRs dans leur fonction de répartition respective une fois la correction de contrainte appliquée.

Ces différents graphes mettent au final en évidence le fait que les GPRs responsables de la fissuration ne font pas systématiquement partie des GPRs induisant une contrainte  $S_{11}$  corrigée la plus importante (2 sur 13 dans les 5% les plus importantes). **La seule morphologie des GPRs n'est donc pas responsable de la fissuration.** En outre, même si ces valeurs de contrainte en pied de GPRs sont en moyenne plus importantes que celles corrigées, la fissuration en fatigue n'intervient pas systématiquement au niveau de la zone de concentration de contrainte  $S_{11}$  maximale telle que le supposerait une influence purement géométrique des GPRs présentes en surface (cinq sur treize dans les 5% les plus importantes).

Jusqu'à présent dans ce chapitre, nous n'avons pas fait la distinction entre une fissuration en pied de GPR ou à coeur. Or, d'après le précédent chapitre relatif aux mécanismes d'endommagement en fatigue, les GPRs des éprouvettes CM1-B présentent un endommagement à coeur

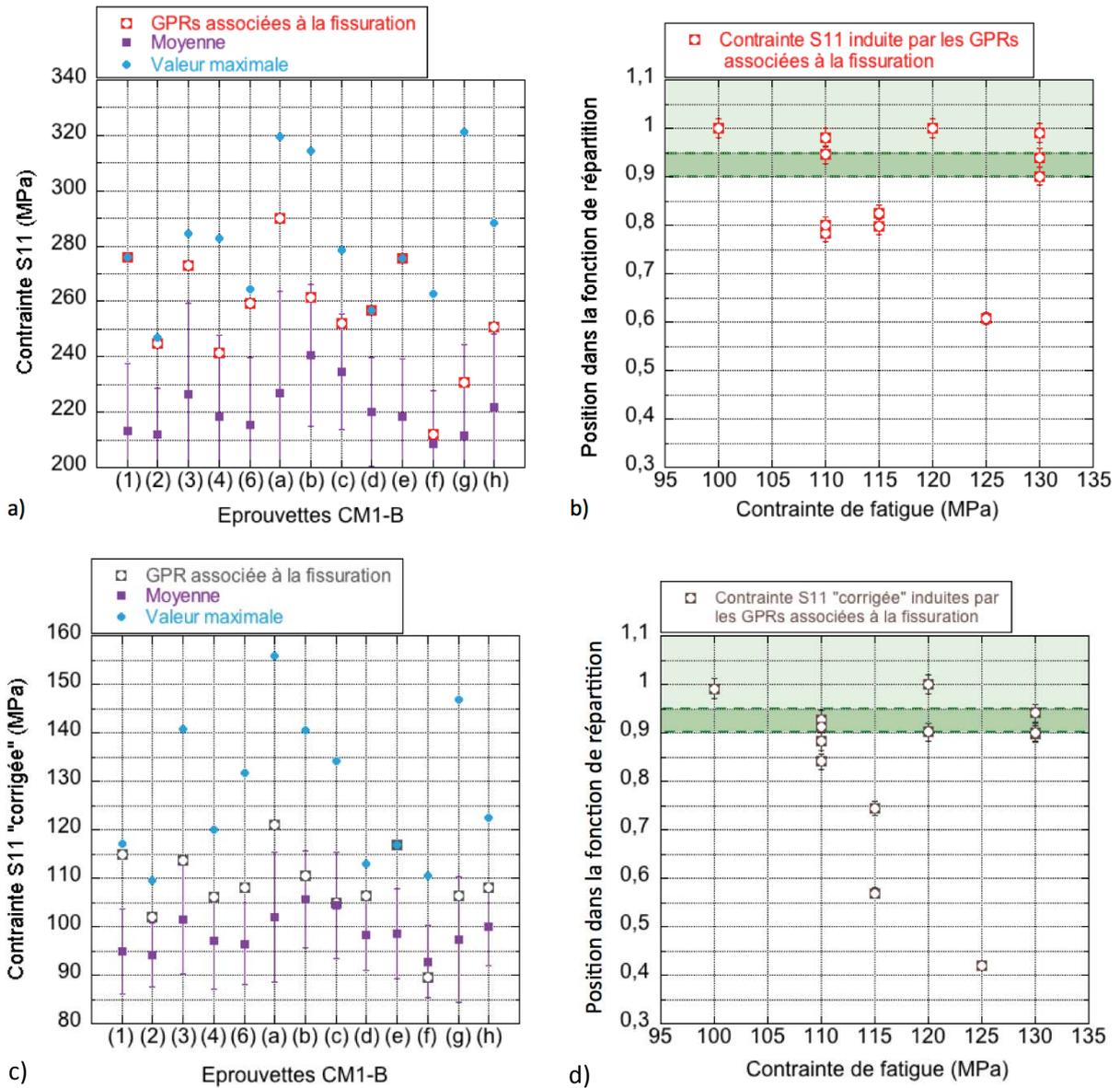


Figure V.20: Comparaison des données en contrainte  $S_{11}$  (a et b) et  $S_{11}$  "corrigées" (c et d) des GPRs responsables de la fissuration vis-à-vis de la population respective de GPRs présentes en surface de chacune des éprouvettes de fatigue - Les figures a) et c) exposent les données de contraintes brutes en fonction des valeurs moyennes et maximales respectives rencontrées - Les figures b) et d) positionnent les GPRs incriminées dans leur fonction de répartition respectives en fonction de la contrainte de fatigue appliquée.

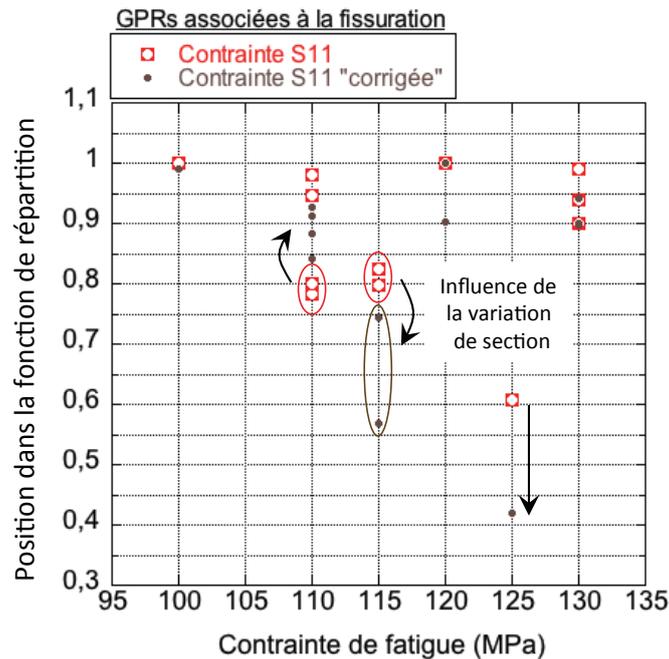


Figure V.21: Evolution du positionnement dans la fonction de répartition des données en contraintes  $S_{11}$  avant et après correction des GPRs responsables de la fissuration en fatigue.

pouvant être très important, voir même être responsable de l'amorçage de fissures de fatigue. Les valeurs de contraintes  $S_{11}$  relevées pour ces GPRs sont alors à moduler.

La figure V.22, analogue à la figure V.21 quant à son contenu, propose ainsi une identification des lieux d'amorçage des fissures de fatigue pour chacune des GPRs identifiées comme responsables de la fissuration. Le positionnement du lieu de fissuration vis-à-vis de la GPR a été défini par recoupement des données expérimentales issues de la tomographie X de laboratoire, de la corrélation d'images et/ou stéréo-corrélation d'images et de l'analyse post-mortem des faciès de rupture. Les tableaux V.5 et V.6 complètent cette figure V.22.

De prime abord, à l'observation de la figure V.22-a), il est difficile d'établir un lien évident entre le lieu de fissuration et la position de chacune des GPRs dans les fonctions de répartition. A l'inverse, à l'observation de la figure V.22-b), il est intéressant de noter que les GPRs présentant les positions les plus basses (inférieures à 0,8) dans leur fonction de répartition respective correspondent toutes à un amorçage à coeur d'une GPR. Une telle fissuration témoigne probablement d'une sensibilité marquée à la microstructure (présence de phases fragiles de type aiguilles de Si ou intermétalliques  $Al(Mn, Fe)Si$ ).

Le tableau V.6 corrobore cette observation au travers d'une moyenne de la contrainte  $S_{11}$  "corrigée" à coeur nettement inférieure à la moyenne observée en pied de GPRs : 0,77 contre 0,91. Moins marquée pour les données de contrainte  $S_{11}$  brutes, le tableau V.5 met tout de même en évidence une telle différence entre les différents lieux de fissuration des GPRs. Cela est imputable à la structure de solidification des GPRs à priori aléatoire et indépendante de la dimension des GPRs. Il se peut en effet qu'un tel défaut soit présent au sein de GPRs

sources d'une importante zone de concentration de contrainte ou, d'autres fois au sein de GPRs n'engendrant qu'une faible concentration de contrainte. Ces observations nuancent donc l'hypothèse 2 précédemment énoncée.

Lieu de fissuration	Contrainte $S_{11}$		Position $F_R$ ( $S_{11}$ )	
	Moyenne	Ecart-type	Moyenne	Ecart-type
En pied de GPR	252	14	0,91	0,09
A coeur de GPR	253	21	0,85	0,13

**Tableau V.5: Valeurs moyennes et écart-types associés relatives aux données de contrainte  $S_{11}$  et leur positionnement dans la fonction de répartition  $F_R$  en fonction du lieu de fissuration : en pied ou à coeur de GPR**

Lieu de fissuration	Contrainte $S_{11}$ "corrigée"		Position $F_R$ ( $S_{11}$ "corrigée")	
	Moyenne	Ecart-type	Moyenne	Ecart-type
En pied de GPR	108	3	0,91	0,05
A coeur de GPR	108	11	0,77	0,21

**Tableau V.6: Valeurs moyennes et écart-types associés relatives aux données de contrainte  $S_{11}$  "corrigée" et leur positionnement dans la fonction de répartition  $F_R$  en fonction du lieu de fissuration : en pied ou à coeur de GPR**

A l'observation de la figure V.23, il apparaît tout de même que, parmi les quelques éprouvettes analysées, la fissuration à coeur de GPRs se traduit par une durée de vie globale des éprouvettes de fatigue inférieure à celles des éprouvettes pour lesquelles la fissuration est intervenue en pied de GPRs, à contrainte de fatigue appliquée équivalente. Outre l'effet géométrie induit par la présence d'une GPR, effet d'autant plus marqué que la dimension de cette dernière est grande, l'hétérogénéité microstructurale des GPRs constitue donc un paramètre fragilisant de premier ordre vis-à-vis de la tenue en fatigue.

### V.3 Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons tenté d'analyser la sensibilité de la configuration matière CM1-B à la présence de gouttes de placage résiduelles en surface. D'après les données du chapitre IV, ces dernières sont en effet source d'un endommagement en fatigue significatif de cette configuration CM1-B, alors qu'elles semblent n'avoir que très peu d'influence sur les mécanismes d'endommagement de la configuration CM0-B.

Une première étude paramétrique des GPRs de chacune des deux configurations matières nous a permis de mettre en évidence la nette supériorité dimensionnelle des GPRs présentes en surface de la configuration CM1-B. Un tel constat peut être en partie rapproché à l'épaisseur initiale de placage 4045 avant brasage de chacune des configurations matières : 15% pour la configuration CM1-B contre 10% pour chacune des faces des éprouvettes de la configuration CM0-B. Cette différence d'épaisseur initiale pourrait être responsable, après brasage, de la formation de GPRs d'autant plus volumineuses que la quantité de placage disponible est importante (à conditions de brasage strictement équivalentes).

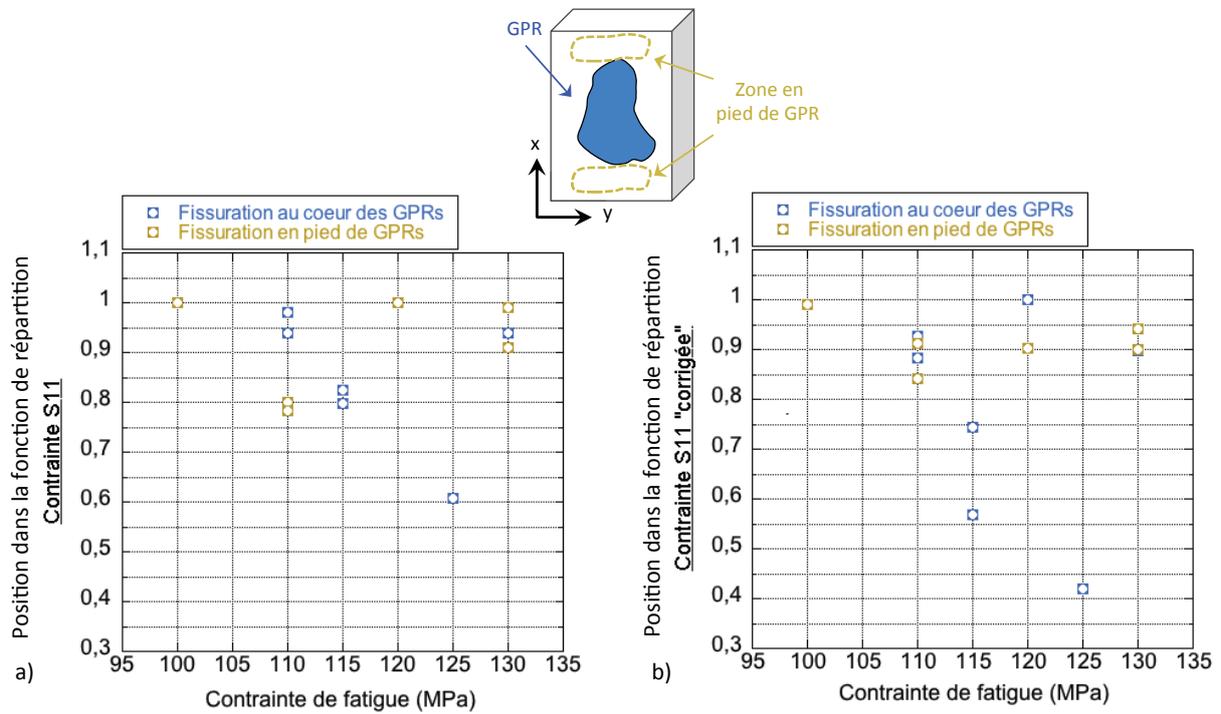


Figure V.22: Evolution du positionnement dans la fonction de répartition des données en contrainte  $S_{11}$  avant (a) et après correction (b) des GPRs responsables de la fissuration en fatigue - Ces figures proposent une différenciation des GPRs en fonction du lieu d'amorçage de la fissure de fatigue principale : en pied de GPR (vert) ou à cœur (bleu).

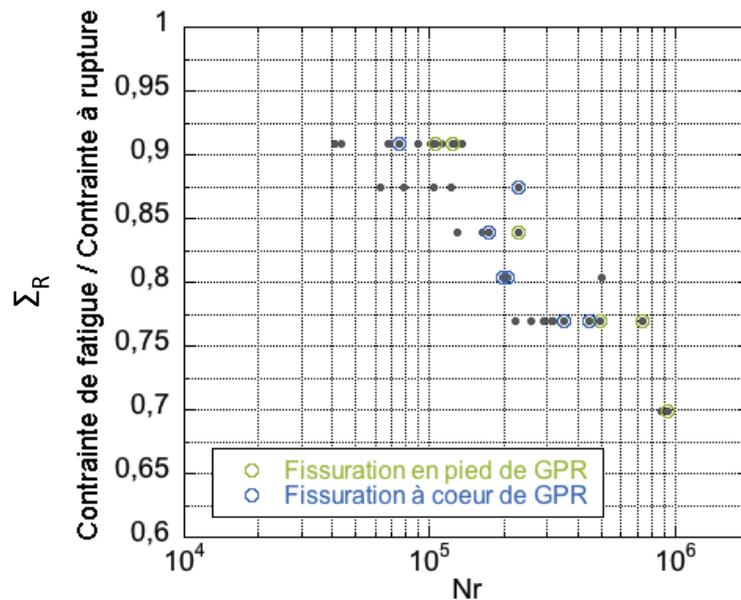


Figure V.23: Courbe de Wöhler de la configuration matière CM1-B en fonction du rapport de contraintes  $\Sigma_R$  - Identification du lieu de fissuration en fatigue vis-à-vis des GPRs : en pied (vert) ou à cœur (bleu).

De plus, d'après une seconde étude paramétrique ciblée cette fois sur les GPRs de type CM1-B identifiées comme responsables de la fissuration en fatigue, ces dernières font partie, dans plus de 9 éprouvettes sur 10, des 10 GPRs présentant les paramètres dimensionnels *Hauteur* et *Longueur*<sup>9</sup> les plus élevés. Une telle observation laisse supposer l'existence d'une "*dimension seuil*" des GPRs en dessous de laquelle leur effet sur la tenue en fatigue n'est plus de premier ordre. Cette hypothèse est partiellement confirmée par l'analyse paramétrique de la seule éprouvette de fatigue CM0-B pour laquelle la fissuration a pu être associée à la présence d'une GPR (figure V.10). Celle-ci présente en effet des dimensions équivalentes à celles ayant engendré la fissuration sur les éprouvettes CM1-B.

Le rôle essentiel de la dimension des GPRs sur l'endommagement en fatigue est en grande partie lié à l'**effet géométrique** des GPRs sur l'état de contrainte qu'elles induisent en surface des éprouvettes (contrainte  $S_{11}$  suivant la direction de sollicitation). Celui-ci est d'autant plus important que les GPRs sont volumineuses. Il en résulte un état de contrainte en surface des éprouvettes CM1-B plus important que celui existant en surface des éprouvettes CM0-B. De manière analogue, les GPRs responsables de la fissuration en fatigue induisent en moyenne, de part leurs dimensions, des concentrations de contrainte en surface parmi les plus élevées. Un tel effet géométrique, couplé à la présence de phases fragiles en surface (cf. chapitre IV), est responsable de la fissuration en fatigue observée expérimentalement au niveau des GPRs. Certaines fissures, localisées directement à coeur des GPRs, nuancent toutefois ce scénario. La microstructure de solidification à coeur des GPRs constitue en effet un paramètre fragilisant supplémentaire qu'il est difficile de quantifier. Il apparaît en effet que les GPRs, sujettes à une telle fissuration, ne sont pas nécessairement celles responsables d'une concentration de contrainte parmi les plus importantes en surface de l'éprouvette en question.

---

9. Paramètre orienté suivant l'axe de sollicitation.

# CHAPITRE VI

## Analyse et discussion des résultats

Le présent chapitre a pour objectif de mettre en regard les principaux résultats obtenus dans les chapitres précédents afin de proposer une synthèse des mécanismes d'endommagement en fatigue des configurations matières CM0 et CM1 brasées. Une attention toute particulière sera portée à l'influence, d'une part, du procédé de brasage et, d'autre part, des différents placages (4045 ou 7072) sur la tenue en fatigue ainsi que sur les mécanismes d'amorçage et de propagation des fissures de fatigue. Ces données seront complétées par quelques modélisations numériques EF afin de confirmer les hypothèses avancées.

Cette synthèse sera ensuite confrontée aux résultats issus d'essais de fatigue sur structure réelle de type échangeur thermique.

### VI.1 Mécanismes d'endommagement en fatigue

#### VI.1.1 Avant brasage

Par souci de clarté, les différents résultats obtenus sur éprouvettes non brasées sont tout d'abord résumés. La figure VI.1 propose ainsi les courbes de Wöhler obtenues avant brasage en fonction respectivement de la contrainte maximale de fatigue appliquée (figure VI.1-a) et du ratio  $\Sigma_R$  (figure VI.1-b).

Plusieurs informations permettent d'expliquer la meilleure tenue en fatigue de la matière CM0-NB vis-à-vis de la matière CM1-NB.

Tout d'abord, il existe un écart significatif de propriétés mécaniques entre les deux configurations matières avant brasage (cf. tableau III.4). Ce dernier est inhérent à l'utilisation d'une structure respectivement symétrique (4045/3916/4045) dans le cas de la configuration CM0 et asymétrique (4045/3916/7072) dans le cas de la configuration CM1. Plus précisément, cet écart est directement lié aux propriétés mécaniques de chacun des alliages constitutifs (tableau VI.1). En effet, avant brasage (état H24), l'alliage 7072 présente des propriétés mécaniques ( $R_{p0.2}$  et  $R_m$ ) plus faibles que celles de l'alliage 4045. L'utilisation de placages à hauteur de 25% de l'épaisseur totale pour la configuration CM1 contre 20% pour la configuration CM0 renforce cette idée. Il est dès lors probable qu'à contrainte de fatigue appliquée équivalente, la tenue en fatigue de la configuration CM1 soit plus faible que celle de la configuration CM0, à état métallurgique H24 équivalent. La figure VI.1-a) confirme cette hypothèse.

Cela n'explique toutefois pas l'écart de tenue en fatigue subsistant entre les deux configurations matières une fois la courbe de Wöhler normalisée par la contrainte à rupture

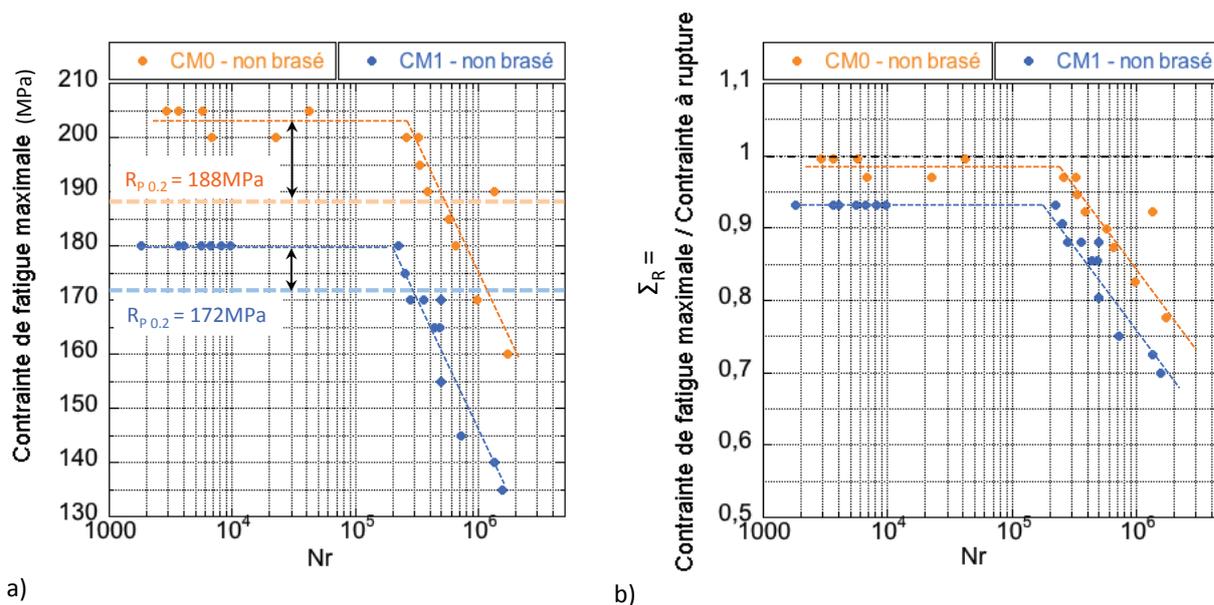


Figure VI.1: Courbes de Wöhler des configurations matières CM0 et CM1 non brasées - a) en fonction de la contrainte de fatigue maximale appliquée - b) en fonction du ratio  $\Sigma_R$  - La limite d'élasticité de chacune des configurations matières a été renseignée sur la figure VI.1 par l'intermédiaire d'une ligne horizontale en traits pointillés.

Alliage	Etat	$R_{p0.2}$ (MPa)	$R_m$ (MPa)	$A\%$	$E$ (GPa)	$\nu$
4045	Avant brasage (H24)	61,3	126,3	28,6	70	0.33
7072	Avant brasage (H24)	31,8	80,1	36,8	70	0.33
3916	Avant brasage (H24)	216	234	4,49	70	0.33

Tableau VI.1: Principales propriétés des alliages 4045, 7072 et 3916 avant brasage (état H24) -  $R_{p0.2}$  désigne la limite d'élasticité conventionnelle à 0.2% de déformation plastique,  $R_m$  la contrainte maximale à rupture,  $A\%$  l'allongement à rupture,  $E$  le module d'Young et  $\nu$  le coefficient de Poisson. L'écart important de propriétés entre les placages 4045-7072 et le matériau d'âme 3916 est lié à un phénomène de recristallisation plus marqué dans les placages du fait d'un taux d'écroutissage très nettement supérieur (figures III.3 et III.4).

(figure VI.1-b). D'après les observations faites dans le chapitre IV.2.2, les deux configurations présentent des mécanismes d'endommagement en fatigue identiques et ce, quelle que soit la contrainte maximale appliquée. Une telle analogie est confirmée par l'intégralité des résultats présentés dans le chapitre IV, qu'il s'agisse des données de corrélation d'images ou l'analyse des faciès de rupture.

Selon Schijve [135], l'amorçage des fissures de fatigue dans un domaine de durée de vie typiquement inférieur à  $10^8$  cycles est nécessairement lié à un effet de surface tel que l'existence d'une rugosité de surface, la présence d'un défaut (inclusions, précipités)... Dans le cas des essais de fatigue réalisés sur nos nuances non brasées, l'amorçage systématique en bord d'éprouvette est facilité par la forte concentration de contraintes induite par l'angle naturel d'usinage<sup>1</sup> de l'éprouvette. Il s'agit d'un lieu d'amorçage classique en fatigue [135]. D'autres effets de surface liés plus spécifiquement à la microstructure des nuances étudiées peuvent se superposer à cet effet de concentration de contrainte. Ainsi par exemple, la présence, dans le placage 4045, de nombreuses particules de Si et de petits précipités de type  $Al_3Fe(Si)$ ,  $\alpha-AlFeSi$  ou encore  $\beta-AlFeSi$  peuvent jouer le rôle de site d'amorçage. Dans une moindre mesure<sup>2</sup>, tel peut également être le cas pour le placage 7072, pour lequel la littérature (chapitre III) met en évidence la présence de petits précipités de type  $Al_3Fe$ ,  $Fe_2SiAl_3$  ou encore  $FeSiAl_3$ .

L'analyse des faciès de rupture, que ce soit dans la zone de propagation stable ou mixte, semble confirmer la différence de comportement en fatigue entre le placage 4045 et le matériau d'âme, avec un rôle prépondérant donné aux particules de Si. En effet, sur les figures VI.2-a) et b) relatives à une configuration matière CM0 non brasée, il est aisé de distinguer la contribution de chacun des alliages (4045/3916) lors de la propagation stable de la fissure de fatigue. Le faciès de rupture observable au niveau du placage 4045 semble résulter d'une décohésion massive des particules de Si avec la matrice. D'après la figure VI.2-c) relative à la phase de propagation mixte de la fissure de fatigue, l'importante striction génère de plus de multiples ruptures du placage 4045. La très bonne cohésion placage/matériau d'âme impose en effet une importante déformation du placage du fait de la striction. Celle-ci est très probablement incompatible avec la présence des particules de Si (beaucoup moins ductiles).

Cette dernière observation, qui peut également être faite dans le cas de la configuration asymétrique CM1 non brasée, est susceptible d'expliquer l'écart en terme de durée de vie subsistant entre les deux configurations matières étudiées une fois les courbes de Wöhler normalisées (figure VI.1-b). En effet, la plus grande proportion de placage 4045 (15% de l'épaisseur) vis-à-vis des 10% rencontrés dans la configuration CM0 se traduit par une augmentation du nombre de particules de Si mais également par une augmentation significative de leur taille. Les figures III.4-c), d), g) et h) du chapitre III précédent en témoignent. Il s'agit de facteurs aggravants susceptibles d'induire une fissuration en fatigue prématurée, à l'image des GPRs après brasage.

### VI.1.2 Après brasage

Les chapitres III, IV et V ont permis de mettre en évidence la très forte influence du procédé de brasage sur nos deux configurations matières CM0 et CM1, tant d'un point de vue microstructural que d'un point de vue tenue mécanique et tenue en fatigue. Le

1. Eprouvettes obtenues par électro-érosion.  
2. Nuance plus faiblement alliée que la nuance 4045.

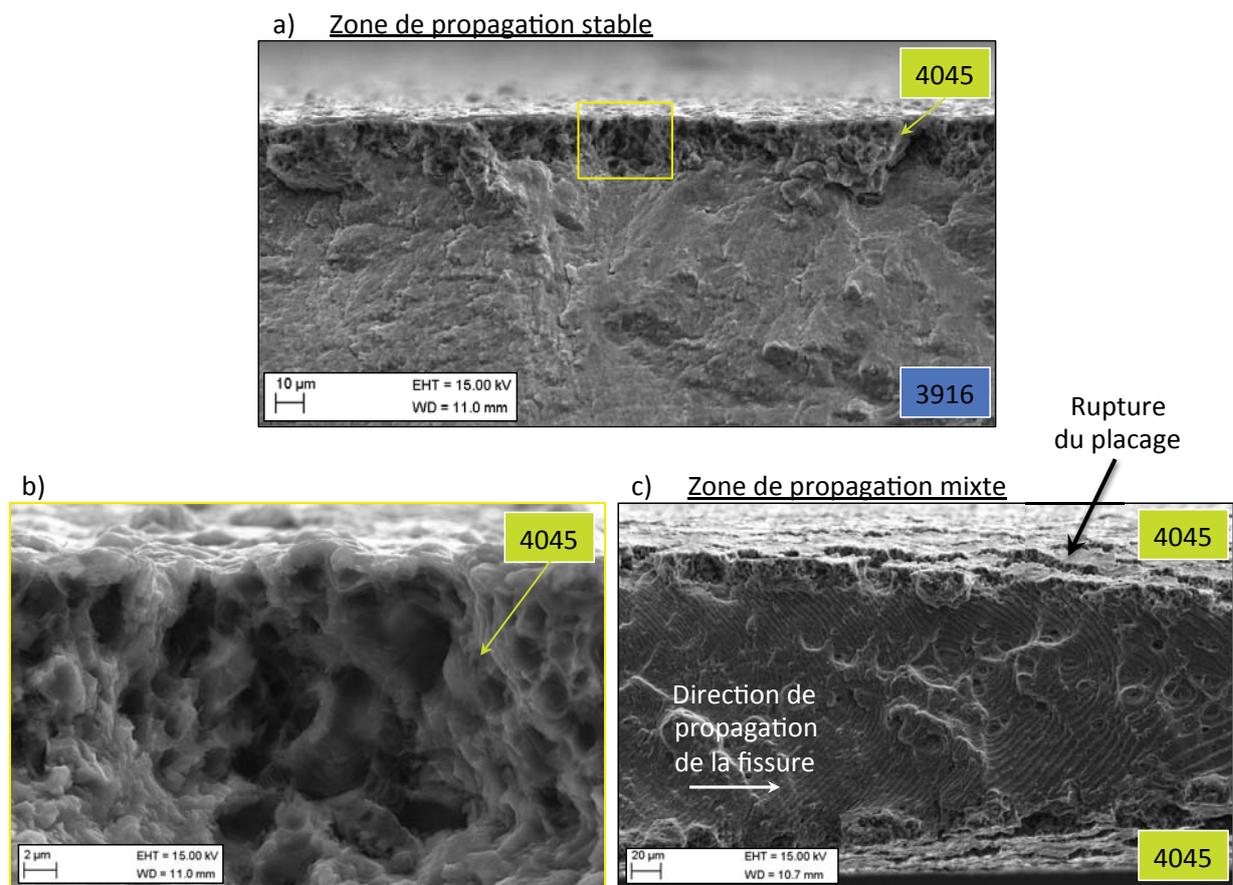


Figure VI.2: Observations MEB du faciès de rupture d'une éprouvette CM0 non brasée ( $\Sigma_R = 0,825$ ) - a) Zone de propagation stable de la fissure de fatigue - Mise en évidence de la différence de faciès entre le placage 4045 et le matériau d'âme 3916 - b) Zoom de la zone observée en a) - Visualisation uniquement du placage 4045 - c) Zone de propagation mixte de la fissure de fatigue - Phénomène de multifissuration des placages 4045.

principal fait marquant que nous allons tenter d'expliquer à présent est *l'inversion observée dans les courbes de Wöhler normalisées entre la nuance CM0 et CM1 une fois le traitement thermique de brasage effectué* ; inversion en faveur donc de la configuration CM1-B (figure VI.3).

Pour ce faire, les prochains paragraphes présentent dans un premier temps une synthèse des principales conclusions issues des précédents chapitres afin de mieux apprécier et comprendre les mécanismes d'endommagement en fatigue inhérents à nos deux nuances (amorçage et propagation des fissures de fatigue). Quelques essais de fatigue complémentaires, réalisés sur des éprouvettes de type CM1-B à l'aspect de surface modifié, viendront appuyer notre raisonnement en permettant de mieux apprécier l'effet des GPRs sur la tenue en fatigue. Dans la même idée, des calculs EF sur éprouvettes modèles seront associés à notre raisonnement afin de valider les hypothèses proposées.

Le raisonnement qui suit considérera séparément les étapes d'amorçage puis de propagation des fissures, à l'image de ce qui a été fait dans le chapitre IV.

#### VI.1.2.a Amorçage des fissures de fatigue

Le tableau VI.2 offre un résumé des paramètres influençant l'amorçage des fissures de fatigue, tels qu'ils ont été identifiés jusqu'à présent. Ce tableau met en regard les deux configurations matières. Il est ici admis, suite aux résultats proposés dans les précédents chapitres, que seul le placage 4045 participe à l'amorçage des fissures de fatigue et ce, quelle que soit la configuration matière considérée.

Configuration matière	CM0-B	CM1-B
<b>Données générales - Placage 4045</b>		
Nombre de placage 4045	<b>2</b>	<b>1</b>
% de l'épaisseur	<b>2 x 10%</b>	<b>1 x 15%</b>
Présence de GPRs	<b>Oui</b>	<b>Oui</b>
Présence de phases fragiles aux JdG <sup>1</sup>	<b>Oui</b>	<b>Oui</b>
<b>Paramètres liés à l'amorçage des fissures de fatigue</b>		
Lieu de fissuration principal	<b>JdG<sup>1</sup></b>	<b>GPRs</b>
Phénomène de multifissuration	<b>Oui (très marqué)</b>	<b>Oui (très faible)</b>

**Tableau VI.2: Résumé des principaux paramètres liés d'une part, à l'état de surface des placages 4045 et, d'autre part, à l'amorçage des fissures de fatigue pour chacune des configurations matières CM0-B et CM1-B.**

L'une des informations majeures de ce tableau VI.2 concerne **le lieu principal d'amorçage des fissures de fatigue** entre les deux configurations matières. En effet, alors que la configuration CM1-B présente systématiquement une fissuration liée à la présence des GPRs, en pied ou directement à coeur, la configuration CM0-B témoigne d'une sensibilité bien moindre à leur présence. En effet, pour cette seconde configuration matière, la fissure principale de fatigue peut, dans quasiment l'intégralité des cas, être décorrélée de la présence d'une GPR.

1. JdG : Joint de Grains

Le chapitre V nous a permis d'expliquer la différence de comportement en fatigue entre les deux configurations matières. En effet, dans le cas de la configuration CM1-B, la corrélation entre les GPRs et les lieux de fissuration en fatigue s'explique, vis-à-vis de la configuration CM0-B, par des dimensions de GPRs nettement supérieures ainsi qu'une répartition en surface plus dense de ces dernières. Il en résulte, côté placage 4045, un effet géométrique de concentration de contraintes des GPRs plus marqué lors d'une sollicitation mécanique. Les zones de concentration de contraintes en pied de GPRs coïncident, pour près de la moitié des éprouvettes CM1-B, au lieu de fissuration en fatigue.

Cependant, outre les aspects dimensionnels de ces GPRs, les différentes observations et analyses de surface (MEB ou optique) réalisées sur ces placages 4045 confirment l'existence d'une microstructure identique dans les deux configurations matières. Celle-ci se caractérise notamment par la présence aux joints de grains de nombreuses phases fragiles, telles que des aiguilles de Si ou encore des intermétalliques de type Al-(Mn,Fe)-Si. Ce constat reste également valable pour la microstructure à coeur des GPRs. Une telle analogie est le résultat de l'utilisation d'un même alliage de placage (4045) ainsi que d'un unique procédé de brasage, quelle que soit la configuration matière. Elle se retrouve au niveau des mécanismes d'endommagement en fatigue et plus spécifiquement au niveau de la phase d'amorçage des fissures de fatigue. En effet, lors de l'application d'une contrainte mécanique, les phases fragiles identifiées aux joints de grains font l'objet d'un endommagement systématique et significatif pour les deux CMs. Toutefois, dans le cas de la configuration CM1-B, l'effet géométrique des GPRs s'ajoute à cette fragilité microstructurale pour induire au final un phénomène de localisation marqué, tel qu'en témoigne la figure IV.36 relative à un essai de traction in-situ au MEB. A l'inverse, dans le cas de la configuration CM0-B, cette moindre "sensibilité" à la présence des GPRs induit un endommagement généralisé sur l'intégralité de la surface des éprouvettes.

La présence de GPRs de grandes dimensions en surface des éprouvettes apparaît donc comme néfaste pour la tenue en fatigue car celles-ci constituent un lieu préférentiel d'amorçage des fissures. La figure VI.3, relative aux courbes de Wöhler normalisées ( $\Sigma_R$ ) des deux CMs après brasage, rappelle toutefois que la configuration CM1-B présente une tenue en fatigue supérieure à la configuration CM0-B. Ce constat renvoie donc également à l'inversion de tenue en fatigue observée entre nos deux CMs à l'issue du procédé de brasage. La diminution de la durée de vie des éprouvettes CM1-B associée à la présence des GPRs en surface n'altère donc pas fondamentalement la hiérarchie entre nos deux CMs. Elle ne fait que rapprocher le comportement en fatigue de la configuration CM1-B de celui de la configuration CM0-B.

Afin d'essayer d'évaluer l'effet des GPRs sur la tenue en fatigue, tout en s'affranchissant de toute autre différence structurelle<sup>3</sup>, quelques essais de fatigue complémentaires<sup>4</sup> ont été réalisés sur des éprouvettes de type CM1-B présentant des GPRs en surface de dimensions moindres. La figure VI.4 offre une comparaison quantitative des états de surface entre les éprouvettes de configuration CM1-B initiale et trois des éprouvettes CM1-B dites de "seconde génération". Cette figure présente les données paramétriques relatives à la hauteur et au volume des dix GPRs les plus volumineuses présentes en surface de chacune des éprouvettes<sup>5</sup>. Cette figure est analogue à celle comparant, dans le chapitre V, les éprouvettes des configurations CM0-B et CM1-B (figure V.4-b).

---

3. Epaisseur de placage 4045, utilisation d'un placage 7072 ou non, etc...

4. Essais effectués dans les mêmes conditions de chargement que pour les éprouvettes CM0-B et CM1-B.

5. A noter que pour ces éprouvettes de seconde génération CM1-B (2<sup>nd</sup>-1), CM1-B (2<sup>nd</sup>-3) et CM1-B (2<sup>nd</sup>-4), respectivement 90, 80 et 100% des GPRs les plus volumineuses sont aussi les plus hautes.

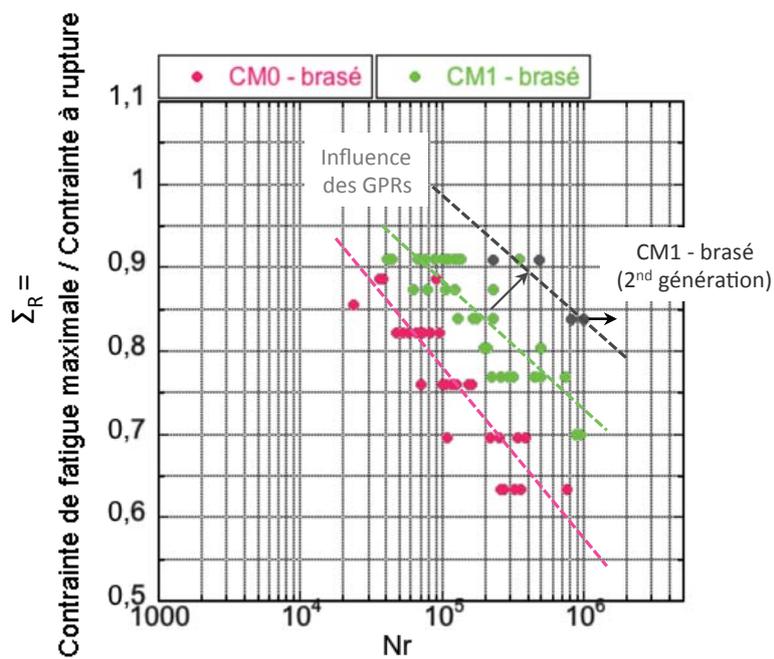


Figure VI.3: Courbes de Wöhler des configurations matières CM0 et CM1 brasées en fonction du ratio  $\Sigma_R$  - La tenue en fatigue d'une seconde génération d'éprouvettes de type CM1-B, aux GPRs de plus faibles dimensions, est également illustrée sur cette figure par l'intermédiaire des points noirs et du trait pointillé de même couleur (cf. tableau VI.3) - La flèche horizontale noire attenante à deux des éprouvettes de seconde génération témoignent de l'absence de rupture à l'issue de  $10^6$  cycles.

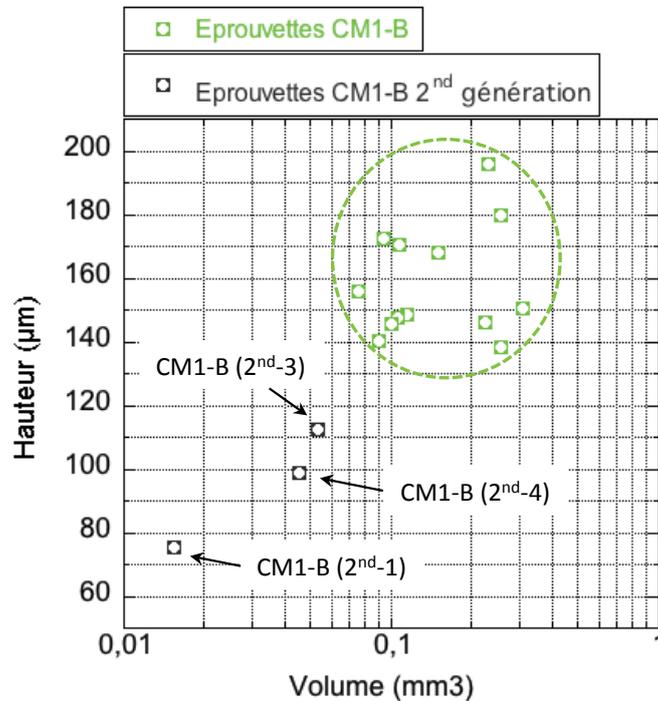


Figure VI.4: Graphe représentant, pour la CM1-B initiale ainsi que la CM1-B de seconde génération, l'évolution du volume moyen des GPRs (en mm<sup>3</sup>) en fonction de leur hauteur moyenne pour les 10 GPRs les plus volumineuses et/ou les plus hautes de chacune des éprouvettes.

Ces éprouvettes de seconde génération sont issues d'une bobine différente pour lesquelles les mêmes conditions expérimentales de brasage ont été appliquées. Les raisons d'une telle différence d'état de surface pour cette seconde population d'éprouvettes n'ont pas été clairement identifiées dans cette étude, faute de temps, de matière et d'une instrumentation adaptée lors du brasage. Plusieurs hypothèses peuvent toutefois être avancées, comme par exemple, la quantité de flux appliquée en surface des éprouvettes ou encore l'homogénéité en température des fours de prototypage utilisés.

Quoi qu'il en soit, outre l'évidente sensibilité de l'état de surface aux conditions de brasage, ces essais nous ont permis de confirmer l'influence des GPRs sur la tenue en fatigue, tout autre paramètre égal par ailleurs. Cette influence est représentée sur la figure VI.3 par les points noirs et la droite en traits pointillés de même couleur. Le tableau VI.3 reprend les valeurs relatives à chacun de ces essais sur éprouvettes de seconde génération ainsi que les paramètres de cyclage utilisés. A noter que, du fait d'un nombre restreint d'éprouvettes à disposition, seul deux niveaux de contrainte ont été appliqués. De plus, pour les éprouvettes ayant rompu, le lieu d'amorçage des fissures principales de fatigue a été identifié comme correspondant au bord des éprouvettes de fatigue, à l'image des éprouvettes CM0-B.

Un tel effet des GPRs sur la tenue en fatigue est très intéressant. Il convient d'en prendre bonne note lors de la conception d'échangeurs thermiques. En effet, de telles hétérogénéités sont également présentes en surface des tubes dans les zones ne nécessitant que peu de métal

Nature	$\sigma_{\text{fatigue}}$ (MPa)	$\Sigma_R$	$\Sigma_e$	Nr
CM1-B (2 <sup>nd</sup> -1)	120	0,84	2,18	1 000 000
CM1-B (2 <sup>nd</sup> -2)	120	0,84	2,18	1 000 000
CM1-B (2 <sup>nd</sup> -3)	120	0,84	2,18	807 814
CM1-B (2 <sup>nd</sup> -4)	130	0,91	2,36	477 648
CM1-B (2 <sup>nd</sup> -5)	130	0,91	2,36	225 778

**Tableau VI.3: Paramètres de cyclage des éprouvettes de fatigue CM1-B de seconde génération - Le nombre de cycle Nr indiqué correspond à un nombre de cycle à rupture sans blocage de fissure - Seuls les essais ayant effectué 10<sup>6</sup> cycles ont été volontairement interrompus.**

d'apport pour le brasage (figure III.15). Afin de minimiser leur impact sur la tenue en fatigue, il convient donc de contrôler, autant que faire se peut, leur apparition et plus spécifiquement leurs dimensions.

Toutefois, comme démontré ci-dessus, ces GPRs ne sont pas la cause directe d'une moins bonne tenue en fatigue de la configuration CM0-B vis-à-vis de la configuration CM1-B. D'autres mécanismes interviennent pour expliquer cette différence et notamment la très forte sensibilité de la nuance CM0-B au **phénomène de multifissuration**.

D'après les données<sup>6</sup> présentées dans le chapitre IV, la configuration CM0-B présente, en effet, de nombreuses fissures secondaires de fatigue sur l'intégralité de l'éprouvette. Ces dernières, localisées sur l'une ou l'autre des faces, témoignent ainsi d'un endommagement généralisé et ce, quelle que soit la contrainte de fatigue appliquée. A l'inverse, la configuration CM1-B ne présente que peu de fissures secondaires et ce, très probablement du fait de l'utilisation d'un placage 7072 exempt de toute phase fragile.

En effet, à la vue des modes d'endommagement identifiés dans le chapitre IV, l'explication première d'un tel phénomène de multifissuration de la configuration CM0-B réside dans l'utilisation d'un placage 4045 sur chacune des faces de l'éprouvette. Ce dernier présentant de nombreuses phases fragiles aux joints de grains, lieux d'amorçage préférentiels des fissures de fatigue, la probabilité d'amorçage est donc doublée. Une telle augmentation de la probabilité d'amorçage explique en partie la chute de durée de vie observée par rapport à la configuration CM1-B.

De plus, bien que certaines de ces fissures secondaires soient réparties indépendamment les unes des autres sur l'un ou l'autre des placages, certaines d'entre elles sont confinées au niveau d'une zone restreinte de l'éprouvette de fatigue. Ceci a, par exemple, été observé dans le chapitre IV pour l'éprouvette CM0-B (2) (figure IV.57). Un total de cinq fissures de fatigue y a été clairement dénombré à partir des données de tomographie haute résolution relatives à cette éprouvette. Ces dernières, aux dimensions parfois très différentes, sont réparties quasi uniformément sur l'une et l'autre des faces de l'éprouvette avec respectivement deux et trois fissures de fatigue pour chacune des faces. Une telle proximité des fissures de fatigue induit très probablement de fortes interactions mécaniques entre elles.

6. Données issues de la corrélation et/ou de la stéréo-corrélation d'images, de la tomographie post-mortem sur éprouvettes de fatigue ou encore des observations microscopiques.

Afin d'expliquer un tel phénomène de multifissuration localisé, nous avons opté pour une modélisation EF<sup>7</sup> 2D de nos structures multicouches. L'idée est ici d'essayer d'apprécier l'influence de la présence d'une fissure non traversante dans l'épaisseur sur le placage opposé. Afin de reproduire nos observations expérimentales, notamment pour la configuration CM1-B, nous considérerons systématiquement une fissure ayant amorcé du côté du placage 4045.

La figure VI.5 identifie les lois de comportement utilisées pour chacun de nos alliages à partir de données issues de la littérature [136, 137], excepté pour l'alliage 3916 pour lequel les valeurs de limite d'élasticité, de contrainte à rupture et d'allongement après brasage sont connues. Les valeurs proposées pour l'alliage 4045 sont inspirées de celles d'un alliage d'aluminium de fonderie à 10% de Si, du fait du passage à l'état liquide lors du procédé de brasage. Nous avons opté pour une approche élasto-plastique linéaire de chacun des alliages car n'ayant pas accès à leur comportement élasto-plastique réel respectif. Cette hypothèse simplificatrice s'ajoute aux nombreuses autres hypothèses faites sur nos configurations matières, relatives pour la plupart au procédé de brasage. Il ne nous est par exemple pas possible de prendre en compte les phénomènes de diffusion intervenant aux interfaces placage/matériau d'âme (cf. chapitre III) qui conduisent inéluctablement à des gradients de propriétés. Il en est de même pour la présence de phases fragiles en surface. A noter en outre que les interfaces seront considérées dans notre approche EF comme parfaites, sans possibilité de glissement ou de décohésion (ce qui correspond à la réalité du fait justement de la diffusion). De plus, l'objectif étant ici d'étudier la réponse du placage opposé à la présence d'une fissure de fatigue, le placage 4045 responsable de l'endommagement présentera une épaisseur unique de  $40,5\mu\text{m}$  (15% de l'épaisseur totale<sup>8</sup>) quelle que soit la configuration étudiée. Dans la suite de ce paragraphe, les propriétés mécaniques attribuées à chacun des placages de notre modèle n'étant pas strictement représentatives de la réalité, ces placages seront respectivement appelé 4xxx et 7xxx pour éviter toute ambiguïté.

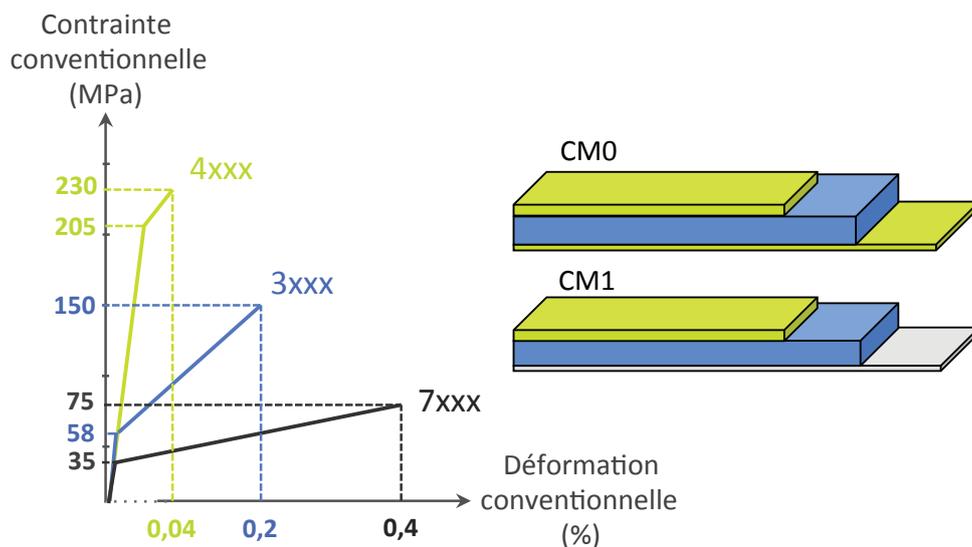


Figure VI.5: Représentation schématique des lois de comportement élasto-plastique linéaire associées à chacun des alliages constitutifs de nos configurations matières.

7. Utilisation du logiciel commercial Abaqus.

8. Epaisseur représentative d'une configuration CM1 avant brasage.

Les résultats présentés sur la figure VI.6 sont relatifs à une sollicitation mécanique de type traction<sup>9</sup> avec présence d'une fissure non traversante, pour laquelle le front de fissure se situe exactement à mi-épaisseur du matériau d'âme. Cette figure permet une visualisation des résultats obtenus en terme de contrainte de Von Mises et de plasticité équivalente respectivement pour les configurations CM0-B (figures VI.6-a et c) et CM1-B (figures VI.6-b et d). Les traits pointillés noirs marquent l'emplacement du front de fissure. Chacune des interfaces placage/matériau d'âme est visualisée par la présence d'un trait noir continu afin d'en simplifier la localisation.

Malgré l'aspect non traversant de la fissure, la figure VI.6 et plus spécifiquement les figures VI.6-a et d, mettent en évidence une très nette différence de comportement des placages opposés à la fissure en fonction de leur nature et, de fait, de leurs propriétés mécaniques respectives. Ainsi, alors que l'alliage 4xxx témoigne d'une très forte sensibilité à la présence de la fissure par des augmentations locales importantes de la contrainte, l'alliage 7xxx présente à l'inverse une déformation plastique significativement plus importante et ce, du fait de propriétés mécaniques extrinsèques moindres au profit d'un allongement à rupture supérieur.

Ces premières observations qualitatives sont confirmées par les courbes de la figure VI.7 correspondant, pour chacune des configurations matières, aux profils de contrainte de Von Mises et de plasticité équivalente en surface du placage opposé à la fissure. Ces profils ont été tracés sur l'intégralité de la longueur d'éprouvette modélisée (2mm) pour laquelle seule la partie centrale, contenant la fissure, est visible sur les vues de la figure VI.6.

Dans le cas de la configuration CM0-B, la combinaison d'une augmentation locale de la contrainte en surface avec la présence de phases fragiles aux joints de grains est susceptible d'induire un phénomène de fissuration prématurée en réponse à la présence de la fissure sur la face opposée. Ces observations confirment donc la possibilité d'un phénomène de fissuration en cascade induit par la présence d'une fissure sur l'une ou l'autre des faces de l'éprouvette. A l'inverse, l'utilisation d'un placage 7xxx dans la configuration CM1-B induit une réponse différente à la présence de la fissure de fatigue. La plastification alors observée est, elle, susceptible d'écranter la présence de la fissure, tout en diminuant fortement le risque d'amorçage d'une nouvelle fissure de fatigue. Ces observations corroborent celles effectuées dans le chapitre IV lors de l'analyse des figures IV.40, IV.41 et IV.42 relatives à la morphologie des fissures de fatigue dans diverses éprouvettes CM1-B. Une importante déformation en regard de la fissure, au niveau du placage 7072, y est en effet visible.

Cette sensibilité de la configuration CM0-B au phénomène d'amorçage en cascade se vérifie également lorsque la fissure reste confinée au placage 4xxx. La figure VI.8 en témoigne, via une nouvelle visualisation de la contrainte maximale de Von Mises et de la déformation plastique équivalente respectivement pour les configurations CM0-B (figure VI.8-a) et CM1-B (figure VI.8-b).

La configuration CM0-B semble au final particulièrement sensible à la présence de fissures, avec pour effet principal un risque d'amorçage en cascade du fait d'une augmentation locale de la contrainte sur la surface opposée. Ces éléments déduits de la modélisation EF corroborent donc bien les observations expérimentales faites dans le chapitre IV. Cette différence de comportement vis-à-vis du phénomène de multi-amorçage des fissures de fatigue peut donc

---

9. Déplacement vertical appliqué équivalent à une déformation de 0,2%.

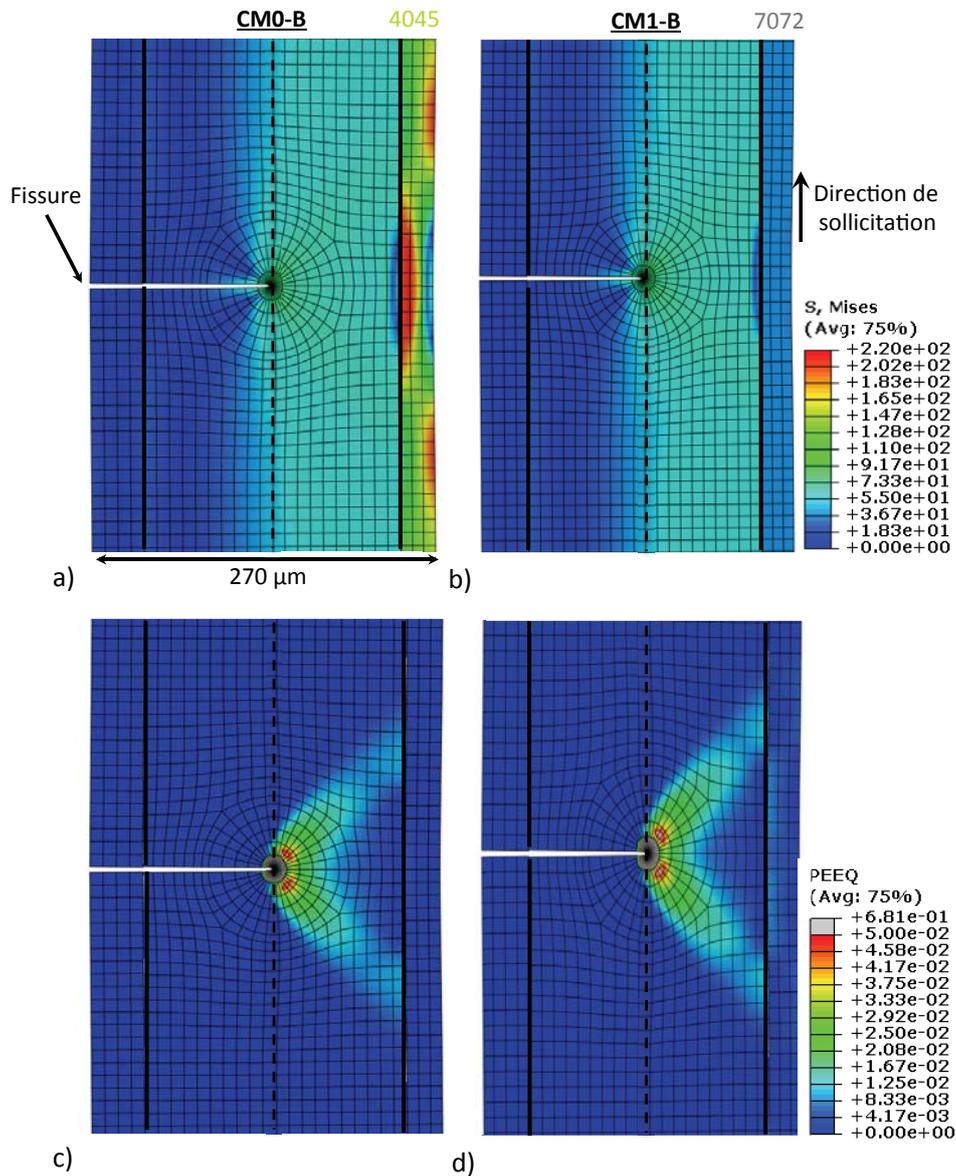


Figure VI.6: Visualisation des résultats de la modélisation des structures multicouches CM0-B (a et c) et CM1-B (b et d) en présence d'une fissure de fatigue non traversante dans l'épaisseur (front de fissure localisé à mi-épaisseur du placage d'âme) pour une déformation imposée de 0,2% - a) et b) Contrainte de Von Mises (MPa) - c) et d) Plasticité équivalente - Les éléments utilisés en front de fissure sont de type CPS8R.

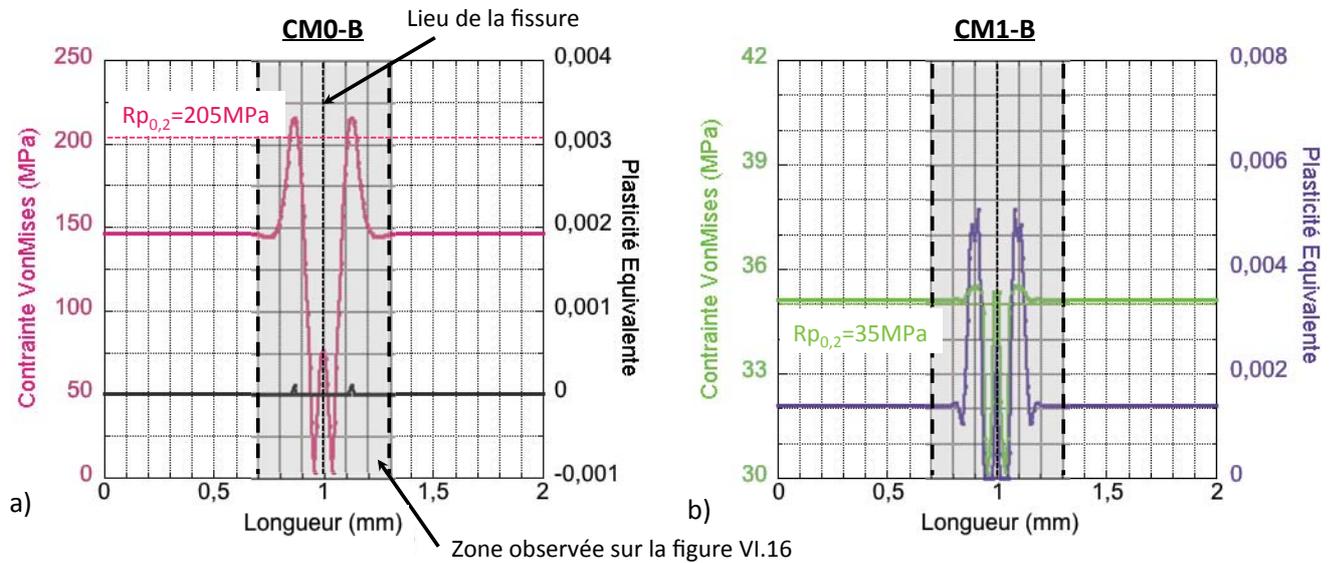


Figure VI.7: Courbes d'évolution de la contrainte maximale de Von Mises et de la plasticité équivalente en surface du placage opposé à la fissure respectivement pour a) la configuration CM0-B et b) la configuration CM1-B.

contribuer à expliquer la moins bonne tenue en fatigue de la configuration CM0-B par rapport à la configuration CM1-B.

Afin de compléter et d'affiner cette hypothèse, il convient maintenant de s'intéresser aux mécanismes de propagation des fissures de fatigue dès lors qu'elles sont traversantes dans l'épaisseur des éprouvettes de fatigue. En effet, bien que les données de corrélation ou de stéréocorrélation d'images aient montré que cette phase de propagation des fissures ne correspond qu'aux derniers pour cents de la durée de vie de nos éprouvettes (en moyenne 5% quelle que soit la configuration matière), il reste intéressant d'observer l'influence respective des placages sur cette phase de l'endommagement en fatigue. Tel est l'objectif du prochain paragraphe.

### VI.1.2.b Propagation des fissures de fatigue

La propagation très rapide des fissures de fatigue, une fois que ces dernières ont traversé l'épaisseur des éprouvettes, a rendu difficile l'étude des mécanismes liés à cette phase de l'endommagement. Différentes données expérimentales nous permettent toutefois d'analyser le comportement respectif de chacune de nos configurations matières au travers, par exemple, des longueurs respectives des zones de propagation stable.

Pour rappel, la majorité des éprouvettes de fatigue de configuration CM1-B présente un amorçage au niveau d'une GPR le plus souvent au milieu de la surface et non en bord d'éprouvette, à l'inverse des éprouvettes CM0-B. Cela complique donc la comparaison et ne permet une telle analyse que sur quelques éprouvettes de fatigue CM1-B. Le tableau VI.4 présente les quelques résultats qu'il nous est ainsi possible de comparer. Ces derniers portent sur une seule et même contrainte de fatigue (110MPa), équivalente respectivement à un rapport  $\Sigma_R$  de 0,7 et 0,77 pour les configurations CM0-B et CM1-B.

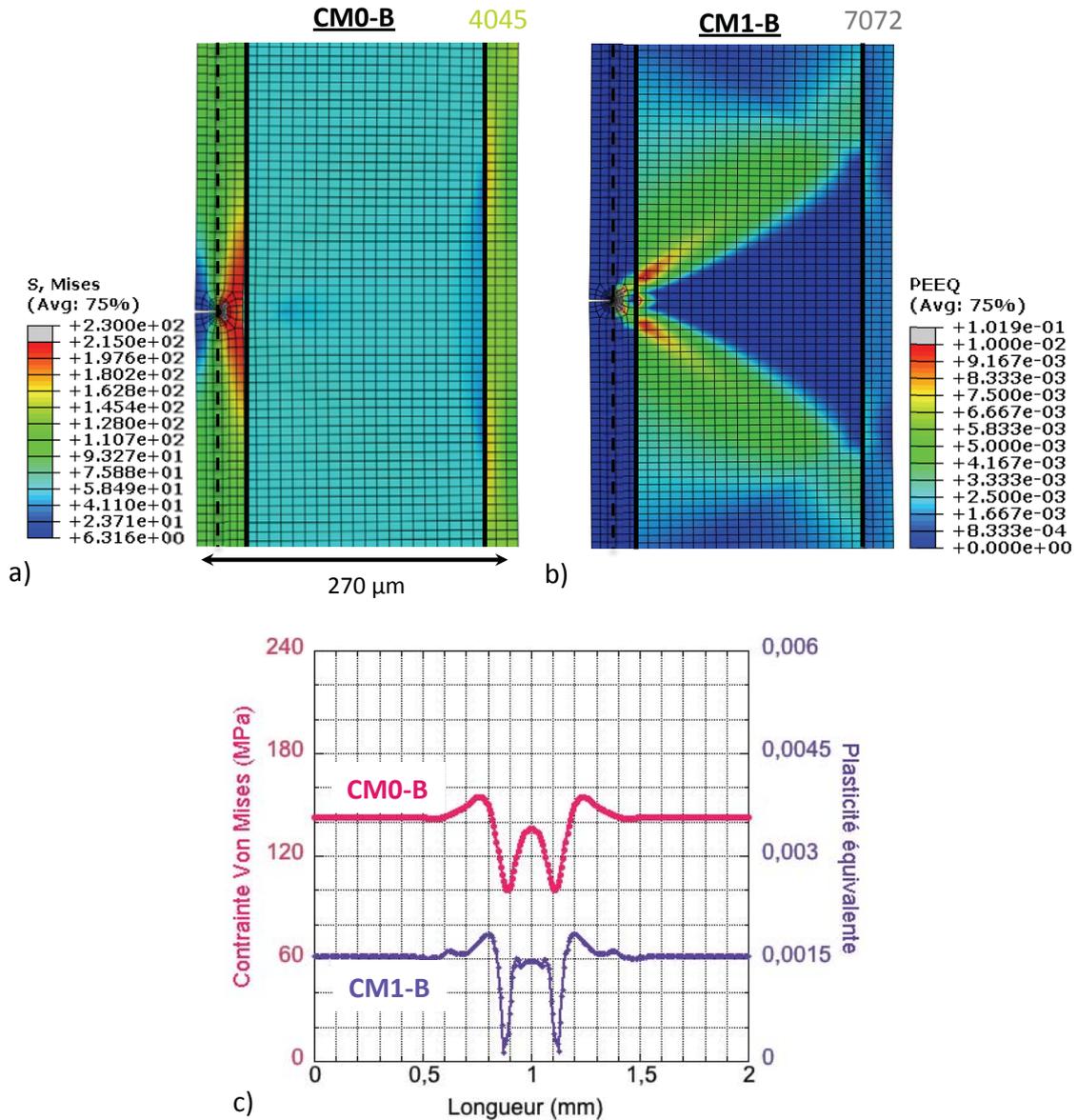


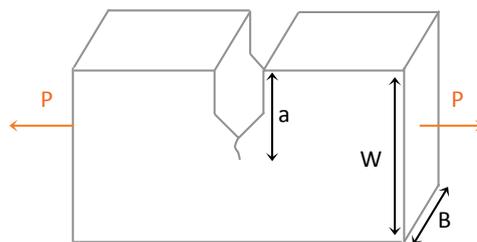
Figure VI.8: Visualisation des résultats de la modélisation des structures multicouches CM0-B (a) et CM1-B (b) en présence d'une fissure de fatigue non traversante confinée dans le placage 4xxx, pour une déformation imposée de 0,2% - a) Contrainte de Von Mises (MPa) - b) Plasticité équivalente - Les éléments utilisés en front de fissure sont de type CPS8R - c) Courbe d'évolution de la contrainte de VonMises (MPa) et de la plasticité équivalente, respectivement pour les configurations CM0-B et CM1-B, en fonction de la longueur le long de la surface opposée à la fissuration.

Nature	$\sigma_{\text{fatigue}}$ (MPa)	$\Sigma_R$	Longueur de fissure ( $\mu\text{m}$ )	$K_{IC}$ (MPa. $\sqrt{m}$ )
CM0-B	110	0,7	1989	96,90
CM0-B	110	0,7	1988	96,86
CM1-B	110	0,77	4524	202,95
CM1-B	110	0,77	4460	199,73

**Tableau VI.4:** Tableau résumant les longueurs de propagation stable<sup>1</sup> ainsi que les ténacités  $K_{IC}$  équivalents pour des fissures ayant amorcé en bord d'éprouvette pour une contrainte de fatigue appliquée de 110MPa - Comparaison entre les deux configurations matières pour 2 fissures de chaque - La longueur de fissure inclut la zone de propagation stable et la zone de propagation mixte.

Ce tableau met en évidence une différence très nette de longueur de fissure stable entre nos deux CMs, à contrainte de fatigue appliquée équivalente<sup>10</sup>. A noter que les zones de propagation mixte ont été prises en compte dans la mesure des longueurs de fissures stables. De fait, avec une longueur moyenne d'environ 4500  $\mu\text{m}$  pour la configuration CM1-B contre 1990  $\mu\text{m}$  pour la configuration CM0-B, l'influence du placage 7072 ne semble pas se restreindre à la phase d'amorçage des fissures de fatigue. Sa capacité de déformation plastique supérieure à celle de l'alliage 4045 semble jouer un rôle de premier ordre sur la ténacité apparente de notre matériau multicouche CM1-B.

En effet, le calcul du facteur d'intensité des contraintes  $K_{IC}$ , effectué à partir des relations VI.1 et VI.2 détaillées ci-après, témoigne d'une importante augmentation de la ténacité apparente dans le cas de la configuration CM1-B (tableau VI.4). La figure VI.9 renseigne sur les paramètres utilisés pour ce calcul de  $K_{IC}$ . A noter que les valeurs obtenues par ce calcul ne sont très vraisemblablement pas réalistes quelle que soit la configuration matière considérée et ce, du fait de l'épaisseur de nos éprouvettes de fatigue (rapport  $R_p/B$  très supérieur à 1, où  $R_p$  correspond à la taille de la zone plastique en tête de fissure, cf. chapitre IV.1.4) Ces valeurs ne sont utilisées que pour comparer les matières dans des conditions de fissuration identiques (amorçage en bord d'éprouvette).



**Figure VI.9:** Schéma d'une éprouvette de type MT [138]

$$K_I = \frac{P}{B\sqrt{W}} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (\text{VI.1})$$

avec  $f\left(\frac{a}{W}\right)$  une fonction géométrique liée à la localisation de la fissure ainsi qu'à l'éprouvette

10. Contrainte de fatigue de 110MPa induisant un rapport  $\Sigma_R$  (CM1-B)  $>$   $\Sigma_R$  (CM0-B).

utilisée, telle que :

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{\sqrt{2 \cdot \tan\left(\frac{\pi a}{2W}\right)}}{\cos\left(\frac{\pi a}{2W}\right)} \cdot \left(0,752 + 2,02\frac{a}{W} + 0,37\left[1 - \sin\left(\frac{\pi a}{2W}\right)\right]\right) \quad (\text{VI.2})$$

où  $a$  correspond à la longueur de la fissure,  $B$  l'épaisseur de l'éprouvette utilisée,  $W$  la largeur initiale de la section utile et  $P$  la contrainte appliquée [138].

Les valeurs de  $K_{Ic}$  ainsi calculées sont très nettement supérieures aux valeurs de la littérature pour de tels alliages d'aluminium (valeur moyenne de l'ordre de  $30\text{MPa}\cdot\sqrt{m}$ ). Selon cette même littérature, détaillée en première partie du chapitre IV, une telle différence de facteur d'intensité des contraintes peut être expliquée par la faible épaisseur de nos configurations matières et plus précisément par le passage d'un état de déformation plane à un état de contraintes planes. Toutefois, cet argument ne permet pas de rendre compte de l'écart observé entre nos deux CMs d'épaisseur sensiblement équivalente.

Comme expliqué dans le chapitre IV.1.4, selon Pardoën *et al.* [123, 124, 125] et Pineau *et al.* [126], l'existence d'un pic de ténacité en condition de contraintes planes peut avoir deux sources : d'une part, le changement d'état induit par les faibles épaisseurs d'éprouvettes et, d'autre part, les contributions respectives de deux zones plastiques, l'une diffuse et l'autre plus localisée en tête de fissure (figure IV.7). La contribution de cette seconde zone plastique confinée est directement associée par ces auteurs, à un travail d'endommagement intervenant en front de fissure, mais aussi et surtout, à un important travail de striction. En condition de contraintes planes, le phénomène de striction s'avère ainsi plus coûteux en terme d'énergie plastique dépensée que le travail lié à l'endommagement (germination, croissance et coalescence). Suivant ce raisonnement, il se peut donc que la ténacité apparente de notre structure soit sensible au phénomène de striction (favorisé par l'alliage 7xxx).

En effet, tel que cela a déjà été rappelé dans le présent chapitre, les différentes observations effectuées dans le chapitre IV, notamment celles liées à la morphologie des fissures de fatigue, témoignent d'une importante différence de comportement des placages opposés. En témoignent les figures IV.40, IV.41 et plus spécifiquement la figure IV.42, liées à la configuration CM1-B. Celles-ci montrent clairement l'existence d'un important phénomène de striction en tête de fissure au niveau du placage 7072. A noter que, dans cette zone, un endommagement important sous forme de nombreuses porosités est également visible. Bien qu'également observable au niveau des éprouvettes fissurées de configuration CM0-B, une telle striction est beaucoup moins marquée (figure IV.58). Ces observations corroborent donc le raisonnement proposé par Pardoën et Pineau pour expliquer une augmentation de la ténacité en condition de contraintes planes.

Cette meilleure aptitude de la configuration CM1-B à propager de façon stable les fissures de fatigue renforce le constat d'une meilleure tenue en fatigue par rapport à la configuration CM0-B. Cet effet est toutefois contre-balançé par la différence de localisation des fissures entre les deux CMs (en bord pour CM0-B et majoritairement au centre pour CM1-B) et ce, du fait de la présence de GPRs. Une telle différence de localisation de l'endommagement revêt bien entendu une importance majeure comme en atteste la figure VI.10 relative aux longueurs de fissures représentatives de chacune des configurations matières. Ces dernières sont alors de longueur

quasi équivalente quelle que soit la configuration matière<sup>11</sup>. Une fissuration systématique en bord d'éprouvette pour les deux configurations matières aurait donc accru l'écart de tenue en fatigue existant entre les deux configurations matières en faveur de la configuration CM1-B.

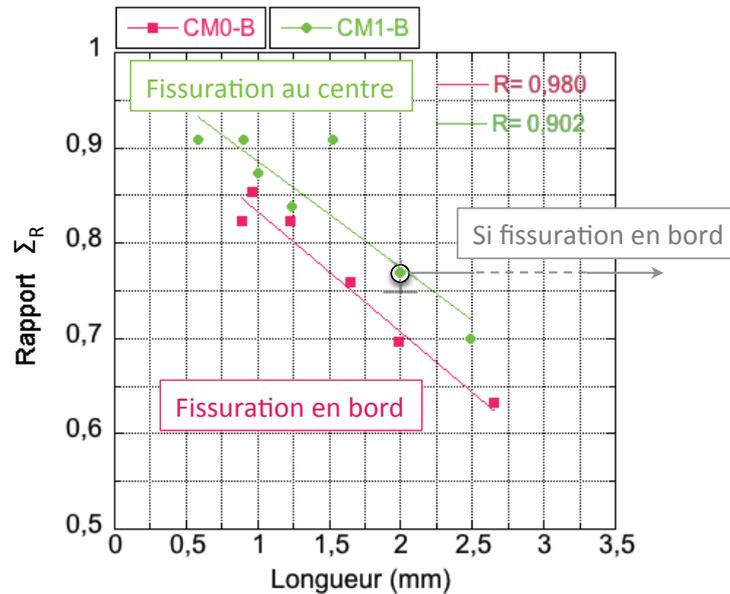


Figure VI.10: Evolution de la longueur des fissures de fatigue en fonction du rapport  $\Sigma_R$  appliqué pour les configurations CM0-B et CM1-B - Ces configurations matières présentent respectivement une fissuration majoritairement en bord et au centre des éprouvettes de fatigue.

## VI.2 Essais de fatigue sur échangeurs thermiques

La représentativité microstructurale de nos éprouvettes de fatigue vis-à-vis des tubes d'échangeurs thermiques a été mise en évidence dans le chapitre III. Celle-ci porte aussi bien sur les états de surface qu'il est possible de rencontrer au niveau des éprouvettes de fatigue et des tubes (présence de GPRs - figure III.15), que sur la microstructure au sein des GPRs qui est analogue à celle d'un joint de brasage (figure III.8). Toutefois, afin de s'assurer de la transposabilité des conclusions portées sur les mécanismes d'endommagement en fatigue de chacune des configurations matières, nous avons réalisé des essais de fatigue sur des éprouvettes présentant une géométrie représentative de celles des échangeurs thermiques. Nous nous sommes attachés à étudier plus spécifiquement les zones impactées par un endommagement en fatigue en service (paragraphe I.4.2). Ces éprouvettes, prélevées directement sur des échangeurs thermiques neufs, se composent donc d'un tube d'une longueur de 20cm et de son collecteur attenant après brasage (figure II.13)(le protocole expérimental développé pour de telles éprouvettes est détaillé dans le paragraphe II.2.2). Chacune des configurations matières CM0-B et CM1-B a ainsi été sollicitée en configuration échangeur thermique pour permettre une comparaison avec les précédents résultats.

La figure VI.11 présente les courbes de Wöhler normalisées respectivement en fonction des limites à rupture (figure VI.11-a) et des limites d'élasticité (figure VI.11-b) empiriques

11. Une légère supériorité est tout de même visible en faveur des fissures de la CM1-B.

obtenues à l'issue des deux campagnes d'essais. Ces dernières ont été estimées à partir de la mesure de la section des tubes de chacune des configurations matières, en relation avec les efforts appliqués par la machine de fatigue. Afin de permettre une comparaison avec les précédents résultats sur éprouvettes de fatigue classiques, les deux courbes de Wöhler relatives à nos configurations CM0-B et CM1-B de type éprouvettes ont été ajoutées à ces figures.

Avant toute analyse complémentaire des résultats, il est important de noter la bonne représentativité des éprouvettes de fatigue type échangeur ici utilisées par rapport aux ruptures en service habituellement constatées. Des essais de fatigue interrompus, non présentés dans cette étude, caractérisés par tomographie X à haute résolution, ont montré une fissuration en fatigue systématiquement en pied de tube au niveau du joint de brasage avec le collecteur. Cela correspond très exactement au lieu d'amorçage des fissures de fatigue observées par Valeo lors de retours garantie de produits analogues (figure I.12).

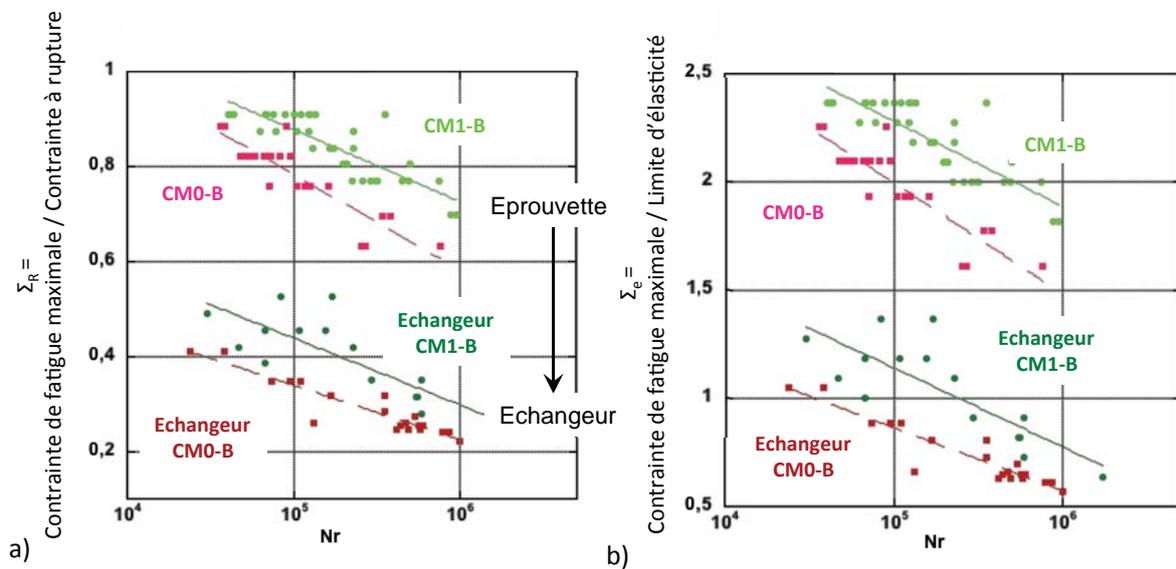


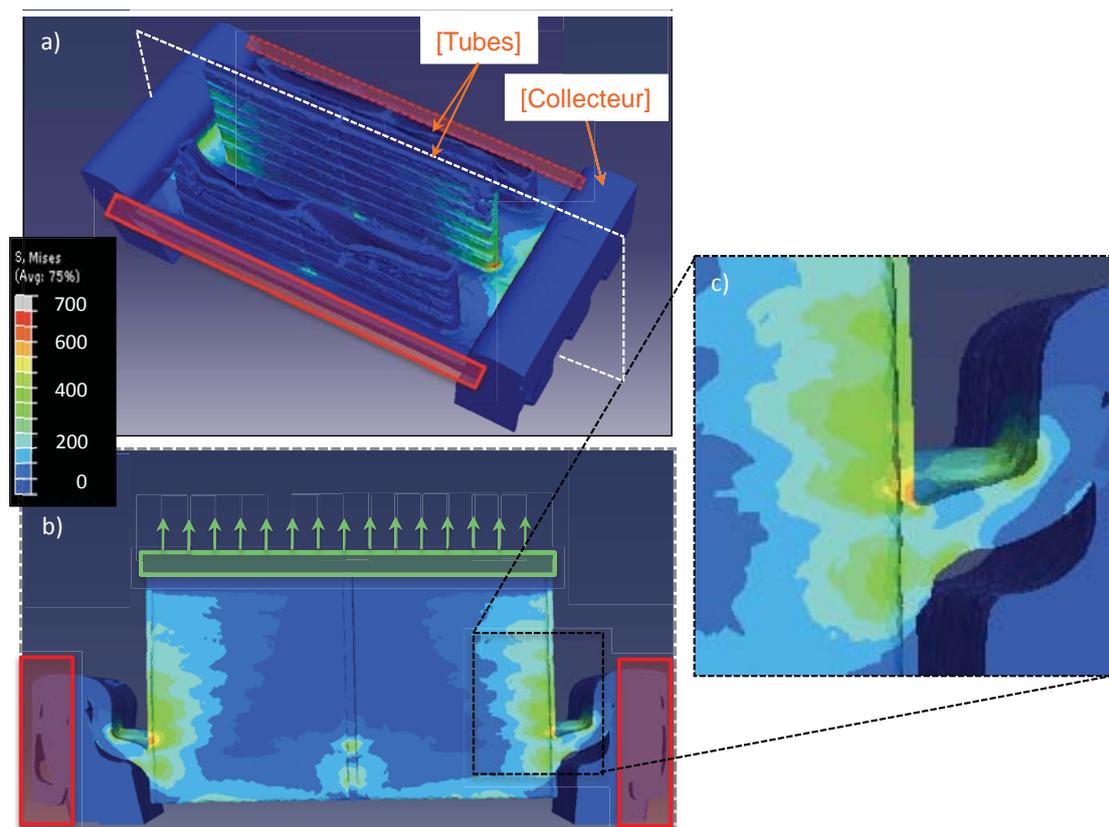
Figure VI.11: Courbes de Wöhler normalisées en fonction respectivement - a) de la limite à rupture - b) de la limite d'élasticité de chacune des configurations matières après brasage - Courbes relatives aux éprouvettes de fatigue classiques (CM0-B et CM1-B) et aux éprouvettes de type échangeur thermique (Echangeur CM0-B et Echangeur CM1-B).

Les courbes de Wöhler de la figure VI.11 mettent très nettement en évidence une importante chute de la tenue en fatigue lors du passage d'une éprouvette de fatigue classique à une éprouvette de type échangeur thermique. La hiérarchie mise en évidence précédemment entre les deux configurations matières s'avère toutefois respectée. La configuration CM1-B conserve en effet une meilleure tenue en fatigue que son homologue CM0-B à contrainte de fatigue appliquée équivalente. Plus encore, les pentes respectives de chacune des courbes de Wöhler d'une même configuration matière, semblent également conservées. A noter que ces courbes de Wöhler ont été obtenues dans les mêmes conditions de cyclage ( $F=10\text{Hz}$ ,  $R=0.1$ ) indépendamment de la géométrie des éprouvettes.

La forte dispersion qui entache les résultats sur éprouvettes de type échangeur CM1-B est également observée, dans une moindre mesure, pour les éprouvettes de fatigue classique CM1-B.

Une telle dispersion avait alors été corrélée à la présence en surface de GPRs aux dimensions variables. Tel est probablement le cas également pour les éprouvettes de type échangeurs thermiques de configuration matière analogue. Ce point n'a toutefois pas pu être quantifié dans le cadre de cette étude faute de temps.

Quoi qu'il en soit, l'importante diminution de la tenue en fatigue des éprouvettes de type échangeur semble être en grande partie imputable à leur complexité géométrique et à la présence de zones de concentrations de contrainte, indépendamment des matériaux utilisés. Une modélisation EF réalisée sur la base de données de tomographie X de laboratoire nous a permis de vérifier cette hypothèse. La figure VI.12 montre ainsi la distribution de contraintes déterminée par EF pour une éprouvette de fatigue de type échangeur CM1-B soumise à une sollicitation en traction au niveau de la partie supérieure du tube<sup>12</sup>. Les zones indiquées en rouge sur la figure sont représentatives de conditions aux limites de type encastrement, à l'image des conditions appliquées lors des essais de fatigue. Une telle représentation s'avère cohérente aux vues des sollicitations mécaniques intervenant en pied de tube lors d'un choc thermique (cf. paragraphe I.4.2).

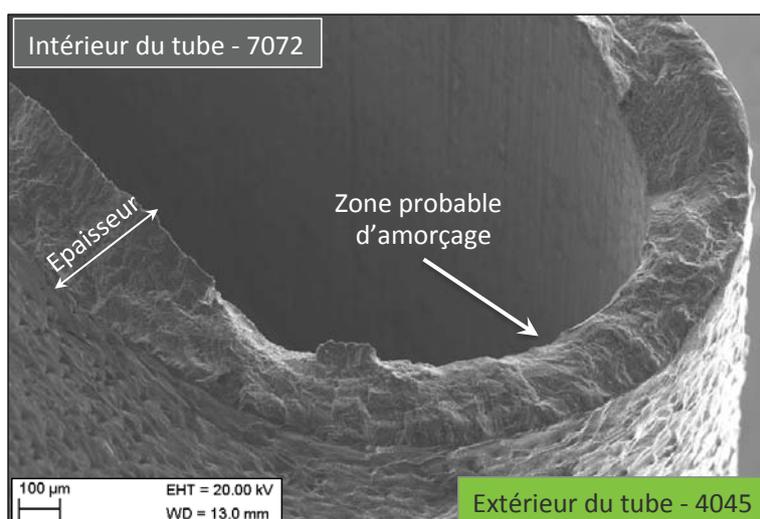


**Figure VI.12: Résultats de type contraintes de Von Mises issus de la modélisation EF du comportement d'une éprouvette de fatigue de type échangeur - Les zones encadrées en rouge témoignent de condition aux limites de type encastrement - Les flèches vertes quant à elles renseignent sur la direction de la sollicitation appliquée (déplacement équivalent à une déformation axiale moyenne du tube de 0,2%).**

<sup>12</sup>. Loi de comportement associée à la modélisation représentative du comportement mécanique de la CM1-B - cf. figure V.12.

Bien que les résultats d'un tel calcul soient à considérer avec précaution (comportement élastique, matériau homogène, etc...), la distribution (qualitative) de concentration de contrainte mise en évidence coïncide parfaitement avec la zone de fissuration principale observée lors des essais. Celle-ci se situe en effet en pied de tube au niveau du joint de brasage avec le collecteur. Elle est en grande partie imputable au faible rayon de courbure du joint de brasage liant nos deux éléments par rapport aux conditions de chargement appliquées. Il s'agit d'un phénomène analogue à ce qui a pu être observé au niveau des éprouvettes de fatigue CM1-B avec la présence, en surface, de GPRs à l'origine d'une localisation prématurée de l'endommagement.

Outre cette nette influence géométrique expliquant l'importante chute en terme de tenue en fatigue vis-à-vis des éprouvettes de fatigue classiques, l'analyse des faciès de rupture relatifs à ces éprouvettes type échangeur confirme la similitude des mécanismes d'endommagement en fatigue inhérents aux différentes configurations matières définis dans les chapitres précédents. En témoignent les figures VI.13 et VI.14 relatives à une seule et même éprouvette CM1-B de type échangeur thermique ( $\Sigma_R = 0,315$ ). Cette dernière est représentative du faciès de rupture qui a pu être observé post-mortem sur l'intégralité des éprouvettes de fatigue ainsi cyclées.



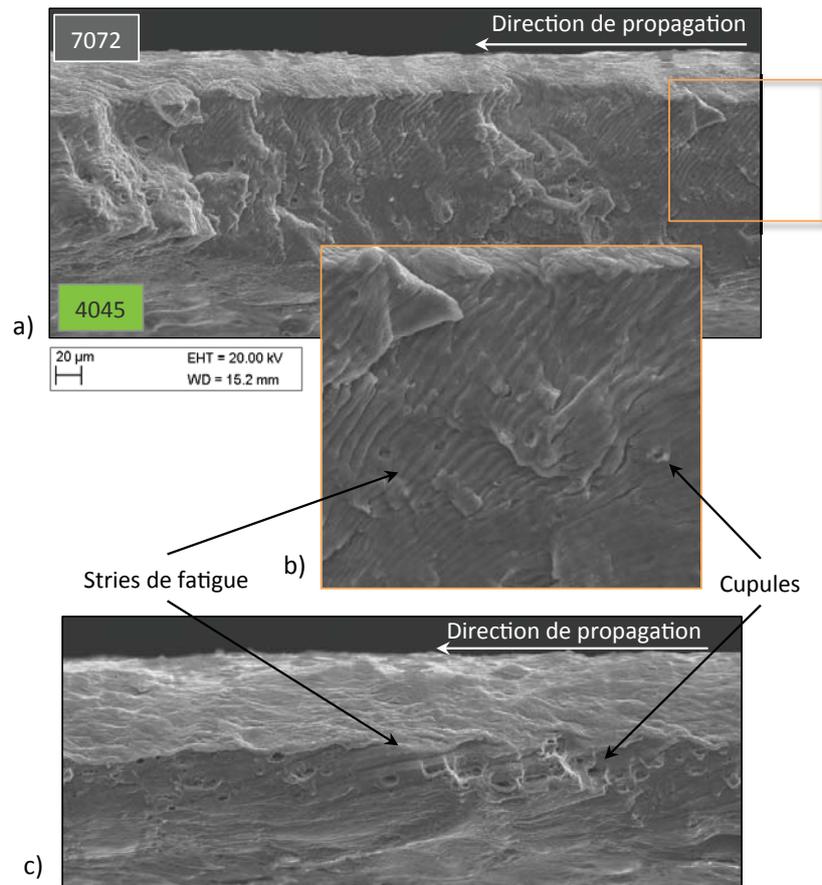
**Figure VI.13: Observations MEB (SE) de la zone d'amorçage de la fissure de fatigue d'une éprouvette de type échangeur thermique (CM1-B) - Zone correspondant à l'arrondi du tube situé à proximité du joint de brasage tube/collecteur (partie analysée : tube).**

La figure VI.13 permet de visualiser la zone de propagation stable de la fissure de fatigue au niveau de l'arrondi du tube, à proximité du joint de brasage tube/collecteur<sup>13</sup>. Il s'agit là d'une observation réalisée sur la partie tube de l'éprouvette, après rupture complète. La zone d'amorçage de la fissure, bien que non identifiable sur cette observation MEB, est également localisée dans l'arrondi du tube. En témoignent d'une part les précédents résultats de la modélisation mais également la présence d'une large zone de propagation stable, dépassant largement l'arrondi du tube et s'étendant à l'identique sur les deux parois de ce dernier. Des essais interrompus avant rupture totale de l'éprouvette nous ont permis de confirmer cette hypothèse via la visualisation en tomographie X haute résolution, de fissures de fatigue

13. Zone d'amorçage induite par un phénomène de concentration de contrainte lié à la géométrie de l'échangeur.

systématiquement localisées dans l'arrondi des tubes.

La figure VI.14 propose, elle, une visualisation de différentes parties d'une même zone de propagation mixte, au niveau desquelles coexistent stries de fatigue et cupules (en quantité d'autant plus grande que l'on approche de la zone de rupture brutale - cf. figure VI.14-c). Un important phénomène de striction, couplé à une rotation progressive de 90° des stries vis-à-vis de la direction de propagation, rappellent la transition "*Flat-to-Slant*" identifiée sur les éprouvettes de fatigue classiques.



**Figure VI.14: Observations MEB (SE) de différentes parties de la zone de propagation mixte d'une fissure de fatigue sur éprouvette de type échangeur thermique - a) zone avec faible striction apparente - b) Zoom de a) - c) zone localisée en fin de propagation stable, juste avant la rupture brutale de l'éprouvette - Dans cette dernière zone, coexistent stries de fatigue, parallèles à la direction de propagation et cupules, significatifs d'un endommagement ductile.**

Les mesures précises des zones de propagation stable<sup>14</sup> des fissures de fatigue observées sur ces éprouvettes de type échangeur thermique ne seront pas détaillées plus amplement dans le cadre de ces travaux. La complexité géométrique des éprouvettes rend en effet difficile l'interprétation des longueurs de fissure en question. Quoiqu'il en soit, l'importante similitude des résultats présentés témoigne de mécanismes d'endommagement très probablement iden-

14. Mesure comprenant la phase de propagation mixte.

tiques à ceux observés sur des éprouvettes de fatigue classiques, modulo l'effet géométrique des échangeurs thermiques. Les différentes conclusions effectuées jusqu'à présent sont donc transposables aux éprouvettes de fatigue de type échangeur thermique. Seule l'influence des GPRs présentes en surface des tubes n'a pu être directement quantifiée faute de temps. Il est toutefois probable que cette influence soit aujourd'hui de second ordre vis-à-vis de la concentration de contrainte induite par la géométrie du joint de brasage. Il convient toutefois de ne pas négliger leur effet sur la tenue en fatigue pour les prochaines générations d'échangeurs dans lesquels les épaisseurs des tubes sont amenées à diminuer.

Ces essais de fatigue sur éprouvettes type échangeur thermique sont désormais couramment utilisés chez Valeo pour étudier le comportement en fatigue des nouvelles structures échangeurs thermiques [139]. Des études comparatives quant à l'influence du design de la jonction tube/collecteur sur la tenue en fatigue peuvent ainsi être envisagées en complément des essais sur éprouvettes de fatigue simples. Une enceinte thermique a également été ajoutée au présent dispositif afin de prendre en compte l'influence de la température sur la tenue en fatigue, paramètre non considéré dans le cadre de ces travaux.

# CHAPITRE VII

## Conclusion générale

Il convient dans un premier temps de rappeler la problématique initiale rencontrée par Constellium et VALEO : **déterminer les mécanismes d'endommagement en fatigue des structures brasées de type échangeur thermique** afin de mieux comprendre les raisons d'une fissuration anticipée des tubes lors d'une sollicitation cyclique de type choc thermique. En effet, le réel point bloquant, en conséquence directe de la fissuration d'un tube, est la fuite que cela génère, rendant inutilisable l'échangeur thermique.

Dans le cadre de ces travaux, un dispositif expérimental, associant diverses techniques expérimentales telles que la corrélation d'images numériques (2D-3D) ou la tomographie à rayons X (de laboratoire ou à l'ESRF), a été développé afin de permettre la compréhension des mécanismes d'endommagement en fatigue de ces structures brasées. Deux configurations matières tri-matériaux, industriellement utilisées dans des tubes d'échangeurs thermiques, ont été plus spécifiquement étudiées : l'une symétrique 4045/3916/4045 (CM0-B) et l'autre asymétrique 4045/3916/7072 (CM1-B). La complémentarité entre les approches expérimentales et numériques utilisées nous a permis d'analyser, à une échelle aussi bien microscopique, mésoscopique que macroscopique, les mécanismes d'amorçage et de propagation des fissures de fatigue au sein de nos deux configurations matières. Nous avons ainsi pu expliquer la meilleure tenue en fatigue de la configuration CM1-B vis-à-vis de la configuration CM0-B.

### VII.1 Amorçage des fissures de fatigue

Quelle que soit la configuration matière, la phase d'amorçage des fissures de fatigue se produit à partir des hétérogénéités microstructurales de surface, côté placage 4045, induite par le procédé thermique de brasage. Il apparaît en effet que la microstructure de type Al-Si eutectique, constituée de nombreuses phases fragiles (intermétalliques de type  $Al(Fe, Mn)Si$  et aiguilles de Si), est particulièrement sensible aux niveaux de contrainte atteints en surface des éprouvettes au cours d'une sollicitation mécanique de type traction. Ces différentes particules, localisées essentiellement aux niveaux des joints de grains, mais également au coeur d'hétérogénéités de surface plus importantes (nommées Goutte de Placage Résiduelle - GPR), sont rompues en très grand nombre lorsque les niveaux de contrainte atteints augmentent. Elles constituent dès lors des lieux d'amorçage privilégiés des fissures de fatigue (**amorçage de type intergranulaire**).

Dans la présente étude, chacune des deux configurations étudiées témoigne de cette forte sensibilité à la microstructure issue du brasage. Il semble toutefois que l'utilisation d'un placage 7072 dans le cas de la configuration CM1-B en substitution à un placage 4045, soit responsable d'une modification majeure des comportements en fatigue, notamment vis-à-vis du phénomène de multi-fissuration. La configuration CM1-B n'y est en effet que très peu sensible. Une telle différence peut-être corrélée d'une part, à l'absence de phases fragiles en surface ou à coeur de ce placage et, d'autre part, à la plus grande ductilité de ce dernier par rapport à l'alliage 4045. Ainsi, alors qu'une fissure présente côté placage 4045 sera source d'une augmentation significative de l'état de contraintes sur la surface 4045 opposée (configuration CM0-B), une même fissure induira une déformation plastique du placage 7072 d'une configuration CM1-B. Cette déformation plastique, consommatrice d'énergie, induit très probablement un phénomène d'écrantage de la fissure.

A contrario, la configuration CM1-B étudiée semble particulièrement affectée par la présence des Gouttes de Placage Résiduelles en surface, côté placage 4045. Les zones d'amorçage des fissures de fatigue relatives à cette configuration matière 1 ont en effet toutes été associées à la présence d'une GPR. La configuration CM0-B n'y est cette fois que très peu sensible. En effet, une étude paramétrique relative aux GPRs de chacune des configurations matières<sup>1</sup>, couplée à une analyse EF de leur effet géométrique sur les contraintes induites en surface des éprouvettes, a permis de mettre en évidence l'existence d'une dimension "*seuil*" de GPR en dessous de laquelle, leur effet devient de second ordre vis-à-vis de l'endommagement généralisé observé en surface.

Une optimisation de la durée de vie des échangeurs thermiques nécessite une prise en compte d'un tel effet des GPRs sur la tenue en fatigue des structures brasées. Ceci sera d'autant plus vrai dans les années à venir avec la constante diminution des épaisseurs de tubes imposée par le marché en vue d'une réduction des coûts matière. L'influence des GPRs risque en effet de devenir de premier ordre. Il sera dès lors indispensable d'en contrôler précisément les dimensions à l'issue du procédé de brasage, afin de neutraliser l'amorçage préférentiel des fissures qu'elles induisent.

## VII.2 Propagation des fissures de fatigue

La phase de propagation des fissures de fatigue peut être scindée en trois sous-phases distinctes. Chacune de ces phases est très aisément identifiable à l'observation des faciès de rupture :

- La première d'entre elles correspond à la phase de **propagation stable** de la fissure de fatigue. Qu'il s'agisse d'un amorçage en bord (CM0-B) ou au centre d'une éprouvette au niveau d'une GPR (CM1-B), celle-ci se caractérise par une **propagation intra-granulaire** de la fissure, tout d'abord dans l'épaisseur puis, dans le sens travers long perpendiculairement à la direction de sollicitation.
- La seconde phase de propagation identifiée est dite phase de **propagation mixte**. Elle correspond à une zone dans laquelle la vitesse de la fissure de fatigue augmente de manière

---

1. La dimension des GPRs de la configuration CM1-B est en moyenne supérieure à celle des GPRs de la configuration CM0-B. Ce constat est d'autant plus vrai si l'on considère les GPRs (CM1-B) à l'origine de la fissuration.

significative sous l'effet conjugué d'une contrainte croissante dans le ligament et d'un état de contraintes planes induit par la faible épaisseur des éprouvettes. L'importante accélération de la fissure de fatigue se traduit, entre autres, sur le faciès de rupture, par une distance inter-stries croissante. Cette phase de propagation mixte se caractérise également d'une part, par un important phénomène de striction dans l'épaisseur et, d'autre part, par la coexistence des stries de fatigue avec un nombre croissant de cupules, représentatif d'un endommagement ductile en tête de fissure. Enfin une rotation de  $90^\circ$  des stries de fatigue, traduisant d'une rupture dite "*Flat-to-Slant*" est également observée.

Le caractère fortement ductile du placage 7072 semble influencer cette étape de propagation mixte des fissures de fatigue, comme en témoigne l'importante différence de longueur de fissure ayant amorcé en bord d'éprouvette, observées entre les deux configurations matière et ce, en faveur de la configuration CM1-B.

Le procédé thermique de brasage semble également avec une influence importante sur cette phase de propagation mixte. En effet, avant brasage, l'analyse des faciès de rupture des éprouvettes ne révèle aucune rotation des stries de fatigue et ce, quelle que soit la configuration matière considérée. Les stries possèdent alors une forme de chevron d'autant plus marquée que la fissure accélère et que la striction augmente.

- La troisième et dernière phase de propagation des fissures de fatigue correspond à la rupture brutale des éprouvettes. Du fait de la transition "*Flat-to-Slant*" dont elle est la conséquence, cette phase se caractérise par un faciès de rupture orienté à  $45^\circ$  par rapport à l'axe de sollicitation, résultant d'un phénomène de cisaillement dans l'épaisseur.

Des essais de fatigue menés sur des éprouvettes type échangeur thermique ont permis de corroborer les mécanismes d'amorçage et de propagation des fissures de fatigue résumés ci-dessus pour ces deux configurations matières. La hiérarchie en terme de durée de vie, obtenue sur éprouvettes de fatigue classiques, est conservée lors de la sollicitation cyclique d'éprouvettes de géométrie complexe, représentative des échangeurs thermiques. Une importante chute de durée de vie globale est cependant observée entre les deux géométries d'éprouvettes, à contrainte de fatigue appliquée équivalente. Celle-ci est directement imputable au design de la structure étudiée et plus spécifiquement à la concentration de contraintes générée au niveau du joint de brasage tube/collecteur. Il s'agit là de la zone privilégiée d'amorçage des fissures de fatigue, aussi bien lors des essais laboratoire que dans le cadre de retours garantie clients chez VALEO.

### VII.3 Perspectives

Le cahier des charges des constructeurs automobiles est de plus en plus sévère en ce qui concerne la tenue en fatigue des échangeurs thermiques brasés. Ceux-ci sont aujourd'hui amenés à subir des variations de température toujours plus grandes (de  $-30^\circ\text{C}$  à  $120^\circ\text{C}$ ), correspondant à des contraintes appliquées toujours plus importantes. Afin de s'assurer de leur parfaite tenue et éviter toute fissuration des tubes, plusieurs actions ou études, à court et moyen termes, peuvent être envisagées.

La première d'entre elles consiste en une optimisation de la géométrie des joints de brasage tube/collecteur afin d'en diminuer drastiquement l'effet sur les concentrations de contraintes qu'ils induisent localement. Une telle réflexion est indispensable à mener. Le

dispositif expérimental universel développé dans le cadre de ces travaux pour solliciter en fatigue des éprouvettes présentant une géométrie complexe, offre la possibilité de solliciter des géométries tube/collecteur très variées. Diverses architectures pourraient ainsi être comparées et probablement être à l'origine de réels progrès en terme de design des échangeurs. Il est de plus tout à fait envisageable (et déjà envisagé) d'améliorer ce dispositif expérimental, par l'ajout d'une enceinte thermique, afin de solliciter ces mêmes géométries à des températures autres que la température ambiante (de  $-30^{\circ}\text{C}$  à  $120^{\circ}\text{C}$ ). A noter tout de même que le métal de Wood préconisé dans ces travaux pourrait alors ne plus convenir<sup>2</sup>.

Une seconde étude devrait être menée pour optimiser la durée de vie des échangeurs thermiques avec cette fois, pour objectif, la modification de la microstructure fragilisante post-brasage présente en surface des tubes, au niveau des placages 4045. La présence de phases fragiles aux joints de grains ou à coeur des GPRs, produits de la solidification du placage 4045 et lieux d'amorçage préférentiel des fissures de fatigue, pourrait probablement être minimisée via une modification de la composition du placage. L'ajout d'éléments d'alliage tels que le strontium est en effet connu pour produire des aiguilles de Si de formes plus arrondies [140]. L'obtention de particules de Si globulaires et non d'aiguilles pourrait permettre de minimiser leur sensibilité aux contraintes induites en surface lors d'une sollicitation mécanique de type traction. Outre l'ajout de Sr, les teneurs en Fe, Mn du placage 4045 pourraient constituer deux autres leviers qu'il serait possible d'actionner pour modifier, cette fois-ci, la géométrie des intermétalliques présents à ces mêmes joints de grains [103, 141].

De plus, afin de minimiser la probabilité de formation de GPRs, du fait de la non-utilisation du placage 4045 dans la formation de joints de brasage (tube/collecteur et/ou tube/intercalaire), il semble nécessaire de contrôler l'épaisseur de placage initialement colaminé au matériau d'âme. Il s'avère en effet que le passage d'une épaisseur de placage de 10 à 15% entre nos deux configurations matières, est responsable de la formation de GPRs de dimensions bien supérieures, à l'origine de concentrations de contraintes particulièrement néfastes pour la tenue en fatigue. Une telle augmentation de la dimension des GPRs augmente également la probabilité d'avoir, à coeur de la GPR, une microstructure fragilisante. Il pourrait donc être intéressant de reconsidérer la nécessité d'utiliser 15% de placage 4045 afin de trouver un compromis viable entre qualité de brasage et tenue en fatigue.

Ces travaux ont également mis en évidence le rôle majeur du placage 7072 sur la tenue en fatigue de nos structures brasées. Outre l'absence de multi-fissuration dont il est probablement responsable, son importante ductilité, même après brasage, influe très nettement sur la phase de propagation des fissures de fatigue. En ce sens, il pourrait être intéressant de réfléchir à une utilisation généralisée d'un tel placage (ou équivalent) sur l'intégralité des configurations tubes industrielles. Dans le cas où le design de l'échangeur nécessiterait malgré tout l'utilisation de deux placages 4045 pour des raisons de brasabilité, l'emploi d'une structure non plus tri-matériaux mais quadri-matériaux pourrait s'avérer être une solution intéressante (ex : 4045/3916/7072/4045).

Enfin, en ce qui concerne le protocole expérimental et numérique développé, diverses améliorations et optimisations peuvent être envisagées. L'utilisation simultanée de la corrélation d'images numériques (2D-3D) et d'un suivi par thermographie Infra-Rouge (IR) pourrait être

---

2. D'autres métaux à "bas" point de fusion peuvent toutefois être envisagés.

envisagée, en vue de prédire plus précocément les lieux d'amorçage des fissures de fatigue. Quelques essais de faisabilité ont d'ores et déjà été menés avec des résultats particulièrement encourageants (cf. annexe C). Moyennant une optimisation des paramètres expérimentaux (fréquence d'acquisition, trigger avec la machine de fatigue, contrôle de l'émissivité, ...) mais également du traitement post-mortem des données, l'influence de l'état de surface sur la tenue en fatigue pourrait être appréciée plus finement.



## Bibliographie

- [1] S. Tierce. *Etude de la corrosion des alliages d'aluminium brasés constituant les échangeurs thermiques utilisés dans les véhicules automobiles*. PhD thesis, Institut National Polytechnique de Toulouse, 2006.
- [2] J. Poux. *Etude de la corrosion interne de tubes en alliages d'aluminium utilisés dans des échangeurs thermiques pour l'automobile*. PhD thesis, Institut National Polytechnique de Grenoble, 2007.
- [3] W.S. Miller, L. Zhuang, J. Bottema, A.J Wittebrood, P. De Smet, A. Hazler, and A. Vie-regge. Recent development in aluminium alloys for the automotive industry. *Materials Science and Engineering*, A280 :37–49, 2000.
- [4] R. Cazes. Soudage automatique. *Techniques de l'Ingénieur*, BM7750, 1997.
- [5] S. Dancette. *Comportement mécanique des soudures par point : mécanismes et stratégies de prédiction dans les cas de tôles en acier pour automobile*. PhD thesis, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2009.
- [6] R. Develay. Propriétés technologiques de l'aluminium et ses alliages corroyés. *Techniques de l'Ingénieur*, M439 :10–12, 2006.
- [7] H.W. Swidersky. Aluminum Brazing with Non-Corrosive Fluxes - Fundamentals of Controlled Atmosphere Brazing technology. In *Proceeding of the 10th International AFC-Holcroft Brazing Seminar*, 2008.
- [8] D. Sichen, I. Arvanitidis, and S. Seetharaman. Flux reactions in Aluminum brazing with fluoride fluxes. *Gränges Technical Report*, 1996.
- [9] M. Yamaguchi, H. Kawase, and H. Koyama. Brazeability of Al-Mg alloys in non-corrosive flux brazing. *Furukawa*, 12 :145–149, 1993.
- [10] D.C. Lauzon and H.W. Swidersky. The myths of nocolok - myths about aluminium brazing with non-corrosive fluxes NOCOLOK® flux brazing technology. *www.solvay.com*, 2002.
- [11] B. Wallis and U. Bentrup. Zur thermischen Entwässerung von  $K_2AlF_5 \cdot H_2O$ . *Journal of Inorganic and General Chemistry*, 589 :221–227, 1990.
- [12] O. Bose and D. Lauzon. Corrosion Behaviour of AA3003 Brazing Sheet under Acidic Conditions in the Presence of Nocolok Flux Residue. In *Proceeding of the 4th International Congress Aluminium Brazing*, 2006.
- [13] J.E Macintyre. *Dictionary of Inorganics Compounds*. Chapman and Hall, 1992.
- [14] D.J. Field and N.I. Steward. Mechanistic aspects of the NOCOLOK flux brazing process. *Society of Automotive Engineers International*, 1987.

- [15] D.C Lauzon, H.J. Belt, and U. Bentrup. Hf generation in NOCOLOK flux brazing furnaces. In *Therm Alliance International Invitational Brazing Seminar*, 1998.
- [16] A. Gray, D.C. Lauzon, and H.W. Swidersky. In *Proceeding of the 7th International AFC-Holcroft Brazing Seminar*, 2002.
- [17] J. Garcia and C. Massoulier. Brazeability of aluminium alloys containing magnesium by CAB process using cesium flux. *Society of Automotive Engineers*, 2001.
- [18] S. Dulac. Document interne Alcan. 2006.
- [19] M. Pourbaix. *Atlas of Electrochemical Equilibra in Aqueous Solutions*. Pergamon press, 1966.
- [20] C. Vargel. *Corrosion de l'aluminium*. Dunod, 1999.
- [21] M.C. Reboul, T.J. Warner, H. Mayet, and B. Baroux. A ten-step mechanism for the pitting corrosion of aluminium. In *Proceeding of the 5th International Conference on Aluminium Alloys (ICAA5)*. The Japan Institut of Light Metals, 1996.
- [22] Z. Szklarska-Smialowska. Pitting Corrosion of Aluminium. *Corrosion Science*, 41 :1743–1767, 1999.
- [23] F. Dabosi, G. Beranger, and B. Baroux. *Corrosion Localisée*. Les éditions de (la) Physique, 1994.
- [24] R. Liang, R. Shi, E. Lazo, and M. Kozdras. Electrochemical and Corrosion Performance of Zinc-Containing Tri-Layer Aluminium Sheet AA7072/3003/4343 in OY synthetic Water. *Society of Automotive Engineers*, Technical paper Series 2005-01-2035, 2005.
- [25] D. Berges and F. Meslin. The Effect of Nocolok Potassium Fluorozincate Flux on Evaporator Corrosion Resistance. *Society of Automotive Engineers*, Technical paper Series 2005-01-2034, 2005.
- [26] Standard Praticce for Modified Salt Spray (Fog) Testing. *ASTM - American Society for Testing and Materials*, G85-98.
- [27] A.G Noumet-Villemiane. Document interne Valeo Engine Cooling System - Expertise sur radiateur d'air de suralimentation. MT1204, 2008.
- [28] J. Garcia and E. Perrin. Fatigue behavior of heat exchangers and brazed materials. In *Proceeding of the 10th International AFC-Holcroft Brazing Seminar*, 2008.
- [29] J.J. Garcia and D.C. Christian. Correlations between Charge Air Cooler (CAC) distortion bench tests and flexion fatigue on test specimens. *SAE International*, 2005.
- [30] K. Kanda, K. Ueno, K. Okada, and T. Mizoguchi. Fatigue strength of brazed aluminium heat exchangers 'alex'. *Kobe Steel Engineering reports*, 29 :75–80, 1979.
- [31] M. Kobayashi, S. Takahashi, M. Kageyama, and T. Hatayama. Structural properties and strength of vacuum brazed aluminum honeycomb panel. *Kobe Steel Engineering reports*, 46 :16–19, 1996.
- [32] H. Mizukoshi, K. Yamada, H. Okada, and E. Imoto. Fatigue properties of brazed aluminium honeycomb panels. *Sumitomo Light Metal Technical Reports (Japan)*, 39 :69–72, 1998.
- [33] X.X. Yao, R. Sandström, and T. Stenqvist. Strain-controlled fatigue of a braze clad Al-Mn-Mg alloy at room temperature and at 75 and 180°C. *Materials Science and Engineering*, A267 :1–6, 1999.

- [34] H. Yaguchi, H. Mitani, K. Nagano, T. Fujii, and M. Kato. Fatigue-damage evaluation in aluminum heat-transfer tubes by measuring dislocation cell-wall thickness. *Materials Science and Engineering*, A315 :189–194, 2001.
- [35] T. Fujii, H. Shintate, H. Yaguchi, H. Mitani, A. Inada, K. Shinkai, S. Kumai, and M. Kato. Microstructural development during fatigue of a polycrystalline 3003 aluminum alloy : Special issue on fatigue, cyclic deformation and microstructure. *Iron and Steel Institute of Japan*, 37 :1230–1236, 1997.
- [36] T. Fujii, C. Watanabe, Y. Nomura, and N. Tanaka. Microstructural evolution during low cycle fatigue of a 3003 aluminum alloy. *Materials Science and Engineering*, A319-321 :592–596, 2001.
- [37] C. Watanabe, C.Y. Jin, R. Monzen, and K. Kitagawa. Low-cycle fatigue behavior and dislocation structure of an Al-Mg-Sc alloy. *Materials Science and Engineering*, A387-389 :552–555, 2004.
- [38] H. Shirai and J.R. Weertman. Fatigue dislocation structures at elevated temperatures. *Scripta Metallurgica*, 17 :1253–1258, 1983.
- [39] C. Laird. Fatigue and microstructure. In *Materials Science Seminar - St.Louis*, 1978.
- [40] H. Mughrabi. *Dislocations and Properties in real Materials*. Institute of Metals, 1985.
- [41] J.E. Pratt. Dislocation substructure in strain-cycled copper as influenced by temperature. *Acta Metallurgica*, 15 :319–327, 1969.
- [42] J.E. Grosskreutz. The mechanisms of metal fatigue (i). *Physica Status Solidi (b)*, 47 :11–31, 1971.
- [43] J. Delacroix. *Etude des mécanismes de fissuration en fatigue et/ou fretting d'alliages Al-Cu-Li*. PhD thesis, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2011.
- [44] J. Ruste. Microanalyse X par sonde électronique - Principe et Instrumentation. *Techniques de l'Ingénieur*, P885, 2009.
- [45] S.J.B. Reed. *Electron Microprobe Analysis*. Cambridge University Press, 1975.
- [46] K.F.J Heinrich and D.E. Newbury. *Electron Probe Quantification*. Plenum Press, 1991.
- [47] D.B. Williams, J.I. Goldstein, and D.E. Newbury. *X-Ray spectrometry in electron beam instruments*. Plenum Press, 1995.
- [48] J. Ruste. Microanalyse X par sonde électronique - Applications et Développements. *Technique de l'Ingénieur*, P886, 2009.
- [49] E. Maire, C. Verdu, G. Lormand, and R. Fougères. Study of the damage mechanisms in an OSPREY Al alloy-SiC<sub>p</sub> composite by scanning electron microscope in situ tensile tests. *Materials Science and Engineering*, A196 :135–144, 1995.
- [50] O. Caty. *Fatigue des empilements de sphères creuses métalliques*. PhD thesis, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2008.
- [51] C. Thiery and J.L. Gerstenmayer. Tomographie à rayons X. *Techniques de l'Ingénieur*, P950, 2002.
- [52] E. Maire, L. Salvo, P. Cloetens, and M. Di Michiel. Tomographie à Rayons X appliquée à l'Etude des Matériaux. *Techniques de l'Ingénieur*, IN20, 2004.
- [53] L.A. Feldkamp, L.C. Davis, and J.W. Kress. Practical Cone-Beam Algorithm. *J. Opt. Soc.*, 1, 1984.

- [54] E. Maire, A. Fazekas, L. Salvo, R. Dendievel, S. Youssef, P. Cloetens, and J.M. Letang. X-Ray Tomography Applied to the Characterization of Cellular Materials. Related Finite Element Modeling Problems. *Composites Science and Technology*, 63(2431-2443), December 2003.
- [55] K. Madi, S. Forest, M. Boussuge, S. Gailliègue, E. Lataste, and J.Y. Buffière. Finite Element Simulations of the Deformation of Fused-Cast Refractories Based on X-Ray Computed Tomography. *Computational Materials Science*, 39 :224–229, March 2007.
- [56] S. Youssef, E. Maire, and R. Gaertner. Finite Element Modelling of the Actual Structure of Cellular Materials Determined by X-Ray Tomography. *Acta Materialia*, 53 :719–730, February 2005.
- [57] O. Caty, E. Maire, S. Youssef, and R. Bouchet. Modelling the Properties of Closed Cell Cellular Materials from Tomography Images using Finite Shell Elements. *Acta Materialia*, 56 :5524–5534, 2008.
- [58] O. Caty, E. Maire, and R. Bouchet. Fatigue of Metal Hollow Spheres Structures. *Advanced Engineering Materials*, 10 :179–184, 2008.
- [59] N. Vanderesse, E. Maire, A. Chabod, and J.Y. Buffière. Microtomographic Study and Finite Element Analysis of the Porosity harmfulness in a cast Aluminium Alloy. *International Journal of Fatigue*, 33 :1514–1525, 2011.
- [60] J. Baruchel, E. Boller, P. Cloetens, W. Ludwig, and F. Peyrin. *X Ray Tomography in Material Science*. Hermès Science, 1999.
- [61] J. Baruchel, J.Y. Buffière, E. Maire, P. Merle, and G. Peix. *X-Ray Tomography in Material Science*. Hermès, 2000.
- [62] P. Cloetens, M Pateyron-Salomé, J.Y. Buffière, G. Peix, J. Baruchel, and F. Peyrin. Observation of Microstructure and Damage in Materials by Phase Sensitive Radiography. *Journal of Applied Physics*, 81 :5878–5886, 1999.
- [63] J.Y. Buffière. *Mémoire d’Habilitation à Diriger des Recherches*. INSA de Lyon, 2001.
- [64] J.Y. Buffière, E. Maire, P. Cloetens, G. Lormand, and R. Fougères. Characterisation of Internal Damage in a MMC<sub>p</sub> using X-Ray Synchrotron Phase Contrast Microtomography. *Acta Metallurgica*, 47 :16313–1625, 1999.
- [65] L. Bianchi and E. Rigal. Usinage par Electro-Erosion. *Techniques de l’Ingénieur*, B7310, 1987.
- [66] A. Delwasse. Propriétés des Alliages - Etains et alliages d’Etain. *Techniques de l’Ingénieur*, TI551-M520, 1983.
- [67] S. Bergonnier, F. Hild, and S. Roux. Digital Image Correlation used for Mechanical Tests on Crimped Glass Wool Samples. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 40 :185–197, 2005.
- [68] M. Sutton, W. Wolters, W. Peters, W. Ranson, and S. McNeill. Determination of Displacements using an improved Digital Correlation Method. *Image and Vision Computing*, 1 :133–139, 1983.
- [69] F. Hild and S. Roux. Digital Image Correlation : from Displacement Measurement to Identification of Elastic Properties - a Review. *Strain - an International Journal for Experimental Mechanics*, 42-2 :69–80, 2006.
- [70] F. Hild. Mesure de Champs de Déplacement par Corrélation d’Images et Applications en Mécanique des Solides. *Cours - LMT Cachan - Laboratoire de Mécanique et Technologie*, 2003.

- [71] W. Cooley and J.W. Tuckey. An Algorithm for the Machine Calculation of Complex Fourier Series. *Mathematics of Computation*, 19 :297–301, 1965.
- [72] J. Réthoré, F. Hild, and S. Roux. Shear-band capturing using a Multiscale Extended Digital Image Correlation Technique. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 196 :5016–5030, 2007.
- [73] T. Elguedj, J. Réthoré, and A. Buteri. Isogeometric Analysis for Strain Field Measurements. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 200 :40–56, 2011.
- [74] G. Besnard, F. Hild, and S. Roux. “Finite-Element” Displacement Fields Analysis from Digital Images : Application to Portevin–Le Châtelier Bands. *Experimental Mechanics*, 46 :789–803, 2006.
- [75] L. Piegl and W. Tiller. *The NURBS Book - Monographs in Visual Communication*, volume Second Edition. Springer-Verlag, 1997.
- [76] D. Rogers. *An Introduction to NURBS with Historical Perspectives*. Academic Press, 2001.
- [77] T. Hughes, J. Cottrell, and Y. Bazilevs. Isogeometric analysis : CAD, finite elements, NURBS, exact geometry and mesh refinement. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 194 :4135–4195, 2005.
- [78] J. Cottrell, T. Hughes, and Y. Bazilevs. *Isogeometric analysis : toward integration of CAD and FEA*. Wiley, 2009.
- [79] M.A Sutton, J.J Orteu, and Schreir H.W. *Image Correlation For Shape, Motion and Deformation Measurements*. Springer, 2009.
- [80] Y.J. Li and L. Arnberg. Evolution of Eutectic Intermetallic Particles in DC-cast AA3003 Alloy during Heating and Homogenization. *Materials Science and Engineering A*, 347 :130–135, 2003.
- [81] G.J. Marshall, R. Bolingbroke, and A. Gray. Microstructural Control in an Aluminum Core Alloy for Brazing Sheet Applications. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 24 :1935–1942, 1993.
- [82] F. Gao, D.P. Sekulic, Y. Qian, and X. Ma. Residual Clad Formation and Aluminum Brazed Joint Topology Prediction. *Materials Letters*, 57 :4592–4596, 2003.
- [83] M. Dehmas, R. Valdès, M.C. Lafont, J. Lacaze, and B. Viguière. Identification of Intermetallic Precipitates Formed during Re-Solidification of Brazed Aluminium Alloys. *Scripta Materialia*, 55 :191–194, 2006.
- [84] D.P. Sekulic, P.K. Galenko, M.D. Krivilyov, L. Walker, and F. Gao. Dendritic Growth in Al-Si Alloys during Brazing. Part 1 : Experimental Evidence and Kinetics. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 48 :2372–2384, 2005.
- [85] D.P. Sekulic, P.K. Galenko, M.D. Krivilyov, L. Walker, and F. Gao. Dendritic Growth in Al-Si Alloys during Brazing. Part 2 : Computational Modeling. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 48 :2385–2396, 2005.
- [86] D.T.L. Alexander and A.L. Greer. Solid-State Intermetallic Phase Transformations in 3XXX aluminium alloys. *Acta Materialia*, 50 :2571–2583, 2002.
- [87] D.T.L. Alexander, R.G Hamerton, H. Cama, and A.L. Greer. Investigating the Alpha Transformation - A Solid-State Phase change of Dispersed Intermetallic Particles from an Al<sub>6</sub>(Fe,Mn) Phase to an  $\alpha$ -Al-(Fe,Mn)-Si Phase. In *Light Metals*. TMS, 2002.
- [88] J. Lacaze, S. Tierce, M.C. Lafont, Y. Thebault, N. Pébère, G. Mankowski, C. Blanc, D. Robidou, and D. Daloz. Study of the Microstructure Resulting from Brazed Aluminium

- Materials Used in Heat Exchangers. *Materials Science and Engineering A*, 413-414 :317–321, 2005.
- [89] P. Montmitonnet. Laminage - Objectifs et Modélisations. *Techniques de l'Ingénieur*, M3065, 2002.
- [90] P. Montmitonnet. Laminage - Analyses thermomécaniques et Applications. *Techniques de l'Ingénieur*, M3066, 2003.
- [91] P. Deneuve. Mise en Forme de l'Aluminium. *Techniques de l'Ingénieur*, M3140, 2010.
- [92] M. Stucky. Traitements Thermiques des Alliages d'Aluminium - Matériels et Recommandations. *Techniques de l'Ingénieur*, M1290-v2, 2011.
- [93] D.T.L. Alexander and A.L. Greer. Nucleation of the Al-6-(Fe, Mn)-to-a-Al-(Fe, Mn)-Si Transformation in 3XXX Aluminium Alloys. II. Transformation in Cast Aluminium Alloys. *Philosophical Magazine*, 84 :3071–3083, 2004.
- [94] S. Palmer and B.S. Hindin. Internal Corrosion Testing of Aluminium Radiator Tube Alloys. In *Proceeding of the Corrosion 98*. NACE International, 1998.
- [95] J.S; Yoon, S.H. Lee, and M.S Kim. Fabrication and Brazeability of a three-layer 4343/3003/4343 Aluminum Clad Sheet by Rolling. *Journal of Materials Processing Technology*, 111 :85–89, 2001.
- [96] H.W.L. Philipps and P.C. Varley. Equilibrium Phase Diagrams of Aluminium Alloy Systems. *The aluminium Development Association*, 1961.
- [97] A.L. Dons. AlFeSi-Particules in Industrially Cast Aluminium Alloys. *Z. Metallkde*, 76 :609–612, 1985.
- [98] A.L. Dons. The Alstruc Homogenization Model for Industrial Aluminum Alloys. *Journal of Light Metals*, 1 :133–149, 2001.
- [99] S.D. Meijers and A. Bürger. Corrosion Mechanism of Aluminium Brazing Sheet Model Core Alloy. In *Proceeding of VTMS 6*, volume C599/092/2003. Institution of Mechanical Engineers, 2003.
- [100] R. Benedictus, S.D. Meijers, A.J. Wittebrood, and J.H.W. de Wit. Influence of Alloying Additions on Corrosion Behaviour of Aluminium Brazing Sheet. In *Proceeding of the 6th International Conference on Aluminium Alloys (ICAA6)*, pages 1577–1582. The Japan Institut of Light Metals, 1998.
- [101] C. Sigli, L. Maenner, C. Sztur, and R. Shahani. Phase Diagram, Solidification and Heat Treatment of Aluminum Alloys. In *Proceeding of the 6th International Conference on Aluminium Alloys (ICAA6)*, pages 87–98. The Japan Institut of Light Metals, 1998.
- [102] M. Warmuzek, G. Mrowka, and J. Sieniawski. Influence of the Heat Treatment on the Precipitation of the Intermetallic Phases in Commercial AlMn1FeSi Alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 157-158 :624–632, 2004.
- [103] M. Warmuzek, W. Ratuszek, and G. Sek-Sas. Chemical Inhomogeneity of Intermetallic Phases Precipitates formed during Solidification of Al-Si Alloys. *Materials Characterization*, 54 :31–40, 2005.
- [104] C. Lemaignan. *La Rupture des Matériaux*. EDP Sciences, 2003.
- [105] D.G. Shang, W.X. Yao, and D.J. Wang. A new Approach to the Determination of Fatigue Crack Initiation Size. *International Journal of Fatigue*, 20 :683–687, 1998.
- [106] W. Cui. A State-of-Art Review on Fatigue Life Prediction Methods for Metal Structures. *Journal of Marine Science and Technology*, 7 :43–56, 2002.

- [107] C. Bathias and J.P. Bâillon. *La Fatigue des Matériaux et des Structures - 2ème édition revue et augmentée*. Hermès, 1997.
- [108] G. Henaff and F. Morel. *Fatigue des Structures - Endurance, Critères de Dimensionnement, Propagation des Fissures, Rupture*. Elipses, 2005.
- [109] J.M. Finney and C. Laird. Strain Localization in Cyclic Deformation of Copper Single Crystals. *Philosophical Magazine*, 31 :339–366, 1975.
- [110] H. Mughrabi. Cyclic Slip Irreversibilities and the Evolution of Fatigue Damage. *ASM International*, 40A :1257–1279, 2009.
- [111] P. Lukas and M. Klesnil. Cyclic Stress-Strain Response and Fatigue Life of Metals in Low Amplitude Region. *Material Sciences and Engineering*, 11 :345–356, 1973.
- [112] C.E. Feltner and C. Laird. Cyclic Stress-Strain response of F.C.C. Metals and Alloys - Phenomenological Experiments. *Acta Metallurgica*, 15 :1621–1632, 1967.
- [113] K. Bouabdallah. *Caractérisation de l'Effet Portevin-Le Chatelier dans les Alliages d'Aluminium Magnésium - Apport des Techniques d'Analyses d'Images*. PhD thesis, Université Ferhat Abbas - Setif, 2006.
- [114] S. Suresh. *Fatigue of Materials*. Cambridge University Press, 1998.
- [115] R.C. Boettner, C. Laird, and A. McEvily. Crack Nucleation and Growth in High Strain Low Cycle Fatigue. *Transactions of the Metallurgical Society of the American Institute of Mechanical Engineers*, 233 :379–387, 1965.
- [116] P. Paris and F. Erdogan. A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. *Journal of Basic Engineering*, 85 :528–534, 1963.
- [117] S. Pearson. Initiation of Fatigue Cracks in Commercial Aluminium Alloys and the Subsequent Propagation of Very Short Cracks. *Engineering Fracture Mechanics*, 7 :235–240, 1975.
- [118] K.S Ravichandran, R.O Ritchie, and Y. Murakami. *Small Fatigue Cracks : Mechanics, Mechanisms and Applications*. Elsevier, Oxford, 1999.
- [119] K.J. Miller and E.R. De los Rios. *The Behaviour of Short Fatigue Cracks*. Mechanical Engineering Publications Limited, London, 1986.
- [120] D. Davidson, K. Chan, R. McClung, and S. Hudak. “Comprehensive Structural Integrity” par R.O. Ritchie and Y. Murakami, chapter 4.05 : Small Fatigue Cracks. Elsevier, Oxford, 2003.
- [121] U. Zerbst, M. Heinemann, C.D. Donne, and D. Steglich. Fracture and Damage Mechanics Modelling of Thin-Walled Structures - An Overview. *Engineering Fracture Mechanics*, 76 :5–43, 2009.
- [122] D. Broek. *Elementary Engineering Fracture Mechanics*. Martinus Nijhoff Publishers, 1982.
- [123] T. Pardoen, Y. Marchal, and F. Delannay. Thickness Dependence of Cracking Resistance in Thin Aluminium Plates. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 47 :2093–2123, 1999.
- [124] T. Pardoen, Y. Marchal, and F. Delannay. Essential Work of Fracture Compared to Fracture Mechanics - Towards a Thickness Independent Plane Stress Toughness. *Engineering Fracture Mechanics*, 69 :617–631, 2002.
- [125] T. Pardoen, F. Hachez, B. Marchioni, P.H. Blyth, and A.G. Atkins. Mode I Fracture of Sheet Metal. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 52 :423–452, 2004.

- [126] A. Pineau and T. Pardoen. *Failure of Metals, in Comprehensive Structural Integrity*. Elsevier, 2008.
- [127] M.A. James and J.C. Jr. Newman. The Effect of Crack Tunneling on Crack Growth : Experiments and CTOA Analyses. *Engineering Fracture Mechanics*, 70 :457–468, 2003.
- [128] M.A. Sutton, D.S Dawicke, and J.C Newmann. Orientation Effects on the Measurement and Analysis of Critical CTOA in an Aluminum Alloy Sheet. *American Society for Testing and Materials*, ASTM STP 1256 :243–255, 1995.
- [129] F. Bron, J. Besson, and A. Pineau. Ductile Rupture in Thin Sheets of two Grades of 2024 Aluminum Alloy. *Materials Science and Engineering*, A 380 :356–364, 2004.
- [130] Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness.
- [131] Matériaux Métalliques - Méthode d'Essai pour la Détermination de la Ténacité quasi-statique, 2002.
- [132] T. Nakamura and D.M. parks. Three-Dimensional Crack Front Fields in a Thin Ductile Plate. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 38 :787–812, 1990.
- [133] S. Mahmoud and K. Lease. The Effect of Specimen Thickness on the Experimental Characterization of Critical Crack-tip-opening Angle in 2024-T351 Aluminium Alloy. *Engineering Fracture Mechanics*, 70 :443–456, 2003.
- [134] S. Pommier. *Contribution à l'Etude de la Fatigue des Matériaux Métalliques*. Habilitation à Diriger des Recherches - UPMC - Paris VI, 2002.
- [135] J. Schijve. *Fatigue of Structures and Materials*. Kluwer Academic Publishers, New-York, 2001.
- [136] I.J. Polmear. *Light Alloys : Metallurgy of the Light Metals*. Arnold, London, 1989.
- [137] American Society of Metals. *Metal Handbook - Volume 2 : Properties and Selection : Nonferrous Alloys and Pure Metals*. ASM Intl., 1989.
- [138] T.L. Anderson. *Fracture Mechanics - Fundamentals and Applications - Second Edition*. CRC Press, 1994.
- [139] A.G. Villemiane, J. Paturaud, D. Delaux, and A. Buteri. Correlation between Road Public Usage and Experimental Fatigue Curves on Brazed Heat Exchanger. *Proceedings - The 4th International Conference on "Crack Paths"*, 2012.
- [140] M.M Haque and A.F. Ismail. Effect of Superheating Temperatures on Microstructure and Properties of Strontium Modified Aluminium-Silicon Eutectic Alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 162-163 :312–316, 2005.
- [141] A.M Samuel and F.H. Samuel. Modification of Iron Intermetallics by Magnesium and Strontium in Al-Si Alloys. *International Journal of Cast Metals Research*, 10 :147–157, 1997.
- [142] J. Réthoré and M. Francois. Corrélation d'Images pour la Détection de Contour, Septembre 2011.
- [143] G. Curti, G. La Rosa, M. Orlando, and A. Risitano. Analisi tramite Infrarosso Termico Della Temperatura Limite in Prove di Fatiga. *Proceedings - XIV Convegno Nazionale AIAS*, pages 211–220, 1986.
- [144] A. Galtier. *Contribution à l'Etude de l'Endommagement des Aciers sous Sollicitations Uni ou Multi-axiales*. PhD thesis, ENSAM Bordeaux, 1993.
- [145] M.P. Luong. Infrared Thermographic Scanning of Fatigue in Metal. *Nuclear Engineering and Design*, 158 :363–376, 1995.

- [146] J.C. Krapez, D. Pacou, and C. Bertin. Application of lock-in Thermography to rapid Evaluation on Fatigue Limit in Metal. *5th Int. Workshop on Advanced Infrared Technology and Applications*, 1999.
- [147] G. La Rosa and A. Risitano. Thermographic Methodology for Rapid Determination of the Fatigue Limit of Materials and Mechanical Components. *International Journal of Fatigue*, 22 :65–73, 2000.
- [148] G. Fargione, A. Geraci, G. La Rosa, and A. Risitano. Rapid Determination of a Fatigue Curve by Thermographic Method. *International Journal of Fatigue*, 24 :11–19, 2002.
- [149] F. Cura, G. Curti, and R. Sesana. A new Iteration Methods for the Thermographic Determination of Fatigue Limit in Steels. *International Journal of Fatigue*, 27 :453–459, 2005.
- [150] C. Mabru and A. Chrysochoos. Dissipation et couplages accompagnant la Fatigue de Matériaux Métalliques. *Proceedings - Photomécanique*, pages 375–382, 2001.
- [151] A.E. Morabito, A. Chrysochoos, V. Dattoma, and U. Galietti. Analysis of Thermoelastic and Dissipative Effects related to the Fatigue of 2024-T3 Aluminium Alloy. *Journal of Quantitative Infrared Thermography*, 1 :99–116, 2004.
- [152] B. Berthel. *Mesures Thermographiques de Champs de Dissipation Accompagnant la Fatigue à Grand Nombre de Cycles des Aciers*. PhD thesis, Université Montpellier 2, 2007.
- [153] B. Berthel and B. Wattrisse. Thermographic Analysis of Fatigue Dissipation Properties of Steel Sheets. *Strain : an International Journal for Experimental Mechanics*, 43 :273–279, 2007.
- [154] B. Berthel and A. Chrysochoos. Infrared Image Precessing for the Calorimetric Analysis of Fatigue Phenomena. *Experimental Mechanics*, 48 :79–90, 2008.
- [155] T. Boulanger, A. Chrysochoos, C. Mabru, and A. Galtier. Calorimetric Analysis of Ddissipative and Thermoelastic Effects associated with the Fatigue Bheavier of Steels. *International Journal of Fatigue*, 26 :221–229, 2004.
- [156] A. Chrysochoos and H. Louche. An Infrared Image Precessing to analyze the Ccalorific Effects Accompanying Strain Localisation. *International Journal of Engineering Sciences*, 38 :1759–1788, 2000.

## BIBLIOGRAPHIE

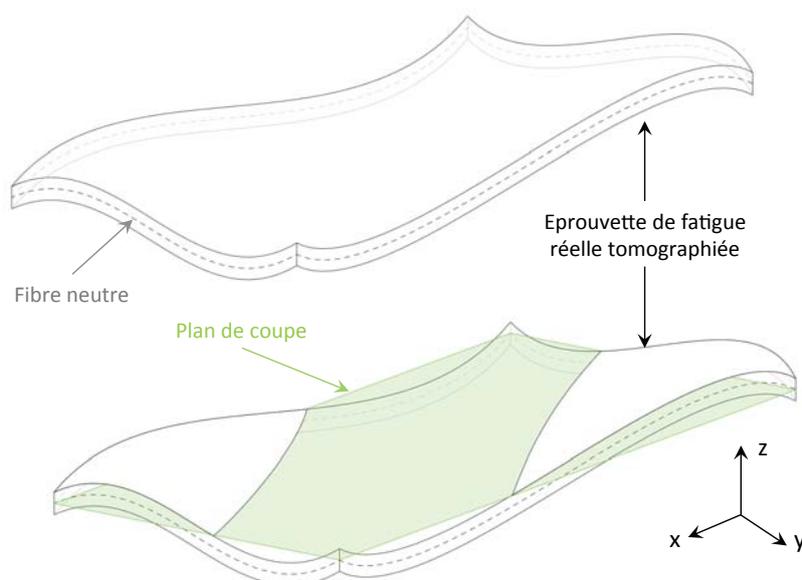
---

## ANNEXE A

# Préparation et traitement des données de modélisation EF

### Principales étapes du traitement des données :

1. **Planéité de l'éprouvette** - Malgré le dispositif expérimental de maintien utilisé pour assurer la planéité des éprouvettes, ce dernier n'est le plus souvent pas suffisant pour permettre un passage direct des données de tomographie aux calculs EF sans traitement d'images intermédiaire. La planéité des éprouvettes s'avère en effet indispensable pour éviter, d'une part, toute déformation parasite lors de la sollicitation en EF et permettre, d'autre part, l'étude paramétrique dissociée des deux faces des éprouvettes<sup>1</sup>. La figure A.1 illustre l'influence de la non-planéité des éprouvettes dans le second cas énoncé. A noter que cette représentation n'illustre aucunement l'état de surface et la présence de GPR.



**Figure A.1:** Illustration schématique d'une éprouvette de fatigue tomographiée non-plane - Le plan de coupe (en vert) ne permet pas la dissociation des faces pour une étude séparée des états de surface

1. Sur la configuration matière CM0-B, des GPRs sont présentes sur les deux faces des éprouvettes.

Selon la configuration matériau considérée, la méthode de traitement numérique adoptée pour assurer la planéité diffère. Seule l'étape de segmentation des volumes de tomographie reste commune. Cette étape préliminaire consiste à associer à l'éprouvette de fatigue codée en 8 bits une valeur de niveau de gris égale à 255 (blanc) alors que le reste du volume (l'air ou le support expérimental en PVC) se voit attribuer la valeur 0 (noir). Le contraste d'absorption est dans notre cas suffisamment bon pour que la perte d'information relative à cette étape de traitement soit négligeable et reproductible entre chaque éprouvette traitée. Afin tout de même de minimiser l'impact de cette phase de seuillage sur nos résultats, le même traitement a été appliqué à toutes les éprouvettes traitées dans le chapitre V (binarisation [10-255]).

La figure A.2 schématise les deux méthodes employées en fonction de la présence ou non de GPR sur l'une et/ou l'autre des surfaces :

- **A** - Dans le cas où les GPR ne sont présentes que sur une seule surface, l'utilisation de la fonction "Zproject-SUM" du logiciel ImageJ permet à partir d'un volume binaire, la récupération d'une carte d'épaisseur de l'éprouvette de fatigue. Cette fonction permet en effet de projeter, dans notre cas suivant l'épaisseur de l'éprouvette, la somme des niveaux de gris du volume étudié (égaux à 255 dans l'éprouvette et à 0 en dehors). Un algorithme permet ensuite la reconstruction binarisée de l'éprouvette de fatigue (en 8 bits) à partir de la carte d'épaisseur. Celui s'appuie sur les conditions suivantes : pour un volume équivalent à celui initialement projeté, si un voxel de coordonnées  $(x_i, y_i, z_i)$  possède une valeur suivant  $z$  inférieure à la valeur de même coordonnées  $(x_i, y_i)$  de la carte d'épaisseur, celui-ci se situe dès lors dans l'éprouvette et la valeur de niveau de gris 255 lui sera attribué. Dans le cas inverse, le voxel se verra attribuer la valeur 0. L'éprouvette reconstruite est, au final, parfaitement plane avec de plus conservation des données relatives à l'état de surface.
  - **B** - Dans le cas où les GPR sont présentes sur les deux surfaces des éprouvettes de fatigue, la méthode présentée en A n'est pas utilisable car une telle projection suivant l'épaisseur de l'éprouvette induit une addition des données relatives à chacune des surfaces sans possibilité par la suite de dissociation. Le choix a donc été fait d'utiliser une méthode numérique basée sur une approche analogue à la corrélation d'images numériques dont le principe est détaillé dans le chapitre II.3.1. Cette méthode, développée en collaboration avec Julien Réthoré, porte le nom de corrélation d'images virtuelles (VIC - Virtual Image Correlation). Il s'agit là d'effectuer des mesures de déplacement entre une éprouvette de fatigue modèle plane et l'éprouvette réelle que l'on tente de redresser (figure A.2-B). Pour plus de détails sur le fonctionnement du programme Matlab utilisé, se référer à l'article de Réthoré *et al.* [142].
2. **Maillage des éprouvettes** - L'objectif est ici d'associer à nos données de tomographie redressées un maillage orphelin surfacique et volumique de type EF. Pour ce faire, nous avons opté pour le logiciel AMIRA<sup>®</sup>. Durant cette étape, il nous a été possible de raffiner le maillage en fonction du nombre d'éléments surfaciques et volumiques à associer au futur calcul EF. Ce paramètre dépend pour beaucoup des capacités des machines à disposition pour réaliser les modélisations à suivre. Le tableau A.1 renseigne sur les paramètres caractéristiques moyens des maillages effectués sur nos éprouvettes de fatigue. Les écarts-types associés aux moyennes proposées sont élevés car chaque maillage réalisé

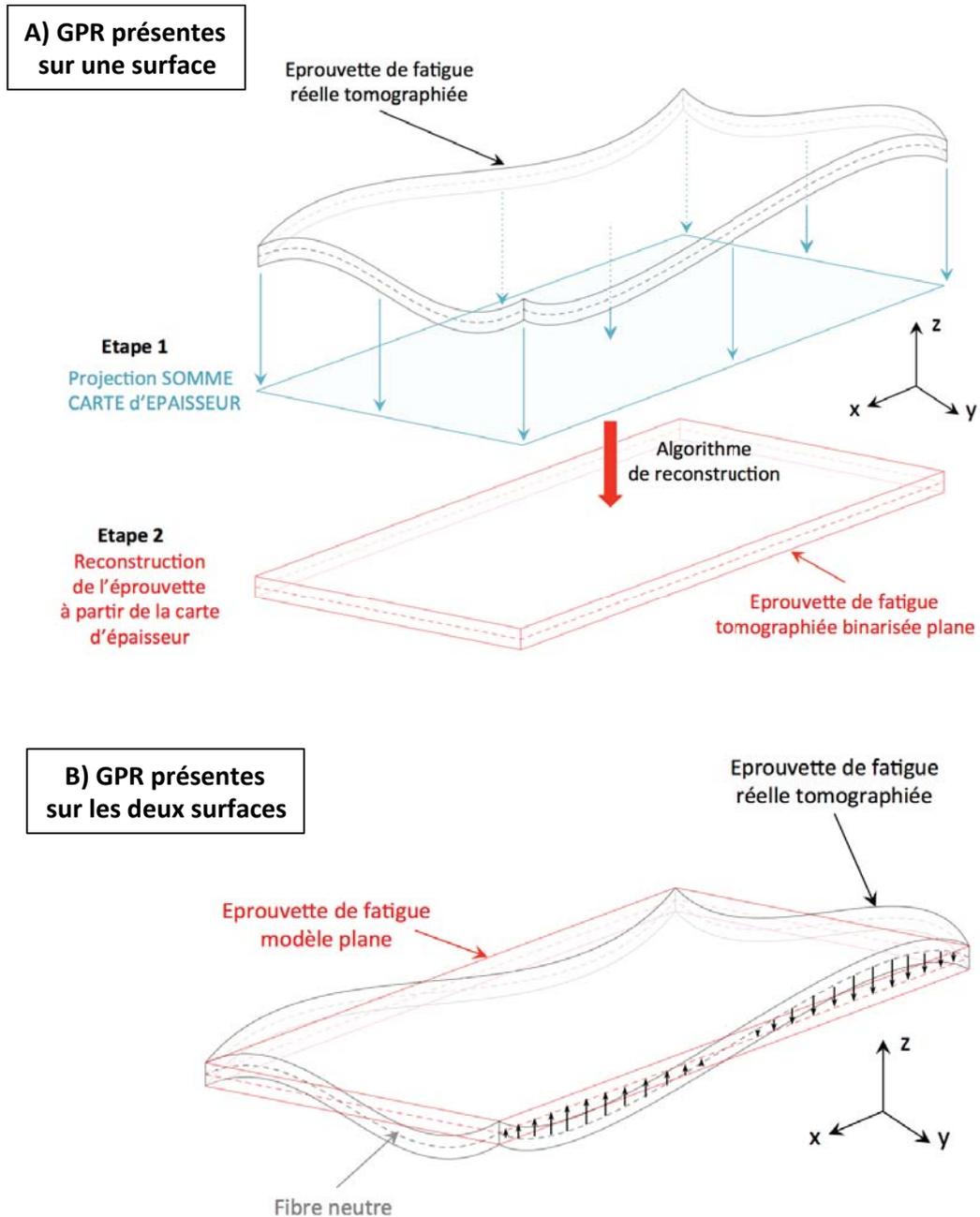


Figure A.2: Illustration schématique d'une éprouvette de fatigue tomographiée non-plane -A) Traitement appliqué à une éprouvette de type CM1-B - Utilisation du plugin Z-Project (SUM) - B) Traitement appliqué à une éprouvette de type CM0-B - Méthode VIC [142].

est fortement dépendant de l'état de surface des éprouvettes de fatigue. En effet, le logiciel AMIRA<sup>®</sup> offre la possibilité de raffiner plus ou moins le maillage en fonction de la topographie du volume traité. Ainsi, les GPRs, à la morphologie irrégulière, présentent localement un nombre plus important d'éléments aussi bien surfacique que volumique. A l'inverse, les zones exemptes de GPRs, telles que le placage 7072 dans le cas d'éprouvettes CM1-B, arborent un maillage plus grossier. Cela explique le nombre moyen de tétraèdres utilisés nettement plus important pour les éprouvettes CM0-B. A noter tout de même que le logiciel ABAQUS<sup>®</sup>, au vu du nombre important d'éléments utilisés, n'est que très peu sensible à de telles variations du nombre d'éléments. Des essais ont en effet été réalisés sur une éprouvette CM1-B avec un maillage contenant 4 966 000 tétraèdres sans que cela ait la moindre influence sur le résultat obtenu (niveaux de contraintes atteints) si ce n'est en termes de temps de calcul...

Nature		Triangles en surface	Noeuds	Tétraèdres
CM0-B	Moyenne	166 700	116 800	442 100
	Ecart-type	36 000	30 600	127 000
CM1-B	Moyenne	138 900	87 100	307 000
	Ecart-type	38 000	31 500	130 900

**Tableau A.1: Paramètres de maillage des éprouvettes de fatigue CM0-B et CM1-B - Maillage effectué sur le logiciel AMIRA<sup>®</sup> - Les éléments volumiques utilisés pour ce maillage sont des tétraèdres (C3D4).**

- 3. Transfert des données sous ABAQUS<sup>®</sup>** - Une fois le maillage surfacique et volumique réalisé et associé à nos données de tomographie 3D, il est nécessaire d'effectuer une étape de normalisation des données pour s'assurer d'une parfaite compatibilité des paramètres d'études (données du maillage, ...) lors du passage du logiciel AMIRA<sup>®</sup> au logiciel ABAQUS<sup>®</sup>. Cette étape est assurée par le logiciel ImageJ et plus spécifiquement l'utilisation d'un plugin développé par Caty [57, 58]. Ce dernier autorise ainsi l'import d'un maillage orphelin dans le logiciel ABAQUS<sup>®</sup> à partir d'un fichier ".inp".
- 4. Modélisation ABAQUS<sup>®</sup>** - Cette étape est strictement analogue à celle que nous aurions été obligé d'effectuer dans le cas de la modélisation d'une éprouvette de fatigue idéale. Il convient en effet de renseigner l'intégralité des informations nécessaires au bon déroulement d'un calcul EF : données matériaux, conditions aux limites, type d'éléments, état de contrainte,... toutes ces informations ont en partie été renseignées dans le corps du texte et notamment dans le chapitre V. Lors de calculs en élasticité pure, ces dernières sont toutes strictement identiques quelle que soit la configuration matière considérée.
  - **Données matériaux** - Les courbes de traction expérimentales retenues pour chacune des CMs sont représentées sur la figure V.12. Un module d'Young E de 70 000MPa et un coefficient de Poisson de 0,33 ont été associées aux propriétés élastiques de nos CMs brasées ou non.
  - **Conditions aux limites** - Les conditions aux limites ont été choisies de manière à être représentatives autant que possible des conditions rencontrées lors d'essais de traction ou de fatigue. Ainsi, les conditions d'un encastrement ont été appliquées aux noeuds constituant la surface inférieure des éprouvettes de fatigue ( $U_1=U_2=0$  et un seul noeud tel que  $U_1=U_2=U_3=0$ ). A l'inverse, un déplacement  $U_1$  équivalent à une déformation totale

de 0,2% a été appliqué, suivant l'axe 1, aux noeuds constituant la surface supérieure des éprouvettes.

- **Eléments** - Les éléments utilisés sont de type C3D10 en condition de contrainte plane. Il s'agit de tétraèdres quadratiques constitués de 10 noeuds chacun. Il est important de noter que les éléments constitutifs du maillage à l'issue de l'étape de raffinement sous le logiciel AMIRA<sup>®</sup> correspondent à des noeuds C3D4 (linéaire). Le nombre total moyen de noeuds indiqué dans le tableau A.1 est donc à multiplier par 2,5 pour avoir le nombre réel de noeuds constitutifs du modèle une fois ce dernier rapatrié sur ABAQUS<sup>®</sup>.

5. **Transfert des résultats d'ABAQUS<sup>®</sup> à ImageJ** - Une fois la modélisation effectuée, l'intérêt pour nous est maintenant de récupérer les données relatives à l'état de contrainte existant en surface et à coeur des éprouvettes de fatigue du fait de la présence des GPRs. Pour ce faire, nous nous sommes inspirés d'une méthode développée par Vanderesse [59]. Celle-ci consiste à utiliser une macro permettant d'enregistrer des coupes successives dans l'épaisseur de l'éprouvette à partir du module de visualisation des données d'ABAQUS. Dans le cadre de cette étude, seul l'état de contrainte suivant l'axe de sollicitation ( $\sigma_{11}$ ) a fait l'objet d'une telle acquisition. Il est toutefois possible de l'utiliser pour l'intégralité des données en sortie. Il est ainsi possible de récupérer en sortie une séquence d'images (au format ".tif") représentatives de l'intégralité de notre éprouvette. Afin que ces données soient par la suite exploitables, il convient de correctement définir au préalable d'une part, le pas entre deux coupes successives ( $1\mu\text{m}$  dans notre cas) et, d'autre part, l'échelle de la variable analysée. Cette dernière est primordiale puisqu'elle permettra d'établir une correspondance entre les niveaux de gris des images importées (codées en 8bit) et les valeurs de la variable considérée lors de l'analyse ultérieure.

Il est de plus possible de modifier sur ABAQUS, tous les paramètres susceptibles d'engendrer par la suite des erreurs de mesures : la couleur du fond (choisie comme égale à  $0^2$  pour permettre un seuillage plus simple des données), la présence de texte renseignant sur les paramètres de la modélisation, la légende, l'échelle,... Dans notre cas, toute forme d'écrit a été supprimée de l'image importée car n'ayant aucune utilité par la suite.

6. **Traitement des données sur le logiciel ImageJ** - Il s'agit là de l'étape la plus importante du protocole ici présenté destiné à coupler les données paramétriques des GPRs avec une modélisation EF de leur influence géométrique. Cette étape s'effectue sur le logiciel ImageJ et nécessite l'utilisation d'un plugin spécialement développé pour ce faire. L'analyse des résultats et le traitement des données commencent réellement à partir de là. Afin que ce couplage soit le plus pertinent et précis possible, l'une et l'autre des composantes ont été étudiées à partir des mêmes séquences d'images issues de la modélisation EF. En fonction du traitement appliqué, il nous a en effet été possible d'exploiter l'une ou l'autre des informations.

Les étapes qui vont être détaillées dans les prochains paragraphes portent sur le traitement d'une éprouvette CM1-B. La présence de GPRs sur une seule des surfaces simplifie en effet l'approche adoptée. Quoi qu'il en soit, tous ces traitements s'avèrent transposables pour des éprouvettes CM0-B moyennant une découpe dans l'épaisseur des éprouvettes de fatigue et ce, afin de pouvoir étudier chacune des surfaces indépendamment l'une de l'autre. Ces dernières s'apparentent alors à des éprouvettes CM1-B d'épaisseur plus fines. Les contraintes induites par la présence des GPRs étant localisées en surface, cette

---

2. 0 = noir - 255 = blanc

approche est tout à fait valable.

Le premier traitement à effectuer consiste en la récupération des données paramétriques relatives aux GPRs. En voici les principales étapes :

- Binarisation des données - Cette étape consiste à associer à l'éprouvette de fatigue la valeur 255 contre 0 pour le reste du volume<sup>3</sup>. Pour l'intégralité des éprouvettes ainsi analysées, le seuil a été fixé de manière à ce que l'intervalle de niveaux [10 - 255] se voit attribuer la valeur 255.
- Obtention d'une carte d'épaisseur de l'éprouvette de fatigue - Cette étape est indispensable à l'obtention des seules données relatives aux GPRs. En effet, il est dans un premier temps nécessaire de récupérer une carte d'épaisseur de l'éprouvette précédemment binarisée, par l'intermédiaire de la fonction Z-Project (SUM). Présente d'origine dans le logiciel ImageJ, cette fonction somme les valeurs des voxels suivant une direction précise du volume (cf. figure A.2-A). Moyennant une correction de la carte obtenue par la résolution spatiale dans l'épaisseur relative à chaque voxel ( $1\mu\text{m}/\text{voxel}$ ), il est alors possible de définir en chaque point de l'image l'épaisseur locale de l'éprouvette de fatigue (correction :  $(X*\text{résolution})/255$ ). La visualisation des GPRs est alors instantanée (figure A.3-a).
- Suppression de l'épaisseur moyenne de l'éprouvette de fatigue - Un plugin développé dans le cadre de cette étude permet, à partir de la carte d'épaisseur précédemment obtenue, de retrancher à tout pixel la valeur moyenne de l'épaisseur calculée sur l'intégralité de l'éprouvette. Cette valeur moyenne s'élève à  $255,91\mu\text{m}$  avec un écart-type associé de 6,93 pour toutes les éprouvettes CM1-B traitées, au nombre de 13 (cf. tableau V.1). La figure A.3-b offre une visualisation de la surface alors obtenue à partir de la carte d'épaisseur corrigée (itération 1). Il s'avère très nettement que la correction ici apportée n'est pas suffisante pour dissocier les GPRs, du fait d'une rugosité de surface importante. Aucun traitement d'identification des GPRs n'est en effet possible. De fait, afin de prendre en compte une telle rugosité, le plugin a été écrit de manière à pouvoir effectuer un second retranchement de l'épaisseur moyenne. La moyenne des valeurs alors soustraites s'élève à  $27,14\mu\text{m}$  avec un écart-type associé de 5,77. La figure A.3-c offre une visualisation de la surface obtenue à l'issue de cette seconde itération. Il apparaît cette fois que les GPRs sont dissociables les unes des autres.

Il est toutefois important de ne pas oublier qu'un tel traitement des données est à l'origine d'une perte d'information significative tel qu'en témoigne la figure A.3-d (erreur inférieure à la moyenne calculée pour la seconde itération). Celle-ci se traduit notamment par une sous-estimation de la taille des GPRs. Toutefois, cette erreur est la même pour toutes les GPRs d'une même éprouvette. De plus, les faibles écart-types associés à ces deux itérations pour les 13 éprouvettes CM1-B témoignent d'une forte similitude entre les éprouvettes analysées. Cela n'altère donc que faiblement la hiérarchie dimensionnelle établie entre les GPRs de différentes éprouvettes et plus spécifiquement celles ayant été identifiées comme responsables de la fissuration. Les comparaisons faites peuvent donc être considérées comme recevables car entachées d'une même erreur.

De telles remarques sont également valables pour les éprouvettes CM0-B. Les valeurs retranchées cumulées sur les deux surfaces s'élèvent en moyenne à  $254,62\mu\text{m}$ , avec un

---

3. Cette étape est simplifiée par l'utilisation d'un fond uni noir sur le logiciel ABAQUS en lieu et place de celui proposé par défaut dans le module de visualisation.

écart-type associé de 10,02, pour la première itération et à 28,59  $\mu\text{m}$ , avec un écart-type associé de 4,04, pour la seconde itération. La similitude des valeurs retranchées rend la comparaison entre les deux configurations matières tout à fait acceptable.

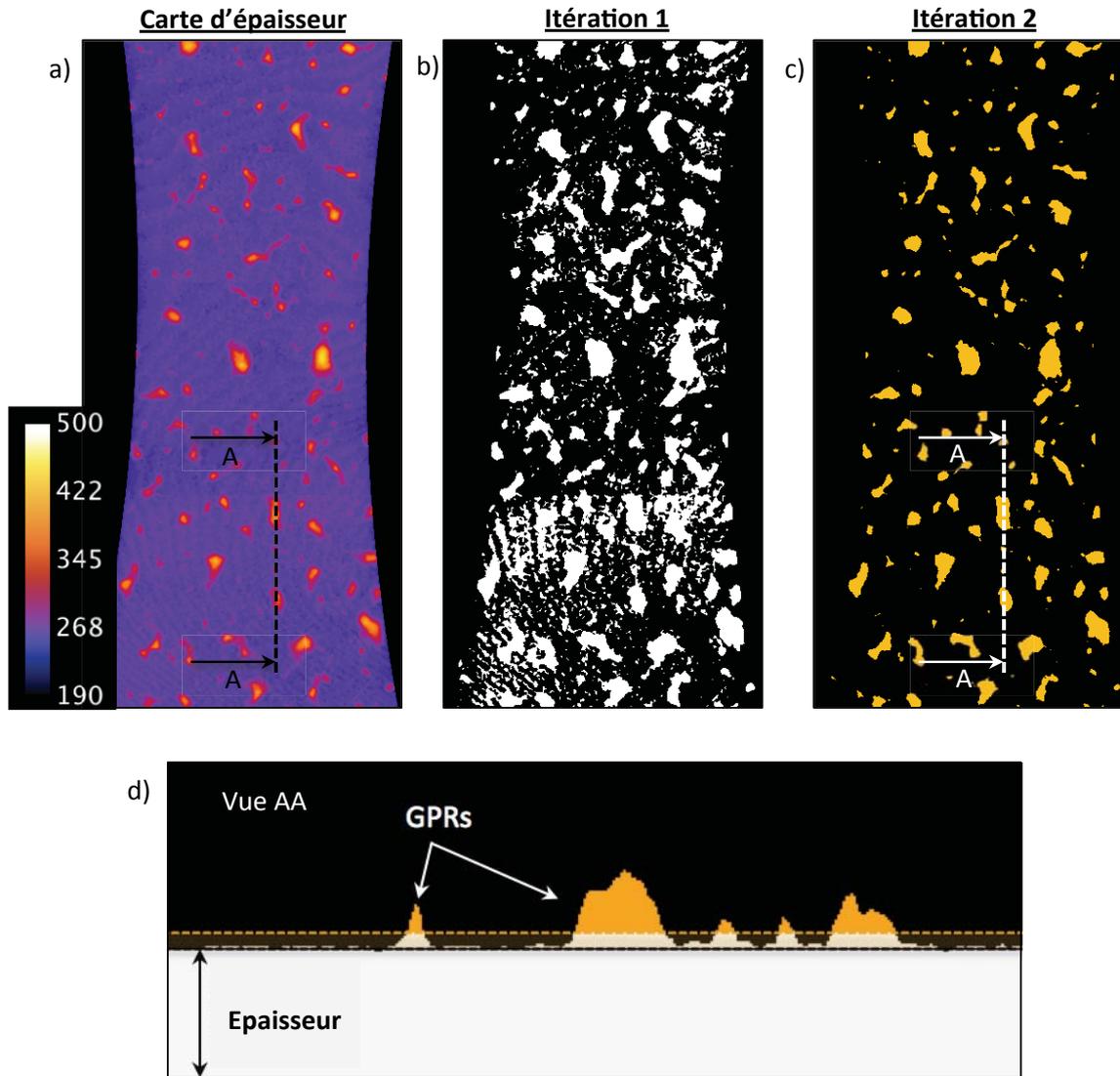


Figure A.3: Epreuve CM1-B (1) - a) Carte d'épaisseur de l'éprouvette obtenue à partir de la fonction Z-Project (SUM) - b) Résultat obtenu après la première étape de suppression de l'épaisseur moyenne de l'éprouvette (surface projetée des GPRs restantes) - c) Idem après une seconde étape du traitement - d) Visualisation des 3 vues proposées en a), b) et c) à partir d'une coupe dans l'épaisseur.

- Récupération des données tridimensionnelles relatives aux GPRs - Une fois la carte d'épaisseur corrigée de manière à ne conserver que les données relatives aux GPRs, cette carte est utilisée pour reconstruire un volume 3D contenant les GPRs en question. Un plugin a été écrit en ce sens. Ce dernier permet la création d'un nouveau volume binarisé, de dimensions strictement identiques à celui de l'éprouvette initiale, mais ne contenant que les GPRs.

A partir de ce volume, un traitement de labélisation a été effectué, permettant l'identification de chacune des GPRs (utilisation du plugin développé par L.Salvo : "Labeling

3DBs). C'est lors de cette étape que le choix a été fait de ne conserver que les GPRs présentant un volume minimal respectivement de 330 et 100 voxels pour les matières CM0-B et CM1-B (équivalent à un volume égal de  $3,6 \cdot 10^{-4} \text{mm}^3$ ). L'utilisation d'un plugin développé par E.Maire suit directement cette étape et permet la récupération des données paramétriques propres à chacune des GPRs dans un fichier de type "GPRs.csv" (plugin : "*Param<sub>3</sub>Dtop<sub>ERICSp</sub>*"). Il est dès lors possible d'avoir accès aux données relatives à la morphologie des GPRs (volume, surface projetée, hauteur,...) ainsi qu'à leur localisation dans le volume initial.

Le second traitement à effectuer consiste en la récupération des données de contraintes induites en surface par les GPRs. Pour rappel, les figures V.14 et V.15 mettent en évidence l'existence d'un important gradient de contrainte dans l'épaisseur des éprouvettes de fatigue. Elles révèlent également que les contraintes maximales relatives à la présence de GPRs sont localisées en extrême surface, de part et d'autre des éprouvettes. De fait, afin de ne récupérer que les contraintes maximales en pied de GPRs, le choix a été fait de découper les dites-éprouvettes dans l'épaisseur, à l'image de ce qui est réalisé par défaut pour les éprouvettes CM0-B. Une fois cette restriction volumique effectuée, la fonction "Z-Project (Max)" permet de reconstruire une carte de la surface ne contenant que les valeurs maximales de contraintes, alors codées en niveau de gris, rencontrées dans l'épaisseur en chaque point de coordonnées (x,y). La figure A.4-a offre une visualisation d'une telle carte de contraintes. L'interprétation de cette carte est simplifiée par la figure A.4-b sur laquelle les surfaces projetées des GPRs ont été représentées. Celle-ci confirme également la localisation des zones de concentration de contrainte en pied de GPRs. A noter que, sur ces cartes de contraintes maximales  $\sigma_{11}$ , afin de supprimer d'éventuelles variations locales importantes du fait d'hétérogénéités géométriques<sup>4</sup>, chaque valeur a été moyennée en fonction des valeurs l'entourant suivant la matrice M, telle que :

$$M = \begin{pmatrix} 1 & 1 & 1 \\ 1 & 1 & 1 \\ 1 & 1 & 1 \end{pmatrix}$$

La figure A.5 offre une visualisation quantitative de l'effet d'un tel traitement sur les valeurs de contraintes ainsi obtenues. Le profil de contrainte proposé est identifié sur la figure A.4-a par l'intermédiaire d'une droite en trait pointillé blanc. Ce traitement induit un lissage des données tel qu'en témoigne plus finement la courbe A.5-b. Les maxima locaux sont ainsi adoucis et évitent toutes surestimations des contraintes mesurées par la suite par la prise en compte d'artefacts de mesure.

A l'issue de ces deux traitements dissociés des données, toutes les informations relatives aux GPRs de l'éprouvette analysée sont contenues dans un seul et même fichier : "GPRs.csv". Un second fichier "Contraintes.txt" contient lui toutes les données relatives aux contraintes maximales. Il convient maintenant d'utiliser ces deux fichiers comme données d'entrée pour le plugin de traitement global des données.

Un troisième fichier, relatif au facteur K apparent détaillé dans le paragraphe V.2.2 et relatif à la variation de section de l'éprouvette de fatigue, doit être injecté dans le dit-plugin comme données d'entrée. Il permettra de corriger la valeur de contrainte  $\sigma_{11}$  en

---

4. Hétérogénéités liées aux contraintes par exemple.

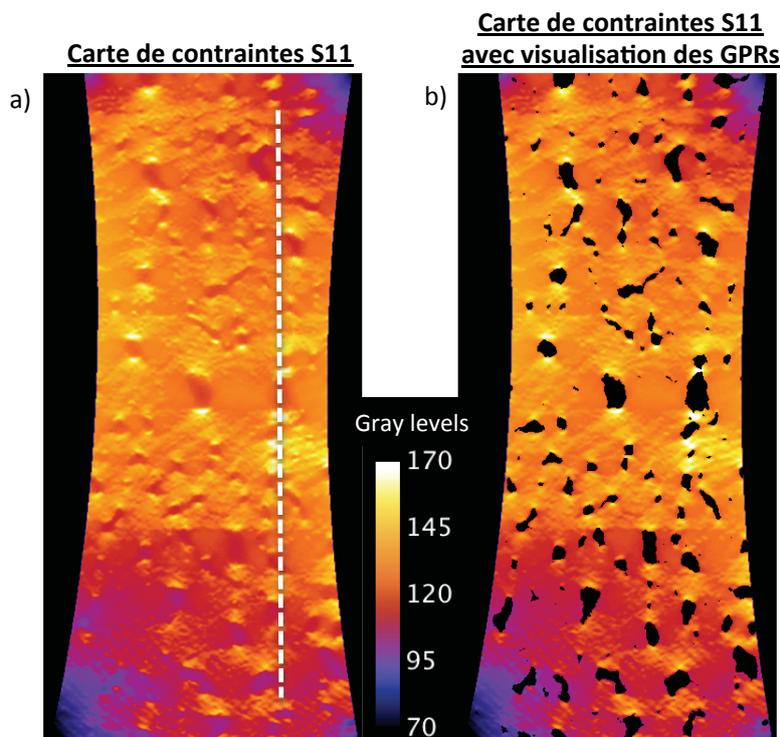


Figure A.4: Eprouvette CM1-B (1) - Cartes de contraintes  $\sigma_{11}$  maximales codées en niveau de gris - a) Vue correspondant à celle utilisée par la suite dans le plugin de traitement général des données - b) Vue simplifiant l'interprétation d'une telle carte par la mise en évidence des surfaces projetées des GPRs présentes en surface (utilisation de la figure A.3-c) - La droite en trait pointillé blanc correspond au profil de contraintes tracées dans la figure A.5.

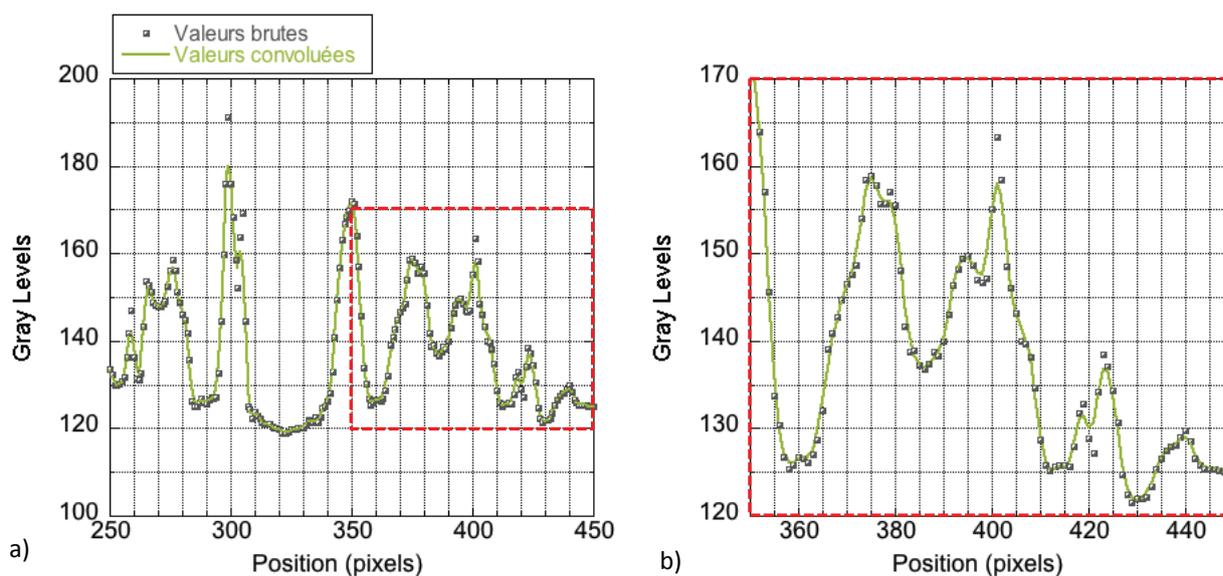


Figure A.5: Eprouvette CM1-B (1) - a) Profil de niveaux de gris avec et sans moyennage de chacune des valeurs par la matrice M - b) Zoom - Ces profils ont été tracés suivant le trait en pointillé blanc représenté sur la figure A.4.

fonction de la position sur l'éprouvette de la GPR à laquelle elle est associée.

Il s'agit maintenant de coupler toutes les données entre elles afin d'associer à chacune des GPRs présentes en surface la contrainte maximale qu'elle induit. Tel est l'objectif du plugin développé. Ce couplage a été réalisé en réduisant la zone de recherche de la contrainte maximale en fonction de la dimension respective de chacune des GPRs. Cette zone, de dimensions  $L_z$  et  $l_z$  et centrée sur le centre de gravité de la GPR ( $x_g, y_g$ ), a en effet été définie en fonction des paramètres longueur  $L$  et largeur  $l$  des GPRs, tel que la  $L_z=2L$  et  $l_z=2l$ . La figure A.6 illustre une telle zone sur le profil de contrainte moyenné précédemment présenté. Toutefois, ce paramètre constituant également un paramètre d'entrée, il est possible de le faire varier en fonction de l'étude à mener. Dans le cadre de cette étude, une zone d'étude plus large induit d'importantes erreurs de localisation de la contrainte maximale du fait de la forte densité de GPRs présentes en surface.

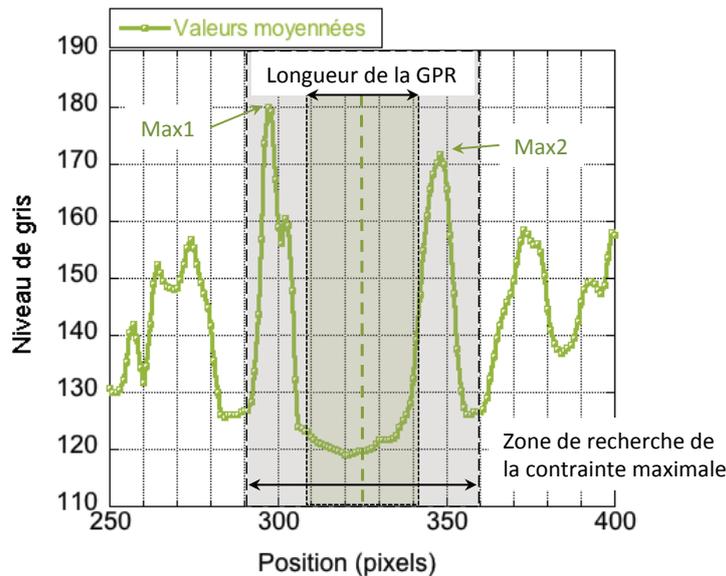


Figure A.6: Epreuve CM1-B (1) - Profil de niveaux de gris après correction des valeurs par la matrice M - Identification d'une GPR et de la zone d'analyser définie pour la récupération des données relative à cette dernière.

Ce plugin a été pensé pour être le plus évolutif et précis possible. Ce dernier offre donc différentes options de traitement pour affiner la pertinence des résultats :

- La possibilité de traiter plusieurs données de contrainte et pas seulement la contrainte  $\sigma_{11}$  considérée dans cette étude. Ainsi il est possible, moyennant une préparation préalable des fichiers tels que présentés ci-dessus, d'intégrer en données d'entrée les valeurs relatives aux contraintes  $\sigma_{22}$  ou  $\sigma_{33}$ .
- La conversion niveau de gris/ contrainte s'effectue à cette étape via une fenêtre de dialogue invitant à renseigner l'échelle des contraintes à appliquer.
- L'identification de la GPR responsable de la fissuration. Il suffit simplement de

renseigner des valeurs approximatives de sa position en surface pour que le plugin l'identifie à partir des données relatives à l'intégralité des GPRs présentes en surface.

- Pour la GPR identifiée comme étant à l'origine de la fissuration, il est possible de préciser le lieu de fissuration précis vis-à-vis de la GPR afin de récupérer la concentration de contrainte réelle correspondante.



## ANNEXE B

# Influence géométrique des GPRs - Modélisation EF 2D

Cette annexe a pour objectif de quantifier l'influence d'une GPR en surface à partir d'un modèle 2D mono-matériau. Celle-ci permettra de mieux apprécier les résultats obtenus sur structure réelle 3D de type éprouvette de fatigue. Elle nous permettra également d'apprécier les éventuelles différences et erreurs liées à l'utilisation d'une loi de comportement purement élastique en lieu et place d'une loi de comportement élasto-plastique. Une seconde partie nous permettra de mettre en évidence l'influence de la hauteur des GPRs sur les contraintes induites en surface. A noter que toutes les GPRs ici modélisées présentent un rapport d'aspect de 0,1 (*Hauteur/Longueur*) afin de coller au mieux à la morphologie des GPRs rencontrées en surface des éprouvettes de fatigue.

### B.1 Lois de comportement - Elasticité pure vs. élasto-plasticité

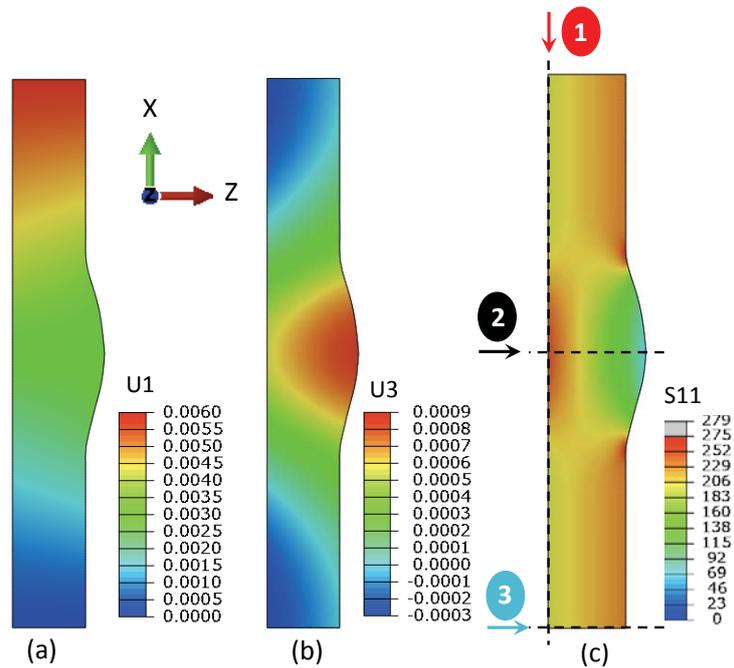
L'intégralité des résultats présentés dans le corps du manuscrit (chapitre V) porte sur des données obtenues à partir de calcul EF pour des lois de comportement implémentées purement élastiques. Un tel choix y est d'ailleurs expliqué et justifié.

Les figures B.1 et B.2 proposent une visualisation des résultats obtenus à l'issue d'un déplacement vertical imposé de 0,006mm à la partie supérieure de l'éprouvette, équivalent à une déformation totale de 0,3%, en présence d'une GPR de 70 $\mu$ m de hauteur. Ces dernières, correspondant respectivement à une loi de comportement élastique pure et élasto-plastique<sup>1</sup>, ne mettent pas en évidence de différence majeure en termes de répartition des contraintes  $\sigma_{11}$  dans l'éprouvette de fatigue. A défaut, l'utilisation d'une loi de comportement élasto-plastique, combinée à un effet de concentration des contraintes en pied de GPR, induit localement une plastification de la matière (figure B.2-d). Les profils 1, 2 et 3, identifiés par des droites en trait pointillé noir sur les figures B.1-c et B.2-c permettent de mieux apprécier les variations de contraintes induites respectivement sur la surface opposée à la GPR, dans l'épaisseur au niveau de la GPR et enfin, dans l'épaisseur à distance de la GPR (figure B.3).

La juxtaposition des profils obtenus lors des calculs en élasticité pure et en élasto-plasticité permet d'apprécier les importantes similitudes existantes entre les deux approches en termes de répartition des contraintes induites par la présence d'une GPR. Qu'il s'agisse du profil au

---

1. Loi de comportement empirique relative à la matière CM1-B dont la courbe est observable sur la figure V.12.



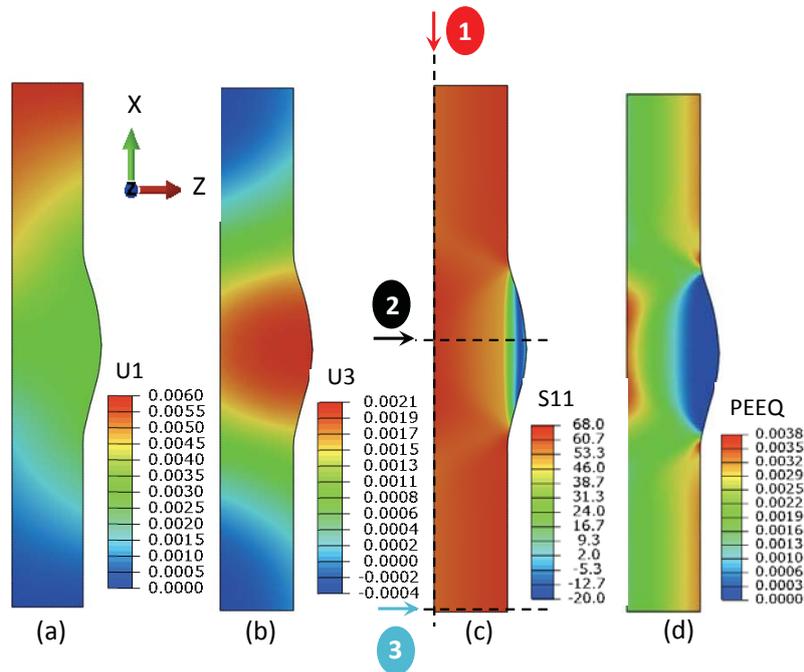
**Figure B.1: Modélisation de l'influence d'une GPR lors d'une sollicitation de type traction (0,3% de déformation) - Loi de comportement purement élastique - a) Déplacement U1 suivant l'axe de sollicitation - b) Déplacement U3 perpendiculaire à l'axe de sollicitation  $x$  - c) Contrainte  $\sigma_{11}$  - GPR de  $70\mu\text{m}$  de hauteur avec un rapport Hauteur/Longueur d'aspect de 0,1.**

niveau de la surface opposée à la GPR ou de celui dans l'épaisseur à distance de la GPR, ces derniers sont très semblables. Seules les valeurs de contraintes atteintes diffèrent du fait de la présence ou non d'un phénomène de plasticité. Une telle différence explique en partie le choix fait de conserver au final la seule approche élastique. Celle-ci induit en effet une discrétisation plus marquée des niveaux de contraintes atteints avec, par exemple, une pente de l'ordre de 160 en élasticité pure contre 21 en élasto-plasticité (figure B.3-d).

Les différences entre les deux approches sont plus marquées lorsque l'on considère le profil dans l'épaisseur au niveau de la GPR (figure B.3-c). Alors que le gradient de contrainte observé est quasiment linéaire lors d'un calcul élastique, une importante discontinuité en termes d'évolution de la contrainte est observable en élasto-plasticité. Cette dernière traduit l'existence d'un état de compression intervenant à coeur de la GPR et plus précisément, en son sommet.

Il est également intéressant d'observer la présence d'une concentration de contrainte en regard de la GPR, notamment sur la figure B.1-c. Celle-ci se traduit par la présence d'une zone plastique sur la figure B.2-d. L'effet des GPRs n'est donc pas restreint à la seule surface sur laquelle elles sont présentes et caractérisé par l'existence de concentrations de contrainte en leur pied.

De telles observations corroborent au final les constats effectués à l'analyse des données relatives à l'éprouvette de fatigue CM1-B (1) dans le corps du manuscrit (figures V.13, V.14 et V.15). La validité du modèle 2D ici proposé est ainsi confirmée.



**Figure B.2: Modélisation de l'influence d'une GPR lors d'une sollicitation de type traction (0,3% de déformation) - Loi de comportement élasto-plastique - a) Déplacement  $U_1$  suivant l'axe de sollicitation - b) Déplacement  $U_3$  perpendiculaire à l'axe de sollicitation - c) Contrainte  $\sigma_{11}$  - d) Plasticité équivalente PEEQ - GPR de  $70\mu\text{m}$  de hauteur avec un rapport  $\text{Hauteur}/\text{Longueur}$  d'aspect de 0,1.**

## B.2 Influence de la hauteur des GPRs

Cette seconde partie tend à montrer l'influence de la hauteur des GPRs sur les gradients de contrainte induits dans l'épaisseur des éprouvettes. Quatre hauteurs différentes de GPRs ont ainsi été étudiées, à rapport d'aspect  $\text{Hauteur}/\text{Longueur}$  constant et égal à 0,1 :  $0\mu\text{m}$ ,  $50\mu\text{m}$ ,  $70\mu\text{m}$  et  $100\mu\text{m}$ . La figure B.4 propose une visualisation analogue à celle de la figure B.3, des gradients de contrainte  $\sigma_{11}$  suivant les profils 1, 2 et 3. Ces derniers ont été obtenus dans le cadre d'une approche purement élastique pour un déplacement imposé de  $0,006\text{mm}$ .

Il est intéressant de noter sur ces différentes courbes l'importante augmentation du gradient de contrainte existant dans l'épaisseur à distance de la GPR lorsque la hauteur de cette dernière augmente (figure B.4). Cela se traduit au final par une contrainte plus importante en surface côté GPR et plus faible sur la surface opposée. Ce constat est inversé lorsque l'on considère le gradient de contrainte existant dans l'épaisseur au niveau de la GPR. Celle-ci est alors responsable d'une augmentation de la contrainte sur la surface opposée d'autant plus marquée que la GPR est grande.

Ces différents constats mettent en évidence l'effet particulièrement néfaste de la présence de GPRs de grandes dimensions. Leur effet est significatif sur les gradients de contrainte induits en surface des éprouvettes et plus spécifiquement en pied et à l'opposé des GPRs.

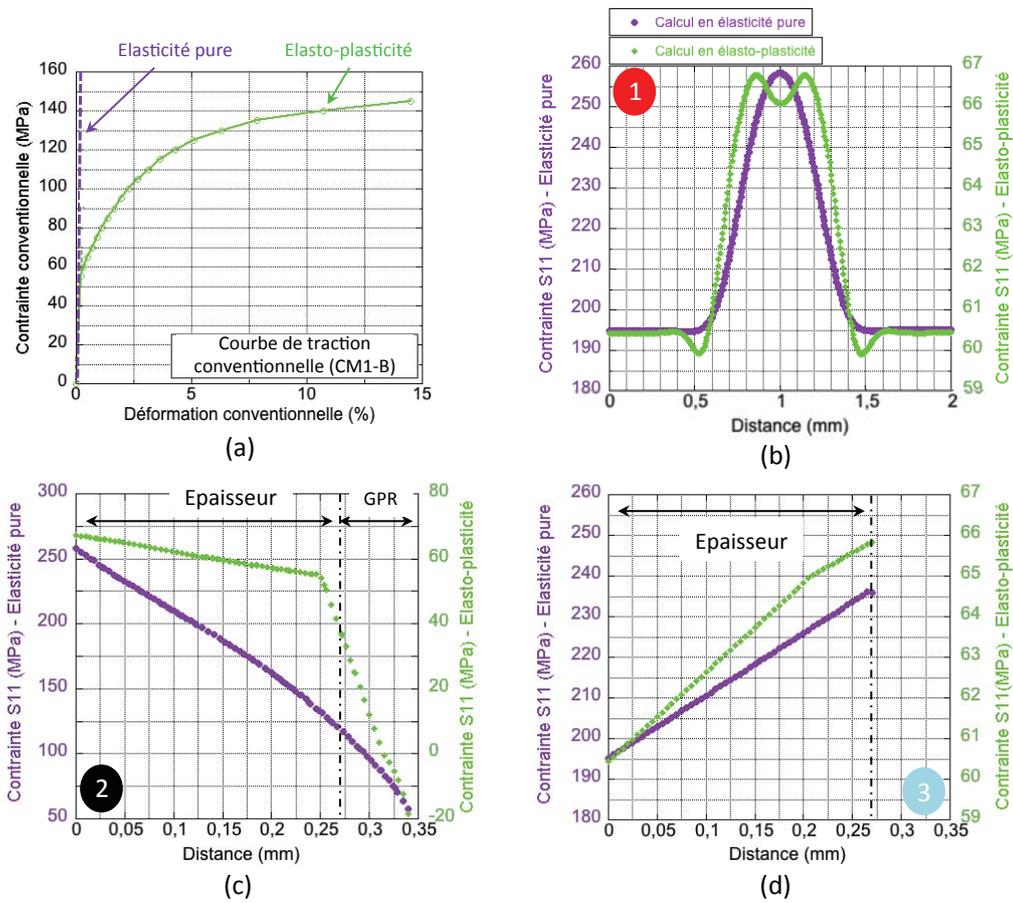


Figure B.3: a) Courbe de traction conventionnelle expérimentale relative à la configuration CM1-B - b), c) et d) Evolution de la contrainte  $\sigma_{11}$  suivant respectivement les profils 1, 2 et 3 définis sur les figures B.1-c et B.2-c.

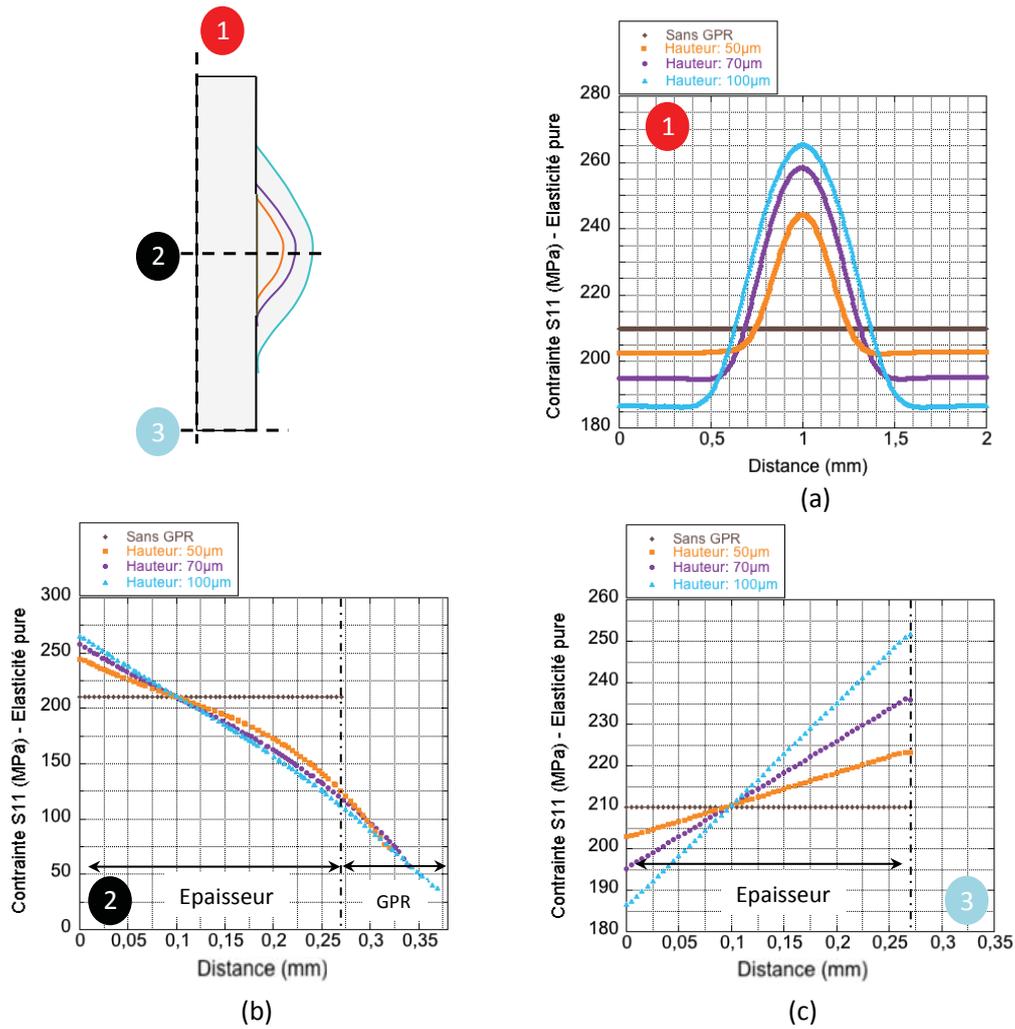


Figure B.4: a) Schéma de principe des éprouvettes analysées - b), c) et d) Evolution de la contrainte  $\sigma_{11}$  suivant respectivement les profils 1, 2 et 3 tels que définis sur la figure B.4-a pour quatre hauteurs différentes de GPRs : 0  $\mu\text{m}$ , 50  $\mu\text{m}$ , 70  $\mu\text{m}$  et 100  $\mu\text{m}$ .



## ANNEXE C

# Détermination du lieu de fissuration en fatigue par thermographie IR

Cette approche par thermographie infrarouge a été souhaitée en vue de trouver une méthode de suivi in-situ de l'endommagement permettant d'anticiper la localisation de la fissuration intervenant sur nos éprouvettes CM1-B. La corrélation d'images numériques 2D ou 3D dont les résultats sont présentés dans le corps du texte, a en effet constitué un excellent outil de localisation et d'observation des phénomènes d'endommagement de nos éprouvettes, sans toutefois permettre de prédire la localisation des zones de fissuration. Ceci est principalement lié à la résolution spatiale et temporelle de la méthode, difficile à accorder à la rapidité des phénomènes de fissuration et de propagation observés. Les quelques essais et résultats présentés dans cette annexe ont été réalisés en collaboration avec B. Berthel du laboratoire LTDS.

La rupture due au phénomène de fatigue qui arrive généralement de façon brutale est en fait le résultat d'un mécanisme cinétiquement lent qui se caractérise dès les premiers cycles par l'apparition de phénomènes microstructuraux irréversibles. Ces irréversibilités s'accompagnent de dissipations de chaleur qui ont pour effet d'augmenter la température de la matière. C'est pourquoi depuis plusieurs années de nombreuses équipes de recherche ont misé sur les mesures d'auto-échauffement pour développer des méthodes de détermination rapide de la limite de fatigue. De façon non exhaustive, nous pouvons citer les travaux de Curti *et al.* [143], Galtier *et al.* [144], Luong *et al.* [145], Krapez *et al.* [146], La Rosa *et al.* [147], Fargione *et al.* [148] et Curà *et al.* [149]. Même si parfois ces méthodes donnent de bons résultats, elles restent toutefois encore très empiriques [150, 151]. Ceci est dû au fait que l'évolution de la température n'est pas intrinsèque au matériau, elle dépend de l'intensité et de la distribution de sources de chaleur, des conditions aux limites et de la conduction dans le matériau. De plus, du fait de cette conduction, les champs de température restent très réguliers même dans le cas de sources de chaleur très hétérogènes. C'est pour cela que nous avons choisi de travailler en termes de sources de chaleur plutôt qu'en termes de température. Nous avons utilisé une méthode de détermination des sources de chaleur accompagnant le mécanisme de fatigue [152, 153, 154]. Cette méthode s'appuie sur la mesure de champs de températures en surface d'une éprouvette obtenus à l'aide d'une caméra infrarouge à plan focal. Ces sources de chaleur peuvent avoir, au moins, deux origines. Les premières sont induites par la thermodilatation du matériau et correspondent au couplage thermoélastique. Les secondes entraînent des échauffements de nature dissipative associés aux transformations microstructurales irréversibles (l'écrouissage) qui, cycle après cycle, conduisent à la ruine de la structure. La difficulté majeure pour estimer séparément ces deux types de sources vient du fait que l'amplitude des sources thermoélastiques est le plus souvent

très grande devant la puissance moyenne dissipée durant un cycle (rapport souvent entre 100 et 1000 pour les grandes durées de vies).

## C.1 Détermination des sources de chaleur

### C.1.1 Equation de la chaleur : problème 2D

D'un point de vue mécanique, les essais de fatigue sont considérés comme des processus quasi statiques dans le cadre de l'hypothèse des petites perturbations. Le formalisme utilisé est celui de la Thermomécanique des Processus Irréversibles. En combinant les premier et second principes de la thermodynamique, il est possible d'obtenir l'équation de diffusion de la chaleur. En faisant certaines hypothèses de plus sur le plan thermique et cinématique, il en découle une écriture simplifiée de cette équation (Boulanger *et al.* [155]). Cette méthode s'appliquant aux cas de tôles d'acier d'épaisseur inférieure à 3mm, nous pouvons supposer que le champ de température en surface de l'éprouvette reste très proche du champ de température moyenné suivant l'épaisseur. Dans ce cas, la question peut être considérée comme étant un problème de diffusion 2D obtenu en intégrant l'équation de la chaleur suivant l'épaisseur de l'éprouvette (Chrysochoos *et al.* [156]) (équation C.1) :

$$\rho C \left( \frac{\partial \bar{\theta}}{\partial t} + \frac{\bar{\theta}}{\tau_{th}^{2D}} - \frac{k}{\rho C} \left( \frac{\partial^2 \bar{\theta}}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \bar{\theta}}{\partial y^2} \right) \right) = \bar{d}_1 + \bar{S}_{the} \quad (C.1)$$

où  $\bar{\theta} = \bar{T} - \bar{T}_0$  représente la variation de température moyenne dans l'épaisseur par rapport à la température d'équilibre,  $k$  la conductivité thermique supposée isotrope,  $\rho$  la masse volumique,  $C$  la chaleur massique spécifique du matériau,  $\tau_{th}^{2D}$  la constante de temps caractérisant les fuites par convection sur les faces avant et arrière de l'éprouvette,  $\bar{S}_{the}$  le champ des sources thermoélastiques et  $\bar{d}_1$  le champ des dissipations intrinsèques, ces deux champs étant moyennés dans l'épaisseur.

### C.1.2 Lissage spatio-temporel

Le bruit accompagnant les mesures infrarouges ne nous permet pas de déterminer directement les sources de chaleur via l'équation (1), ceci tout particulièrement à cause du calcul des dérivées secondes en espace. Pour ce faire, nous avons employé une méthode de lissage spatio-temporel qui utilise une fonction locale d'approximation de la température tenant compte des observations expérimentales suivantes : une partie sinusoïdale traduit la partie périodique des effets thermoélastiques et une dérive linéaire temporelle prend en compte les effets dissipatifs, les effets thermoélastiques instationnaires et les, toujours possibles, dérivées de la température d'équilibre. Cette fonction est la suivante (équation C.2) :

$$\theta_{app}(t, x, y) = P_1(x, y).cos(2\pi f_s t) + P_2(x, y).sin(2\pi f_s t) + P_3(x, y)t + P_4(x, y) \quad (C.2)$$

où  $f_s$  la fréquence de sollicitation et  $P_1, P_2, P_3, P_4$  sont des polynômes de degré 2 en  $x$  et  $y$ .

Via l'équation aux dérivées partielles C.1, les conditions aux limites étant linéaires, il est possible d'étudier séparément l'influence des sources de chaleur. De plus, le fait d'introduire la partie sinusoïdale de la température dans l'équation C.1 permet d'obtenir l'amplitude des sources thermoélastiques  $\Delta S_{the}$ .

En ce qui concerne l'analyse des irréversibilités de microstructure, nous avons considéré que leurs évolutions étaient suffisamment lentes d'un cycle à l'autre pour être caractérisées par une dissipation moyenne par cycle. Pour déterminer celle-ci, nous avons utilisé le fait que l'énergie thermoélastique s'annule sur un nombre entier de cycles [155]. Nous avons dès lors intégré l'équation C.1 sur un nombre entier de cycles afin d'estimer une dissipation moyenne par cycle. Le lecteur intéressé par plus d'informations sur cette méthode ainsi que par les tests de validation pourra se reporter à [152, 153, 154].

## C.2 Démarche expérimentale

Nous utilisons une caméra infrarouge FLIR SC7600, possédant une matrice de détecteurs en InSb de 640 par 510 pixels, une bande spectrale de 1.5-5  $\mu\text{m}$  et une résolution de 20mK sans moyennage d'images. L'objectif utilisé lors de ces essais était de focale 25mm. Avec un tel système la résolution spatiale peut atteindre jusqu'à 0.16mm/pixel. Sa fréquence maximale d'acquisition est de 300Hz.

Dans les différents essais réalisés, nous avons choisi d'exposer dans cette annexe celui pour lequel nous avons choisi les paramètres suivants : une contrainte maximale de 135MPa, un rapport de charge  $R=0.1$  et une fréquence de sollicitation de 10Hz. L'essai a été mené jusqu'à rupture, celle-ci étant survenue à  $N_r=52807$  cycles. L'éprouvette sollicitée est ici une éprouvette de type CM1-B. La fréquence d'acquisition de la caméra a été choisie à 30Hz afin de respecter le théorème d'échantillonnage de Shannon vis-à-vis de l'effet thermoélastique. La résolution spatiale sur nos champs de température lors de notre essai a été, quant à elle, fixée à 84 $\mu\text{m}$ /pixel.

Nous avons choisi d'étudier l'évolution de la température et des sources de chaleur sur la zone géographique repérée sur la figure C.1, qui englobe quasiment la totalité de la partie visible de l'éprouvette dans le champ de la caméra.

## C.3 Résultats

### C.3.1 Champ de température

Les champs de températures sont directement extraits des données issues de la caméra. La figure C.2 montre des champs de température à différents instants de l'essai, instants où seront ensuite calculées les sources de chaleur. Il est difficile, à partir de ces seuls champs de température, d'en retirer une information locale, excepté en fin de vie où la fissure macroscopique entraîne des échauffements importants dus aux concentrations de contrainte.

Dans ce qui suit, nous allons exposer le résultat du calcul des sources de chaleur. Ces sources seront calculées sur les zones à l'intérieur des carrés blancs repérés sur la figure C.2. La perte d'information sur les bords est due à la méthode de lissage qui a nécessité une grande fenêtre spatiale (121 par 121 pixels) afin d'atténuer l'influence du bruit sur des variations de températures très faibles. De plus, les sources de chaleur ont été divisées par  $\rho C$  afin de pouvoir les exprimer en  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ . Cette opération permet de définir, pour chaque type de source, une vitesse d'échauffement équivalente correspondant à un processus d'échauffement monotone et adiabatique. Ceci facilite la comparaison entre la source de couplage et la dissipation. Les sources de chaleur estimées et présentées dans ce qui suit, ne sont pas quantitativement fiables du fait du grand nombre de constantes matériaux qui n'ont pas été mesurées mais extraites de la littérature ainsi que du fait

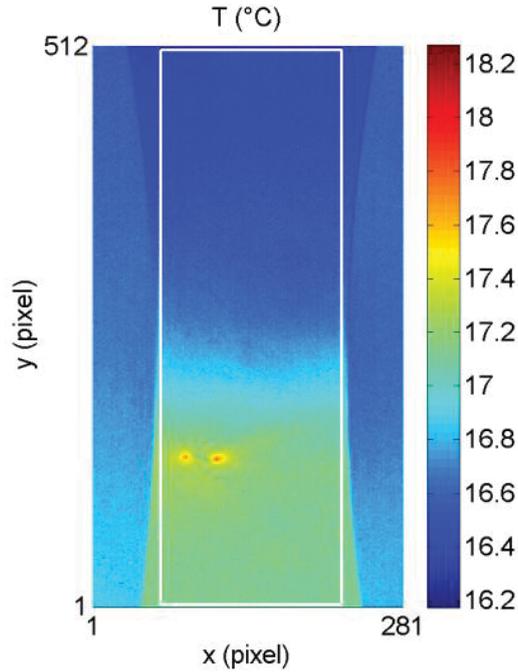


Figure C.1: Champ de température au bout de 52800 cycles - Repérage de la zone étudiée via un rectangle blanc.

des constantes de temps caractérisant les fuites thermiques qui ont été estimées et non mesurées.

### C.3.2 Thermoélasticité

Dans le cas d'une sollicitation monochromatique de fréquence  $f_s$ , la thermoélasticité linéaire et isotrope donne l'expression suivante pour la source thermoélastique [152, 153] :

$$S_{the} = \frac{\Delta S_{the}}{2} \sin(2\pi f_s t + \pi) \quad (C.3)$$

avec

$$\Delta S_{the} = 4T_0 \alpha \pi f_s tr(\sigma_a) \quad (C.4)$$

où  $\sigma_a$  est le tenseur des amplitudes de contrainte,  $\alpha$  le coefficient de dilatation et  $T_0$  la température initiale.

L'expression de l'étendue de la source thermoélastique devient dans le cas d'une sollicitation uniaxiale :

$$\Delta S_{the} = 2T_0 \alpha \Delta \sigma \pi f_s \quad (C.5)$$

L'étendue de source thermoélastique est donc directement liée à la distribution de  $tr(\sigma_a)$  ou  $\Delta \sigma$  dans le cas uniaxial.

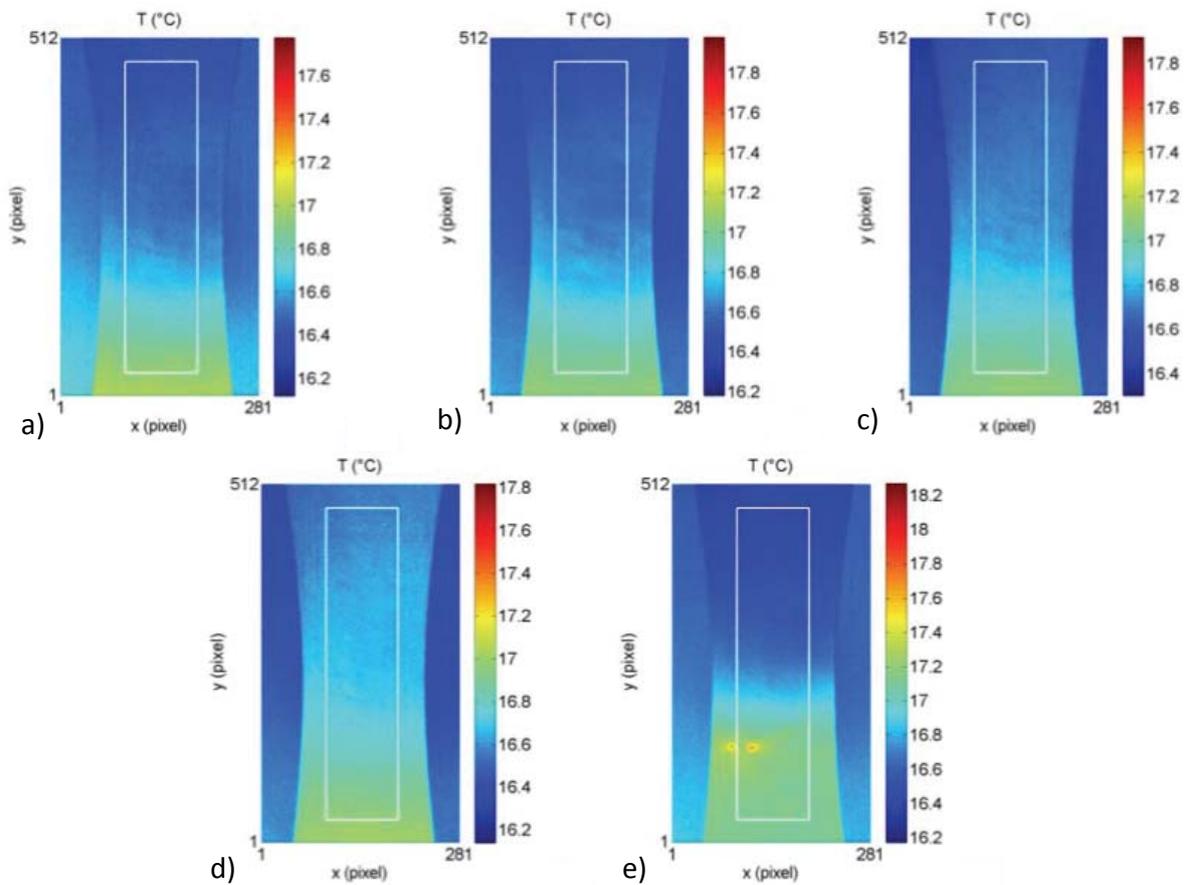
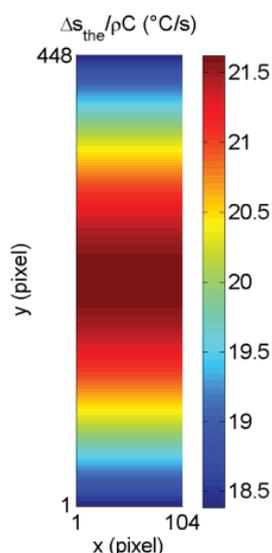


Figure C.2: Champs de température à - a) 10600 cycles - b) 21165 cycles - c) 31727 cycles - d) 42290 cycles et e) 52800 cycles.

Expérimentalement, pour un essai homogène et avant l'apparition d'une fissure de fatigue, il est normalement observé que la distribution des amplitudes des sources thermoélastiques reste, en bonne première approximation, spatialement uniforme durant l'essai, ce qui n'est pas surprenant pour un chargement cyclique supposé uniaxial d'un matériau homogène [152, 154]. La figure C.3 montre l'étendue de source thermoélastique calculée pour l'essai traité sur la zone étudiée et pour la géométrie d'éprouvette utilisée dans le cas d'une épaisseur constante ( $\alpha = 23.6 * 10^{-6}$ ,  $T_0=291\text{K}$ ).



**Figure C.3: Etendue de source thermoélastique prévue dans le cas d'une épaisseur constante.**

Lors de cet essai, la source thermoélastique estimée présente une hétérogénéité différente de celle attendue (figure C.4), ce qui traduit une hétérogénéité du champ de contrainte différente de celle due à une simple variation de largeur d'échantillon. Ceci est certainement la conséquence des GPRs présentes en surface, entraînant des variations d'épaisseurs locales. Il est également intéressant de remarquer que l'amorçage de la fissure de fatigue se produit au niveau d'un gradient de source thermoélastique, soit très certainement au niveau d'une GPR (figure C.4-e).

### C.3.3 Dissipation

On observe des distributions de dissipation moyenne par cycle spatialement hétérogènes mais temporellement constantes. La lente évolution temporelle de la dissipation, pour les 50 000 premiers cycles, est en accord avec le fait que la fatigue est un phénomène à évolution lente, sauf naturellement en fin de vie de l'éprouvette, où les effets de structure deviennent prépondérants (figure C.5).

En fin de vie de l'éprouvette, nous avons observé une augmentation brutale de la dissipation dans une zone très localisée correspondant à une zone où la dissipation était élevée dès le début de l'essai (figure C.6). Cette zone où la dissipation augmente fortement correspond au point d'amorçage de la fissure de fatigue. Il aurait alors été possible de détecter les zones potentielles d'amorçage de fissure en quelques centaines de cycles.

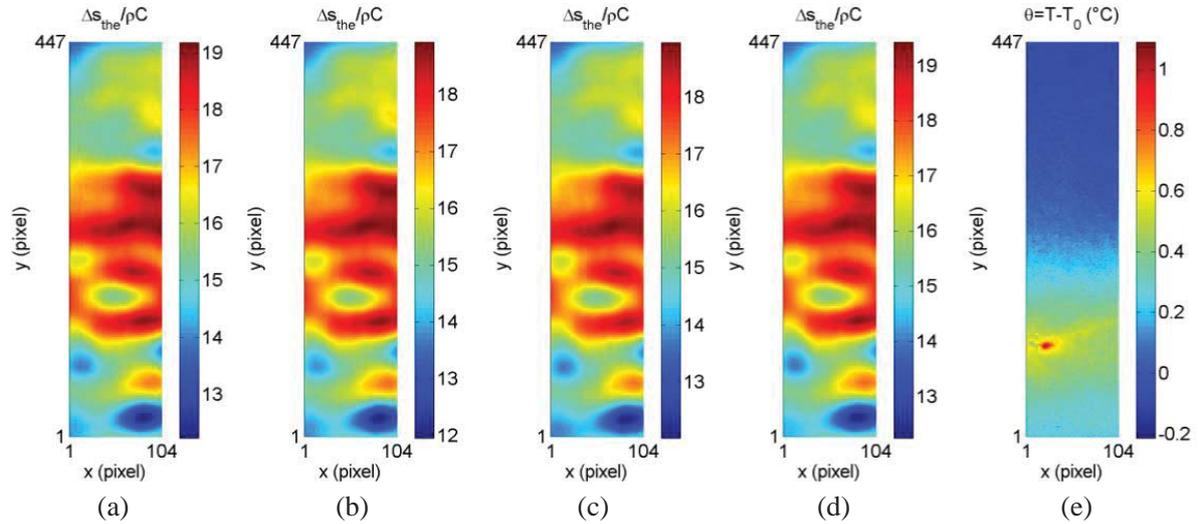


Figure C.4: Champ d'amplitude thermoélastique - a) 10600 cycles - b) 21165 cycles - c) 31727 cycles - d) 42290 cycles et e) Champ de variation de température à 52800 cycles.

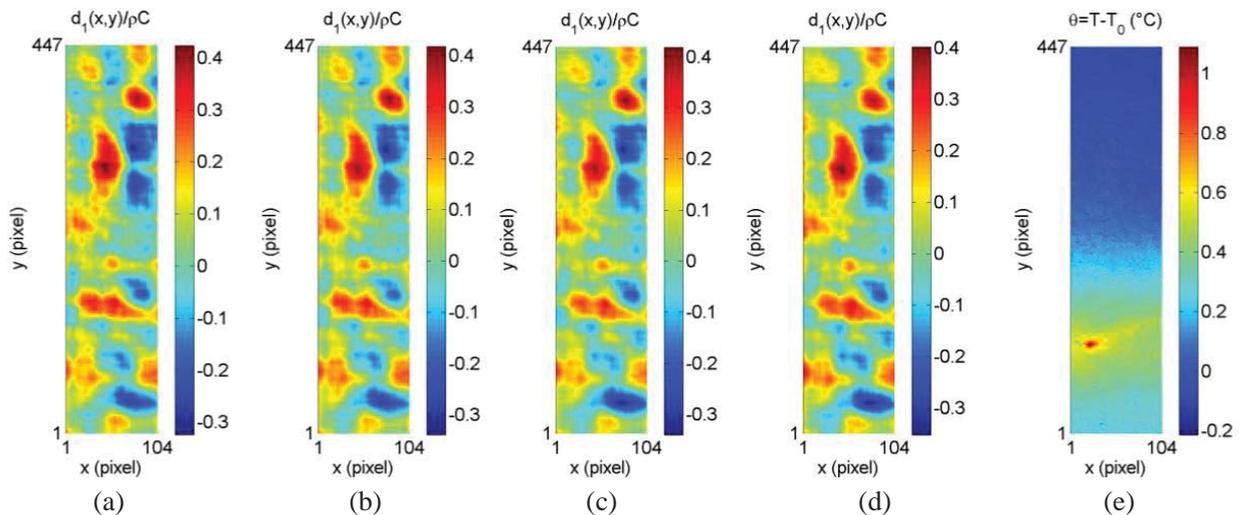


Figure C.5: Champ de dissipation à - a) 10600 cycles - b) 21165 cycles - c) 31727 cycles - d) 42290 cycles et e) Champ de variation de température à 52800 cycles.

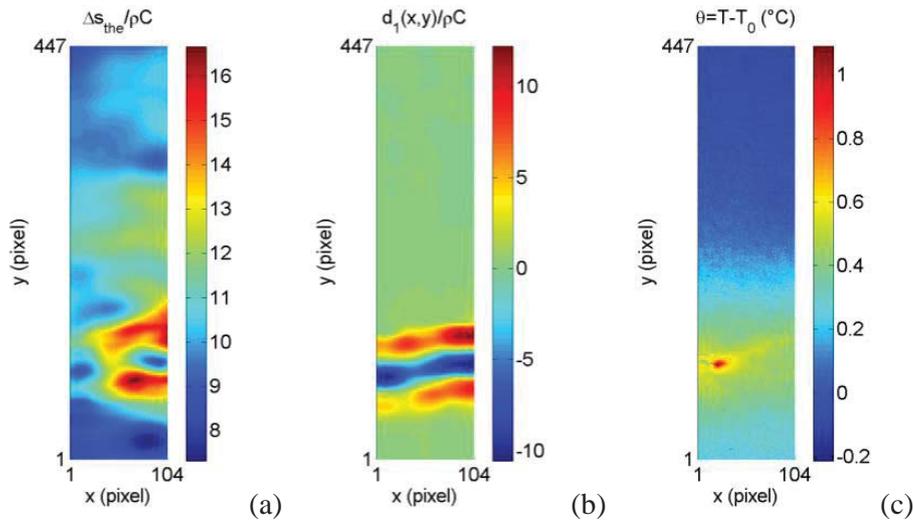


Figure C.6: a) Amplitude de source thermoélastique - b) Champ de dissipation moyen par cycle - c) Champ de variation de température après 52800 cycles.

Sur la figure C.6, sont représentées l'évolution de la variation de température et de la dissipation moyenne par cycle, moyennées sur une plus petite zone centrée sur la fissure de fatigue. Nous constatons une augmentation brutale de la température et de la dissipation au début de l'essai certainement due à un dépassement de consigne, qui entraîne une déformation plastique localisée de l'échantillon. Une autre augmentation de la température est visible en fin de vie de l'éprouvette, celle-ci étant due à l'apparition de la fissure de fatigue entraînant de la plasticité à l'échelle macroscopique et donc une source de dissipation très importante. Le but du tracé de ces évolutions était de savoir s'il était possible de détecter rapidement la zone où la fissure de fatigue allait naître mais cela ne semble possible qu'en fin de vie de l'éprouvette, du moins sur cet essai. De plus, de part la faible intensité de la dissipation, le bruit a une forte influence sur le calcul de celle-ci.

## C.4 Conclusion

Lors de ces essais, nous avons mis en place une méthode permettant d'estimer séparément les sources de chaleur accompagnant le mécanisme de fatigue de notre matériau à partir de mesures de champs de température. L'analyse de l'évolution des champs de température ne permet en effet de localiser la fissure de fatigue qu'en fin de vie de l'éprouvette, un peu à l'image des résultats obtenus par corrélation d'images numériques 2D-3D. Une échelle plus fine d'observation, via par exemple l'utilisation d'un objectif de microscopie infrarouge, pourrait toutefois permettre de localiser plus tôt cette fissure.

En ce qui concerne le champ de source thermoélastique, un champ hétérogène a pu être observé dès le début des essais et ce, en contradiction avec ce qui est généralement observé dans le cas d'un essai uniaxial sur éprouvette de section constante. Ceci est très probablement imputable aux variations d'épaisseur induites par les GPRs qui génèrent localement des concentrations de contraintes (à l'origine de la fissuration dans le cas de la configuration CM1-B). Le champ de source thermoélastique permet dès lors de localiser les sites potentiels de

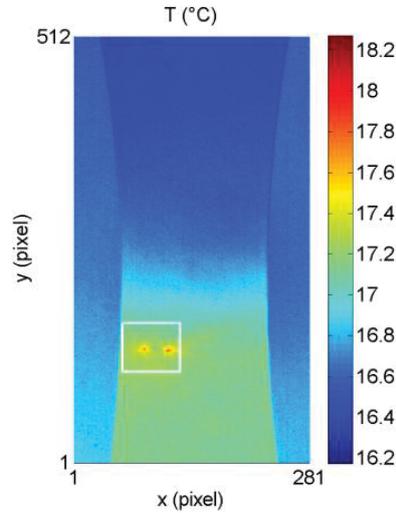


Figure C.7: Zone sélectionnée pour l'étude locale des sources de chaleur - Champ de température au bout de 52800 cycles.

fissuration par identification des zones présentant un fort gradient de source thermoélastique.

Le champ de dissipation est lui aussi très hétérogène. La distribution des hétérogénéités reste la même tout au long de l'essai de fatigue, excepté en fin de vie de l'éprouvette où la dissipation augmente fortement dans une zone très localisée. Cette zone correspond alors au lieu de fissuration macroscopique observé post-mortem. Dans les différents essais réalisés dans le cadre de ces travaux, ces zones de fissuration correspondent, dès le début du cyclage, à des zones dans lesquelles la dissipation est élevée. Un tel constat laisse supposer qu'il serait possible de localiser de manière anticipée les sites potentiels de fissuration en fatigue, bien qu'il ne soit pas possible, en l'état actuel des investigations, de définir précisément celui qui engendrera la ruine du matériau.

Cette méthode serait donc potentiellement efficace pour permettre d'anticiper les lieux d'amorçage des fissures de fatigue. Pour ce faire, une première étude, plus locale, doit être réalisée avec, notamment, des données matériaux mieux estimées. Il s'agit là d'une perspective de travail intéressante.

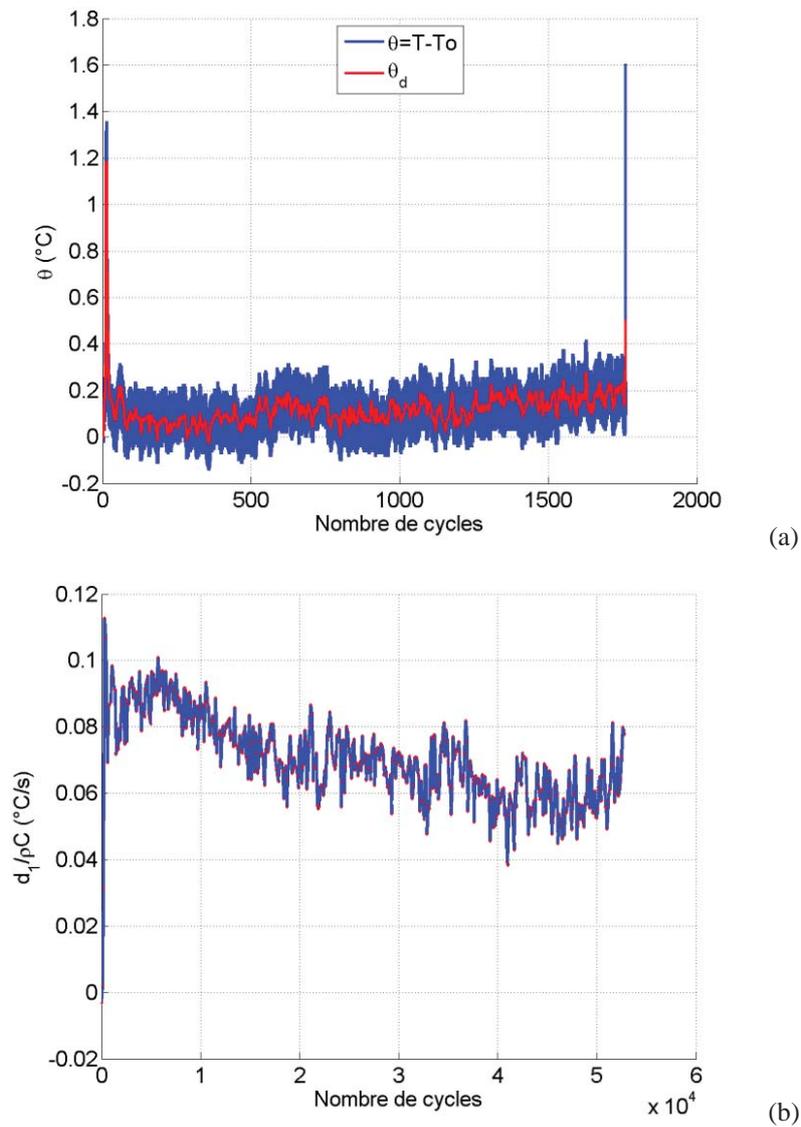


Figure C.8: Evolution locale autour de la fissure - a) de la variation de température moyenne  $\Theta = T - T_0$  et de la variation de température due à l'effet dissipatif  $\Theta_d$  - b) de la dissipation moyenne par cycle (moyennée sur une zone).