



HAL
open science

Étude de l'amorçage et de la propagation de fissures de fatigue internes courtes en régime gigacyclique dans un alliage d'aluminium de fonderie

Alexandre Messenger

► **To cite this version:**

Alexandre Messenger. Étude de l'amorçage et de la propagation de fissures de fatigue internes courtes en régime gigacyclique dans un alliage d'aluminium de fonderie. Science des matériaux [cond-mat.mtrl-sci]. HESAM Université, 2020. Français. NNT : 2020HESAE032 . tel-03076371

HAL Id: tel-03076371

<https://pastel.hal.science/tel-03076371v1>

Submitted on 16 Dec 2020

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.

ÉCOLE DOCTORALE SCIENCES DES MÉTIERS DE L'INGÉNIEUR

I2M – Campus de Bordeaux

THÈSE

présentée par : **Alexandre MESSAGER**

soutenue le : 18 **Septembre 2020**

pour obtenir le grade de : **Docteur d'HESAM Université**

préparée à : **École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers**

Spécialité : **Mécanique du Solide et Matériaux**

Étude de l'amorçage et de la propagation de fissures de fatigue internes courtes en régime gigacyclique dans un alliage d'aluminium de fonderie

Thèse dirigée par :
M. Thierry PALIN-LUC

Et co-dirigée par :
M. Nicolas RANC & M. Nicolas SAINTIER

Jury

Mme Véronique DOQUET, Directrice de Recherche, LMS, École Polytechnique

M. Éric CHARKALUK, Directeur de Recherche, LMS, École Polytechnique

M. Vincent MAUREL, Maître de Recherche HDR, Centre des Matériaux, Mines PSL

M. Jean-Christophe EHRSTRÖM, Ingénieur de Recherche, Constellium Technology Center C-TEC

M. Thierry PALIN-LUC, Professeur des Universités, I2M, Arts et Métiers Sciences et Technologies

M. Nicolas RANC, Professeur des Universités, PIMM, Arts et Métiers Sciences et Technologies

M. Nicolas SAINTIER, Professeur des Universités, I2M, Arts et Métiers Sciences et Technologies

Présidente

Rapporteur

Rapporteur

Examineur

Examineur

Examineur

Examineur

Table des matières

Remerciements	7
Résumé	9
Abstract	11
Introduction	13
1 Étude bibliographique	17
1.1 Fatigue des matériaux métalliques à défauts	20
1.1.1 Défauts et résistance en fatigue	20
1.1.2 Influence du niveau de sollicitation : fatigue gigacyclique	26
1.1.3 Synthèse de la partie 1	29
1.2 Propagation de fissures de fatigue	31
1.2.1 Mécanique linéaire élastique de la rupture (MLER)	31
1.2.2 Régimes et stades de propagation de fissures	35
1.2.3 Propagation de fissures internes	38
1.2.4 Influence de la microstructure sur la propagation de fissures	47
1.2.5 Synthèse de la partie 2	51
1.3 Fatigue ultrasonique	53
1.3.1 Principe de fonctionnement	53
1.3.2 Influence de la fréquence sur les résultats d'essais	56
1.3.3 Synthèse de la partie 3	62
1.4 Détection de l'amorçage de fissures à 20 kHz	64
1.4.1 Analyse harmonique	64
1.4.2 Chute de fréquence de résonance	67
1.4.3 Thermographie	68
1.4.4 Synthèse de la partie 4	69
1.5 Synthèse bibliographique	70
2 Matériau et méthodes expérimentales	71
2.1 Tomographie	75
2.1.1 Principe de fonctionnement	75
2.1.2 Les sources de rayonnement X	75

TABLE DES MATIÈRES

2.1.3	Campagnes d'essais in-situ synchrotron	77
2.2	Matériau étudié	78
2.2.1	Microstructure	78
2.2.2	Populations de défauts	81
2.3	Essais de fatigue ultrasonique	88
2.3.1	Dimensionnement des éprouvettes	88
2.3.2	Prélèvement des éprouvettes	96
2.3.3	Essais d'endurance à 20 kHz	98
2.3.4	Essais de propagation de fissure à 20 kHz	101
2.4	Dispositif d'essais in-situ	110
2.4.1	Machine d'essais de fatigue in-situ	110
2.4.2	Analyse harmonique en temps réel	114
2.4.3	Dispositif de mesure de la température par thermographie IR	119
2.4.4	Protocoles des essais de fatigue ultrasonique in-situ synchrotron	119
2.5	Synthèse du chapitre	121
3	Amorçage et propagation de fissures de fatigue internes	123
3.1	Amorçage de fissures	125
3.1.1	Résultats des essais d'endurance	125
3.1.2	Détection de l'amorçage de fissures par analyse harmonique en temps réel	131
3.1.3	Mécanismes d'amorçage de fissures	135
3.2	Propagation de fissures	149
3.2.1	Essais de propagation de fissures de fatigue à 20 kHz sous air	149
3.2.2	Mécanismes de propagation de fissures internes	153
3.2.3	Cinétiques de propagation de fissures observées en tomographie	161
3.3	Synthèse du chapitre	179
4	Effets thermiques associés à l'amorçage et la propagation de fissures de fatigue à 20 kHz	183
4.1	Résultats expérimentaux des mesures de champ de température par ther- mographie infrarouge in-situ	185
4.1.1	Essais d'auto-échauffement	187
4.1.2	Élévation de température due à l'amorçage d'une fissure	188
4.1.3	Corrélation entre la détection de l'amorçage d'une fissure par ther- mographie IR et analyse harmonique	190
4.1.4	Élévations de l'incrément de température dues à la propagation de fissures	192
4.2	Modélisation des effets thermiques associés aux essais de fatigue	195
4.2.1	Modélisation de la source micro-plastique	197
4.2.2	Modélisation de la dissipation plastique en pointe de fissure	202
4.3	Amorçage et propagation de fissures de fatigue internes : simulations des effets thermiques	209

4.4 Synthèse du chapitre	215
Conclusions et perspectives	217
Annexe A Machine d'essai de fatigue ultrasonique in-situ synchrotron	225
Annexe B Étalonnage du capteur de force du système de mise en charge	229
Annexe C Traitement des données de tomographie synchrotron	233
Annexe D Dimensionnement des éprouvettes de torsion ultrasonique	237
Annexe E Étalonnage des machines d'essais ultrasoniques	241
E.1 Étalonnage des essais de traction-compression ($R = -1$) pour les éprouvettes de diamètre 3 mm	241
E.2 Étalonnage des essais de traction-compression ($R = -1$) pour les éprouvettes de diamètre 6 mm	242
E.3 Étalonnage des essais de torsion	244
Bibliographie	247

Remerciements

Les travaux présentés dans ce manuscrit de thèse ont été réalisés au sein du laboratoire I2M de Bordeaux, au centre des Arts et Métiers de Talence. Les premiers remerciements sont adressés à ces structures qui m'ont permis de réaliser cette formation.

Je remercie vivement M. Thierry PALIN-LUC, M. Nicolas RANC et M. Nicolas SAINTIER, membres de l'équipe d'encadrement, d'avoir permis de mener à bien ces travaux. Vous m'avez apporté des éléments précieux et inestimables : le savoir et la connaissance, en plus de votre soutien au cours de ces dernières années. Je remercie également Mohamed EL MAY pour son aide active à la réalisation de ces travaux.

Je tenais également à remercier tous les membres du jury. Merci à M. Eric CHAR-KALUK et M. Vincent MAUREL d'avoir accepté de rapporter ce travail, merci à M. Jean-Christophe EHRSTRÖM d'avoir accepté d'examiner mes travaux et enfin, merci vivement à Mme Véronique DOQUET d'avoir examiné ce travail et présidé le jury.

Les travaux que vous aurez l'occasion de lire (peut-être, si vous ne vous arrêtez pas à cette page) ont été menés dans le cadre du projet ANR GIGADEF qui est une heureuse et fructueuse collaboration entre divers laboratoires (I2M, PIMM, Pprime, MATEIS) et le CTIF. Merci à l'Agence Nationale de la Recherche pour le financement et à l'ensemble des membres du projet. Un très grand merci est plus particulièrement adressé à Jean-Yves BUFFIÈRE et Arnaud JUNET qui ont été d'excellents partenaires de travail et qui resteront, je l'espère, des amis proches.

Merci à tous les membres de l'équipe fatigue du département DUMAS de l'I2M au sein de laquelle ce travail a été mené. De manière générale, mes sincères remerciements et amitiés sont adressés aux membres du laboratoire que j'ai côtoyés au cours de ma thèse et avec qui j'ai pu déjeuner à de nombreuses reprises. Merci Catherine FROUSTEY, Charles BRUGGER, Christophe LEMAIRE, Étienne PRULIÈRE, Florence DUVILLE, Jérémie GIRARDOT, Jérémy BEGA, Jonathan MERZEAU, Madalina CALAMAZ, Mohamed EL MAY, Sandra GUERARD et Yves CHEMISKY.

Un grand merci également à toute l'équipe technique (usinage, microscopie, informatique, plateforme, administration) du laboratoire qui a permis de mener à bien ces travaux.

TABLE DES MATIÈRES

Par ailleurs, que serait une thèse sans compagnon d'infortune... Mes chers amis, je vous remercie tous et souhaite un bon courage à ceux dont l'aventure n'est pas encore terminée ! Merci Camille, Louise, Lucien, Marie, Matthieu, Simon (vous êtes par ordre alphabétique). Comme tout gâteau a sa cerise, le mien en a deux... Ilan RAPHAËL, Bastien VAYSSETTE, quelles cerises ! Bien plus que des drupes, vous êtes de fins scientifiques, de brillants (?) analystes politiques et de facétieux complices.

Bien sûr, tout ce travail a pu se concrétiser grâce à de solides fondations. Merci à mes parents et au reste de ma famille de m'avoir soutenu au cours de ce périple !

Enfin, Mathilde, même s'il existe des mots pour m'exprimer, seront-ils à la hauteur de ce que tu m'as apporté depuis notre rencontre ? Je te remercie pour ta présence infaillible et ton soutien inconditionnel.

Résumé

Le procédé de fonderie permet de produire en grande série des pièces à géométrie complexe à faible coût. Cependant, les défauts inhérents à ce procédé de fabrication (soufflures, retassures, etc.) sont des sites privilégiés d'amorçage de fissures de fatigue. La position d'un défaut par rapport à la surface de la pièce influe sur sa nocivité et sur la résistance en fatigue du composant. Les connaissances actuelles sur les mécanismes d'amorçage et de propagation de fissures de fatigue internes sont bien moins développées que celles sur les fissures amorcées à partir de défauts de surface. L'objectif de ce travail est donc de caractériser les mécanismes et cinétiques d'amorçage et de propagation de fissures de fatigue internes courtes dans l'alliage d'aluminium moulé A357-T6. Pour cela, un dispositif expérimental permettant d'observer l'amorçage et la propagation de fissures de fatigue internes par tomographie synchrotron in-situ et thermographie infrarouge a été développé. Les données de tomographie ont permis de quantifier les cinétiques de propagation de fissures internes. Les étendues des facteurs d'intensité des contraintes ont été calculées par éléments finis le long des fronts de fissures en supposant le matériau homogène. Par ailleurs, la microstructure des éprouvettes a été caractérisée par tomographie à contraste de diffraction (DCT) ce qui a permis de réaliser des calculs sur agrégats polycristallins afin de mieux comprendre les interactions entre fissures et microstructure. Enfin, grâce à des simulations thermomécaniques par éléments finis, les élévations de température en surface des éprouvettes, mesurées par thermographie infrarouge, ont pu être corrélées aux évolutions 3D des fronts de fissures observées par tomographie.

Mots-clés : fatigue, fissure interne courte, amorçage, propagation, tomographie X in-situ, thermographie infrarouge in-situ.

Abstract

Casting allows the mass production of parts with complex geometry at a low cost. However, defects inherent to the manufacturing process (pores, shrinkages, etc.) are natural stress concentrators and act as a major cause of fatigue crack initiation. The defect position from the part surface influences its harmfulness and the fatigue strength of the component. Initiation and propagation mechanisms of internal fatigue cracks are currently less studied than those emanating from surface defects. The purpose of this work is to characterize short internal fatigue crack initiation and propagation mechanisms and kinetics in the A357-T6 cast aluminium alloy. An experimental testing device allowing the observation of internal fatigue crack initiation and propagation by in-situ synchrotron tomography and infrared thermography was developed. The propagation kinetics of internal cracks were quantified through tomographic data processing. Stress intensity factor ranges were calculated by finite element analysis along the crack fronts assuming homogeneous material. In addition, the microstructure of the specimens was characterized by diffraction contrast tomography (DCT) which allowed polycrystalline aggregates simulation in order to better understand the interactions between cracks and microstructure. Finally, thanks to finite element thermomechanical simulations, the surface temperature increases of the specimens, measured by infrared thermography, were correlated to the 3D evolution of the crack fronts observed by tomography.

Keywords : fatigue, internal short crack, initiation, propagation, in-situ X-ray tomography, in-situ infrared thermography.

Introduction

Le procédé de fonderie est couramment utilisé dans des industries comme l'aéronautique, l'automobile ou le ferroviaire pour produire des pièces à géométries complexes et variées. Cependant, ces pièces sont sujettes à la présence de défauts inhérents au procédé de fabrication. Ces défauts sont des concentrateurs de contraintes et par conséquent des sites d'amorçage privilégiés pour des fissures de fatigue.

À des fins de dimensionnement, les défauts peuvent être caractérisés selon plusieurs critères :

- leur type : pores gazeux, retassures, oxydes, inclusions, etc.
- leur morphologie : sphérique, papier froissé, etc.
- leur taille : volume, surface, diamètre équivalent, etc.
- leur position : surfacique, sub-surfacique, interne.

Les normes de contrôle actuelles (pour les alliages d'aluminium [ASTM, 2020]) ne prennent en compte que le type, la taille et la morphologie du défaut. La position d'un défaut n'est pas prise en compte dans l'évaluation de sa criticité vis-à-vis de la résistance en fatigue de la pièce considérée. Il a pourtant été observé que, à taille et forme équivalentes, un défaut interne est moins nocif qu'un défaut de surface [Serrano-Munoz *et al.*, 2016].

Les connaissances sur les mécanismes d'amorçage et de propagation de fissures de fatigue internes sont bien moins développées que celles sur les fissures amorcées à partir de défauts dits de surface. Pourtant, la caractérisation de la nocivité des défauts internes est essentielle, notamment afin de limiter les rebuts inutiles de pièces lors des contrôles de santé matière. L'observation de l'amorçage et de la propagation de fissures internes est impossible par des moyens classiques d'observation (microscopie optique ou électronique à balayage, par exemple). La nécessité de l'emploi de techniques particulières comme la tomographie et l'impossibilité d'une observation directe complexifient leur étude.

Cette thèse s'inscrit dans le cadre du projet ANR GIGADEF¹ (fatigue GIGAcyclique à partir de DÉFauts internes), fruit d'une collaboration entre l'I2M (Bordeaux), le PIMM (Paris), MATEIS (Lyon), l'Institut P' (Poitiers) et le CTIF (Centre Technique des Industries de la Fonderie). Ce projet fait suite au projet ANR IDEFFAAR (Influence des

1. Merci à l'ensemble des personnes ayant participé au projet, la très bonne entente des membres du groupe a permis à ce travail collaboratif de fonctionner au mieux et d'atteindre les objectifs fixés.

DÉfauts de Fonderie sur la Fatigue des Alliages Aéronautiques) qui avait déjà pour objectif de caractériser la nocivité des défauts sur la résistance en fatigue d'alliages d'aluminium moulés. Le projet IDEFFAAR a notamment permis de caractériser (microstructure, populations de défauts, etc.) l'alliage d'aluminium A357-T6 produit par le CTIF et partiellement ses propriétés en fatigue (résistance en fatigue, cinétiques de propagation de fissures longues sous air et sous vide). C'est la raison pour laquelle le matériau étudié au cours de la présente étude est le même alliage d'aluminium moulé A357-T6. Le projet IDEFFAAR n'a pas permis l'observation systématique de fissures de fatigue internes. En effet, une seule fissure interne a été observée avec très peu de propagation [Serrano-Munoz *et al.*, 2017].

Le but de ce travail est double. Le premier objectif est d'étudier les mécanismes physiques de propagation de fissures de fatigue internes - et dans une moindre mesure l'amorçage - pour l'alliage d'aluminium moulé A357-T6. Le second objectif est de quantifier les cinétiques de propagation de fissures de fatigue internes qui, à terme, permettront de caractériser plus finement la nocivité des défauts internes.

Afin de favoriser l'amorçage interne le niveau de sollicitation est abaissé pour travailler en régime gigacyclique [Bathias et Paris, 2005]. Pour réaliser des essais de fatigue dans ce régime de durées de vie en un temps raisonnable, l'emploi de machines de fatigue ultrasonique - fonctionnant à 20 kHz - est nécessaire. Par conséquent, un nouveau dispositif expérimental doit être développé pour observer l'amorçage et la propagation de fissures de fatigue internes à 20 kHz en utilisant des techniques de caractérisation in-situ de tomographie synchrotron et de thermographie infrarouge. La tomographie et la thermographie infrarouge sont complémentaires. La tomographie permet d'observer avec une bonne résolution l'état d'avancement de la fissure mais sans observation continue. Au contraire, la thermographie permet de suivre en continue la propagation de fissure pendant les essais de fatigue mais de manière moins directe et donc avec une précision moindre. La détection indirecte de l'amorçage d'une fissure interne est également nécessaire afin de pouvoir ensuite en observer la propagation par tomographie. Ceci n'est cependant pas trivial pour des fissures internes et encore moins pour des essais de fatigue à 20 kHz. Une solution est le développement d'un système d'analyse harmonique en temps réel, permettant la détection des non linéarités apparaissant lors de l'amorçage de fissures à 20 kHz. Par la suite, en couplant tomographie synchrotron in-situ et tomographie par contraste de diffraction (DCT), il est possible d'appréhender les mécanismes d'amorçage et de propagation en fatigue des fissures internes courtes - notamment les interactions entre fissures et microstructure - en utilisant des simulations par éléments finis mécaniques et thermomécaniques.

Ce manuscrit de thèse est organisé en 4 chapitres :

- Le premier débute par la présentation des éléments de la littérature relatifs à l'amorçage et à la propagation de fissures dans les matériaux métalliques à défauts, en se concentrant particulièrement sur les alliages d'aluminium. Dans un deuxième temps,

ce chapitre détaille les dispositifs expérimentaux et les méthodes issus de la littérature qui seront utilisés pour atteindre les objectifs fixés.

- Le deuxième chapitre présente l’alliage d’aluminium étudié, les techniques de caractérisation utilisées (tomographie par rayons X, thermographie infrarouge et analyse harmonique) ainsi que les dispositifs d’essais de fatigue utilisés ou développés pour cette étude.
- Le troisième est consacré à la présentation des résultats des essais de caractérisation du comportement en fatigue de l’alliage étudié. Ce chapitre présente également les résultats d’analyse harmonique, les observations de tomographie, l’analyse des mécanismes d’amorçage et de propagation des fissures de fatigue internes et la quantification de leurs cinétiques de propagation.
- Le dernier chapitre porte sur la présentation et l’analyse des résultats de thermographie infrarouge. Les simulations thermomécaniques réalisées afin de quantifier les effets thermiques associés à la propagation de fissures internes sont également présentées. Les résultats obtenus sont présentés et discutés.

Ce rapport se terminera par une synthèse des principaux résultats et par la présentation de quelques perspectives.

Chapitre 1

Étude bibliographique

Sommaire

1.1	Fatigue des matériaux métalliques à défauts	20
1.1.1	Défauts et résistance en fatigue	20
1.1.1.1	Influence de la taille des défauts	20
1.1.1.2	Influence de la position des défauts	24
1.1.2	Influence du niveau de sollicitation : fatigue gigacyclique	26
1.1.3	Synthèse de la partie 1	29
1.2	Propagation de fissures de fatigue	31
1.2.1	Mécanique linéaire élastique de la rupture (MLER)	31
1.2.2	Régimes et stades de propagation de fissures	35
1.2.3	Propagation de fissures internes	38
1.2.3.1	Effet de l'environnement sur la propagation de fissures	38
1.2.3.2	Propagation de fissures internes	43
1.2.4	Influence de la microstructure sur la propagation de fissures	47
1.2.5	Synthèse de la partie 2	51
1.3	Fatigue ultrasonique	53
1.3.1	Principe de fonctionnement	53
1.3.2	Influence de la fréquence sur les résultats d'essais	56
1.3.2.1	Effet de la vitesse de déformation	57
1.3.2.2	Effet couplé fréquence/environnement	58
1.3.3	Synthèse de la partie 3	62
1.4	Détection de l'amorçage de fissures à 20 kHz	64
1.4.1	Analyse harmonique	64
1.4.2	Chute de fréquence de résonance	67
1.4.3	Thermographie	68
1.4.4	Synthèse de la partie 4	69
1.5	Synthèse bibliographique	70

Ce travail de thèse a pour objectif d'étudier l'amorçage et la propagation de fissures de fatigue internes en fatigue uni-axiale. La fatigue peut être définie comme l'endommagement d'une pièce due à l'application d'une sollicitation cyclique. Le comportement en fatigue peut être discriminé selon la durée de vie de l'élément considéré et quatre principaux domaines de durée de vie sont distingués (figure 1.1) :

- le domaine des faibles durées de vie (régime oligocyclique pour les durées de vie inférieures à environ 10^4 cycles) où la pièce est déformée plastiquement à l'échelle macroscopique,
- le domaine d'endurance limitée (de 10^4 à 10^6 cycles) où la rupture survient sans déformations plastiques mesurables,
- le domaine de fatigue à grand nombre de cycles (FGNC ou régime mégacyclique, de 10^6 à 10^8 cycles) pour lequel la limite de fatigue a été historiquement fixée suite aux premiers travaux sur la fatigue,
- le domaine des très grandes durées de vie (régime gigacyclique pour les durées de vie au delà de 10^8 cycles) où des ruptures ont été observées bien que la sollicitation soit inférieure à la limite de fatigue mégacyclique.

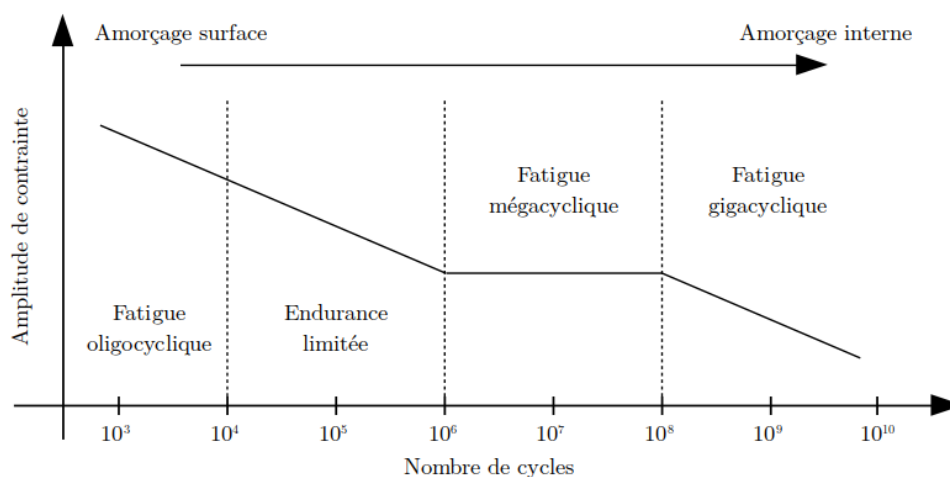


Figure 1.1 – Schéma d'une courbe S-N avec les différents domaines de durées de vie (fatigue oligocyclique, endurance limitée, le régime mégacyclique et le régime gigacyclique), adapté de [Bathias et Pineau, 2010].

La durée de vie en fatigue est habituellement scindée en deux phases : une phase d'amorçage et une phase de propagation de fissure. Selon la technique de fabrication d'une pièce, cette dernière peut contenir des défauts inhérents au procédé de fabrication [Avalle *et al.*, 2002] qui jouent un rôle majeur dans le comportement en fatigue de ladite pièce notamment en ce qui concerne l'amorçage de fissure.

La première partie de ce chapitre sera dédiée aux études portant sur l'amorçage de fissures de fatigue dans les matériaux métalliques à défauts. L'attention sera particulièrement portée sur l'influence, vis-à-vis de la résistance en fatigue, de la taille et de la position

des défauts par rapport à la surface. L'influence du niveau de sollicitation sur la tenue en fatigue sera également discutée. L'objectif de cette partie est de présenter sous quelles conditions l'amorçage de fissures internes a habituellement lieu. La suite de ce chapitre portera sur la propagation de fissures de fatigue et sur les paramètres influents qui seront au cœur de ce travail : l'influence de l'environnement (fissures internes/externes) et de la microstructure sur la propagation de fissures de fatigue. Suite à la première partie, il ressort que pour favoriser l'amorçage interne, les essais doivent être menés à faibles niveaux de sollicitation, en régime gigacyclique. Le principe de fonctionnement des machines d'essais ultrasoniques - permettant de réaliser des essais de fatigue gigacyclique en temps raisonnable - sera donc présenté ainsi que la potentielle influence de la haute fréquence d'essai employée (20 kHz) sur les résultats des essais de fatigue. Enfin, étant donné que les fissures internes ne sont pas visibles depuis l'extérieur d'une pièce, la dernière partie de ce chapitre présentera les éléments de la littérature portant sur les techniques indirectes de détection de l'amorçage de fissure à 20 kHz.

1.1 Fatigue des matériaux métalliques à défauts

Les défauts, quelle que soit leur nature (inclusions, pores, retassures, oxydes, rugosité de surface, piqûres de corrosion, *etc.*), agissent comme des concentrateurs de contraintes [Ammar *et al.*, 2008], ce sont donc des sites d’amorçage préférentiels pour les fissures de fatigue [Zerbst *et al.*, 2019]. La variabilité des populations de défauts a pour conséquence une forte dispersion sur les résultats obtenus en fatigue [Caton *et al.*, 2003; Iben Houria *et al.*, 2015; Mu *et al.*, 2014a; Wilson, 2017] due aux nombreux facteurs qui ont une influence sur l’amorçage et la propagation de fissures de fatigue. Parmi ceux-ci, la taille [Mu *et al.*, 2014a] et la position par rapport à la surface [Serrano-Munoz *et al.*, 2017] des défauts mais aussi le niveau de sollicitation [Mughrabi, 2002] sont d’un intérêt notoire pour la présente étude.

1.1.1 Défauts et résistance en fatigue

En présence de défauts, les concentrations de contraintes induites par ces derniers sont des sites d’amorçage préférentiels pour les fissures de fatigue [Ammar *et al.*, 2008; Caton *et al.*, 2003] et la quantification de leur sévérité est une problématique de premier ordre dans le domaine de la fatigue. Brochu *et al.* [2010] ont réalisé des essais quasi-statiques et des essais de fatigue (20 Hz, $R = -1$) sur deux lots d’alliage d’aluminium A357. Le premier lot n’a pas été traité thermiquement alors que le deuxième lot a été traité T6. La limite d’élasticité quasi-statique du matériau traité thermiquement T6 est 200 % supérieure à celle du matériau non traité et pourtant sa limite de fatigue à 10^7 cycles n’est que 10 % supérieure. Brochu *et al.* [2010] montrent que dans ce cas, ce sont les défauts présents dans le matériau qui sont à l’origine de l’amorçage de la fissure de fatigue et que l’amélioration des propriétés mécaniques du matériau sous chargement monotone quasi-statique n’a quasiment rien apporté à la résistance en fatigue. L’amorçage d’une fissure de fatigue à partir d’un défaut n’est pas un phénomène unique dans une éprouvette comme ont pu l’observer Serrano-Munoz *et al.* [2017] lors d’essais en endurance limitée in-situ en tomographie synchrotron. Dans le cas d’un chargement de traction-compression, la taille de défaut est souvent présentée comme le facteur de premier ordre influençant la tenue en fatigue [Ammar *et al.*, 2008; González *et al.*, 2013; Mu *et al.*, 2014a; Zhu *et al.*, 2006]. Bien que les travaux publiés se concentrent essentiellement sur l’influence de la taille des défauts, certaines études s’intéressent également à l’influence d’autres paramètres tels que la morphologie [Nicoletto *et al.*, 2012], la nature [Campbell, 2003; Wang *et al.*, 2006] ou la position des défauts par rapport à la surface [De Bussac, 1994; Serrano-Munoz *et al.*, 2017]. Parmi ces paramètres, deux sont d’un intérêt particulier pour cette étude : la taille et la position des défauts.

1.1.1.1 Influence de la taille des défauts

La tenue en fatigue des matériaux à défauts est directement liée aux caractéristiques de la population desdits défauts [Wang *et al.*, 2001b]. Sous les mêmes conditions de charge-

ment, plus la taille de défaut est importante, plus la durée de vie en fatigue sera réduite. Diminuer la taille des défauts améliore la tenue en fatigue jusqu'à un certain point où d'autres mécanismes d'amorçage de fissures, jusqu'alors "masqués" par l'influence des défauts, deviennent dominants. Wang *et al.* [2001b] montrent (cf. figure 1.2) que, pour une amplitude de chargement donnée, le nombre de cycles à rupture diminue avec l'augmentation de la taille du défaut responsable de la rupture. L'influence de la taille des défauts sur la tenue en fatigue est souvent illustrée à l'aide de diagrammes de type *Kitagawa-Takahashi*. Ces derniers donnent l'évolution de la limite de fatigue pour un nombre de cycles donné en fonction d'un paramètre représentatif de la taille de défaut¹. De nombreuses études ont été menées pour étudier l'influence de la taille des défauts sur la tenue en fatigue, par exemple : Iben Houria *et al.* [2015]; Koutiri *et al.* [2013]; Le *et al.* [2016a,b]; Mu *et al.* [2014a]; Rotella *et al.* [2018]; Roy *et al.* [2011]; Tenkamp *et al.* [2018]. L'augmentation de la taille de défaut diminue la limite de fatigue pour une nombre de cycles donné (cf. figure 1.3). Ammar *et al.* [2008] observent une diminution de la durée de vie en FGNC avec l'augmentation de la taille des défauts dans un alliage d'aluminium de fonderie A356-T6. De même, sur la base de fractographies, Brochu *et al.* [2010] ont observé que de plus petits défauts entraînent des durées de vie plus importantes en FGNC sur un alliage d'aluminium A357. Mu *et al.* [2014a] ont mené des essais de fatigue sur des éprouvettes en alliage d'aluminium A357-T6 à une fréquence de 108 Hz pour des rapports

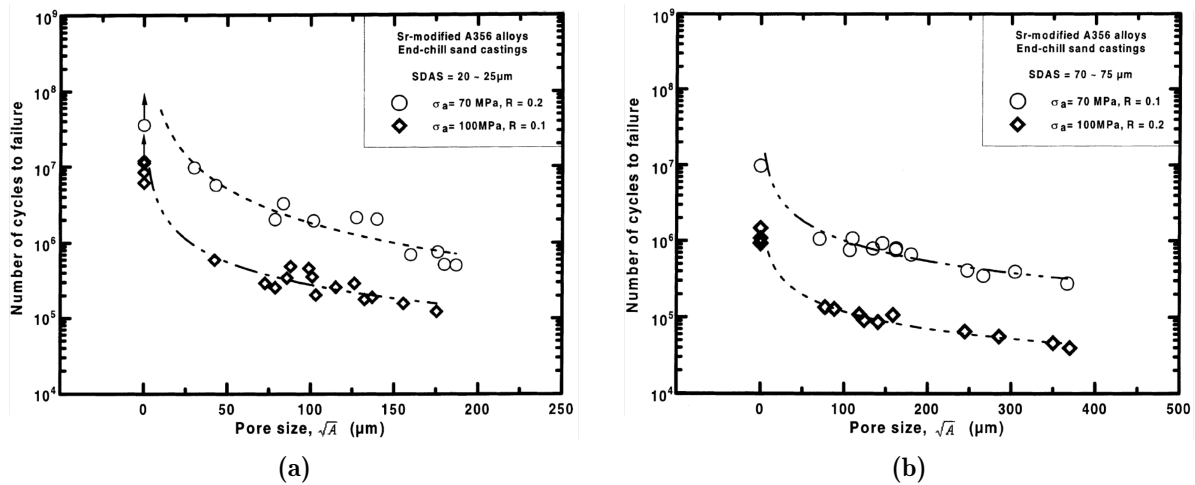


Figure 1.2 – Durée de vie d'un alliage d'aluminium A356-T6 modifié au Strontium Wang *et al.* [2001b] en fonction de la taille du défaut responsable de la rupture pour (a) une SDAS (Secondary Dendrite Arm Spacing) de 20 à 25 μm (b) une SDAS de 70 à 75 μm et pour deux chargements de traction ($\sigma_a = 70 \text{ MPa}$ à $R = 0.2$ et $\sigma_a = 100 \text{ MPa}$ à $R = 0.1$).

1. Cette taille de défaut est généralement représentée par le paramètre $\sqrt{\text{aire}}$, l'aire étant mesurée dans le plan perpendiculaire à l'axe de sollicitation comme proposé par Murakami et Endo [1983]. Ces derniers ont montré que le paramètre $\sqrt{\text{aire}}$ est proportionnel au facteur d'intensité des contraintes maximum K_{max} en mode I sous chargement simple (traction et flexion) [Murakami et Endo, 1983]. Si on considère le défaut comme une fissure, il est alors possible de définir une taille de défaut critique selon les critères de la mécanique linéaire élastique de la rupture (MLER).

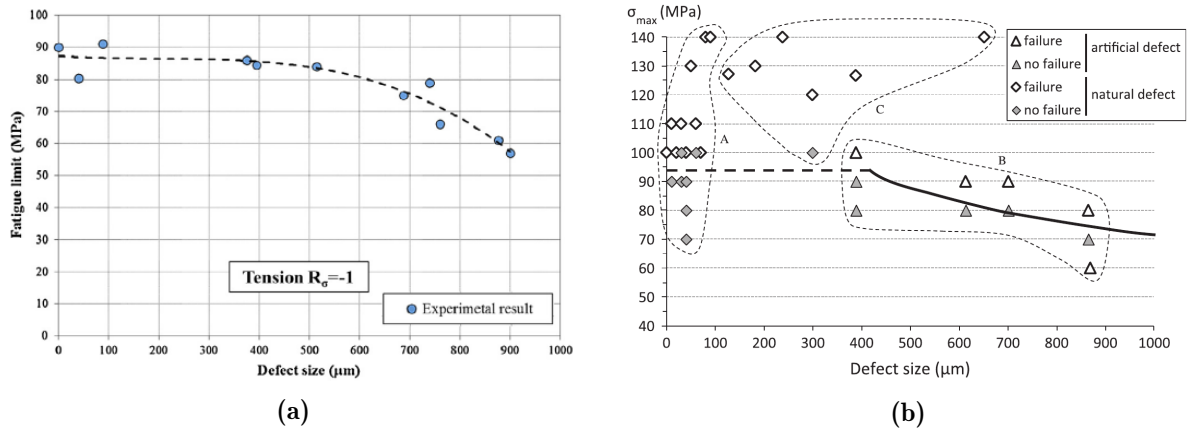


Figure 1.3 – Influence de la taille des défauts (ici mesurée par le paramètre $\sqrt{\text{aire}}$) sur la tenue en fatigue en traction-compression ($R = -1$) d’alliages d’aluminium de fonderie (a) A356-T6 [Iben Houria *et al.*, 2015] à 10^6 cycles et (b) A357-T6 à 5×10^6 cycles [Mu *et al.*, 2014a].

de charge $R = 0.1$ et $R = -1$. Des défauts artificiels de taille contrôlée ont été introduits dans certaines éprouvettes. Ils observent une diminution de la limite de fatigue à 5×10^6 cycles avec l’augmentation de la taille du défaut responsable de la rupture. Kumar *et al.* [2010] ont réalisés des essais de fatigue ultrasonique (20 kHz) sur un alliage d’aluminium AS7GU (A356+0,5 %Cu). À contrainte égale, ils observent une diminution de la durée de vie à l’amorçage avec l’augmentation de la taille des pores responsables de la rupture finale. Pour une valeur de contrainte donnée, il existe une taille de pore seuil en dessous de laquelle les auteurs n’ont pas constaté d’amorçage de fissure avant 10^9 cycles. Iben Houria *et al.* [2015] ont procédé à des essais de fatigue en traction, en torsion et en traction-torsion combinées ($\sigma_a = \tau_a$) pour des rapports de charge $R = -1$ et $R = 0$ sur des éprouvettes en alliage d’aluminium A356-T6. Pour tous les cas de chargement, ils observent une diminution de la résistance en fatigue à 10^6 cycles avec l’augmentation de la taille des défauts responsable de la rupture. Il est important de souligner que la présence de défauts n’empêche pas l’amorçage de fissures sur des éléments microstructuraux. En effet, Koutiri *et al.* [2013] et Roy *et al.* [2011] observent des fissures amorcées à partir de particules de silicium ou d’intermétalliques même si les ruptures finales des éprouvettes sont provoquées par des fissures amorcées à partir de défauts.

En deçà d’une taille de défaut seuil, l’amorçage de fissures est principalement piloté par des éléments microstructuraux [Couper *et al.*, 1990; Gao *et al.*, 2004; Han *et al.*, 2002; Mu *et al.*, 2014a; Tenkamp *et al.*, 2018; Wang *et al.*, 2001a,b; Zeng *et al.*, 2014]. L’émergence de bandes de glissement persistantes en surface de la pièce peut entraîner des concentrations de contraintes à l’origine de l’amorçage d’une fissure. Ainsi, Brochu *et al.* [2010] ont pu observer, sur un alliage d’aluminium A357, que si la rupture d’une éprouvette n’est pas provoquée par un défaut, le mécanisme responsable de l’amorçage est l’émergence de bandes de glissement persistantes en surface de la pièce, ce qui a été

confirmé par Li *et al.* [2016] sur un alliage d'aluminium AS7GU. Brochu *et al.* [2010] ont observé des amorçages sur un défaut de microstructure dans la phase α d'un alliage d'aluminium rhéomoulé bien que ce dernier présente une population de défauts. Dans ce cas, l'amorçage est dû aux incompatibilités de déformations élastiques et plastiques entre la matrice d'aluminium et les particules intermétalliques composées des éléments d'alliage.

Au delà de la taille de défaut seuil, ce ne sont plus les paramètres microstructuraux qui pilotent les mécanismes d'amorçage en fatigue, néanmoins la microstructure peut conserver une influence non négligeable. Des études ont été menées sur l'influence de l'espace entre les bras secondaires des dendrites ou *Secondary Dendrite Arm Spacing* (SDAS) sur la tenue en fatigue de divers alliages d'aluminium. Pour les alliages A356-T6 et A357-T6, Wang *et al.* [2001a] ont montré que la durée de vie en fatigue (55 Hz, $R = 0.1$ et 0.2) décroît avec l'augmentation de la SDAS jusqu'à 40 μm . Ces auteurs observent une stabilisation de la durée de vie en fatigue pour des SDAS comprises entre 40 à 60 μm puis de nouveau une diminution de la durée de vie en fatigue pour des SDAS supérieures à 60 μm (figure 1.4a). Zhu *et al.* [2006] ont mené des essais de fatigue ultrasonique (20 kHz) sur un alliage d'aluminium A319 pour deux microstructures différentes (SDAS de 30 μm et 70 μm). A contrainte équivalente, les durées de vie en fatigue diminuent avec l'augmentation de la SDAS²(figure 1.4b).

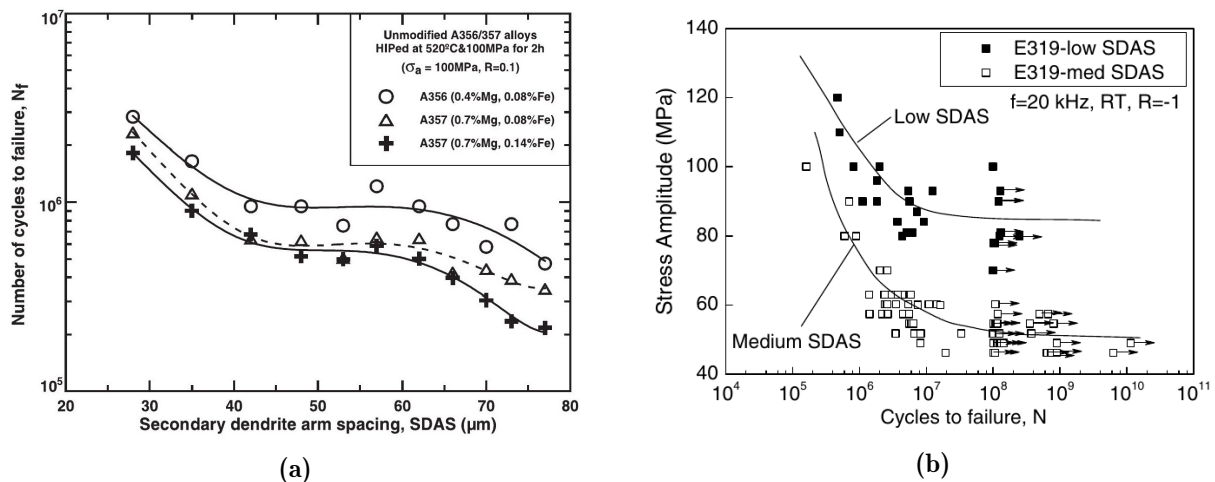


Figure 1.4 – Influence de la SDAS sur la durée de vie en fatigue à température ambiante (a) en traction-traction pour les alliages d'aluminium A356 et A357 pour $\sigma_a = 100$ MPa à $R = 0.1$, $f = 55$ Hz [Wang *et al.*, 2001a], (b) en traction-compression ($R = -1$) à 20 kHz pour un alliage d'aluminium A319 [Zhu *et al.*, 2006] (*Low SDAS* = 30 μm et *Medium SDAS* = 70 μm).

2. Ces résultats sont pourtant à relativiser. En effet, les taux de porosité diffèrent entre les deux lots de matière (0,26 % pour le lot dont la SDAS est de 30 μm et 0,87 % pour le lot dont la SDAS est de 70 μm).

1.1.1.2 Influence de la position des défauts

La taille de défaut est le paramètre de premier ordre pilotant la durée de vie en fatigue des matériaux à défauts [Ammar *et al.*, 2008; Gao *et al.*, 2004; González *et al.*, 2013; Mu *et al.*, 2014a; Zhu *et al.*, 2006]. Il a pourtant été observé que pour des défauts équivalents, en endurance limitée, un défaut interne est moins nocif qu'un défaut de surface [Serrano-Munoz, 2014; Serrano-Munoz *et al.*, 2017]. Les auteurs ont observé sur un alliage d'aluminium A357-T6 que les ruptures ont été provoquées par des fissures amorcées à partir de défauts de surface dont les tailles sont 2 à 4 fois moins importantes que des défauts internes se trouvant dans les mêmes éprouvettes (des défauts de surface de $\sqrt{aire} = 154 \mu\text{m}$, $100 \mu\text{m}$ et $80 \mu\text{m}$ pour des défauts internes dont les tailles étaient respectivement de $\sqrt{aire} = 341 \mu\text{m}$, $300 \mu\text{m}$ et $350 \mu\text{m}$). Serrano-Munoz *et al.* [2016] ont étudié l'influence de défauts internes et externes de fonderie sur la tenue en fatigue (110 Hz, $R = -1$) d'un alliage d'aluminium de fonderie A357-T6. Les auteurs ont introduit des défauts de diamètre $\phi_{eq} = 2 \text{ mm}$ dans des éprouvettes cylindriques de diamètre $\phi = 10 \text{ mm}$. Une réduction notable de la durée de vie est observable pour les éprouvettes à défaut de surface cyclées sous air. Au contraire, aucune réduction de la durée de vie n'a été observée pour les éprouvettes à défaut interne, ni pour les éprouvettes à défaut externe cyclées sous vide. Selon ces auteurs, la présence néfaste du défaut interne ($\phi_{eq} = 2 \text{ mm}$) est compensée par les faibles vitesses de propagation de fissures sous vide. En complément de la taille, la position d'un défaut est donc un paramètre essentiel à prendre en compte pour quantifier au mieux sa nocivité.

Cependant, les études quantitatives portant sur l'impact de la position des défauts sur la tenue en fatigue sont peu nombreuses [De Bussac, 1994] et portent principalement sur la propagation de fissures courtes [Serrano-Munoz *et al.*, 2017; Yoshinaka *et al.*, 2016, 2019]. De Bussac [1994] a procédé à des essais de fatigue en régime oligocyclique sur un alliage de nickel N18 à plusieurs niveaux de déformation et température. La figure 1.5a présente la taille du défaut responsable de l'amorçage en fonction de sa distance à la surface. La taille de défaut critique³ en fonction de la profondeur diminue dans un premier temps jusqu'à une profondeur de $5 \mu\text{m}$ puis augmente jusqu'à se stabiliser pour une profondeur supérieure à $100 \mu\text{m}$. Selon ces résultats, les défauts sub-surfaciques sont plus critiques vis-à-vis de l'amorçage d'une fissure de fatigue que les défauts de surface. En effet, la taille critique de défaut est minimale pour une profondeur de $5 \mu\text{m}$. Ceci est cohérent avec l'étude de Borbély *et al.* [2002] montrant que la position la plus critique pour un défaut est lorsqu'il se trouve en sous-surface d'une pièce (cf. figure 1.5b). Dans ce cas, le défaut sub-surfacique entraîne une forte concentration de contraintes dans le ligament de matière situé entre le défaut et la surface. Lors d'un chargement mécanique, l'amorçage d'une fissure est facilité par la plastification puis la rupture rapide du ligament.

3. *i.e.* le défaut ayant provoqué la rupture.

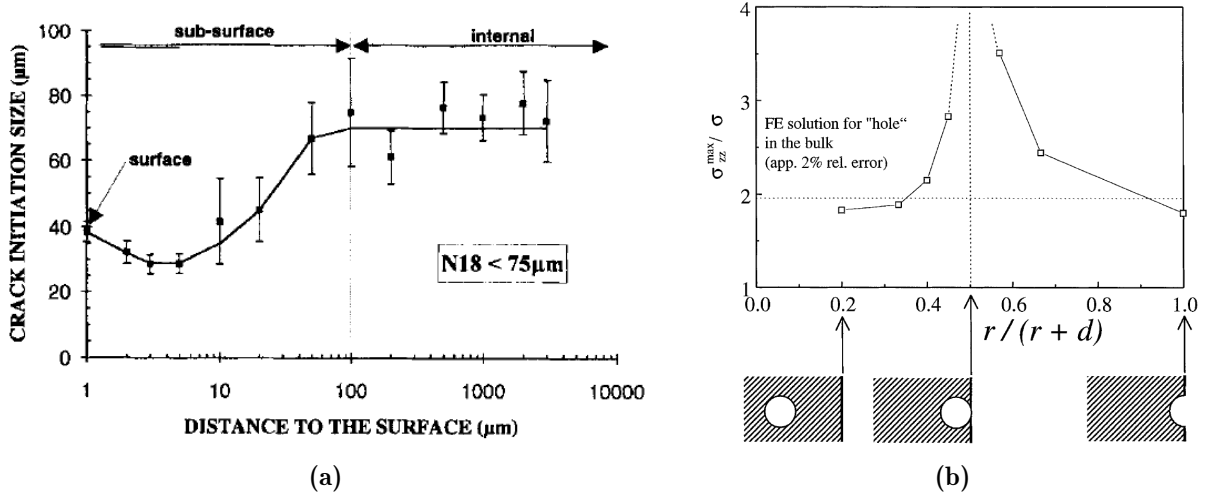


Figure 1.5 – (a) Taille du défaut responsable de la rupture en fonction de sa position pour un alliage de nickel N18 [De Bussac, 1994]. La position est la distance minimale entre le site d’amorçage et la surface de la pièce. (b) Valeur de la composante σ_{zz} (composante colinéaire à la direction de sollicitation) normalisée par la contrainte monotone quasi-statique appliquée σ en fonction de la profondeur relative du défaut sphérique introduit (r étant le rayon du défaut sphérique et d la distance entre le centre du défaut et la surface). La ligne horizontale en pointillés représente la valeur de σ_{zz}/σ pour un défaut se trouvant au cœur du volume, *i.e.* un facteur théorique de concentration de contraintes $K_t = 2$.

Selon Mughrabi [2002], deux conditions sont requises pour qu’un amorçage interne soit possible dans des matériaux à défauts⁴ en régime gigacyclique : (i) un défaut critique permettant l’amorçage d’une fissure doit exister et (ii) la densité de défauts doit être telle que la probabilité qu’un défaut critique se trouve en surface est faible. Selon l’auteur, sans ces conditions, il n’y a pas de raison que l’amorçage interne prévale sur l’amorçage en surface. En supposant une distribution volumique de défauts répartis spatialement de façon homogène, le nombre de défauts N_v , présents dans la partie utile d’une éprouvette cylindrique de diamètre d et de longueur l peut être donné par :

$$N_v = n_i \frac{\pi d^2 l}{4}, \quad (1.1)$$

où n_i est la densité volumique de défauts. Le nombre de défauts se trouvant potentiellement en surface/sous-surface, N_s , c’est-à-dire dans une couronne de diamètre extérieur d , de diamètre intérieur d_i (avec $d_i < d$ et $d_i \approx d$) et de longueur l peut être exprimé par :

$$N_s = n_i \pi d d_i l, \quad (1.2)$$

où d_i peut être approximé par la taille moyenne de défauts. La proportion de défauts se

4. Les défauts considérés peuvent être des inclusions ou des pores.

trouvant en surface est alors donnée par :

$$\frac{N_s}{N_v} = 4 \frac{d_i}{d}, \quad (1.3)$$

sans avoir besoin de connaître la densité volumique de défauts n_i . La densité minimale $n_{i,crit}$ nécessaire pour qu'au moins un défaut se trouve en surface ($N_s = 1$) peut être déduite de l'équation 1.2 :

$$n_{i,crit} = \frac{1}{\pi d d_i l}. \quad (1.4)$$

L'augmentation du diamètre de l'éprouvette d ou de la taille moyenne de défaut d_i entraîne une diminution de la densité volumique critique $n_{i,crit}$ nécessaire à la présence d'un défaut en surface. Selon Mughrabi [2002], si la densité volumique de défauts dépasse la densité volumique critique, la probabilité d'un amorçage sur un défaut interne devient alors très faible.

1.1.2 Influence du niveau de sollicitation : fatigue gigacyclique

La fatigue des matériaux pour des niveaux de sollicitation bien inférieurs à la limite d'élasticité a fait l'objet de nombreuses études [Bathias *et al.*, 2001; Bayraktar *et al.*, 2006; Hong et Sun, 2017; Jha et Ravi Chandran, 2003; Wang, 2002]. Ces dernières montrent que - pour la majorité des matériaux - si le nombre de cycles appliqué est assez important, des ruptures peuvent être observées pour des amplitudes de contrainte inférieures la limite de fatigue conventionnelle, habituellement fixée pour des durées de vie de l'ordre de 10^6 cycles. Selon Mughrabi [2002], plusieurs régimes de fatigue peuvent être décrits en fonction du niveau de sollicitation. L'auteur distingue les matériaux de *type I*, monophasés sans défaut interne et les matériaux de *type II* contenant des défauts internes comme des inclusions ou des pores et généralement multiphasés. Pour les matériaux de *type I*, Mughrabi [2002] définit quatre domaines de durées de vie illustrés en figure 1.6 :

- **Domaine I** Le domaine des durées de vie s'étendant du régime oligocyclique au régime mégacyclique. L'amorçage de fissure se produit suite à l'émergence de bandes de glissement en surface de la pièce due à la localisation de l'irréversibilité des déformations plastiques cycliques dans les grains favorablement orientés.
- **Domaine II** La limite de fatigue habituellement fixée pour le régime mégacyclique, pour laquelle le seuil de localisation des déformations plastiques cycliques (seuil de formation des bandes de glissement persistantes) est atteint.
- **Domaine III** Le régime gigacyclique, le niveau de sollicitation est inférieur au seuil de localisation des déformations plastiques cycliques mais supérieur au seuil d'irréversibilité des déformations. L'amorçage de fissures est le résultat d'une accumulation plus diffuse des déformations plastiques cycliques à l'échelle microscopique dans le matériau menant ainsi à de très longues durées de vie.
- **Domaine IV** La limite de fatigue pour le régime gigacyclique. À ce stade, le niveau de sollicitation est tel que le seuil de réversibilité des déformations est atteint

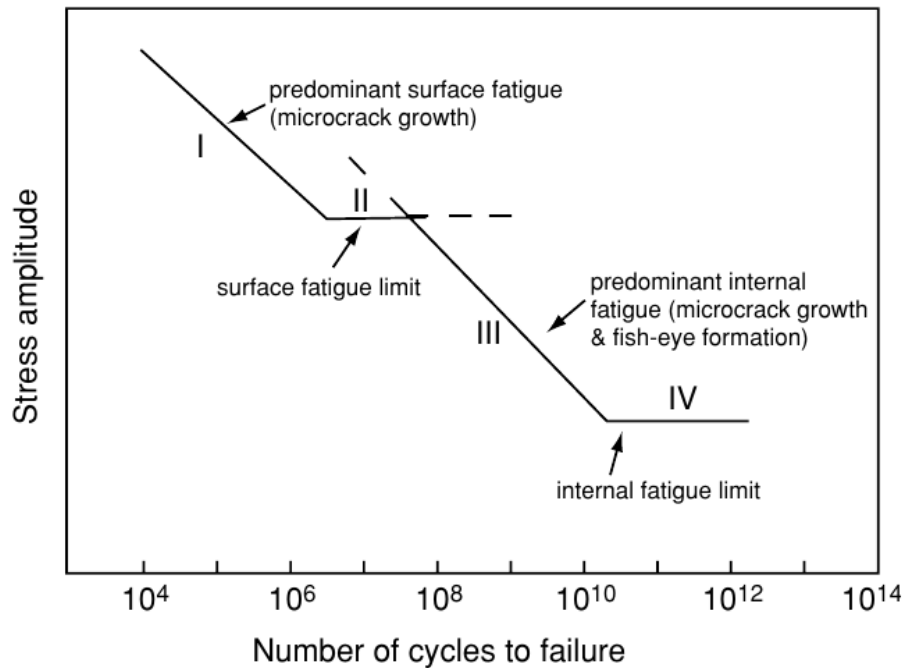


Figure 1.6 – Illustration des différents domaines de durées de vie selon Mughrabi [2002].

[Bathias et Pineau, 2010], l'irréversibilité des déformations est alors inexistante ou négligeable. Ce point est cependant à nuancer. En effet Stanzl-Tschegg *et al.* [2007] ont montré qu'il n'existait pas de réel seuil d'irréversibilité du glissement cyclique. Si aucun seuil d'irréversibilité des déformations existe, la formation de bandes de glissement persistantes est alors possible si un nombre de suffisant de cycles est appliqué entraînant ainsi une rupture par fatigue même pour des durées de vie supérieures à 10^{10} cycles.

Pour les matériaux à défauts, les mécanismes d'amorçage de fissures sont différents. Les défauts agissent comme des concentrateurs de contraintes, ce sont donc eux qui pilotent l'amorçage de fissures et non pas l'accumulation des déformations plastiques par émergence de bandes de glissements persistantes en surface. La limite de fatigue habituellement fixée pour le régime mégacyclique n'est alors pas intrinsèque au matériau mais représente le seuil à partir duquel les défauts n'induisent pas de déformations plastiques cycliques. Une limite de fatigue pour le régime gigacyclique pourrait être atteinte si le niveau de sollicitation devenait inférieur au seuil de localisation des déformations plastiques et au seuil d'amorçage et de propagation des fissures internes. Les mécanismes d'amorçage et de propagation de fissures de fatigue diffèrent en fonction du niveau de sollicitation et donc du domaine de durées de vie considéré (cf. figure 1.7) :

- À fort niveau de sollicitation (fatigue oligocyclique, à gauche sur la figure 1.7), les déformations plastiques sont macroscopiques et généralisées à une partie conséquente de la pièce, l'amorçage de fissures de fatigue est multiple et principalement observé

en surface de la pièce [Bathias et Pineau, 2010].

- Pour des niveaux de contrainte en deçà de la limite d'élasticité cyclique (régime mégacyclique, au milieu sur la figure 1.7), les déformations plastiques sont plus localisées, la fissure de fatigue menant à la rupture est généralement issue d'un unique site d'amorçage. Il est cependant à noter que certains auteurs [Yoshinaka *et al.*, 2016, 2019] ont observé de multiples sites d'amorçage de fissures de fatigue dans ce même régime de durées de vie.
- En régime gigacyclique (à droite sur la figure 1.7), pour des raisons encore mal comprises, même en l'absence de défauts tels que des porosités ou des inclusions, l'amorçage et la propagation de fissures de fatigue sont principalement observés en interne [Bathias *et al.*, 2001; Bathias et Paris, 2005; Hong et Sun, 2017; Nikitin *et al.*, 2016].

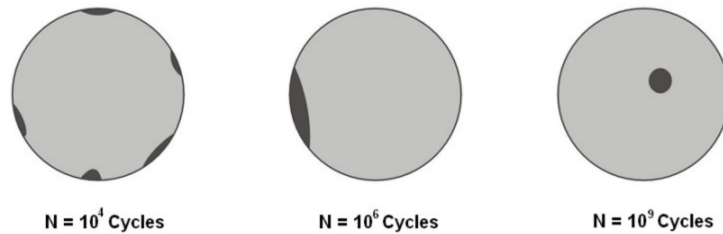


Figure 1.7 – Schéma des mécanismes d'amorçage de fissures de fatigue en fonction du régime de durée de vie considéré [Bathias et Paris, 2005].

La durée de vie totale d'un composant, N_{Tot} , est habituellement décomposée en un nombre de cycles consacrés à l'amorçage d'une fissure, N_a , et un nombre de cycles consacrés à la propagation de cette fissure, N_p [McDowell, 1996]. Selon le domaine de durée de vie considéré, la proportion de ces deux phases varie. En régime oligocyclique, il est admis que la phase de propagation de fissures domine la durée de vie totale. Pour des niveaux de sollicitation plus faibles et donc de plus grandes durées de vie (régime mégacyclique ou gigacyclique), la phase d'amorçage⁵ de fissures est souvent considérée comme prépondérante dans la durée de vie totale [Miller, 1987] et notamment en régime gigacyclique où, selon McDowell et Dunne [2010], le nombre de cycles nécessaires à la formation d'une fissure peut être significativement augmenté.

D'après Hong et Sun [2017], l'amorçage interne est possible car l'abaissement du niveau de sollicitation inhibe les mécanismes responsables de l'amorçage en surface. Selon les matériaux, les mécanismes d'amorçage et de propagation diffèrent. Sur les aciers, les fissures internes s'amorcent principalement sur des inclusions et donnent lieu à des faciès de

5. Il est cependant important de préciser que certains auteurs [McDowell et Dunne, 2010; McDowell, 1996] incluent le régime de propagation de fissures courtes (point abordé par la suite) dans la définition du terme "amorçage de fissure".

rupture typiques dit en "œil de poisson" ou "fish-eye" [Hong et Sun, 2017] (cf. figure 1.8a). Il est possible de retrouver sur le faciès de rupture une zone caractéristique généralement dénommée sous plusieurs formes : Fine-Granular-Area (FGA), Optical-Dark-Area (ODA) [Murakami *et al.*, 2002], Granular-Bright-Facet (GBF) [Shiozawa *et al.*, 2001], Rough Surface Area (RSA) [Ochi *et al.*, 2002]). Pour les alliages de titane, l'amorçage interne a lieu par clivage de grains α favorablement orientés ou à partir des macro-zones (de lamelles α avec des orientations proches) et le faciès de rupture présentant la plupart du temps des zones de facettes cristallographiques [Hong et Sun, 2017; Nikitin *et al.*, 2016] (cf. figure 1.8b). Contrairement aux aciers, aux alliages de titane et de nickel [Hong et Sun, 2017; Ravichandran *et al.*, 2010; Tanaka et Akiniwa, 2002], la faible amplitude de sollicitation caractéristique du régime gigacyclique ne favorise pas forcément l'amorçage de fissures de fatigue internes dans les alliages d'aluminium et notamment dans les alliages de fonderie où les défauts externes ou sub-surfaciques sont d'excellents sites d'amorçage de fissures [Bathias *et al.*, 2001; Bathias et Paris, 2005; Höppel *et al.*, 2011; Mayer *et al.*, 2013; Paolino *et al.*, 2019; Pérez-Mora, 2010; Xue *et al.*, 2018; Zhu *et al.*, 2006].

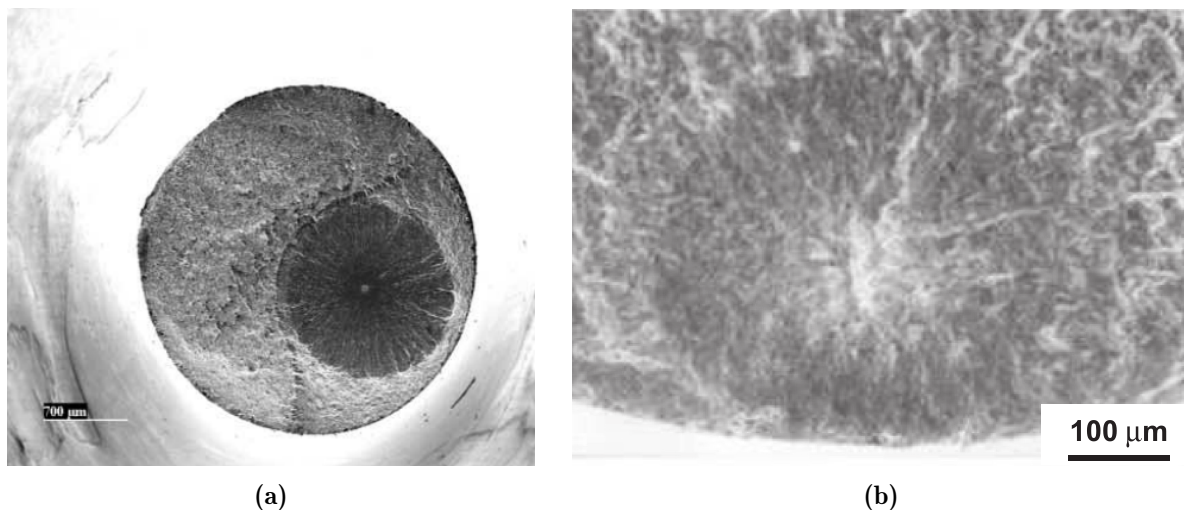


Figure 1.8 – (a) Faciès de rupture d'une éprouvette en 42CrMo4 testée à $\sigma_a = 760$ MPa (20 kHz, $R = -1$, $N = 5.75 \times 10^8$ cycles) [Bathias *et al.*, 2001]. (b) Vue agrandie de la zone d'amorçage d'une fissure interne dans un alliage de titane TA6V (20 kHz, $R = -1$, $N = 2.10 \times 10^8$ cycles) [Hong et Sun, 2017].

1.1.3 Synthèse de la partie 1

Les défauts ont une influence néfaste sur la tenue en fatigue des alliages métalliques [Zerbst *et al.*, 2019]. Il est possible de caractériser une population de défauts au moyen de plusieurs paramètres comme la taille [Wang *et al.*, 2001b], la morphologie [Nicoletto *et al.*, 2012], la position [De Bussac, 1994] ou la nature [Wang *et al.*, 2006].

L'influence de la taille des défauts sur la tenue en fatigue est un sujet qui a largement été abordé dans la littérature, montrant de manière unanime que l'augmentation de la

taille des défauts dégrade les propriétés de tenue en fatigue. Cependant, la position d'un défaut joue également un rôle important dans sa nocivité. Ainsi, en endurance limitée, il a déjà été observé que des défauts internes n'ont pas engendré d'amorçage de fissure critique alors que leur taille est 2 à 4 fois supérieure à celle du défaut externe ayant causé la rupture finale [Serrano-Munoz *et al.*, 2017]. L'influence de la position d'un défaut sur la tenue en fatigue est un paramètre peu étudié et mal compris, notamment car il est difficile de décorrélérer taille et position des défauts lors d'une étude. Il est nécessaire de pouvoir étudier l'amorçage et la propagation de fissures de fatigue internes afin d'étudier l'influence de la position d'un défaut sur la tenue en fatigue. Pour cela, la population de défauts doit être propice à l'amorçage d'une fissure interne [Mughrabi, 2002] et le niveau de sollicitation doit être abaissé pour travailler en régime gigacyclique qui est connu pour favoriser l'amorçage de fissures internes [Bathias *et al.*, 2001; Hong et Sun, 2017].

Bien qu'il ait été observé que l'amorçage interne est moins fréquent pour certains alliages d'aluminium, la faible amplitude de sollicitation favorise l'amorçage interne pour la majorité des matériaux métalliques. L'alliage d'aluminium étudié a déjà été le sujet de tentatives peu fructueuses d'amorçage interne en endurance limitée [Serrano-Munoz *et al.*, 2017]. Il est possible de supposer que la diminution du niveau de sollicitation favorisera tout de même l'amorçage de fissures internes pour l'alliage d'aluminium étudié. Après avoir détaillé les conditions favorisant l'amorçage de fissures internes, la suite de ce chapitre se concentre sur la propagation de fissures de fatigue, plus particulièrement sur les mécanismes et cinétiques de propagation associés à la propagation de fissures internes pour lesquelles l'environnement et la microstructure ont une influence marquée.

1.2 Propagation de fissures de fatigue

1.2.1 Mécanique linéaire élastique de la rupture (MLER)

Une fissure peut être chargée selon trois modes de chargement distincts comme illustré en figure 1.9a [Krupp, 2007]. Le mode I de chargement correspond au mode d'ouverture, le mode II est un mode de cisaillement dans le plan (le chargement est appliqué dans la direction de propagation de la fissure) et le mode III est un mode de cisaillement hors-plan (le chargement est appliqué perpendiculairement à la direction de propagation de la fissure).

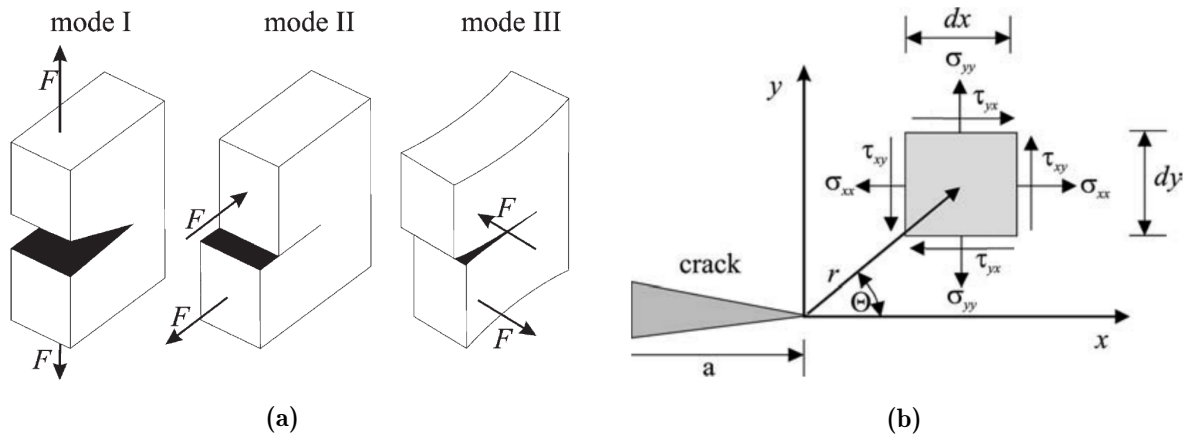


Figure 1.9 – (a) Illustration des trois modes de chargement d'une fissure. Mode d'ouverture : mode I, mode de cisaillement dans le plan : mode II, mode de cisaillement hors-plan : mode III [Krupp, 2007]. (b) Définition du système de coordonnées cylindriques en pointe de fissure utilisé dans la formulation de l'équation 1.5 [Krupp, 2007].

D'après [Irwin, 1958], pour un matériau élastique linéaire isotrope, les composantes σ_{ij} du tenseur des contraintes proches de la pointe de fissure, ($r \ll a$)⁶, peuvent être formulées en fonction de la contribution de chaque mode dans le système de coordonnées (r, θ) défini en figure 1.9b. Au voisinage de la pointe de fissure, les contraintes deviennent infinies et sont singulières en $1/\sqrt{r}$:

$$\sigma_{ij} = \frac{1}{\sqrt{2\pi r}} \left(K_I f_{ij}^I(\theta) + K_{II} f_{ij}^{II}(\theta) + K_{III} f_{ij}^{III}(\theta) \right), \quad (1.5)$$

où les $K_{I,II,III}$ sont les facteurs d'intensité des contraintes et les $f_{ij}^{I,II,III}$ sont les fonctions de forme des modes respectifs I, II, III. Ces fonctions dépendent des géométries considérées de la fissure et de la pièce. Les facteurs d'intensité des contraintes sont des grandeurs permettant de quantifier les champs de contraintes au voisinage de la singularité en pointe de fissure. Dans la pratique, les fonctions de forme sont utilisées pour exprimer les facteurs

6. Cette condition est nécessaire car la formulation proposée par Irwin [1958] est un développement limité au premier ordre de la solution générale proposée par Westergaard [1939].

d'intensité des contraintes pour les géométries de fissures particulières [Tada *et al.*, 2000].

Pour le cas simple (figure 1.9b) d'une fissure en 2D de longueur a dans un milieu infini soumis à une contrainte de traction σ perpendiculaire à la direction de propagation de la fissure, le champ de contrainte au voisinage de la pointe de fissure ($r \ll a$) est défini par [Krupp, 2007] :

$$\begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = \frac{\sigma \sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \begin{bmatrix} 1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \\ 1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \\ \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \end{bmatrix} - \begin{bmatrix} \sigma \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix}. \quad (1.6)$$

En négligeant les termes finis devant les termes asymptotiques qui tendent vers l'infini lorsque $r \rightarrow 0$, l'équation 1.6 se réduit à :

$$\begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \begin{bmatrix} 1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \\ 1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \\ \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \end{bmatrix}, \quad (1.7)$$

où le facteur d'intensité des contraintes K_I s'exprime⁷ par :

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a}. \quad (1.8)$$

Pour tout matériau, il existe une valeur r_p telle que, pour $r < r_p$, le matériau en pointe de fissure plastifie. En considérant un matériau élastique linéaire parfaitement plastique de limite d'élasticité σ_Y , il est possible d'estimer le rayon r_p de la zone dans laquelle le matériau est plastifié à partir de l'équation 1.7. En supposant que le matériau vérifie le critère de von Mises, la limite de la zone plastique $r_p(\theta)$ est définie en coordonnées polaires par [Anderson, 2005] :

$$r_p(\theta) = \frac{K_I^2}{4\pi\sigma_Y^2} \left(1 + \cos(\theta) + \frac{3}{2} \sin^2(\theta) \right), \quad (1.9)$$

7. Dans l'expression du champ de contrainte en pointe de fissure (équation 1.6), le π du numérateur et du dénominateur pourrait être simplifiés. D'après Schijve [2009], cela aurait été le cas dans d'anciennes publications, modifiant ainsi l'expression du facteur d'intensité des contraintes mais des publications plus récentes ayant conservé le π , ce dernier subsista.

sous l'hypothèse de contraintes planes et :

$$r_p(\theta) = \frac{K_I^2}{4\pi\sigma_Y^2} \left((1 - 2\nu)^2(1 + \cos(\theta)) + \frac{3}{2} \sin^2(\theta) \right), \quad (1.10)$$

sous l'hypothèse de déformations planes. Le rayon de la zone plastique est habituellement approximé pour $\theta = 0$, soit :

$$r_p = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_Y^2}, \quad (1.11)$$

en contraintes planes et :

$$r_p = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_Y^2} (1 - 2\nu)^2, \quad (1.12)$$

en déformations planes.

Dans le cadre de la MLER, le comportement du matériau est supposé élastique linéaire isotrope. La formulation du facteur d'intensité des contraintes exprimée par l'équation 1.5 n'est valide que sous l'hypothèse où $r \ll a$. La plasticité en pointe de fissure entraîne une redistribution des contraintes (cf. figure 1.10a) qui peut affecter la validité du calcul du facteur d'intensité des contraintes [Schijve, 2009]. Sur la figure 1.10b, le cercle de rayon r_e désigne le domaine de validité du calcul du facteur d'intensité des contraintes (*i.e.* $r_e \ll a$); la zone plastique est indiquée par le cercle de rayon r_p . Pour que le calcul du facteur d'intensité des contraintes ne soit pas significativement affecté par la redistribution des contraintes due à la plasticité en pointe de fissure, il est nécessaire que la taille de zone plastique soit petite devant la taille du domaine de validité du calcul du

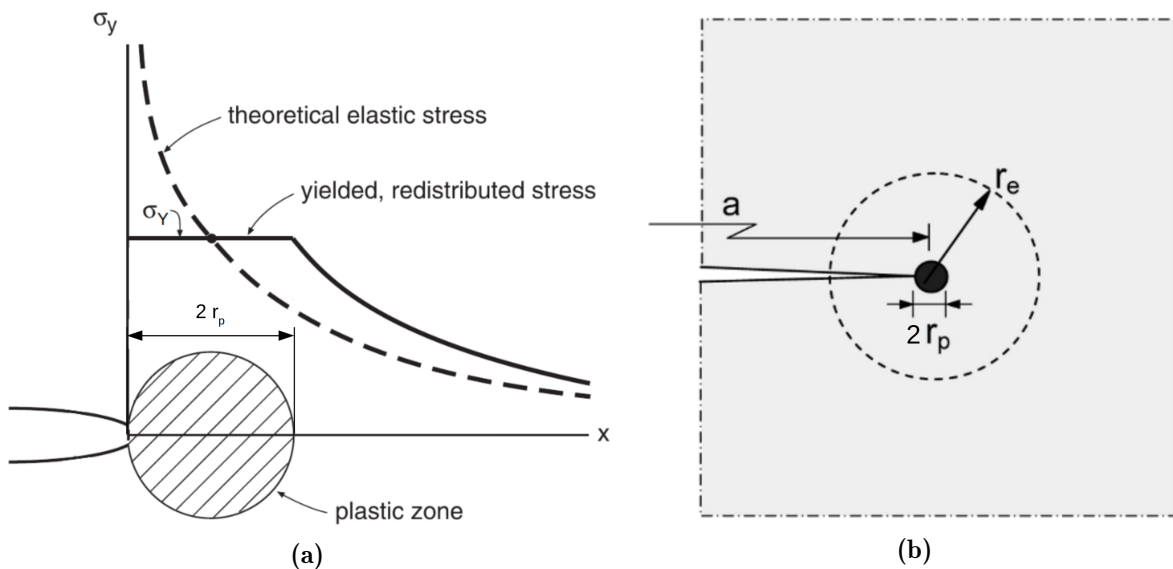


Figure 1.10 – (a) Illustration de la redistribution des contraintes due à la plasticité en pointe de fissure adaptée de [Dowling *et al.*, 2013]. (b) Illustration du domaine de validité de l'équation 1.5 schématisé par le cercle de rayon r_e et de la zone de plasticité en pointe de fissure schématisée par le cercle de rayon r_p [Schijve, 2009].

facteur d'intensité des contraintes (*i.e.* $r_p \ll r_e \ll a$, la plasticité est confinée en pointe de fissure) [Schijve, 2009]. Si toutes les hypothèses sont respectées, la MLER fournit les outils nécessaires à la quantification de la force motrice d'une fissure et permet ainsi la comparaison de différents cas de fissuration.

Pour le cas d'un chargement cyclique, l'existence d'une zone de plasticité cyclique a été mise en évidence par [Paris, 1964]. Rice [1967] a évalué le rayon de cette zone de plasticité cyclique grâce au principe de superposition (figure 1.11). Sous chargement cyclique, dans un premier temps, au cours d'une charge P une zone de plasticité monotone se forme en pointe de fissure (figure 1.11a). Dans un second temps, lors de la décharge d'une valeur $-\Delta P$, une zone dans laquelle l'écoulement plastique est inversé se crée (figure 1.11b), cette nouvelle zone est appelée zone de plasticité cyclique. Pour un chargement cyclique à $R = -1$, l'étendue de variation du facteur d'intensité des contraintes $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ est calculée pour une étendue de variation de contrainte $\Delta\sigma = 2\sigma_Y$ (équations 1.11

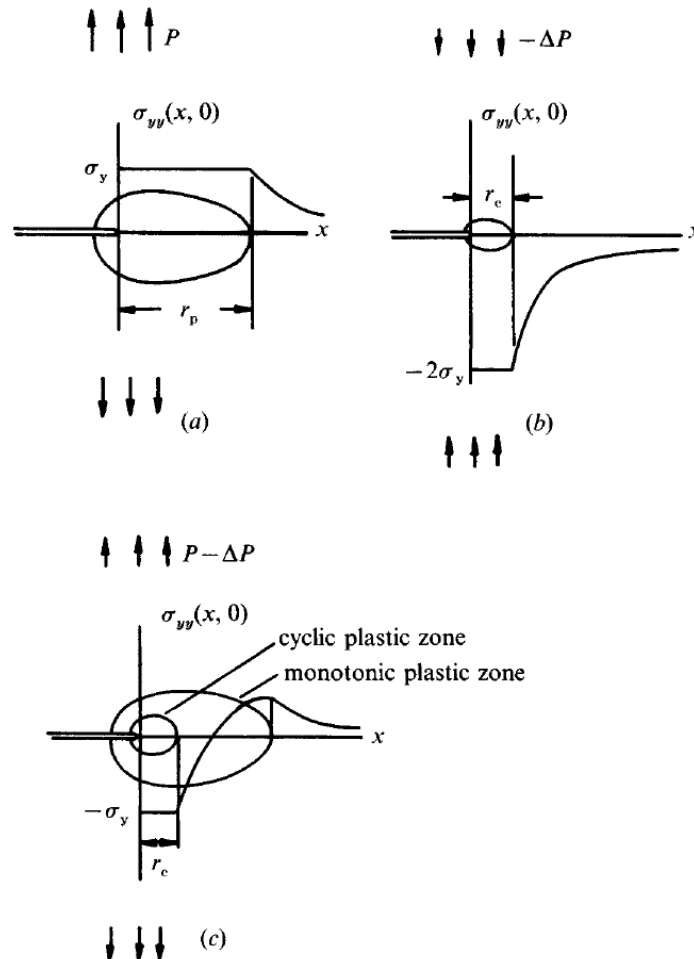


Figure 1.11 – Représentation du développement de la zone de plasticité en pointe de fissure sous chargement cyclique [Rice, 1967]. (a) Développement de la zone de plasticité monotone. (b) Distribution de contrainte due à la décharge $-\Delta P$. (c) Superposition des états de contrainte (a) et (b) montrant la zone de plasticité cyclique.

et 1.12). Dans le cas où le matériau est supposé élastique parfaitement plastique, le rayon de la zone plastique cyclique, $r_{p,cyc}$, est alors quatre fois moins important que le rayon de la zone plastique monotone [Rice, 1967] :

$$2r_{p,cyc} = \frac{\Delta K_I^2}{4\pi\sigma_Y^2}, \quad (1.13)$$

en contraintes planes, par exemple.

1.2.2 Régimes et stades de propagation de fissures

Comme expliqué en section 1.1.2, la durée de vie totale d'un composant est généralement décomposée en une phase d'amorçage et une phase de propagation ($N_{Tot} = N_a + N_p$) [McDowell, 1996]. Selon Miller [1993] la différence entre ruine et non ruine en fatigue est que dans le cas de la ruine, une fissure de fatigue croît jusqu'à rupture totale de la pièce alors que dans le cas de non ruine, des fissures de fatigue sont bel et bien présentes mais ces dernières ne se propagent pas. Après l'amorçage d'une fissure, sa vitesse de propagation diminue continuellement jusqu'à la première barrière microstructurale (joint de grains, frontière entre deux phases du matériau, inclusion, porosité, *etc.*) [Krupp, 2007]. Dans certains cas, la fissure ne peut franchir cette barrière et arrête de se propager. Si tel est le cas pour toutes les fissures amorcées, alors la limite de fatigue est atteinte. La limite de fatigue n'est alors pas définie par l'amorçage ou non de fissures de fatigue mais par la non propagation des ces dernières [Miller, 1993]. La phase d'amorçage est usuellement modélisée grâce à des critères de fatigue afin de prévoir l'apparition de micro-fissures. Les modèles de propagation de fissures sont quant à eux dépendants du régime de fissuration considéré. Dans la littérature, quatre régimes de propagation de fissures sont usuellement distingués [Bathias et Pineau, 2010; Krupp, 2007].

Fissures microstructuralement courtes

La taille de la fissure est comparable à la taille caractéristique de la microstructure (taille de grain, SDAS, *etc.*) [Petit et Sarrazin-Baudoux, 2010]. Pour des alliages "classiques", la fissure est chargée selon un mode de cisaillement mixte (mode II/III). *A contrario*, des amorçages en mode I ont été observés notamment pour des superalliages base nickel [Neu, 2019]. Dans de ce régime, la propagation de la fissure est fortement influencée par la microstructure⁸ [Lankford, 1985]. À cette échelle le matériau est hétérogène et anisotrope. À l'approche d'une barrière microstructurale la fissure subit une forte décélération, voire un arrêt [Zhang *et al.*, 2002]. Ce type de fissure est caractéristique du stade I [Petit et Sarrazin-Baudoux, 2010] de propagation (stade Ia pour Krupp [2007]) et correspond généralement à la propagation d'une fissure à l'échelle d'un grain dans un plan orienté à 45° par rapport à l'axe de sollicitation (mode II) (figure 1.12a). Si la fissure parvient à

8. Si le lecteur est intéressé par des modèles de propagation de fissures microstructuralement courtes, Hobson *et al.* [1986]; Navarro et De Los Rios [1988] ont proposé des modèles afin de prendre en compte l'influence de la microstructure sur la propagation de fissures à cette échelle.

franchir la première barrière microstructurale, elle accélère alors jusqu'à subir de nouveau l'influence d'une nouvelle barrière. Pour un chargement constant, avec l'avancée de la fissure la taille de la zone plastique et les déformations plastiques en pointe de fissure augmentent, les barrières microstructurales deviennent donc au fur et à mesure moins résistantes à l'avancée de la fissure [Bertolino *et al.*, 2005; Miller, 1993; Ravichandran et Larsen, 1997]. Cette phase de transition vers le régime des fissures longues est généralement qualifié de pseudo-stade I [Petit et Sarrazin-Baudoux, 2010] ou de stade Ib [Krupp, 2007]. La fissure se propage localement à l'échelle des grains en stade I. Cependant, d'un point de vue macroscopique, la fissure se propage perpendiculairement à l'axe de sollicitation (cf. figure 1.12b). Brochu *et al.* [2012] observent des fissures microstructuralement courtes à partir de 10 % (en moyenne) de la durée de vie totale en FGNC. Les auteurs estiment que le temps passé en régime de propagation de fissures microstructuralement courtes est en moyenne de 70 % de la durée de vie totale et que ce pourcentage a tendance à augmenter avec la diminution de l'amplitude de contrainte. Récemment, Yoshinaka *et al.* [2019] ont observé, par tomographie synchrotron, la présence de fissures internes courtes dès 20 % de la durée de vie totale ($\approx 10^7$ cycles) lors d'essais de fatigue sur un alliage de titane (Ti-6Al-4V). Ces auteurs ont également observé l'amorçage de multiples autres fissures de fatigue jusqu'à 70 % de la durée de vie totale.

Fissures mécaniquement courtes

Cette phase suit le régime de propagation de fissures microstructuralement courtes. La fissure bifurque du mode II/III au mode I [Brochu *et al.*, 2010, 2012] où elle se propage dans un plan normal à l'axe de sollicitation (cf. figure 1.12c). Ce régime de propagation est généralement qualifié de stade II [Krupp, 2007; Petit et Sarrazin-Baudoux, 2010]. La taille de la zone plastique en pointe de fissure est encore conséquente devant la taille de fissure [Petit et Sarrazin-Baudoux, 2010] et les hypothèses de la MLER ne sont pas respectées. La fissure ne montre plus d'interaction marquée avec la microstructure, la propagation est pilotée par la zone de plasticité cyclique en pointe de fissure qui peut être prise en compte grâce à la mécanique élasto-plastique de la rupture (MEPR). Selon Taylor et Knott [1981]; Tokaji et Ogawa [1992]; Zhang *et al.* [2002], la transition du stade I au stade II a lieu lorsque la taille de fissure est plus grande que respectivement 5, 8 et 10 fois la taille de grain. Pour Lankford [1985]; Rodopoulos [2002]; Yoder *et al.* [1982]⁹, la propagation de fissures devient indépendante de la microstructure (transition stade I/stade II) lorsque que la taille de zone plastique en pointe de fissure est de l'ordre de grandeur de la taille de grain.

Fissures physiquement courtes

Ce régime de fissuration se démarque du régime des fissures mécaniquement courtes par le fait que la taille de zone plastique en pointe de fissure est négligeable devant la taille de la fissure (plasticité confinée) [Petit et Sarrazin-Baudoux, 2010]. La MLER, applicable

9. Lankford [1985] précise également que selon lui, il n'est pas possible de définir le régime de propagation de fissures sur la base du rapport entre taille de fissure et taille de microstructure.

dans ce cas, permet de modéliser la propagation dans ce régime de fissuration. L'effet de fermeture induit par le sillage plastique (zone de déformation plastique résiduelle laissée derrière la fissure après son passage) n'est pas complètement développé [Bathias et Pineau, 2010; Krupp, 2007; Ravichandran et Larsen, 1997]. Par ailleurs, la croissance plus rapide des fissures physiquement courtes par rapport aux fissures longues est attribué à une contribution moins importante de l'effet de fermeture sur les fissures physiquement courtes [Lados *et al.*, 2006; Petit et Sarrazin-Baudoux, 2010]. D'après l'ASTM, une fissure est considérée comme courte tant que la taille de sa zone plastique est supérieure au cinquième de sa longueur $r_p > a/50$ [Krupp, 2007].

Fissures longues

La taille de fissure est grande devant la dimension caractéristique de la microstructure. À cette échelle, le matériau peut être considéré comme homogène et la taille de la zone plastique en pointe de fissure est suffisamment petite comparée à la taille de la fissure, pour que les hypothèses de la MLER soient valides [Miller, 1993]. Contrairement aux fissures physiquement courtes, les fissures longues ont un sillage plastique plus important qui contribue à un effet de fermeture plus marqués [Bathias et Pineau, 2010; Krupp, 2007; Tanaka et Akiniwa, 1989]. Les cinétiques de propagation sont fortement dépendantes de la longueur de la fissure et du niveau de contrainte nominal (*i.e.* loin de la fissure); la microstructure joue un rôle minime¹⁰ [Miller, 1993].

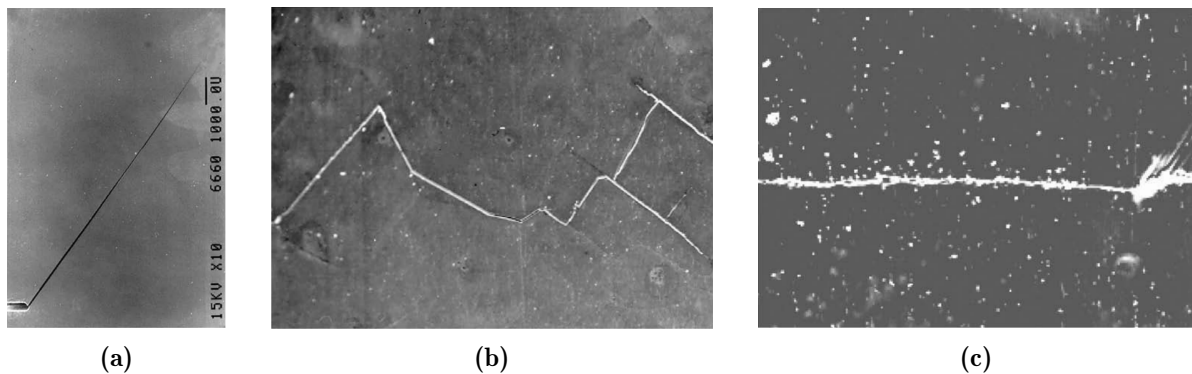


Figure 1.12 – Illustrations, dans un alliage d'aluminium Al-4,5 % wt Zn-1,25 % wt Mg, des morphologies typiques de fissures en (a) stade I orientées selon le plan cristallographie $\{111\}$, (b) pseudo-stade I et (c) stade II selon Petit et Sarrazin-Baudoux [2010] ($R = 0.1$, 35 Hz, dans le vide).

À iso- ΔK , les vitesses de propagation de fissures en stade I sont supérieures aux vitesses de propagation en stade II, elles-mêmes supérieures à celles du pseudo-stade I (figure 1.13a) [Lankford, 1985; Petit et Sarrazin-Baudoux, 2010; Ravichandran et Larsen, 1997; Richard *et al.*, 2010; Zhang *et al.*, 2002]. Les interactions avec la microstructure en pseudo-stade I ralentissent les fissures qui cherchent à suivre les plans denses de la

10. Pour le lecteur intéressé, Beden *et al.* [2009] proposent une synthèse de différents modèles de propagation de fissures longues.

structure cristalline. Ceci engendrent ainsi des faciès de rupture rugueux avec la présence de facettes cristallographiques (cf. figure 1.13b).

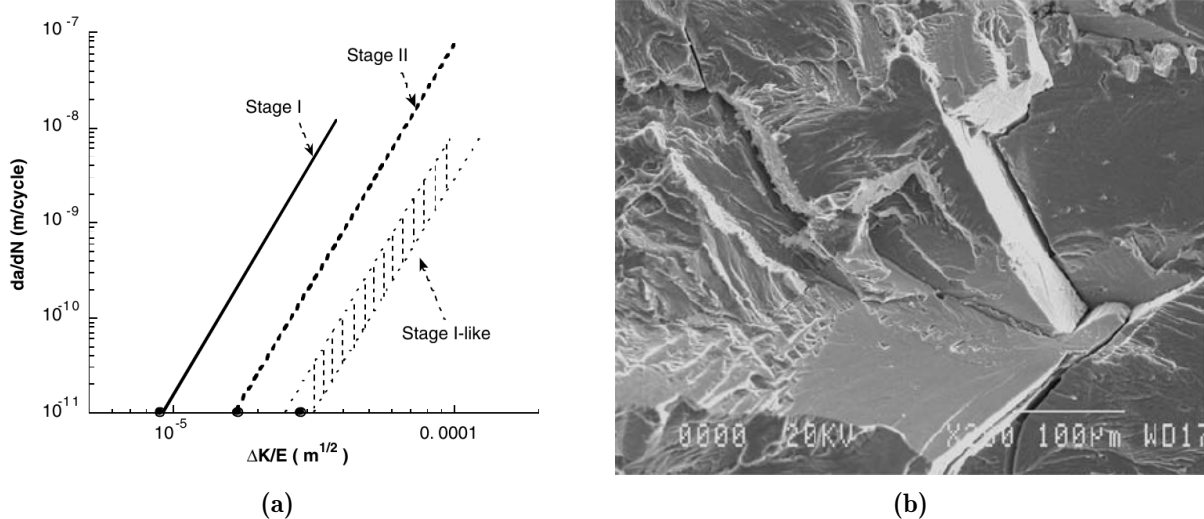


Figure 1.13 – (a) Illustration des cinétiques de propagation associées aux différents régimes de fissuration [Petit et Sarrazin-baudoux, 2006]. (b) Observation partielle d’un faciès de rupture typique d’une propagation de fissure en pseudo-stade I. L’essai est réalisé sur un alliage d’aluminium 2024-T351 testé dans le vide ($< 5 \times 10^{-4}$ Pa) [Petit et Sarrazin-Baudoux, 2010].

Bien que les mécanismes de propagation de fissures soient souvent discriminés selon des critères purement mécaniques et microstructuraux (taille de fissure ou de zone plastique par rapport à la dimension caractéristique de la microstructure), ces derniers peuvent être influencés par d’autres facteurs. L’environnement, notamment, peut influencer les mécanismes de propagation et par conséquent les cinétiques de propagation. C’est la raison pour laquelle la partie suivante détaille plus particulièrement l’état de l’art actuel sur les mécanismes et cinétiques de propagation de fissures internes, sans interaction avec l’environnement extérieur.

1.2.3 Propagation de fissures internes

Parmi les paramètres qui peuvent influencer la propagation de fissures de fatigue internes, l’environnement de propagation est considéré comme l’un des plus influents.

1.2.3.1 Effet de l’environnement sur la propagation de fissures

L’influence de l’environnement sur la propagation de fissures de fatigue a été mis en évidence par de nombreux travaux [Bradshaw et Wheeler, 1969; Duquette et Gell, 1971; Gao *et al.*, 1988; Henaff *et al.*, 2007; Richard *et al.*, 2010; Vasudevan et Sadananda, 2009]. Pour la majorité des alliages métalliques, les vitesses de propagation de fissures sous air sont plus élevées que celles sous vide. L’effet de l’environnement sur la propagation de

fissure est très prononcé pour de faibles vitesses de propagation et donc à faible niveau de facteur d'intensité des contraintes [Petit et Sarrazin-baudoux, 2006]. Henaff *et al.* [2007] identifient deux mécanismes principaux mis en jeu lors de la propagation de fissures assistée par l'environnement.

Propagation assistée par l'adsorption de vapeur d'eau

Selon Henaff *et al.* [1995], l'intensification de la propagation est due à l'adsorption d'espèces chimiques du milieu réduisant l'énergie de surface du matériau. Selon les auteurs, l'adsorption n'est pas un phénomène de fragilisation du matériau mais plutôt un phénomène d'intensification de la plasticité cyclique en pointe de fissure. Pour Lynch [1988], les espèces du milieu adsorbées sont suffisantes pour créer un film facilitant la nucléation des dislocations. Duquette et Gell [1971] ont procédé à des essais sur un superalliage de nickel MAR-M200 avec alternance de l'environnement, une même fissure se propageant donc alternativement sous air et sous vide. La figure 1.14a montrent une zone d'alternance entre propagation sous air (en bas) et une propagation sous vide (en haut). Selon Wei *et al.* [1980], la réaction de la vapeur d'eau avec les surfaces nouvellement créées par la fissuration génère de l'hydrogène qui, par diffusion, va fragiliser le matériau en pointe de fissure provoquant une augmentation des vitesses de propagation de fissures.

Propagation assistée par l'hydrogène

D'après Henaff *et al.* [1995], pour que le phénomène de fragilisation par hydrogène ait lieu, il est nécessaire que la concentration en hydrogène dans le métal atteigne une valeur critique. Wei *et al.* [1980] proposent un scénario (illustré en figure 1.14b) pour expliquer

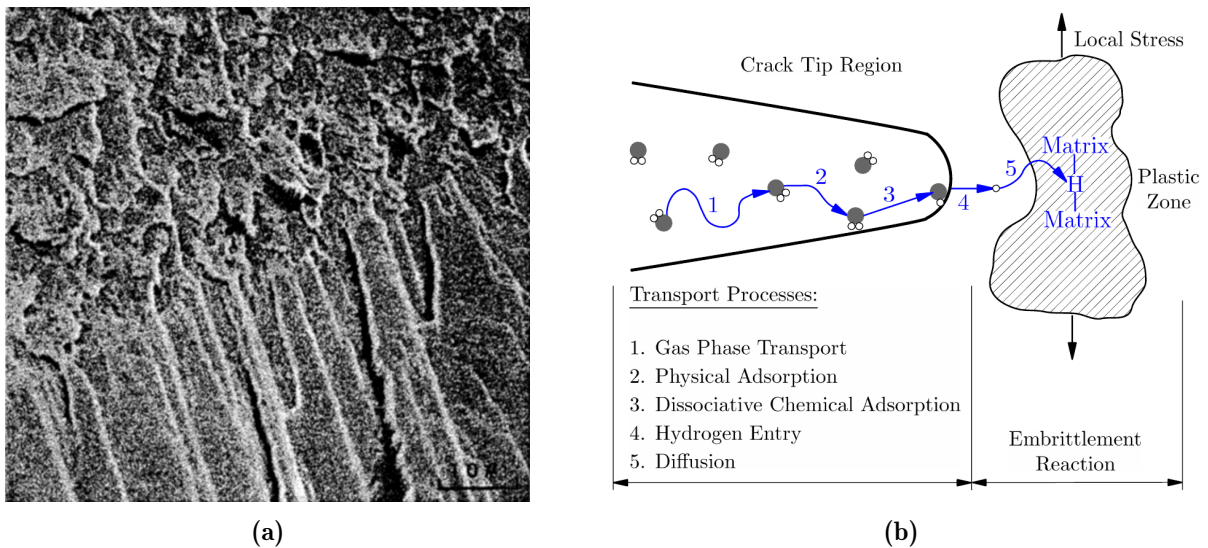


Figure 1.14 – (a) Observation de l'interface entre deux zones de propagation. Zone de propagation sous air (en bas) et zone de propagation sous vide (en haut) [Duquette et Gell, 1971]. (b) Illustration (issue de [Serrano-Munoz, 2014]) du scénario proposé par Wei *et al.* [1980] pour expliquer le phénomène de fragilisation par hydrogène sous chargement cyclique.

le phénomène de fragilisation par hydrogène sous chargement cyclique. Les molécules de vapeur d'eau, dans un premier temps transportées jusqu'à la pointe de fissure (1), sont adsorbées (2) puis dissociées chimiquement au contact du matériau (3). L'hydrogène produit lors de la réaction pénètre alors le matériau (4) et se diffuse dans ce dernier via le mouvement des dislocations (5) [Birnbbaum et Sofronis, 1994]. La fragilisation du matériau en pointe de fissure provoquée par l'hydrogène peut alors prendre place selon divers mécanismes [Lynch, 2011].

Selon Henaff *et al.* [2007], à basses fréquences ou basses vitesses de propagation, le temps disponible à la mise en place des effets d'environnement est suffisant pour constater une saturation du phénomène. L'effet de l'environnement sur la propagation de fissure est alors nettement visible. En effet, le facteur important ici est la vitesse de propagation "physique" de la fissure $\Delta a/\Delta t$ (en m/s) : $\Delta a/\Delta t = f \Delta a/\Delta N$. Ainsi la vitesse de propagation cyclique $\Delta a/\Delta N$ et la fréquence de sollicitation f peuvent limiter l'adsorption et la dissociation de la vapeur d'eau. Si la fissure nouvellement créée n'est pas complètement affectée par l'adsorption, l'effet de l'environnement est alors significativement réduit. De même, la fragilisation par hydrogène n'est susceptible de prendre place que si la vitesse de propagation physique de la fissure de fatigue est inférieure à la vitesse de diffusion de l'hydrogène dans l'alliage [Mayer *et al.*, 2001; Vasudevan et Sadananda, 2009; Vasudevan *et al.*, 2005]. De manière générale, divers auteurs [Bradshaw et Wheeler, 1969; Gao *et al.*, 1988; Petit et Sarrazin-baudoux, 2006; Vasudevan *et al.*, 2005] ont pu constater l'influence négative de la vapeur d'eau sur les cinétiques de propagation de fissures. Ainsi,

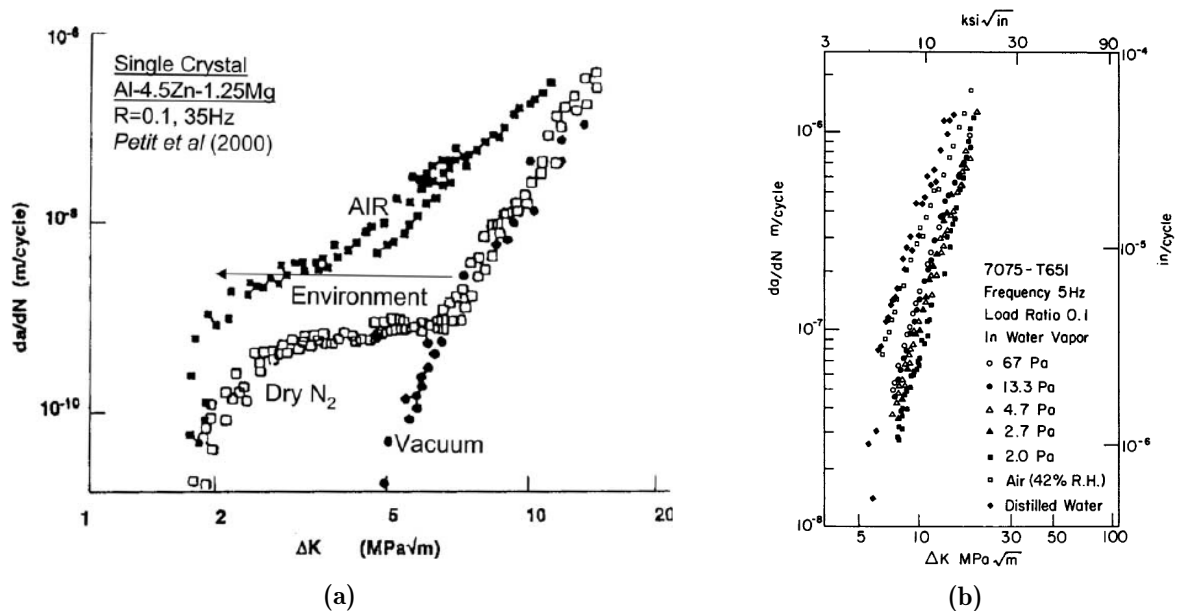


Figure 1.15 – (a) Cinétiques de propagation de fissures de fatigue ($R = 0.1$, 35 Hz) d'un monocristal AlZnMg dans le vide, à l'air et sous azote [Petit *et al.*, 2000]. (b) Courbe de propagation $da/dN = f(\Delta K)$ sous divers environnements pour un alliage d'aluminium 7075-T651 [Gao *et al.*, 1988].

à iso- ΔK , les vitesses de propagation sont supérieures pour des fissures propageant dans un environnement actif (air humide, oxygène, azote) par rapport à des fissures propageant sous environnement inerte (vide, argon) (cf. figure 1.15a). Gao *et al.* [1988] ont procédé à des essais de propagation de fissures de fatigue sur un alliage d'aluminium 7075-T651 ($R = 0.1$, $f = 5$ Hz, à température ambiante) pour différents types d'environnement (sous vide, sous argon, sous oxygène et sous plusieurs pressions de vapeur d'eau). Comme cela est illustré en figure 1.15b, le taux d'humidité de l'air pilote l'influence de l'environnement [Burns *et al.*, 2018; Gao *et al.*, 1988; Petit et Sarrazin-baudoux, 2006; Wei *et al.*, 1980]. Une augmentation du taux d'humidité de l'air entraîne un effet d'environnement plus marqué.

Gao *et al.* [1988] ont montré qu'à iso- ΔK , l'augmentation de la pression de vapeur d'eau entraîne une augmentation de la vitesse de propagation (cf. figure 1.15b). De même, Burns *et al.* [2018] ont réalisé des essais de propagation à 20 Hz sur des éprouvettes CT en aluminium 7075-T651 à différentes températures et pressions partielles de vapeur d'eau. Ils montrent que pour une température donnée, une augmentation de la pression partielle de vapeur d'eau entraîne une augmentation de la vitesse de propagation à iso- ΔK .

Fatih *et al.* [2018] ont procédé à des essais de propagation à $R = -1$ et à 19,2 kHz alternativement sous air et sous vide sur deux nuances d'aluminium 6082 et 5083. À chaque alternance d'environnement, les auteurs observent une variation de la cinétique de propa-

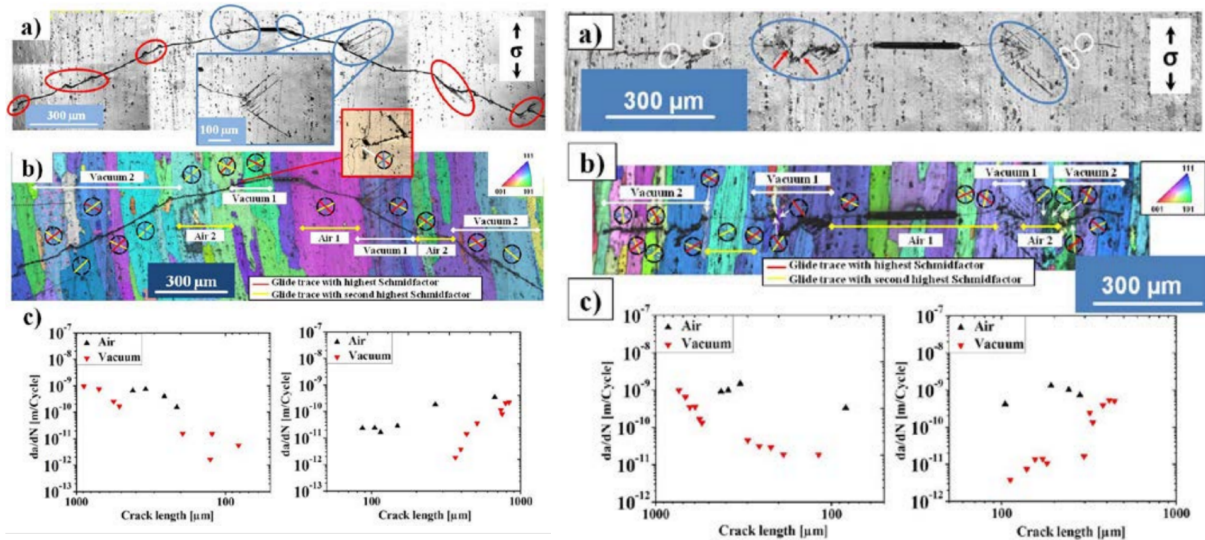


Figure 1.16 – (a) Observations au microscope optique d’essais de propagation de fissures pour des alliages EN-AW 6082 revenu (à gauche) et sur-revenu (à droite). (b) Analyses EBSD associées aux observations au microscope optique illustrées en (a). Systèmes de glissement associés aux deux plus grands facteurs de Schmid. (c) Vitesses de propagation de fissures en fonction de la longueur de fissure à droite et à gauche des entailles faites au FIB. Essais à une amplitude de contrainte $\sigma_a = 125$ MPa pour l’éprouvette revenu (à gauche) et $\sigma_a = 120$ MPa pour l’éprouvette sur-revenu (à droite). [Fatih *et al.*, 2018].

gation avec des vitesses de propagation plus faibles lorsque la fissure se propage sous vide (cf. figure 1.16c).

Serrano-Munoz *et al.* [2016] ont introduit des défauts artificiels de surface dans des éprouvettes en alliage d'aluminium A357-T6. Ces mêmes éprouvettes ont ensuite été testées lors d'essais de fatigue à 20 Hz sous air et sous vide. Le faciès de rupture des éprouvettes cyclées sous air (cf. figure 1.17a) est relativement plat et régulier, l'amorçage a eu lieu sur le défaut placé à la surface. Le faciès de rupture des éprouvettes cyclées sous vide (cf. figure 1.17b) présente de nombreuses facettes cristallographiques (identifiées comme parallèles aux plans denses $\{111\}$) typiques d'une propagation en pseudo-stade I [Krupp, 2007; Petit et Sarrazin-Baudoux, 2010]. Serrano-Munoz *et al.* [2016] ont également introduit des défauts artificiels internes dans des éprouvettes en alliage d'aluminium A357-T6 puis les ont testées en fatigue sous air à 20 Hz. Les faciès de rupture de ces éprouvettes présentent de larges facettes cristallographiques (cf. figure 1.17c Région II en bleu) caractéristiques d'une propagation en pseudo-stade I. Il est important de préciser que les défauts artificiels ne sont pas sous vide; les auteurs indiquent une présence potentielle de chlorure de sodium (NaCl). D'après les auteurs, étant données les observations réalisées, les mécanismes de propagation de fissures internes sont similaires au mécanismes de propagation de fissures sous vide. L'espèce chimique responsable des mécanismes de propagation sous air n'est pas présente dans les défauts artificiels ce qui entraîne des mécanismes de propagation similaires à ceux observés sous vide. Rotella [2018], suite à des essais de fatigue (106 Hz à $R = -1$ et $R = 0.1$) sur un alliage d'aluminium A357-T6, a observé les mêmes facettes cristallographiques que Serrano-Munoz *et al.* [2016] lors d'amorçage de fissures de fatigue internes. Richard *et al.* [2010] observent également des mécanismes de propagation (pseudo-stade I) similaires pour des éprouvettes d'aluminium 2024A testées sous air sec à 35 Hz. Les auteurs observent également, sur le même matériau, une transition de mécanisme de propagation de stade II à pseudo-stade I lors du changement d'environnement d'un air humide à un air sec (cf. figure 1.17d), montrant ainsi l'influence de la vapeur d'eau sur les mécanismes de propagation. Toutes ces observations montrent qu'un environnement inerte favorise une propagation en pseudo-stade I.

Holper *et al.* [2003] et Carter *et al.* [1984] ont montré que, pour des alliages d'aluminium corroyés tels que le 2024, le 7075 ou le 7475, les mécanismes de propagation sous vide sont dépendants du comportement des précipités. Pour un traitement de sous-revenu, les précipités sont cohérents avec la matrice. Lors de la rupture par fatigue, ces derniers sont cisailés par les dislocations ce qui promeut le glissement planaire et entraîne des faciès de rupture cristallographiques [Richard *et al.*, 2010]. Pour un traitement thermique de sur-revenu, la fissure contourne les précipités incohérents avec la matrice d'aluminium, ce qui réduit la tortuosité du faciès de rupture même sous vide. Fatih *et al.* [2018] (cf. figure 1.16) ont observé, sur un alliage d'aluminium 5083, des mécanismes de propagation cohérents avec les observations énoncées par Richard *et al.* [2010]. L'effet d'environnement dépend donc aussi de la microstructure et des traitements thermomécaniques de l'alliage considéré.

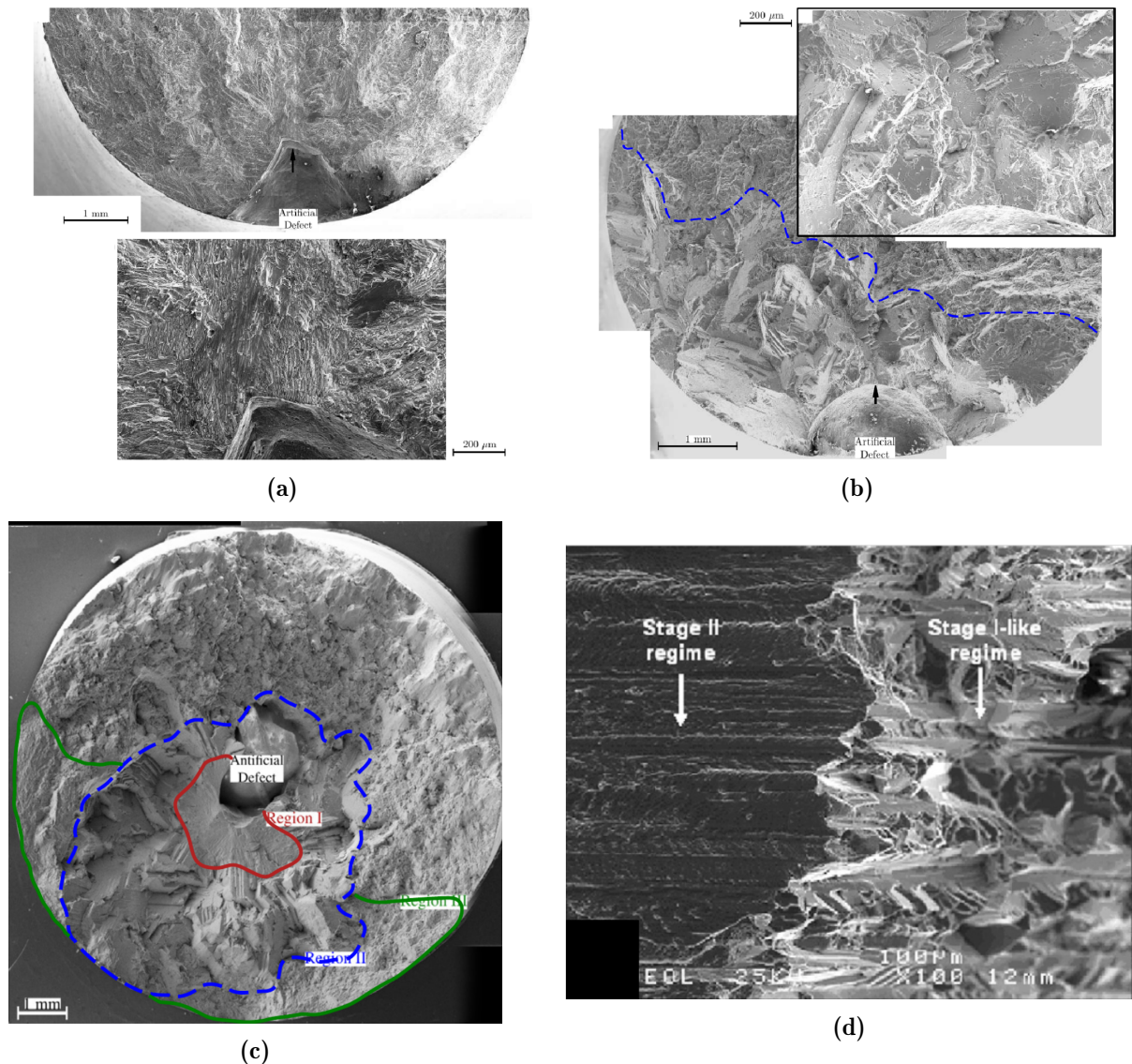


Figure 1.17 – (a) Faciès de rupture d’une éprouvette à défaut de surface ($\sqrt{Aire} = 1377 \mu\text{m}$) cyclée à 108 Hz sous air ($R = 0,1$, $\sigma_a = 67 \text{ MPa}$, $N = 1,5 \times 10^6$ cycles). (b) Faciès de rupture d’une éprouvette à défaut de surface ($\sqrt{Aire} = 1215 \mu\text{m}$) cyclée à 108 Hz sous vide ($R = 0,1$, $\sigma_a = 133 \text{ MPa}$, $N = 2,5 \times 10^6$ cycles). (c) Faciès de rupture obtenu après un essai de fatigue sous air d’une éprouvette contenant un défaut artificiel interne. L’éprouvette a été testée à une contrainte maximale $\sigma_{max} = 105 \text{ MPa}$ à 108 Hz pour un rapport de charge $R = 0.1$ pendant $N = 9,09 \times 10^6$ cycles [Serrano-Munoz *et al.*, 2016]. (d) Transition de mécanisme de propagation lors du changement d’environnement d’un air humide (stade II à gauche) à un air sec (pseudo-stade I à droite) pour une éprouvette d’aluminium 2024A testée à 35 Hz [Richard *et al.*, 2010].

1.2.3.2 Propagation de fissures internes

La micro-tomographie par rayons X est une technique de caractérisation qui a largement été utilisée pour étudier la propagation de fissures en 3D [Luo *et al.*, 2018; Zhang *et al.*, 2009] ou de manière plus générale l’endommagement des matériaux [Withers et

Preuss, 2012]. Pourtant seuls quelques travaux ont été publiés sur l'étude de la propagation de fissures de fatigue internes par des techniques non destructives. Ces dernières sont consacrées à des alliages de titane [Yoshinaka *et al.*, 2016]¹¹ [Chapman *et al.*, 2015; Junet *et al.*, 2019], un alliage d'aluminium [Dézécot, 2016; Serrano-Munoz *et al.*, 2017, 2018] et un alliage de nickel [Naragani *et al.*, 2017]. Le protocole d'essai est similaire pour tous ces travaux : l'éprouvette est testée jusqu'à l'amorçage d'une fissure puis sa propagation est suivie lors d'essais de fatigue interrompus (nécessaires à l'acquisition des radiographies). Junet *et al.* [2019]; Naragani *et al.* [2017]; Serrano-Munoz *et al.* [2017] ont introduit des défauts artificiels internes dans les éprouvettes afin de favoriser l'amorçage d'une fissure interne. Pour Junet *et al.* [2019], l'amorçage de la fissure est quasiment instantané puisque le défaut introduit est une micro-entaille (usinée par laser femtoseconde) similaire à une fissure. Naragani *et al.* [2017]; Serrano-Munoz *et al.* [2017] ont quant à eux détecté l'amorçage de fissures par observations régulières des volumes de tomographie.

Chapman *et al.* [2015] ont procédé à des essais de fatigue in-situ synchrotron en température (350 °C) à l'air (1 éprouvette) et dans le vide (10^{-5} mbar, 1 éprouvette) sur un alliage de titane IMI834. Les éprouvettes ont été testées à amplitude de contraintes imposée dans le domaine des faibles durées de vie (éprouvette sous air 12 149 cycles, éprouvette sous vide 23 204 cycles) à un rapport de charge $R \approx 0.1$. Yoshinaka *et al.* [2016] ont observé la propagation de fissures de fatigue internes dans un alliage de titane (Ti6Al4V) lors d'essais de fatigue à une fréquence de 400 Hz et un rapport de charge $R = 0.1$ ($\sigma_{max} = 650$ MPa, $N_{rupture} = 1,96 \times 10^7$ cycles). Une première tomographie de l'éprouvette donne l'état de référence à $N = 1,60 \times 10^7$ cycles (figure 1.18a). Serrano-Munoz *et al.* [2017] ont réalisé des essais de suivi de fissures de fatigue in-situ synchrotron sur des éprouvettes en alliage d'aluminium (A357-T6). L'essai a été mené à faibles durées de vie (10^4 à 10^5 cycles) pour un rapport de charge de $R = 0.1$ à une fréquence de 10 Hz et pour des contraintes maximales comprises entre $\sigma_{max} = 200$ MPa et $\sigma_{max} = 240$ MPa.

Les différents auteurs précédents observent l'amorçage de multiples fissures de fatigue au sein d'une même éprouvette. Chapman *et al.* [2015] ont dénombré 24 fissures de fatigue sous vide et parmi celles-ci 10 ont été classées comme internes. Pour l'éprouvette testée sous air, 10 amorçages (uniquement en surface) ont été observés. Ce phénomène est cohérent avec les observations de Yoshinaka *et al.* [2019] (28 fissures dans une éprouvette observées par tomographie synchrotron), de Serrano-Munoz *et al.* [2017] et de Brochu *et al.* [2012]. La rupture finale de l'éprouvette est systématiquement provoquée par une fissure amorcée en surface [Chapman *et al.*, 2015; Serrano-Munoz *et al.*, 2017].

La fissure interne observée par Yoshinaka *et al.* [2016] adopte un chemin sinueux de propagation (cf. figure 1.18a). Des observations au MEB du faciès de rupture (cf. figure 1.19a et 1.19b) ont confirmé les observations de tomographie en révélant une zone

11. Plusieurs autres articles portant sur la même étude et présentant des résultats similaires ont été publiés par ailleurs [Nakamura et Yoshinaka, 2019; Nakamura *et al.*, 2016; Yoshinaka *et al.*, 2019]

1.2. PROPAGATION DE FISSURES DE FATIGUE

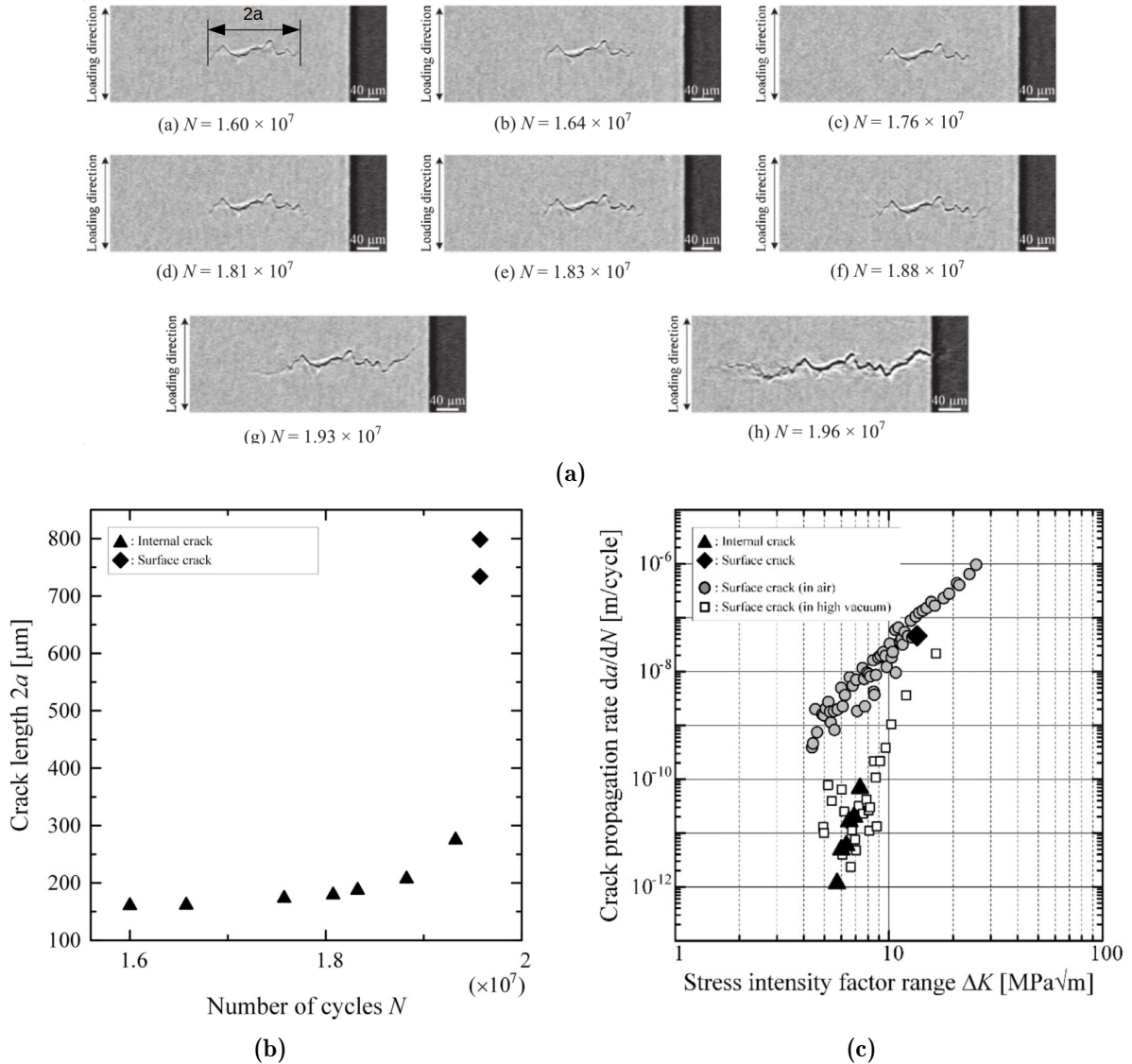


Figure 1.18 – (a) Coupes longitudinales de tomographie de l'éprouvette en Ti6Al4V Yoshinaka *et al.* [2016]. La longueur de la fissure interne $2a$ est définie comme la dimension radiale maximale de la fissure projetée dans le plan perpendiculaire à la direction de sollicitation. Une fois que la fissure a rejoint la surface, la demi longueur de la fissure a est définie par la distance entre la pointe de la fissure et la surface de l'éprouvette. (b) Longueur de fissure $2a$ mesurée en fonction du nombre de cycles N . (c) Comparaison des données de propagation de la fissure observée par tomographie à des données de référence sous air et sous vide.

cristallographique (facettes de l'ordre de grandeur de la taille de grains $\approx 10 \mu\text{m}$) correspondant à la fissure interne présentée en figure 1.18a. Ce constat est confirmé par les observations au MEB de Chapman *et al.* [2015], retrouvant ces mêmes facettes cristallographiques sur leurs faciès de rupture d'éprouvette de titane testée sous vide. Le changement brutal de morphologie du faciès de rupture (observable en figure 1.19a) est probablement imputable au changement d'environnement de propagation lors de la mise à l'air de la fissure. Ceci est cohérent avec l'étude (sur aluminium) présentée par [Serrano-

Munoz *et al.*, 2016], montrant de larges facettes cristallographiques lors d'une propagation sous vide (cf. figure 1.17b) et un faciès de rupture plat lors d'une propagation sous air (cf. figure 1.17a). La figure 1.19c présente les projections dans le plan perpendiculaire à l'axe de sollicitation des fronts de la fissure interne observée par [Serrano-Munoz *et al.*, 2017]. La propagation n'est pas uniforme autour du pore ayant causé l'amorçage certainement à cause de l'hétérogénéité de la microstructure. De plus, cette fissure présente

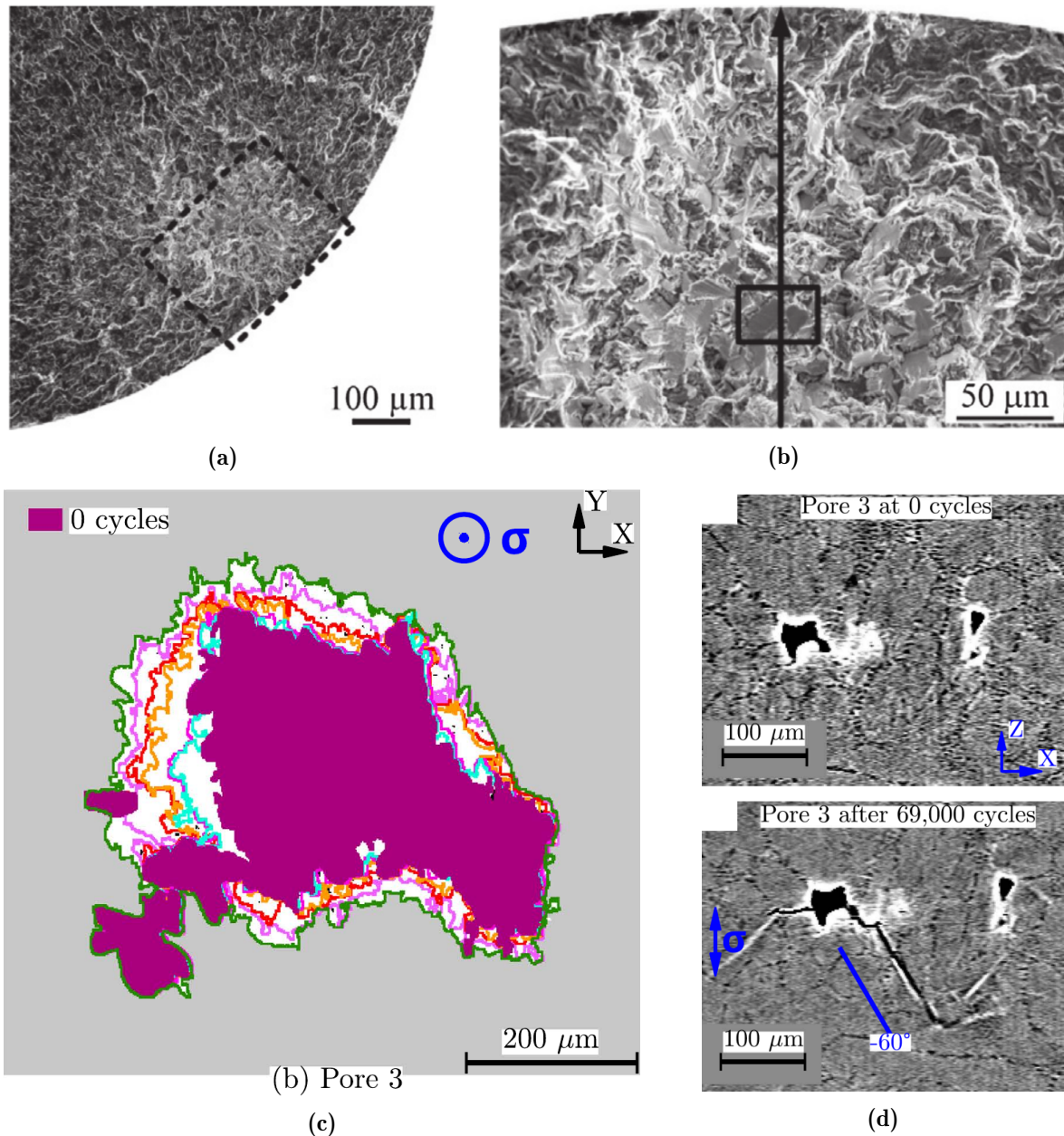


Figure 1.19 – Faciès de rupture de l'éprouvette testée in-situ par Yoshinaka *et al.* [2016].(a) Faciès de rupture.(b) Vue zoomée du faciès de rupture correspondant au carré en pointillés sur la Figure 1.19a. (c) Projections dans le plan perpendiculaire à l'axe de sollicitation des fronts de fissure interne observés par Serrano-Munoz *et al.* [2017]. (d) Vue en coupe de cette fissure après 0 cycles et 69 000 cycles.

un faciès (stade I, cf. figure 1.19d) similaire à ceux observés sous vide (cf. figure 1.17b). Sur alliage de titane, Chapman *et al.* [2015] constatent des arrêts fréquents de fissures lors des essais sous vide, ce qui n'est pas le cas pour leurs essais sous air. Le vide favorise la propagation en pseudo-stade I pour lequel la microstructure joue un rôle prépondérant.

L'hypothèse d'une propagation interne se déroulant sous vide semble confirmée par l'analyse des cinétiques de propagation. À partir des volumes de tomographie, il est possible de mesurer l'évolution de la taille de fissures et donc d'estimer les vitesses moyennes de propagation et les facteurs d'intensité des contraintes. Yoshinaka *et al.* [2016] peuvent ainsi mesurer la longueur de la fissure $2a$ en fonction du nombre de cycles N (cf. figure 1.18b). Les cinétiques de propagation sont ensuite comparées à des données de référence obtenues sous environnement contrôlé montrant que les cinétiques de propagation d'une fissure interne sont similaires à celle d'une fissure se propageant sous vide (cf. figure 1.18c). De plus, une fois que la fissure interne rejoint la surface de l'éprouvette, les cinétiques de propagation sont semblables à celles obtenues pour des fissures se propageant sous air (cf. figure 1.18c).

L'ensemble des observations (sur aluminium et titane ; en fatigue oligocyclique, en endurance limitée ou en FGNC ; pour des fréquences de 10 à 400 Hz) montre que les cinétiques de propagation de fissures internes sont similaires aux cinétiques de propagation de fissures sous vide. De surcroît, ces études mettent en évidence une forte interaction entre fissures internes/sous vide et microstructure : propagation cristallographique, propagation dans des directions préférentielles et arrêts de fissures. Ceci est cohérent avec les auteurs [Bathias et Pineau, 2010; Lankford, 1982; Petit et Sarrazin-Baudoux, 2010] qui ont souligné qu'un environnement inerte pouvait favoriser et prolonger le régime de propagation de fissures microstructuralement courtes, exacerbant ainsi l'influence de la microstructure sur la propagation de fissures internes.

1.2.4 Influence de la microstructure sur la propagation de fissures

Lankford [1982, 1985]; Taylor et Knott [1981]; Zhang *et al.* [2002] ont montré que des fissures pouvaient se propager pour des étendues de facteurs d'intensité des contraintes inférieures au seuil de non propagation traditionnellement utilisé en MLER pour les fissures longues (cf. figure 1.20a). De plus, comme cela a été largement observé [Han *et al.*, 2002; Lados *et al.*, 2006; Tanaka et Akiniwa, 1989; Taylor et Knott, 1981; Tokaji et Ogawa, 1992], en dessous de ce seuil, les cinétiques de propagation de fissures montrent un comportement "oscillatoire" (cf. figure 1.20b) alors qu'au-dessus du seuil, les fissures longues ne montrent aucun ralentissement lors du passage d'une barrière microstructurale [Lankford, 1982; Tanaka et Akiniwa, 1989]. À bas niveau de sollicitation, la micro-plasticité se développe de façon hétérogène dans les polycristaux. Seuls les grains favorablement orientés développent de la plasticité, ce qui exacerbe l'influence de la microstructure [McDowell et Dunne, 2010; Ravichandran et Larsen, 1997]. De manière générale, lorsque le niveau de

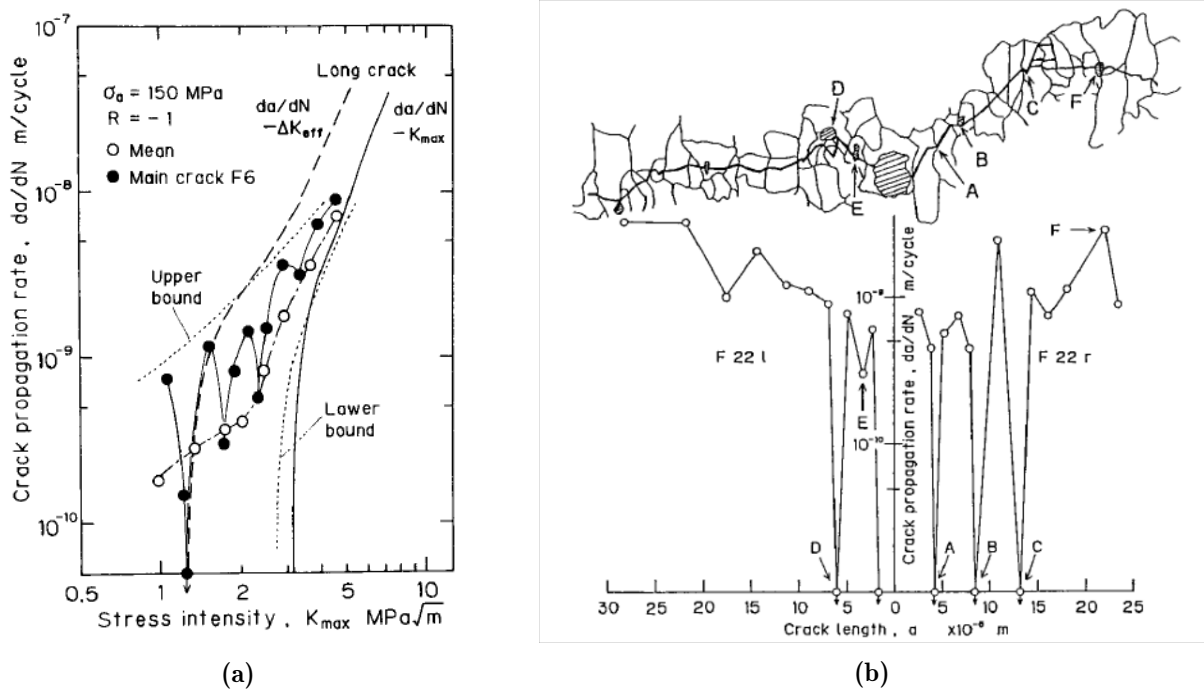


Figure 1.20 – D’après Tanaka et Akiniwa [1989] : (a) Cinétique de propagation d’une fissure courte dans un alliage d’aluminium 2024-T3 testé à un rapport de charge $R = -1$. (b) Propagation d’une fissure de fatigue courte dans un alliage d’aluminium 2024-T3, schématisation de la microstructure (en haut) et vitesses de propagation en fonction de la longueur de fissure (en bas).

chargement est suffisamment bas et que le facteur d’intensité des contraintes est proche du seuil, la microstructure a une influence particulièrement visible. Lados *et al.* [2006] observent que, pour des alliages d’aluminium à différents taux de silicium, la rugosité du faciès de rupture est pilotée par la présence plus ou moins importante de particules de la phase secondaire. En présence d’un fort taux de silicium (13 %), la rugosité du faciès de rupture est de l’ordre de grandeur de la distance entre les particules de silicium (cf. figure 1.21 à gauche). Pour une concentration plus faible de silicium (7 %), la rugosité est de l’ordre de grandeur de la SDAS, alors que pour un alliage ne contenant que très peu de silicium (1 %), la rugosité est de l’ordre de grandeur de la taille de grain (cf. figure 1.21 au milieu et à droite respectivement). Ainsi, selon la microstructure de l’alliage considéré, les éléments microstructuraux peuvent influencer à différentes échelles la propagation de fissures.

Lados *et al.* [2006] affirment que, pour un alliage d’aluminium Al-Si-Mg, le facteur d’intensité des contraintes seuil, ΔK_{th} , diminue lorsque la SDAS diminue, ceci entraînant une plus forte dispersion sur les courbes de durées de vie pour le matériau à faible SDAS [Caton *et al.*, 2003]. Selon Lados *et al.* [2006], une microstructure plus grossière (SDAS élevée) entraînera une surface de fissure plus rugueuse, ce qui provoquera un effet de fermeture plus important et donc contribuera à augmenter le facteur d’intensité des contraintes seuil, ΔK_{th} (cf. figure 1.21). Cette hypothèse est confirmée par l’étude de

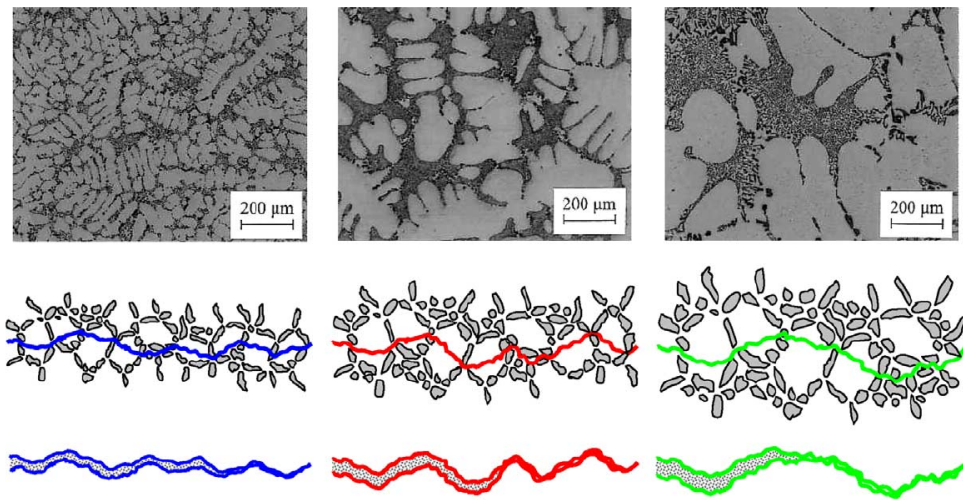


Figure 1.21 – Microstructures (en haut) et mécanismes de fermeture présumés (en bas) pour un alliage d'aluminium avec 7% de silicium. SDAS de gauche à droite : 20 à 30 μm , 70 à 80 μm et 150 à 170 μm .

Stanzl-Tschegg *et al.* [1995] qui observent un seuil de non propagation de fissures longues plus élevé pour un matériau à la SDAS plus importante. Selon Lados *et al.* [2006], en présence d'une phase secondaire, les mécanismes de propagation de fissures courtes sont pilotés par ces éléments plus petits que les grains de la phase principale.

A contrario, selon Han *et al.* [2002], ce sont les joints de grains qui sont les barrières microstructurales les plus fortes. Bertolino *et al.* [2005] observent des arrêts de fissures à des joints de grains qui vont jusqu'à 9% de la durée de vie totale (régime mégacyclique). Brochu *et al.* [2010] ont réalisé des essais de propagation de fissures à (20 Hz, $R = -1$) avec suivi de propagation de fissures par répliques. Ils observent que les fissures en stade I sont ralenties lorsque leur taille est proche de la taille de grains. Selon McDowell [1996], à faible amplitude de contrainte, la vitesse de propagation de fissures ayant une taille inférieure ou proche de la taille caractéristique de la microstructure oscillent du fait de la présence des barrières microstructurales. Avec la croissance de la fissure, le comportement oscillatoire s'atténue et peut être décrit grâce à la MEPR puis par la MLER lorsque l'hypothèse de plasticité confinée est respectée.

Ludwig *et al.* [2003] ont étudié la propagation d'une fissure courte dans un alliage d'aluminium de fonderie (10 Hz, $R = 0.1$). Les auteurs ont procédé à des essais de fatigue durant lesquels ils observaient l'évolution de la fissure en surface tous les $2,5 \times 10^4$ cycles pendant $3,75 \times 10^5$ cycles. Le dernier stade de propagation de la fissure a été caractérisé en 3D par tomographie synchrotron. La microstructure en surface de l'éprouvette a été caractérisée par EBSD puis l'éprouvette a été imprégnée de gallium afin de révéler la forme des grains en 3D¹². Les auteurs observent un ralentissement et des bifurcations de

12. La différence d'absorption des rayons X entre l'aluminium et le gallium qui pénètre aux joints de

la fissure à l'approche des joints de grains. Des portions plates de la fissure (facettes) sont observées lors de la propagation, celles-ci ont une orientation proche des plans cristallographiques denses $\{111\}$. L'observation de la fissure en 3D montre que la forme de la fissure est bien plus complexe et irrégulière que la propagation plane qui peut être observée en surface.

Plusieurs études ont essayé de déterminer les paramètres influents sur la force d'une barrière microstructurale. Bien que de manière générale, un certain nombre d'études s'accordent sur le fait que la différence d'orientation cristalline pilote la force de la barrière microstructurale [Bertolino *et al.*, 2005; Brochu *et al.*, 2010, 2012; Herbig *et al.*, 2011; Lankford, 1982], des divergences existent quant aux mécanismes mis en jeu. Selon Krupp [2007], les systèmes de glissement entre deux grains adjacents ne sont pas complètement compatibles, ce qui entraîne une accumulation des dislocations aux joints de grains. Cette accumulation génère une sur-contrainte et donc une source de dislocation dans le grain suivant qui permettra de franchir le joint. Selon Hall [1951], plus les grains sont gros, plus il est possible d'accumuler de dislocations au joint de grains, facilitant ainsi le franchissement de la barrière microstructurale. Zhai *et al.* [2000] font l'hypothèse que la facilité de passage entre deux grains est déterminée par les angles de twist, α , et de tilt, β , qui définissent la désorientation entre deux systèmes de glissement de grains adjacents (cf. figure 1.22a). Selon Zhai *et al.* [2005], il est nécessaire que α et β soient petits pour que la fissure ne subisse pas de fortes décélérations ou d'arrêts à la frontière entre les grains. Cependant, les auteurs précisent que le phénomène de twist est plus sévère que le phénomène de tilt. En effet, comme cela est illustré en figure 1.22a par le triangle abc et en figure 1.22b par l'aire noire, le phénomène de *twist* nécessite la création d'une nouvelle surface de rupture afin de

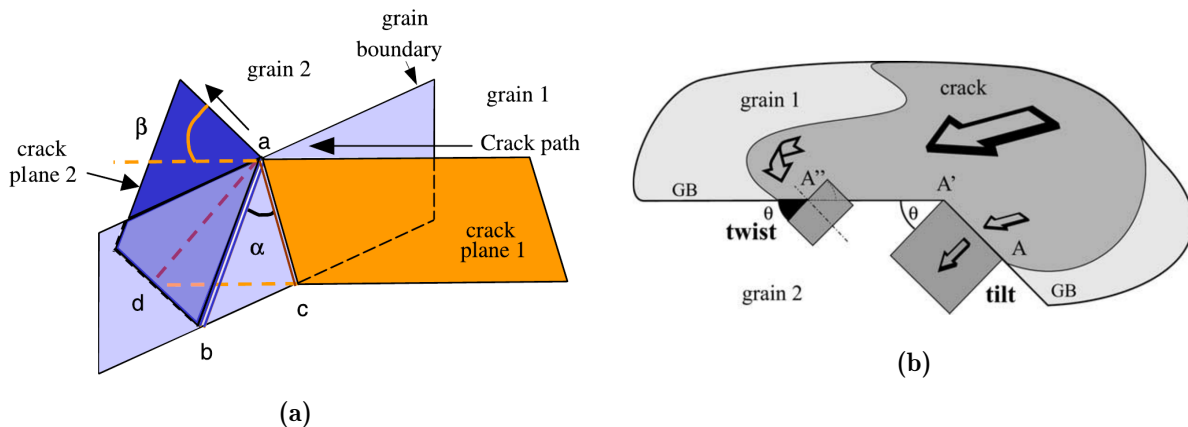


Figure 1.22 – (a) Modèle de franchissement d'un joint de grain selon Zhai *et al.* [2000]. Le changement de direction de la fissure est représenté par les angles α (\widehat{bac}) de *twist* et β de *tilt*. (b) Schématisation de la transition d'une fissure d'un grain à un autre. Le phénomène de *twist* nécessite la création d'une nouvelle surface schématisée en noir sur la figure [Ludwig *et al.*, 2003].

grains permet de révéler ces derniers.

préserver la continuité entre les deux plans de fissuration. Ainsi le phénomène de *twist* est plus coûteux en énergie et donc moins favorable à la propagation que le phénomène de *tilt*.

Ludwig *et al.* [2003] confirment que le ralentissement aux joints de grains est fonction de la désorientation entre les grains. Les auteurs observent, dans un alliage d'aluminium, que la fissure pénètre plus facilement un nouveau grain dont l'angle de *tilt* est faible plutôt qu'un grain dont l'angle de *twist* est faible (cf. figure 1.22b). L'hypothèse de Zhai *et al.* [2000] est également confirmée par King *et al.* [2011]; Wei *et al.* [2014] lors d'observations de propagations de fissures respectivement dans des alliages de magnésium Elektron 21 et d'aluminium 7075-T7451. Selon Zhai *et al.* [2005], lorsque la fissure doit franchir une barrière microstructurale avec un angle de *twist* élevé, il est possible d'observer sur le faciès de rupture une zone en forme de marche. Cette zone de transition est nécessaire afin de concilier la forte désorientation entre les grains et permet de diminuer l'aire de la nouvelle surface fissurée à créer.

Enfin, selon Ravichandran et Li [2000] les arrêts de fissures microstructuralement courtes pourraient être dus à l'anisotropie locale des polycristaux. La variation de module d'élasticité¹³ entre deux grains, due à des orientations cristallines différentes, entraîne des variations significatives du facteur d'intensité des contraintes pour des fissures dont la taille est de l'ordre de la taille de grain.

1.2.5 Synthèse de la partie 2

Plusieurs régimes de propagation de fissures sont habituellement distingués [Bathias et Pineau, 2010; Krupp, 2007] : les fissures microstructuralement courtes, mécaniquement courtes, physiquement courtes et les fissures longues. Le régime de propagation de fissures microstructuralement courtes est marqué par une forte influence de la microstructure sur les mécanismes et cinétiques de propagation [Lankford, 1985]. Les études portant sur l'amorçage et la propagation de fissures internes [Serrano-Munoz *et al.*, 2017, 2016; Yoshinaka *et al.*, 2016] ont montré, en endurance limitée et FGNC, que les mécanismes et cinétiques de propagation semblent similaires à ceux de fissures se propageant sous vide. Néanmoins, les méthodes mises en place sont fastidieuses et l'amorçage interne pendant les essais n'est pas systématique (une seule observation de fissure interne exploitable pour chaque auteur) [Serrano-Munoz *et al.*, 2017; Yoshinaka *et al.*, 2016]. Pour contrôler le site d'amorçage Serrano-Munoz *et al.* [2017] ont essayé d'introduire des défauts artificiels de fonderie à l'intérieur de leurs éprouvettes mais sans réel succès quant à l'amorçage interne.

Comme cela est montré en première partie, diminuer le niveau de sollicitation pour se placer en régime gigacyclique a pour effet de favoriser l'amorçage interne [Hong et Sun, 2017; Mughrabi, 2002] ce qui pourrait permettre de pallier le manque de répétabilité des études présentées précédemment. Cependant, l'influence de la microstructure, qui est déjà

13. Calculs réalisés pour les propriétés matériaux du titane, du nickel et du fer.

accentuée par la propagation en environnement inerte (vide des fissures internes) [Bathias et Pineau, 2010; Lankford, 1982; Petit et Sarrazin-Baudoux, 2010], le sera d'autant plus à cause du faible niveau de sollicitation employé [McDowell et Dunne, 2010; Ravichandran et Larsen, 1997]. L'objet de la partie suivante est de présenter les machines de fatigue ultrasoniques qui ont rendu possible les essais de fatigue à très bas niveaux de contraintes en un temps raisonnable.

1.3 Fatigue ultrasonique

Les machines d'essais de fatigue ultrasonique se différencient des machines d'essais "traditionnelles" (limitées à des fréquences d'essai de l'ordre de quelques centaines de Hertz) par des fréquences d'essai variant entre 15 kHz et 30 kHz. La durée d'essai nécessaire pour atteindre 10^9 cycles à 20 kHz (fréquence standard pour des essais ultrasoniques) est de l'ordre de 14 heures alors que 116 jours seraient nécessaires pour un nombre de cycles équivalent à 100 Hz. De telles installations permettent également de procéder à des essais de propagation de fissures à des vitesses moyennes très faibles de l'ordre de 10^{-11} m/cycle (soit une propagation de fissure de 1 mm en 5000 s) en un temps d'essai raisonnable.

1.3.1 Principe de fonctionnement

Les machines d'essais de fatigue ultrasoniques fonctionnent sur le principe de résonance libre des pièces qui les composent. Pour un corps homogène isotrope à comportement élastique linéaire, le mouvement est régi par les équations d'onde en coordonnées cartésiennes [Bathias et Paris, 2005] :

$$\rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \frac{E_{dyn}}{1 + \nu} \left(\frac{1}{1 - 2\nu} \frac{\partial e}{\partial x} + \nabla^2 u \right), \quad (1.14)$$

$$\rho \frac{\partial^2 v}{\partial t^2} = \frac{E_{dyn}}{1 + \nu} \left(\frac{1}{1 - 2\nu} \frac{\partial e}{\partial y} + \nabla^2 v \right), \quad (1.15)$$

$$\rho \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} = \frac{E_{dyn}}{1 + \nu} \left(\frac{1}{1 - 2\nu} \frac{\partial e}{\partial z} + \nabla^2 w \right), \quad (1.16)$$

où ∇^2 désigne l'opérateur Laplacien, ρ est la masse volumique du corps, E_{dyn} son module dynamique, ν son coefficient de Poisson et u , v et w les composantes du champ de déplacement selon les axes x , y et z . La dilatation volumique, e , est donnée par :

$$e = \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{\partial w}{\partial z}. \quad (1.17)$$

Selon ces équations, deux types d'onde coexistent. Les ondes longitudinales dont la vitesse de propagation, c_l , est donnée par l'équation (1.18) :

$$c_l = \sqrt{\frac{E_{dyn}(1 - \nu)}{(1 + \nu)(1 - 2\nu)\rho}}. \quad (1.18)$$

Les ondes transversales dont la vitesse de propagation, c_t , est donnée par l'équation (1.19) :

$$c_t = \sqrt{\frac{E_{dyn}}{2(1 + \nu)\rho}}. \quad (1.19)$$

Ces équations sont les fondements qui permettent de dimensionner les composants, soit

par résolution analytique des équations 1.14 à 1.16, soit par des méthodes numériques (analyse modale et harmonique par éléments finis). Des solutions analytiques existent pour certaines géométries particulières, notamment pour dimensionner les éprouvettes d'essais. L'onde stationnaire dans le corps d'épreuve génère le chargement de fatigue. Le déplacement longitudinal $u(x)$ le long d'une éprouvette axisymétrique de révolution (problème supposé à une dimension) à partie utile hyperbolique (figure 1.23) peut se mettre sous la forme suivante :

$$u(x, t) = U_0 \lambda(x) \cos(\omega t) \quad (1.20)$$

où U_0 est l'amplitude du déplacement imposé à une extrémité de l'éprouvette et $\lambda(x)$ dépend de la géométrie de la pièce et des propriétés du matériau.

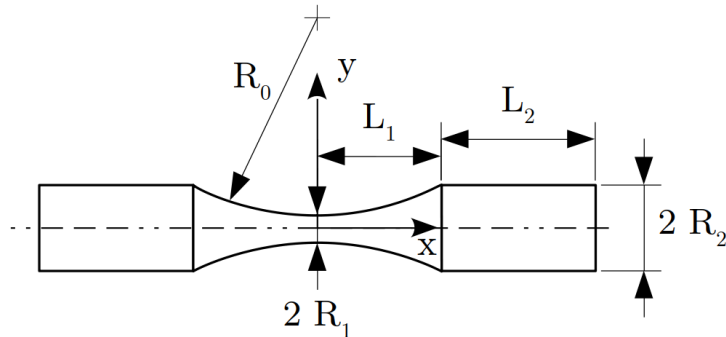


Figure 1.23 – Schéma d'une géométrie typique d'éprouvette utilisée pour les essais ultrasoniques.

Le champ de déplacement longitudinal le long de la ligne ultrasonique est illustré en figure 1.24 ainsi que le champ de contrainte qui, dans le cadre d'un problème linéaire élastique isotrope à une dimension, est proportionnel à la dérivée du champ de déplacement. Le déplacement est toujours nul en certains points de la ligne ultrasonique. Ces nœuds de vibration permettent de poser la machine ultrasonique sur un bâti ou de la lier à des systèmes de mise en charge pour des essais de fatigue à $R > 0$ par exemple [Bathias et Paris, 2005].

Une machine d'essais de fatigue ultrasonique est habituellement constituée d'un générateur qui convertit l'alimentation électrique du secteur (50 Hz ou 60 Hz) en une tension de 400 V à 20 kHz et qui alimente un convertisseur piézo-électrique. Ce dernier génère alors une vibration mécanique à une fréquence voisine de 20 kHz (asservie pour maintenir la résonance de la ligne d'essais) qui est amplifiée au moyen de composants mécaniques (booster et sonotrode). Chacun de ces composants est dimensionné pour résonner selon un mode propre de traction-compression à 20 kHz. Les différents éléments cités ci-dessus sont indiqués sur la figure 1.24. Afin de limiter l'échauffement du convertisseur piézo-électrique, ce dernier est refroidi par un flux d'air comprimé constant. De même, si cela est nécessaire, un flux d'air comprimé peut être projeté sur la partie utile de l'éprouvette

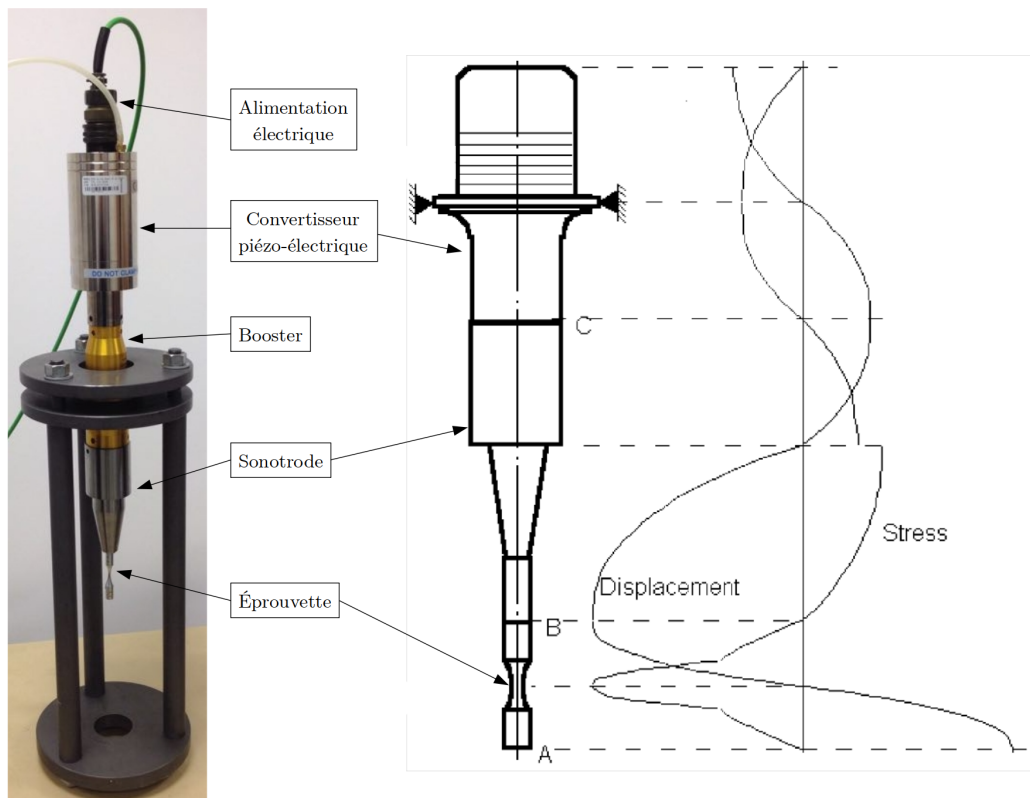


Figure 1.24 – Photo et schéma d’une ligne d’essais de fatigue ultrasonique. Champ de déplacement et de contrainte le long de la ligne ultrasonique [Bathias et Paris, 2005].

afin de limiter l’échauffement du matériau testé qui peut être important du fait de la haute fréquence d’essai. Selon les gammes de sollicitation recherchées, l’amplitude de déplacement à imposer à l’extrémité de l’éprouvette peut varier du dixième de micromètre à une centaine de micromètres. Pour adapter l’amplitude de vibration en sortie du convertisseur piézo-électrique, plusieurs modèles de sonotrode existent [Pérez-Mora, 2010].

Pour des essais ultrasoniques, le chargement de fatigue est généré par les effets d’inertie en imposant une amplitude de déplacement à une extrémité de l’éprouvette (cf. équation 1.20). Ainsi, une calibration de la machine d’essais est nécessaire pour contrôler le chargement de fatigue. Celle-ci consiste à mesurer l’amplitude de déformations dans la partie utile de l’éprouvette en fonction de la tension d’alimentation du convertisseur piézo-électrique. Deux méthodes peuvent être employées pour mesurer les amplitudes de déformations :

- Une jauge de déformation et un conditionneur à grande bande passante (0 - 100 kHz) permettent de mesurer directement l’amplitude de déformation dans la partie utile de l’éprouvette. L’amplitude de contrainte est ensuite calculée à partir de la loi de Hooke en supposant que le matériau est homogène isotrope à comportement

élastique linéaire.

- La mesure du déplacement imposé à une extrémité de l'éprouvette en fonction de la tension d'alimentation de convertisseur piézo-électrique. Cette mesure peut être réalisée au bas de la sonotrode par des capteurs de déplacement sans contact (capteur capacitif, à fibre optique, laser, *etc.*). L'amplitude de déplacement mesurée permet ensuite de calculer les amplitudes de contraintes et de déformations dans la partie utile de l'éprouvette, grâce à un modèle analytique (cf. équation 1.20), ou par des simulations par éléments finis, toujours en supposant que le matériau est homogène isotrope à comportement élastique linéaire.

Les essais ultrasoniques peuvent être menés en continu ou en "*pulse-pause*". Pour les essais continus, l'essai de fatigue est ininterrompu entre le début de l'essai et la rupture de l'éprouvette (si cette dernière survient). Les essais *pulse-pause* consistent en des impulsions ultrasoniques successives (25 - 100 ms) entrecoupées de pauses (25 - 1000 ms) [Guenneq *et al.*, 2014; Holper *et al.*, 2003; Stanzl-Tschegg, 2014; Zhao *et al.*, 2012]. Ces essais peuvent être problématiques étant donné le temps d'établissement du régime permanent des machines ultrasoniques qui est de l'ordre de 10 ms. Le chargement appliqué n'est pas d'amplitude constante, ainsi les résultats des essais pulse-pause nécessitent l'emploi de concepts, encore inexistant, de cumul d'endommagement en fatigue gigacyclique.

En fin d'essai, la présence d'une fissure provoque un fort échauffement dans la partie utile de l'éprouvette [Krewerth *et al.*, 2013; Ranc *et al.*, 2008; Wagner *et al.*, 2009] mais également une perte de rigidité qui entraîne une chute de la fréquence du système [Campos-Pozuelo *et al.*, 2006; Kumar *et al.*, 2009].

1.3.2 Influence de la fréquence sur les résultats d'essais

Les machines de fatigue ultrasoniques, fonctionnant à haute fréquence, permettent d'atteindre des durées de vie de l'ordre de 10^9 cycles en des temps raisonnables. Cependant, ces dernières ont aussi apporté de nouvelles interrogations [Jeddi et Palin-Luc, 2018], notamment en ce qui concerne l'influence de la fréquence d'essai sur les propriétés de tenue en fatigue des matériaux. Il est important de préciser à ce stade que l'effet de la fréquence sur la zone d'amorçage (interne ou en surface) n'est pas sujet à controverse [Bathias et Paris, 2005]. En effet, Murakami *et al.* [2002] ont observé une majorité d'amorçages internes lors d'essais de fatigue sur deux aciers (JIS SCM435 et JIS SUJ2) à des fréquences conventionnelles comprises entre 27 et 100 Hz. L'effet de la fréquence de sollicitation sur les propriétés de tenue en fatigue des matériaux est généralement scindé en deux contributions : l'effet de fréquence intrinsèque, dû à la sensibilité du matériau à la vitesse de déformation et l'effet des mécanismes environnementaux dépendants du temps.

1.3.2.1 Effet de la vitesse de déformation

Pour les matériaux sensibles à la vitesse de déformation (aciers [Guenneec *et al.*, 2014; Schneider *et al.*, 2016; Torabian *et al.*, 2017] et cuivre [Marti *et al.*, 2020] par exemple), à contrainte égale, les durées de vie pour des essais réalisés à 20 kHz sont plus élevées que les durées de vie obtenues au cours d'essais à fréquences conventionnelles (1 à 400 Hz). Il convient cependant d'être prudent quant aux analyses des résultats obtenus. Pour un chargement sinusoïdal, comme cela est le cas pour les essais ultrasoniques, la vitesse de déformation n'est pas constante¹⁴. Il est également important de comparer des résultats d'essais pour lesquels les mécanismes mis en jeu sont similaires. Ceci n'est pas forcément le cas pour des essais à basses fréquences, menés en régime oligocyclique à hauts niveaux de sollicitation et des essais ultrasoniques, menés quant à eux à bas niveaux de sollicitation.

Plusieurs explications sont avancées pour expliquer l'influence de la vitesse de déformation sur la tenue en fatigue. Habituellement, les plus longues durées de vie en fatigue ultrasonique sont attribuées à de plus faibles déformations plastiques, causées par la forte vitesse de déformation [Guenneec *et al.*, 2014; Torabian *et al.*, 2017]. La vitesse de déformation impacterait directement le mouvement des dislocations et donc les mécanismes d'endommagement en fatigue [Lee et Liu, 2006]. Cependant, même en normalisant les résultats des essais de fatigue par la limite d'élasticité dépendant de la vitesse de déformation, un écart significatif reste présent entre les différentes fréquences d'essais sur acier [Guenneec *et al.*, 2014]. Marti *et al.* [2020] ont également observé que la fréquence de sollicitation pouvait impacter les cinétiques d'émergence de bandes de glissement en surface et donc la durée de vie en fatigue sur du cuivre pur polycristallin.

À l'inverse, d'autres études montrent que, pour certains matériaux, la fréquence d'essai n'a pas d'influence significative sur les propriétés de tenue en fatigue [Boileau et Allison, 2003; Schneider *et al.*, 2016]. Ceci est notamment le cas des matériaux à structure cubique à faces centrées, comme les alliages d'aluminium [Caton *et al.*, 2003; Mayer *et al.*, 2001; Papakyriacou *et al.*, 2002; Zhu *et al.*, 2008]. Holper *et al.* [2003] se sont intéressés à l'influence de la "vitesse de déformation"¹⁵ sur les résultats de propagation de fissures de fatigue dans trois alliages d'aluminium. Afin de s'affranchir des potentiels effets d'environnement dépendant du temps, l'influence de la fréquence d'essai est comparée sous vide (3×10^{-3} Pa) pour des fréquences d'essai de 20 Hz (sur machine hydraulique) et de 20 kHz (sur machine piézo-électrique en mode *pulse-pause*) et pour des rapports de charge de $R = -1$ [Holper *et al.*, 2003] ainsi que $R = 0.5$ et $R = 0.05$ [Holper *et al.*, 2004]. Les résultats des essais ne montrent aucune influence de la fréquence d'essai sur les cinétiques de propagation de fissures pour les trois rapports de charge et les deux matériaux étudiés (cf. figure 1.25). Pour les matériaux CFC, si une influence de la fréquence est présente,

14. $\varepsilon(t) = \varepsilon_a \sin(\omega t) \Rightarrow \dot{\varepsilon}(t) = \omega \varepsilon_a \cos(\omega t)$

15. Il s'agit ici d'essais à chargement sinusoïdal, la vitesse de déformation n'est donc pas constante, comme évoqué en note de bas de page n°14. Le terme : "influence de la fréquence d'essai" sera donc préféré par la suite au terme "influence de la vitesse de déformation".

cette dernière est généralement attribuée à un effet couplé avec l'environnement [Bathias *et al.*, 2001; Papakyriacou *et al.*, 2002; Schneider *et al.*, 2016].

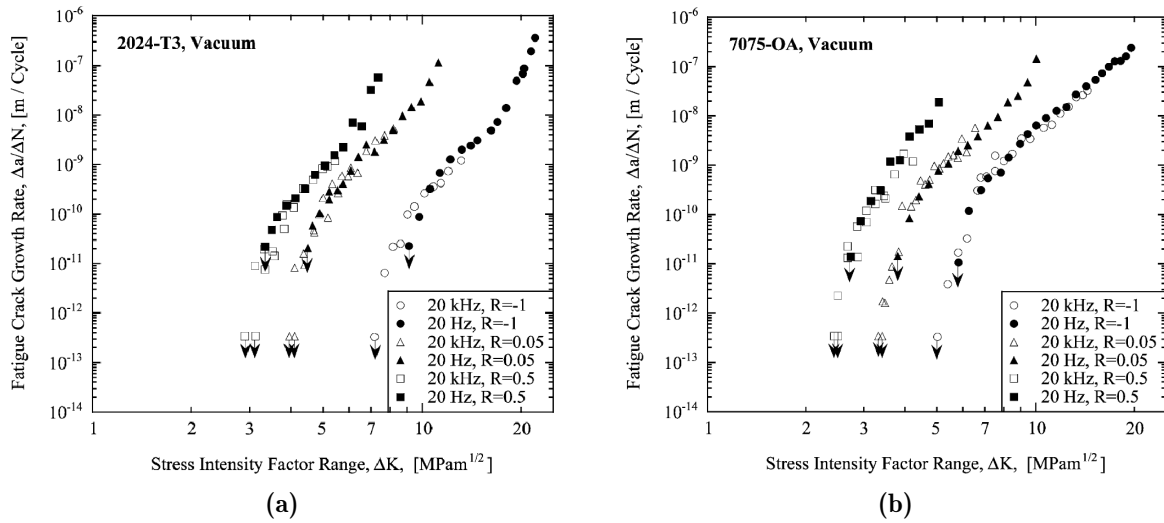


Figure 1.25 – Cinétiques de propagation de fissures de fatigue sous vide à 20 Hz et 20 kHz pour des alliages d'aluminium (a) 2024-T3 et (b) 7075 à différents rapports de charge : $R = -1$ [Holper *et al.*, 2003], $R = 0.05$ et $R = 0.5$ [Holper *et al.*, 2004].

1.3.2.2 Effet couplé fréquence/environnement

L'effet de la fréquence d'essai sur les matériaux cubiques à faces centrées est souvent expliqué par un effet couplé entre la fréquence et l'environnement. Comme cela a été expliqué précédemment, l'effet de l'environnement sur la propagation de fissures est dépendant de la vitesse de propagation cyclique, $\Delta a/\Delta N$, qui est généralement exprimée en m/cycle. Même si la vitesse de propagation cyclique est identique, la vitesse de propagation physique dépend de la fréquence d'essai, f : $\Delta a/\Delta t = f \times \Delta a/\Delta N$. À vitesse de propagation cyclique constante, l'augmentation de la fréquence d'essai entraîne inévitablement une augmentation de la vitesse de propagation physique et donc potentiellement une variation de sensibilité à l'environnement. Les études menées portent généralement sur trois points : l'influence de la fréquence sur la durée de vie, sur les mécanismes et cinétiques de propagation.

Engler-Pinto Jr *et al.* [2007] ont comparé des essais de fatigue à 75 Hz et 20 kHz pour quatre alliages d'aluminium ($R = -1$). Ces auteurs montrent que la sensibilité à l'environnement dépend de l'alliage d'aluminium considéré : deux des alliages testés ne présentent pas d'influence de la fréquence (exemple en figure 1.26a) alors que pour les deux autres alliages testés une différence notable sur les durées de vie à 75 Hz et 20 kHz est visible (exemple en figure 1.26b). Comme cela est souvent le cas dans la littérature [Bradshaw et Wheeler, 1969; Holper *et al.*, 2003; Li *et al.*, 2016], ces auteurs affirment que l'effet couplé fréquence/environnement est piloté par le rapport entre la pression partielle de vapeur d'eau p_{H_2O} et la fréquence d'essai f . Le rapport p_{H_2O}/f pour les essais réalisés sous air

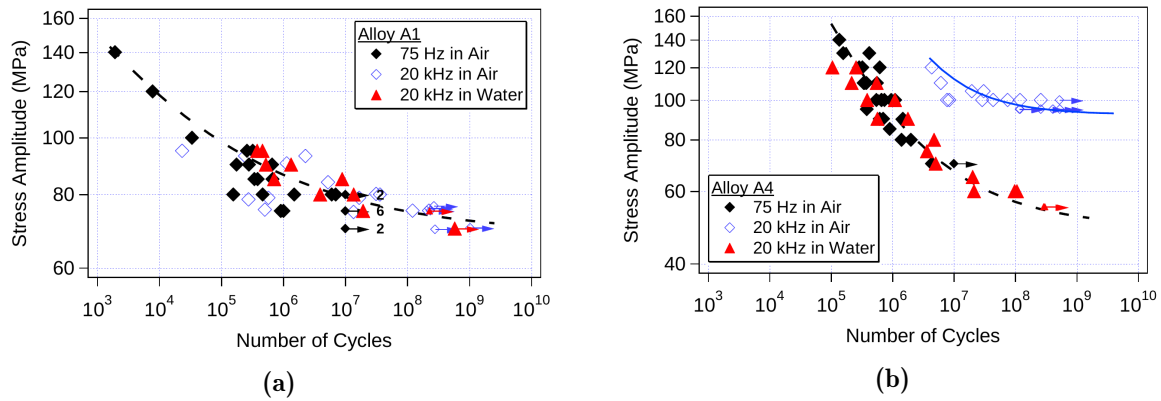


Figure 1.26 – Courbes SN pour des essais de fatigue à $R = -1$, pour une fréquence d’essai de 75 Hz sous air et des essais de fatigue à 20 kHz sous air et dans l’eau [Engler-Pinto Jr *et al.*, 2007] (a) pour un alliage d’aluminium où aucun effet de fréquence n’est visible même à l’air et (b) pour un alliage d’aluminium où un effet de fréquence est visible à l’air.

($p_{H_2O} = 426 \text{ Pa}$ à 20°C et 20% d’humidité relative) est de $5,68 \text{ Pa}\cdot\text{s}$ pour les essais à 75 Hz et de $0,0213 \text{ Pa}\cdot\text{s}$ pour les essais à 20 kHz. Afin d’apporter un élément de réponse rapide, les auteurs se sont placés dans des conditions similaires aux essais à 75 Hz en matière de rapport p_{H_2O}/f en réalisant des essais à 20 kHz dans de l’eau distillée ($p_{H_2O} = 10^5 \text{ Pa}$ en pointe de fissure, $p_{H_2O}/f = 5 \text{ Pa}\cdot\text{s}$). Les résultats présentés en figure 1.26b montrent que se placer dans des conditions similaires en matière de rapport p_{H_2O}/f unifie les durées de vie. Ces résultats sont confirmés par Li *et al.* [2016] lors d’essais de fatigue à 20 kHz sous air sec ($\text{RH} < 1\%$), sous air humide ($\text{RH} > 99\%$) et immergés dans de l’eau distillée sur un alliage d’aluminium AS7GU. À amplitude de contrainte égale, l’augmentation du taux d’humidité diminue la durée de vie à rupture jusqu’à atteindre les durées de vie obtenues pour les essais de référence réalisés à 30 Hz sous air ambient (cf. figure 1.27a).

L’impact de l’effet couplé fréquence/environnement sur les durées de vie peut aussi être observé sur les mécanismes de propagation au travers des faciès de rupture. Li *et al.* [2016] observent la présence de larges facettes cristallographiques, caractéristiques du pseudo-stade I (cf. figures 1.27b et 1.27c) pour les essais à 20 kHz sur un alliage d’aluminium de fonderie A356. La proportion¹⁶ de ces facettes sur le faciès de rupture est d’autant plus importante que le niveau de sollicitation et le taux d’humidité sont faibles (cf. figure 1.27d). Attention cependant, certaines durées de vie pour les essais menés par Li *et al.* [2016] à 20 kHz sont proches de 10^5 cycles. Dans ce cas, une plasticité macroscopique peut avoir eu lieu au cours de l’essai, invalidant ainsi les résultats¹⁷. Krewerth *et al.* [2013]; Pérez-Mora [2010] observent également pour des essais de fatigue à 20 kHz sous air, pour des alliages d’aluminium de fonderie respectivement A356 et A357, de larges facettes cristallographiques indiquant que la propagation se déroule suivant les mécanismes

16. Rapport de l’aire projetée des surfaces facettées sur l’aire totale de la fissure de fatigue

17. Pour rappel, les essais de fatigue ultrasoniques sont valides sous l’hypothèse que le matériau est homogène isotrope à comportement élastique linéaire, cf. section 1.3.1.

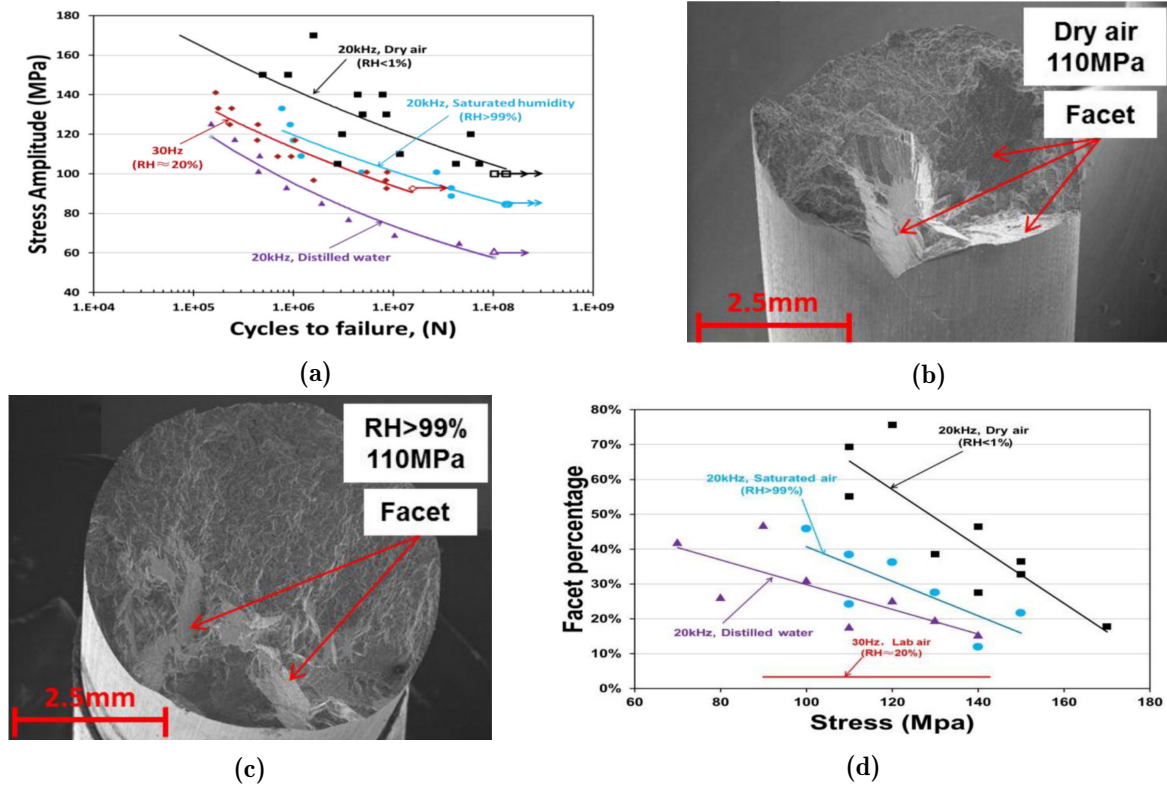


Figure 1.27 – D’après Li *et al.* [2016]. (a) Résultats d’essais de fatigue conventionnels (à 30 Hz) et ultrasoniques (à 20 kHz) pour un alliage d’aluminium de fonderie A356. Faciès de rupture d’éprouvettes en A356 testée à 110 MPa pour un rapport de charge $R = -1$: (b) sous air sec ($RH < 1\%$) et (c) sous air humide ($RH > 99\%$). (d) Proportion de facettes cristallographiques sur le faciès de rupture en fonction du niveau de sollicitation et de l’humidité relative.

associés au pseudo-stade I. Des observations contraires à celles de Engler-Pinto Jr *et al.* [2007]; Krewerth *et al.* [2013]; Li *et al.* [2016] ont été réalisées pour divers alliages d’aluminium corroyé (2024-T351 [Sarrazin-Baudoux *et al.*, 2016], 2024-T3 [Holper *et al.*, 2003, 2004], 5083 [Tina *et al.*, 2018], 6082 [Fatih *et al.*, 2018; Tina *et al.*, 2018], 7075 [Holper *et al.*, 2003; Mayer *et al.*, 2001]). Ces différents auteurs observent une modification des mécanismes de propagation à 20 kHz uniquement lors d’une transition d’une propagation sous air (en stade II) à une propagation sous vide (en pseudo-stade I). De surcroît, Fatih *et al.* [2018] n’observent aucune transition de mécanismes même lors du passage d’une propagation sous air à une propagation sous vide pour un alliage d’aluminium 5083. Les éléments de la littérature semblent montrer qu’il existe une différence de mécanismes de propagation sous air à 20 kHz entre les alliages d’aluminium de fonderie et les alliages d’aluminium corroyés (séries 1000 à 7000). Les aluminiums de fonderie possèdent une microstructure plus grossière que les aluminiums corroyés ce qui, comme exposé précédemment, est connu pour avoir un impact sur les mécanismes de propagation, notamment des fissures courtes.

Dans tous les cas étudiés, même si les mécanismes de propagation ne sont pas fondamentalement différents entre une propagation sous air et une propagation sous vide, les cinétiques de propagation diffèrent. Holper *et al.* [2003] ont procédé à des essais de propagation de fissures de fatigue à 20 Hz et 20 kHz, sous air et sous vide sur deux alliages d'aluminium 2024 et 7075 ($R = -1$). Une différence significative entre les facteurs d'intensité des contraintes seuils entre l'air et le vide est observable pour les deux alliages et les deux fréquences testées (cf. figures 1.28a et 1.28b). Au contraire, les facteurs d'intensité de contrainte seuils sous air à 20 Hz et 20 kHz ne présentent pas de différences notables, bien qu'une dispersion plus importante des vitesses, $\Delta a/\Delta N$, soit observable à 20 kHz (cf. figures 1.28a et 1.28b). En dessous d'une vitesse de propagation cyclique seuil (10^{-9} m/cycle), la vitesse de propagation physique de la fissure est assez faible, même à 20 kHz, pour que les effets d'environnement puissent prendre place [Gao *et al.*, 1988; Henaff *et al.*, 2007; Wei *et al.*, 1980]. L'influence de l'environnement décline pour les essais à 20 kHz pour des vitesses de propagation plus élevées (au delà de 10^{-9} m/cycle) où les courbes de propagation à 20 kHz sous air rejoignent les courbes sous vide (cf. figures 1.28a et 1.28b). Le même phénomène de transition au dessus d'une vitesse de propagation cyclique seuil a été observé par Mayer *et al.* [2001] lors d'essais de propagation sur un alliage d'aluminium AlZnMgCu1.5-T6 à 20 kHz sous air et sous vide. Les auteurs expliquent que pour des vitesses de propagation inférieures à 10^{-9} m/cycle, la vitesse de propagation physique de la fissure est inférieure à la vitesse moyenne de diffusion de l'hydrogène à température ambiante. Pour des vitesses de propagation suffisamment basses, la fragilisation par hydrogène affecte pleinement la propagation, ce qui explique la transition observée. Dans le prolongement de cette étude

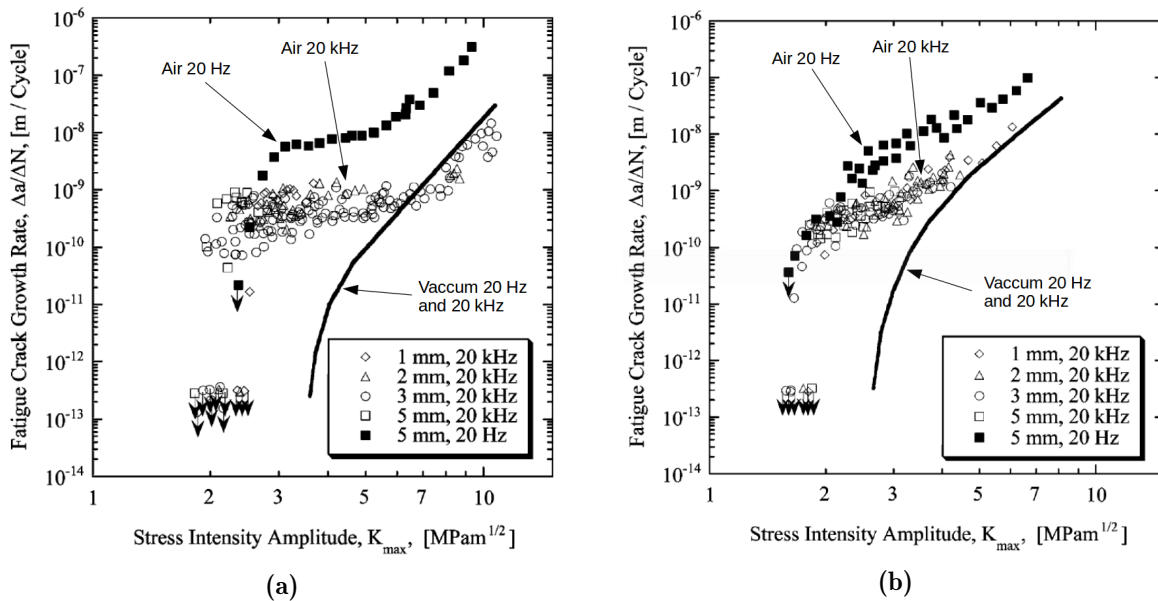


Figure 1.28 – Courbe de propagation $\Delta a/\Delta N = f(\Delta K)$ sous l'air et sous vide pour des fréquences d'essai de 20 Hz et 20 kHz [Holper *et al.*, 2003] (a) pour un alliage d'aluminium 2024-T3 et (b) pour un alliage d'aluminium 7075-UA.

[Holper *et al.*, 2003], Holper *et al.* [2004] ont mené des essais similaires pour des rapports de charge de $R = 0.05$ et $R = 0.5$. L'influence de la fréquence d'essai diminue avec l'augmentation du rapport de charge. Selon ces auteurs, un rapport de charge plus élevé rend accessible la pointe de fissure à l'environnement sur un temps plus long et donc entraîne un effet d'environnement plus prononcé. Bradshaw et Wheeler [1969] ont réalisé des essais de propagation sous atmosphères contrôlées afin d'évaluer l'influence de la vapeur d'eau et de l'oxygène sur les vitesses de propagation de fissures dans des alliages d'aluminium. Selon les auteurs, la pression de vapeur d'eau seuil à partir de laquelle un effet sur les vitesses de propagation est observable dépend de la fréquence d'essai et de la vitesse de propagation. Les auteurs proposent ainsi le modèle empirique suivant afin de déterminer la pression de vapeur d'eau seuil (f en Hz, p en Pa et $\Delta a/\Delta N$ en m/cycle) :

$$p = 4 \times 10^7 f \frac{\Delta a}{\Delta N}. \quad (1.21)$$

1.3.3 Synthèse de la partie 3

Favoriser l'amorçage interne en abaissant le niveau de sollicitation [Bathias *et al.*, 2001; Hong et Sun, 2017] et en se plaçant donc en régime gigacyclique est un point important de la méthodologie mise en place dans ce travail. Néanmoins, afin de pouvoir réaliser les essais de fatigue en un temps raisonnable, il est nécessaire d'utiliser des moyens d'essais adaptés. Pour cela, l'utilisation de machines de fatigue ultrasoniques fonctionnant à 20 kHz [Bathias et Paris, 2005] est une solution viable mais qui nécessite de prendre des précautions quant à l'analyse et l'interprétation des résultats. En effet, une influence possible de la fréquence d'essai a nettement été démontrée [Guenec *et al.*, 2014; Marti *et al.*, 2020; Schneider *et al.*, 2016; Torabian *et al.*, 2017], notamment pour les alliages d'aluminium corroyés [Fatih *et al.*, 2018; Holper *et al.*, 2003, 2004; Mayer *et al.*, 2001; Sarrazin-Baudoux *et al.*, 2016] et de fonderie [Engler-Pinto Jr *et al.*, 2007; Krewerth *et al.*, 2013; Li *et al.*, 2016] bien que cet effet n'existe pas toujours.

L'influence de la fréquence d'essai peut être due à une sensibilité à la vitesse de déformation intrinsèque au matériau [Marti *et al.*, 2020; Torabian *et al.*, 2017] ou à un effet couplé de la fréquence d'essai avec l'environnement de propagation [Bradshaw et Wheeler, 1969; Engler-Pinto Jr *et al.*, 2007]. Or, l'influence de l'environnement est le point crucial quant à l'étude de l'amorçage et de la propagation de fissures internes. Il est donc nécessaire de dissocier les effets d'environnement imputables à la propagation interne et à l'influence de la fréquence. Par ailleurs, les machines d'essais de fatigue ultrasoniques permettent de procéder à des essais de fatigue accélérés mais posent une nouvelle problématique technique. Pour être en capacité d'étudier la propagation de fissures internes, il est essentiel de pouvoir arrêter l'essai de fatigue avant que l'éprouvette ne soit complètement rompue. Ce dernier point est d'autant plus ardu qu'aucun examen visuel externe ne permet d'y parvenir (cf. fissures internes). La tomographie par rayons X a souvent été utilisée pour étudier la propagation de fissures de fatigue [Withers et Preuss, 2012]

puisqu'elle permet d'observer de façon non destructive ce phénomène en 3D. Bien que très efficace pour étudier la propagation de fissures [Luo *et al.*, 2018; Zhang *et al.*, 2009] et notamment de fissures internes [Serrano-Munoz *et al.*, 2017; Yoshinaka *et al.*, 2016], il est déraisonnable de compter sur cette technique pour détecter rapidement l'amorçage d'une fissure qui peut occuper la majeure partie de la durée de vie en régime gigacyclique [Wagner *et al.*, 2009]. La partie suivante présente donc les techniques non destructives de détection d'amorçage de fissures lors d'essais de fatigue à 20 kHz.

1.4 Détection de l'amorçage de fissures à 20 kHz

La détection rapide de l'amorçage d'une fissure est une problématique cruciale pour suivre l'évolution de fissures internes durant des essais ultrasoniques. En effet, pour des fréquences aussi élevées, une fissure se propageant à une vitesse cyclique de 10^{-8} m/cycle à une vitesse physique de propagation de $200 \mu\text{m/s}$. Pour pouvoir étudier la propagation de fissures de fatigue dans des éprouvettes dont la section utile a un diamètre typique de 3 mm , il est nécessaire de posséder un dispositif capable de détecter automatiquement l'amorçage de fissures très rapidement.

1.4.1 Analyse harmonique

En fatigue, lors de l'endommagement des matériaux métalliques, la plasticité s'accumule progressivement dans la structure cristalline (micro-plasticité). De plus, lors de l'amorçage de fissures, des interfaces sont créées. Ces différents phénomènes d'endommagement entraînent des non-linéarités de comportement (micro-plasticité) et des non-linéarités de contact (interfaces des lèvres de la fissure). En mesurant les propriétés mécaniques du matériau, il est alors possible de détecter l'endommagement en fatigue [Jhang, 2009; Jhang et Kim, 1999]. La propagation d'une onde longitudinale dans un milieu continu à une dimension, déduite de l'équation 1.14, peut être décrite par :

$$\rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \frac{\partial \sigma}{\partial x}. \quad (1.22)$$

En supposant que le modèle de comportement du matériau obéit à une loi de Hooke non linéaire du deuxième ordre :

$$\sigma = E \epsilon (1 + \beta \epsilon), \quad (1.23)$$

l'équation d'onde 1.22 peut être réécrite¹⁸ :

$$\rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = E \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} + 2\beta E \frac{\partial u}{\partial x} \frac{\partial^2 u}{\partial x^2}. \quad (1.24)$$

En supposant que le déplacement imposé à une extrémité est de la forme $u(x, t) = A_1 \cos(kx - \omega t)$ avec A_1 l'amplitude du fondamental de pulsation ω et k le nombre d'onde. L'équation 1.24 a pour solution :

$$u(x, t) = A_1 \cos(kx - \omega t) - A_2 \sin(2(kx - \omega t)), \quad (1.25)$$

avec A_2 l'amplitude du deuxième harmonique, telle que :

$$A_2(x) = \beta \frac{A_1^2 k^2 x}{8}. \quad (1.26)$$

18. $\epsilon = \partial u / \partial x$

En mesurant l'amplitude du fondamental A_1 et du deuxième harmonique A_2 , il est alors possible de calculer le facteur de non-linéarité β , indicateur de l'accumulation de micro-plasticité, grâce à l'équation 1.26.

$$\beta(x) = \frac{8A_2}{A_1^2 k^2 x}. \quad (1.27)$$

Pour des essais de fatigue à basses fréquences, l'éprouvette est instrumentée avec un système de mesure composé de deux transducteurs, un premier faisant propager dans l'éprouvette une onde ultrasonore de fréquence f et un second permettant de mesurer le signal transmis (notamment l'amplitude du deuxième harmonique d'une fréquence $2f$). Cette mesure peut être réalisée in-situ [Frouin *et al.*, 1999] ou ex-situ en démontant l'éprouvette de la machine de fatigue [Cantrell et Yost, 2001; Jhang et Kim, 1999; Kim *et al.*, 2006]. Ces auteurs montrent ainsi qu'il est possible de mesurer l'évolution du facteur de non-linéarité β en fonction du nombre de cycles et de relier ce dernier à l'endommagement en fatigue de l'éprouvette.

Frouin *et al.* [1999] ont ainsi suivi in-situ l'endommagement en fatigue au cours d'un essai à $R = 0.1$ et à une fréquence de 1 Hz sur une éprouvette en TA6V testée à contrainte maximale $\sigma_{max} = 850$ MPa (cf. figure 1.29a). Kim *et al.* [2006] ont réalisé des essais de fatigue respectivement sur un superalliage à base nickel à $R = 0$ en fatigue oligocyclique et en endurance limitée à 0,5 Hz et 1 Hz, avec mesures ex-situ de l'endommagement en fatigue (cf. figure 1.29b). Afin de prendre en compte la valeur initiale de β inhérente à chaque éprouvette, la valeur du facteur de non linéarité est normalisée par sa valeur mesurée sur l'éprouvette non endommagée β_0 . Ces études montrent qu'il est possible de suivre

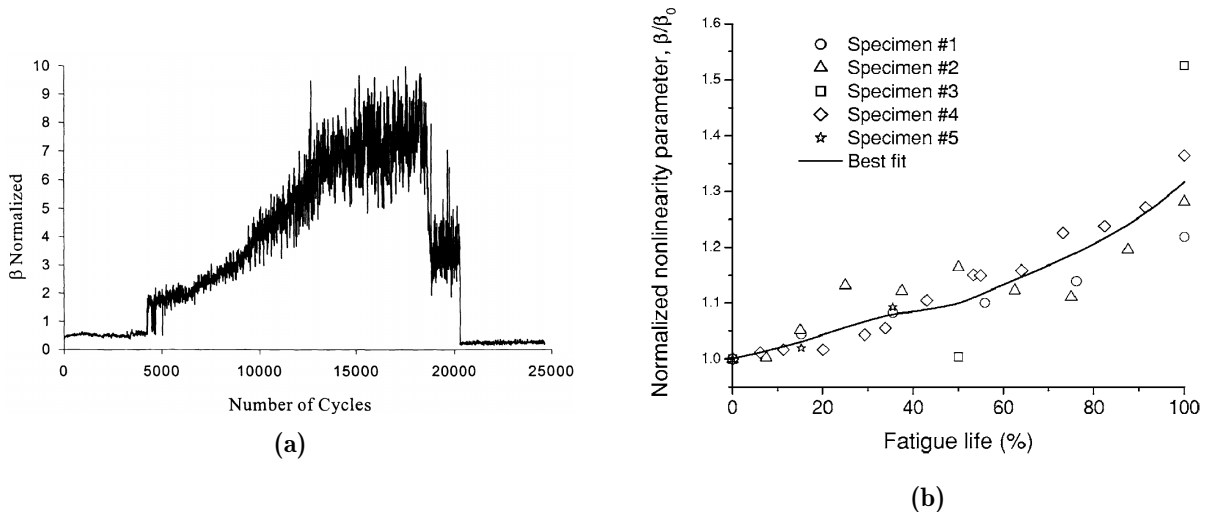


Figure 1.29 – (a) Évolution du paramètre de non-linéarité β en fonction du nombre de cycles mesuré in-situ lors d'un essai de fatigue Frouin *et al.* [1999]. (b) Mesure ex-situ du facteur de non-linéarité relatif β/β_0 en fonction de la durée de vie relative N/N_0 pour cinq éprouvettes de fatigue testées en HCF [Kim *et al.*, 2006].

l'évolution de l'endommagement d'une éprouvette de fatigue testée à basses fréquences. Il est nécessaire pour cela de mettre en place un système spécialement dédié à la caractérisation des propriétés du matériau.

Les mesures vibratoires présentent un avantage conséquent notamment pour les essais de fatigue ultrasoniques puisqu'il est possible d'utiliser l'onde stationnaire générant le chargement de fatigue pour suivre l'évolution des propriétés mécaniques du matériau et donc les non-linéarités de comportement dues à l'endommagement en fatigue. Plusieurs études ont mis en place des dispositifs expérimentaux permettant de suivre in-situ l'évolution du facteur de non-linéarité, β , au cours d'essais de fatigue ultrasonique. Les

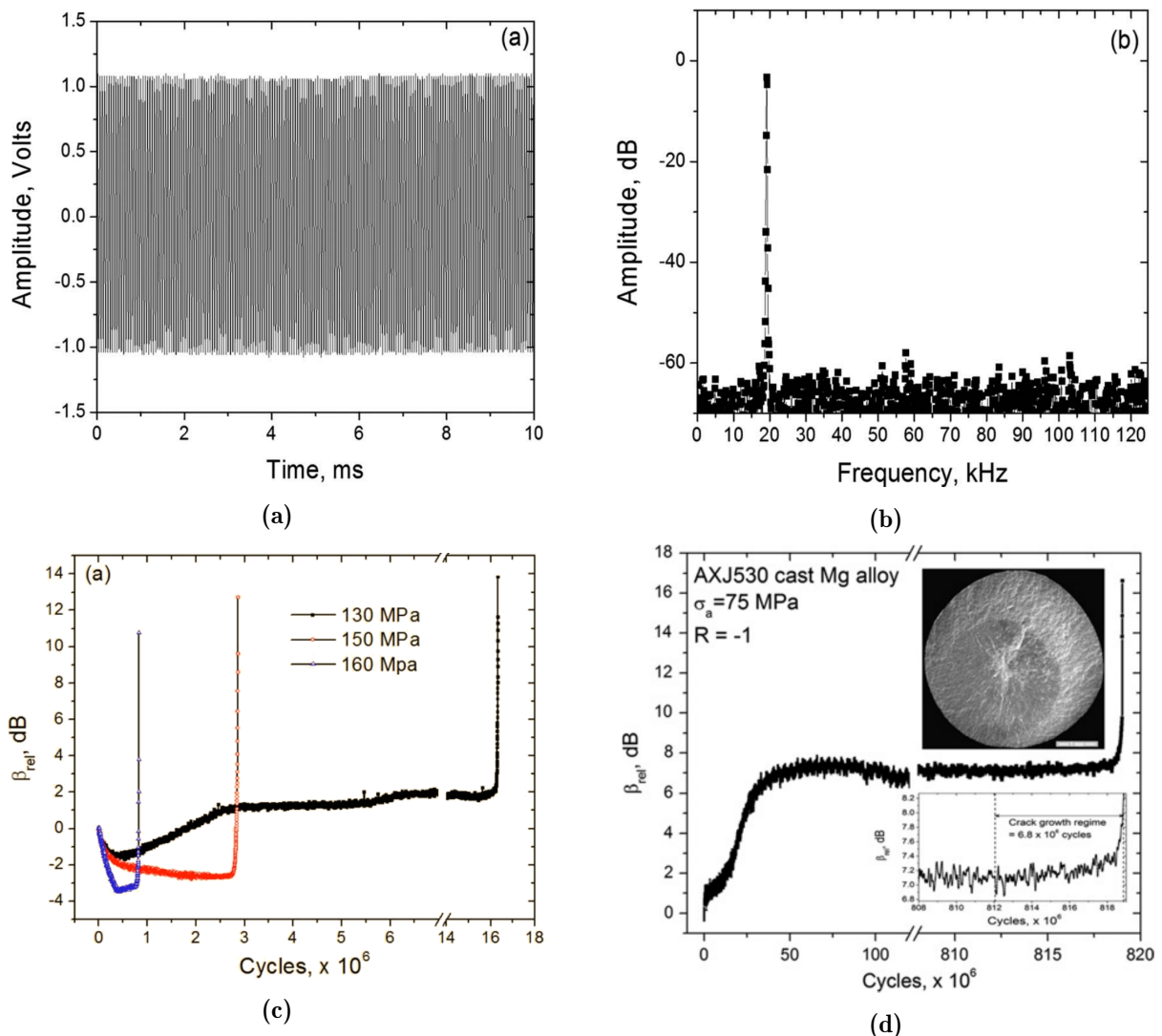


Figure 1.30 – (a) Signal temporel de déplacement mesuré à l'extrémité libre de l'éprouvette de fatigue ultrasonique. (b) Spectre de fréquence du signal temporel présenté en (a). (c) et (d) Évolution du paramètre de non-linéarité β en fonction du nombre de cycles Kumar *et al.* [2011]. (d) Vue globale du faciès de rupture montrant la fissure interne détectée lors des mesures.

mesures peuvent être réalisées grâce à des jauges de déformation [Fitzka *et al.*, 2014] ou des systèmes de mesure sans contact tels qu'un vibromètre laser [Campos-Pozuelo *et al.*, 2006] ou un capteur capacitif [Kumar *et al.*, 2009]. Le signal temporel (cf. figure 1.30a) est traité par un algorithme de Transformée de Fourier Rapide (TFR) afin d'obtenir le spectre en fréquence (cf. figure 1.30b) pour mesurer l'amplitude du fondamental et du deuxième harmonique. Grâce à cela, ils obtiennent l'évolution du paramètre de non-linéarité relatif $\beta_{rel} = \beta/\beta_0$ en fonction du nombre de cycles (cf. figures 1.30c et 1.30d). Différents auteurs observent sur des alliages de magnésium [Kumar *et al.*, 2011], d'aluminium [Campos-Pozuelo *et al.*, 2006; Fitzka *et al.*, 2014; Kumar *et al.*, 2009] et de titane [Campos-Pozuelo *et al.*, 2006] une augmentation de l'amplitude du deuxième harmonique entre l'état initial de l'éprouvette et l'état après essais de fatigue. À la fin de l'essai de fatigue, le paramètre de non-linéarité augmente rapidement, ce qui permet de détecter l'amorçage d'une fissure et donc potentiellement d'arrêter l'essai de fatigue avant la rupture complète de l'éprouvette.

En se basant sur un modèle de propagation de type Paris (eq 1.28) et un calcul de facteur d'intensité des contraintes pour une fissure de surface semi-elliptique (eq 1.29) :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^n, \quad (1.28)$$

$$\Delta K = 1.35\Delta\sigma\sqrt{a}, \quad (1.29)$$

Kumar *et al.* [2009] estiment avoir détecté des fissures d'une taille d'environ 40 μm .

Afin de s'assurer que l'évolution des non-linéarités de comportement est bien due à l'endommagement de l'éprouvette et non pas au système expérimental, il est nécessaire de contrôler la stabilité de la valeur de β pour différents niveaux de chargement imposés. Pour cela, Kim *et al.* [2006]; Kumar *et al.* [2009] utilisent respectivement des éprouvettes de verre à base de borosilicate et d'alliage de nickel qui ont toutes deux de hautes limites d'élasticité. Grâce à cela, les auteurs s'assurent de la constance du paramètre de non-linéarité du système d'essais, même pour des amplitudes de chargement élevées.

1.4.2 Chute de fréquence de résonance

La chute de fréquence du premier mode de vibration longitudinale d'une machine de fatigue ultrasonique est une méthode simple à mettre en place et en capacité de détecter l'amorçage d'une fissure de fatigue. Cependant, Campos-Pozuelo *et al.* [2006] ont montré au cours de mesures in-situ, lors d'essais de fatigue à 22 kHz, que les variations de fréquences pour deux types de matériaux (TA6V et duraluminium) vont de 0,8 % à 1,4 %. Comparativement, les variations du paramètre de non-linéarité relatif au deuxième harmonique sont de 250 %. Kumar *et al.* [2009] comparent les tailles de fissures détectables au moyen de la chute de fréquence et du paramètre de non-linéarité. Pour une même fissure, la taille détectable par analyse harmonique est d'environ 40 μm alors que la taille de fissure détectable par chute de fréquence de résonance est de l'ordre de 200 μm à 300 μm . La

détection de fissures par chute de fréquence de résonance est une technique moins sensible à la présence d'une fissure que l'analyse harmonique présentée précédemment.

1.4.3 Thermographie

Des études récentes ont mis en place des observations thermographiques in-situ pour étudier l'amorçage de fissures de fatigue lors d'essais à 20 kHz, notamment sur des alliages d'aluminium [Krewerth *et al.*, 2013; Wagner *et al.*, 2009] et des aciers [Krewerth *et al.*, 2015; Ranc *et al.*, 2008; Wagner *et al.*, 2009]. La variation de température au cours de l'essai compte trois phases distinctes (cf. figure 1.31a) :

1. Une première augmentation de température rapide dès le début de l'essai, due à l'auto-échauffement par micro-plasticité. Plus le niveau de sollicitation est élevé, plus la variation de température est importante.
2. Si la rupture n'a pas lieu dès les premiers cycles, la variation de température se stabilise (phase stationnaire, cf. éprouvettes 3, 4 et 5 en figure 1.31a). Cette stabilisation a lieu lorsque la dissipation d'énergie due au chargement mécanique est équilibrée par les pertes de chaleur par conduction, convection et radiation [Ranc *et al.*, 2008; Wagner *et al.*, 2009].
3. Durant la troisième et dernière phase, la rupture de l'éprouvette est accompagnée d'une variation de température brutale, très localisée (cf. figure 1.31a), due à la

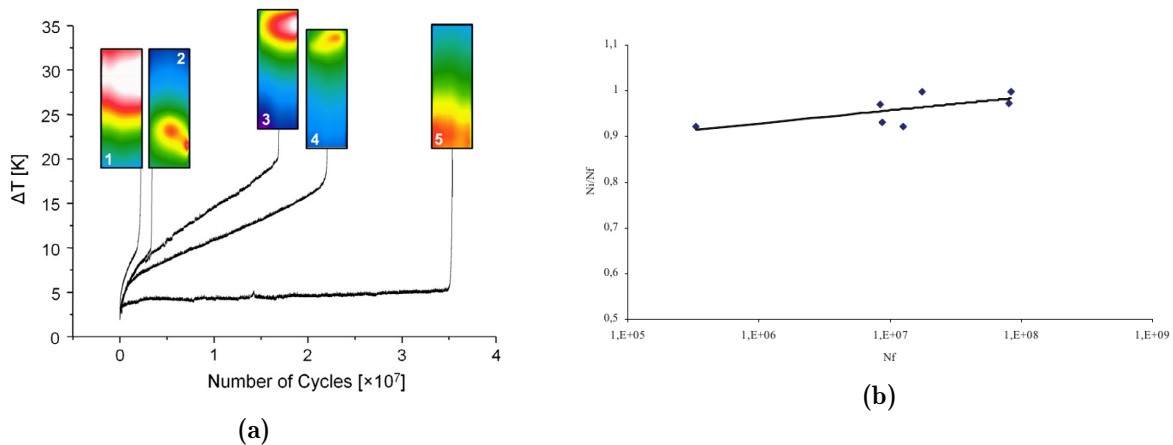


Figure 1.31 – (a) Évolution de la variation de température en fonction du nombre de cycles pour cinq éprouvettes en alliage d'aluminium A356-T6. Les éprouvettes numérotées de 1 à 4 ont été testées à une amplitude de contrainte de 100 MPa, l'éprouvette numérotée 5 a été testée à une amplitude de contrainte de 80 MPa [Krewerth *et al.*, 2013]. (b) Proportion de durée de vie pour l'amorçage d'une fissure de fatigue N_i/N_f . Les essais ont été réalisés sur des aciers (42CrMo4, AISI 4240 et AISI 5120) et des alliages d'aluminium (AlSi7Mg06 et AlSi5Cu3Mg) à une fréquence $f = 20$ kHz [Wagner *et al.*, 2009].

propagation de la fissure. Ceci s'explique par l'augmentation de la dissipation plastique causée par l'élargissement de la zone de plasticité cyclique en pointe de fissure [Klingbeil, 2003; Ranc *et al.*, 2014]. En effet, ces auteurs montrent que la dissipation plastique cyclique en pointe de fissure pour un modèle de comportement élasto-plastique parfait est proportionnelle à ΔK^4 .

Grâce aux observations réalisées sur le même alliage, Wagner *et al.* [2009] estiment que la proportion de la durée de vie passée à amorcer la fissure est supérieure à 92 % de la durée de vie totale pour des éprouvettes testées entre 3×10^5 cycles et 8×10^7 cycles (cf. figure 1.31b). *A contrario*, Brochu *et al.* [2012] observent par réplique, des fissures courtes de surface dès 10 % de la durée de vie totale sur le même alliage, testé dans le même régime de durée de vie mais pour un rapport de charge $R = 0.1$ et une fréquence de 20 Hz (contre $R = 0.01$ et 20 kHz pour Wagner *et al.* [2009]). Ainsi, si des fissures courtes étaient présentes lors des essais de Wagner *et al.* [2009] comme cela était le cas pour Brochu *et al.* [2012], aucune trace de ces dernières n'était visible sur les champs de température en surface des éprouvettes. Quand bien même, les différentes études présentées montrent que l'amorçage de fissures de fatigue internes laisse une signature caractéristique visible sur le champ de température à la surface de l'éprouvette. Après un essai de fatigue à 20 kHz, le dépouillement de l'évolution de ce champ de température pourrait être utile pour identifier les sources de chaleur mises en jeu lors de la rupture de l'éprouvette.

1.4.4 Synthèse de la partie 4

La détection de l'amorçage d'une fissure au cours d'un essai de fatigue à 20 kHz est possible grâce à la chute de la fréquence de résonance de la ligne ultrasonique [Campos-Pozuelo *et al.*, 2006], par une analyse harmonique [Kumar *et al.*, 2009] ou par thermographie infrarouge [Krewerth *et al.*, 2015]. La sensibilité de ces méthodes diffère. Seule l'analyse harmonique semble être en capacité de détecter l'amorçage d'une fissure de taille raisonnable [Kumar *et al.*, 2009]. La thermographie infrarouge, quant à elle, apporterait des données supplémentaires intéressantes sur les phénomènes thermiques mis en jeu lors de la propagation d'une fissure de fatigue à 20 kHz.

1.5 Synthèse bibliographique

La nocivité des défauts sur la tenue en fatigue d'un composant peut être caractérisée par divers paramètres (taille, position par rapport à la surface, nature, morphologie) plus ou moins étudiés dans la littérature [De Bussac, 1994; Nicoletto *et al.*, 2012; Wang *et al.*, 2001b, 2006]. L'influence de la position d'un défaut est assez peu étudiée, notamment parce qu'il est difficile de décorréler taille et position [Wilson, 2017]. Les travaux publiés identifiés se concentrent principalement sur l'amorçage [Mughrabi, 2002; Murakami *et al.*, 1999] et sur l'étude par tomographie aux rayons X de la propagation de fissures courtes à partir de défauts internes [Serrano-Munoz *et al.*, 2017; Yoshinaka *et al.*, 2016]. La tomographie par rayons X est particulièrement intéressante car elle permet d'étudier la propagation de fissures en 3D et d'accéder à des phénomènes non observables depuis la surface d'une pièce. Les études menées ont montré qu'une fissure interne semble se propager dans un environnement similaire au vide [Serrano-Munoz *et al.*, 2016; Yoshinaka *et al.*, 2016] qui accentue l'influence de la microstructure [Bathias et Pineau, 2010; Lankford, 1982; Petit et Sarrazin-Baudoux, 2010] en prolongeant le pseudo-stade I [Fatih *et al.*, 2018; Richard *et al.*, 2010].

En outre, les travaux étudiant la propagation de fissures internes ont été menés en régimes oligocyclique ou mégacyclique. Or, la littérature est riche d'exemples [Bathias *et al.*, 2001; Hong et Sun, 2017] montrant que l'amorçage interne est favorisé à très bas niveau de sollicitation en régime gigacyclique. Il est donc préférable de se placer dans ce régime de durées de vie pour étudier l'amorçage et la propagation de fissures internes. Le faible niveau de contrainte, en plus de la propagation en environnement potentiellement inerte, exacerbe l'influence de la microstructure qu'il sera nécessaire de caractériser [McDowell et Dunne, 2010; Ravichandran et Larsen, 1997].

Les essais à très bas niveau de sollicitation en un temps raisonnable sont possibles grâce à des machines de fatigue ultrasoniques [Bathias et Paris, 2005]. Cependant, une fréquence d'essai aussi élevée peut avoir une influence significative sur les mécanismes et cinétiques de propagation de fissures [Engler-Pinto Jr *et al.*, 2007; Holper *et al.*, 2003; Marti *et al.*, 2020] qu'il est nécessaire de prendre en compte dans l'analyse et l'interprétation des résultats d'essais. La tomographie par rayons X permet d'étudier de façon non destructive la propagation d'une fissure en 3D mais - bien que relativement rapide notamment pour la tomographie synchrotron - il n'est pas possible de compter uniquement sur cette technique pour détecter l'amorçage d'une fissure et particulièrement en régime gigacyclique où cette phase peut occuper une majeure partie de la durée de vie [Brochu *et al.*, 2012; Wagner *et al.*, 2009; Yoshinaka *et al.*, 2019]. Parmi les techniques indirectes de détection d'amorçage de fissures, il ressort de cette étude bibliographique que l'analyse harmonique [Kumar *et al.*, 2009] et la thermographie infrarouge [Ranc *et al.*, 2008] sont en capacité de détecter l'amorçage d'une fissure lors d'essais de fatigue à 20 kHz.

Chapitre 2

Matériau et méthodes expérimentales

Sommaire

2.1	Tomographie	75
2.1.1	Principe de fonctionnement	75
2.1.2	Les sources de rayonnement X	75
2.1.3	Campagnes d'essais in-situ synchrotron	77
2.2	Matériau étudié	78
2.2.1	Microstructure	78
2.2.2	Populations de défauts	81
2.2.2.1	Défauts de fonderie	81
2.2.2.2	Différents lots de matière étudiés	82
2.2.2.3	Dosage de l'hydrogène	86
2.3	Essais de fatigue ultrasonique	88
2.3.1	Dimensionnement des éprouvettes	88
2.3.1.1	Éprouvettes de traction-compression ultrasonique	89
2.3.1.2	Éprouvettes de torsion ultrasonique	95
2.3.2	Prélèvement des éprouvettes	96
2.3.3	Essais d'endurance à 20 kHz	98
2.3.3.1	Machine d'essais de traction-compression ($R = -1$)	99
2.3.3.2	Machine d'essais de torsion ($R = -1$)	99
2.3.3.3	Étalonnage des machines d'essais ultrasoniques	100
2.3.4	Essais de propagation de fissure à 20 kHz	101
2.3.4.1	Application de la MLER aux essais ultrasoniques	101
2.3.4.2	Étalonnage de l'essai	103
2.3.4.3	Procédure d'essai	106
2.4	Dispositif d'essais in-situ	110
2.4.1	Machine d'essais de fatigue in-situ	110
2.4.1.1	Contraintes de conception	110
2.4.1.2	Principe de fonctionnement de la solution retenue	111

2.4.1.3	Solutions techniques	113
2.4.2	Analyse harmonique en temps réel	114
2.4.2.1	Vibrométrie laser	115
2.4.2.2	Traitement par transformée de Fourier en temps réel .	116
2.4.2.3	Résolutions de la technique de mesure	117
2.4.2.4	Calcul du facteur de non-linéarité β	118
2.4.3	Dispositif de mesure de la température par thermographie IR .	119
2.4.4	Protocoles des essais de fatigue ultrasonique in-situ synchrotron	119
2.5	Synthèse du chapitre	121

En introduction de ce chapitre, il est nécessaire d'éclaircir la méthode générale adoptée afin de mieux appréhender par la suite les dispositifs expérimentaux mis en place. La problématique de l'amorçage et de la propagation de fissures internes peut être scindée en deux grands volets : l'amorçage et la propagation. Étant donné que les phénomènes que l'on souhaite étudier ne sont pas observables par des moyens classiques depuis l'extérieur des pièces, la tomographie par rayons X sera utilisée [Withers et Preuss, 2012; Yoshinaka *et al.*, 2016; Zhang *et al.*, 2009].

Le matériau étudié est un alliage d'aluminium de fonderie A357-T6 qui a déjà fait l'objet de diverses études [Lados, 2004; Mu *et al.*, 2014a; Rotella, 2018; Serrano-Munoz, 2014] et dont les propriétés mécaniques, sont par conséquent bien connues. L'aluminium n'absorbe que faiblement les rayons X (plus faiblement en tout cas que l'acier ou le titane¹) ce qui permet d'utiliser la tomographie synchrotron sur des éprouvettes ayant un diamètre de section utile de 3 mm.

Dans le cadre de ce projet, plusieurs lots d'éprouvettes ont été produits dont des éprouvettes à *défait artificiel centré* afin de favoriser l'amorçage interne. Ces dernières sont similaires à celle du projet ANR IDEFFAAR et seront utilisées lors des essais in-situ tomographie. Deux autres lots de matière : *sain* et à *défauts naturels* sont également produits par le CTIF. Le lot *sain* permettra de caractériser les propriétés mécaniques du matériau étudié afin d'apporter des données supplémentaires nécessaires à l'analyse et à l'interprétation des résultats obtenus par tomographie in-situ. Des éprouvettes d'endurance saines (avec très peu de défauts) de traction et de torsion permettront d'identifier les limites de fatigue à 10^9 cycles ($R = -1$). Ces limites de fatigue seront utilisées pour identifier les paramètres de critères de fatigue utiles à l'étude de l'amorçage des fissures de fatigue. Des éprouvettes de diamètre de section utile 6 mm permettront de statuer sur un potentiel effet d'échelle entre la taille des défauts et le volume de matière sollicité ainsi qu'un effet d'échelle sur les propriétés intrinsèques du matériau. Par ailleurs, des éprouvettes de propagation de fissure issues du lot *sain* permettront de caractériser les cinétiques de propagation de fissures sous air à 20 kHz afin d'apporter des données de référence auxquelles seront comparées les cinétiques de propagation de fissures internes. L'objectif des coulées à *défauts naturels* est d'obtenir de gros défauts (pour contrôler la zone d'amorçage) dont la morphologie est plus proche de celle habituellement constatée pour les retassures que les morphologies de défauts artificiels.

Comme cela a été justifié dans le chapitre 1, les essais de fatigue seront menés à très bas niveau de sollicitation afin de favoriser l'amorçage de fissures internes. Pour cela, une machine de fatigue ultrasonique sera utilisée ; son principe de fonctionnement a été évoqué au chapitre 1. Le dimensionnement des éprouvettes, la conception des machines ainsi

1. Dans le cadre du présent projet ANR GIGADEF, la propagation de fissures internes dans le titane est très majoritairement traitée par *Arnaud Junet* du laboratoire MATEIS dont les premiers résultats ont d'ores et déjà été publiés [Junet *et al.*, 2019].

que leurs étalonnages et les protocoles d'essai d'endurance et de propagation de fissures à 20 kHz seront détaillés.

Dans un souci de gain de temps et pour limiter les problèmes de remise en position des éprouvettes à chaque remontage, un dispositif spécial permettant de réaliser les essais de fatigue in-situ a été conçu. Afin de pouvoir observer le plus distinctement possible des fissures internes courtes, il est nécessaire de mettre sous charge les éprouvettes lors des tomographies. Pour cela, en plus de la machine de fatigue, le dispositif est constitué d'un système de mise en charge. Étant donné les éléments présentés lors de l'étude bibliographique, le dispositif d'essai de fatigue in-situ est instrumenté d'un système d'analyse harmonique en temps réel pour permettre la détection de l'amorçage de fissures de fatigue. Enfin, le champ de température en surface de l'éprouvette est suivi par thermographie infrarouge.

2.1 Tomographie

Depuis quelques années, de nombreuses études s'intéressent à l'endommagement des matériaux grâce à la tomographie par rayons X [Luo *et al.*, 2018; Withers et Preuss, 2012; Zhang *et al.*, 2009]. Cette technique permet d'étudier en 3D, de façon non destructive, des phénomènes non observables directement depuis l'extérieur de la pièce, notamment la propagation de fissures de fatigue internes [Serrano-Munoz *et al.*, 2017; Yoshinaka *et al.*, 2016]. La tomographie est définie comme étant une "technique d'imagerie, utilisée en particulier dans l'imagerie médicale, en géophysique et en astrophysique, qui permet de reconstruire le volume d'un objet à partir d'une série de mesures effectuées par tranche depuis l'extérieur de cet objet". Fondamentalement, diverses techniques peuvent être utilisées pour caractériser l'objet depuis l'extérieur telles que l'émission acoustique ou la résonance magnétique nucléaire. Ici, le contrôle non destructif de pièces et de matériaux se fait au moyen de la tomographie par rayons X. Les rayons X interagissent avec la matière en fonction de sa composition. Il est possible, en faisant tourner l'objet, d'obtenir des radiographies selon plusieurs angles de vues. Ces radiographies sont ensuite traitées par un algorithme capable de reconstruire le volume de l'objet étudié. Bien que les matériaux soient majoritairement caractérisés au moyen de tomographes de laboratoire, ce moyen ne permet pas (pour diverses raisons exposées ci-après) de bien caractériser des éléments comme des fissures. Pour cela, l'emploi de sources de rayons X particulières appelées sources synchrotrons est nécessaire. C'est pourquoi, dans un premier temps, le principe de fonctionnement de la tomographie par rayons X sera présenté puis, dans un second temps, les caractéristiques de la tomographie par rayonnement synchrotron.

2.1.1 Principe de fonctionnement

La tomographie par rayons X est basée sur le principe de la radiographie qui est une technique d'imagerie par transmission. Une source de rayons X expose un objet à un rayonnement qui, selon la composition de l'objet, est plus ou moins absorbé (l'absorption dépendant du numéro atomique et de la densité du matériau étudié). Le rayonnement transmis (celui qui est passé avec succès au travers de l'objet) est mesuré au moyen d'une caméra CCD (Charge-Coupled Device) couplée à un scintillateur. Le scintillateur est composé d'un matériau émettant de la lumière à la suite de son exposition à un rayonnement ionisant (ici le rayonnement X). L'intensité de la lumière émise par le scintillateur est ensuite mesurée grâce à une caméra composée de capteurs CCD permettant ainsi d'obtenir une vue projetée de l'objet. L'acquisition d'une radiographie est répétée pour plusieurs positions angulaires permettant d'obtenir un ensemble de projections qui sera traité par un algorithme de reconstruction [Kak et Slaney, 1999].

2.1.2 Les sources de rayonnement X

Deux types de sources de rayons X sont habituellement rencontrés : les tubes à rayons X conventionnels présents dans les tomographes de laboratoire et les sources synchrotrons.

Les tubes à rayons X émettent un rayonnement conique non cohérent. De ce fait, la résolution spatiale est directement dépendante de la distance entre la source de rayons X et l'échantillon (plus l'échantillon est proche de la source meilleure est la résolution). L'ordre de grandeur de l'ouverture d'une fissure est de quelques micromètres, il est donc nécessaire que la résolution spatiale soit au moins de l'ordre du micromètre. Pour cela, la source de rayons X doit être quasiment collée à l'échantillon ce qui limite l'utilisation de machine d'essais.

Un synchrotron est constitué d'une cavité circulaire sous vide (un anneau, cf. figure 2.1b), un champ magnétique accélère des électrons jusqu'à une vitesse proche de celle de la lumière dans le vide; ainsi un rayonnement X parallèle et cohérent est émis tangentiellement à l'anneau. Ce rayonnement, appelé rayonnement synchrotron, est ensuite utilisé sur des lignes de lumière pour des expériences de diffraction ou de la tomographie. La forte intensité de ce rayonnement permet de réaliser une tomographie en quelques minutes contre quelques heures pour la tomographie de laboratoire. De plus, comme le faisceau est parallèle, la résolution spatiale pour une source synchrotron ne dépend pas de la distance entre la source et l'échantillon contrairement aux sources conventionnelles. Il est alors possible de placer dans le faisceau X un dispositif d'essais sans dégrader la résolution de la technique de caractérisation. Le gain de temps et la conservation d'une bonne résolution spatiale grâce au rayonnement synchrotron sont des points clés facilitant la réalisation d'essais in-situ. Le parallélisme et la cohérence du rayonnement permettent également de procéder à de la tomographie par contraste de phase [Willmott, 2019]². La combinaison de cette technique à l'absorption des rayons X (atténuation de l'amplitude de l'onde) permet de mieux discerner, par exemple, les pores et les fissures. La taille de



Figure 2.1 – (a) Photographie de l'intérieur d'un tomographe au laboratoire MATEIS [Serrano-Munoz, 2014]. (b) Schéma d'un centre synchrotron [Couprie *et al.*, 2013]. Les électrons sont produits dans un accélérateur linéaire (LINAC), puis injectés dans le booster pour être accélérés et enfin stockés dans l'anneau de stockage.

2. À l'interface entre deux phases du matériau, la phase du rayonnement incident est décalée. Tout comme l'absorption du rayonnement par le matériau, ce déphasage peut être utilisé pour reconstruire le volume de matériau étudié.

voxel minimale qu'il est possible d'atteindre au synchrotron est de l'ordre de $0,7\ \mu\text{m}$, soit une résolution de l'ordre de $1,5\ \mu\text{m}$ [Buffiere *et al.*, 2010] suffisante pour l'observation de fissures.

2.1.3 Campagnes d'essais in-situ synchrotron

Dans le cadre de ce travail, les essais de suivi de fissures internes par tomographie aux rayons X se sont déroulés dans plusieurs centres synchrotrons sur les lignes TOMCAT [Lovric *et al.*, 2016] (Swiss Light Source, Zurich), PSICHE [King *et al.*, 2016] (Synchrotron Soleil, Paris) et SYRMEP [Abrami *et al.*, 2005] (Synchrotron Elettra, Trieste). Les conditions d'utilisation de ces lignes de tomographie synchrotron sont réunies dans le tableau 2.1.

Ligne	Configuration du faisceau	Énergie	Nombre de vues	Temps d'exposition	Champ de vue*	Taille de voxel
TOMCAT	Multi-couche	30 keV	2501	70 ms	2560×2160	$1,6\ \mu\text{m}$
PSICHE	Faisceau blanc filtré	29 keV	3900	20 ms	2750×2048	$1,3\ \mu\text{m}$
SYRMEP	Faisceau blanc filtré (1 mm Si + 1 mm Al)	27 keV	1200	500 ms	2048×2048	$2,2\ \mu\text{m}$

Tableau 2.1 – Conditions d'imagerie utilisées sur les lignes TOMCAT, PSICHE et SYRMEP.
*champ de vue en pixel×pixel.

2.2 Matériau étudié

L’alliage d’aluminium de fonderie étudié dans ce travail est largement utilisé dans les domaines de l’automobile et de l’aéronautique. Toutes les éprouvettes de cette étude ont été usinées dans des barreaux cylindriques de révolution de dimensions identiques à celles du projet IDEFFAAR (figure 2.3). Ces barreaux bruts de fonderie ont été coulés au Centre Technique des Industries de la Fonderie (CTIF). La composition en pourcentage massique des coulées réalisées est détaillée ci-dessous (Tableau 2.2).

Elément	Al	Si	Mg	Fe	Ti	Cu	Mn	Pb	Ni,Zn,Sn
%massique	Bal.	7.25	0.54	0.093	0.16	≤0.015	≤0.03	≤0.003	≤ 0.01

Tableau 2.2 – Composition mesurée des coulées d’alliage A357 utilisées pour ce projet.

Après coulée, ces barreaux bruts ont été traités thermiquement. Le traitement T6 réalisé consiste en une mise en solution de 10 h à 540 °C, suivie d’une trempe à l’eau froide, d’un temps d’attente supérieur à 24 h et d’un vieillissement artificiel de 8 h à 160 °C. Des essais de traction monotone quasi-statique ont été menés par le CTIF sur trois éprouvettes usinées à partir de barreaux bruts. Les résultats sont regroupés dans le tableau 2.3. La dureté Brinell (notée HB, Norme ISO 6506-1) a également été mesurée.

	$R_{p0.2}$ (MPa)	R_m (MPa)	A (%)	HB
moyennes	274	340	7.7	116
écart-type	7	6	1.0	2.9

Tableau 2.3 – Propriétés mécaniques d’éprouvettes issues des coulées de barreaux bruts

2.2.1 Microstructure

Le matériau étudié possède une microstructure dendritique, la zone eutectique délimitant les bras de dendrite est constituée de particules composées principalement de silicium et dans une moindre mesure d’intermétalliques composés d’aluminium, de silicium, de magnésium et de fer (figure 2.2a). La microstructure dendritique a été caractérisée au moyen de la mesure de la SDAS (Secondary Dendrite Arm Spacing, illustrée en figure 2.2b). En effet, diverses études [Wang *et al.*, 2001a; Zhu *et al.*, 2006] ont montré que la SDAS était un paramètre d’ordre 1 influant sur la résistance en fatigue à grande durée de vie de cet alliage. Afin de s’assurer de la constance de ce paramètre du matériau le long du barreau, un examen métallurgique de détermination de la SDAS a été réalisé par le CTIF sur des échantillons prélevés à différents endroits le long d’un barreau brut de fonderie.

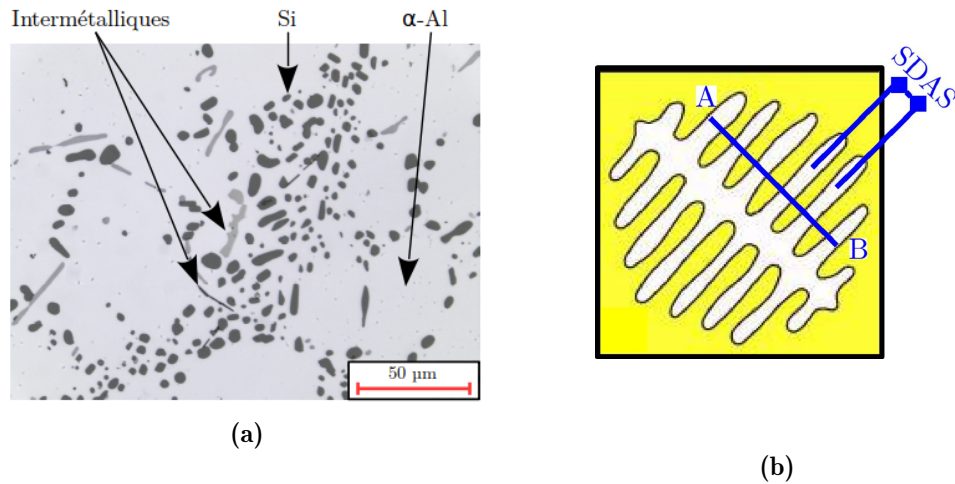


Figure 2.2 – (a) Présentation partielle de la phase eutectique de l’alliage A357. (b) Schéma d’une dendrite et illustration de la mesure de la SDAS [Serrano-Munoz, 2014].

Les échantillons (de C1 à C7 sur la figure 2.3) ont été prélevés en coupant une partie du barreau perpendiculairement à son axe longitudinal. Les échantillons ont ensuite été polis jusqu’à une finition à la pâte diamantée (granulométrie 1 μm) et observés au microscope optique sans attaque chimique.

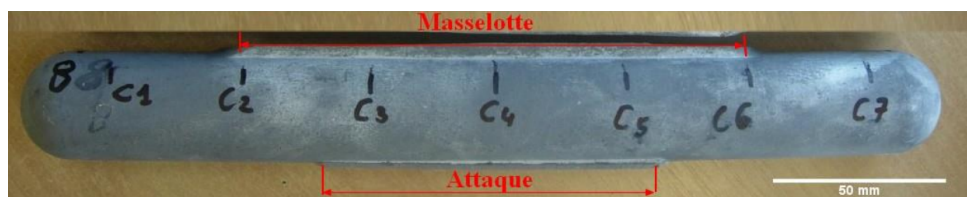


Figure 2.3 – Points de prélèvement des échantillons pour mesure de la SDAS.

Les résultats obtenus pour la mesure de la SDAS pour les repères C1 à C7 sont reportés dans le tableau 2.4. La SDAS est quasiment constante le long du barreau et similaire à la valeur de $38 \pm 8 \mu\text{m}$ mesurée pour le matériau utilisé lors du projet IDEFFAAR [Serrano-Munoz, 2014]. Les éprouvettes pour un même type d’essai (*i.e.* traction ou torsion) seront prélevées aux mêmes endroits : sous la masselotte pour les éprouvettes de traction et dans les têtes des barreaux pour les éprouvettes de torsion.

Repère	C1	C2	C3	C4	C5	C6	C7
SDAS (μm)	25 ± 7	26 ± 5	28 ± 6	30 ± 7	29 ± 7	27 ± 4	26 ± 3

Tableau 2.4 – Résultats de mesure de SDAS pour l’alliage d’aluminium A357 étudié

La microstructure de l’alliage d’aluminium (A357) étudié dans cette thèse a déjà été

caractérisée lors du précédent projet ANR IDEFFAAR par Serrano-Munoz [2014]. Les résultats sont résumés en figure 2.4. La figure 2.4a présente un exemple de cartographie EBSD utilisée pour la mesure de la taille de grains. La figure 2.4b présente la distribution de la taille des grains en fonction de leur taille relative. Les mesures indiquées en bleu ont été multipliées par un facteur 2 si le grain touche un bord de la cartographie et par 4 si le grain touche deux bords de la cartographie. Les mesures tracées en rouge ne sont pas corrigées. L'étude montre que la taille moyenne de grains est de 572 μm avec un écart-type de 215 μm .

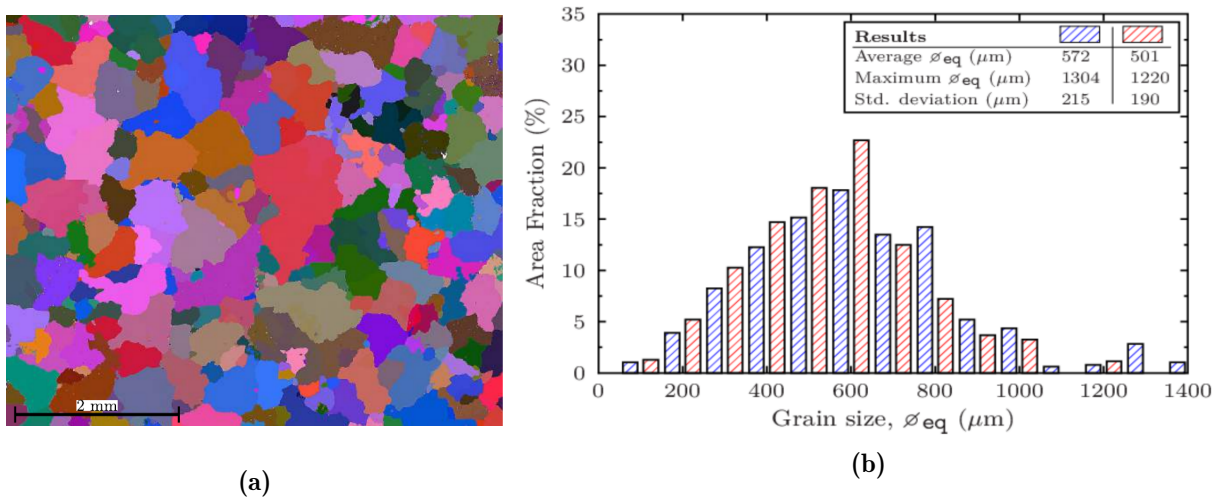


Figure 2.4 – (a) Exemple de carte EBSD utilisée pour mesurer la taille de grain [Serrano-Munoz, 2014].(b) Distribution des tailles de grain en fonction de leurs surfaces relatives Serrano-Munoz [2014].

Une étude de la taille de grains a été menée au laboratoire afin de comparer l'alliage étudié à celui du projet IDEFFAAR. L'échantillon a été prélevé dans une chute de barreau, dans le sens longitudinal, puis poli avec du papier abrasif Si-C jusqu'au grade 2400 avec une finition à la pâte diamantée (granulométrie 1 μm). Afin de révéler la microstructure, l'échantillon a ensuite été électro-poli au réactif de Barker (1,8 % en volume d'acide fluoborique dilué dans de l'eau distillé) à 40 V pendant 2 minutes. L'échantillon a ensuite été observé au microscope optique en lumière polarisée (figure 2.5a), l'ajout d'un filtre biréfringent permet de visualiser les grains en couleur. L'échantillon a également été observé au Microscope Électronique à Balayage (figure 2.5b). La taille de grain a été mesurée grâce à la méthode des segments interceptés. Une taille moyenne de grain d'environ 700 μm a été mesurée. Les résultats de mesures de *SDAS* et de taille de grain pour l'alliage étudié sont similaires à ceux du projet IDEFFAAR, les résultats des deux projets sont donc considérés comme comparables.

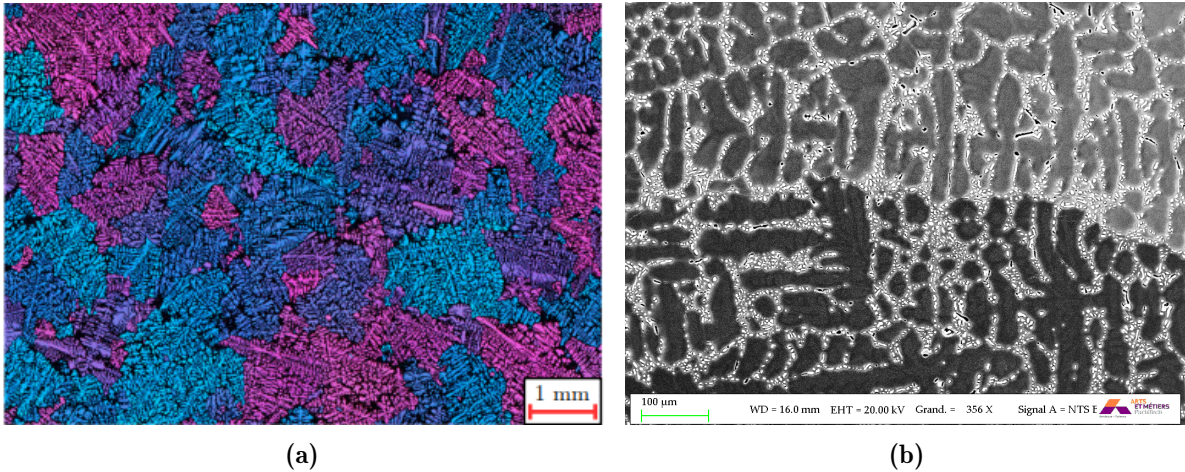


Figure 2.5 – Observations d’un échantillon de A357-T6 poli puis attaqué au réactif de Barker (a) au microscope optique en lumière polarisée avec filtre biréfringent (b) au MEB (électrons secondaires et rétrodiffusés, 20 keV, 2 nA).

2.2.2 Populations de défauts

2.2.2.1 Défauts de fonderie

Pour les alliages d’aluminium, les défauts sont considérés par la suite comme des manques de matière solide. Ces derniers peuvent être classés en plusieurs catégories selon leur nature.

Pores gazeux

Les pores gazeux sont dus à la présence d’hydrogène dans le bain de fusion [Campbell, 2003; Garat, 2012], issue de la réduction de l’eau ou de la vapeur d’eau par l’aluminium. La solubilité de l’hydrogène dans l’aluminium fondu est supérieure à celle de l’hydrogène dans l’aluminium solide. De ce fait, lorsque le mélange refroidit, l’hydrogène rejeté est piégé, formant ainsi des porosités. La taille de ces porosités est principalement contrôlée par la vitesse de solidification : plus cette dernière est lente, plus la taille des porosités sera importante. Les pores gazeux sont régulièrement répartis [Garat, 2012] dans la pièce et possèdent une forme lisse proche d’une sphère (figure 2.6).

Retassures

Les défauts de type retassure proviennent d’un manque d’apport de matière fondue dans les zones où la différence de volume massique entre l’état liquide et l’état solide laisse un vide [Garat, 2012; McDowell *et al.*, 2003]. Ces défauts, du fait de leur forme tortueuse (figure 2.6), possèdent une forte acuité et entraînent donc des concentrations de contraintes importantes [McDowell *et al.*, 2003] néfastes sur la résistance en fatigue.

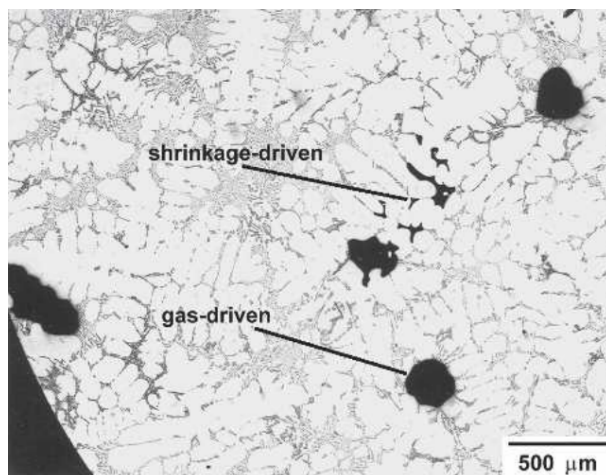


Figure 2.6 – Exemples de pores gazeux (gas-driven) et de retassures (shrinkage-driven) observés par Wang *et al.* [2006] dans un alliage d'aluminium de fonderie A319 modifié au strontium (cf. [Garat, 2012] pour les détails sur la modification au strontium).

Oxydes

Tout comme les retassures, les oxydes possèdent des formes tortueuses (figure 2.7a) générant de fortes concentrations de contraintes. Deux catégories d'oxyde sont couramment distinguées :

- Les *old oxides*³ (figure 2.7b) proviennent de la surface du four ou du creuset [Campbell, 2003] et se retrouvent ensuite piégés lors de la coulée. Ils sont majoritairement composés de spinelle (Al_2O_3MgO) [Nayhumwa *et al.*, 2001] avec également la présence d'éléments résiduels (Ti, Fe and S). Ce type d'oxyde a un aspect rocailleux et a tendance à faire charger l'image lors d'observation au MEB [Wang *et al.*, 2006] (en mode d'imagerie par électrons secondaires).
- Les *new oxides*³ (films d'oxyde, figure 2.7c) se forment quant à eux en surface du bain de fusion et sont ensuite piégés dans la matière solidifiée. Ils sont plus fins que les *old oxides* et sont quasiment exclusivement composés d'alumine pure (Al_2O_3) [Nayhumwa *et al.*, 2001]. La majorité du film d'oxyde a un aspect de papier plissé et contrairement aux *old oxides*, les films d'oxyde ne chargent pas lorsqu'ils sont observés au MEB en mode d'imagerie par électrons secondaires [Wang *et al.*, 2006] ce qui permet de les différencier.

2.2.2.2 Différents lots de matière étudiés

Plusieurs lots de matière ont été fournis par le CTIF dans le cadre du projet GIGA-DEF. Les populations de défauts ont été caractérisées grâce à des mesures réalisées sur des volumes analysés par tomographie. Le diamètre équivalent d'un défaut est défini comme

3. D'après la dénomination utilisée par Campbell [2003]

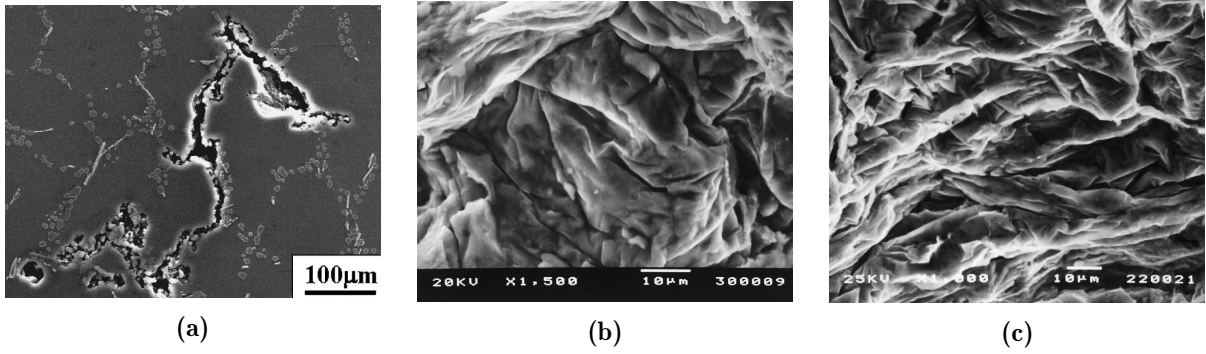


Figure 2.7 – (a) Observation MEB par Yi *et al.* [2006] d’un film d’oxyde sur une micrographie d’alliage d’aluminium de fonderie A356. Observations MEB par Nayhumwa *et al.* [2001] de (b) "old oxides" et (c) new oxides sur des faciès de rupture d’éprouvettes en alliage d’aluminium de fonderie A356.

le diamètre de la sphère dont le volume est égal à celui du défaut :

$$d_{eq} = \left(\frac{6 V_d}{\pi} \right)^{1/3} \quad (2.1)$$

où V_d est le volume du défaut mesuré. La sphéricité d’un défaut permet de quantifier le niveau de proximité de la forme du défaut à celui d’une sphère. La sphéricité, Ψ , est égale à la surface de la sphère équivalente au défaut divisée par l’aire de la surface du défaut :

$$\Psi = \frac{\pi^{1/3} (6 V)^{2/3}}{A_d} \quad (2.2)$$

où A_d est l’aire de la surface du défaut.

Pour des raisons exposées ci-dessous, trois différents lots de matière ont été utilisés au cours de cette étude. Les caractéristiques de leurs populations de défauts sont illustrées en figure 2.8a pour la densité de probabilité et 2.8b pour la densité de probabilité cumulée en fonction du diamètre équivalent et en figure 2.8c pour la sphéricité en fonction du diamètre équivalent. Dans cette étude, la résolution spatiale de la tomographie sera supposée égale à trois voxels. Le diamètre équivalent d’un cube de 3 voxels d’arête en considérant un voxel d’environ 2 μm de côté est de 7 μm (figure 2.9a). Ainsi, uniquement les défauts d’un diamètre équivalent supérieur à 10 μm sont considérés dans les résultats présentés par la suite. Les données ont été recueillies sur 7 éprouvettes du lot *sain* (21 542 défauts), 7 éprouvettes du lot à *défaut centré* (16 204 défauts) et 30 éprouvettes du lot à *défauts naturels* (20 865 défauts).

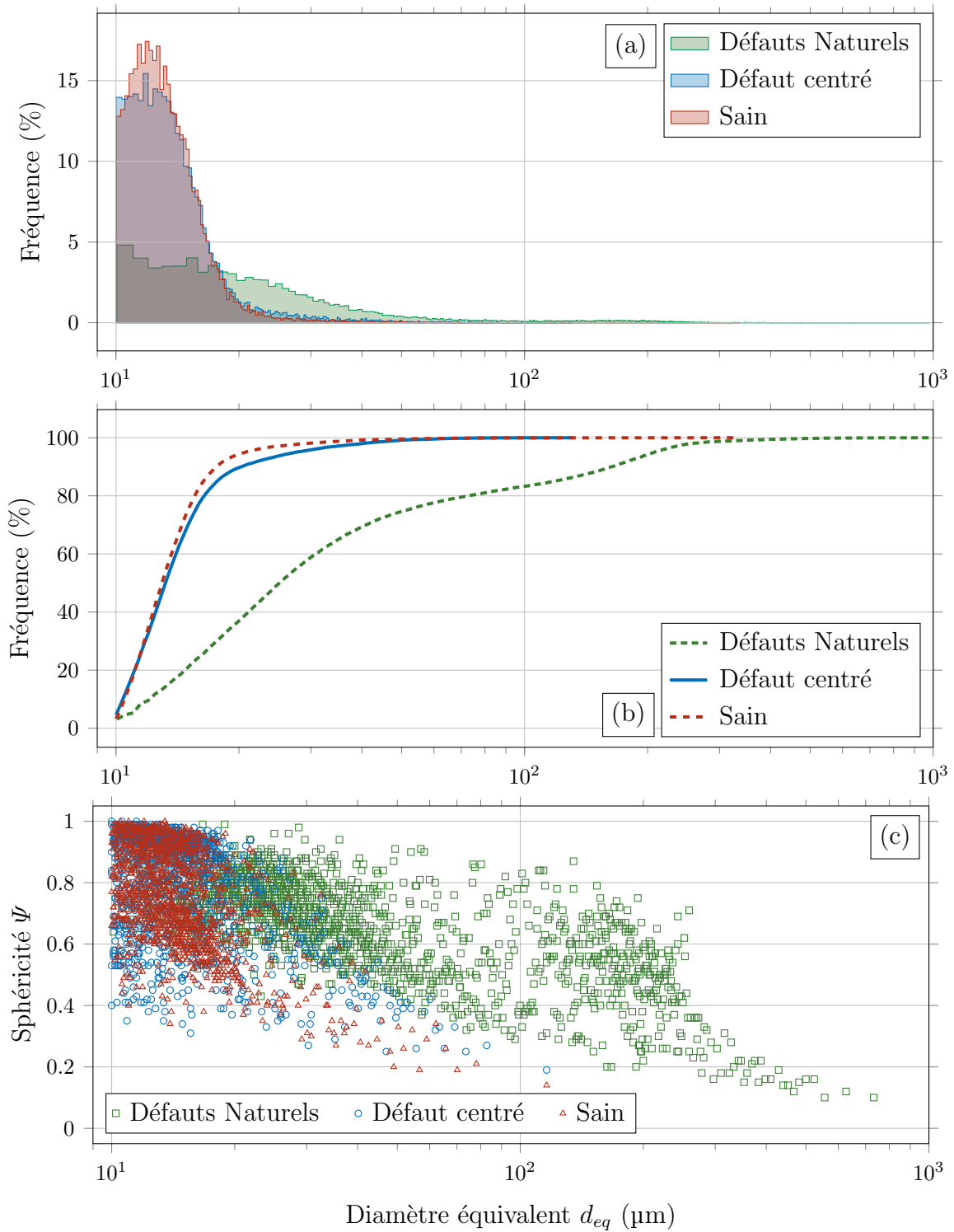


Figure 2.8 – Analyse des populations de défauts dans la partie utile des éprouvettes de fatigue d’après les données de tomographie : (a) Densités de probabilité et (b) densités de probabilité cumulées en fonction du diamètre équivalent d_{eq} . (c) Sphéricités Ψ en fonction du diamètre équivalent d_{eq} .

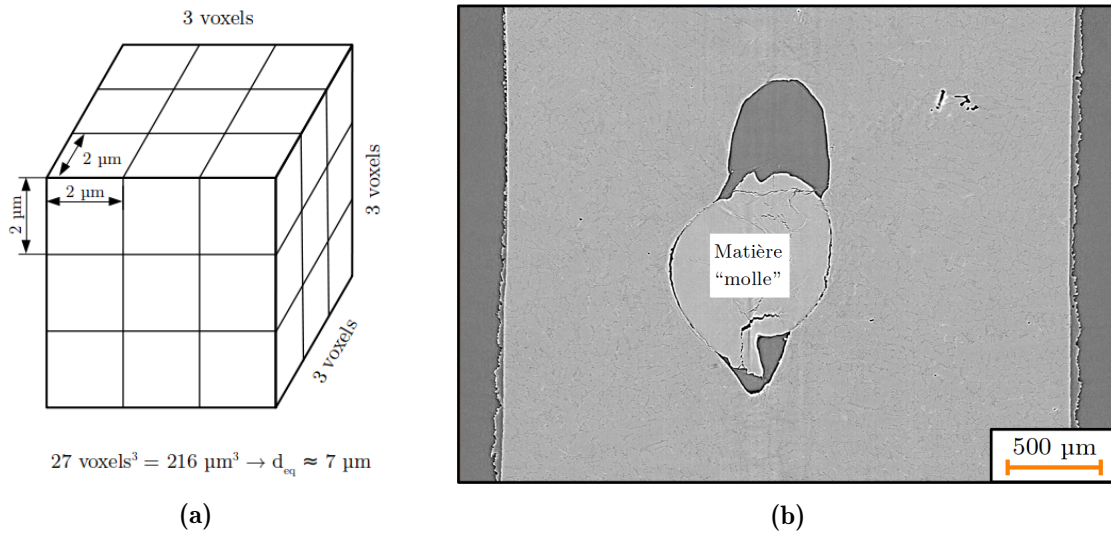


Figure 2.9 – (a) Illustration du diamètre équivalent seuil utilisé pour l’analyse des populations de défauts. (b) Vue en coupe de tomographie d’un exemple de défaut artificiel de fonderie. La partie centrale du défaut artificiel est constituée de matière "molle" du fait de la procédure d’obtention du défaut.

Lot sain

Ce lot présente un taux de porosité volumique moyen de 0,015 %, les défauts présents dans les éprouvettes sont principalement des petits pores gazeux d’un diamètre équivalent moyen de 14 μm et d’une sphéricité moyenne de 0.77. Le peu de défauts dans ce lot permet de caractériser spécifiquement les propriétés de tenue en fatigue du matériau à 20 kHz. Dans ce lot de barreaux seront usinées des éprouvettes d’endurance pour obtenir les limites de fatigue de référence à 10^9 cycles en traction et torsion ($R = -1$) mais également des éprouvettes de propagation de fissure afin de caractériser les cinétiques de propagation de fissures de fatigue sous air de référence.

Lots à défaut centré

Dans chaque barreau de ce lot de matière est introduit volontairement un défaut artificiel centré [Serrano-Munoz *et al.*, 2016] d’une taille conséquente devant le reste de la population de défauts afin de favoriser l’amorçage sur ce dernier et ainsi limiter la zone à observer en tomographie. Les éprouvettes de ce lot sont utilisées lors des essais in-situ synchrotron pour étudier en 3D l’amorçage et la propagation de fissures internes. Les défauts internes artificiels ont un diamètre équivalent moyen de l’ordre de 1 mm. Comme l’illustre la figure 2.9b, les tailles et les géométries des défauts artificiels sont assez éloignées de ce que l’on peut trouver naturellement dans les coulées. Les caractéristiques de la population de défauts pour ces éprouvettes, le défaut artificiel mis à part, sont illustrées en figure 2.8. En excluant le défaut artificiel, la population de défaut est similaire à celle des éprouvettes du lot *sain*. Le taux de porosité volumique moyen est de 0,015 %, le diamètre équivalent moyen de 15 μm et la sphéricité moyenne de 0.83. Pour ce lot, ceci montre que les observations qui suivront dans cette étude sont représentatives de fissures issues du défaut

artificiel seulement.

Lot à défauts naturels

L'objectif de ces coulées est d'obtenir des défauts dont la taille est plus importante que pour une coulée du lot *sain*. Contrairement aux défauts artificiels des lots à *défaut centré*, la morphologie des défauts de cette coulée est plus proche de celle habituellement constatée sur pièces réelles. La préparation du métal est réalisée selon la procédure habituelle du CTIF. Une solidification volontairement défectueuse crée au centre de l'éprouvette des défauts contrôlés de retassure. Il n'est cependant pas possible de contrôler la position des défauts créés. Ainsi, à la suite de l'usinage des éprouvettes, les gros défauts peuvent se trouver en surface. La possible présence de gros défauts en surface des éprouvettes de ce lot les rend par conséquent moins propices à favoriser l'amorçage sur un défaut interne. Le taux de porosité volumique moyen est de 2,47 %, le diamètre équivalent moyen de 58 μm et la sphéricité moyenne de 0.70. Il est possible d'observer sur la figure 2.8 deux populations de défauts pour le lot à *défauts naturels*. Ceci a déjà été observé par Buffière *et al.* [2001] qui expliquent que les défauts à faibles diamètres équivalents correspondent à des pores gazeux dont la sphéricité est élevée et peu corrélée au diamètre équivalent. Au contraire, les défauts à grands diamètres équivalents correspondent à des retassures dont la sphéricité est corrélée au diamètre équivalent : plus le diamètre équivalent est important, plus la sphéricité est basse.

Le tableau 2.5 regroupe les principales caractéristiques géométriques des populations de défauts des lots étudiés au cours de ce travail.

Lot	Taux de porosité volumique (%)	Diamètre équivalent moyen (μm)	Sphéricité moyenne
Sain	0,015	14	0,77
Défauts naturels	0,015	15	0,83
Défaut centré	2,47	58	0,70

Tableau 2.5 – Synthèse des caractéristiques géométriques des populations de défauts des lots de matière étudiés.

2.2.2.3 Dosage de l'hydrogène

Les taux d'hydrogène présents dans les différents lots d'éprouvettes ont été mesurés. En effet, comme cela a été abordé au chapitre 1, l'influence de l'hydrogène sur le comportement en fatigue a largement été démontré [Henaff *et al.*, 1995; Wei *et al.*, 1980]. Ceci permet de s'assurer que les conditions d'essais sont similaires, au moins sur ce point,

pour tous les essais menés. Ainsi, un dosage⁴ comparatif de teneur en hydrogène entre lot *sain*, lot à *défauts naturels* et lot à *défaut centré* a été réalisé au LASIE de La Rochelle⁵. L'incertitude de mesure est de 0.01 wppm⁶ pour un échantillon de 1g. Les échantillons ont été prélevés de la façon suivante :

- Pour le lot *sain*, 3 échantillons cubiques ($4 \times 4 \times 10 \text{ mm}^3$, environ 0,425 g) ont été prélevés dans une tête de barreau brut de fonderie.
- Pour le lot à *défauts naturels*, 2 échantillons cylindriques ($\varnothing 3 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$, environ 0,188 g) ont été prélevés dans les parties utiles de deux éprouvettes.
- Pour le lot à *défaut centré*, 2 échantillons cylindriques ($\varnothing 3 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$, environ 0,188 g) ont été prélevés dans les parties utiles de deux éprouvettes. Un défaut artificiel est donc présent dans chacun des échantillons.

Le tableau 2.6 synthétise les résultats des dosages.

Lot	Sain	Défauts naturels	Défaut centré
Teneur en H (wppm)	11.2	7.2	6.8
	10.4	8.5	11.3
	12.5		
Moyenne (wppm)	11.4	7.85	9.05
Ecart-type (wppm)	1.5	0.9	3.2

Tableau 2.6 – Résultats des dosages de teneur en hydrogène (wppm) sur les lots *sain*, à *défauts naturels* et à *défaut centré*.

Les résultats ne montrent aucune différence significative entre les différents lots. À titre de comparaison, Oger *et al.* [2017] ont mesuré une teneur en hydrogène de 15 wppm sur un alliage d'aluminium 7046-T4 après un chargement forcé de H_2SO_4 pendant 72 h.

4. Technique de dosage : Thermal Desorption Spectroscopy (TDS). Matériel utilisé : Horiba Jobin Yvon H-Analyzer.

5. Merci à Cyril Berziou et au LASIE d'avoir réalisé les dosages.

6. wppm : proportion massique en parties par million ramenée à la masse de l'échantillon .

2.3 Essais de fatigue ultrasonique

2.3.1 Dimensionnement des éprouvettes

En complément du défaut artificiel interne centré, la principale méthode utilisée pour favoriser l'amorçage interne est l'abaissement du niveau de sollicitation pour travailler en régime gigacyclique [Bathias *et al.*, 2001; Hong et Sun, 2017]. Pour pouvoir réaliser des essais de fatigue dans ce régime de durées de vie en un temps raisonnable, les essais seront menés grâce à des machines de fatigue ultrasonique. Le principe de fonctionnement de celles-ci a été présenté au chapitre 1. Le dimensionnement des éprouvettes, pour de tels essais, est plus spécifique que pour des essais standards de fatigue à plus basses fréquences. Les équations d'onde pour un matériau homogène à comportement isotrope élastique linéaire sont les suivantes [Bathias et Paris, 2005] :

$$\rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \frac{E_{dyn}}{1 + \nu} \left(\frac{1}{1 - 2\nu} \frac{\partial e}{\partial x} + \nabla^2 u \right), \quad (2.3)$$

$$\rho \frac{\partial^2 v}{\partial t^2} = \frac{E_{dyn}}{1 + \nu} \left(\frac{1}{1 - 2\nu} \frac{\partial e}{\partial y} + \nabla^2 v \right), \quad (2.4)$$

$$\rho \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} = \frac{E_{dyn}}{1 + \nu} \left(\frac{1}{1 - 2\nu} \frac{\partial e}{\partial z} + \nabla^2 w \right), \quad (2.5)$$

où ∇^2 désigne l'opérateur Laplacien, ρ est la masse volumique du corps, E_{dyn} son module d'élasticité dynamique, ν son coefficient de Poisson et u , v , w les composantes du champ de déplacement selon les axes x , y , z . La dilatation volumique e est donnée par :

$$e = \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{\partial w}{\partial z}. \quad (2.6)$$

Avant tout dimensionnement, il est nécessaire de déterminer le module dynamique, E_{dyn} et la masse volumique ρ du matériau. Pour se faire, un barreau cylindrique de longueur l est usiné à partir d'un barreau de matière brute du lot sain (figure 2.10). La masse volumique du matériau peut être déterminée grâce à une balance densimétrique à partir de ce dernier ($\rho = 2655 \text{ kg/m}^3$ dans cette étude) et d'après Bathias et Paris [2005] la fréquence de résonance f d'une telle structure est donnée par :

$$f = \frac{1}{2l} \sqrt{\frac{E_{dyn}}{\rho}} \quad (2.7)$$

La longueur l du barreau et sa masse volumique ρ étant connues, un essai ultrasonique permet de mesurer sa fréquence de résonance expérimentale f_{exp} . Ainsi la valeur du module

2.3. ESSAIS DE FATIGUE ULTRASONIQUE

dynamique E_{dyn} peut être déterminée à partir de l'équation 2.7 :

$$E_{dyn} = \rho(2lf_{exp})^2 \quad (2.8)$$

Pour le matériau étudié et la géométrie de barreau présentée en figure 2.10, la fréquence de résonance expérimentale relevée est $f_{exp} = 20\,090$ Hz ainsi $E_{dyn} = 74\,470$ MPa. Les différents lots de matière possèdent des masses volumiques et des modules dynamiques proches mais différents. Ces différences ont été négligées pour le dimensionnement des éprouvettes mais prises en compte par les étalonnages d'essais présentés en section 2.3.3.3.

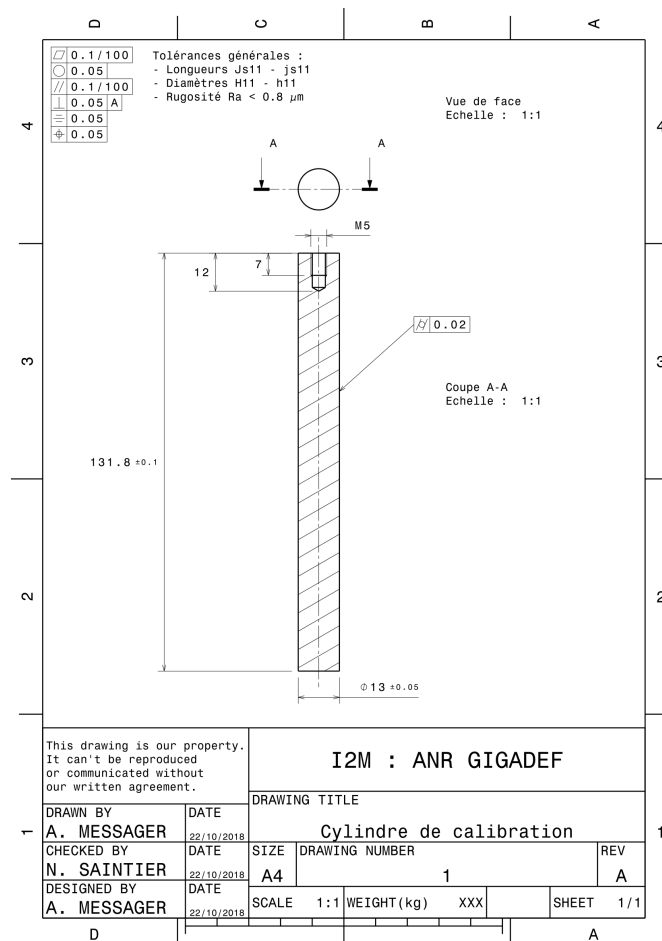


Figure 2.10 – Dessin de définition d'un cylindre utilisé pour la détermination du module d'Young dynamique

2.3.1.1 Éprouvettes de traction-compression ultrasonique

Éprouvette d'endurance

En se limitant au cas d'une éprouvette axisymétrique de révolution autour de l'axe x (figure 2.11), le problème est réduit à un problème 1D où le coefficient de Poisson et la

dilatation volumique e sont supposés nuls, seule une onde longitudinale se propage dans le milieu. Bathias et Paris [2005] ont montré qu'en première approximation, cette modélisation 1D, en négligeant l'effet Poisson, est largement suffisante pour dimensionner les éprouvettes avec une approche analytique.

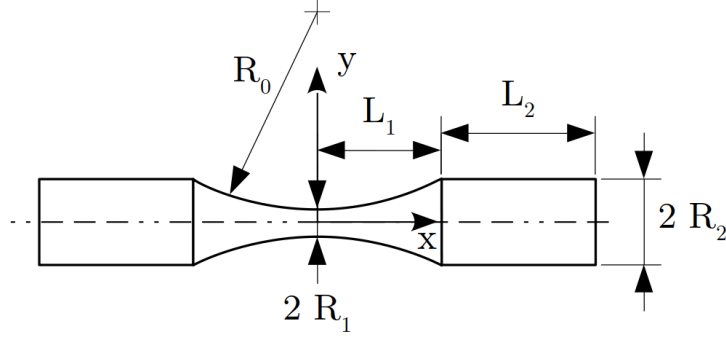


Figure 2.11 – Schéma d'une éprouvette de fatigue conventionnelle

Pour une éprouvette à section variable $S(x)$ (figure 2.11), l'équation d'onde 2.3 peut être écrite sous la forme [Bathias et Paris, 2005] :

$$\frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \frac{E_{dyn}}{\rho} \left(\frac{S'(x)}{S(x)} \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} \right), \quad (2.9)$$

où $S'(x) = dS/dx$. Dans le cas où la section variable est définie⁷ par la fonction $S(x) = \pi R_1^2 \cosh^2(\alpha x)$, la longueur L_2 (figure 2.11) permettant une résonance à la fréquence f peut être calculée en fonction de L_1 , R_1 , R_2 et des paramètres du matériau E_{dyn} et ρ grâce à :

$$L_2 = \frac{1}{k} \arctan \left(\frac{1}{k} \left(\frac{\beta}{\tanh(\beta L_1)} - \alpha \tanh(\alpha L_1) \right) \right) \quad (2.10)$$

avec k le nombre d'onde, α et β des coefficients tels que :

$$\begin{cases} k = 2\pi f \sqrt{\frac{\rho}{E_{dyn}}} \\ \alpha = \frac{1}{L_1} \operatorname{arcosh} \left(\frac{R_2}{R_1} \right) \\ \beta = \sqrt{\alpha^2 - k^2}. \end{cases} \quad (2.11)$$

Pour la partie à section constante ($L_1 \leq |x| \leq L_1 + L_2$), pour une amplitude U_0 de déplacement imposée à l'extrémité de l'éprouvette en $x = L_1 + L_2$, la solution de

7. Dans la pratique, la section variable n'est pas usinée selon un profil en $\cosh(x)$ mais selon un profil toroïdal à rayon R constant. L'hypothèse d'un profil en $\cosh(x)$ permet de résoudre les équations différentielles de propagation d'ondes analytiquement. Bathias et Paris [2005] ont montré que la différence entre ces profils était minime et que cette hypothèse permettait de dimensionner une éprouvette avec une erreur négligeable.

l'équation 2.9 est :

$$U(x, t) = U_0 \cos(k(L - x)) \cos(\omega t) \quad (2.12)$$

où :

$$\omega = 2\pi f. \quad (2.13)$$

Le champ de déformations est calculé à partir du champ de déplacement (équation 2.12) :

$$\varepsilon(x, t) = \frac{\partial U(x, t)}{\partial x} = kU_0 \sin(k(L - x)) \cos(\omega t). \quad (2.14)$$

Le matériau étant considéré comme homogène isotrope élastique linéaire le champ de contraintes est calculé à partir du champ de déformations (équation 2.14) par :

$$\sigma(x, t) = E_{dyn} \varepsilon(x, t) = E_{dyn} k U_0 \sin(k(L - x)) \cos(\omega t). \quad (2.15)$$

Le champ de déplacement dans la partie à section variable de l'éprouvette ($|x| \leq L_1$) est obtenu par la résolution de l'équation 2.9 [Bathias et Paris, 2005] :

$$U(x, t) = U_0 \frac{\cos(kL_2) \cosh(\alpha L_1)}{\sinh(\beta L_1)} \frac{\sinh(\beta x)}{\cosh(\alpha x)} \cos(\omega t) \quad (2.16)$$

Le champ de déformations est calculé à partir du champ de déplacement (équation 2.16) :

$$\varepsilon(x, t) = U_0 F(L_1, L_2) \left(\frac{\beta \cosh(\beta x) \cosh(\alpha x) - \alpha \sinh(\beta x) \sinh(\alpha x)}{\cosh^2(\alpha x)} \right) \cos(\omega t) \quad (2.17)$$

pour $|x| \leq L_1$ et :

$$F(L_1, L_2) = \frac{\cos(kL_2) \cosh(\alpha L_1)}{\sinh(\beta L_1)}. \quad (2.18)$$

Le matériau étant considéré comme homogène isotrope élastique linéaire le champ de contraintes est calculé à partir du champ de déformations (équation 2.17) par :

$$\sigma(x, t) = E_{dyn} \varepsilon(x, t). \quad (2.19)$$

Deux géométries d'éprouvette ont été dimensionnées. Une première géométrie d'un diamètre de section utile de 3 mm sera utilisée pour les essais aux synchrotrons. Les propriétés de tenue en fatigue en régime gigacyclique seront caractérisées grâce à cette géométrie. Une seconde géométrie concerne des éprouvettes d'un diamètre de section utile de 6 mm qui ont été dimensionnées pour vérifier que les résultats des essais de fatigue sur les éprouvettes de diamètre utile 3 mm ne présentent pas d'effet d'échelle marqué.

Pour une éprouvette dont les caractéristiques géométriques sont illustrées en figure 2.11, les dimensions calculées analytiquement sont regroupées dans le tableau 2.7. La fréquence pour le calcul analytique est 20 kHz. Les dimensions calculées analytiquement sont véri-

R_1 (mm)	L_1 (mm)	R_2 (mm)	L_2 (mm)	R_0 (mm)	f_{EF} (Hz)
1.5	14.3	5	18.2	31	19884
3	13.3	6	35.45	31	19889

Tableau 2.7 – Dimensions des éprouvettes de fatigue ultrasonique déterminées analytiquement pour l’alliage d’aluminium étudié. Se reporter à la figure 2.11 pour la signification des dimensions R_1 , L_1 , R_2 , L_2 et R_0 .

fiées par un calcul modal par éléments finis⁸, ce qui permet également de vérifier que les fréquences propres des autres modes de vibration ne sont pas trop proches de la plage de fonctionnement de la machine ultrasonique ($20\,000 \pm 500$ Hz). Les éprouvettes sont modélisées en 3D afin de prendre en compte tous les modes de vibration possibles⁹ et maillées grâce à des éléments tétraédriques quadratiques à 10 nœuds. Les propriétés du matériau sont les suivantes : $E_{dyn} = 7470$ MPa, $\nu = 0.3$ et $\rho = 2655$ kg/m³. Ce premier calcul modal permet d’obtenir la fréquence propre du mode de traction-compression f_{EF} (tableau 2.7).

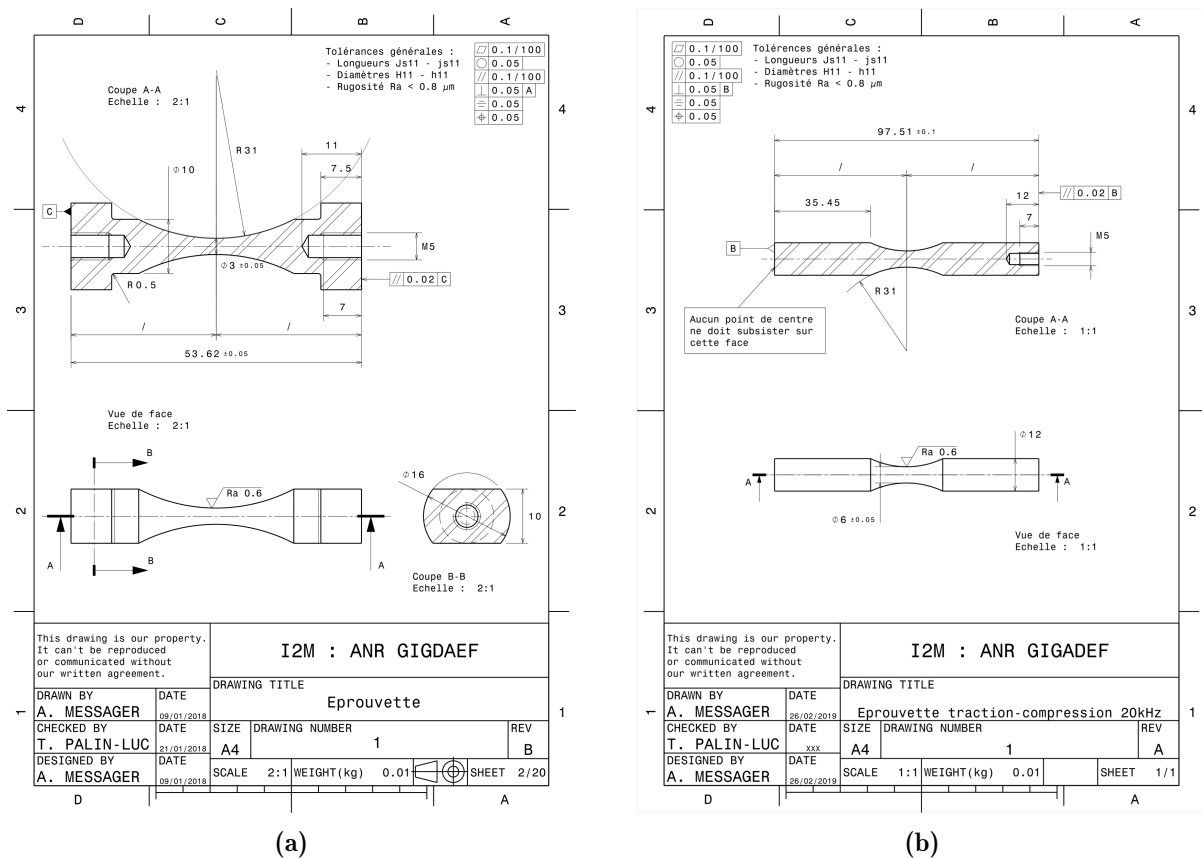


Figure 2.12 – Dessins de définition des éprouvettes de fatigue ultrasonique de diamètre (a) 3 mm avec épaulements pour essais in-situ synchrotron et (b) 6 mm pour étudier un potentiel effet de taille.

8. Calculs réalisés avec ANSYS

9. Un calcul axisymétrique ne permet pas de modéliser les modes de vibration hors plan

Éprouvette ultrasonique pour essai in-situ synchrotron

Une géométrie particulière d'éprouvette de fatigue ultrasonique de diamètre 3 mm avec épaulements a été développée afin d'offrir des points d'appui au système de mise en charge statique pour les essais in-situ synchrotron (ce point est détaillé dans la suite du manuscrit). Ses dimensions ont été déterminées par un calcul modal par éléments finis sur la base des dimensions calculées analytiquement pour une éprouvette de 3 mm de diamètre (tableau 2.7). La fréquence propre du mode de traction-compression pour la géométrie retenue est de 20 019 Hz. Les figures 2.12a et 2.12b présentent respectivement les dessins de définition des éprouvettes de diamètre 3 mm avec épaulements et 6 mm.

Rapport d'amplification des éprouvettes

Une fois les géométries des éprouvettes fixées, un calcul harmonique par éléments finis permet de calculer le rapport d'amplification de chaque type d'éprouvette. Il s'agit du rapport σ_a/U_0 entre l'amplitude de contrainte nominale (sans tenir compte du ou des défauts), σ_a , dans la section utile des éprouvettes et le déplacement imposé, U_0 . Les

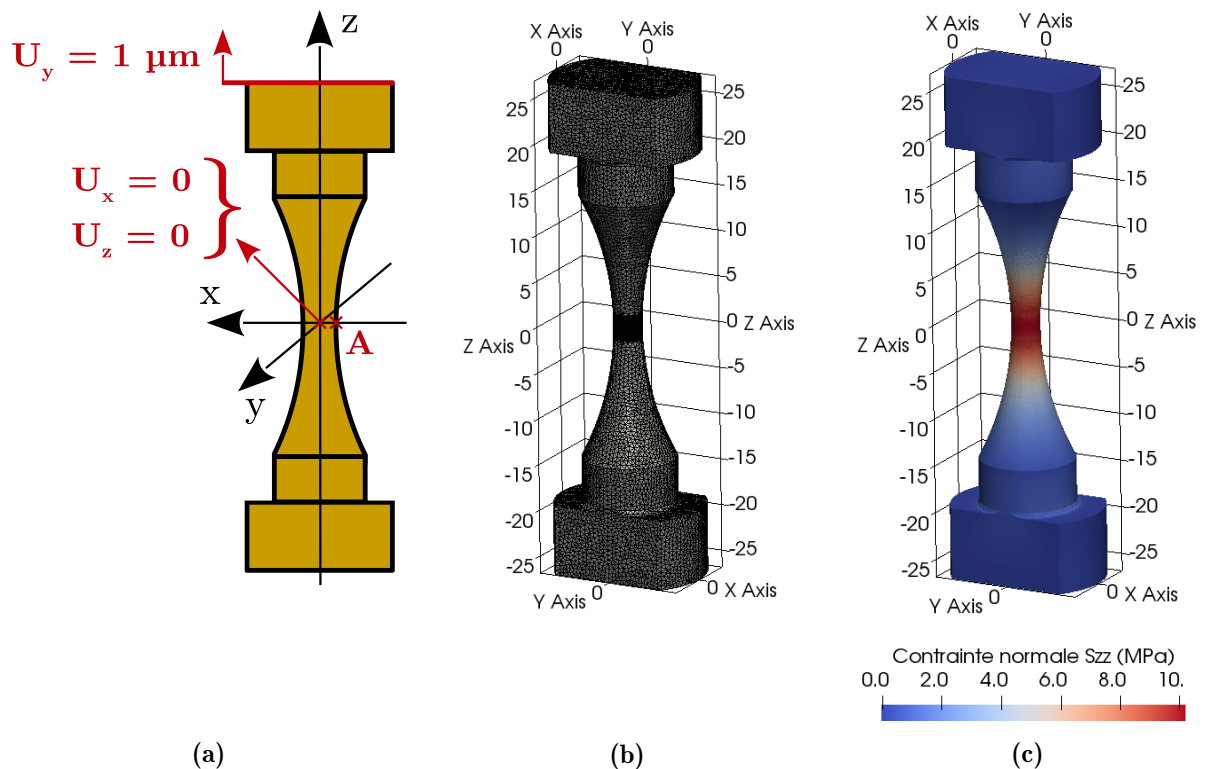


Figure 2.13 – (a) Conditions aux limites pour le calcul harmonique par éléments finis permettant de déterminer le rapport d'amplification de l'éprouvette σ_a/U_0 , entre l'amplitude de contrainte, σ_a , dans la section utile des éprouvettes et le déplacement imposé, U_0 . (b) Maillage d'une géométrie d'éprouvette avec épaulement. (c) Champ d'amplitude de contrainte $\sigma_{a,zz}$ pour un déplacement arbitraire de $1 \mu\text{m}$ imposé dans la direction z aux nœuds de l'extrémité de l'éprouvette.

maillages et les constantes matériaux utilisés sont identiques à ceux utilisés pour le calcul modal. Les conditions aux limites sont illustrées en figure 2.13a. Un déplacement sinusoïdal d’une amplitude arbitraire de $1\ \mu\text{m}$ dans la direction z est imposé aux nœuds de l’extrémité supérieure de l’éprouvette ; le nœud de coordonnées $(0, 0, 0)$ est bloqué selon les directions \vec{x} et \vec{y} . La fréquence du déplacement imposé est égale à celle du mode propre de traction-compression déterminée au cours du calcul modal. La contrainte générée par le chargement est calculée au point A en surface de l’éprouvette. La simulation permet ainsi d’obtenir un rapport d’amplification σ_a/U_0 égal respectivement à $10,78\ \text{MPa}/\mu\text{m}$ et $5,93\ \text{MPa}/\mu\text{m}$ pour les éprouvettes de diamètre $3\ \text{mm}$ avec épaulements et de diamètre $6\ \text{mm}$.

Éprouvette de propagation de fissure à 20 kHz

L’obtention de données de propagation de référence est essentielle pour ce travail ; cela permettra de mener une étude relative sur les mécanismes et cinétiques de propagation entre fissures internes et fissures se propageant sous air. Afin de mener des essais de propagation de fissure à $20\ \text{kHz}$ sous air, des éprouvettes de propagation ont été dimensionnées. Des géométries similaires ont été utilisées par [Boussattine, 2018; Ouarabi, 2018; Pérez-Mora, 2010]. Pour le matériau étudié ($E_{dyn} = 74\ 470\ \text{MPa}$ et $\rho = 2655\ \text{kg}/\text{m}^3$) la longueur

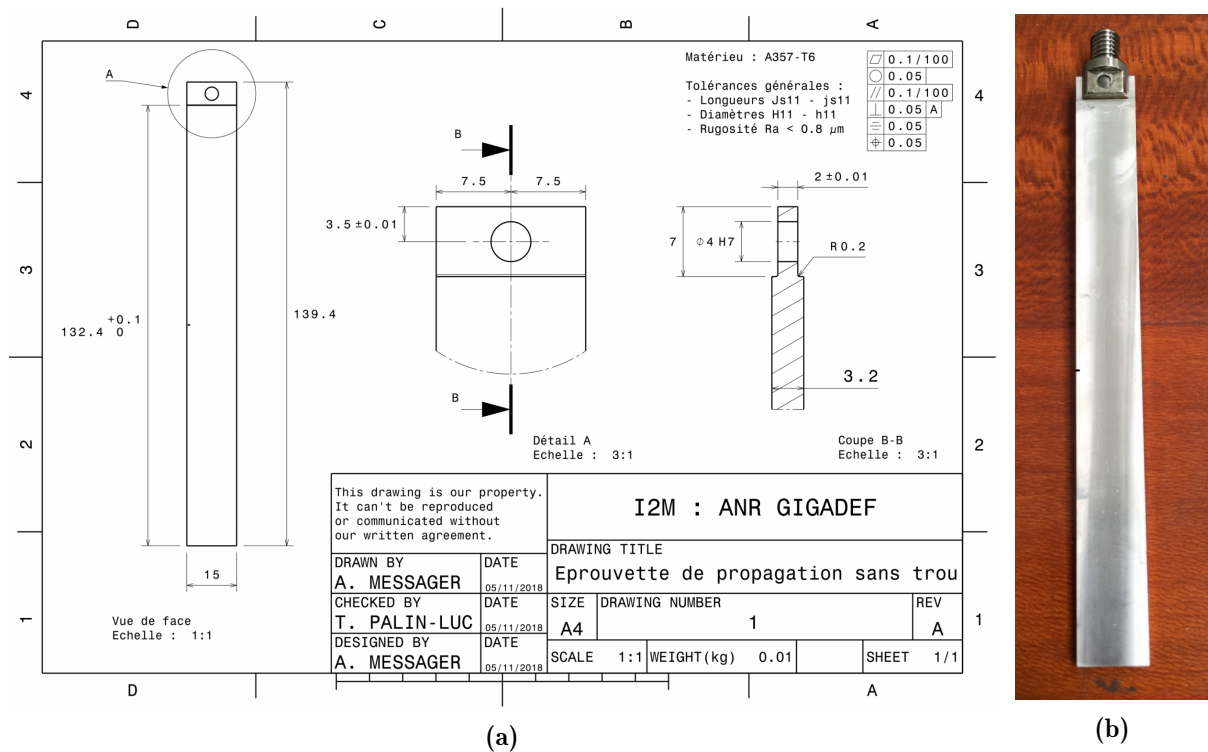


Figure 2.14 – (a) Dessin de définition des éprouvettes utilisées pour les essais de propagation de fissure à $20\ \text{kHz}$. (b) Photo d’une éprouvette de propagation et de son attache permettant de la monter sur la machine ultrasonique.

de l'éprouvette est donnée par :

$$l = \frac{1}{2f} \sqrt{\frac{E_{dyn}}{\rho}} = 132,4 \text{ mm} \quad (2.20)$$

La figure 2.14a présente la géométrie des éprouvettes de propagation de fissure utilisées au cours de ce travail. L'éprouvette est fixée à la sonotrode grâce à une attache spéciale dans laquelle l'éprouvette est glissée et maintenue par une goupille montée en force (figure 2.14b).

2.3.1.2 Éprouvettes de torsion ultrasonique

Le dimensionnement d'une éprouvette de torsion devant résonner à 20 kHz sur ce mode propre se fait de manière similaire à ce qui a été présenté précédemment en section 2.3.1.1. Le détail du dimensionnement des éprouvettes est donné en annexe D. La géométrie finale des éprouvettes de torsion utilisées pour les essais de fatigue ultrasonique est illustrée en figure 2.15, sa fréquence de résonance déterminée numériquement est $f_{EF} = 19\,668 \text{ Hz}$.

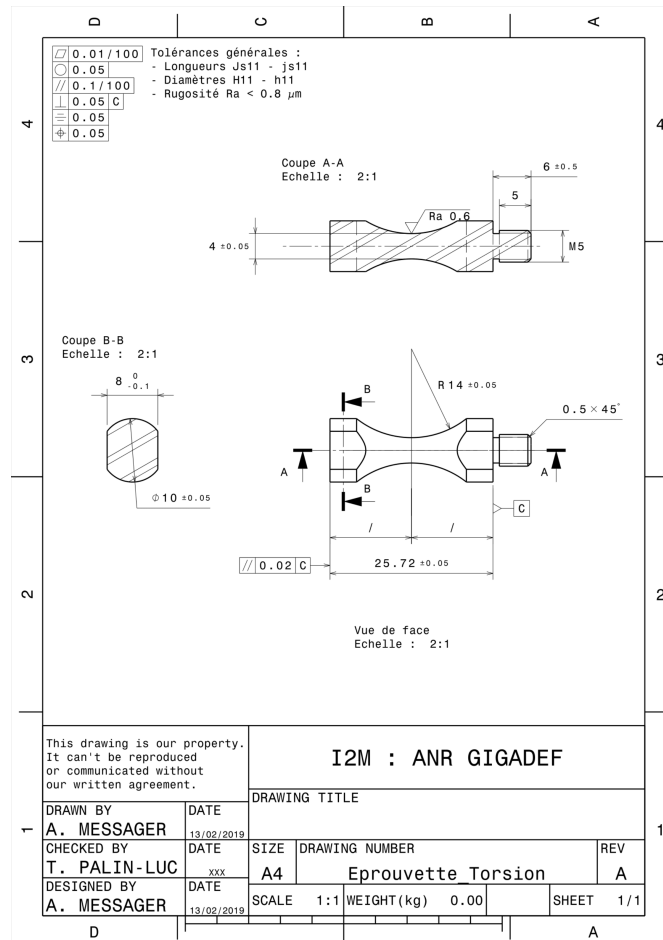


Figure 2.15 – Dessin de définition des éprouvettes d'essais de torsion ultrasonique

2.3.2 Prélèvement des éprouvettes

La sensibilité des résultats de fatigue aux caractéristiques microstructurales du matériau a été largement évoquée au chapitre 1. Afin de s'assurer de la constance de ces ca-

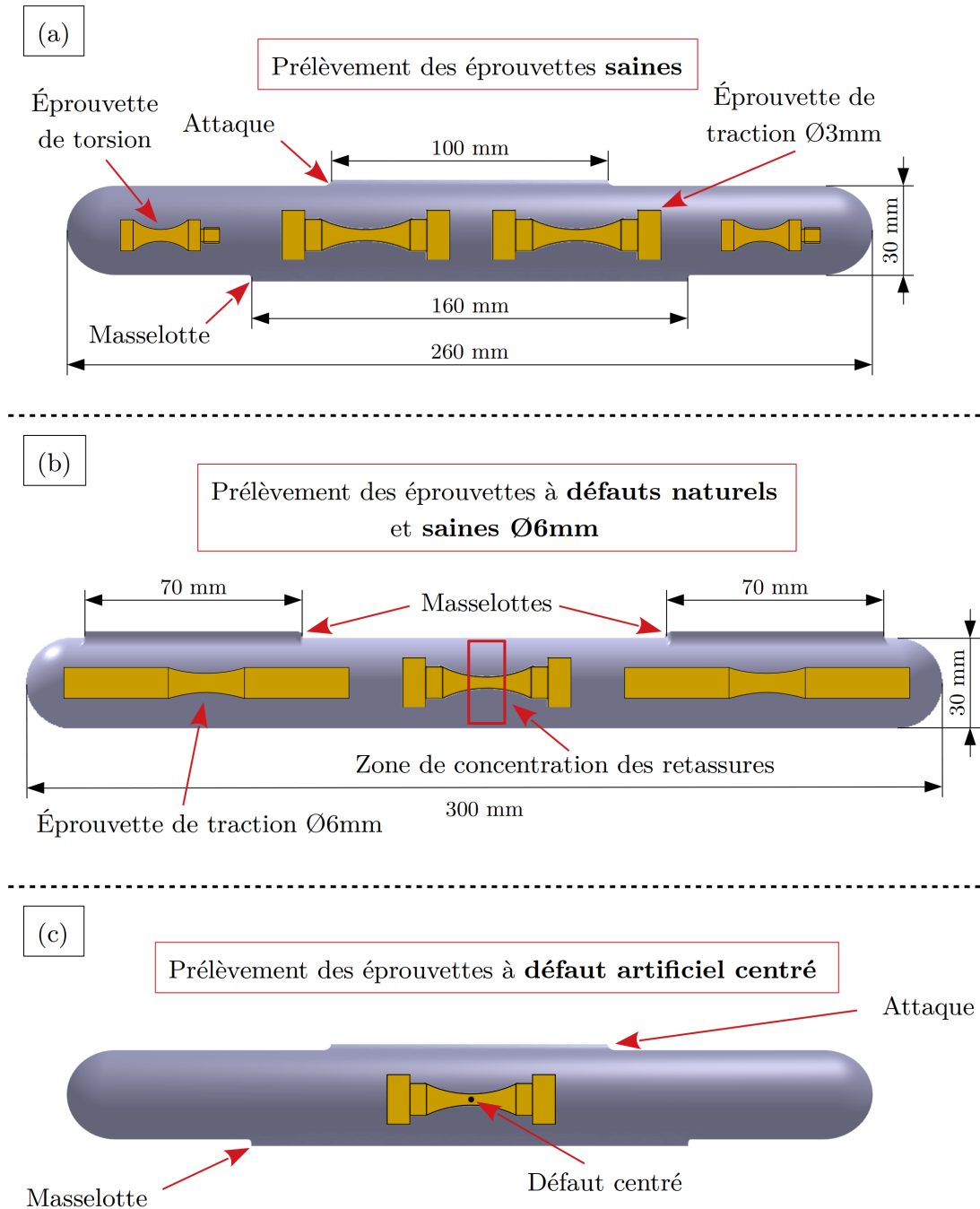


Figure 2.16 – Plan de prélèvement : (a) des éprouvettes saines de traction ($R = -1$) diamètre 3 mm et de torsion ($R = -1$), (b) des éprouvettes de traction ($R = -1$) à défauts naturels et des éprouvettes saines de traction ($R = -1$) diamètre 6 mm et (c) des éprouvettes de traction ($R = -1$) à défaut centré.

ractéristiques (notamment de la SDAS) le prélèvement des éprouvettes est réalisé comme illustré par la figure 2.16.

Les éprouvettes d'endurance saines de traction et de torsion permettront d'identifier les limites de fatigue à 10^9 cycles ($R = -1$). Ces limites de fatigue seront utilisées pour identifier les paramètres de critères de fatigue utiles à l'étude de l'amorçage des fissures de fatigue. Les éprouvettes de traction ($R = -1$) sont prélevées au centre des barreaux bruts de fonderie, sous la masselotte pour le lot *sain* (figure 2.16a). Les éprouvettes de torsion ($R = -1$) sont prélevées dans les têtes des barreaux du lot *sain* (figure 2.16a).

L'objectif des coulées à *défauts naturels* est d'obtenir de gros défauts (pour contrôler la zone d'amorçage) dont la morphologie est plus proche de celle habituellement constatée pour les retassures que les morphologies de *défauts artificiels*. Les éprouvettes de traction ($R = -1$) du lot à *défauts naturels* sont prélevées entre les masselottes (figure 2.16b).

Les éprouvettes de diamètre 6 mm permettront de statuer sur un potentiel effet d'échelle entre la taille des défauts et le volume de matière sollicité ainsi qu'un effet d'échelle sur les propriétés intrinsèques du matériau. Les éprouvettes de traction de diamètre 6 mm sont prélevées sous les masselottes des barreaux bruts du lot à *défauts naturels* (figure 2.16b). Dans cette zone, les caractéristiques de la microstructure sont identiques à celles que l'on retrouve sous la masselotte des barreaux bruts de la coulée saine.

Le lot de matière à *défaut artificiel centré* est utilisé pour produire des éprouvettes de traction ($R = -1$) dans lesquelles ledit défaut centré doit permettre de favoriser l'amorçage interne. Un seul défaut artificiel est introduit au milieu de chaque barreau brut de fonderie. Un examen tomographique préalable aux usinages est réalisé afin d'usiner l'éprouvette avec le défaut artificiel au centre de sa partie utile (figure 2.16c).

Les éprouvettes de propagation de fissure issues du lot *sain* permettront de caractériser les cinétiques de propagation de fissures sous air à 20 kHz afin d'apporter des données de référence auxquelles seront comparées les cinétiques de propagation de fissures internes. Les éprouvettes de propagation de fissure sont usinées à partir de parallélépipèdes découpés

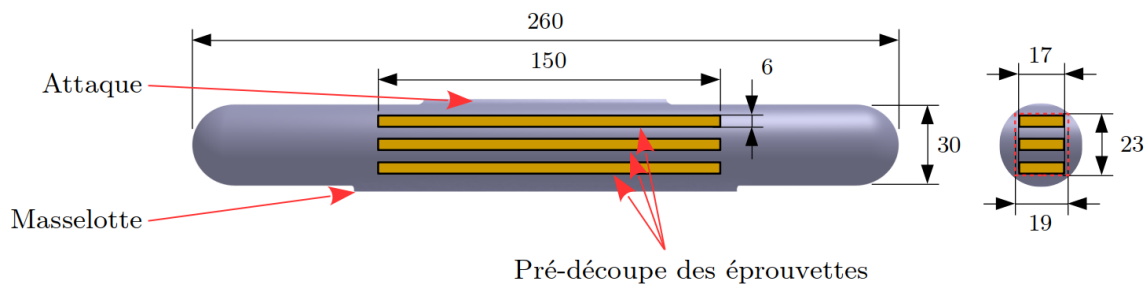


Figure 2.17 – Plan de prélèvement des éprouvettes de propagation

par électro-érosion dans les barreaux bruts de fonderie. Le plan de prélèvement des ces éléments est présenté en figure 2.17. Les éprouvettes sont ensuite usinées selon le plan de définition de la figure 2.14a.

2.3.3 Essais d'endurance à 20 kHz

Le principe de fonctionnement des machines ultrasoniques a été présenté au chapitre 1. Ne seront donc détaillés ici que les éléments constituant les machines (ou lignes ultrasoniques), ainsi que leurs conditions de montage. Deux lignes ultrasoniques, {générateur, convertisseur piézoélectrique, sonotrode}, ont été utilisées dans ce projet :

- Une machine axiale pour les essais de traction $R = -1$.
- Une machine de torsion pour les essais de torsion $R = -1$.

Les essais de fatigue ultrasonique in-situ synchrotron ont été menés avec le montage de la machine axiale pour les essais de traction $R = -1$, accompagné d'un dispositif complémentaire pour la mise en charge statique durant la prise d'image sous rayonnements X ;

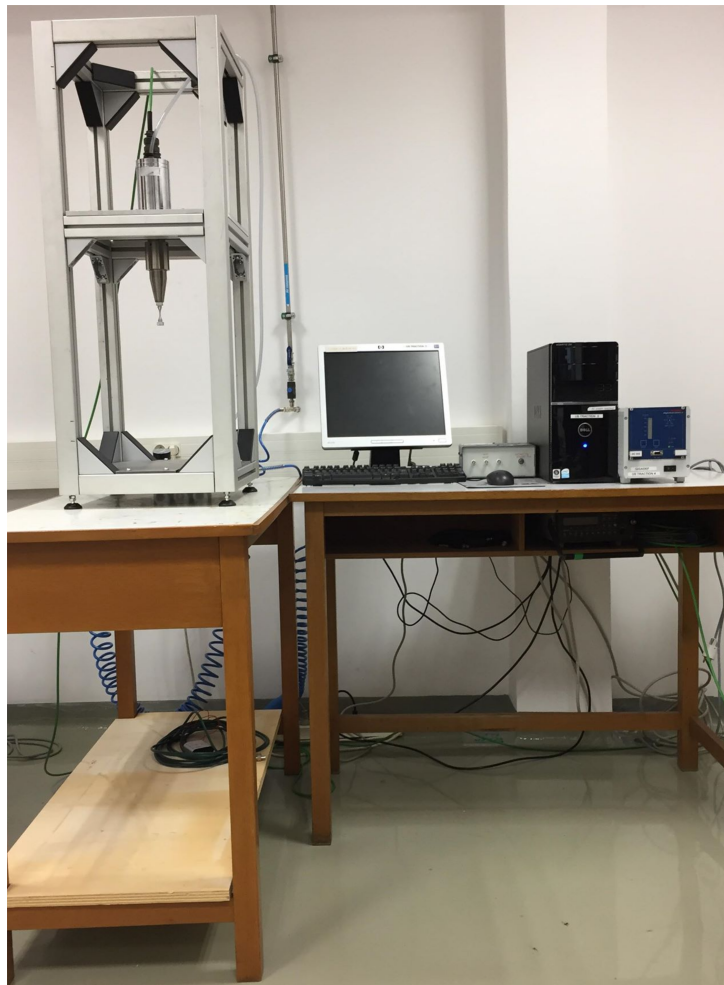


Figure 2.18 – Photographie du dispositif d'essais de fatigue de traction à 20 kHz.

ce dispositif sera détaillé par la suite (section 2.4.1).

2.3.3.1 Machine d'essais de traction-compression ($R = -1$)

Les essais d'endurance sur les éprouvettes axisymétriques de diamètre 3 mm et 6 mm ont été réalisés sur la même machine de fatigue ultrasonique. La machine ultrasonique est composée des éléments suivants :

- Générateur d'ultrasons Branson DC922b
- Convertisseur Branson CR-20
- Sonotrode TC

Une photographie du montage est présentée en figure 2.18.

2.3.3.2 Machine d'essais de torsion ($R = -1$)

Les essais d'endurance en torsion sur les éprouvettes axisymétriques de diamètre utile 4 mm ont été menés sur une machine prototype développée durant la thèse de A. Nikitin [Nikitin, 2015; Nikitin *et al.*, 2015, 2016] et composée des éléments suivants :



Figure 2.19 – Photographie du dispositif d'essais de fatigue de torsion à 20 kHz.

- Générateur Branson 2000C
- Convertisseur piézoélectrique Branson prototype
- Sonotrode de torsion de rapport d'amplification $\times 40$.

Une photographie du dispositif est présentée en figure 2.19. Les essais sont réalisés pour un rapport de charge $R = -1$.

2.3.3.3 Étalonnage des machines d'essais ultrasoniques

L'utilisation de telles machines nécessite un étalonnage préalable afin de contrôler le chargement de fatigue imposé à l'éprouvette. L'objectif de cet étalonnage est d'obtenir l'amplitude de contrainte appliquée σ_a (ou τ_a en torsion) en fonction de l'amplitude de déplacement, U_0 , imposée à une extrémité de l'éprouvette (ou de l'amplitude angulaire, ξ_0 , en torsion). Pour que l'étalonnage et les essais de fatigue soient valides, il est absolument nécessaire que le matériau reste dans son domaine d'élasticité linéaire macroscopique. La limite d'élasticité cyclique du matériau est de l'ordre de 150 MPa [Rotella *et al.*, 2020]. L'étalonnage de l'essai de fatigue ultrasonique dépend de la géométrie de l'éprouvette ainsi que de la composition et du montage de la machine. Deux méthodes d'étalonnage ont été mises en place au laboratoire ; l'étalonnage par jauge de déformation et l'étalonnage par vibrométrie laser.

- L'étalonnage par jauge de déformation consiste à imposer plusieurs amplitudes de déplacement U_0 (ou amplitudes angulaires ξ_0) à l'éprouvette et à mesurer au moyen d'une jauge de déformation collée sur la partie utile de l'éprouvette l'amplitude de déformation ε_a (ou γ_a) générée par l'onde ultrasonique. Le modèle de comportement du matériau étant supposé élastique linéaire isotrope, la loi de Hooke permet de calculer les amplitudes de contrainte σ_a (et τ_a). L'amplitude du déplacement de consigne, U_0 , (ou l'amplitude angulaire ξ_0) est contrôlée par la tension d'alimentation du convertisseur piézo-électrique V_0 . Un conditionneur Vishay 2210 est utilisé, avec un montage en 1/4 de pont pour la jauge de déformation. La relation entre la valeur de la tension efficace vraie V_{RMS} lue sur le multimètre et les amplitudes de déformation ε_a (ou γ_a) est alors donnée par :

$$\varepsilon_a (\text{ou } \gamma_a) = \sqrt{2} \text{Gain} V_{RMS} \quad (2.21)$$

où *Gain* est le gain entre la tension du pont mesurée et la déformation. Sous l'hypothèse d'un comportement isotrope élastique linéaire de l'éprouvette, l'amplitude de la contrainte peut ensuite être calculée grâce à la loi de Hooke, soit :

$$\sigma_a = E_{dyn} \varepsilon_a \quad (2.22)$$

$$\tau_a = G_{dyn} \gamma_a \quad (2.23)$$

- L'étalonnage par vibrométrie laser est possible uniquement pour les essais de traction. Elle consiste à mesurer l'amplitude de déplacement réelle U_0 au bas de la

sonotrode (ou en bas de l'éprouvette) en fonction de la tension d'alimentation du convertisseur piézo-électrique, V_0 . Dans un premier temps, sur une ligne ultrasonique sans éprouvette, l'étendue de la vitesse de déplacement Δv de l'extrémité libre de la sonotrode est mesurée en fonction de plusieurs valeurs de tension d'alimentation du convertisseur piézo-électrique, V_0 . Cette vitesse de déplacement peut être formulée de la manière suivante :

$$v(t) = \frac{\Delta v}{2} \sin(2\pi f_0 t) \quad (2.24)$$

où f_0 est la fréquence de résonance. En intégrant l'équation 2.24, l'expression du déplacement $u(t)$ est alors donnée par :

$$u(t) = -\frac{\Delta v}{4\pi f} \cos(2\pi f_0 t) = U_0 \sin(2\pi f_0 t - \frac{\pi}{2}). \quad (2.25)$$

Soit une amplitude de déplacement U_0 :

$$U_0 = \frac{\Delta v}{4\pi f_0}. \quad (2.26)$$

Le rapport d'amplification de l'éprouvette, U_0/σ_a , calculé par éléments finis permet dans un second temps de calculer l'amplitude de contrainte σ_a en fonction de l'amplitude de déplacement imposée U_0 à une extrémité de l'éprouvette.

Les résultats des étalonnages pour les divers essais d'endurance sont détaillés en annexe E.

2.3.4 Essais de propagation de fissure à 20 kHz

La machine d'essais de fatigue ultrasonique utilisée pour les essais de propagation de fissure à 20 kHz est composée des éléments suivants :

- Générateur Branson DC922b
- Convertisseur Branson CR-20
- Booster monté en amplificateur ($\times 1.5$)
- Sonotrode TC

Les essais sont réalisés pour un rapport de charge $R = -1$. À la manière de la sonotrode, le booster est un élément mécanique de la ligne ultrasonique qui permet d'amplifier ou de réduire l'amplitude de vibration.

2.3.4.1 Application de la MLER aux essais ultrasoniques

Le chargement de fatigue pour les essais ultrasoniques est créé par une onde stationnaire induite dans l'éprouvette par un convertisseur piézo-électrique. À l'inverse des essais conventionnels de fatigue à grandes durées de vie pour lesquels le chargement imposé est une force sinusoïdale, dans le cas des essais ultrasoniques le chargement est généré par

les effets d'inertie dus à un déplacement imposé sinusoïdal d'amplitude notée U_0 . La distribution de la contrainte normale, σ_{xx} , générée lors d'un essai ultrasonique le long d'un cylindre (ou d'une éprouvette plate) est donnée par la relation :

$$\sigma_{xx} = -k E_{dyn} U_0 \sin(kx) \sin(\omega t) \quad (2.27)$$

où k est le nombre d'onde, E_{dyn} le module dynamique, ω la pulsation à la résonance et U_0 l'amplitude de déplacement imposé à l'extrémité du cylindre. Les distributions de l'amplitude de déplacement, U_x , et de la contrainte normale, σ_{xx} , le long du cylindre selon l'abscisse x sont illustrées en figure 2.20 pour plusieurs valeurs de temps t . Même pour une géométrie sans variation de section (comme un cylindre), la valeur de la contrainte dépend de la position du point considéré le long de l'axe du cylindre (ici l'axe x). Le maximum de contrainte est atteint au milieu du cylindre en $x = L/2$ si L est la longueur du cylindre.

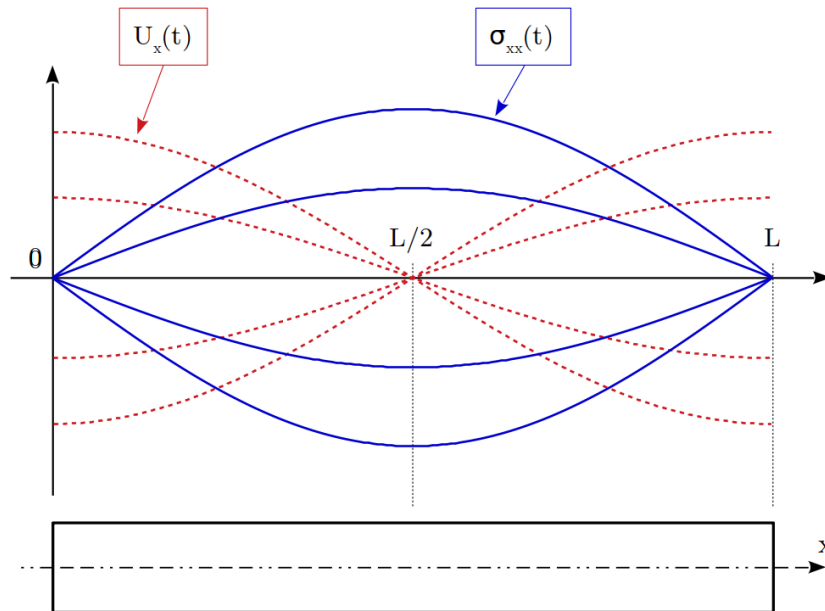


Figure 2.20

Les équations usuelles de la mécanique linéaire élastique de la rupture ne prennent pas en compte les effets d'inertie induits lors d'un essai de fatigue ultrasonique. Il est alors nécessaire d'adapter ces équations afin de pouvoir les utiliser pour des essais de propagation de fissure de fatigue à 20 kHz où les essais sont pilotés en imposant un déplacement à une extrémité de l'éprouvette. Wu et Bathias [1994] ont proposé de formuler l'étendue de variation du facteur d'intensité des contraintes en mode I, ΔK_I , en fonction de l'amplitude du déplacement imposé, U_0 , du module dynamique, E_{dyn} , du coefficient de Poisson, ν , de la longueur de fissure, a , et de la largeur de l'éprouvette, W :

$$\Delta K_I = \frac{E_{dyn}}{1 - \nu^2} U_0 \sqrt{\frac{\pi}{a}} F\left(\frac{a}{W}\right) \quad (2.28)$$

en déformations planes. Le calcul par éléments finis de la fonction de forme $F(a/W)$ permet d'adapter cette formulation à diverses géométries d'éprouvette et de matériaux.

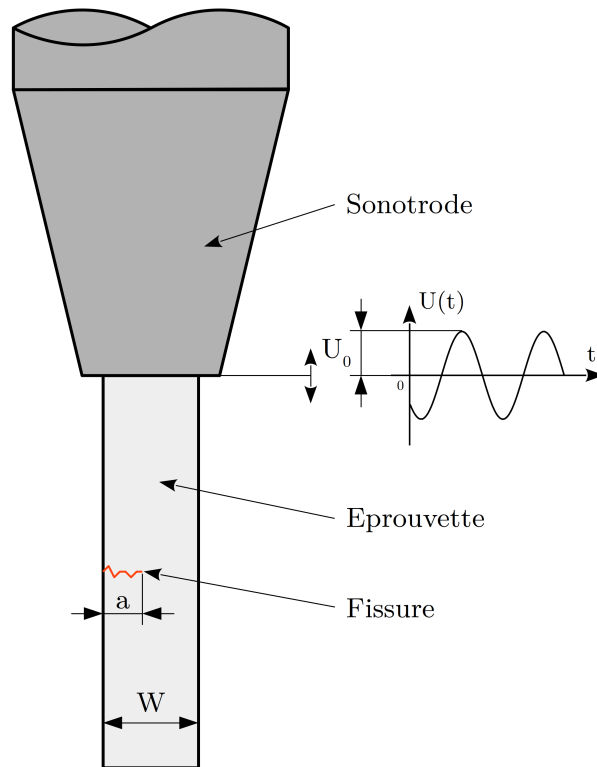


Figure 2.21 – Schéma illustrant les notations de l'équation 2.28 proposée par Wu et Bathias [1994].

2.3.4.2 Étalonnage de l'essai

La fonction de forme associée à la géométrie d'éprouvette en A357-T6 présentée en figure 2.14 a été calculée par éléments finis¹⁰. Les essais de propagation sont menés pour un rapport de charge $R = -1$. Le contact entre les lèvres de la fissure n'est pas modélisé. À notre connaissance, la détermination du facteur d'intensité des contraintes à l'ouverture de la fissure $K_{I,ouv}$ à 20 kHz n'est pas encore possible. Aussi, dans ce travail, uniquement la partie en traction du chargement sinusoïdal sera supposée participer à la propagation de la fissure, *i.e.* $K_{I,ouv} = 0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Ainsi, la valeur effective de l'étendue du facteur d'intensité des contraintes est égale à $\Delta K_{I,eff} = K_{I,max} - K_{I,ouv} = K_{I,max}$.

La méthode d'étalonnage de l'essai de propagation présentée ci-après consiste donc à déterminer le facteur d'intensité des contraintes maximum, K_{max} , en fonction de l'amplitude de déplacement imposée, U_0 , et de la longueur de fissure, a . Pour cela, deux étapes de calcul successives sont nécessaires :

10. Calculs réalisés avec ANSYS

1. La première étape est un calcul modal permettant d'obtenir la fréquence de résonance du système, f , en fonction de la longueur de fissure normalisée par la largeur de l'éprouvette, a/W . En effet, il a été observé expérimentalement que la fréquence de résonance du système diminuait avec la propagation de la fissure [Kumar *et al.*, 2009; Ouarabi, 2018]. Ceci est cohérent puisque la raideur de l'éprouvette diminue avec l'avancée de la fissure. La sonotrode représente 99% de la masse du système {sonotrode+éprouvette}, c'est donc cette dernière qui contribue majoritairement à la fréquence de résonance propre du système [Sadek *et al.*, 2016]. Afin de simuler un système le plus proche possible de la réalité expérimentale, un ensemble {sonotrode + éprouvette} est donc modélisé. La présence d'un plan de symétrie vertical permet de simplifier le modèle en ne modélisant que la moitié de l'ensemble. Le déplacement selon \vec{x} des nœuds du plan de symétrie est bloqué.
2. Puis, afin de prendre en compte les effets d'inertie, il est nécessaire dans une seconde étape, de réaliser un calcul harmonique pour évaluer correctement le facteur d'intensité des contraintes [Ouarabi, 2018; Pérez-Mora, 2010; Pérez-Mora *et al.*, 2015; Sadek *et al.*, 2016; Wu et Bathias, 1994]. L'objectif ici est d'obtenir la valeur de $K_{I,max}$ en fonction de la longueur de fissure, a , normalisée par la largeur de l'éprouvette W , en

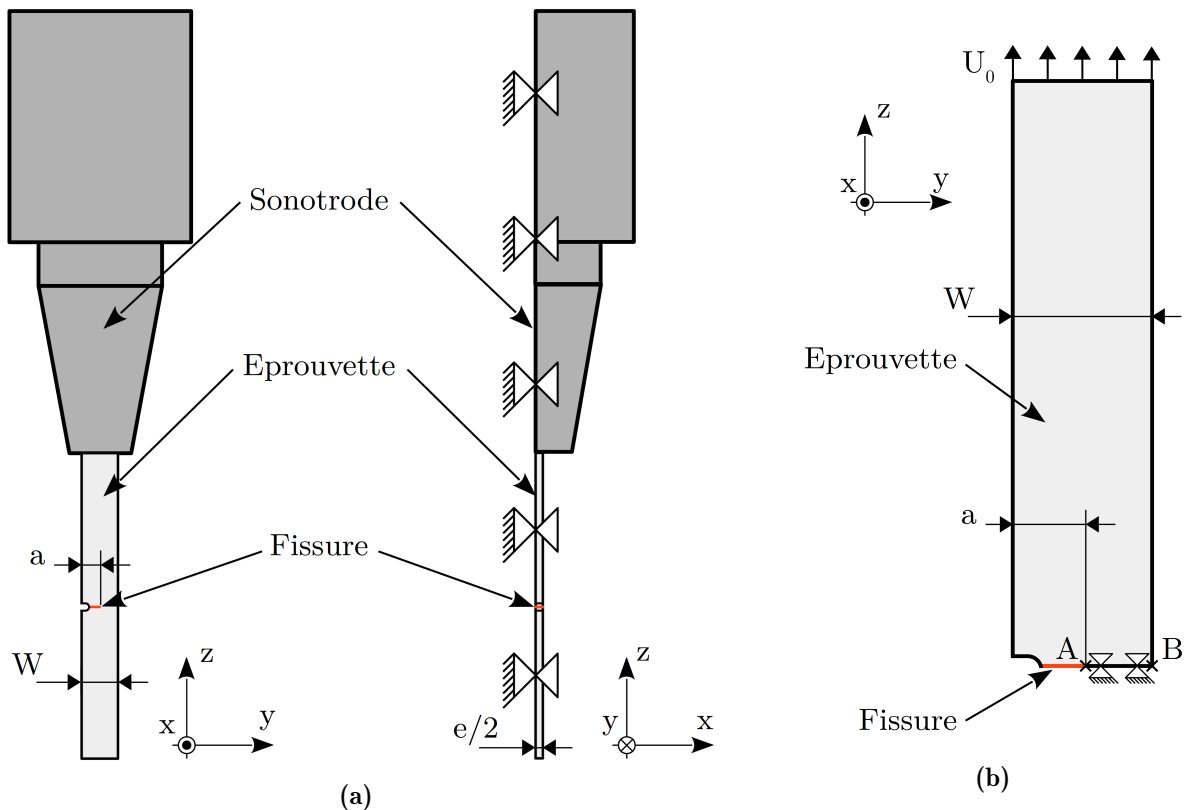


Figure 2.22 – (a) Schéma explicatif du modèle utilisé pour le calcul de la fréquence de résonance en fonction de la longueur de fissure a . (b) Schéma explicatif du modèle utilisé pour le calcul du facteur d'intensité des contraintes associée à une longueur de fissure a et une amplitude de déplacement imposée U_0 .

tenant compte de la chute de fréquence due à la propagation de la fissure (calculée à l'étape 1) et pour une amplitude de déplacement imposée U_0 arbitraire. La fréquence propre, f , calculée à l'étape précédente en fonction de a/W est donc une donnée d'entrée pour cette étape de calcul. L'éprouvette est cette fois modélisée seule et la symétrie selon le plan xz permet de modéliser uniquement une demi éprouvette par des éléments 2D. Étant donné la faible épaisseur de l'éprouvette, le calcul est réalisé sous l'hypothèse de contraintes planes (*i.e.* $\nu = 0$). Les nœuds du segment AB , correspondant au ligament de l'éprouvette, sont bloqués selon \vec{z} . Une amplitude de déplacement arbitraire $U_0 = 1 \mu\text{m}$ est imposée à l'extrémité de l'éprouvette. Le facteur d'intensité des contraintes pour d'autres valeurs de U_0 , toutes choses étant égales par ailleurs, peut ensuite être obtenu par une simple relation de proportionnalité puisque la plasticité est supposée confinée à la pointe de fissure (hypothèse de la MLER). Pour chaque valeur de a/W , la valeur de la fonction de forme $F(a/W)$ est déduite de la relation suivante :

$$F\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{K_I}{E_{dyn} U_0} \sqrt{\frac{a}{\pi}} \quad (2.29)$$

Les résultats des calculs sont regroupés dans le tableau 2.8. La fonction $F(a/W)$ est

a (mm)	a/W (%)	f (Hz)	$K_{I,max}$ (MPa $\sqrt{\text{m}}$)	$F(a/W)$
0.6	4.0	19500	0.07558	0.01403
1.0	6.7	19498	0.11104	0.02660
1.5	10.0	19496	0.13964	0.04097
2.0	13.3	19491	0.16677	0.05650
2.5	16.7	19485	0.19385	0.07343
3.0	20.0	19474	0.22162	0.09196
3.5	23.3	19459	0.25061	0.11232
4.0	26.7	19436	0.28107	0.13468
4.5	30.0	19402	0.31309	0.15912
5.0	33.3	19356	0.34665	0.18570
5.5	36.7	19298	0.37561	0.21104
6.0	40.0	19233	0.41145	0.24146
6.5	43.3	19167	0.44883	0.27415
7.0	46.7	19103	0.49296	0.31247
7.5	50.0	19043	0.53677	0.35218

Tableau 2.8 – Synthèse des résultats des calculs éléments finis pour l'étalonnage des essais de propagation à 20 kHz.

interpolée par un polynôme du second degré (équation 2.30) pour l'éprouvette en A357-T6 (lot sain) illustrée en figure 2.14 :

$$F\left(\frac{a}{W}\right) = 8.7305 \times 10^{-1} \left(\frac{a}{W}\right) + 2.2675 \times 10^{-1} \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 6.3121 \times 10^{-3} \quad (2.30)$$

avec un coefficient de corrélation $R = 0.9998$.

2.3.4.3 Procédure d'essai

Les éprouvettes de propagation, dont le plan de définition est donné en figure 2.14, sont entaillées sur un de leur côté à la micro-tronçonneuse. Cette opération permet d'obtenir une entaille d'environ 300 μm de large et de 500 à 1000 μm de long (figure 2.23a). Avant de procéder à l'essai, les éprouvettes plates sont polies au papier abrasif (1200, 2400, 4000) puis la finition est réalisée avec une pâte diamantée de granulométrie 1 μm . La zone qui sera observée lors de l'essai de propagation est ensuite attaquée au réactif de Keller pendant 20 s. L'éprouvette peut ainsi être observée in-situ grâce à un microscope Keyence à éclairage coaxial sans réflexion de lumière (figure 2.23a). Une photographie de l'installation du dispositif d'essai et de suivi optique est présentée en figure 2.23b. La longueur de fissure est mesurée grâce au microscope optique. Du fait du mouvement de l'éprouvette, il n'est pas possible de mesurer précisément la longueur de fissure en cours d'essai. Ainsi, il est nécessaire d'arrêter l'essai pour réaliser les mesures.

La norme ASTM E647 [ASTM, 2013] préconise de mener les essais de propagation de fissure pour une valeur de ΔK constante. Or, les moyens expérimentaux utilisés ne

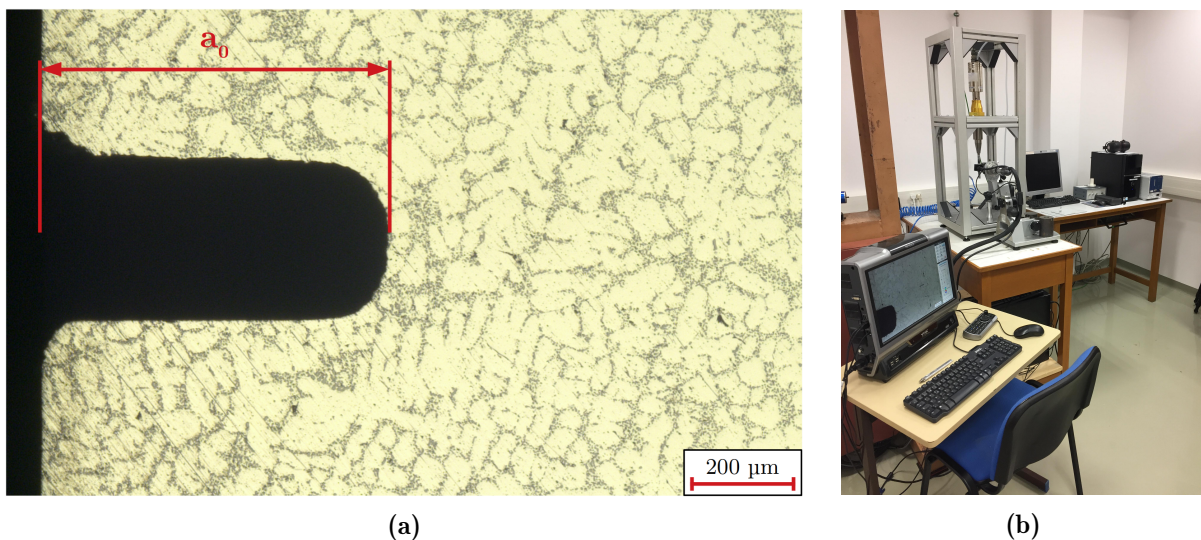


Figure 2.23 – (a) Observation au microscope optique de la zone près de l'entaille d'une éprouvette de propagation après polissage et attaque chimique au réactif de Keller. (b) Photographie de l'installation du dispositif d'essais et de suivi optique de propagation de fissure de fatigue à 20 kHz.

permettent pas de réaliser de tels essais à 20 kHz. Les essais sont donc menés par blocs de ΔN_i cycles où chaque bloc de chargement débute à une valeur de l'étendue du facteur d'intensité des contraintes, $\Delta K_{i,init}$, pour une longueur de fissure $a_{i,init}$ et se termine à une valeur de facteur d'intensité des contraintes $\Delta K_{i,final}$ pour une longueur de fissure $a_{i,final}$. La variation maximale de l'étendue du facteur d'intensité des contraintes entre le début et la fin d'un bloc est fixée à 10 % afin de respecter la norme ASTM E647 [ASTM, 2013] :

$$\frac{\Delta K_{i,final} - \Delta K_{i,init}}{\Delta K_{i,init}} \leq 10 \% \quad (2.31)$$

Ceci impose une variation de longueur de la fissure $\Delta a_{max} = a_{i,final} - a_{i,init}$ à ne pas dépasser lors d'un bloc de chargement de ΔN_i cycles. Afin de quitter l'influence de la zone de plasticité cyclique du bloc précédent, une seconde condition est posée ; la fissure doit se propager sur une distance supérieure à deux fois la taille de la zone de plasticité cyclique du bloc précédent : $\Delta a_{min} = a_{i,final} - a_{i,init} \geq 2r_{p,cyc}$. Si ces conditions sont respectées, alors les résultats du bloc de chargement sont considérés comme valides. Afin de placer les résultats dans un diagramme de type Paris, la valeur moyenne du facteur d'intensité des contraintes au cours du bloc $\Delta K_{i,moy}$ est calculée :

$$\Delta K_{i,moy} = \frac{\Delta K_{i,final} + \Delta K_{i,init}}{2} \quad (2.32)$$

$\Delta K_{i,init}$ et $\Delta K_{i,final}$ sont calculés à partir de l'équation 2.28 pour la longueur de fissure projetée, $a = a_{proj}$ (figure 2.24a), car ΔK est défini avec une fonction de forme, $F(a/W)$, pour une fissure idéale rectiligne. En revanche, la vitesse de propagation moyenne de la fissure sur le bloc de chargement est calculée à partir de la variation de longueur curviligne de fissure a_{curv} (figure 2.24a) :

$$\Delta a_i = \frac{a_{i,curv,final} - a_{i,curv,init}}{\Delta N_i} \quad (2.33)$$

L'essai de propagation de fissure est ensuite mené de la façon suivante (schéma explicatif en figure 2.24) :

Phase 1 L'objectif est d'amorcer une fissure à partir de l'entaille usinée au plus bas facteur d'intensité des contraintes possible. Pour cela, l'amplitude de chargement à imposer U_0^* est calculée pour obtenir la valeur de ΔK voulue à partir d'une taille de fissure $a = a_0$ où a_0 est la longueur de l'entaille (figure 2.23a).

$$U_0^* = \frac{\Delta K_{I,amorçage}}{E_{dyn} f \left(\frac{a_0}{W} \right)} \sqrt{\frac{a_0}{\pi}} \quad (2.34)$$

Cette amplitude de chargement est appliquée pour un nombre de cycles maximum de 10^7 cycles. Si aucune fissure ne s'est amorcée en 10^7 cycles, l'amplitude de chargement est augmentée pour correspondre à une augmentation du $\Delta K_{I,amorçage}$ de $0,1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Lorsqu'une fissure est observée, l'essai est pour-

suivi jusqu'à ce que la taille de fissure¹¹ soit d'environ $a_{fissure} = 500 \mu\text{m}$. Cela permet de s'assurer que le champ de contraintes en point de fissure n'est plus influencé par l'entaille.

Phase 2 Pour la suite de l'essai, l'amplitude de chargement U_0 est fixée à une valeur qui restera constante jusqu'à ce que la vitesse de propagation moyenne $\Delta a/\Delta N$ soit de l'ordre de 10^{-8} m/cycle . Puisque que la longueur de fissure augmente au cours de l'essai, cela permet de procéder à un essai à ΔK croissant.

Phase 3 Dès lors qu'une vitesse moyenne de 10^{-8} m/cycle est atteinte, le niveau de sollicitation est diminué progressivement pour atteindre le facteur d'intensité des contraintes seuil ΔK_{th} . Le seuil de non propagation est considéré atteint à partir du moment où aucune propagation de fissure n'est observable au microscope optique durant un bloc de 10^7 cycles. Étant donné la résolution du système de mesure par microscopie optique de l'ordre de $10 \mu\text{m}$, le seuil de non propagation est fixé à une vitesse de propagation moyenne de l'ordre de 10^{-12} m/cycle .

Phase 4 Une fois l'étendue du facteur d'intensité des contraintes seuil atteinte, le niveau de chargement est augmenté pour faire de nouveau se propager la fissure. Lorsque la fissure se propage de nouveau, le chargement est maintenu constant mais le facteur d'intensité des contraintes augmente avec l'avancée de la fissure. Pour

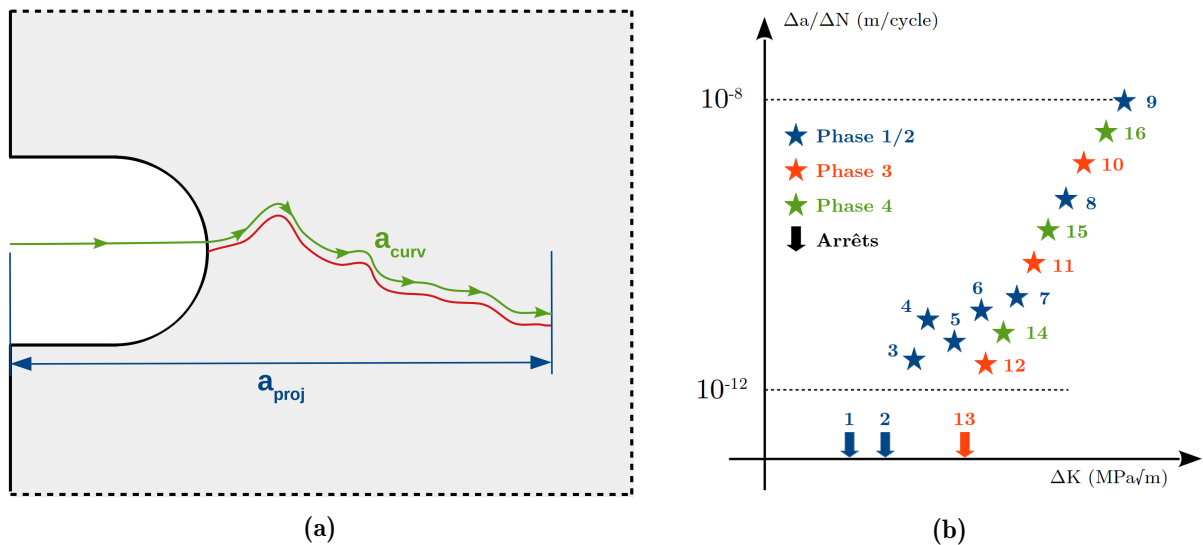


Figure 2.24 – (a) Schéma explicatif des deux mesures de longueur de fissure considérées : longueur projetée a_{proj} et longueur curviligne a_{curv} . (b) Schéma explicatif de la procédure adoptée pour les essais de propagation. Phase 1 : amorçage. Phase 2 : ΔK croissant. Phase 3 : Descente au seuil. Phase 4 : ΔK croissant.

11. $a_{fissure}$ correspond à la longueur de la fissure seule, sans l'entaille. La longueur totale de la fissure notée a est égale à $a_0 + a_{fissure}$.

éviter que le mode parasite de flexion ne pollue les résultats, l'essai est interrompu lorsque $a/W \geq 0.5$ [Ouarabi, 2018; Pérez-Mora, 2010].

2.4 Dispositif d'essais in-situ

Afin de gagner du temps et d'éviter des problèmes de repositionnement dus aux démon-tages et remontages des éprouvettes, une machine d'essais de fatigue ultrasonique in-situ a été développée. La partie ultrasonique de la machine a déjà été présentée en section 2.3.3.1. Un système de mise en charge statique permet de mettre en tension l'éprouvette pour faciliter l'observation des fissures par tomographie (section 2.4.1). Parmi les techniques de détection d'amorçage présentées au chapitre 1, l'analyse harmonique a été retenue pour arrêter automatiquement les essais de fatigue ultrasonique. Le déplacement de l'extrémité libre de l'éprouvette est mesuré grâce à un vibromètre laser (section 2.4.2). Par ailleurs, le suivi de température en surface de l'éprouvette est également réalisé par thermogra-phie IR mais ne permet pas l'arrêt automatique de l'essai ultrasonique (section 2.4.3). Les contraintes de conception et les solutions retenues pour la mise au point du dispositif expérimental d'essai in-situ synchrotron sont présentés ici.

2.4.1 Machine d'essais de fatigue in-situ

2.4.1.1 Contraintes de conception

À la manière de la méthodologie d'essai de propagation de fissure sur éprouvette plate (section 2.3.4.3), le suivi de propagation de fissures internes sera réalisé par blocs de séquence de fatigue à la fin desquels la tomographie permettra d'observer l'avancée de la fissure (le détail de la méthodologie sera présenté en section 2.4.4). Durant la phase de conception de ce dispositif, les contraintes techniques suivantes ont été identifiées :

- Le moyen d'essai doit permettre le bon déroulement d'un essai de fatigue ultraso-nique. Les seuls contacts possibles entre la ligne ultrasonique et tout autre pièce de la machine doivent donc se faire au niveau des nœuds de déplacement. Seule la sonotrode possède un nœud de déplacement exploitable.
- Durant l'essai ultrasonique, l'éprouvette ne peut être en contact qu'avec la sonotrode afin de ne pas perturber l'essai vibratoire.
- La partie utile de l'éprouvette doit pouvoir être observée par radiographie et par une caméra infrarouge. L'incidence des rayons X et la position du système d'acquisition des RX ne pouvant être modifiées, les pièces de la machine entourant la partie utile de l'éprouvette devront être composées de matériaux absorbant très faiblement les rayons X.
- Les fissures étant généralement fermées, d'autant plus s'il elles sont internes, il conviendra de les observer en mettant sous charge l'éprouvette pour faciliter leur imagerie [Chapman *et al.*, 2015; Yoshinaka *et al.*, 2016]. Le système de mise en charge doit avoir une capacité minimum de 1000 N (pour générer dans l'éprouvette une contrainte nominale de traction d'environ 140 MPa pour une éprouvette dont la section utile fait 3 mm de diamètre), une précision de 1 N (soit une précision de 0,15 MPa sur la contrainte imposée) et l'effort de traction imposé à l'éprouvette doit être contrôlé par un capteur de force.

- Durant l'essai, l'éprouvette doit être libre de résonner. De plus, son extrémité libre doit pouvoir être visée par le vibromètre laser afin de mesurer la vitesse de déplacement longitudinale de la surface libre. Le conditionneur du vibromètre laser doit communiquer avec la machine d'essais ultrasonique pour pouvoir arrêter automatiquement l'essai sans intervention de l'utilisateur.
- La machine doit être la plus axisymétrique possible afin d'éviter les balourds qui dévieraient l'axe de rotation de la machine lors des scans de tomographie et génèreraient des artefacts lors de la reconstruction du volume acquis. L'ensemble du système doit avoir une masse inférieure à 6 kg (masse maximale admissible sur la plateforme de rotation de la ligne de tomographie TOMCAT, les autres lignes acceptant des masses supérieures).

2.4.1.2 Principe de fonctionnement de la solution retenue

Étant donné ces contraintes de conception, le dispositif d'essais in-situ a été conçu autour d'une machine ultrasonique conventionnelle. La ligne ultrasonique repose sur un système de mise en charge (détaillé ci-après) sur le nœud de vibration de la sonotrode

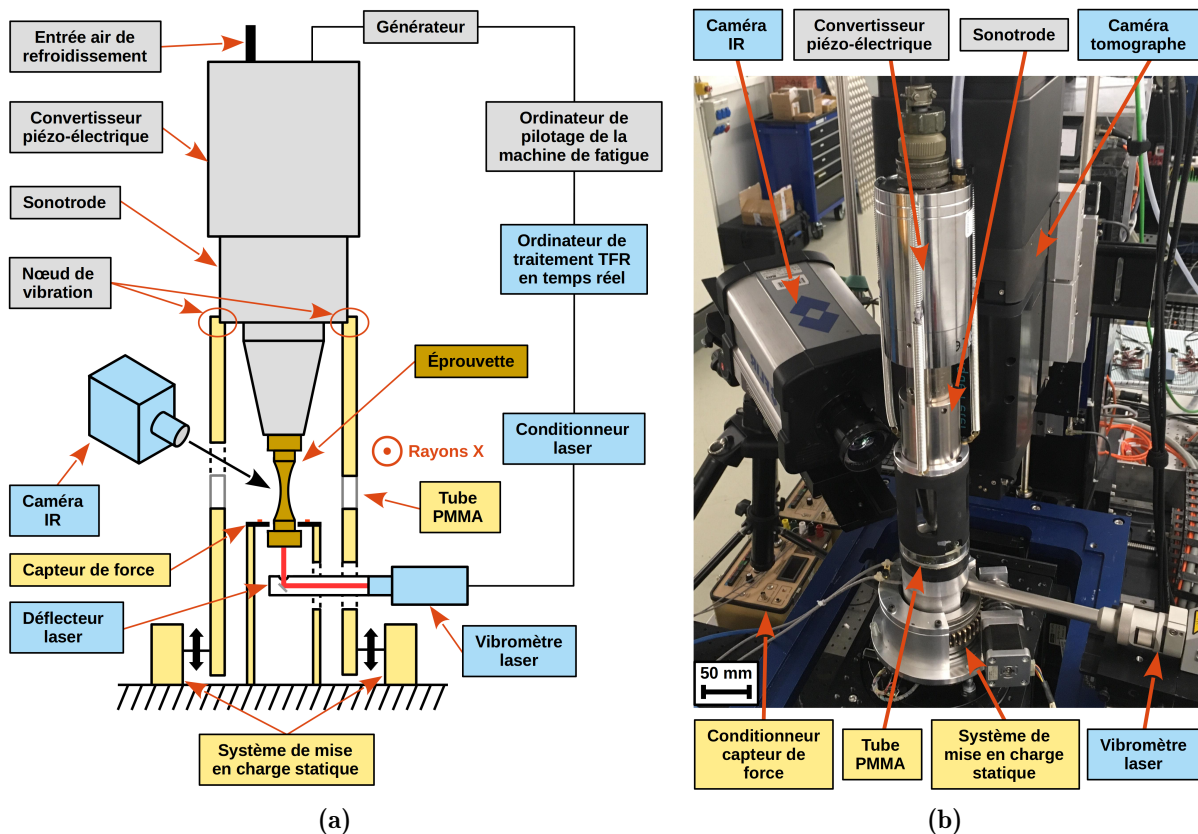


Figure 2.25 – (a) Schéma de principe de la machine d'essais de fatigue ultrasonique in-situ synchrotron développée au laboratoire. (b) Photographie de l'installation de la machine de fatigue ultrasonique in-situ synchrotron et de son instrumentation sur la ligne de tomographie Tomcat du synchrotron SLS de Zurich.

(figure 2.25a). Le milieu de la partie tubulaire sur laquelle repose la machine ultrasonique (au niveau de la partie utile de l'éprouvette) est constituée d'une bague en PMMA transparente aux rayons X. Cependant, le PMMA n'étant pas transparent aux rayonnements infrarouges, des trous (lumières) sont usinés dans la partie supérieure des tubes supportant la ligne ultrasonique afin de pouvoir observer la section utile de l'éprouvette avec une caméra infrarouge.

La figure 2.25b montre l'installation de la machine et de son instrumentation sur la ligne de tomographie Tomcat du synchrotron SLS de Zurich. La ligne ultrasonique est simplement posée dans une bague assurant son centrage et maintenue au système de mise en charge grâce à trois ressorts assurant la stabilité de l'ensemble (figure 2.25b). La partie tubulaire sur laquelle repose la machine ultrasonique peut être mise en mouvement vertical grâce au système de mise en charge, ce qui permet de faire monter et descendre la ligne ultrasonique. Une géométrie d'éprouvette particulière (figures 2.12a et 2.26a) a été calculée par éléments finis afin de procurer deux zones d'appui au système de mise en charge. Lorsque le système de mise en charge est en position basse (à gauche sur la figure 2.26b), l'éprouvette est déchargée, libre de tout contact avec d'autres parties du système ce qui permet de procéder à l'essai de fatigue ultrasonique. Pour mettre en tension l'éprouvette, le système de mise en charge statique fait monter la partie tubulaire sur laquelle repose la machine ultrasonique. Les épaulements de l'éprouvette viennent au contact du capteur

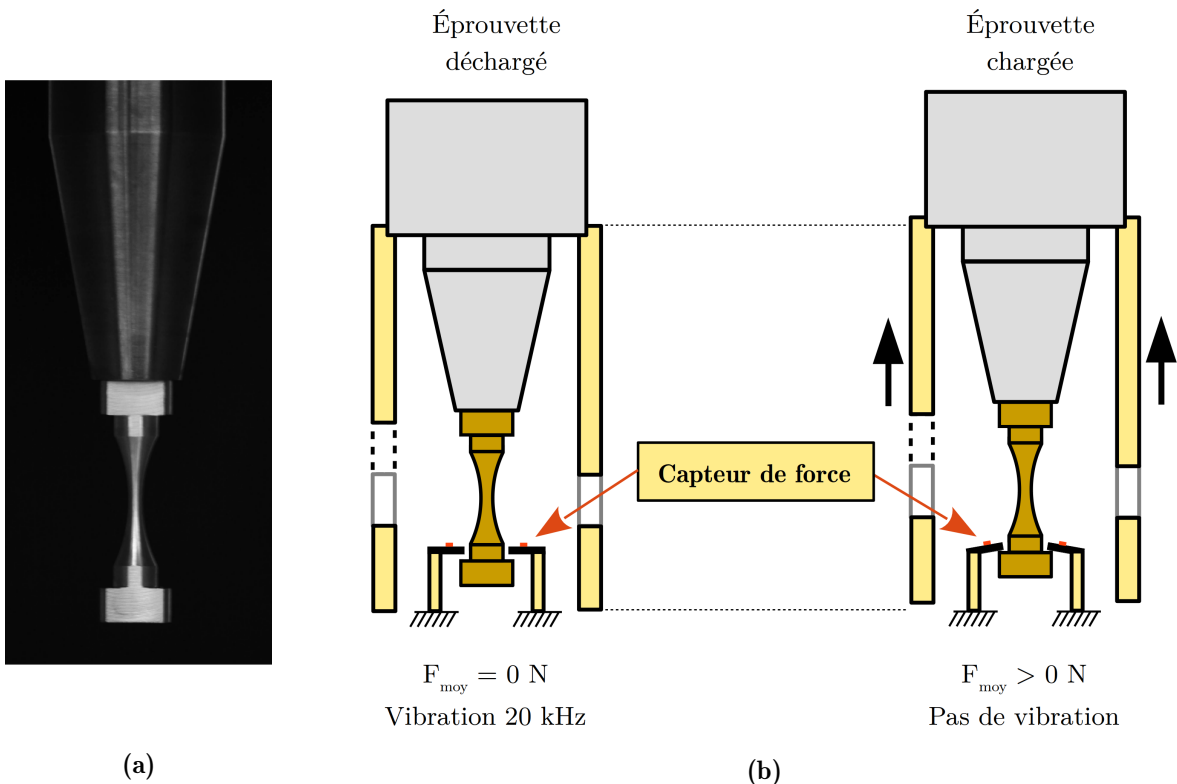


Figure 2.26 – (a) Photographie d'une éprouvette avec épaulements montée sur une sonotrode. (b) Représentation schématique de la mise en charge de l'éprouvette.

de force, ce qui met en tension l'éprouvette. Ce capteur de force est constitué de deux lames en acier instrumentées de jauges de déformation. Ces lames sont chargées en flexion au contact des épaulements de l'éprouvette. Après étalonnage, les déformations mesurées permettent de contrôler l'effort statique imposé à l'éprouvette.

Le déplacement du support de la ligne ultrasonique est piloté en déplacement et effectué au moyen d'un système roue/vis sans fin/moteur pas à pas. Le grand rapport de réduction d'un tel système et la précision de l'angle de rotation du moteur permettent de contrôler le déplacement vertical imposé avec une précision théorique de $\pm 0,2 \mu\text{m}$ (soit une précision de $\pm 0,9 \text{ N}$ sur la charge imposée à l'éprouvette). La capacité de mise en charge est limitée par le couple du moteur. Dans notre cas, avec un moteur de $0,5 \text{ N}\cdot\text{m}$, la charge maximale possible est d'environ 1000 N . Le système de mise en charge a été conçu autour de la contrainte de laisser la surface basse de l'éprouvette dégagée et accessible pour la mesure par le vibromètre laser de la vitesse de déplacement de l'extrémité libre de l'éprouvette. La masse totale du système conçu qui repose sur la platine de rotation des lignes de tomographie synchrotron est de $5,7 \text{ kg}$.

2.4.1.3 Solutions techniques

Plan d'ensemble

La figure A.1 (annexes A) présente le plan d'ensemble et la nomenclature du dispositif d'essais in-situ synchrotron dont le fonctionnement est détaillé précédemment.

Pilotage du moteur pas à pas

Le pilotage du moteur pas à pas est réalisé grâce à un boîtier électronique conçu au laboratoire. Son architecture a été conçue autour d'un micro-contrôleur Arduino UNO sur lequel est chargé un programme de contrôle (figure A.2, annexes A). Une photographie



Figure 2.27 – Photographie du boîtier de contrôle du moteur pas à pas.

du boîtier de contrôle est présentée en figure 2.27. Le boîtier pilote le moteur pas à pas au moyen de deux boutons poussoirs permettant un déplacement rapide de la montée et de la descente ainsi que d'un encodeur incrémental pour un contrôle plus précis du déplacement. Le déplacement vertical de la machine est affiché sur un moniteur LCD en micromètres. En même temps que l'opérateur déplace la ligne ultrasonique en utilisant ce boîtier, il peut suivre l'évolution de la force appliquée à l'éprouvette sur le conditionneur du capteur de force (figure 2.28).

Capteur de force

Le capteur de force de la machine in-situ est composé de deux lames en acier à très haute limite d'élasticité. Ces lames sont mises en flexion lors de la mise en charge de l'éprouvette (figure 2.26b). Sur ces deux lames sont collées quatre jauges de déformation. Une photographie du capteur de force est exposée en annexes A (figure A.3). Les jauges sont montées en pont complet ce qui permet de compenser les déformations dues aux changements de température et d'avoir une sensibilité maximale. Le pont d'extensométrie utilisé est un pont Vishay P-3500 (figure 2.28).



Figure 2.28 – Photographie du pont d'extensométrie Vishay P-3500 utilisé avec la machine in-situ.

2.4.2 Analyse harmonique en temps réel

Comme cela a déjà été évoqué dans l'étude bibliographique, durant un essai de fatigue ultrasonique, l'onde stationnaire générant le chargement de fatigue [Bathias et Paris, 2005] interagit avec les dislocations et les fissures - s'il y en a - [Jhang, 2009], générant ainsi des harmoniques supérieures à la fréquence fondamentale d'excitation (20 kHz). L'étude

de ces harmoniques par une analyse harmonique permet de suivre l'endommagement de l'éprouvette et ainsi de détecter l'amorçage d'une fissure de fatigue lors d'un essai ultrasonique [Campos-Pozuelo *et al.*, 2006; Kumar *et al.*, 2009]. Cette technique a été choisie pour détecter l'amorçage de fissures.

2.4.2.1 Vibrométrie laser

La réponse de l'éprouvette à l'excitation ultrasonique est suivie en temps réel par la mesure de la vitesse de déplacement de l'extrémité libre de l'éprouvette à l'aide d'un vibromètre laser (figure 2.29).

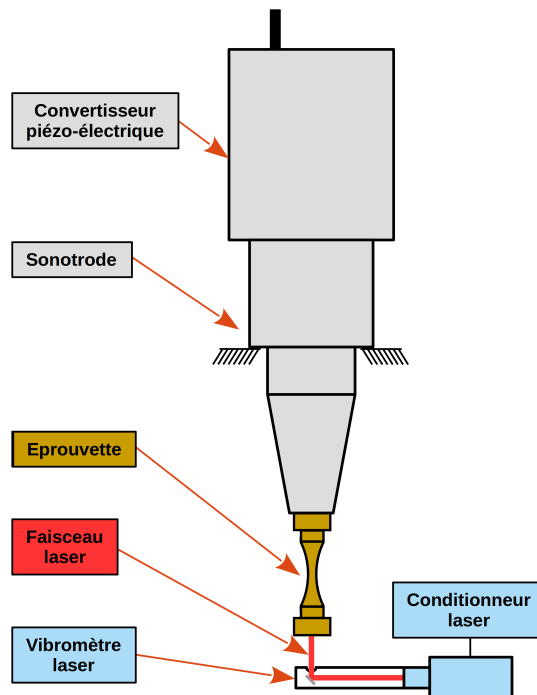


Figure 2.29 – Schéma de principe de la mesure de vitesse de déplacement de l'extrémité libre de l'éprouvette lors d'un essai ultrasonique.

Le système de mesure utilisé est un vibromètre laser CLV-2534 conçu et produit par l'entreprise Polytec. Le laser utilisé, de type hélium-néon, a une longueur d'onde $\lambda = 633 \text{ nm}$. La mesure de la vitesse de déplacement de la cible est basée sur l'effet Doppler [Castellini *et al.*, 2006]. Un interféromètre de Mach-Zehnder permet de mesurer une variation de fréquence, Δf , entre le faisceau émis par la tête laser et le faisceau reçu après réflexion sur la cible en mouvement. La vitesse de déplacement v d'une cible (si le déplacement est colinéaire au faisceau) peut alors être calculée grâce à :

$$\Delta f = \frac{2v}{\lambda} \quad (2.35)$$

Le capteur permet donc de mesurer le signal temporel $v(t)$ qui est ensuite échantillonné à une fréquence $F_e = 204,8 \text{ kHz}$. Ce signal est ensuite traité par Transformée de Fourier

Rapide (TFR) afin d'obtenir son spectre de fréquence.

2.4.2.2 Traitement par transformée de Fourier en temps réel

La Transformée de Fourier est un outil mathématique permettant un changement de base entre la base temporelle et la base fréquentielle. Pour une fonction continue $v(t)$, la transformée de Fourier est définie par :

$$V(f) = \int_{-\infty}^{\infty} v(t)e^{-j2\pi ft} dt \quad (2.36)$$

où j est la variable complexe telle que $j^2 = -1$. Ici, le signal temporel de vitesse est échantillonné à la fréquence F_e (signal discret). Pour de tels signaux, on définit une Transformée de Fourier Discrète (TFD) sur un intervalle de temps limité $[0, (N-1)T_e]$ (N échantillons de durée $T_e = \frac{1}{F_e}$, où F_e est la fréquence d'échantillonnage) qui permet d'approximer l'intégrale définie en équation 2.36 par :

$$V(f) \approx T_e \sum_{n=0}^{N-1} v(nT_e)e^{-j2\pi fnT_e}. \quad (2.37)$$

Dans la pratique, la transformée de Fourier discrète est calculée par un algorithme de Transformée de Fourier Rapide (TFR). Un algorithme de TFR implémenté dans le logiciel d'acquisition et de contrôle du vibromètre laser¹² permet de procéder au traitement en temps réel du signal de vitesse mesuré. Afin d'éviter un repliement de spectre (théorème de Shannon) [Catz, 1996], le signal de vitesse mesuré est filtré avant TFR par un filtre passe-bas de type Bessel d'ordre 3 et de fréquence de coupure $f_c = 100$ kHz. Pour éviter le traînage [Catz, 1996], le signal de vitesse filtré est multiplié par une fenêtre de type flat-top, dont l'expression est donnée ci-dessous :

$$w[n] = a_0 - a_1 \cos\left(\frac{2\pi n}{N}\right) + a_2 \cos\left(\frac{4\pi n}{N}\right) + a_3 \cos\left(\frac{6\pi n}{N}\right) + a_4 \cos\left(\frac{8\pi n}{N}\right) \quad (2.38)$$

Une fréquence d'échantillonnage $F_e = 204,8$ kHz permet d'obtenir une gamme de fréquence compatible avec le théorème de Shannon de 0 à 80 kHz, en tenant compte de la bande de transition du filtre anti-repliement. Pour cette étude, le vibromètre laser est utilisé pour une bande passante de 0,5 Hz à 80 kHz.

L'éprouvette de fatigue ultrasonique est spécialement dimensionnée pour posséder un mode propre de traction-compression à une fréquence propre voisine de $f_0 = 20$ kHz. Avec l'apparition des fissures, le système étudié devient non-linéaire ce qui entraîne l'apparition d'harmoniques d'ordres supérieurs au fondamental (20 kHz). Après traitement du signal, des pics correspondant aux deuxième et troisième harmoniques sont visibles, respectivement pour des fréquences $2f_0$ et $3f_0$ (schéma figure 2.30).

12. Logiciel Vibsoft.

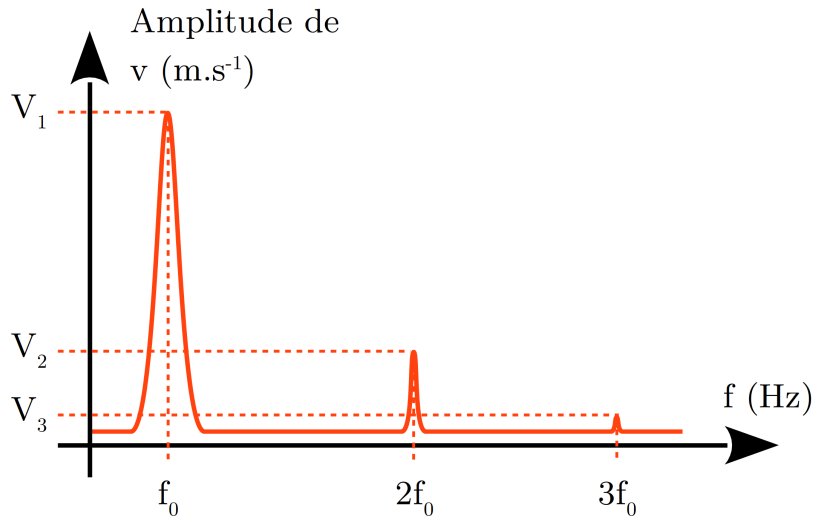


Figure 2.30 – Illustration du résultat obtenu après traitement par TFR du signal de vitesse mesuré par vibrométrie laser

Le spectre en fréquence est traité par une macro programmée directement dans le logiciel d'acquisition Vibsoft. Cette dernière permet d'envoyer un signal de sortie TTL (5 V DC) à un relai placé en série dans la chaîne de contrôle de la machine d'essais ultrasonique lorsque l'amplitude du deuxième harmonique du signal de vitesse dépasse un seuil réglable par l'utilisateur. Le signal TTL pilote un switch dans le système de contrôle de la machine ultrasonique qui permet d'interrompre automatiquement l'essai de fatigue lorsque la condition de dépassement du seuil est vérifiée.

2.4.2.3 Résolutions de la technique de mesure

Dans le cadre de cette étude, la bande passante utilisée s'étend de 0,5 Hz à 80 kHz et l'étendue de mesure en vitesse de 0 m/s à 10 m/s. Le signal temporel est échantillonné par 25600 échantillons, ainsi la résolution fréquentielle est :

$$\Delta f = \frac{80\,000 \text{ Hz}}{25600} = 3,125 \text{ Hz.} \quad (2.39)$$

La durée du prélèvement temporel, Δt , est alors égale à :

$$\Delta t = \frac{1}{\Delta f} = 320 \text{ ms.} \quad (2.40)$$

D'après les informations du constructeur, la résolution typique en vitesse de déplacement pour le paramétrage indiqué ci-dessus est de 4,42 $\mu\text{m/s}$. Sur une éprouvette non endommagée, les valeurs typiquement mesurées pour les amplitudes des premier et deuxième harmoniques de la vitesse de déplacement sont respectivement de l'ordre de 500 mm/s et 200 $\mu\text{m/s}$.

2.4.2.4 Calcul du facteur de non-linéarité β

Expérimentalement, la vitesse de déplacement de l'extrémité libre de l'éprouvette en fonction du temps, $v(t)$, est mesurée. En se limitant aux trois premiers harmoniques (fondamental ou premier harmonique, deuxième harmonique et troisième harmonique), la vitesse de déplacement, $v(t)$, peut être exprimée par :

$$v(t) = V_1 \sin(\omega_0 t) + V_2 \sin(2\omega_0 t + \varphi_2) + V_3 \sin(3\omega_0 t + \varphi_3) \quad (2.41)$$

Après intégration de la vitesse de déplacement, $v(t)$, le déplacement en fonction du temps, $u(t)$, est obtenu :

$$u(t) = \int_0^t v(x) dx \quad (2.42)$$

$$= U_1 \sin(\omega_0 t) + U_2 \sin(2\omega_0 t + \phi_2) + U_3 \sin(3\omega_0 t + \phi_3) \quad (2.43)$$

avec :

$$\begin{cases} U_1 = \frac{V_1}{2\pi\omega_0} \\ U_2 = \frac{V_2}{4\pi\omega_0} \\ U_3 = \frac{V_3}{6\pi\omega_0} \end{cases} \quad (2.44)$$

Le facteur de non-linéarité β est défini par [Jhang et Kim, 1999] :

$$\beta(x) = \frac{8U_2}{xk^2U_1^2} \quad (2.45)$$

où x est la position du point considéré dans la direction longitudinale et k est le nombre d'onde. La valeur du facteur de non-linéarité est normalisée par sa valeur à l'état initial¹³ β_0 pour définir le facteur de non-linéarité relatif β_{rel} tel que :

$$\beta_{rel} = 20 \log_{10} \left(\frac{\beta}{\beta_0} \right) \quad (2.46)$$

$$= 20 \log_{10} \left(\frac{U_2}{U_1^2} \right) - 20 \log_{10} \left(\frac{U_2^*}{U_1^{*2}} \right). \quad (2.47)$$

Les amplitudes de déplacement U_1 , U_2 et U_3 sont calculées à partir des mesures d'amplitudes de vitesse V_1 , V_2 et V_3 et de la fréquence fondamentale mesurée ω_0 suivant les équations 2.44. Les valeurs de l'état de référence, U_1^* et U_2^* , sont prises au début du premier essai ultrasonique lorsque l'éprouvette est encore non-endommagée.

13. i.e. au tout début de l'essai lorsque l'éprouvette n'est pas encore endommagée.

2.4.3 Dispositif de mesure de la température par thermographie IR

L'objectif de la thermographie infrarouge est de mesurer le champ de température en surface de l'éprouvette au cours des essais de fatigue ultrasonique. Ceci doit permettre de détecter l'amorçage et de suivre la propagation d'une fissure grâce à la signature thermique en surface de l'éprouvette, qui est due à la dissipation de chaleur provoquée par la présence d'une fissure [Krewerth *et al.*, 2015; Ranc *et al.*, 2008; Wagner *et al.*, 2009]. Les données obtenues peuvent ainsi être corrélées avec les résultats de tomographie et d'analyse harmonique en temps réel. La caméra infrarouge utilisée est une FLIR SC4000 avec une gamme de longueur d'onde de 3 - 5 μm . La fréquence d'acquisition des données est de 30 Hz avec un NETD¹⁴ de 20 mK à 20 °C et un temps d'exposition de 450 μs . La gamme de températures mesurées s'étend de 10 à 90 °C. La partie utile des éprouvettes est peinte en noir mat afin de maximiser leur émissivité et diminuer les reflets.

2.4.4 Protocoles des essais de fatigue ultrasonique in-situ synchrotron

Le protocole suivi lors des essais in-situ synchrotron se déroule en deux temps (figure 2.31) :

1. Une tomographie de référence est réalisée afin d'enregistrer l'état de référence du volume de la partie utile de l'éprouvette non fissurée. Puis l'éprouvette est testée en fatigue grâce à la machine de fatigue ultrasonique jusqu'à ce que le système d'analyse harmonique en temps réel interrompe l'essai suite à la détection d'une évolution de l'amplitude du deuxième harmonique. Une tomographie est enregistrée et analysée afin de confirmer la présence d'une fissure¹⁵. Si aucune fissure n'est visible dans le volume reconstruit, l'essai de fatigue est relancé jusqu'à ce que la présence d'une fissure soit effectivement constatée dans le volume.
2. Le suivi de propagation de fissure peut alors débuter. L'essai de fatigue est poursuivi dans les mêmes conditions de chargement mais pour un nombre de cycles N_i préalablement fixé. À la fin de chaque séquence de propagation, la partie utile de l'éprouvette est scannée pour observer l'incrément de propagation de la fissure. Les séquences d'essai de fatigue dans les mêmes conditions de chargement sont répétées afin de faire propager la fissure. Le nombre de cycles N_i de chaque séquence peut être adapté en fonction de l'avancée de fissure observée par tomographie.

Durant tous les essais de fatigue (amorçage et propagation), le champ de température en surface de l'éprouvette est enregistré par la caméra thermique. L'évolution temporelle des harmoniques du signal de vitesse de déplacement de l'extrémité libre de l'éprouvette est également enregistrée.

14. NETD : Noise Equivalent Temperature Difference, valeur efficace du bruit superposée au signal thermique.

15. La forte sensibilité du système de détection peut entraîner des faux-positifs dus à des vibrations parasites du bâti de la machine d'essais.

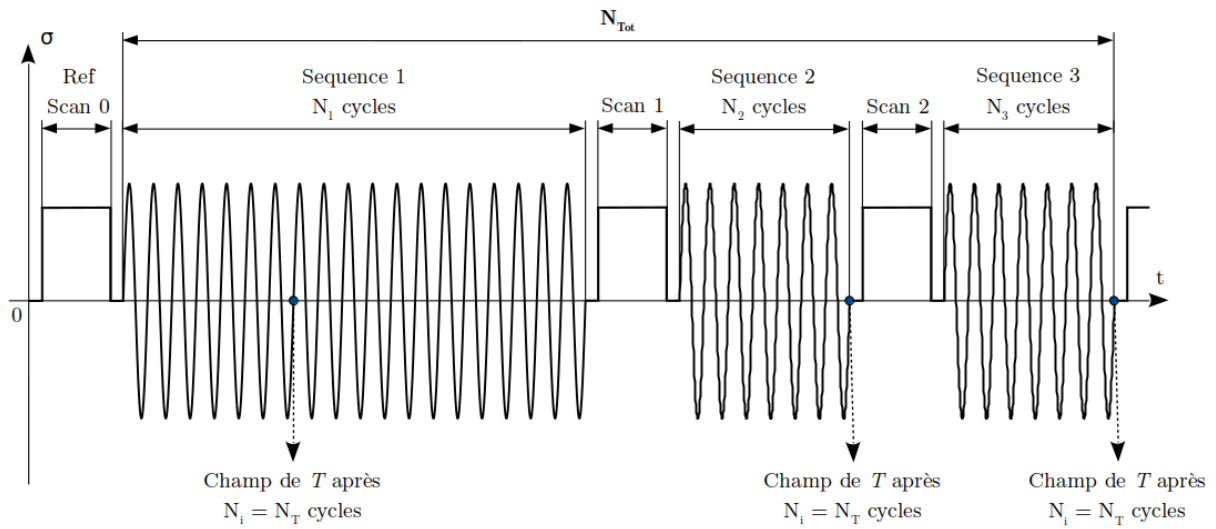


Figure 2.31 – Schéma explicatif du protocole d'essais suivi lors des essais de fatigue ultrasonique in-situ synchrotron

2.5 Synthèse du chapitre

L'objet de ce chapitre était de présenter le matériau étudié ainsi que les diverses techniques et méthodes expérimentales mises en œuvre pour répondre à la problématique posée. L'amorçage et la propagation de fissures de fatigue internes en régime gigacyclique seront étudiés par tomographie synchrotron. Ainsi, ce deuxième chapitre a permis de présenter la tomographie synchrotron (principale technique de caractérisation utilisée), l'alliage d'aluminium de fonderie étudié, les dispositifs d'essais de fatigue ex-situ et le dispositif d'essais de fatigue in-situ synchrotron spécialement développé pour ce projet.

L'alliage d'aluminium de fonderie A357-T6 choisi pour cette étude possède, dans des conditions standards de coulée, une population de défauts d'un diamètre équivalent moyen de 15 μm . Étant donné les éléments exposés au chapitre 1 sur l'influence de la taille de défauts sur l'amorçage de fissures de fatigue, l'introduction d'un défaut artificiel interne de diamètre équivalent moyen de l'ordre de 1 mm devrait donc permettre de provoquer efficacement l'amorçage d'une fissure interne sur ce dernier. La microstructure obtenue par fonderie après traitement thermique T6 est une microstructure dendritique avec une SDAS d'environ 30 μm et une taille de grains moyenne de l'ordre de 500 μm .

Afin de favoriser l'amorçage de fissures de fatigue internes, les essais de fatigue seront menés en régime gigacyclique. Pour cela, plusieurs machines d'essais de fatigue ultrasonique ont été mises en place pour réaliser les essais de caractérisation de tenue en fatigue du matériau dans le régime des très grandes durées de vie. Des essais ultrasoniques de traction ($R = -1$) et torsion ($R = -1$) ont été mis en place afin d'identifier les propriétés d'endurance du matériau en régime gigacyclique. La géométrie d'éprouvette utilisée pour les essais de traction ($R = -1$) ex-situ et in-situ synchrotron possède un diamètre de section utile de 3 mm. Des éprouvettes de diamètre de section utile de 6 mm ont également été testées afin d'étudier un potentiel effet d'échelle sur les résultats en traction ($R = -1$). De plus, la mise en place d'essais de propagation de fissure de fatigue à 20 kHz sous air permettra d'obtenir les cinétiques de propagation de référence pour le matériau étudié.

Enfin, un dispositif d'essais de fatigue ultrasonique in-situ synchrotron a été conçu pour réaliser des essais de suivi d'amorçage et de propagation de fissures de fatigue internes. Ce dispositif intègre une machine de fatigue ultrasonique "classique", un système de mise en charge statique pour faciliter l'observation des fissures par tomographie, un système d'analyse harmonique avec traitement par transformée de Fourier en temps réel pour détecter l'amorçage de fissures et un système de thermographie infrarouge pour enregistrer l'évolution du champ de température en surface de l'éprouvette.

L'objectif de ce travail est d'observer l'amorçage et la propagation d'une fissure de fatigue interne. La conception, la mise en place et les essais préliminaires du dispositif

d'essais in-situ développé ont nécessité environ un an de préparation. Les premières expériences sur les lignes synchrotrons TOMCAT et PSICHE, en juin et juillet 2018, ont permis d'atteindre cet objectif principal. Pour la suite des expériences, afin d'étudier en détail l'influence de la microstructure, les parties utiles des éprouvettes de fatigue ont été caractérisées par DCT [Ludwig *et al.*, 2010] sur ligne synchrotron ID11, en novembre 2018, puis ces éprouvettes ont été testées in-situ sur la ligne synchrotron SYRMEP, en septembre 2019.

Le propos des chapitres suivants est d'exposer les résultats obtenus, leur analyse et interprétation. Le chapitre 3 se concentrera sur l'aspect mécanique de l'amorçage et de la propagation de fissures de fatigue externes comme internes. Le chapitre 4, quant à lui, sera consacré aux résultats de thermographie infrarouge.

Chapitre 3

Amorçage et propagation de fissures de fatigue internes

Sommaire

3.1	Amorçage de fissures	125
3.1.1	Résultats des essais d'endurance	125
3.1.1.1	Traction-compression	125
3.1.1.2	Torsion	131
3.1.2	Détection de l'amorçage de fissures par analyse harmonique en temps réel	131
3.1.3	Mécanismes d'amorçage de fissures	135
3.1.3.1	Observations expérimentales	135
3.1.3.2	Modélisations numériques	138
3.2	Propagation de fissures	149
3.2.1	Essais de propagation de fissures de fatigue à 20 kHz sous air .	149
3.2.1.1	Mécanismes de propagation à 20 kHz sous air	149
3.2.1.2	Cinétiques de propagation à 20 kHz sous air	151
3.2.1.3	Effet environnement/fréquence	153
3.2.2	Mécanismes de propagation de fissures internes	153
3.2.2.1	Chemin préférentiel de propagation	158
3.2.2.2	Arrêts de fissures	158
3.2.3	Cinétiques de propagation de fissures observées en tomographie	161
3.2.3.1	Facteur d'intensité des contraintes : méthode $G-\theta$. .	162
3.2.3.2	Mesures de l'avancée de la fissure	164
3.2.3.3	Cinétiques de propagation des fissures internes	165
3.2.3.4	Validité du calcul du facteur d'intensité des contraintes	174
3.2.3.5	Effets de friction de fissures	176
3.3	Synthèse du chapitre	179

Le dispositif expérimental mis en place et présenté au chapitre précédent a systématiquement permis l'observation in-situ de la propagation de fissures aussi bien externes qu'internes. Le chapitre 3 se concentre sur l'aspect mécanique de l'amorçage et de la propagation de fissures à 20 kHz, en grande partie par le traitement, l'analyse et l'interprétation des résultats issus de la tomographie synchrotron.

La première partie est consacrée à la présentation des résultats expérimentaux concernant l'amorçage de fissures durant les essais de fatigue à 20 kHz sur l'alliage A357-T6. Les résultats d'endurance sur les différents lots de matière sont détaillés ainsi que la détection de l'amorçage de fissures par analyse harmonique. Enfin, les observations au MEB des faciès de rupture couplés aux observations de tomographie permettent de discuter les mécanismes d'amorçage de fissures internes observés.

Dans un second temps, l'attention sera portée sur la propagation de fissures. Les résultats des essais de propagation de fissures à 20 kHz sous air sur éprouvettes plates seront présentés et analysés. Puis les observations de fissures internes en tomographie synchrotron in-situ seront présentées et analysées afin de discuter les mécanismes et cinétiques de propagation.

3.1 Amorçage de fissures

3.1.1 Résultats des essais d'endurance

3.1.1.1 Traction-compression

Les résultats des essais d'endurance en traction-compression ($R = -1$) sur les éprouvettes de diamètre 3 mm pour le lot *sain*, le lot à *défauts naturels* et le lot à *défaut centré* sont illustrés en figure 3.1. Les symboles ouverts représentent les éprouvettes testées pour lesquelles la présence d'une fissure a été constatée mais qui ne sont pas rompues. Ceci est dû à des arrêts de fissure ; ce point sera détaillé en section 3.2.2.2. Pour ces éprouvettes, la durée de vie indiquée constitue donc une durée de vie minimum puisque la phase de propagation de fissure n'a pas encore causé la rupture. Sur la figure 3.1, sont indiqués les amorçages internes observés avec certitude par tomographie (points entourés d'un cercle). L'absence de ce marqueur signifie uniquement que la localisation du site d'amorçage n'est pas connue avec certitude (l'amorçage peut avoir eu lieu en interne comme en surface). La résistance en fatigue à 5×10^6 cycles pour le même matériau, pour le lot *sain*, a été évaluée à 91 MPa par Mu *et al.* [2014a] en identifiant une relation de Basquin par la méthode des moindres carrés à partir de résultats d'essais de fatigue réalisés à une fréquence de 108 Hz sur des éprouvette de diamètre utile 10 mm.

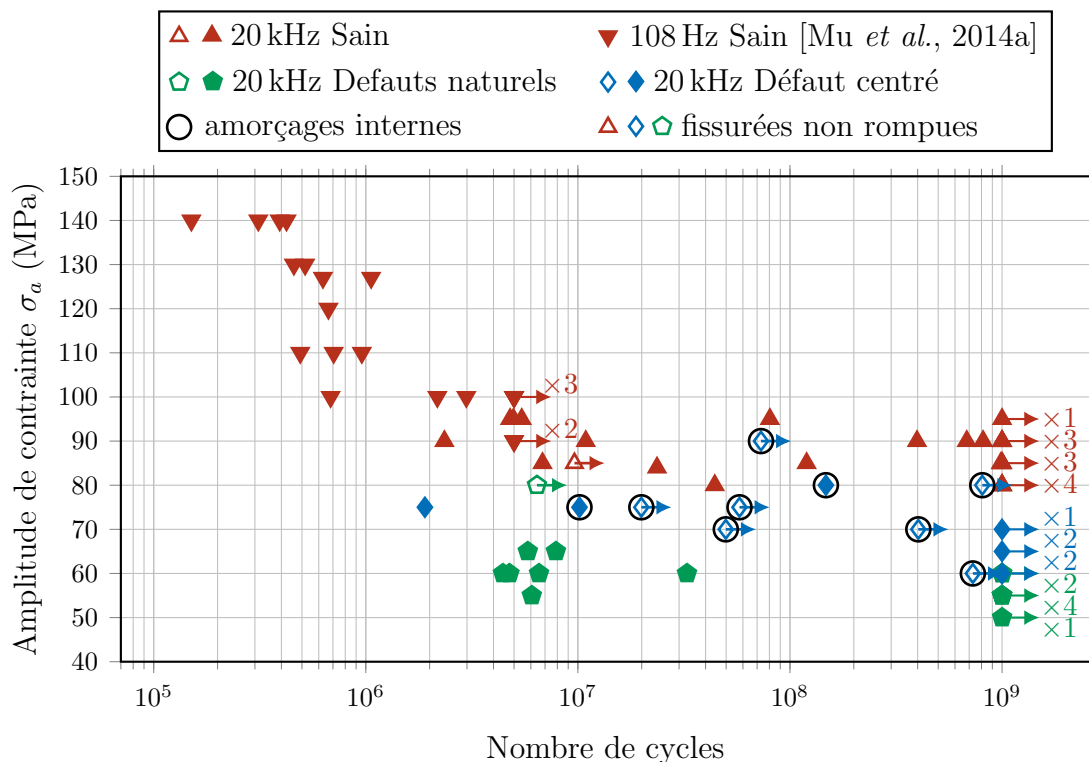


Figure 3.1 – Résultats des essais d'endurance à 20 kHz en traction-compression ($R = -1$) sur les éprouvettes de diamètre 3 mm pour le lot *sain*, le lot à *défauts naturels* et le lot à *défaut centré*. Les données de durées de vie pour les essais à 108 Hz sont issues de la littérature Mu *et al.* [2014a].

Comme expliqué au chapitre 2, des éprouvettes de diamètre utile 6 mm ont été usinées et testées afin de statuer sur un potentiel effet d'échelle entre la taille des défauts et le volume de matière sollicité ainsi qu'un effet d'échelle sur les propriétés intrinsèque du matériau. Les résultats des essais d'endurance à 20 kHz, pour le lot *sain*, sur les éprouvettes de diamètre utile 6 mm sont présentés en figure 3.2. Ils sont comparés aux résultats des essais d'endurance à 20 kHz, pour le lot *sain*, sur les éprouvettes de 3 mm de diamètre de section utile. Les résultats issus de la littérature [Mu *et al.*, 2014a] pour des essais à plus basse fréquence (108 Hz) sur des éprouvette de diamètre utile 10 mm sont également rappelés.

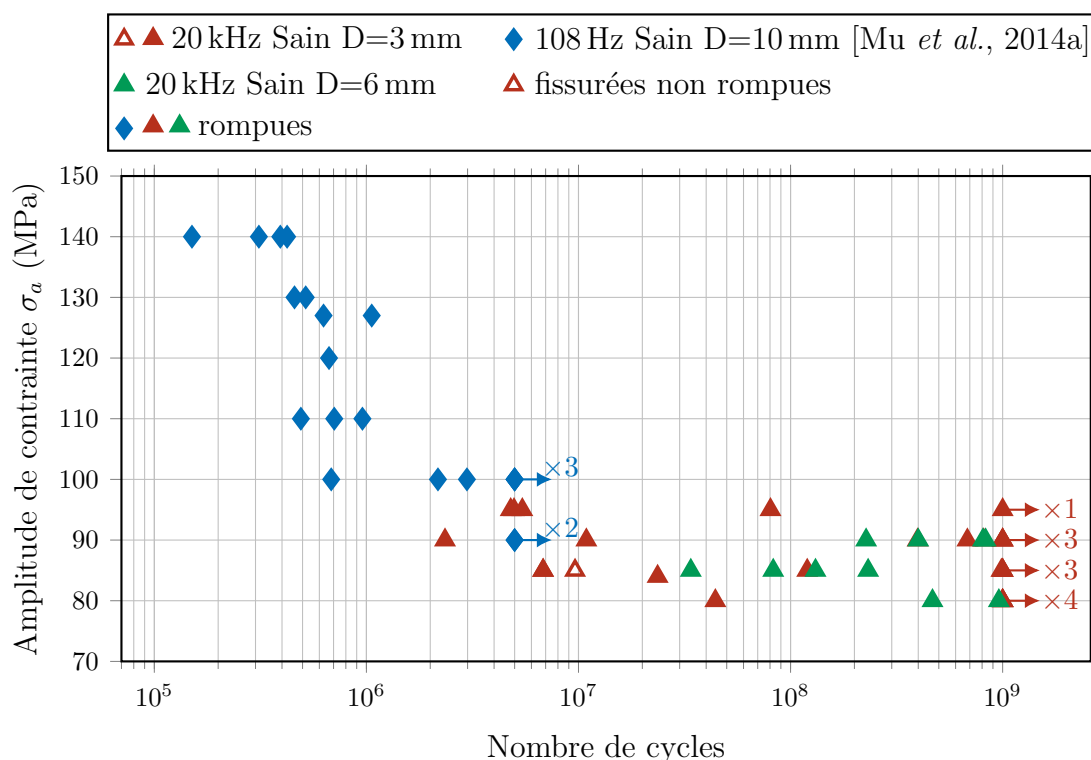


Figure 3.2 – Comparaison des résultats d'essais d'endurance à 20 kHz en traction-compression ($R = -1$), pour le lot *sain*, sur les éprouvettes de diamètre utile 3 mm et 6 mm. Les résultats d'essais à 108 Hz sont issus de la littérature [Mu *et al.*, 2014a].

Le tableau 3.1 synthétise les résultats des essais d'endurance à 20 kHz en traction-compression. Les résistances en fatigue à 10^9 cycles ont été déterminées par la méthode de l'escalier à partir des résultats d'essais. Le nombre d'éprouvettes utilisées pour chaque cas est renseigné dans le tableau 3.1. Les résistances en fatigue à 10^9 cycles pour le lot *sain* déterminées sur éprouvettes de diamètre 3 et 6 mm sont respectivement égales à 88 MPa (valeur médiane avec un écart-type de 7 MPa) et 82 MPa (valeur médiane avec un écart-type de 5 MPa). Étant donné les résultats des essais de fatigue sur les éprouvettes de diamètre 3 et 6 mm et les écarts types associés, aucune différence significative n'est

observée sur leurs résistances en fatigue. La résistance en fatigue à 10^9 cycles pour le lot à *défauts naturels* est égale à 58 MPa (valeur médiane avec un écart-type de 4 MPa). La résistance en fatigue à 10^9 cycles pour le lot à *défaut artificiel centré* est égale à 70 MPa (valeur médiane, l'estimation de l'écart-type n'est pas possible).

Lot	Diamètre (mm)	Valeur médiane de la résistance en fatigue à 10^9 cycles (MPa)	Écart-type (MPa)	Nombre d'éprouvettes
Sain	3	88	7	23
Sain	6	82	5	10
Défauts naturels	3	58	4	14
Défaut centré	3	70	estimation impossible	9

Tableau 3.1 – Synthèse des résultats des essais d'endurance à 20 kHz en traction-compression.

Au vu des résultats des essais d'endurance, les valeurs médianes de la résistance en fatigue à 5×10^6 cycles et 10^9 cycles ne présentent pas de différence significative. De plus, aucune influence de la fréquence d'essai n'est observable sur les résultats des essais d'endurance pour le matériau étudié. Les résultats issus de la littérature sont assez mitigés sur l'effet de fréquence d'essai sur divers alliages d'aluminium puisque certains auteurs n'observent pas d'effet (alliage W319 [Caton *et al.*, 2003] et alliage AlZnMgCu1.5 [Mayer *et al.*, 2001]) alors que d'autres auteurs observent un effet de la fréquence sur les résultats d'endurance (alliage 5083 [Schneider *et al.*, 2016] et alliages des familles Al-Si et Al-Si-Cu [Engler-Pinto Jr *et al.*, 2007]).

Les résultats d'endurance du lot à *défauts naturels*, illustrés en figure 3.1, montrent une dégradation de la tenue en fatigue pour les éprouvettes de ce lot. La présence de défauts de tailles importantes pour le lot à *défauts naturels* entraîne un abattement de la résistance en fatigue à 10^9 cycles de 30 MPa par rapport au lot *sain*. Comme cela a largement été observé dans la littérature [Ammar *et al.*, 2008; Brochu *et al.*, 2010; Wang *et al.*, 2001b] notamment pour les alliages d'aluminium, la présence de défauts de tailles importantes (diamètre équivalent moyen de 58 μm pour ce lot contre 14 μm pour le lot *sain*) entraîne une diminution de la résistance en fatigue à 10^9 cycles.

Contrairement à ce qui était attendu du fait de la présence d'un défaut d'un diamètre équivalent d'environ 1 mm, les résultats des essais d'endurance sur les éprouvettes à *défaut centré* présentent un abattement moins marqué que pour le lot à *défauts naturels*. La résistance en fatigue à 10^9 cycles pour le lot à *défaut artificiel centré* présente un abattement de 18 MPa par rapport au lot *sain*. Du fait de la présence d'un défaut artificiel, d'un diamètre équivalent moyen de l'ordre du millimètre, une diminution plus significative

de la résistance en fatigue à 10^9 cycles était attendue. Des observations similaires ont été réalisées par [Serrano-Munoz *et al.*, 2016] sur le même alliage mais pour un rapport de charge $R = 0.1$. Selon ces auteurs, le quasi-maintien de la résistance en fatigue, même en présence d'un défaut interne conséquent, est expliqué par une phase de propagation de fissures plus longue. En effet, selon ces mêmes auteurs, à iso- ΔK les vitesses de propagation de fissures internes sont plus faibles que les vitesses de propagation de fissures externes, ce qui allonge la durée de la phase de propagation des fissures. Parmi les éprouvettes à défaut centré testées, 9 amorçages internes à partir des défauts artificiels ont été observés par tomographie. Au cours du projet ANR précédent (projet IDEFFAAR), *un seul amorçage interne* à partir du défaut artificiel a pu être observé lors des essais de fatigue en endurance limitée. La diminution du niveau de sollicitation (afin de travailler en régime

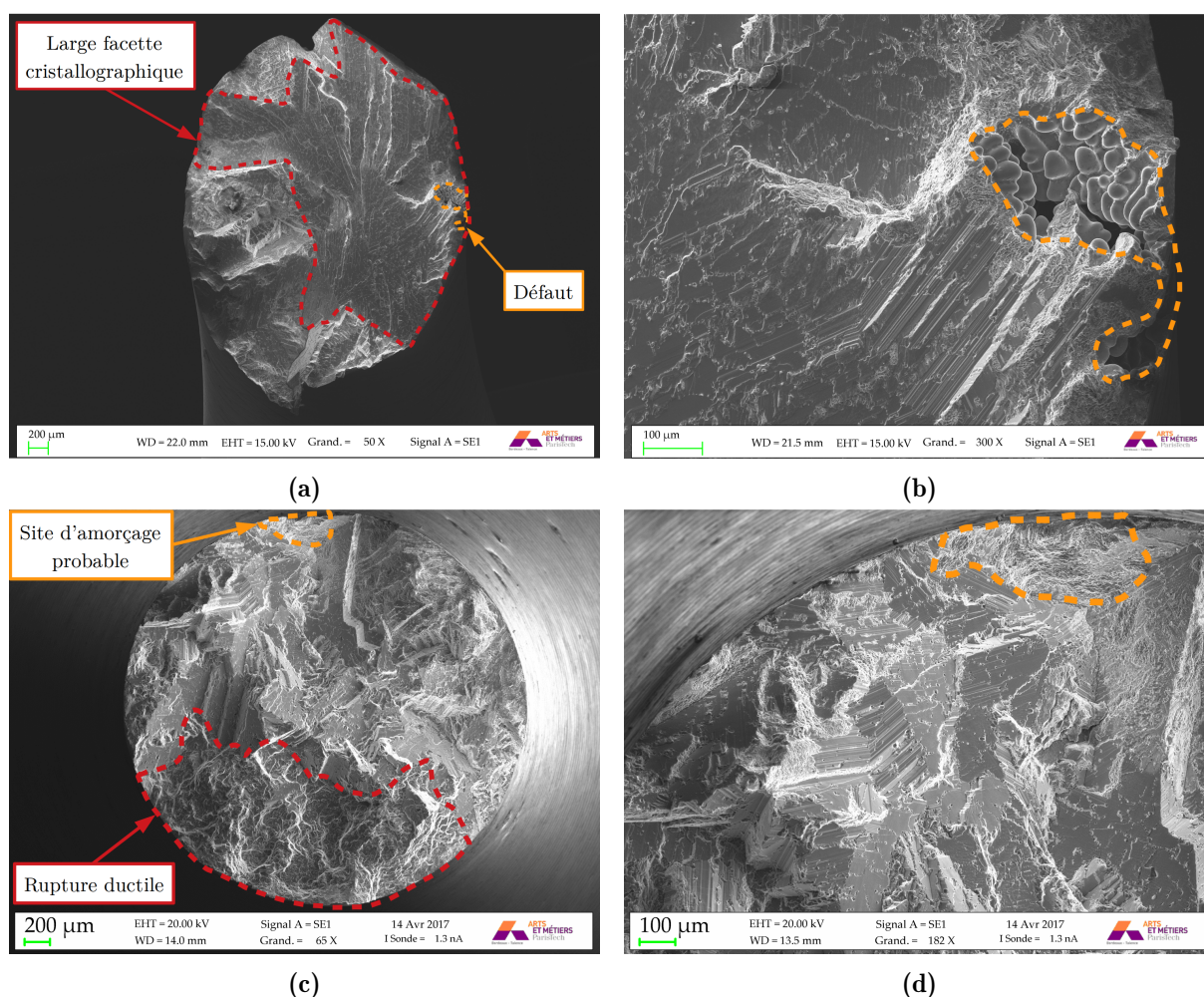


Figure 3.3 – Observations au MEB du faciès de rupture de l'éprouvette *E21B* testée à une amplitude de contrainte $\sigma_a = 95$ MPa et rompue après $N_r = 3,75 \times 10^6$ cycles ($R = -1$, $f = 20$ kHz) : (a) vue globale et (b) vue agrandie. Observations au MEB du faciès de rupture de l'éprouvette *E134* testée à une amplitude de contrainte $\sigma_a = 100$ MPa et rompue après $N_r = 2,80 \times 10^7$ cycles ($R = -1$, $f = 20$ kHz) : (c) vue globale et (d) vue agrandie.

gigacyclique) a permis de quasi-systématiquement amorcer une fissure interne à partir du défaut artificiel.

La figure 3.3 présente les fractographies examinées au Microscope Électronique à Balayage (MEB) des éprouvettes *E21B* et *E134*. Ces deux éprouvettes, issues du lot *sain*, ont été testées respectivement à des amplitudes de contrainte de $\sigma_a = 95$ MPa et $\sigma_a = 100$ MPa pour des nombres de cycles à rupture respectifs de $N_r = 3,75 \times 10^6$ cycles et $N_r = 2,80 \times 10^7$ cycles. Les faciès présentent tous les deux de larges facettes cristallographiques, habituellement observées sur le même alliage, à plus basse fréquence lors d'une propagation interne assimilée à une propagation sous vide [Rotella, 2018; Serrano-Munoz *et al.*, 2016] ou pour des essais à plus haute fréquence (20 kHz) que l'amorçage soit interne ou externe [Krewerth *et al.*, 2013; Li *et al.*, 2016; Pérez-Mora, 2010]. La fissure ayant provoqué la rupture de l'éprouvette *E21B* s'est amorcée à partir d'un pore ($\sqrt{A} \approx 230$ μm) débouchant en surface de l'éprouvette et dont la taille est cohérente avec le diagramme de Kitagawa de l'alliage [Serrano-Munoz, 2014]). Le faciès de rupture est constitué en grande partie d'une large facette cristallographique orientée principalement à 45° par rapport à l'axe de sollicitation. Le site d'amorçage pour l'éprouvette *E134* est plus difficile à déterminer étant donné qu'aucun pore n'est présent sur le faciès de rupture. Cela étant, grâce à la présence d'une zone de rupture ductile (en bas de la fractographie figure 3.3c) il est possible de supposer que l'amorçage ait eu lieu à son extrême opposé; la présence d'une zone rugueuse similaire à un film d'oxyde pourrait être le site d'amorçage.

La figure 3.4 présente des observations au MEB des faciès de rupture de deux éprouvettes *E15* et *E17* issues du lot à *défaut centré* qui ont été testées puis scannées par tomographie. Les fissures observées dans les deux éprouvettes se sont amorcées à partir des défauts artificiels internes. Les deux faciès présentent, encore une fois, de larges fa-

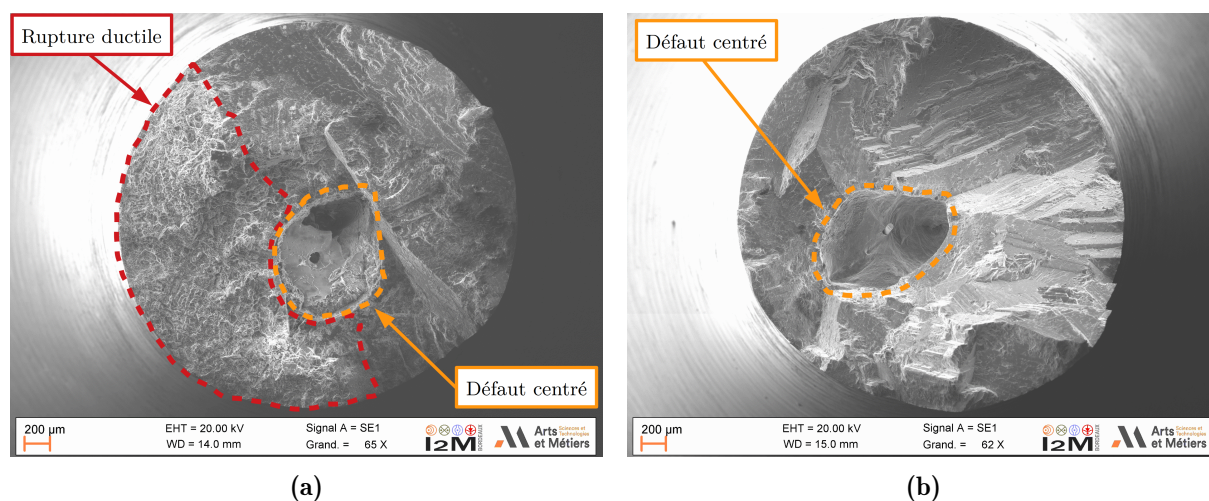


Figure 3.4 – Observations au MEB des faciès de rupture des éprouvettes (a) *E15* et (b) *E17* testées à des amplitudes de contrainte σ_a respectives de 85 MPa et 80 MPa, rompues respectivement après $6,65 \times 10^5$ cycles et $1,47 \times 10^8$ cycles ($R = -1$, $f = 20$ kHz).

cettes cristallographiques. D'après les observations des faciès de rupture, les mécanismes de propagation pour des fissures amorcées à partir d'un pore en surface de l'éprouvette sont similaires à ceux pour des fissures amorcées à partir du défaut artificiel interne. Les autres éprouvettes du lot à *défait centré*, majoritairement testées aux synchrotrons, n'ont pas été rompues pour procéder à des compléments d'étude (analyses EBSD, imprégnation au gallium...).

La figure 3.5 présente des observations au MEB des faciès de rupture d'éprouvettes de diamètre 6 mm testées à 20 kHz à des amplitudes de contrainte σ_a comprises entre 80 et 90 MPa et des durées de vie qui s'étendent de $3,39 \times 10^7$ à $8,31 \times 10^8$ cycles. La morphologie du faciès est semblable à celle des éprouvettes de diamètre 3 mm avec la présence

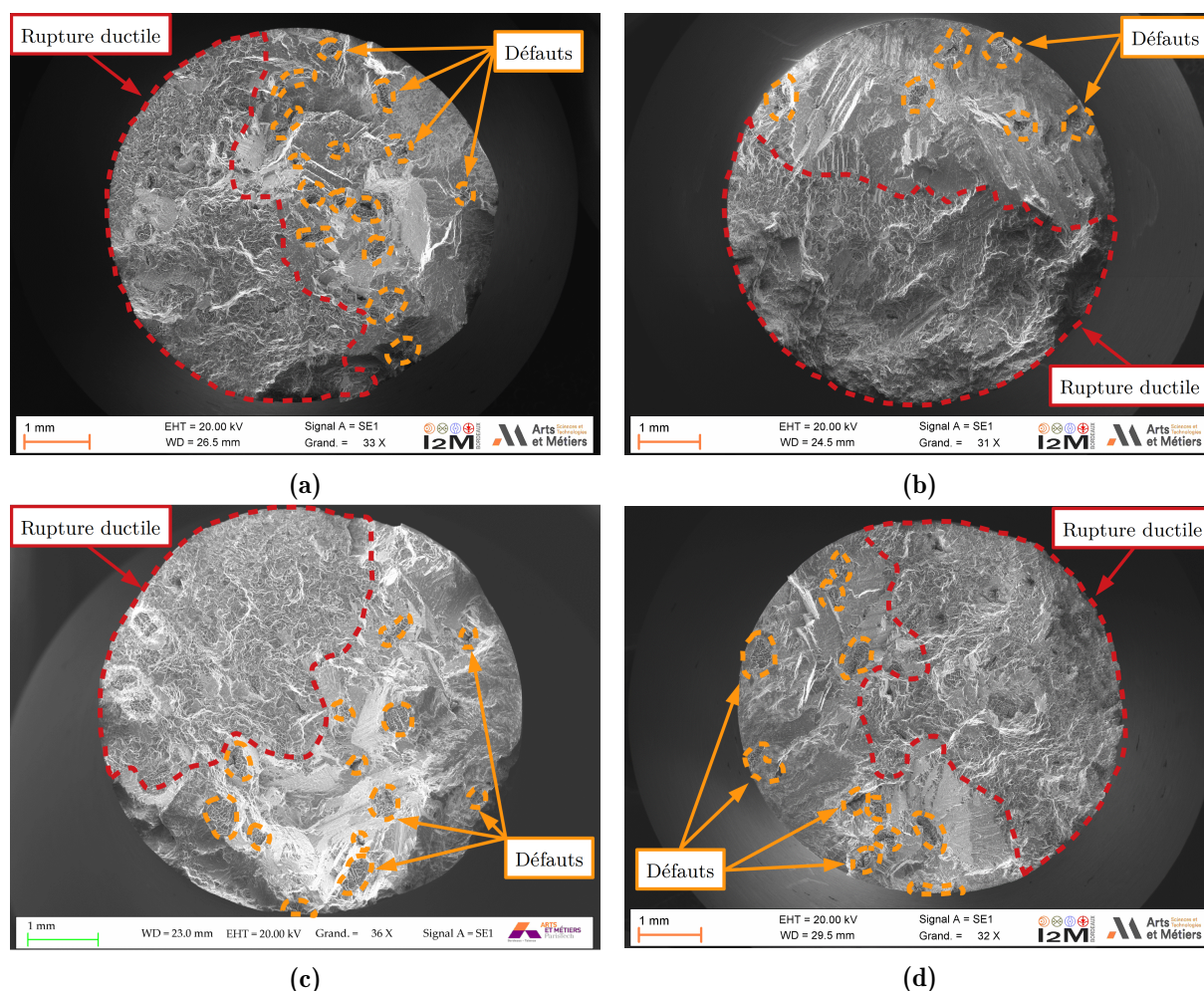


Figure 3.5 – Observations au MEB des faciès de rupture d'éprouvettes du lot *sain* de diamètre 6 mm testée à 20 kHz. (a) Éprouvette *E66* testée à une amplitude de contrainte $\sigma_a = 90$ MPa et rompue après $N_r = 8,31 \times 10^8$ cycles. (b) Éprouvette *E77* testée à une amplitude de contrainte $\sigma_a = 85$ MPa et rompue après $N_r = 2,32 \times 10^8$ cycles. (c) Éprouvette *E80* testée à une amplitude de contrainte $\sigma_a = 85$ MPa et rompue après $N_r = 3,39 \times 10^7$ cycles. (d) Éprouvette *E88* testée à une amplitude de contrainte $\sigma_a = 80$ MPa et rompue après $N_r = 4,67 \times 10^8$ cycles.

d'une zone de rupture cristallographique et d'une zone de rupture ductile. De nombreux pores sont présents sur le faciès de rupture, ce qui est cohérent avec l'augmentation de la taille de la section utile.

Les résultats d'essais et les observations réalisées permettent de conclure que pour le lot *sain*, l'effet d'échelle n'impacte pas les résultats des essais de fatigue en traction-compression ($R = -1$) pour la gamme de diamètre d'éprouvette testée. Pour les deux diamètres (3 et 6 mm) de section utile, l'aspect très cristallographique et la présence récurrente de plusieurs défauts (figure 3.5c) sur les faciès rendent difficile leur interprétation. Pour la majorité des éprouvettes, il n'est pas possible de déterminer avec certitude le site d'amorçage.

3.1.1.2 Torsion

Des essais de fatigue de torsion à 20 kHz ont été réalisés dans le but d'identifier la résistance en fatigue à 10^9 cycles. Les résistances en fatigue à 10^9 cycles en traction et torsion ($R = -1$) devaient permettre d'identifier les paramètres de critères de fatigue. Les essais de torsion à 20 kHz n'ont pas pu être menés à bien car l'auto-échauffement au cours de l'essai était trop important. Même avec un refroidissement de l'éprouvette par air comprimé, l'élévation de température après environ 10^7 cycles était de l'ordre de 140°C pour les essais de torsion ($R = -1$) contre uniquement 1°C en traction-compression ($R = -1$). Ceci reste à approfondir, par manque de temps les essais et les investigations associées n'ont pas pu être terminés.

3.1.2 Détection de l'amorçage de fissures par analyse harmonique en temps réel

La détection de l'amorçage de fissures est un verrou technique crucial pour ce travail. Le système d'analyse harmonique en temps réel doit permettre d'interrompre les essais de fatigue ultrasonique au moment de l'amorçage d'une fissure de fatigue afin de pouvoir observer sa propagation par tomographie synchrotron. La détection de l'amorçage de fissures est faite en temps réel grâce au dispositif d'analyse harmonique in-situ qui permet de mesurer la vitesse de déplacement de l'extrémité libre de l'éprouvette au cours de l'essai de fatigue ultrasonique. Comme expliqué au chapitre 2, l'essai est interrompu automatiquement lorsque l'amplitude du deuxième harmonique du signal de vitesse dépasse un seuil réglable par l'utilisateur. Après le traitement, en temps réel, du signal par Transformée de Fourier Rapide (TFR), il est possible de calculer l'évolution du paramètre de non-linéarité, β , en fonction du nombre de cycles, N (voir chapitre 2, section 2.4.2 pour plus de détails). La figure 3.6 présente l'évolution de β en fonction du nombre de cycles pour l'éprouvette *E24B* testée à une amplitude de contrainte $\sigma_a = 95\text{ MPa}$. L'essai a été arrêté automatiquement par le système à $N = 4,78 \times 10^6$ cycles après que l'amplitude du deuxième harmonique a dépassé la valeur seuil, le β ayant atteint une valeur de 12,9 dB.

À partir du début de l'essai et jusqu'à l'amorçage probable de la fissure, la valeur de β diminue de 0 à -7 dB. Kumar *et al.* [2010] ont observé un comportement similaire sur un alliage d'aluminium AS7GU. Ces auteurs émettent l'hypothèse que la diminution de β en début d'essai est due à l'adoucissement du matériau au cours des premiers cycles de chargement.

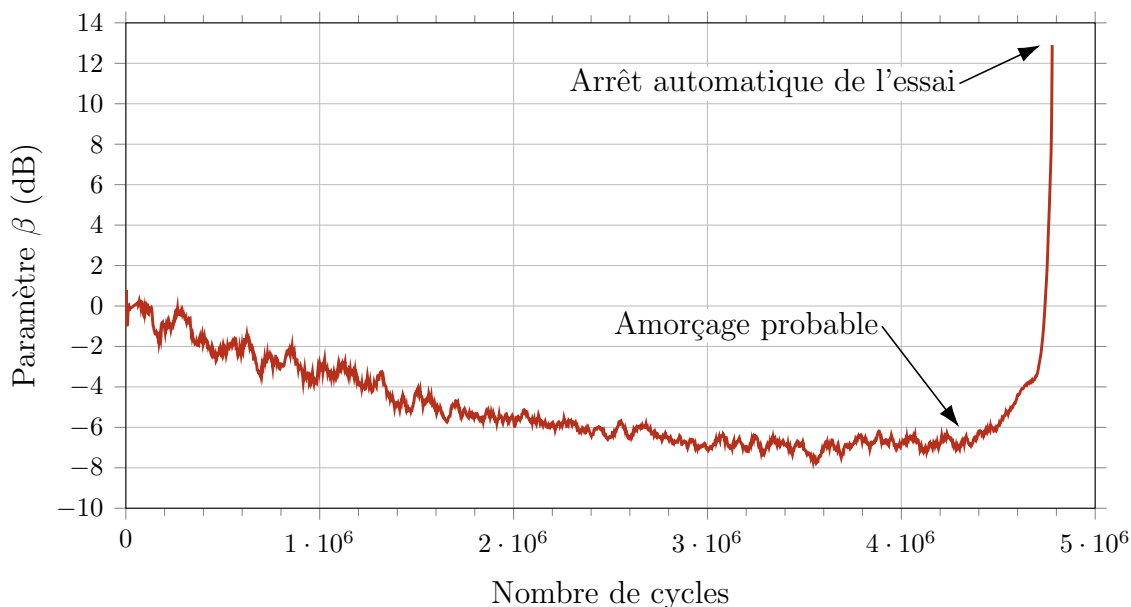


Figure 3.6 – Évolution du paramètre de non-linéarité β en fonction du nombre de cycles pour l'éprouvette *E24B* testée à une amplitude de contrainte $\sigma_a = 95$ MPa. L'essai a été interrompu automatiquement après $N = 4,78 \times 10^6$ cycles.

Les mécanismes de propagation de fissures de fatigue à 20 kHz pour l'alliage considéré sont facilement identifiables sur les faciès de rupture. Ainsi, pour vérifier que l'augmentation de la valeur de β est due à l'amorçage d'une fissure, l'éprouvette *E24B* a été démontée de la machine d'essais ultrasonique puis montée sur une machine de traction afin d'être rompue en traction monotone quasi-statique. La figure 3.7 présente l'observation au MEB du faciès de rupture de l'éprouvette *E24B*. Une zone de rupture cristallographique correspondant à une fissure de fatigue (à gauche de la figure 3.7a, $\sqrt{A} \approx 740$ μm) a effectivement été détectée par le système d'analyse harmonique en temps réel. La fissure s'est amorcée à partir d'un pore proche de la surface qu'il est possible d'observer sur la figure 3.7b. La zone à droite de la figure 3.7a est la zone de rupture ductile causée par la rupture lors de l'essai de traction quasi-statique. Comme il est possible de l'observer sur la figure 3.6, l'augmentation finale de β débute à partir de $N_a = 4,36 \times 10^6$ cycles. Étant donné les observations du faciès de rupture, il est raisonnable de penser que le début de cette augmentation rapide correspond à l'amorçage de la fissure ce qui permet d'évaluer la durée de la phase de propagation à $N_p \approx 4,2 \times 10^5$ cycles. Ceci permet d'estimer une vitesse moyenne de propagation $\Delta\sqrt{A}/\Delta N \approx 1,8 \times 10^{-9}$ m/cycle. Cette valeur est de l'ordre de grandeur du seuil de non propagation de fissures habituellement fixé vers 10^{-10} - 10^{-9} m/cycle.

3.1. AMORÇAGE DE FISSURES

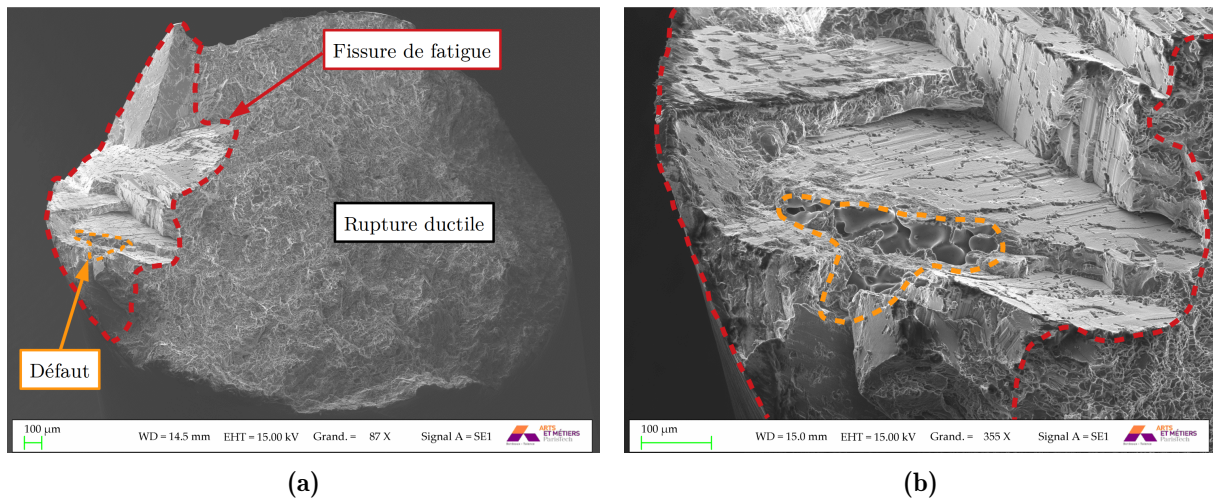


Figure 3.7 – Observations au MEB du faciès de rupture de l'éprouvette *E24B* testée à une amplitude de contrainte $\sigma_a = 95$ MPa et rompue après $N_r = 3,75 \times 10^6$ cycles. (a) Vue globale et (b) vue agrandie.

Le dispositif d'analyse harmonique a systématiquement été utilisé lors des essais in-situ synchrotron pour détecter l'amorçage de fissures au cours des essais de fatigue ultraso-

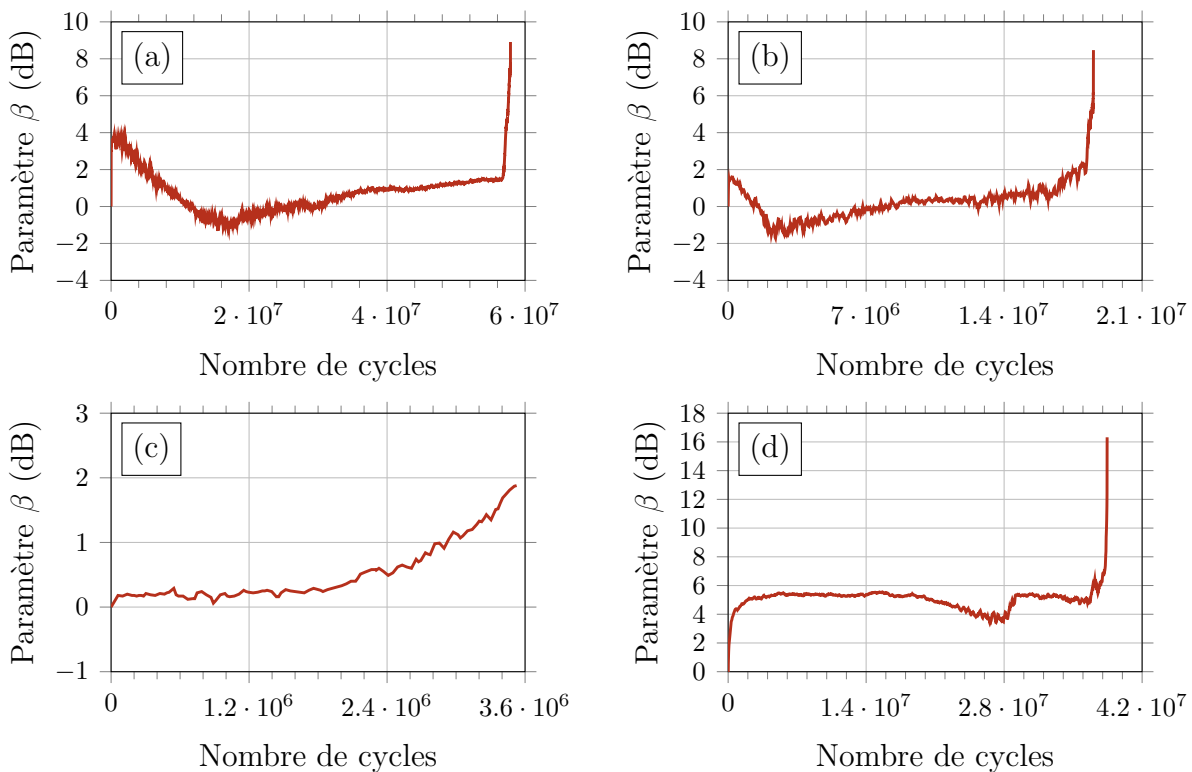


Figure 3.8 – Évolution des paramètres de non-linéarité β en fonction des nombres de cycles pour les éprouvettes (a) *E46* (défaut centré), (b) *E56* (défaut centré), (c) *E61* (défauts naturels) et (d) *E119* (défaut centré) testées à des amplitudes de contrainte respectives de $\sigma_a = 75$ MPa, $\sigma_a = 75$ MPa, $\sigma_a = 80$ MPa et $\sigma_a = 60$ MPa.

nique. La figure 3.8 présente les évolutions de β en fonction des nombres de cycles pour les éprouvettes $E46$ (lot à *défaut centré*, figure 3.8a), $E56$ (lot à *défaut centré*, figure 3.8b), $E61$ (lot à *défauts naturels*, figure 3.8c) et $E119$ (lot à *défaut centré*, figure 3.8d) testées respectivement aux synchrotrons SLS, Soleil et Elettra pour les deux dernières. Pour les éprouvettes $E46$ et $E56$, β diminue lors des premiers cycles comme cela était le cas pour l'éprouvette $E24B$ dont les résultats sont présentés ci-dessus. À l'inverse, pour les éprouvettes $E61$ et $E119$, les premiers cycles de chargement voient les valeurs de β augmenter. Les évolutions de β pour chaque éprouvette présentent une variabilité dont l'origine est pour l'instant inconnue ; un travail supplémentaire est nécessaire afin d'éclaircir ce point. Dans tous les cas, les amorçages de fissures ont efficacement été détectés par le dispositif. Les variations, $\Delta\beta$, de β en fin d'essais sont respectivement de 7,4 dB, 7,1 dB, 1,6 dB et 10,9 dB pour les éprouvettes $E46$, $E56$, $E61$ et $E119$.

Les fissures détectées dans les éprouvettes $E46$, $E56$ et $E119$ de tailles moyennes respectives $\sqrt{A} = 728 \mu\text{m}$, $\sqrt{A} = 675 \mu\text{m}$ et $\sqrt{A} = 679 \mu\text{m}$ se sont amorcées à partir des défauts internes artificiels dont les diamètres équivalents respectifs sont $1133 \mu\text{m}$, $1030 \mu\text{m}$ et $1113 \mu\text{m}$. La fissure détectée pour l'éprouvette $E61$ a une taille moyenne $\sqrt{A} = 589 \mu\text{m}$ et s'est amorcée à partir d'un pore situé en surface de l'éprouvette d'un diamètre équivalent égal à $140 \mu\text{m}$.

Le tableau 3.2 synthétise les résultats de détection de l'amorçage de fissures par analyse harmonique en temps réel. La valeur de $\Delta\beta$ et la taille de fissure détectée ne présentent aucune corrélation. Comme les faciès de rupture le montrent, de même que les observations de tomographie présentées par la suite, les géométries de fissures détectées sont complexes et variées entraînant ainsi des modes de rupture différents pour chaque fissure. Ceci peut expliquer pourquoi il est difficile de corréler la taille de fissure détectée avec l'augmentation de β . Les éprouvettes n'étant pas cassées en deux parties après $N_a + N_p$ cycles, le nombre de cycles de propagation N_p évalué est inférieur au nombre réel de cycle de propagation.

	σ_a (MPa)	$\Delta\beta$ (dB)	\sqrt{A} fissure (μm)	N_a (cycles)	N_p (cycles)	$\frac{\Delta\sqrt{A}}{\Delta N}$ (m/cycle)	Amorçage
$E24B$	95	19.8	740	$4,36 \times 10^6$	$4,2 \times 10^5$	$1,8 \times 10^{-9}$	Surface
$E46$	75	7,4	728	$5,67 \times 10^7$	$1,2 \times 10^6$	$6,1 \times 10^{-10}$	Interne
$E56$	75	7,1	675	$1,77 \times 10^7$	$8,0 \times 10^5$	$8,4 \times 10^{-10}$	Interne
$E61$	80	1,6	589	$1,84 \times 10^6$	$1,7 \times 10^6$	$3,5 \times 10^{-10}$	Surface
$E119$	60	10,9	679	$3,75 \times 10^7$	$1,0 \times 10^6$	$6,8 \times 10^{-10}$	Interne

Tableau 3.2 – Synthèse des résultats de détection de l'amorçage de fissures par analyse harmonique en temps réel. Éprouvette $E24B$: lot *sain*, éprouvette $E61$: lot à *défauts naturels* et éprouvettes $E46$, $E56$ et $E119$: lot à *défaut centré*.

3.1.3 Mécanismes d’amorçage de fissures

L’objectif de cette partie est de discuter les mécanismes d’amorçage de fissures de fatigue internes sur les défauts artificiels de fonderie. La discussion s’appuiera sur une analyse des champs mécaniques de l’éprouvette *E119* pour laquelle l’amorçage d’une fissure de fatigue a été détecté et observé par tomographie synchrotron. Les faciès de rupture présentés précédemment le montrent, la microstructure à proximité du site d’amorçage et dans la section utile joue un rôle prépondérant dans les mécanismes d’amorçage (et de propagation) de fissures de fatigue dans l’alliage d’aluminium de fonderie étudié.

Avant de procéder aux essais de fatigue, la microstructure de l’éprouvette *E119* a été caractérisée par tomographie à contraste de diffraction (DCT) [Ludwig *et al.*, 2010] au synchrotron ESRF sur la ligne de lumière ID11¹. Cette technique permet d’obtenir une description volumique de la forme et de l’orientation des grains d’un polycristal. Les données de DCT ont été traitées par Arnaud Junet dans le cadre de son travail de thèse [Junet, 2020]. Les calculs par éléments finis et l’analyse des observations de tomographie ont été réalisées grâce au maillage du polycristal issu des données de DCT. Les résultats présentés ici sont des preuves expérimentales des interactions entre fissures et microstructure. Les simulations réalisées pour étudier ces phénomènes emploient des modèles simples d’élasticité linéaire.

3.1.3.1 Observations expérimentales

La figure 3.9 présente la segmentation des données de tomographie, vue en 3D, du défaut artificiel de fonderie (en rouge) et des fissures (en vert) amorcées dans l’éprouvette *E119*. Cette figure illustre également de façon schématique la microstructure aux alentours de la zone d’amorçage (grains 2, 9, 18, 23 et 25), la direction de chargement est orientée selon z .

Trois sites d’amorçage distincts dans le grain 18 sont identifiables, ceux-ci seront nommés S_A , S_B et S_C . Les fissures issues de ces sites seront respectivement nommées A , B et C . La fissure C a bifurqué dans le grain 2, cette partie de la fissure sera nommée C' . Le tableau 3.3 regroupe les coordonnées sphériques (figure 3.10) des normales aux plans des fissures A , B , C et C' . Les fissures amorcées à partir des sites S_A et S_B sont quasiment parallèles alors que la fissure amorcée à partir du site S_C a une orientation tout à fait différente. La bifurcation de la fissure dans le grain 2 et les arrêts des fissures A et B à la limite du grain 18 seront discutés par la suite en section 3.2.2.

La matrice d’aluminium de l’alliage étudié a une structure cristalline cubique à faces centrées qui possède 12 systèmes de glissement de type $\{111\} \langle 110 \rangle$ où les dislocations sont le plus susceptible d’apparaître et de se déplacer. À partir des données de DCT, il

1. Merci à Wolfgang Ludwig pour son aide dans le traitement/dépouillement des données de DCT.

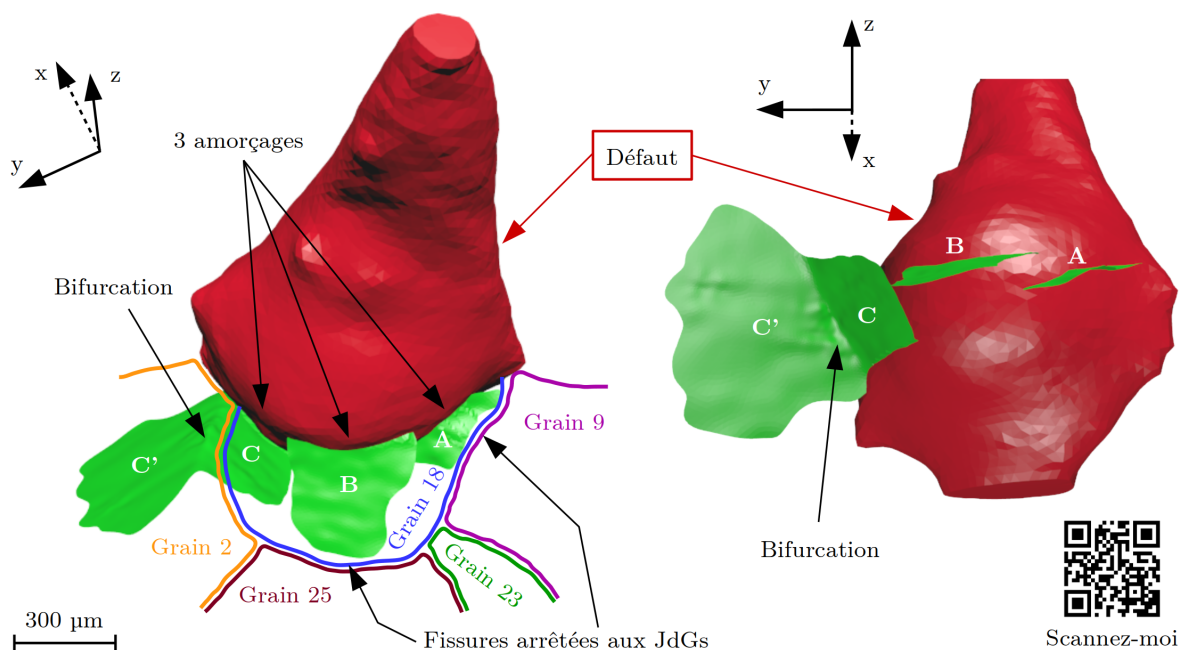


Figure 3.9 – Illustrations en 3D des segmentations du défaut artificiel de fonderie (en rouge) et des fissures amorçées (en vert) observées par tomographie synchrotron dans l'éprouvette *E119*. Une version 3D interactive est disponible en suivant [ce lien](https://skfb.ly/6ToUH) (<https://skfb.ly/6ToUH>).

est possible d'obtenir les orientations des systèmes de glissement dans le système de coordonnées sphériques global ainsi que les facteurs de Schmid associés à chaque système (en supposant que la sollicitation est uniaxiale dans la direction \vec{z}). Le tableau 3.4 regroupe les orientations des plans denses et des directions de glissement privilégiées ainsi que les facteurs de Schmid des systèmes de glissement du grain 18 où les amorçages de fissures ont eu lieu.

Les deux systèmes de glissement avec les facteurs de Schmid les plus élevés sont les

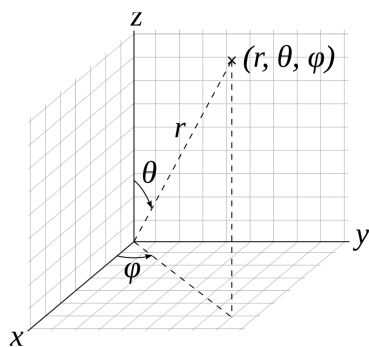


Figure 3.10 – Définition du système de coordonnées sphériques.

Fissure	φ	θ
A	-27°	150°
B	-25°	149°
C	-64°	42°
C'	16°	49°

Tableau 3.3 – Coordonnées sphériques des normales aux plans de fissuration pour les fissures A, B, C et C' de l'éprouvette *E119*.

3.1. AMORÇAGE DE FISSURES

Système de glissement	Plan		Direction de glissement		
	φ	θ	φ	θ	Facteur de Schmid
s1 : $\{111\} \langle \underline{101} \rangle$	13°	84°	109°	49°	0.07
s2 : $\{111\} \langle \underline{011} \rangle$			-103°	13°	0.10
s3 : $\{111\} \langle \underline{110} \rangle$			102°	108°	0.03
s4 : $\{111\} \langle \underline{101} \rangle$	-54°	43°	109°	49°	0.49
s5 : $\{111\} \langle \underline{011} \rangle$			49°	79°	0.15
s6 : $\{111\} \langle \underline{110} \rangle$			2°	117°	0.34
s7 : $\{111\} \langle \underline{011} \rangle$	85°	77°	-103°	13°	0.22
s8 : $\{111\} \langle \underline{110} \rangle$			2°	117°	0.10
s9 : $\{111\} \langle \underline{101} \rangle$			-13°	59°	0.11
s10 : $\{111\} \langle \underline{110} \rangle$	-22°	149°	102°	108°	0.27
s11 : $\{111\} \langle \underline{101} \rangle$			-13°	59°	0.44
s12 : $\{111\} \langle \underline{011} \rangle$			49°	79°	0.17

Tableau 3.4 – Orientations des systèmes de glissement du grain 18 dans le repère sphérique global et facteurs de Schmid associés.

systèmes s4 ($\{111\} \langle \underline{101} \rangle$) et s11 ($\{111\} \langle \underline{101} \rangle$) avec des facteurs respectifs égaux à 0,49 et 0,44. La normale au plan dense associée au système s4 a pour orientation : $\varphi_{s4} = -54^\circ$ et $\theta_{s4} = 43^\circ$. Ces angles sont assez proches de l'orientation de la fissure en C dont la normale au plan de fissuration a pour coordonnées sphériques : $\varphi_C = -64^\circ$ et $\theta_C = 42^\circ$. La normale au plan dense associée au système s11 a pour orientation : $\varphi_{s11} = -22^\circ$, $\theta_{s11} = 149^\circ$. Ces angles sont également proches des orientations des fissures en A et B dont les normales aux plans de fissuration ont pour coordonnées sphériques : $\varphi_A = -27^\circ$, $\theta_A = 150^\circ$ et $\varphi_B = -25^\circ$, $\theta_B = 149^\circ$.

La figure 3.11 illustre, sur la segmentation des données de tomographie de l'éprouvette

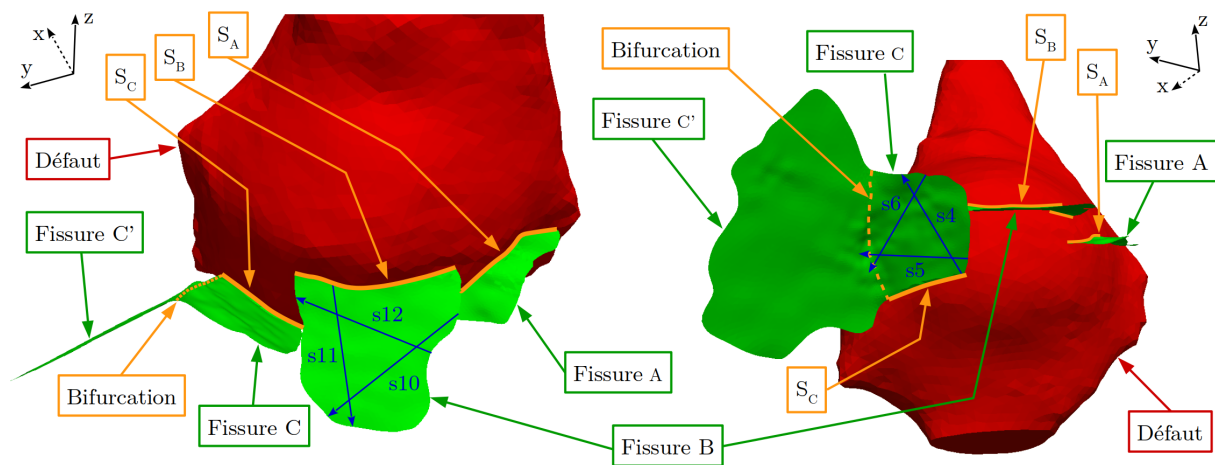


Figure 3.11 – Illustration des directions de glissement du grain 18 de l'éprouvette E119 : les directions s4, s5, s6 sont représentées sur la segmentation de la fissure C et les directions s10, s11 et s12 sont représentées sur la segmentation de la fissure B.

E_{119} fissurée, les directions de glissement s_4 , s_5 , s_6 du grain 18 pour la fissure C et s_{10} , s_{11} et s_{12} du grain 18 pour la fissure B . Cette figure permet d'observer que les directions de glissement avec les facteurs de Schmid les plus élevés sont cohérentes avec les observations de la géométrie de la fissure :

- La fissure A se propage à partir du défaut artificiel selon la direction du système s_{11} (figure 3.11) jusqu'à ce qu'elle soit bloquée au joint entre les grains 18 et 9 (figure 3.9).
- La fissure B se propage à partir du défaut artificiel selon la direction du système s_{11} (figure 3.11) jusqu'à ce qu'elle soit bloquée au joint entre les grains 18 et 25 (figure 3.9).
- La fissure C se propage à partir du défaut artificiel dans la direction du système s_4 (figure 3.11) puis bifurque dans le grain 2 après avoir franchi le joint entre le grain 18 et le 2 (figure 3.9).

À partir des données de DCT il est possible de recenser la présence de 30 grains autour du défaut artificiel de fonderie. La figure 3.12 présente la distribution en fréquence d'apparition des facteurs de Schmid associés aux 12 systèmes de glissement des 30 grains entourant le défaut artificiel. Parmi les systèmes de glissement, 13 ont un facteur de Schmid supérieur à 0,49 et 33 ont un facteur de Schmid supérieur à 0,44. Le facteur de Schmid est normalement calculé sous l'hypothèse d'une sollicitation uniaxiale. Or, à proximité du défaut le champ de contrainte est multiaxial. L'efficacité du facteur de Schmid à prévoir le site d'amorçage est alors limitée. Les limites de l'emploi du facteur de Schmid pour la prévision du chemin de fissuration ont d'ailleurs déjà été soulevées par différents auteurs [Herbig *et al.*, 2011; King *et al.*, 2011] lors d'études couplant DCT et imagerie par tomographie. Les défauts, l'anisotropie du cristal et les hétérogénéités de microstructure au sens large entraînent des incompatibilités de déformations qui rendent le champ de contraintes multiaxial. Il est donc nécessaire de prendre en compte ces facteurs afin de pouvoir expliquer la localisation des sites d'amorçage, ce qui est l'objet de la section suivante.

3.1.3.2 Modélisations numériques

Modèles de comportement

Deux modèles ont été utilisés dans les simulations pour étudier l'influence de la microstructure sur les mécanismes d'amorçage de fissures à partir du défaut de fonderie artificiel interne :

- Homogène élastique linéaire isotrope, en considérant les propriétés de l'alliage d'aluminium étudié $E = 74$ GPa et $\nu = 0,35$.
- Polycristallin élastique linéaire anisotrope, en considérant le comportement élastique cristallin de l'aluminium adapté des travaux de Sauzay [2006]. Les constantes C_{11} , C_{12} et C_{44} (symétrie cubique, selon la notation de Voigt [Huntington, 1958])

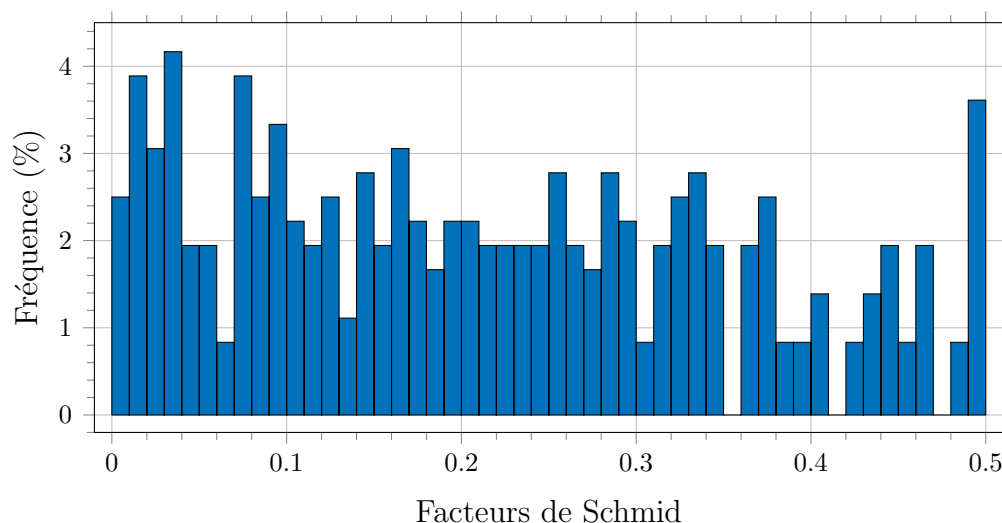


Figure 3.12 – Distribution des facteurs de Schmid des systèmes de glissement des 30 grains recensés à la surface du défaut artificiel de fonderie (nombre de valeurs 360).

issues de la littérature sont modifiées pour que le coefficient d'anisotropie $a = 2C_{44}/(C_{11} - C_{12})$ reste constant (ici égal à 1,23) et que le module d'Young calculé par homogénéisation des propriétés cristallines [Collings, 1986] soit égal à 74 GPa avec un coefficient de Poisson de 0,35. Les propriétés cristallines seront donc les suivantes : $C_{11} = 112,6$ GPa, $C_{12} = 64$ GPa et $C_{44} = 29,8$ GPa. Ainsi, les résultats de la simulation polycristalline élastique linéaire anisotrope sont comparables en moyenne à ceux de la simulation homogène élastique linéaire isotrope.

Les orientations des grains pour le modèle polycristallin élastique linéaire anisotrope sont les orientations réelles déterminées par DCT. Ces orientations sont décrites par les angles d'Euler [Bunge, 1982] : φ_1 , Φ et φ_2 comme illustré en figure 3.13.

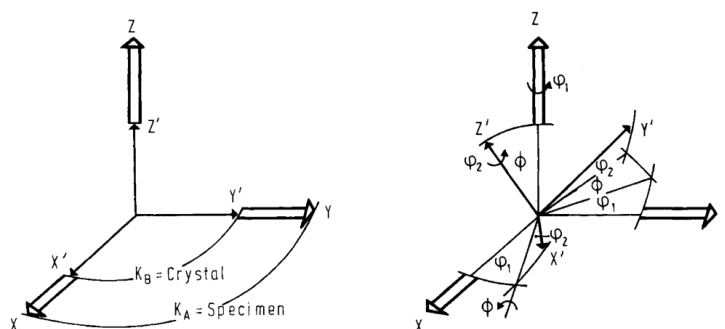


Figure 3.13 – Schéma de définition des angles d'Euler utilisés pour la description de l'orientation d'un cristal [Bunge, 1982].

Conditions de calculs

La sollicitation mécanique des essais de fatigue à 20 kHz est générée par les effets d'inertie dus à la vibration de l'éprouvette selon son mode propre. La distribution de la contrainte axiale σ_{zz} , obtenue par un calcul harmonique par éléments finis, est illustrée en figure 3.14 pour une éprouvette avec épaulements. La variation de la contrainte axiale selon l'axe z sur 1 mm de part et d'autre du centre de l'éprouvette est de l'ordre de 3% ; la sollicitation mécanique dynamique peut ainsi être considérée comme quasiment uniforme dans cette zone. Les simulations des champs mécaniques pour la partie utile de l'éprouvette seront donc réalisés par un calcul quasi-statique supposé équivalent à un calcul dynamique à 20 kHz.

Le volume maillé utilisé pour les calculs par éléments finis, illustré en figure 3.15a, possède un diamètre de 3 mm et une hauteur de 2 mm. Il correspond à la partie utile de l'éprouvette **non fissurée** où se trouve le défaut artificiel de fonderie qui est traité comme une grosse porosité. Le maillage est constitué d'éléments tétraédriques linéaires (610 145 éléments). Les conditions aux limites appliquées pour réaliser le calcul sont indiquées sur le schéma illustré en figure 3.15b. Les nœuds de la partie inférieure sont bloqués dans

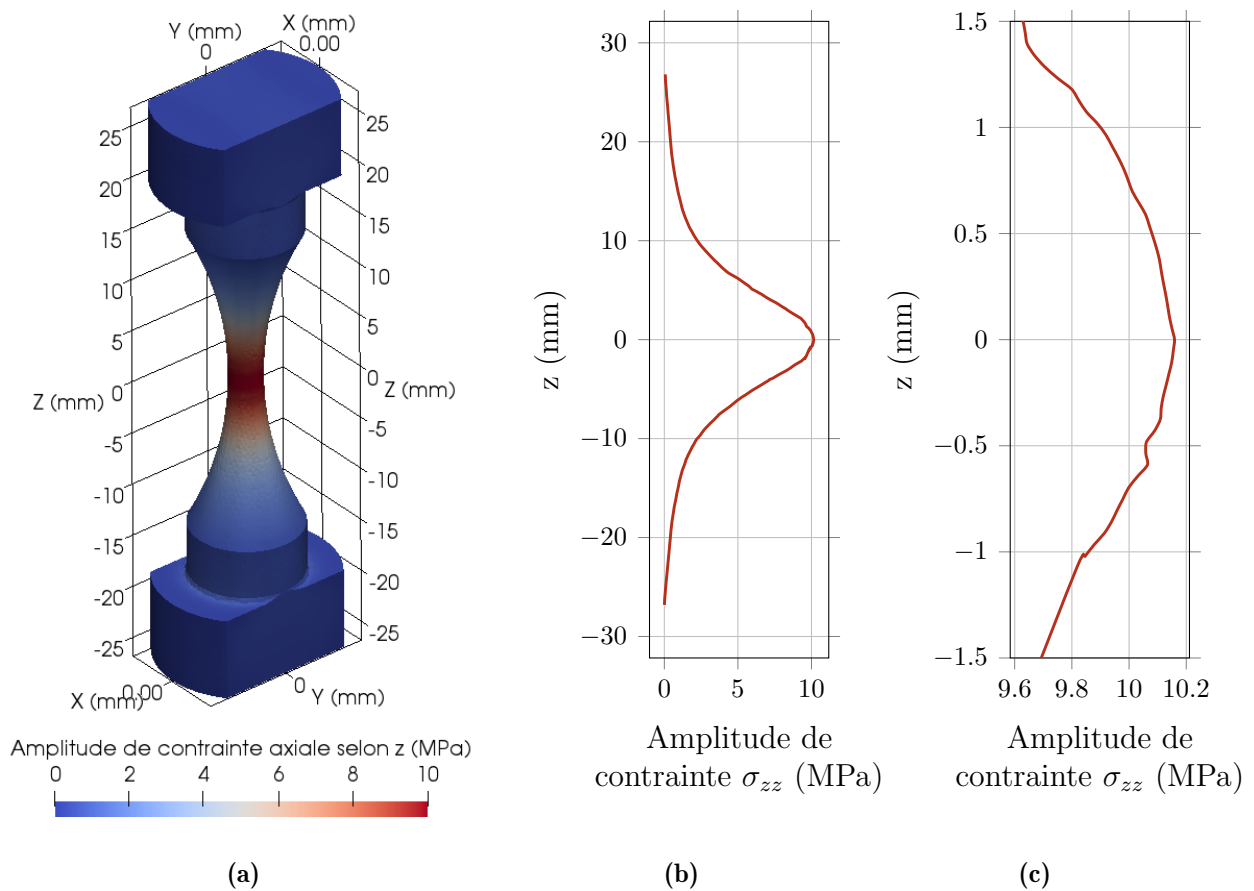


Figure 3.14 – Amplitude de contrainte axiale σ_{zz} pour une amplitude de déplacement imposée à une extrémité de l'éprouvette $U_0 = 1 \mu\text{m}$: (a) vue 3D en surface de l'éprouvette, distribution selon la hauteur z (b) sur toute la hauteur de l'éprouvette et (c) sur 1,5 mm de part et d'autre du centre de l'éprouvette.

la direction \vec{z} , un de ces nœuds est également bloqué dans les directions \vec{x} et \vec{y} afin d'éviter les mouvements de corps rigide. Un déplacement uniforme égal à $1,622 \mu\text{m}$ est appliqué aux nœuds de la partie supérieure afin de simuler un chargement mécanique similaire à l'essai ultrasonique réalisé ($\sigma_a = 60 \text{ MPa}$).

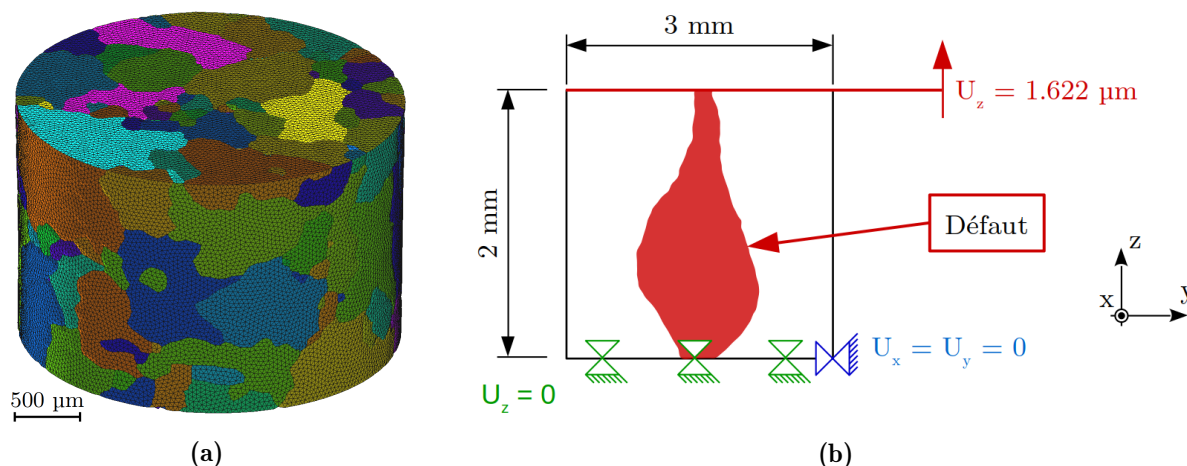


Figure 3.15 – (a) Illustration du maillage utilisé pour les calculs polycristallins sur l'éprouvette *E119*. (b) Schéma explicatif des conditions aux limites appliquées pour les calculs polycristallins sur l'éprouvette *E119*.

Critère de Crossland

À proximité du défaut, l'état de contrainte est multiaxial. Aussi afin d'analyser les résultats de simulations du point de vue de la fatigue, un critère de fatigue multiaxiale sera utilisé. Par soucis de simplicité et par manque de temps, le critère de Crossland a été choisi car déjà employé avec succès sur l'alliage d'aluminium étudié [Mu *et al.*, 2014b] et sur un alliage proche (A356) [Iben Houria *et al.*, 2015; Roy *et al.*, 2012] lors de précédentes études. Cependant, étant donné les mécanismes d'amorçage observés par tomographie, l'emploi d'un critère de fatigue de type plan critique [Karolczuk et Macha, 2005; McDiarmid, 1991; Morel, 2000] ou d'approches locales à l'échelle du cristal [Guerschais *et al.*, 2014; Hor *et al.*, 2014] auraient été probablement plus adaptées à l'analyse (ce point est discuté dans les perspectives).

La contrainte équivalente de Crossland, σ_{eq}^{Cr} , utilisée comme indicateur de fatigue, est calculée sur un cycle de chargement de période T à partir de la valeur maximale de la contrainte hydrostatique, $I_{1,max}$:

$$I_{1,max} = \frac{1}{3} \max_{t \in T} [\text{trace}(\underline{\underline{\sigma}}(t))] \quad (3.1)$$

et de l'amplitude de cission octaédrale, $J_{2,a}$:

$$J_{2,a} = \frac{1}{2\sqrt{2}} \max_{t_i \in T} \left\{ \max_{t_j \in T} \left[\sqrt{(\underline{S}(t_i) - \underline{S}(t_j)) : (\underline{S}(t_i) - \underline{S}(t_j))} \right] \right\} \quad (3.2)$$

où \underline{S} est la partie déviatorique du tenseur des contraintes $\underline{\sigma}$. Le critère de Crossland est alors formulé tel que :

$$\sigma_{eq}^{Cr} = \sqrt{J_{2,a}} + \alpha_{Cr} I_{1,max} \leq \beta_{Cr} \quad (3.3)$$

où α_{Cr} et β_{Cr} sont des paramètres du modèle, identifiés à partir des résistances en fatigue médianes sur éprouvettes lisse ($K_t = 1$), sans défaut, pour un nombre de cycles à rupture donné, N_r , en traction alternée symétrique ($R = -1$), $\sigma_{f,Tr}^{R=-1}$ et en torsion alternée symétrique ($R = -1$), $\sigma_{f,To}^{R=-1}$:

$$\alpha_{Cr} = \frac{\sigma_{f,To}^{R=-1} - \frac{\sigma_{f,Tr}^{R=-1}}{\sqrt{3}}}{\frac{\sigma_{f,Tr}^{R=-1}}{3}} \quad (3.4)$$

et

$$\beta_{Cr} = \sigma_{f,To}^{R=-1}. \quad (3.5)$$

Lorsque la valeur de la contrainte équivalente de Crossland excède la valeur de β_{Cr} , la probabilité d'amorçage d'une fissure de fatigue pour un nombre de cycles N_r est alors de 50 %.

Les paramètres du modèle ont été identifiés par Mu *et al.* [2014b] dans le cadre du projet ANR IDEFFAAR, pour un nombre de cycles à rupture $N_r = 5 \times 10^6$ cycles, pour le même alliage élaboré par le CTIF :

$$\alpha_{Cr} = 0.801 \quad (3.6)$$

$$\beta_{Cr} = 77 \text{ MPa}. \quad (3.7)$$

Toutefois, pour l'éprouvette $E119$, dont la simulation est réalisée ici, l'amorçage a eu lieu après $N_a = 3,85 \times 10^7$ cycles. La durée de vie à l'amorçage pour cette éprouvette est donc environ 10 fois supérieure à celle pour laquelle le critère a été identifié.

Résultats des simulations

La figure 3.16 présente les distributions de contraintes équivalentes de Crossland tracées le long de trois segments orientés selon les directions d_A , d_B et d_C issues respectivement des sites d'amorçage S_A , S_B et S_C comme illustré en figure 3.17. Les hauteurs z des segments orientés d_A , d_B et d_C sont choisies pour que les directions de tracé soient issues des sites d'amorçage S_A , S_B et S_C (en orange, figure 3.17). Ces segments orientés sont perpendiculaires à la direction de sollicitation et au bord du défaut. Pour chaque

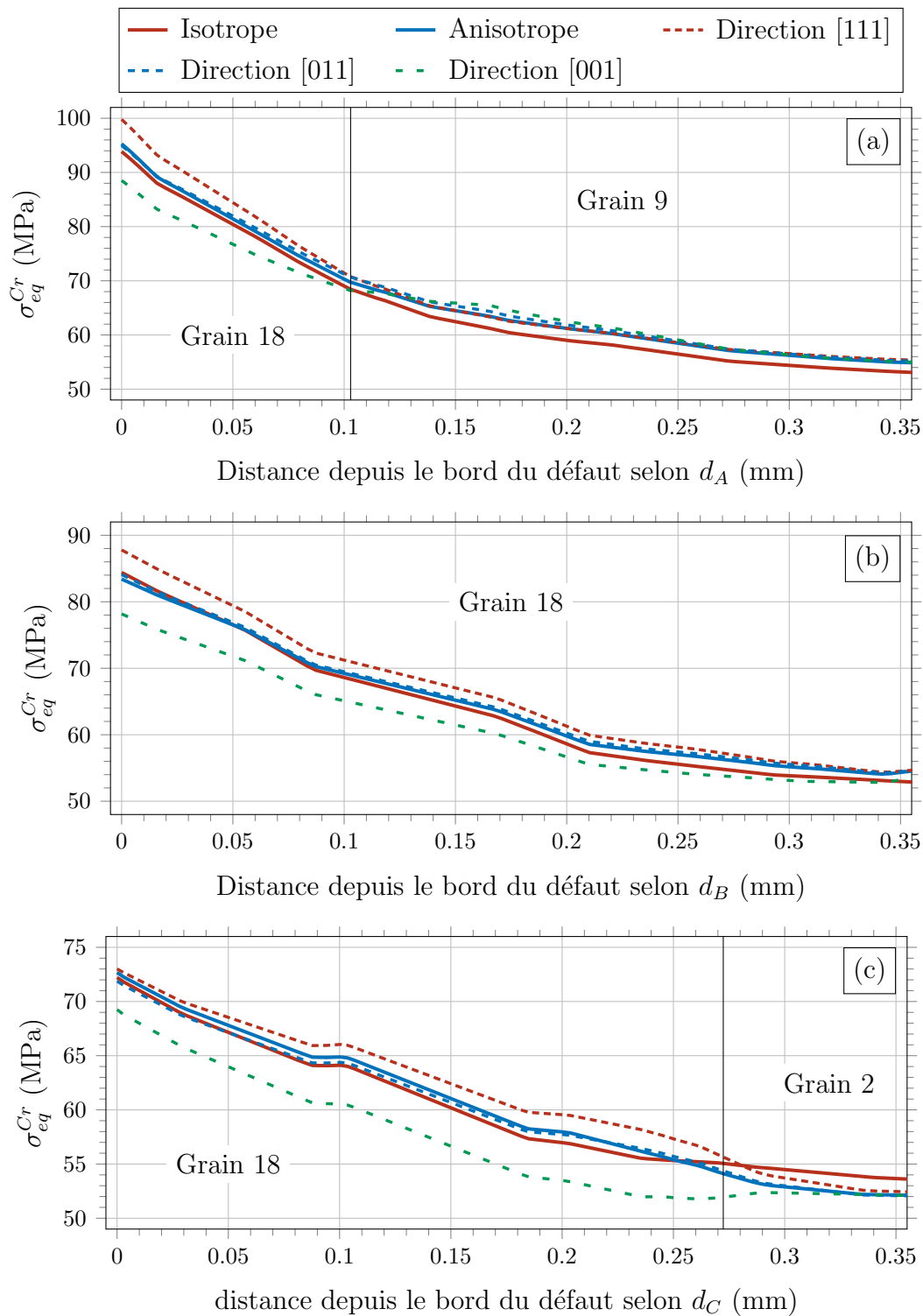


Figure 3.16 – Évolution de la contrainte équivalente de Crossland pour (a) le site d'amorçage S_A , tracée selon la direction d_A , (b) le site d'amorçage S_B , tracée selon la direction d_B et (c) le site d'amorçage S_C , tracée selon la direction d_C et pour les 5 modèles simulés : élastique linéaire isotrope, polycristallin élastique linéaire anisotrope, directions $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$ et $\langle 111 \rangle$ du grain 18 parallèles à l'axe de sollicitation. Les directions d_A , d_B et d_C utilisées pour les tracés sont représentées en figure 3.17.

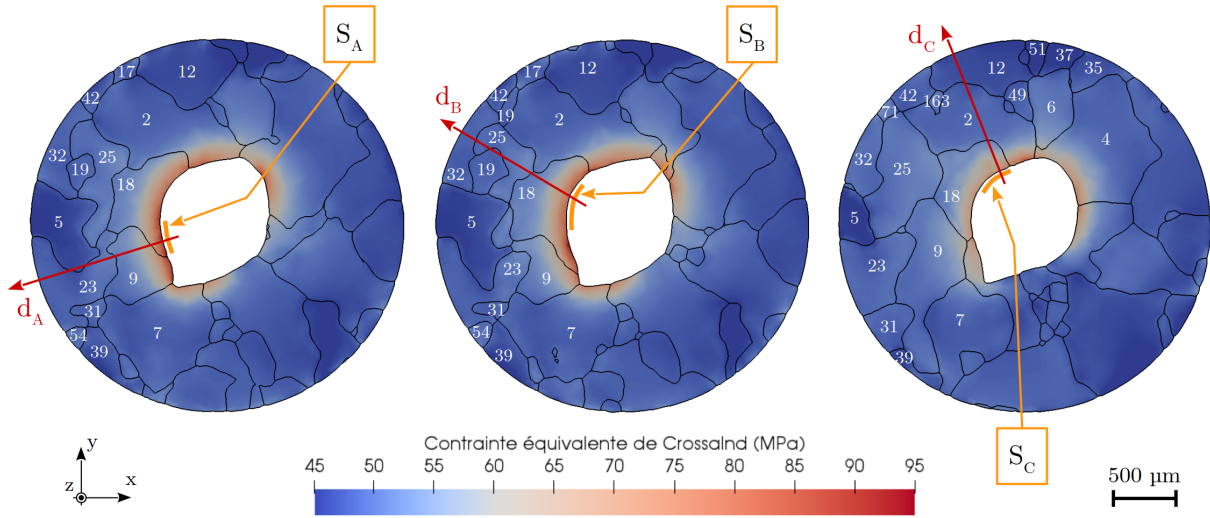


Figure 3.17 – Distribution de la contrainte équivalente de Crossland pour le modèle polycristallin élastique linéaire anisotrope dans les sections qui correspondent aux sites d’amorçage S_A , S_B et S_C . Les évolutions de la contrainte équivalente de Crossland présentées en figure 3.16 sont tracées selon les droites d_A , d_B et d_C représentées sur cette figure.

site d’amorçage, la contrainte équivalente de Crossland est tracée dans le cas homogène élastique linéaire isotrope, polycristallin élastique linéaire anisotrope, et pour trois orientations ”extrêmes” du grain 18. L’objectif est de quantifier la variabilité de la contrainte équivalente de Crossland associée à l’orientation cristalline du grain 18 où l’amorçage des fissures A , B et C a eu lieu. Les cas simulés sont les suivants :

- Un grain ”mou” où $\varphi_1 = 0^\circ$, $\Phi = 0^\circ$ et $\varphi_2 = 0^\circ$, le plan $\{001\}$ est perpendiculaire à l’axe de sollicitation de l’éprouvette.
- Un grain ”intermédiaire” où $\varphi_1 = 0^\circ$, $\Phi = 45^\circ$ et $\varphi_2 = 0^\circ$, le plan $\{011\}$ est perpendiculaire à l’axe de sollicitation de l’éprouvette.
- Un grain ”dur” où $\varphi_1 = 0^\circ$, $\Phi = \arctan(\sqrt{2}) = 54,74^\circ$ et $\varphi_2 = 45^\circ$, le plan $\{111\}$ est perpendiculaire à l’axe de sollicitation de l’éprouvette.

Pour le modèle polycristallin élastique linéaire anisotrope, la valeur maximale de la contrainte équivalente de Crossland au bord du défaut est égale à 95 MPa, 83 MPa et 73 MPa pour les sites d’amorçage désignés respectivement par S_A , S_B et S_C . Comme le montrent les figures 3.16 et 3.17, le gradient de contrainte s’étend sur une longueur maximale d’environ 300 μm . Les différences relatives sur les distributions spatiales de contrainte de Crossland entre les modèles homogène élastique linéaire isotrope et polycristallin élastique linéaire anisotrope varient entre 1 et 3%. Pour les sites d’amorçage S_A et S_B , le seuil $\beta_{Cr} = 77$ MPa est dépassé, ce qui n’est pas le cas pour le site S_C .

La valeur de la contrainte équivalente de Crossland au bord du défaut est le paramètre d’ordre 1 pilotant l’amorçage de fissures de fatigue ; sa variation due à l’orientation cristalline est importante. Bien que l’aluminium soit souvent considéré comme un matériau

3.1. AMORÇAGE DE FISSURES

faiblement anisotrope (coefficient d'anisotropie $a = 1,23$) comparé au cuivre ($a = 3,26$) ou au fer ($a = 3,36$) [Sauzay, 2006], l'anisotropie peut entraîner une variation du champ de contrainte de l'ordre de 10%. En considérant le cas particulier du site d'amorçage S_B , la contrainte équivalente de Crossland au bord du défaut varie de 78 MPa pour la direction $\langle 001 \rangle$ et à 88 MPa pour la direction $\langle 111 \rangle$. Du point de vue du critère de Crossland, cette variation peut permettre de franchir ou non le seuil macroscopique β_{Cr} et donc causer l'amorçage ou non d'une fissure de fatigue. L'analyse sur l'exemple du site d'amorçage S_B est purement qualitative, en réalité le seuil microscopique est supérieur au seuil macroscopique [Hor *et al.*, 2014; Robert *et al.*, 2012].

La figure 3.18a présente la distribution en fréquence d'apparition de la contrainte équivalente de Crossland pour tous les nœuds présents sur la surface du défaut dans le cas du modèle polycristallin élastique linéaire anisotrope. La figure 3.18b illustre les nœuds à la surface du défaut pour lesquels la valeur de la contrainte équivalente de Crossland est supérieure au seuil $\beta_{Cr} = 77$ MPa. La position de ces nœuds est bien corrélée avec les sites d'amorçage de fissures. Cependant d'autres points chauds sont présents à des endroits du défaut ou aucune fissure ne s'est amorcée.

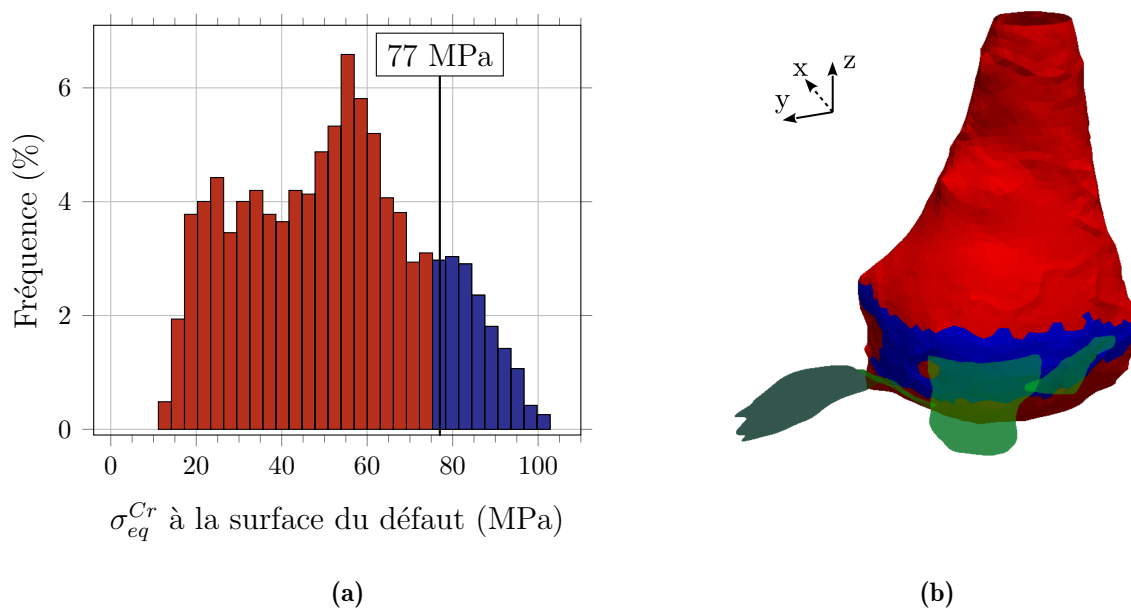


Figure 3.18 – (a) Fréquence d'apparition de la contrainte équivalente de Crossland en surface du défaut artificiel par classe de 5 MPa (3097 valeurs au total) dans le cas du modèle polycristallin élastique linéaire anisotrope. (b) Représentation en 3D du défaut artificiel de fonderie de l'éprouvette $E119$ (en rouge) et de la zone de sa surface où la contrainte équivalente de Crossland est supérieure au seuil $\beta_{Cr} = 77$ MPa (en bleu). La segmentation de la fissure est rappelée à titre indicatif en vert mais le calcul est bien réalisé sur un volume **non fissuré**.

L'influence de l'orientation cristalline est exacerbée par la taille de grain importante ($\approx 600 \mu\text{m}$). Les défauts artificiels introduits dans les éprouvettes ont des diamètres équiva-

lents de l'ordre du millimètre. Le rapport entre la taille de grain et le diamètre équivalent du défaut est donc de 0,6 approximativement. Si le champ de contrainte local et l'orientation du grain le permettent, une fissure d'une taille de l'ordre de la taille de grain peut s'amorcer sur le défaut, couvrant ainsi une partie importante de la circonférence de

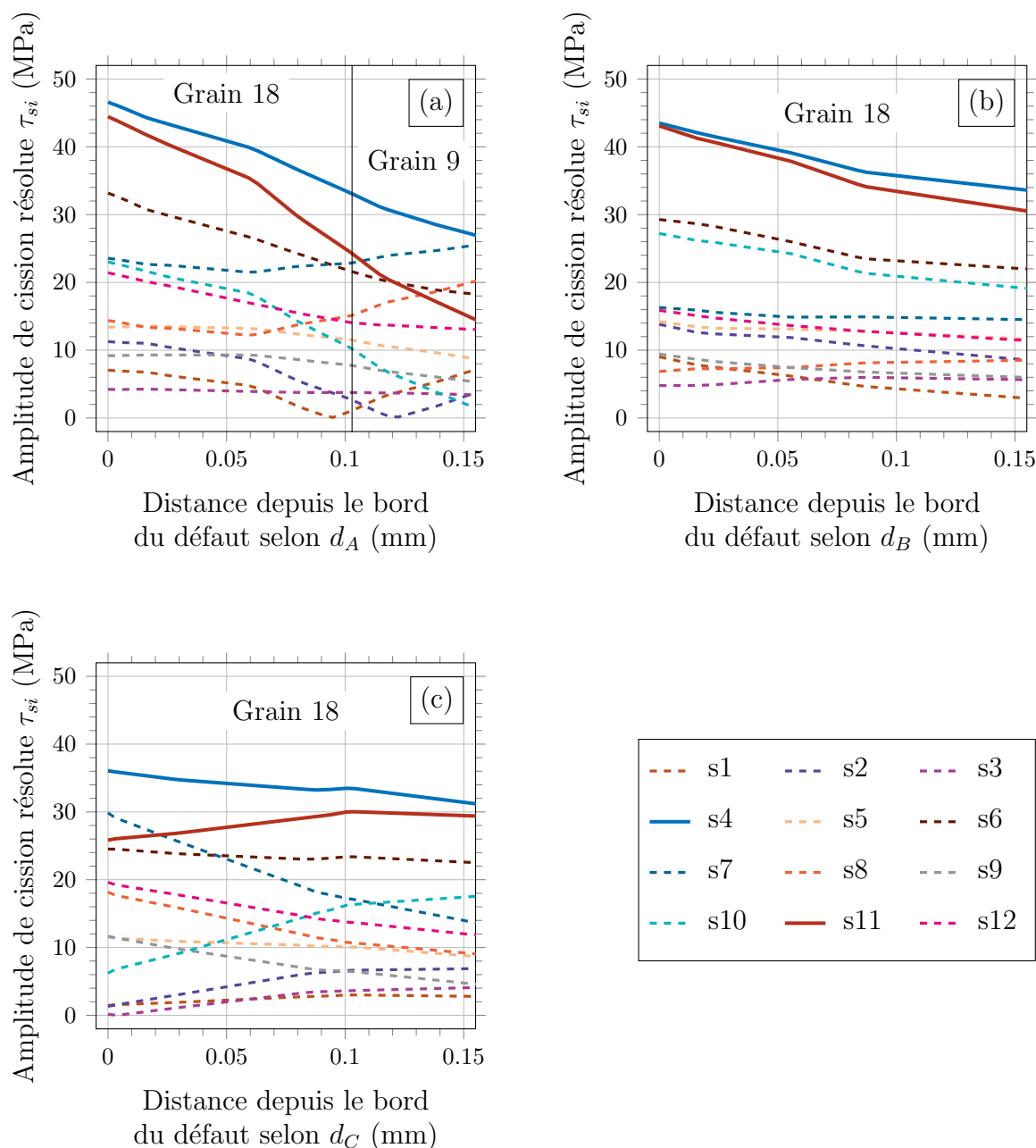


Figure 3.19 – Évolution des amplitudes de cisssions résolues sur les systèmes de glissement s_1 à s_{12} pour (a) le site d'amorçage S_A , tracée selon la direction d_A , (b) le site d'amorçage S_B , tracée selon la direction d_B et (c) le site d'amorçage S_C , tracée selon la direction d_C . La simulation est réalisée pour un modèle polycristallin élastique linéaire anisotrope. Les directions d_A , d_B et d_C utilisées pour les tracés sont représentées en figure 3.17.

celui-ci. La rupture finale de l'éprouvette survient par la suite si cette fissure parvient à franchir les diverses barrières microstructurales présentes sur son chemin. Les observations expérimentales montrent que les fissures pour l'éprouvette *E119* s'amorcent en mode mixte II/III et donc que le cisaillement joue un rôle prépondérant dans les mécanismes d'amorçage comme cela est connu en fatigue à grand nombres de cycles.

La figure 3.19 présente l'évolution des amplitudes de cissions résolues sur les systèmes de glissement s_1 à s_{12} , tracées selon les directions d_A , d_B et d_C (figure 3.17). Pour les sites d'amorçage S_A et S_B , les amplitudes maximales de cissions résolues sont atteintes sur les systèmes de glissement s_4 et s_{11} avec des valeurs comprises entre 43 et 46 MPa. L'importante valeur d'amplitude de cission résolue selon le système s_{11} pour S_A et S_B est cohérente avec les observations expérimentales des plans de fissuration *A* et *B* (figure 3.11). Les valeurs d'amplitudes de cissions résolues au bord du défaut selon les systèmes s_4 et s_{11} sont similaires pour les sites S_A et S_B ; la différence, inférieure à 2 MPa, n'est pas significative étant donné les incertitudes de calcul. Dans l'état actuel, il est difficile d'expliquer pourquoi l'amorçage sur les sites S_A et S_B a eu lieu selon le système s_{11} et non s_4 ; la contrainte normale au plan de glissement peut être un facteur déterminant sur ce point. Pour le site d'amorçage S_C , l'amplitude maximale de cission résolue de 36 MPa est atteinte sur le système s_4 dont l'orientation correspond au plan de fissuration de la fissure *C* (figure 3.11). Cette valeur est bien inférieure à celle atteinte pour les sites S_A et S_B . Ceci peut être dû à l'amorçage en premier lieu des fissures *A* et *B* dont les propagations se sont arrêtées à des joints de grains (figure 3.9). La présence de ces fissures peut avoir engendré une redistribution des contraintes autour du défaut qui a mené à l'amorçage de la fissure *C* dans un second temps. Les directions de fissuration sont tout de même bien corrélées aux systèmes de glissement où les amplitudes de cissions résolues sont maximales. Les résultats des simulations indiquent clairement qu'un critère de fatigue de type plan critique pourrait être utilisé pour étudier ici plus en détail les mécanismes d'amorçage de fissures.

La figure 3.20a présente la distribution en fréquence d'apparition des valeurs en surface du défaut des cissions résolues selon tous les systèmes de glissement τ_{si} ; la queue de distribution d'amplitudes de cissions résolues est plus discriminante que celle de la distribution de contrainte équivalent de Crossland (figure 3.18a). La comparaison des figures 3.18 et 3.20 montre qu'un critère basé sur l'amplitude de cission résolue serait donc plus approprié. Il est possible de fixer un seuil arbitraire de 40 MPa afin d'observer la localisation des points chauds d'amplitude de cission résolue en surface du défaut. Les valeurs extrêmes d'amplitudes de cissions résolues sur les systèmes de glissement sont bien corrélées avec la position de l'amorçage des fissures (figure 3.20b).

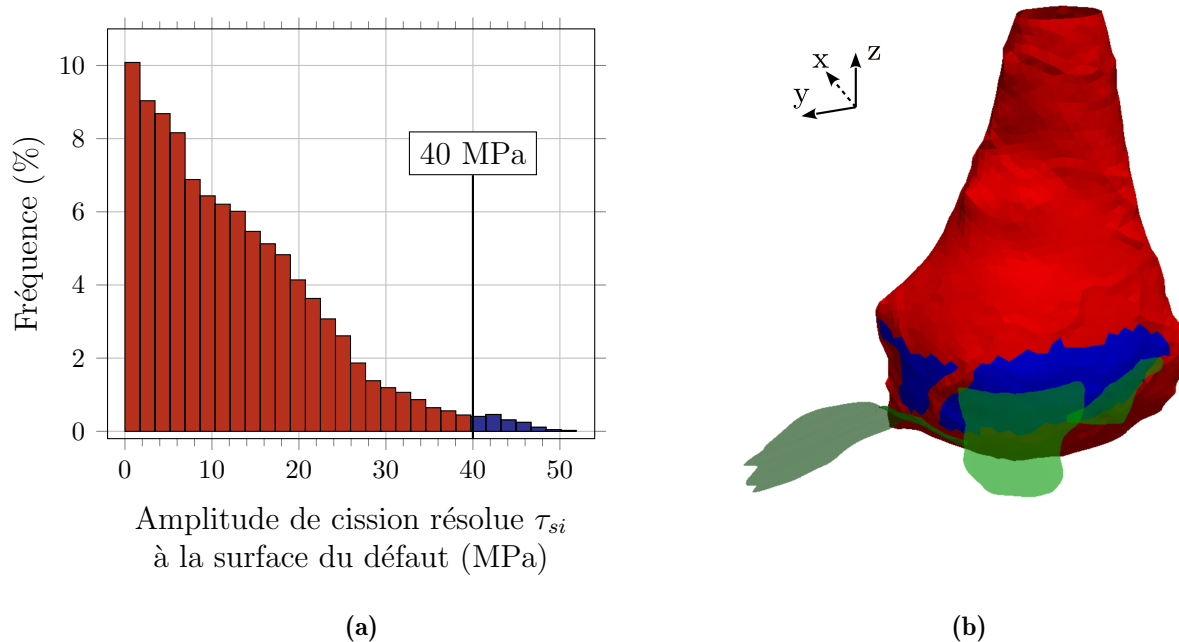


Figure 3.20 – (a) Fréquence d'apparition des amplitudes de cissions résolues par classes de 5 MPa pour tous les systèmes de glissement, τ_{si} , en surface du défaut artificiel (37164 valeurs au total). (b) Représentation en 3D du défaut artificiel de fonderie de l'éprouvette *E119* (en rouge) et de la zone de sa surface où les cissions résolues selon les systèmes *s4* et *s11* sont supérieures à 40 MPa (en bleu). La segmentation de la fissure est rappelée à titre indicatif en vert mais le calcul est bien réalisé sur un volume **non fissuré**.

3.2 Propagation de fissures

Après avoir détaillé les mécanismes d’amorçage de fissures internes dans la précédente partie, les résultats et l’analyse présentés ici porteront sur les mécanismes et cinétiques de propagation de fissures internes. Dans un premier temps, les résultats des essais de propagation de fissures de fatigue à 20 kHz sous air seront présentés. Ils serviront de données de référence auxquelles seront comparées les observations en tomographie in-situ de la propagation de fissures internes. Dans un second temps, les mécanismes associés à la propagation des fissures internes seront discutés, notamment leur interaction avec la microstructure et l’effet de l’environnement sur la propagation.

3.2.1 Essais de propagation de fissures de fatigue à 20 kHz sous air

Pour rappel, la méthode expérimentale utilisée pour réaliser les essais de propagation de fissures de fatigue à 20 kHz sur éprouvette plate a été présentée au chapitre 2, section 2.3.4.

3.2.1.1 Mécanismes de propagation à 20 kHz sous air

La figure 3.21 présente des observations réalisées post-mortem sur l’éprouvette 33C. Du fait de la taille de grain assez importante (environ 600 μm , figure 3.21b), la fissure observée n’est pas rectiligne. Étant donné le dispositif expérimental, il n’a pas été possible d’observer la fissure et de la mesurer simultanément sur les deux faces de l’éprouvette, comme le recommande la norme ASTM E647 [ASTM, 2013]. Les interactions entre fissure et microstructure peuvent provoquer des différences de longueurs de fissure entre les deux faces, mais celles-ci ne sont pas quantifiables avec les moyens d’essai mis en œuvre. Les lignes verticales rouges repérées A1, A2, A3, A4 et A5 symbolisent les arrêts de fissure observés sur une face de l’échantillon lors de l’essai de propagation. Le tableau 3.5 rassemble les valeurs de ΔK et les nombres de cycles pour lesquels un arrêt de fissure a été constaté pour chaque repère illustré en figure 3.21. Les arrêts de fissure pour les repères A4 et A5 correspondent à la présence d’un joint de grains. Pour les repères A1, A2 et A3, les arrêts ne correspondent pas exactement à des joints de grains mais la présence d’une telle barrière microstructurale en sous-surface provoquant un arrêt est probable comme cela a déjà été observé [Ludwig *et al.*, 2003]. Les arrêts de fissure² sont observés pour des valeurs de ΔK de 1,81 à 3,21 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ et pour des longueurs de fissures allant jusqu’à 2,8 mm. Bien que la taille de fissure soit largement supérieure à la taille de grain moyenne ($\approx 600 \mu\text{m}$), la taille de la zone de plasticité cyclique, pour une valeur de $\Delta K = 3,21 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, est égale à 18 μm ce qui est bien inférieure à la taille de grain et explique la forte influence de la microstructure (cf. section 1.2.2). Le faciès de rupture présente encore une fois des zones cristallographiques habituellement observées sous vide à basse fréquence (figure 3.22a [Serrano-Munoz *et al.*, 2016]). Malgré cela, la zone de rupture proche de l’entaille ressemble à ce qui est observé pour cet alliage sous air à

2. Vitesses de propagation moyennes inférieures à 10^{-12} m/cycle.

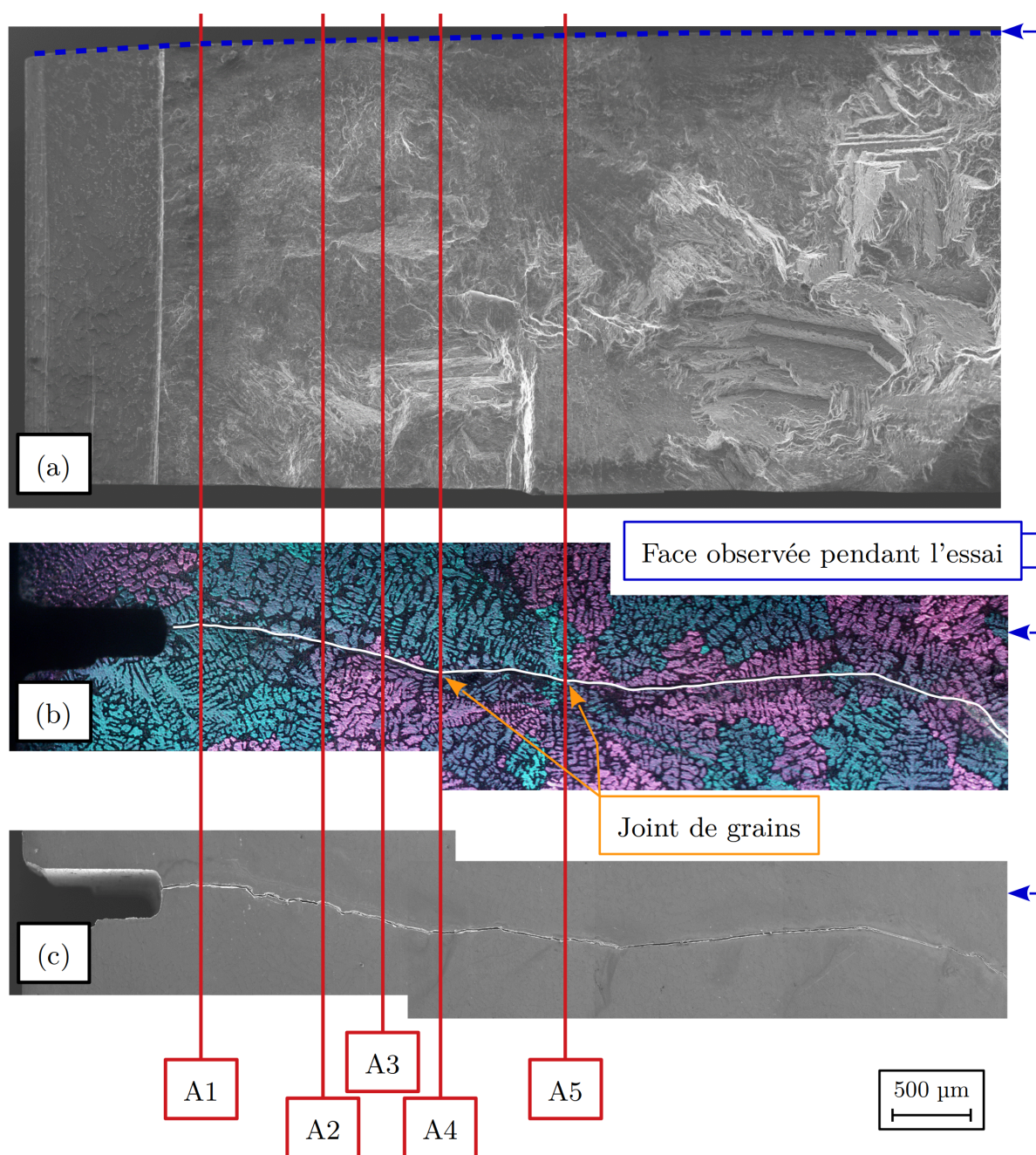


Figure 3.21 – (a) Observation au MEB du faciès de rupture de l'éprouvette plate 33C. (b) Observation au microscope optique du flanc de l'éprouvette 33C polie et attaquée au réactif de Barker. (c) Observations au MEB du flanc de l'éprouvette 33C. Les lignes verticales symbolisent les arrêts de fissure observés lors des essais de propagation.

basse fréquence (figure 3.22b [Serrano-Munoz *et al.*, 2016]). L'observation d'une zone de rupture cristallographique pour les éprouvettes de propagation (figure 3.21) comme pour les éprouvettes d'endurance (figure 3.3) montre que, pour cet alliage, la propagation à 20 kHz sous air est similaire à une propagation à basse fréquence sous vide. Lors de la propagation d'une fissure d'une longueur Δa , le temps disponible pour oxyder la surface de rupture nouvellement créée dépend de la période d'un cycle Δt et donc de la fréquence

3.2. PROPAGATION DE FISSURES

Repère	A1	A1	A1	A2	A2	A3	A3	A4	A5	A5
ΔK (MPa $\sqrt{\text{m}}$)	1,81	1,88	1,98	2,40	2,50	2,59	2,69	2,82	3,01	3,21
ΔN (cycles)	5×10^7	10^7	5×10^7	10^7	10^7	10^7	10^7	10^7	10^7	10^7

Tableau 3.5 – Synthèse des valeurs de ΔK et des nombres de cycles durant lesquels les arrêts A1, A2, A3, A4 et A5 (illustrés en figure 3.21) ont été observés pour l'éprouvette 33C. La méthode de calcul des étendues de facteur d'intensité des contraintes a été présentée au chapitre 2.

d'essai f . Si la cinétique d'oxydation n'est pas assez rapide pour permettre à l'environnement d'influencer la propagation de fissures à 20 kHz, cette dernière se déroule alors comme sous vide [Henaff *et al.*, 2007; Holper *et al.*, 2003].

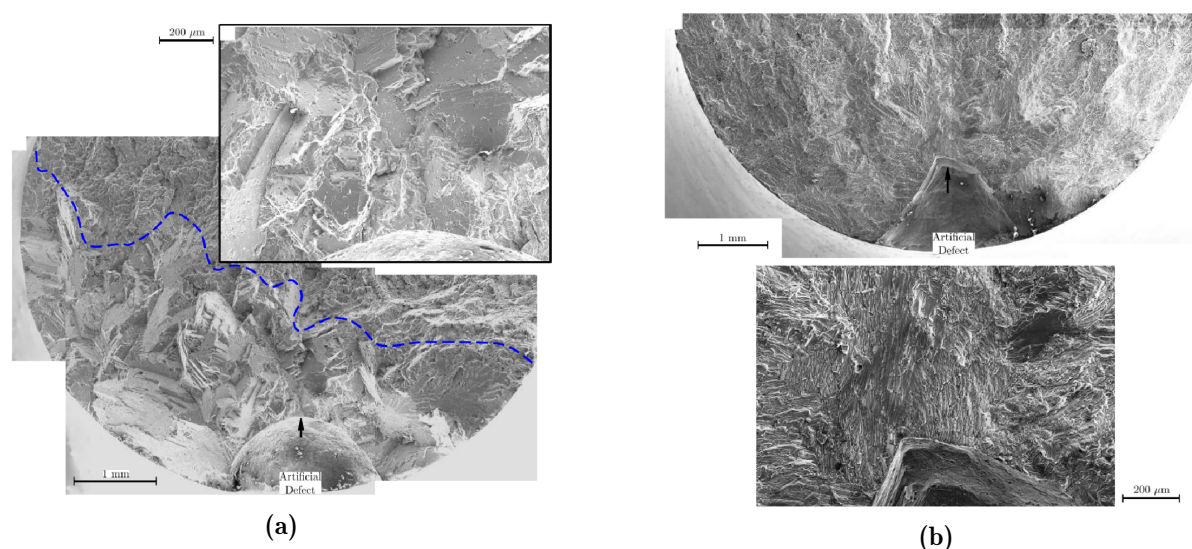


Figure 3.22 – (a) Faciès de rupture d'une éprouvette à défaut de surface ($\sqrt{Aire} = 1215 \mu\text{m}$) cyclée à 108 Hz sous vide ($R = 0,1$, $\sigma_a = 133 \text{ MPa}$, $N = 2,5 \times 10^6$ cycles). (b) Faciès de rupture d'une éprouvette à défaut de surface ($\sqrt{Aire} = 1377 \mu\text{m}$) cyclée à 108 Hz sous air ($R = 0,1$, $\sigma_a = 67 \text{ MPa}$, $N = 1,5 \times 10^6$ cycles) [Serrano-Munoz *et al.*, 2016].

3.2.1.2 Cinétiques de propagation à 20 kHz sous air

La figure 3.23 présente une synthèse des résultats des essais de propagation de fissure à 20 kHz sous air sur 3 éprouvettes plates dont la géométrie a été présentée au chapitre 2. Cette figure présente également des résultats d'essais de propagation à 20 Hz sous air et sous vide issus de la littérature [Rotella, 2018]. Ces derniers essais ont été conduits sur des éprouvettes CT dont les dimensions sont similaires à celles des éprouvettes utilisées dans ce travail et pour des tailles de fissures de 1 à 6 mm. Les rapports de charges, pour les essais à 20 Hz, varient entre $R = 0,1$ et $R = 0,8$ afin d'éviter les effets de fermeture et ainsi travailler avec des valeurs effectives de facteurs d'intensité des contraintes. Dans cette étude, les

essais à 20 kHz sont menés pour un rapport de charge $R = -1$. Le facteur d'intensité des contraintes permettant l'ouverture de la fissure est supposé nul ($K_{I,ouv} = 0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) et donc : $\Delta K_I = K_{I,max} - K_{I,ouv} = K_{I,max}$. À notre connaissance, la détermination de $K_{I,ouv}$ à 20 kHz n'est pas encore possible.

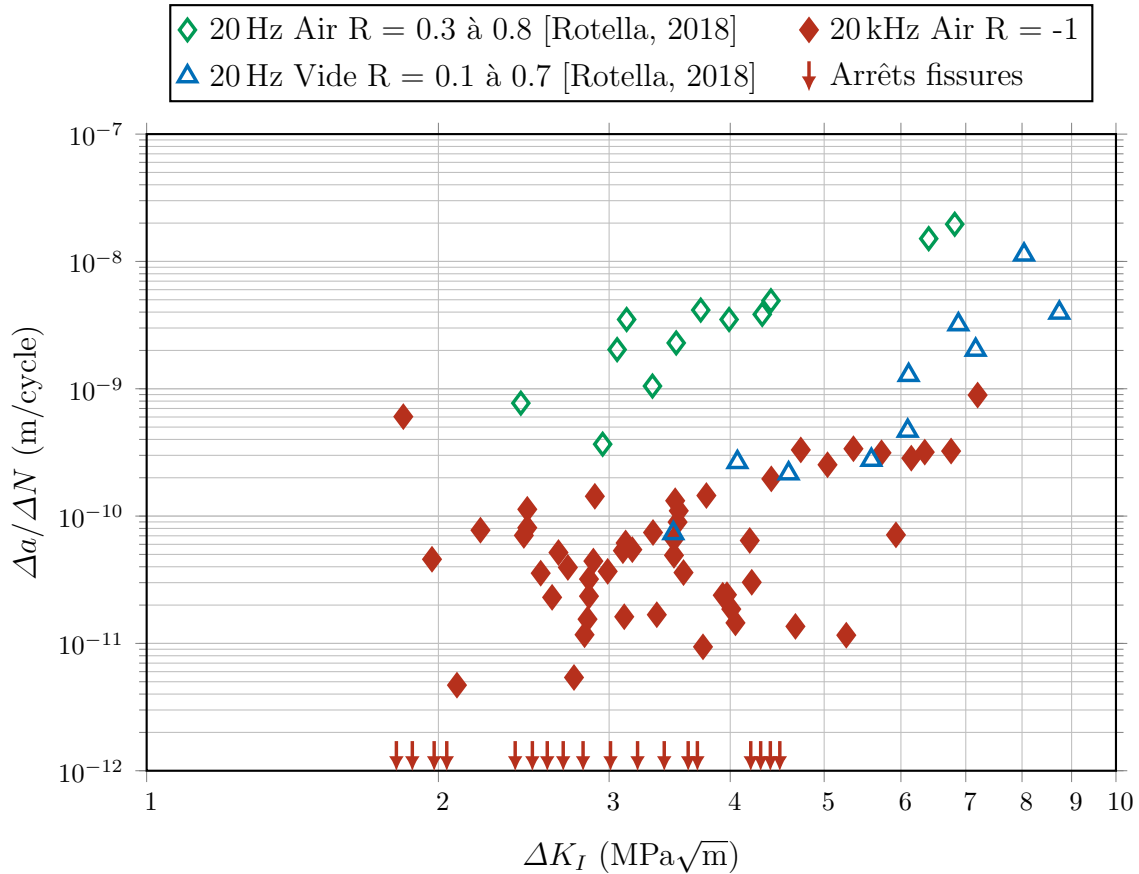


Figure 3.23 – Cinétiques de propagation de fissures à 20 kHz sous air pour l'alliage d'aluminium A357-T6 étudié. Ces données sont comparées à des résultats issus de la littérature pour des essais à 20 Hz sous air et sous vide [Rotella, 2018].

L'influence de la microstructure - notamment les arrêts aux joints de grains - provoque une forte dispersion des résultats pour des vitesses moyennes de propagation inférieures à 10^{-10} m/cycle. Ce phénomène est habituel en ce qui concerne la propagation de fissures de fatigue courtes [Lankford, 1982; Tanaka et Akiniwa, 1989]. Des arrêts de fissure ont été observés pour des valeurs de ΔK_I s'étendant de 1,81 à 4,50 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, il est donc difficile de définir un facteur d'intensité des contraintes seuil ΔK_{th} . Pour des vitesses moyennes de propagation supérieures à 10^{-10} m/cycle et des valeurs de ΔK_I comprises entre 3 et 8 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, les cinétiques de propagation de fissures à 20 kHz sous air sont similaires aux cinétiques de propagation de fissures à 20 Hz sous vide, toutes deux inférieures aux cinétiques de propagation de fissures à 20 Hz sous air. Ceci est cohérent avec les observations des mécanismes de rupture, sur éprouvettes d'endurance (figure 3.3) et de propagation (figure 3.21), qui sont similaires à 20 kHz sous air et à 20 Hz sous vide.

3.2.1.3 Effet environnement/fréquence

Bien que les résultats des essais d'endurance (figure 3.1) ne présentent pas d'effet de fréquence marqué, les résultats des essais de propagation sous air pour l'alliage A357-T6 montrent que les cinétiques de propagation de fissures sont différentes à 20 Hz et 20 kHz. Holper *et al.* [2003] ont également observé, sur des alliages d'aluminium corroyés 2024-T3 et 7075-UA, que les données d'essais à 20 kHz sous air et à 20 Hz sous vide concordent. Les résultats des essais étayent l'hypothèse d'un effet couplé entre la fréquence d'essai et l'environnement déjà énoncé par certains auteurs [Holper *et al.*, 2003, 2004; Li *et al.*, 2016]. La fréquence des essais ultrasoniques entraîne des vitesses "physiques" de propagation de fissures (en m/s) élevées (10^{-9} m/cycle = 20 μ m/s) de telle sorte que les effets de l'environnement en pointe de fissure ne se développent pas de manière identique qu'à basse fréquence, voire s'annulent complètement. Ainsi, la propagation de fissures à 20 kHz sous air présente de fortes similitudes (mécanismes et cinétiques) avec une propagation à 20 Hz sous vide. De plus, Serrano-Munoz *et al.* [2016] observent la présence d'une rupture cristallographique à partir de défauts artificiels internes où la présence de sel est confirmée (absence de vide). La présence d'une rupture cristallographique n'est donc pas la preuve d'une propagation sous vide mais est certainement caractéristique de l'absence d'air.

3.2.2 Mécanismes de propagation de fissures internes

Les diverses campagnes d'essais in-situ synchrotron ont permis l'observation de l'amorçage et de la propagation de plusieurs fissures de fatigue internes. Les mécanismes de propagation de fissures internes observées par tomographie seront discutés en s'appuyant sur les résultats des éprouvettes *E56* et *E119* toutes deux issues du lot à *défaut artificiel centré*. Une procédure de traitement des données de tomographie a été développée spécialement pour ce travail. Celle-ci est détaillée en annexe C. Pour traiter entièrement un scan (du volume de tomographie au maillage de la fissure) environ une journée est nécessaire. Pour l'éprouvette *E56*, 14 scans ont été réalisés et pour l'éprouvette *E119*, 1 scan. Avec toutes les expériences menées aux synchrotrons, 251 scans ont été réalisés sur 15 éprouvettes pour une taille totale de fichiers d'environ 15 To. Les résultats présentés dans ce rapport représentent une modeste partie au regard de l'ensemble des données recueillies. Ils ont cependant nécessité un temps de traitement conséquent.

Eprouvette *E119*

Certains résultats associés aux essais réalisés sur l'éprouvette *E119* ont déjà été présentés en section 3.1.3.1. Cette éprouvette a été testée à une amplitude de contrainte $\sigma_a = 60$ MPa. Une fissure a été détectée après $3,85 \times 10^7$ cycles sur une augmentation du facteur de non-linéarité β de 10,9 dB. Avant les essais de fatigue in-situ, la microstructure de l'éprouvette *E119* a été caractérisée par DCT. Ceci a permis de déterminer que les trois fissures (*A*, *B* et *C* figures 3.9 et 3.11) observées par tomographie se sont amorcées et propagées dans le grain 18 selon les systèmes de glissement pour lesquels l'amplitude de

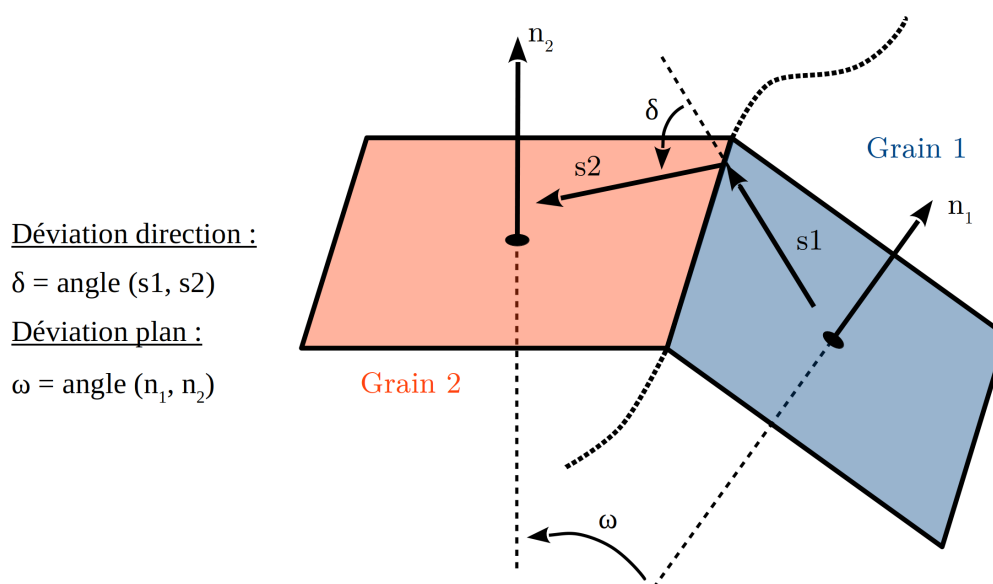


Figure 3.24 – Schéma explicatif de la définition des angles de déviation δ et ω entre les directions et les plans de glissement de deux grains adjacents.

cission résolue était maximale : système s_{11} pour les fissures A et B et système s_4 pour la fissure C . La fissure A s'est arrêtée au joint entre les grains 18 et 9. La fissure B , quant à elle, s'est arrêtée au joint entre les grains 18 et 25. La fissure C ne s'est pas arrêtée et a bifurqué du grain 18 au grain 2. Cette nouvelle portion est notée C' . Les orientations en coordonnées sphériques et les facteurs de Schmid des systèmes de glissement des grains 9, 25 et 2 sont respectivement regroupés dans les tableaux 3.6, 3.7 et 3.8. La figure 3.24 présente la définition de l'angle de déviation entre deux directions de glissement, δ , et l'angle de déviation entre deux plans de glissement ω . En plus des orientations des plans et des directions de glissement, les tableaux 3.6, 3.7 et 3.8 présentent également :

- Les angles de déviation de tous les systèmes de glissement du grain 9 par rapport au système s_{11} du grain 18 (tableau 3.6). La fissure A de l'éprouvette $E119$ se propage dans la direction du système s_{11} du grain 18 et s'arrête au joint avec le grain 9.
- Les angles de déviation de tous les systèmes de glissement du grain 25 par rapport au système s_{11} du grain 18 (tableau 3.7). La fissure B de l'éprouvette $E119$ se propage dans la direction du système s_{11} du grain 18 et s'arrête au joint avec le grain 25.
- Les angles de tous les systèmes de glissement du grain 2 par rapport au système s_4 du grain 18 (tableau 3.8). La fissure C de l'éprouvette $E119$ se propage dans la direction du système s_4 du grain 18 et franchit le joint avec le grain 2 pour bifurquer dans ce dernier et devenir la fissure notée C' .

3.2. PROPAGATION DE FISSURES

Système de glissement	Plan		Direction de glissement			Déviation	
	φ	θ	φ	θ	Facteur de Schmid	ω	δ
s1 : $\{111\} \langle \underline{1}01 \rangle$	49°	97°	127°	31°	0.11	74°	84°
s2 : $\{111\} \langle 0\underline{1}1 \rangle$			-29°	30°	0.11		31°
s3 : $\{111\} \langle \underline{1}\underline{1}0 \rangle$			139°	90°	0.00		41°
s4 : $\{\underline{1}\underline{1}\underline{1}\} \langle \underline{1}01 \rangle$	-16°	64°	127°	31°	0.37	85°	84°
s5 : $\{\underline{1}\underline{1}\underline{1}\} \langle 0\underline{1}1 \rangle$			79°	79°	0.08		87°
s6 : $\{\underline{1}\underline{1}\underline{1}\} \langle \underline{1}\underline{1}0 \rangle$			48°	132°	0.29		88°
s7 : $\{\underline{1}\underline{1}\underline{1}\} \langle 0\underline{1}1 \rangle$	113°	65°	-29°	30°	0.36	46°	31°
s8 : $\{\underline{1}\underline{1}\underline{1}\} \langle \underline{1}\underline{1}0 \rangle$			48°	132°	0.28		88°
s9 : $\{\underline{1}\underline{1}\underline{1}\} \langle \underline{1}01 \rangle$			18°	79°	0.08		35°
s10 : $\{\underline{1}\underline{1}\underline{1}\} \langle \underline{1}\underline{1}0 \rangle$	47°	168°	139°	90°	0.01	29°	41°
s11 : $\{\underline{1}\underline{1}\underline{1}\} \langle \underline{1}01 \rangle$			18°	79°	0.19		35°
s12 : $\{\underline{1}\underline{1}\underline{1}\} \langle 0\underline{1}1 \rangle$			79°	79°	0.18		87°

Tableau 3.6 – Pour l'éprouvette *E119* : orientations des systèmes de glissement du grain 9 dans le repère sphérique global et facteurs de Schmid associés. Déviations des systèmes de glissement du grain 9 par rapport au système *s11* du grain 18.

Système de glissement	Plan		Direction de glissement			Déviation	
	φ	θ	φ	θ	Facteur de Schmid	ω	δ
s1 : $\{111\} \langle \underline{1}01 \rangle$	71°	68°	164°	83°	0.05	87°	71°
s2 : $\{111\} \langle 0\underline{1}1 \rangle$			-157°	31°	0.32		62°
s3 : $\{111\} \langle \underline{1}\underline{1}0 \rangle$			136°	137°	0.27		82°
s4 : $\{\underline{1}\underline{1}\underline{1}\} \langle \underline{1}01 \rangle$	-33°	7°	164°	83°	0.12	47°	71°
s5 : $\{\underline{1}\underline{1}\underline{1}\} \langle 0\underline{1}1 \rangle$			104°	85°	0.09		39°
s6 : $\{\underline{1}\underline{1}\underline{1}\} \langle \underline{1}\underline{1}0 \rangle$			44°	92°	0.03		63°
s7 : $\{\underline{1}\underline{1}\underline{1}\} \langle 0\underline{1}1 \rangle$	134°	102°	-157°	31°	0.18	24°	62°
s8 : $\{\underline{1}\underline{1}\underline{1}\} \langle \underline{1}\underline{1}0 \rangle$			44°	92°	0.01		63°
s9 : $\{\underline{1}\underline{1}\underline{1}\} \langle \underline{1}01 \rangle$			63°	34°	0.18		23°
s10 : $\{\underline{1}\underline{1}\underline{1}\} \langle \underline{1}\underline{1}0 \rangle$	16°	114°	136°	137°	0.30	80°	82°
s11 : $\{\underline{1}\underline{1}\underline{1}\} \langle \underline{1}01 \rangle$			63°	34°	0.34		23°
s12 : $\{\underline{1}\underline{1}\underline{1}\} \langle 0\underline{1}1 \rangle$			104°	85°	0.04		39°

Tableau 3.7 – Pour l'éprouvette *E119* : orientations des systèmes de glissement du grain 25 dans le repère sphérique global et facteurs de Schmid associés. Déviations des systèmes de glissement du grain 25 par rapport au système *s11* du grain 18.

Système de glissement	Plan		Direction de glissement			Déviation	
	φ	θ	φ	θ	Facteur de Schmid	ω	δ
s1 : $\{111\} \langle \underline{1}01 \rangle$	26°	49°	-146°	41°	0.49	55°	68°
s2 : $\{111\} \langle 0\underline{1}1 \rangle$			-81°	71°	0.21		61°
s3 : $\{111\} \langle \underline{1}\underline{1}0 \rangle$			140°	64°	0.28		30°
s4 : $\{\underline{1}\underline{1}\underline{1}\} \langle \underline{1}01 \rangle$	-46°	81°	-146°	41°	0.12	39°	68°
s5 : $\{\underline{1}\underline{1}\underline{1}\} \langle 0\underline{1}1 \rangle$			67°	22°	0.14		35°
s6 : $\{\underline{1}\underline{1}\underline{1}\} \langle \underline{1}\underline{1}0 \rangle$			46°	80°	0.03		63°
s7 : $\{\underline{1}\underline{1}\underline{1}\} \langle 0\underline{1}1 \rangle$	154°	30°	-81°	71°	0.28	70°	61°
s8 : $\{\underline{1}\underline{1}\underline{1}\} \langle \underline{1}\underline{1}0 \rangle$			46°	80°	0.15		63°
s9 : $\{\underline{1}\underline{1}\underline{1}\} \langle \underline{1}01 \rangle$			-16°	60°	0.43		88°
s10 : $\{\underline{1}\underline{1}\underline{1}\} \langle \underline{1}\underline{1}0 \rangle$	61°	111°	140°	64°	0.16	57°	30°
s11 : $\{\underline{1}\underline{1}\underline{1}\} \langle \underline{1}01 \rangle$			-16°	60°	0.18		88°
s12 : $\{\underline{1}\underline{1}\underline{1}\} \langle 0\underline{1}1 \rangle$			67°	22°	0.34		35°

Tableau 3.8 – Pour l'éprouvette E119 : orientations des systèmes de glissement du grain 2 dans le repère sphérique global et facteurs de Schmid associés. Déviations des systèmes de glissement du grain 2 par rapport au système s4 du grain 18.

Eprouvette E56

L'éprouvette E56 a été testée à une amplitude de contrainte $\sigma_a = 75$ MPa. La fissure a été détectée après $1,85 \times 10^7$ cycles sur une variation du facteur de non-linéarité β de 7,1 dB. Le premier scan de tomographie (nommé scan 0) a permis de confirmer la présence d'une fissure. L'essai in-situ a été poursuivi pour 14 séquences de propagation de 1×10^5 cycles chacune. À chaque fin de séquence, un scan de tomographie permet d'observer l'avancée de la fissure, la propagation a donc été suivie pendant $1,4 \times 10^6$ cycles. Parmi les 15 scans de tomographie, 9 ont été filtrés, segmentés et maillés afin d'obtenir les géométries régularisées des états d'avancement de la fissure. La procédure de traitement des données de tomographie est détaillée en annexe C. Le tableau 3.9 synthétise les données de tomographie traitées et la figure 3.25 présente une vue en 3D des diverses étapes de fissuration, chaque scan traité étant représenté dans une couleur différente. La fissure se divise en 3 lobes nommés L_A , L_B et L_C . Ces 3 lobes ont des plans de fissuration quasiment parallèles et se superposent partiellement à certains endroits. Le lobe L_A s'est propagé entre les scans 0 et 1 puis s'est arrêté pour les séquences suivantes. Les lobes L_B et L_C ont quant à eux continué de se propager jusqu'au dernier état observé (scan 14). À la fin des essais, l'éprouvette n'est pas cassée.

Scan	σ_a (MPa)	ΔN (cycles)	N_{tot} (cycles)
0	75	—	$1,85 \times 10^7$
1	75	1×10^5	$1,86 \times 10^7$
2	75	1×10^5	$1,87 \times 10^7$
4	75	2×10^5	$1,89 \times 10^7$
6	75	2×10^5	$1,91 \times 10^7$
8	75	2×10^5	$1,93 \times 10^7$
9	75	1×10^5	$1,94 \times 10^7$
12	75	3×10^5	$1,97 \times 10^7$
14	75	2×10^5	$1,99 \times 10^7$

Tableau 3.9 – Synthèse des séquences de chargement en fatigue appliquées à l'éprouvette *E56* pour faire propager la fissure interne observée. Seules les séquences correspondant aux scans de tomographie traités sont rassemblées dans ce tableau. Les scans 3, 5, 7, 10, 11, et 13 sont absents du tableau mais les séquences de fatigue correspondantes ont bien été réalisées.

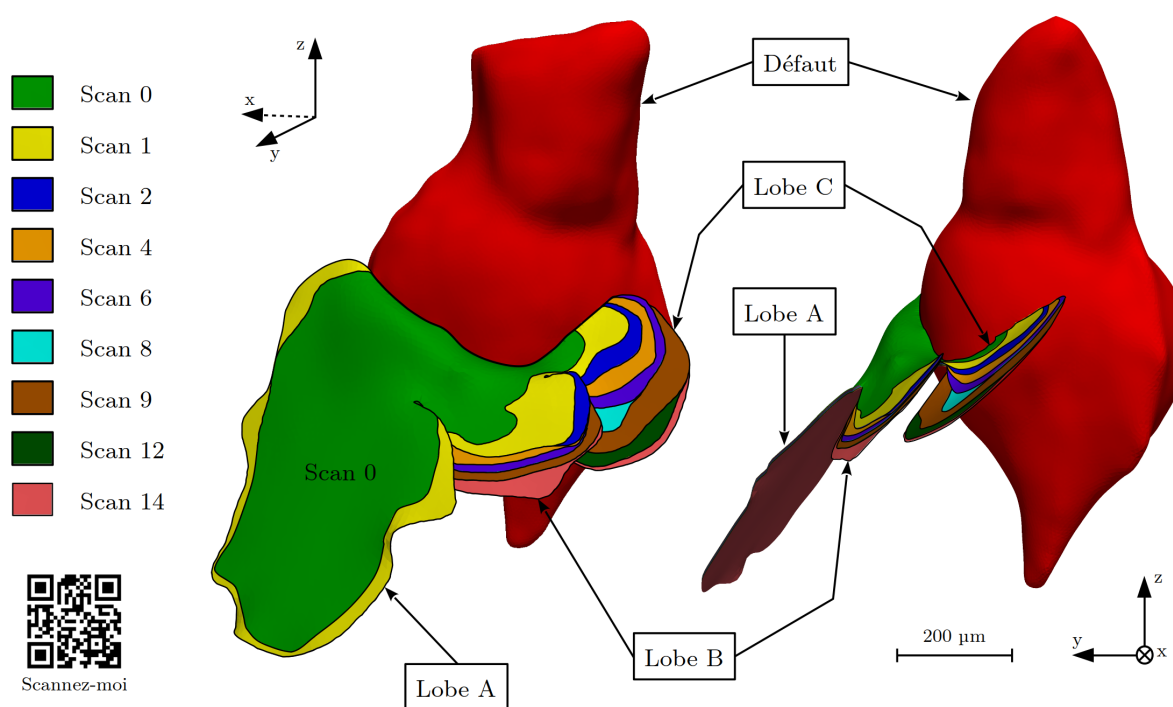


Figure 3.25 – Illustration en 3D des divers stades d'avancement de la fissure interne observée dans l'éprouvette *E56*. La fissure se divise en trois lobes nommés L_A , L_B et L_C . Chaque stade de propagation est indiqué par une couleur différente. Une version 3D interactive est disponible en suivant [ce lien](https://skfb.ly/6S7zA) (<https://skfb.ly/6S7zA>).

3.2.2.1 Chemin préférentiel de propagation

Le tableau 3.10 regroupe les informations concernant les orientations des normales aux fissures A , B , C et C' de l'éprouvette $E119$. Ce tableau regroupe également les grains dans lesquels ces fissures se propagent et les systèmes de glissement dont les orientations sont proches des orientations des fissures. Pour les 4 plans de fissuration, les orientations correspondent à quelques degrés près à celles des plans de la famille $\{111\}$. Il est donc hautement probable que sur tous les faciès de rupture observés (figures 3.3, 3.5c et 3.7), les zones de ruptures cristallographiques correspondent à de la propagation de fissures courtes selon des plans denses de type $\{111\}$.

Fissure			Système de glissement				
Ref	φ	θ	Grain	Ref	Plan	φ	θ
A	-27°	150°	18	$s11$	$\{11\bar{1}\}$	-22°	149°
B	-25°	149°	18	$s11$	$\{11\bar{1}\}$	-22°	149°
C	-64°	42°	18	$s4$	$\{1\bar{1}1\}$	-54°	43°
C'	16°	49°	2	$s1$	$\{111\}$	26°	49°

Tableau 3.10 – Colonnes 1 à 3 : orientations des normales aux plans de fissuration A , B , C et C' de l'éprouvette $E119$. Colonnes 4 à 8 : systèmes de glissement dont la normale au plan dense correspond à l'orientation des fissures A , B , C et C' de l'éprouvette $E119$.

Selon la littérature, pour visualiser les plans de fissuration sur les fractographies, il est possible de procéder à une attaque Keller sur les faciès de rupture et d'observer la forme des piqûres de corrosion. Ces piqûres ont une forme caractéristique selon l'orientation du plan de fissuration [Seo *et al.*, 2003; Treacy et Breslin, 1998; Yasuda *et al.*, 1990]. Les tests réalisés sur certains faciès de rupture n'ont pas été concluants.

3.2.2.2 Arrêts de fissures

Lors des essais in-situ synchrotron, des arrêts de fissures de fatigue internes (partiels ou complets) ont été observés pour 4 éprouvettes à *défaut centré* : éprouvettes $E44$, $E49$, $E56$ et $E119$. Les résultats des analyses menées sur l'éprouvette $E56$ par mouillage au gallium et sur l'éprouvette $E119$ par DCT sont présentés dans ce rapport. Les résultats des éprouvettes $E44$ et $E49$ ne sont pas traités ici.

Eprouvette $E119$

Pour les grains 9 et 25 à la frontière desquels les fissures A et B sont bloquées, les facteurs de Schmid maximums sont respectivement 0,37 et 0,34 (tableaux 3.6 et 3.7). Même si certaines paires d'angles de déviation sont faibles (système $s11$ du grain 9 et

système s_9 du grain 25 par exemple) les fissures A et B sont arrêtées aux joints de grains, certainement car ces systèmes sont peu activés. En effet, le système s_{11} du grain 9 et le système s_9 du grain 25 ont des facteurs de Schmid respectifs de 0,19 et 0,18. Pour le grain 2, dans lequel la fissure C a bifurqué pour donner la fissure C' , le facteur de Schmid le plus élevé est égal à 0,49 pour le système s_1 . Il est intéressant de noter que, bien que certains systèmes du grain 2 présentent des paires d'angles de déviation plus faibles (pour le système s_5 , $\omega = 39^\circ$ et $\delta = 35^\circ$ par exemple), la fissure a bifurqué du grain 18 au grain 2 par le système de glissement le plus activé, à savoir le système s_1 (tableau 3.6). La condition de franchissement d'un joint de grains semble donc être liée à l'activité des systèmes de glissement du grain en avant du front de fissure plus qu'à la déviation entre les systèmes de glissement des deux grains adjacents.

Par manque de temps, l'analyse présentée ici repose sur des principes simples (angles de déviation et facteurs de Schmid). De nombreuses études ont été menées sur la force des barrières microstructurales que constituent les joints de grains [Pineau, 2015]. Si certains auteurs soulignent l'importance de la différence entre les facteurs de Schmid de deux grains adjacents sur la force de la barrière microstructurale [Zhang et Edwards, 1994], la majorité des travaux publiés montre que le facteur clé pilotant le franchissement d'un joint de grains est la désorientation entre les systèmes de glissement [Gao *et al.*, 2007; Schaefer *et al.*, 2011; Zhai *et al.*, 2000]. L'analyse présentée dans ce rapport montre que dans les conditions de cette étude³, l'activité des systèmes de glissement du grain en avant du front de fissure joue un rôle majeur sur le franchissement d'un joint de grains. Il convient cependant de nuancer ce propos en précisant que la force d'un joint de grains dépend certainement à la fois de l'activité des systèmes de glissement mais aussi de la désorientation, leurs influences relatives variant selon l'alliage, la microstructure et le niveau de sollicitation considérés. Les données expérimentales obtenues lors de ce travail pourraient permettre d'étudier plus en détail l'influence des angles de *tilt* et de *twist* [Zhai *et al.*, 2000] sur les interactions entre fissures et joints de grains. D'après Gopalan et Margolin [1991], il est nécessaire de prendre en compte la géométrie 3D des joints de grains pour évaluer correctement les valeurs de cissions résolues en avant du front de fissure. Les données de tomographie obtenues, couplées à la caractérisation par DCT, ont permis d'obtenir au cours de ce travail toutes les informations nécessaires à la réalisation d'une étude complète sur les interactions entre fissures et joints de grains.

Après l'amorçage des fissures dans l'éprouvette $E119$ sous une amplitude de contrainte de $\sigma_a = 60$ MPa, les essais de fatigue in-situ ont été poursuivis selon le protocole présenté au chapitre 2. Le tableau 3.11 présente une synthèse du déroulement de la suite des essais. Après s'être amorcées, les fissures A , B et C sont restées arrêtées pendant 10^9 cycles sous une amplitude $\sigma_a = 60$ MPa. Afin de poursuivre les observations de la propagation, l'amplitude de contrainte a été augmentée progressivement à $\sigma_a = 70$ MPa, 75 MPa, 80 MPa

3. Fissures internes dans un alliage d'aluminium A357-T6 à gros grains sollicité à 20 kHz en régime gigacyclique, donc à faible amplitude de contrainte.

et 85 MPa. Pour tous ces niveaux de sollicitations, aucune avancée des fissures n'a été observée. Enfin, pour une amplitude de sollicitation finale $\sigma_a = 90$ MPa, une nouvelle fissure s'est amorcée dans le grain 4 (figure 3.17, à droite) et a rapidement rejoint la surface de l'éprouvette.

σ_a (MPa)	N pour σ_a (cycles)	N_{total} (cycles)	Observations
60	$3,85 \times 10^7$	$3,85 \times 10^7$	Amorçages des fissures A , B et C
60	$9,615 \times 10^8$	1×10^9	Fissures A , B et C arrêtées
70	1×10^9	2×10^9	Fissures A , B et C arrêtées
75	1×10^8	$2,1 \times 10^9$	Fissures A , B et C arrêtées
80	1×10^8	$2,2 \times 10^9$	Fissures A , B et C arrêtées
85	1×10^8	$2,3 \times 10^9$	Fissures A , B et C arrêtées
90	$7,3 \times 10^7$	$2,373 \times 10^9$	Fissures A , B et C arrêtées et amorçage d'une nouvelle fissure dans le grain 4

Tableau 3.11 – Synthèse du déroulement des essais de fatigue in-situ sur l'éprouvette $E119$.

Eprouvette E56

Parmi les trois lobes de fissure de l'éprouvette $E56$, seulement les lobes L_B et L_C se sont propagés. Le lobe L_A s'est propagé entre les scans 0 et 1 puis s'est ensuite arrêté. Afin de déterminer l'origine de cet arrêt, l'éprouvette a été imprégnée de gallium puis scannée au micro-tomographe de laboratoire⁴. La différence d'absorption des rayons X entre l'aluminium et le gallium qui pénètre aux joints de grains permet de révéler ces derniers lors de la tomographie. La figure 3.26 présente deux coupes de tomographie de l'éprouvette $E56$ imprégnée de gallium. Ces observations permettent de montrer que le lobe L_A s'est arrêté sur un joint de grains. Les coupes de tomographie permettent d'observer que le lobe L_A est planaire (le plan de fissuration suit certainement un plan dense $\{111\}$) et occupe l'ensemble du grain qui bloque sa propagation.

De nombreux auteurs [Hong *et al.*, 2014; McDowell et Dunne, 2010; Wagner *et al.*, 2009; Xu *et al.*, 2018] avancent que la phase d'amorçage de fissures de fatigue est majoritaire dans le régime de fatigue gigacyclique. Au contraire, les observations réalisées montrent qu'une fissure de fatigue courte peut s'amorcer rapidement lors de l'essai ; cette fissure peut rester bloquée complétement (tableau 3.11) ou partiellement (figure 3.26) avant de reprendre sa propagation ou non. En régime gigacyclique, le niveau de sollicitation

4. Caractérisation réalisée par A. Junet au laboratoire MATEIS.

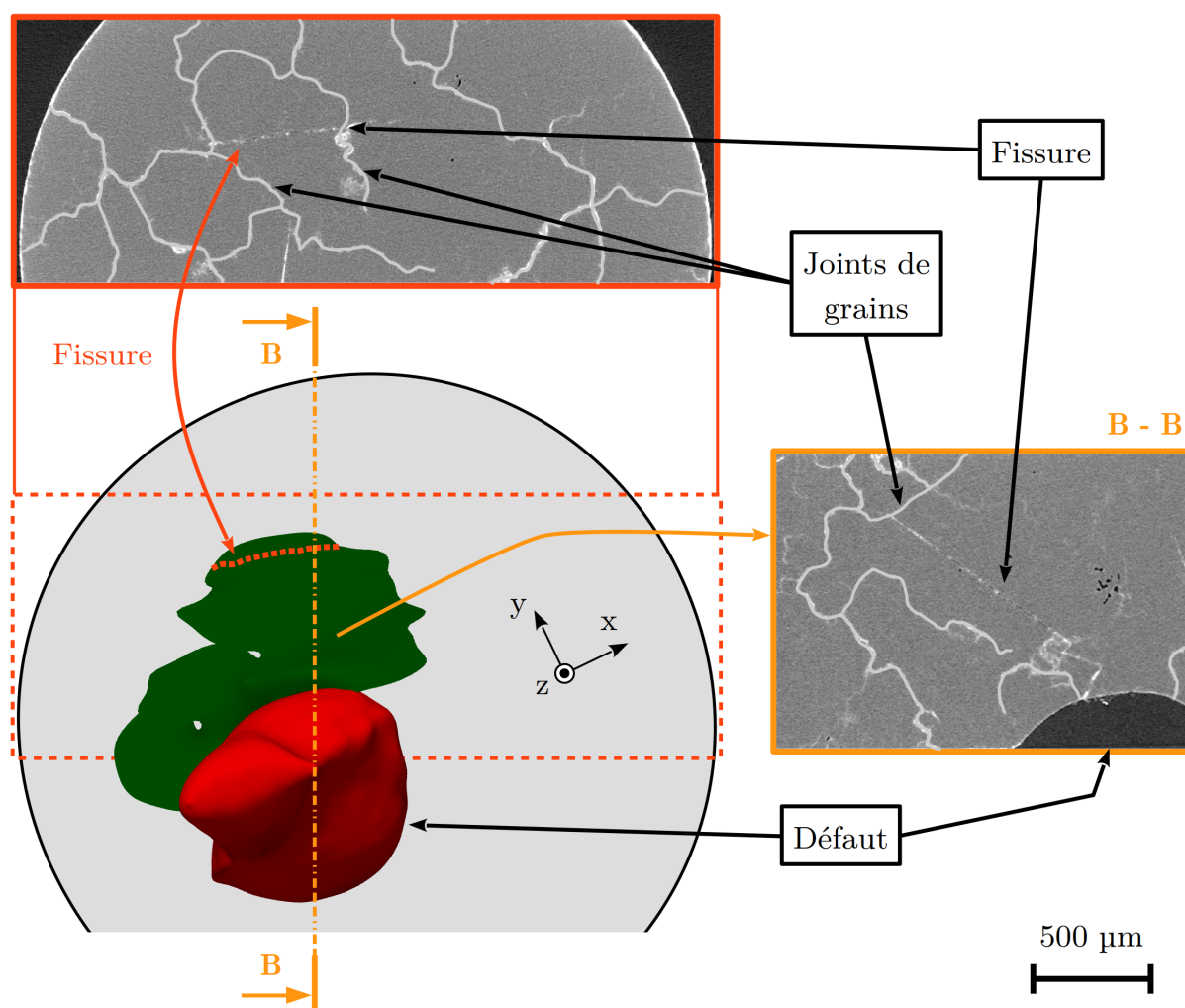


Figure 3.26 – Illustration des observations de tomographie réalisées sur l'éprouvette *E56* imprégnée de gallium après les essais de fatigue (rappel : la direction de chargement est orientée selon z).

est faible, l'amorçage et la propagation interne (sous vide) sont favorisés. Ces deux facteurs sont connus pour augmenter l'influence de la microstructure sur la propagation de fissures [Lankford, 1982; McDowell et Dunne, 2010; Petit et Sarrazin-Baudoux, 2010; Ravichandran et Larsen, 1997]. Ainsi, ce travail prouve expérimentalement que - pour l'alliage A357-T6 - la phase de propagation de fissures courtes peut occuper une partie très significative de la durée de vie totale en régime gigacyclique.

3.2.3 Cinétiques de propagation de fissures observées en tomographie

Comme présenté en section 3.1.2, la détection de l'amorçage de fissures de fatigue en temps réel a permis d'interrompre efficacement les essais de fatigue avant rupture des éprouvettes (malgré leur faible diamètre). Après l'observation de l'amorçage d'une fissure, l'éprouvette est testée par bloc de chargement d'amplitude constante pour un nombre de

cycles fixé. À chaque fin de bloc, une tomographie de l'éprouvette est réalisée permettant ainsi d'observer la propagation de la fissure (le protocole est détaillé au chapitre 2). Cette partie traite de l'exploitation quantitative des données de tomographie in-situ synchrotron et de leur analyse. Les données de tomographie sont filtrées, segmentées et maillées (annexe C) afin d'obtenir une géométrie régularisée de la fissure à chaque fin de bloc (figures 3.9 et 3.25). Ce maillage permet : (i) de calculer le facteur d'intensité des contraintes le long du front de fissure à l'aide d'une simulation par éléments finis et (ii) de quantifier des vitesses moyennes de propagation locale en chaque point du front de fissure. Grâce à ce traitement, il est alors possible de comparer les cinétiques de propagation de fissures internes observées par tomographie aux résultats des essais de propagation à 20 kHz sous air présentés en section 3.2.1.2.

3.2.3.1 Facteur d'intensité des contraintes : méthode $G-\theta$

Le facteur d'intensité des contraintes peut être calculé de manière analytique pour des géométries de fissures simples dans des pièces de géométries également simples [Tada *et al.*, 2000]. Pour des géométries de fissures complexes, des simulations qui intègrent explicitement la propagation de fissures peuvent être réalisées grâce à la méthode des éléments finis avec des éléments singuliers (éléments de Barsoum [Barsoum, 1977]), avec des éléments étendus (XFEM) [Moës et Belytschko, 2002] ou par l'estimation du taux de restitution d'énergie par extension virtuelle du front de fissure, appelée méthode $G-\theta$ [Destuynder *et al.*, 1983]. Dans le cadre de ce travail, les facteurs d'intensité des contraintes sont calculés à partir du taux de restitution d'énergie évalué par la méthode $G-\theta$. La suite *Zset* de calcul par éléments finis sera utilisée et plus particulièrement le module *Zcracks* [Zcracks, 2020].

Soit Ω un volume initialement fissuré par le front nommé Γ_0 . La transformation F_n :

$$F_n : M \rightarrow M + \eta \vec{\theta}(M) \quad (3.8)$$

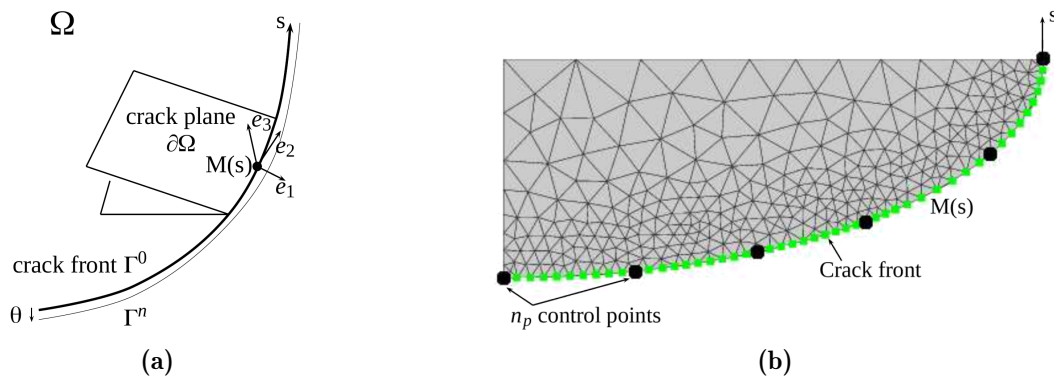


Figure 3.27 – (a) Schéma définissant le repère local $(M(s), \vec{e}_1, \vec{e}_2, \vec{e}_3)$. (b) Discrétisation du front de fissure par des splines [Zcracks, 2020].

transforme le front initial Γ_0 en front Γ_n résultant ainsi en un volume Ω_n nouvellement fissuré après un temps fictif η . Le champ d'extension virtuel du front $\vec{\theta}$ qui s'applique uniquement aux points du front Γ_0 est tangent au plan de fissuration :

$$\vec{\theta}(M) \cdot \vec{e}_3 = 0 \quad \forall M \in \Gamma_0 \quad (3.9)$$

où \vec{e}_3 est le vecteur normal au plan de fissuration du repère orthonormé $(\vec{e}_1, \vec{e}_2, \vec{e}_3)$ au point M (figure 3.27a). Le vecteur \vec{e}_2 est localement tangent au front. Le taux de restitution d'énergie $G(\vec{\theta})$ pour l'extension $\vec{\theta}$ est déduit de la dérivée de l'énergie potentielle W :

$$G(\vec{\theta}) = -\frac{\partial W}{\partial \eta}. \quad (3.10)$$

Pour un problème purement élastique, la dérivée de l'énergie potentielle W par rapport au temps fictif η est calculée à partir de :

$$\frac{\partial W}{\partial \eta} = \int_{\Omega} \left[\frac{1}{2}(\underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\varepsilon}}) \nabla \vec{\theta} - \underline{\underline{\sigma}} : (\nabla \vec{u} \nabla \vec{\theta}) \right] d\Omega. \quad (3.11)$$

La valeur du taux de restitution d'énergie $G(\vec{\theta})$ est calculée en intégrant sa valeur $G(s)$ le long du front Γ_0 en fonction de l'abscisse curviligne s :

$$G(\vec{\theta}) = \int_{\Gamma_0} G(s) \vec{\theta}(s) \cdot \vec{e}_1 ds. \quad (3.12)$$

Pour la résolution numérique, le front de fissure est discrétisé par des splines sur n_p points de contrôle selon les fonctions de forme $N_j(s)$ (figure 3.27b) :

$$G(s) = \sum_{j=1}^{n_p} G_j N_j(s), \quad (3.13)$$

$$G(\vec{\theta}) = \sum_{j=1}^{n_p} G_j \int_{\Gamma_0} N_j(s) \vec{\theta}(s) \cdot \vec{e}_1 ds. \quad (3.14)$$

En chaque point de contrôle ($i = 1, n_p$), l'extension virtuelle $\vec{\theta}_i$ est déterminée telle que :

$$\vec{\theta}_i(s) \cdot \vec{e}_1(s) = N_i(s). \quad (3.15)$$

Ainsi, les taux de restitution d'énergie G_j aux points de contrôles sont les inconnues d'un système à n_p équations ($i = 1, n_p$) :

$$G(\vec{\theta}_i) = \sum_{j=1}^{n_p} G_j \int_{\Gamma_0} N_i(s) N_j(s) ds = \int_{\Omega} \left[\frac{1}{2}(\underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\varepsilon}}) \nabla \vec{\theta}_i - \underline{\underline{\sigma}} : (\nabla \vec{u} \nabla \vec{\theta}_i) \right] d\Omega. \quad (3.16)$$

À partir de l'équation 3.16, il est possible de calculer les valeurs $G_{I,II,III}^v$ pour des champs

virtuels de déplacement v - correspondant aux solutions de Westergaard - définis au voisinage du front de fissure pour des modes I , II et III purs. Pour un matériau élastique isotrope de module de Young E , de coefficient de Poisson ν et de module de cisaillement μ , la formule de Irwin [Irwin, 1948] permet ainsi de calculer les facteurs d'intensité des contraintes en chaque point de contrôle :

$$\begin{aligned} G(\vec{\theta}_i) &= \sum_{j=1}^{n_p} \left[\frac{1-\nu^2}{E} (K_j^I K_j^{v,I} + K_j^{II} K_j^{v,II}) + \frac{1}{2\mu} K_j^{III} K_j^{v,III} \right] \int_{\Gamma_0} N_i(s) N_j(s) ds \\ &= \int_{\Omega} \left[\frac{1}{2} (\underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\varepsilon}}) \nabla \vec{\theta}_i - \underline{\underline{\sigma}} : (\nabla \vec{u} \nabla \vec{\theta}_i) \right] d\Omega. \end{aligned} \quad (3.17)$$

Il est également possible de calculer un facteur d'intensité des contraintes équivalent au mode I pur, K_{eq} , à partir du taux de restitution d'énergie G , sous l'hypothèse de déformations planes :

$$K_{eq} = \sqrt{\frac{EG}{1-\nu^2}}. \quad (3.18)$$

3.2.3.2 Mesures de l'avancée de la fissure

Afin de déterminer les cinétiques de propagation de fissures internes, chaque facteur d'intensité des contraintes calculé peut être associé à une valeur de vitesse moyenne de propagation locale le long du front. Pour mesurer les avancées de la fissure, celle-ci est supposée se propager dans la direction normale au front. La figure 3.28 schématise le protocole appliqué. L'avancée de fissure Δa est mesurée entre deux points de contrôle (où les facteurs d'intensité des contraintes sont calculés) de deux fronts successifs : Γ_i et Γ_{i+1} . Tout d'abord, la normale du front Γ_i au point de contrôle n_j^i est déterminée. Puis, le point de contrôle n_k^{i+1} du front Γ_{i+1} le plus proche de cette direction normale est associé au point n_j^i . Enfin, l'avancée de fissure Δa séparant les points n_j^i et n_k^{i+1} est mesurée.

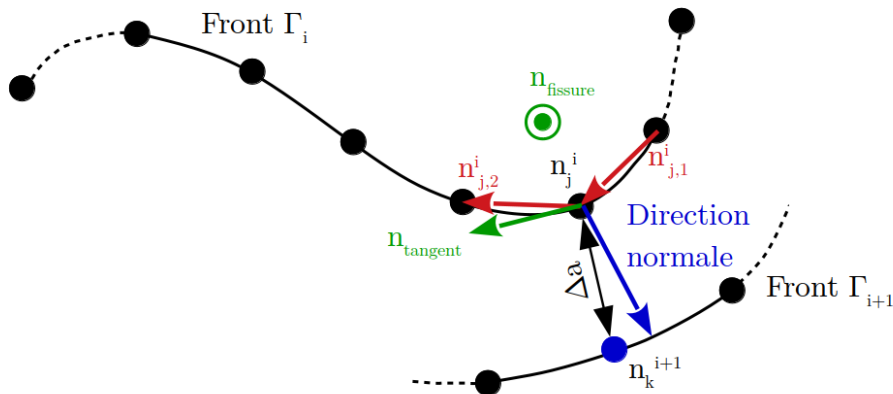


Figure 3.28 – Schéma illustrant la procédure adoptée pour mesurer l'incrément de propagation Δa entre deux stades de propagation sur une géométrie de fissure complexe. Nota : les fronts Γ_i et Γ_{i+1} ne sont pas nécessairement coplanaires.

3.2.3.3 Cinétiques de propagation des fissures internes

Les cinétiques de propagation de fissures internes ont été évaluées à partir des résultats de l'éprouvette *E56*. Les facteurs d'intensité des contraintes ont été calculés pour tous les scans recensés dans le tableau 3.9. Le modèle de comportement du matériau est supposé élastique linéaire isotrope : $E = 74 \text{ GPa}$ et $\nu = 0,3$. La partie utile de l'éprouvette est modélisée par un cylindre de 3 mm de diamètre et d'une hauteur de 8 mm dans lequel est introduit le défaut artificiel de fonderie et les différents états d'avancement de la fissure (figure 3.29a). Le volume est maillé avec des éléments tétraédriques quadratiques. Le front de fissure est maillé avec des éléments de Barsoum de $5 \mu\text{m}$ [Barsoum, 1977]. Les conditions aux limites sont indiquées sur le schéma de la figure 3.29b. Les nœuds de la partie inférieure sont bloqués dans la direction \vec{z} , un de ces nœuds est également bloqué dans les directions \vec{x} et \vec{y} afin d'éviter les mouvements de corps rigide. Comme expliqué en section 3.1.3.2, les simulations des champs mécaniques pour la partie utile de l'éprouvette sont réalisées par un calcul quasi-statique supposé équivalent à un calcul dynamique à 20 kHz. Une amplitude de contrainte uniforme égale à 75 MPa est appliquée à tous les nœuds de la partie supérieure et le déplacement de ces derniers est imposé uniforme pour tous les nœuds de la face (conditions aux limites mixtes).

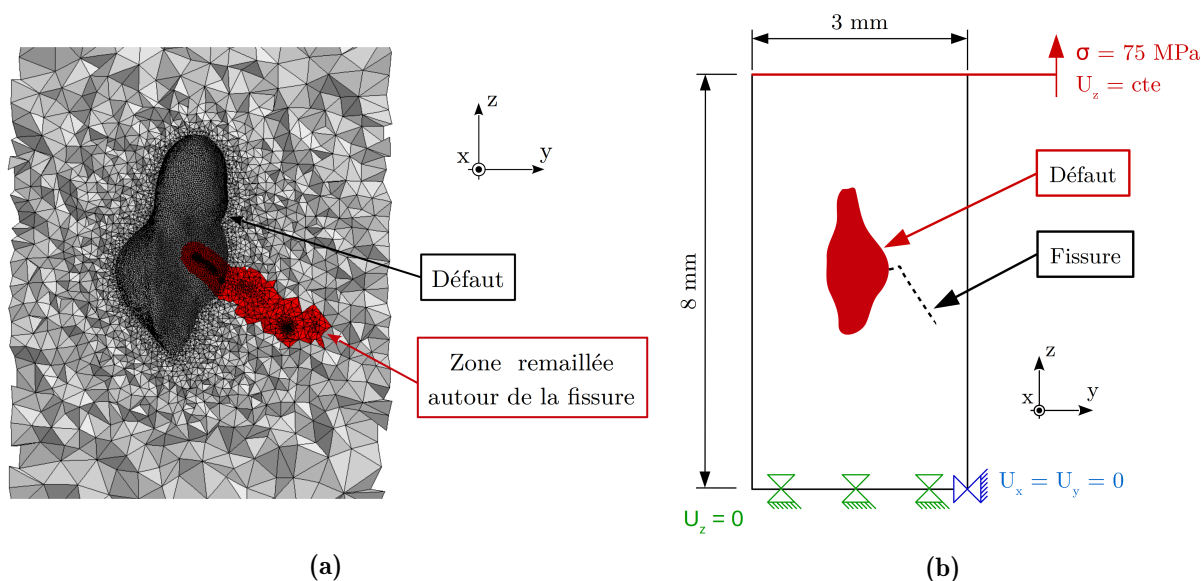


Figure 3.29 – (a) Illustration du maillage du scan 14 de l'éprouvette *E56*. (b) Schéma illustrant les conditions aux limites appliquées pour les calculs de facteurs d'intensité des contraintes sur l'éprouvette *E56*.

Les facteurs d'intensité des contraintes calculés sont les valeurs maximales atteintes sur un cycle. Ils permettent d'évaluer les valeurs des étendues de facteurs d'intensité des contraintes ΔK_i . Comme expliqué précédemment, à notre connaissance, la détermination du facteur d'intensité des contraintes permettant l'ouverture de la fissure, $K_{I,ouv}$, à 20 kHz n'est pas encore possible. Par conséquent, les essais étant menés pour un rapport de charge

$R = -1$, $K_{I,ouv}$ est supposé être égal à $0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, ainsi :

$$\Delta K_I = K_{I,max} - K_{I,ouv} = K_{I,max}. \quad (3.19)$$

L'étude de la propagation de fissures internes courtes à 20 kHz par tomographie rend difficile l'évaluation et la quantification des effets de fermeture et de friction. Le choix a donc été fait de considérer que les modes II et III participent à la propagation uniquement lorsque la fissure est ouverte ($K_I \geq 0$) : l'effet de friction entre les lèvres de la fissure est considéré comme complet. Les facteurs d'intensité des contraintes minimums en mode II et III sont donc $K_{II,min} = 0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ et $K_{III,min} = 0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Les étendues des facteurs d'intensité des contraintes calculées de cette manière constituent une borne inférieure à l'intervalle des valeurs possibles⁵ :

$$\Delta K_{II}^{inf} = K_{II,max} - K_{II,min} = K_{II,max}, \quad (3.20)$$

$$\Delta K_{III}^{inf} = K_{III,max} - K_{III,min} = K_{III,max}. \quad (3.21)$$

L'étendue du facteur d'intensité des contraintes équivalent ΔK_{eq} est calculé à partir de l'équation 3.18 et de la formule de Irwin [Irwin, 1948] :

$$G = \frac{1 - \nu^2}{E} (K_I^2 + K_{II}^2) + \frac{K_{III}^2}{2\mu}. \quad (3.22)$$

ΔK_{eq} correspond au facteur d'intensité des contraintes en mode I dont le taux de restitution d'énergie est égal à celui calculé pour un mode mixte I+II+III à partir de l'équation 3.22 :

$$\Delta K_{eq}^{inf} = \sqrt{\Delta K_I^2 + (\Delta K_{II}^{inf})^2 + \frac{(\Delta K_{III}^{inf})^2}{1 - \nu}}. \quad (3.23)$$

La figure 3.30 illustre les vues projetées dans le plan (x,y) de la distribution de l'étendue du facteur d'intensité des contraintes équivalent ΔK_{eq}^{inf} pour les scans 0 (figure 3.30a), 2 (figure 3.30b), 6 (figure 3.30c) et 14 (figure 3.30d). À la transition entre les lobes L_A , L_B et L_C les valeurs de ΔK_{eq} sont particulièrement élevées. Les maillages utilisés pour les calculs par éléments finis représentent des géométries régularisées des fissures observées par tomographie (annexe C) ; les zones singulières correspondent à de fortes courbures des fronts 3D de fissures qui sont dues à des incertitudes de modélisation. Ces incertitudes sont dues à la résolution de la tomographie, à la procédure de traitement des données, à la construction du maillage à partir des résultats de traitement, *etc.* Bien que l'existence de telles zones ne soit pas remise en cause, les maillages de fissure à ces endroits ne sont certainement pas représentatifs des géométries réelles. L'obtention des maillages représentatifs des fissures 3D observées par tomographie est fastidieuse et ardue ; le travail sur des

5. Le cas de la borne supérieure de l'intervalle, c'est-à-dire sans effet de friction, est traité en section 3.2.3.5

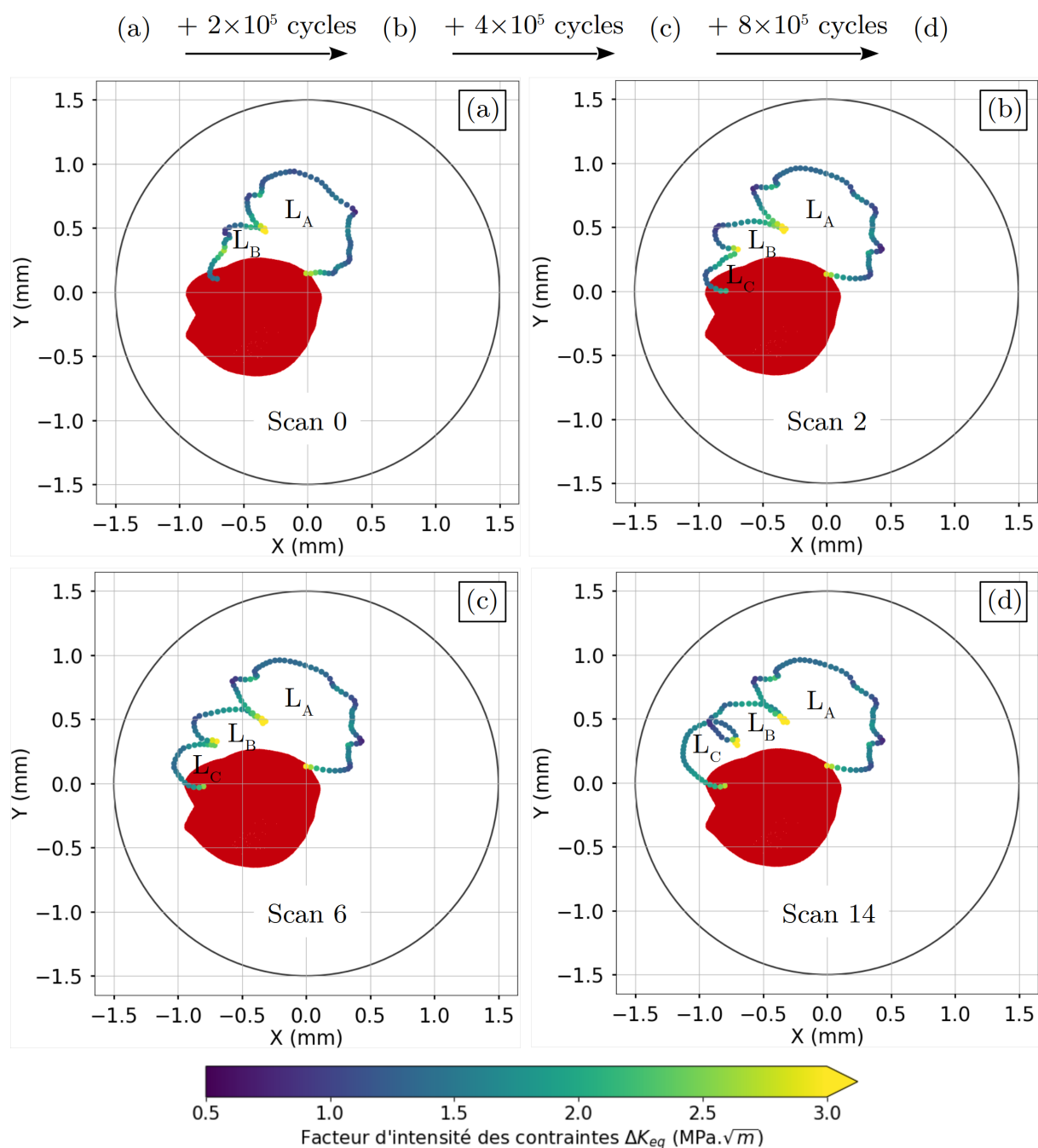


Figure 3.30 – Distribution sur les vues projetées dans le plan (x,y) du facteur d'intensité des contraintes équivalent ΔK_{eq}^{inf} le long des fronts de fissure pour (a) le scan 0, (b) le scan 2, (c) le scan 6 et (d) le scan 14 de l'éprouvette $E56$ sous $\sigma_a = 75$ MPa.

géométries 3D complique énormément la modélisation. Pour les parties du front de fissure plus régulières, ΔK_{eq}^{inf} varie peu. Le lobe L_A se propage légèrement entre les scans 0 et 1 puis reste bloqué à la frontière d'un joint de grains. Les lobes L_B et L_C , quant à eux, se propagent et tendent à se rapprocher de la surface de l'éprouvette (symbolisée par les cercles noirs en figure 3.30).

La figure 3.31 présente l'évolution des étendues de facteurs d'intensité des contraintes ΔK_I , ΔK_{II}^{inf} , ΔK_{III}^{inf} et ΔK_{eq}^{inf} en fonction de l'abscisse curviligne le long du front de fissure pour le scan 14. Hormis les valeurs exceptionnelles de ΔK_I à la transition entre les lobes, les valeurs varient peu, majoritairement de 0,5 à 1,5 MPa \sqrt{m} , sur les portions de fissures où le front est régulier. En dehors des transitions entre les lobes, les valeurs de ΔK_{II}^{inf} et ΔK_{III}^{inf} oscillent entre 0 et 1,5 MPa \sqrt{m} .

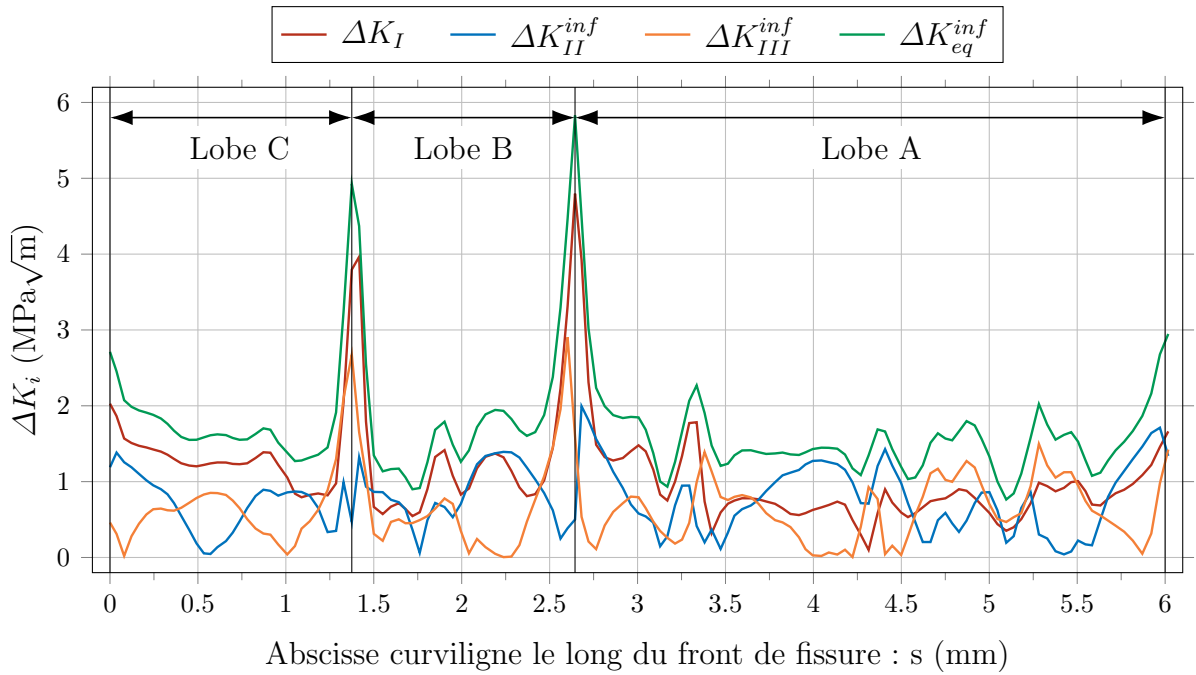


Figure 3.31 – Évolutions des étendues de facteurs d'intensité des contraintes ΔK_I , ΔK_{II}^{inf} , ΔK_{III}^{inf} et ΔK_{eq}^{inf} en fonction de l'abscisse curviligne s le long du front de fissure du scan 14 de l'éprouvette $E56$ sous $\sigma_a = 75$ MPa.

La figure 3.32 présente l'évolution des taux de mixité Ψ_{II} et Ψ_{III} [Hutchinson et Suo, 1991] en fonction de l'abscisse curviligne s le long du front de fissure du scan 14.

$$\Psi_{II} = \arctan\left(\frac{\Delta K_{II}}{\Delta K_I}\right) \quad (3.24)$$

$$\Psi_{III} = \arctan\left(\frac{\Delta K_{III}}{\Delta K_I}\right) \quad (3.25)$$

Sur l'ensemble des fronts le mode de propagation est mixte et l'intensité des modes II et III varie en fonction de la position le long du front de fissure. Sur tout le long du front de fissure, la valeur de ΔK_I et les valeurs de ΔK_{II}^{inf} ou ΔK_{III}^{inf} sont généralement proches.

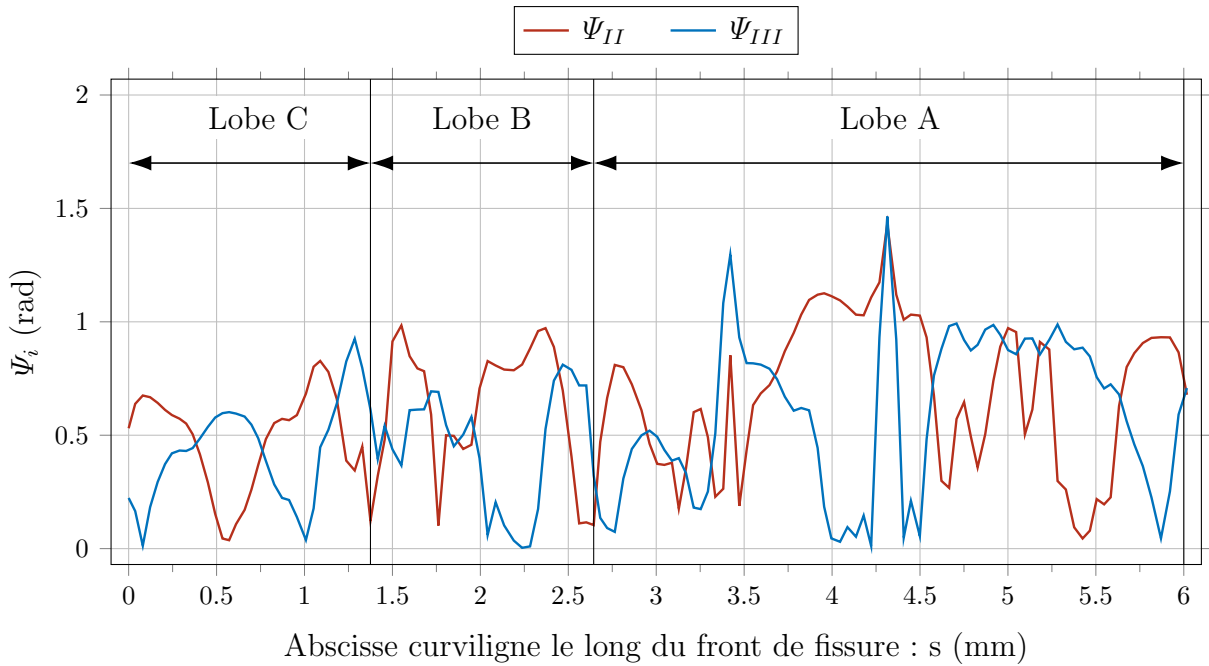


Figure 3.32 – Évolutions des taux de mixité Ψ_{II} et Ψ_{III} en fonction de l’abscisse curviligne s le long du front de fissure du scan 14 de l’éprouvette $E56$ sous $\sigma_a = 75$ MPa.

Le mode de fissuration est fortement dépendant de l’angle θ_n entre la normale \vec{n} au front et l’axe de sollicitation \vec{z} et de l’angle θ_t entre la tangente \vec{t} au front et l’axe de sollicitation \vec{z} (angles illustrés en figure 3.33). Les figures 3.34 et 3.35 présentent respectivement les résultats des calculs pour les modes II et III. Les figures 3.34a et 3.35a illustrent les distributions de ΔK_{II}^{inf} et ΔK_{III}^{inf} sur le front de fissure. Le mode II est prédominant aux extrémités des fissures, alors que le mode III domine sur les flancs. Les figures 3.34b et 3.35b donnent les évolutions de ΔK_{II}^{inf} et ΔK_{III}^{inf} en fonction des angles θ_n et θ_t définis en figure 3.33. ΔK_{II}^{inf} est maximum lorsque la normale au front de fissure se rapproche de la direction de sollicitation (aux extrémités de la fissure), lorsque l’angle θ_n est minimum (figure 3.34b) et dans ce cas ΔK_{III}^{inf} est à son minimum (figure 3.35b). Au

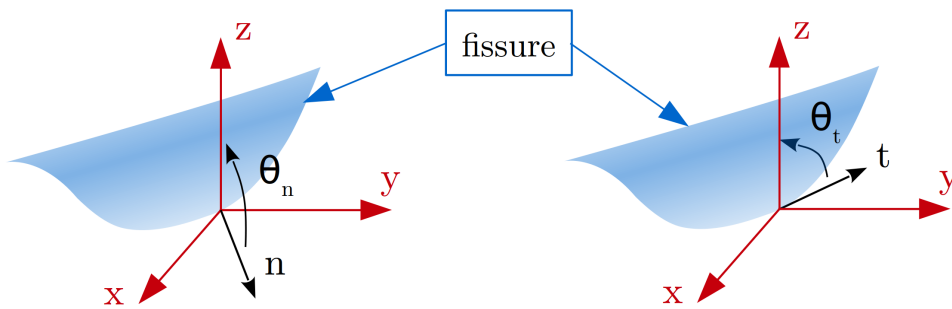


Figure 3.33 – Schéma de définition de l’angle θ_n entre la normale \vec{n} au front et l’axe de sollicitation \vec{z} et de l’angle θ_t entre la tangente \vec{t} au front et l’axe de sollicitation \vec{z} .

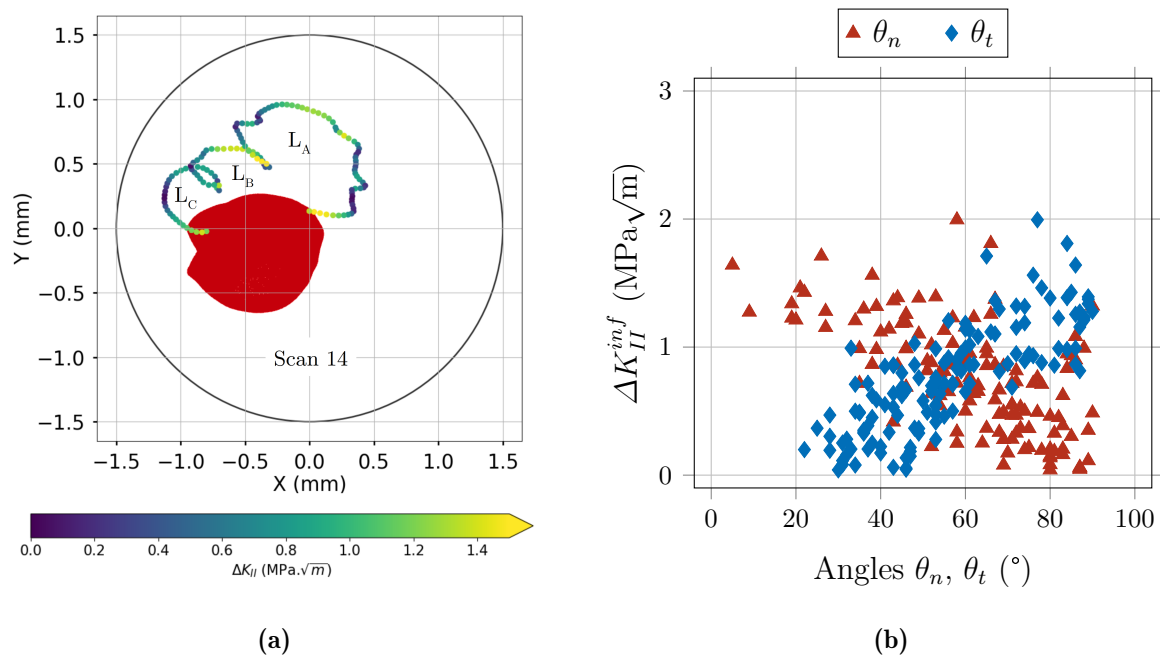


Figure 3.34 – (a) Étendue du facteur d'intensité des contraintes ΔK_{II}^{inf} le long du front de fissure du scan 14 de l'éprouvette $E56$ sous $\sigma_a = 75$ MPa. (b) Étendue du facteur d'intensité des contraintes ΔK_{II}^{inf} en fonction des angles θ_n et θ_t définis en figure 3.33.

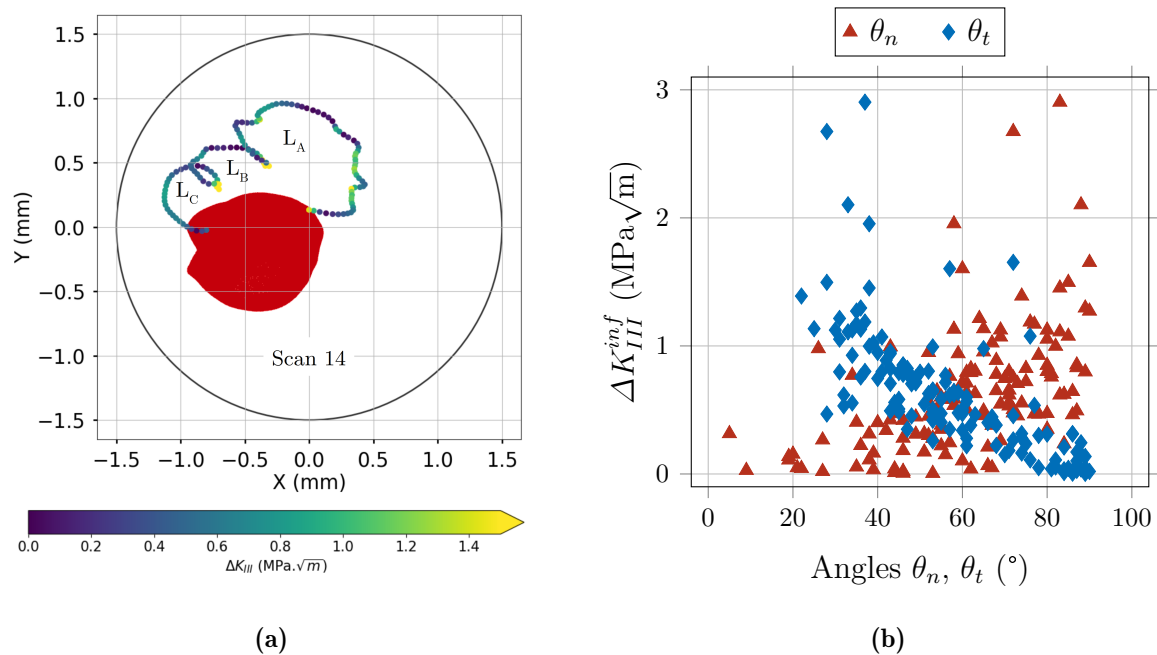


Figure 3.35 – (a) Étendue du facteur d'intensité des contraintes ΔK_{III}^{inf} le long du front de fissure du scan 14 de l'éprouvette $E56$ sous $\sigma_a = 75$ MPa. (b) Étendue du facteur d'intensité des contraintes ΔK_{III}^{inf} en fonction des angles θ_n et θ_t définis en figure 3.33.

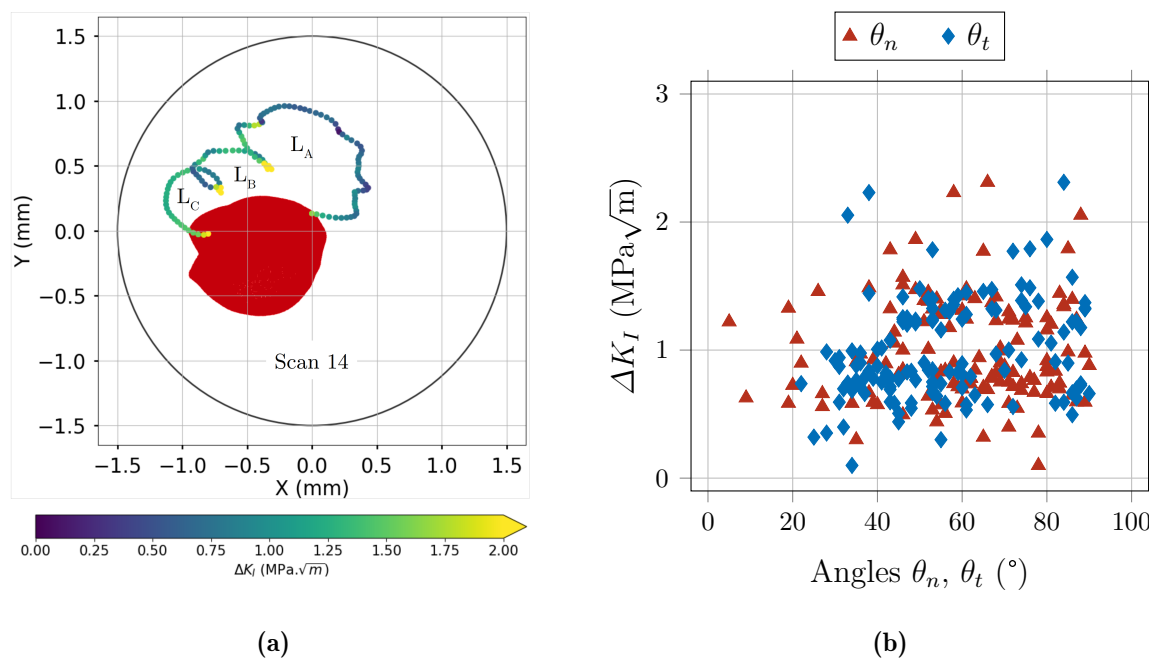


Figure 3.36 – (a) Étendue du facteur d'intensité des contraintes ΔK_I le long du front de fissure du scan 14 de l'éprouvette $E56$ sous $\sigma_a = 75$ MPa. (b) Étendue du facteur d'intensité des contraintes ΔK_I en fonction des angles θ_n et θ_t définis en figure 3.33.

contraire, le mode III est dominant lorsque la tangente au front de fissure se rapproche de la direction de sollicitation (sur les flancs de la fissure), pour les faibles valeurs de θ_t (figure 3.35b). Pour les faibles valeurs de θ_t , ΔK_{III}^{inf} atteint ses valeurs minimales (figure 3.34b). La distribution du facteur d'intensité des contraintes en mode I le long du front de fissure est illustré en figure 3.36a. l'évolution de ΔK_I en fonction de θ_n et θ_t est donnée en figure 3.36b. La valeur de ΔK_I est indépendante de l'orientation locale du front de fissure (figure 3.36b) et est maximale pour les lobes L_B et L_C du fait de leur proximité avec la surface de l'éprouvette.

La figure 3.37 donne les valeurs moyennes de ΔK_I , ΔK_{II}^{inf} , ΔK_{III}^{inf} et ΔK_{eq}^{inf} le long des fronts de fissures pour chaque scan. Bien que la fissure se propage, les valeurs moyennes de ΔK_i n'augmentent que très légèrement.

Comme expliqué en section 3.2.3.2, il est possible d'évaluer des incréments de propagation locaux Δa à partir des fronts de fissure successifs. La résolution de la tomographie est de 2 à 3 fois la taille de voxel, soit environ $5 \mu\text{m}$. Afin de tenir compte de la résolution et des opérations de filtrage, de segmentation et de maillage, les valeurs d'incrément de propagation inférieures à $\Delta a = 20 \mu\text{m}$ sont considérées comme nulles. Connaissant le nombre de cycles effectué entre chaque scan ΔN , il est ainsi possible de quantifier des vitesses moyennes de propagation locales en chaque point des fronts de fissure. Grâce à cela et aux calculs des étendues de facteurs d'intensité des contraintes locaux, il est possible

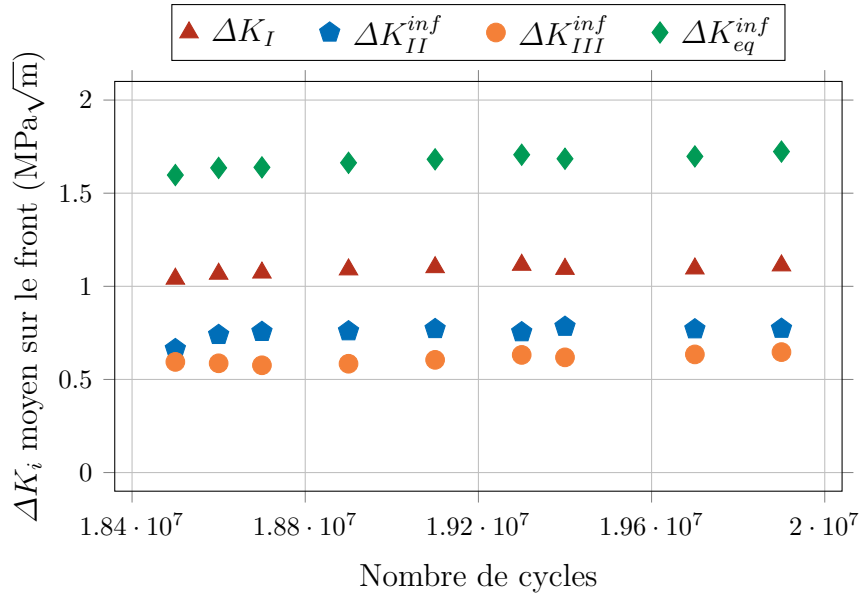


Figure 3.37 – Évolutions des étendues moyennes de facteurs d'intensité des contraintes ΔK_I , ΔK_{II}^{inf} , ΔK_{III}^{inf} et ΔK_{eq}^{inf} sur les fronts de fissure de chaque scan.

de comparer les cinétiques de propagation de fissures internes aux cinétiques de propagation de fissures externes identifiées sur éprouvettes plates (section 3.2.1.1). La figure 3.38 présente les résultats de vitesses moyennes de propagation locales $\Delta a/\Delta N$ en fonction des étendues de facteurs d'intensité des contraintes équivalents locaux ΔK_{eq}^{inf} . Ces résultats sont comparés aux résultats précédemment présentés pour des essais de propagation à 20 kHz sous air et des essais de propagation à 20 Hz sous air et sous vide [Rotella, 2018].

Les fissures internes observées se propagent pour les valeurs de ΔK_{eq}^{inf} inférieures aux valeurs de ΔK_I observées lors des essais de référence à 20 kHz sous air. De plus, les vitesses moyennes de propagation de fissures internes mesurées sont de l'ordre d'une décade supérieure à celles des essais de référence pour des valeurs ΔK_{eq}^{inf} moindres. La propagation pour de faibles valeurs de ΔK_{eq}^{inf} et la dispersion des vitesses moyennes de propagation ne sont pas sans rappeler les cinétiques de propagation de fissures courtes déjà observées dans la littérature [Lankford, 1982; Tanaka et Akiniwa, 1989] et qui ressemblent également aux cinétiques de référence sous air pour des valeurs de ΔK_I comprises entre 2 et 5 MPa√m. Une des limites dans l'observation de fissures de fatigue internes réside dans la résolution de la tomographie. En effet, celle-ci limite les vitesses moyennes de propagation mesurées à un minimum de 10^{-10} m/cycle, ce qui est pénalisant pour la quantification de cinétiques de propagation de fissures courtes. S'il était possible de mesurer des vitesses de propagation inférieures à 10^{-10} m/cycle, les cinétiques de propagation de fissures internes seraient sûrement similaires à celles observées pour les données de référence à 20 kHz sous air : une propagation par sauts avec des arrêts et redémarrages de propagation. De plus, si les fissures internes observées avaient une taille plus proche de celles observées à 20 kHz sous air (fissure longues) leurs cinétiques de propagation devraient se rejoindre. La tomo-

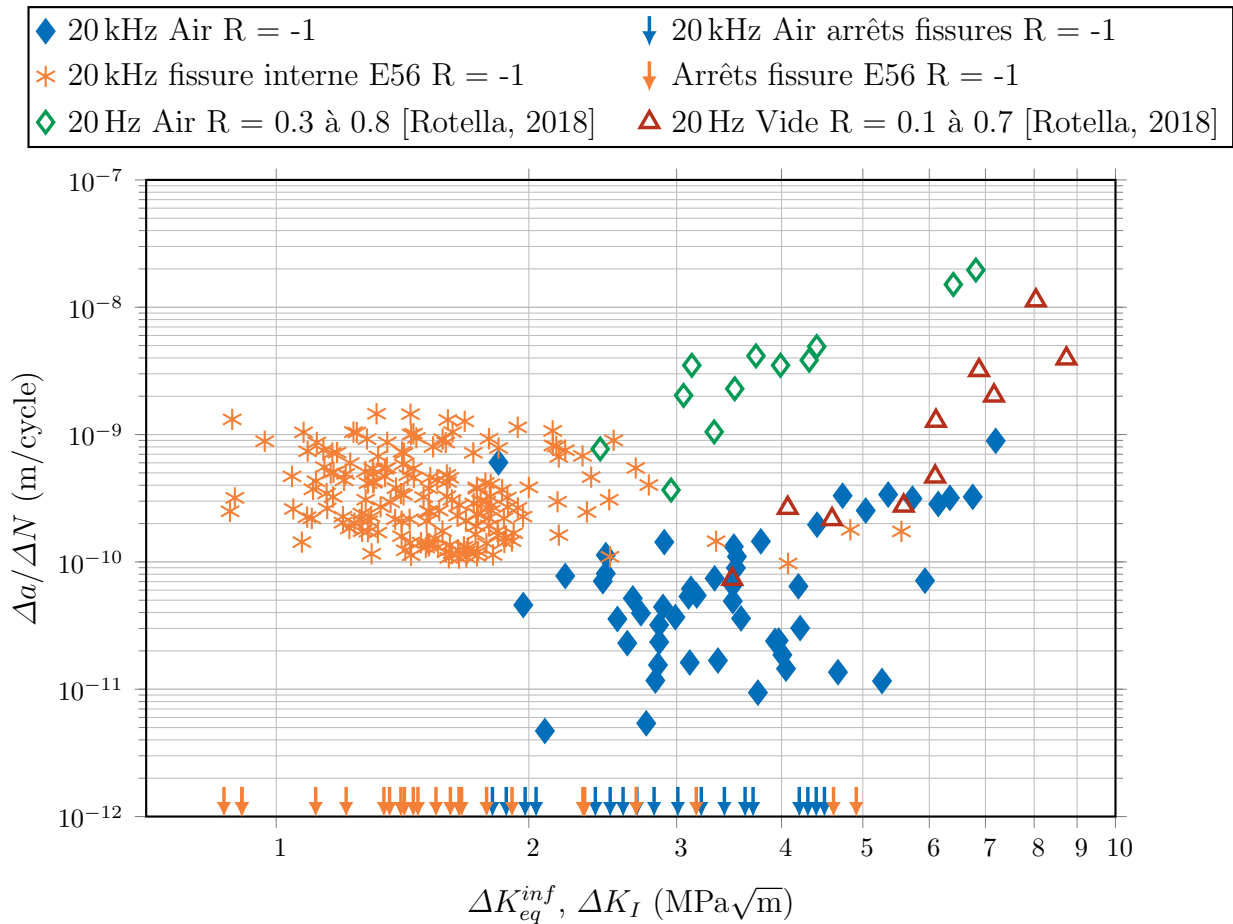


Figure 3.38 – Résultats des cinétiques de propagation de la fissure interne de l'éprouvette *E56* pour $\Delta K_{eq} = \Delta K_{eq}^{inf}$. Ces résultats sont comparés aux données de propagation à 20 kHz sous air et aux résultats issus de la littérature pour des essais à 20 Hz sous air et sous vide [Rotella, 2018].

graphie limite la taille des éprouvettes compatibles avec des essais in-situ. La difficulté rencontrée est liée à la taille de grain, une éprouvette de diamètre utile 3 mm fabriquée dans un matériau dont la taille moyenne de grain est de 600 μm n'étant pas propice à l'étude des fissures longues.

La grande majorité des études traite de la propagation de fissures par l'emploi des facteurs d'intensité des contraintes, même pour des fissures courtes. Comme cela a été expliqué, ce travail repose sur une comparaison des résultats obtenus à des données en partie issues de la littérature qui sont présentées sous forme "standard" $\Delta a/\Delta N(\Delta K)$. Afin de pouvoir comparer les résultats de cette étude à ceux de la littérature, le choix a été fait de quantifier la force motrice de la fissure par le calcul des étendues de facteurs d'intensité des contraintes ΔK . Or, la mécanique élastique linéaire de la rupture est applicable dans le cas où la plasticité est confinée en pointe de fissure et pour un matériau à comportement élastique linéaire isotrope. Ici, ces hypothèses ne sont pas pleinement respectées. La section suivante évalue l'influence de l'anisotropie élastique sur les calculs

de taux de restitution d'énergie qui sont à la base des calculs de facteurs d'intensité des contraintes réalisés dans cette partie.

3.2.3.4 Validité du calcul du facteur d'intensité des contraintes

Une hypothèse forte du modèle mécanique mis en place est que le matériau ait un comportement élastique linéaire isotrope. Dans cette étude, la taille de grain moyenne est de l'ordre de 600 μm et les éprouvettes testées ont un diamètre de section utile de 3 mm, il est donc difficile de considérer le milieu étudié comme homogène isotrope (trop peu de grains dans la section droite). Afin de quantifier l'influence du modèle de comportement sur les résultats des simulations, des calculs de taux de restitution d'énergie pour deux modèles ont été menés : homogène élastique linéaire isotrope et polycristallin élastique linéaire anisotrope. La géométrie de fissure modélisée est celle de l'éprouvette *E119* présentée en section 3.1.3.1. Il aurait été intéressant de réaliser le même type de calcul pour l'éprouvette *E56* mais celle-ci n'a pas été caractérisée par DCT avant les essais de fatigue.

En effet, puisque cette éprouvette a été caractérisée par DCT avant les essais in-situ synchrotron, la microstructure dans laquelle évolue la fissure est connue. Le taux de restitution d'énergie $G(s)$ le long des trois fronts de fissures *A*, *B* et *CC'* a été calculé par éléments finis pour deux modèles dont les paramètres ont été présentés en section 3.1.3.2 et sont rappelés ici :

- Homogène élastique linéaire isotrope : module d'Young $E = 74 \text{ GPa}$ et coefficient de Poisson $\nu = 0,35$.
- Polycristallin élastique linéaire anisotrope : $C_{11} = 112,6 \text{ GPa}$, $C_{12} = 64 \text{ GPa}$ et $C_{44} = 29,8 \text{ GPa}$ (symétrie cubique).

Le calcul par éléments finis est réalisé sur un modèle polycristallin comprenant le défaut artificiel et la fissure. Pour ce calcul, la fissure dont la géométrie est illustrée en figure 3.9 est introduite dans le maillage présenté en figure 3.15a afin de calculer le taux de restitution d'énergie grâce au module *Zcracks*. Les conditions aux limites utilisées sont les mêmes que présentées précédemment en figure 3.15b.

La figure 3.39 présente l'évolution du taux de restitution d'énergie G en fonction de l'abscisse curviligne s pour les fissures *A* (figure 3.39a), *B* (figure 3.39b) et *C* (figure 3.39c). La différence moyenne entre les valeurs de taux de restitution d'énergie pour les comportements élastiques linéaires isotrope et anisotrope est de 3,7%. Le modèle de comportement simulé n'a pas d'effet marqué sur les valeurs des taux de restitution d'énergie. Il est donc raisonnable de penser que l'hypothèse d'isotropie du matériau étudié n'a pas une grande influence sur les valeurs des facteurs d'intensité des contraintes présentées en section 3.2.3.3.

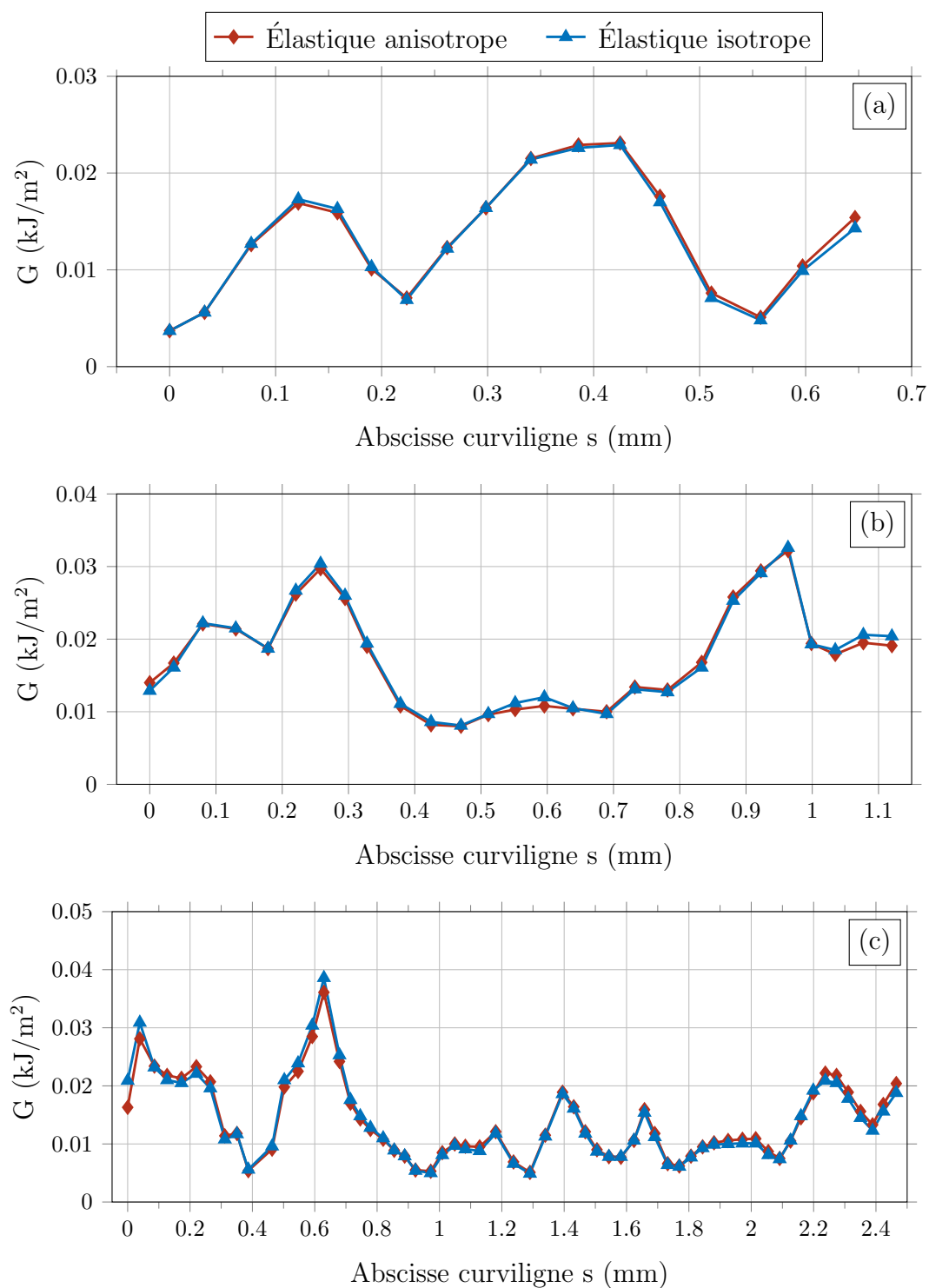


Figure 3.39 – Évolutions des taux de restitution d'énergie G pour les modèles homogène élastique linéaire isotrope et polycristallin élastique linéaire anisotrope en fonction de l'abscisse curviligne des fronts de fissure (a) A , (b) B et (c) CC' de l'éprouvette $E119$.

3.2.3.5 Effets de friction de fissures

Pour les résultats présentés en section 3.2.3.3, l'effet de friction est supposé complet : seule la partie en traction du cycle de fatigue est considérée comme motrice pour la fissure. Ceci est une hypothèse forte mais nécessaire étant donné que les effets de friction ne sont pas quantifiables à 20 kHz, encore moins pour des fissures internes observées par tomographie.

Néanmoins, il est possible d'évaluer un intervalle pour les facteurs d'intensité des contraintes en mode II et III borné par les valeurs sans effet de friction et en cas d'effet complet de friction. Pour un effet complet de friction, les étendues de facteurs d'intensité des contraintes en mode II et III sont calculées selon les équations 3.20 et 3.21. Ces valeurs constituent les bornes inférieures des étendues de facteurs d'intensité des contraintes en mode II et III, ΔK_{II}^{inf} et ΔK_{III}^{inf} . Sans effet de friction, les valeurs d'étendues de facteurs d'intensité des contraintes pour les modes II et III sont calculées en supposant que le coefficient de frottement entre les surfaces de la fissure est nul [Bertolino *et al.*, 2005], ainsi $K_{II,min} = -K_{II,max}$ et $K_{III,min} = -K_{III,max}$. Les bornes supérieures des étendues de facteurs d'intensité des contraintes en mode II et III ΔK_{II}^{sup} et ΔK_{III}^{sup} sont donc :

$$\Delta K_{II}^{sup} = K_{II,max} - K_{II,min} = 2 K_{II,max}, \quad (3.26)$$

$$\Delta K_{III}^{sup} = K_{III,max} - K_{III,min} = 2 K_{III,max}. \quad (3.27)$$

Pour les deux cas considérés, l'étendue du facteur d'intensité des contraintes en mode I, ΔK_I , est calculée en supposant que seule la partie en traction du cycle est motrice :

$$\Delta K_I = K_{I,max} - K_{I,ouv} = K_{I,max}. \quad (3.28)$$

Ainsi la borne supérieure de l'étendue du facteur d'intensité des contraintes équivalent ΔK_{eq}^{sup} est calculée à partir de la relation :

$$\Delta K_{eq}^{sup} = \sqrt{\Delta K_I^2 + (\Delta K_{II}^{sup})^2 + \frac{(\Delta K_{III}^{sup})^2}{1 - \nu}}. \quad (3.29)$$

La figure 3.40 illustre les intervalles $[\Delta K_i^{inf}, \Delta K_i^{sup}]$ des étendues des facteurs d'intensité des contraintes. L'hypothèse sur l'effet de friction a une influence sur les valeurs de ΔK_{II} et ΔK_{III} qui varient du simple au double. Les facteurs de mixité Ψ_{II} et Ψ_{III} varient donc également selon l'importance de l'effet de friction. La figure 3.41 présente les intervalles des facteurs de mixité calculés à partir des valeurs ΔK^{inf} et ΔK^{sup} . L'étendue du facteur d'intensité des contraintes équivalent, ΔK_{eq} , varie significativement : pour le scan 14 de l'éprouvette 56 (figure 3.40) la valeur moyenne de la borne inférieure de ΔK_{eq} le long du front de fissure est de $1,72 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ alors que la moyenne pour la borne

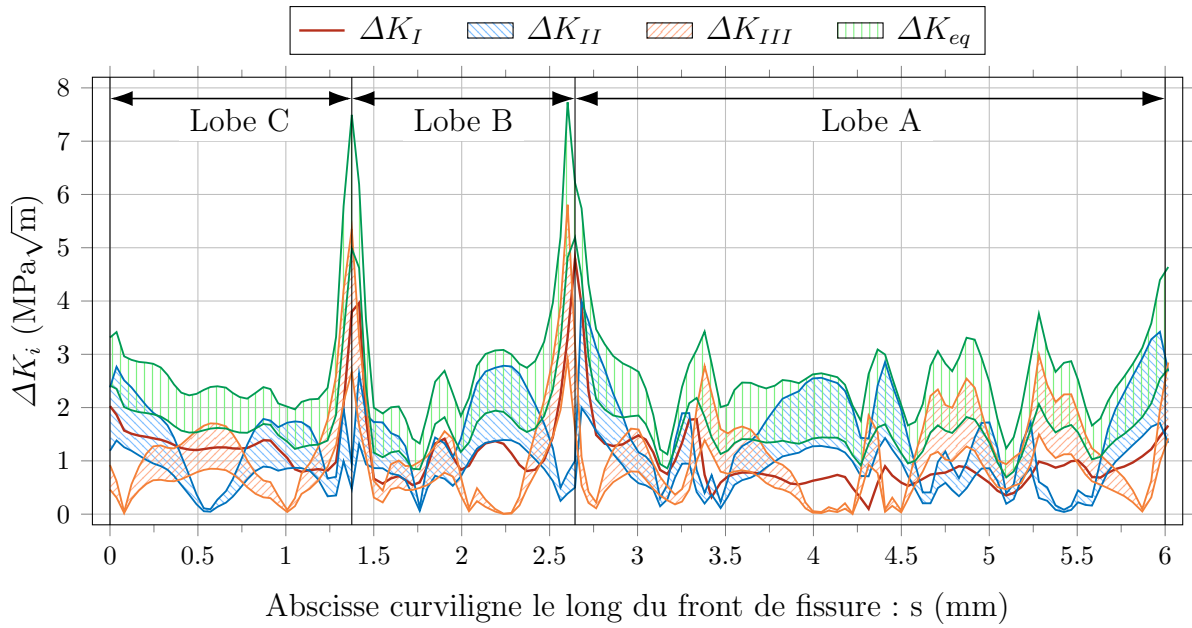


Figure 3.40 – Évolutions de l'étendue du facteur d'intensité des contraintes ΔK_I et des intervalles $[\Delta K_i^{inf}, \Delta K_i^{sup}]$ pour les modes II et III et pour le facteur d'intensité des contraintes équivalent en fonction de l'abscisse curviligne s le long du front de fissure du scan 14 de l'éprouvette $E56$ sous $\sigma_a = 75$ MPa.

supérieure est de $2,74 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Par conséquent, les cinétiques de propagation de fissures internes présentées en figure 3.38, tracées en fonction de ΔK_{eq}^{inf} , sont également modifiées

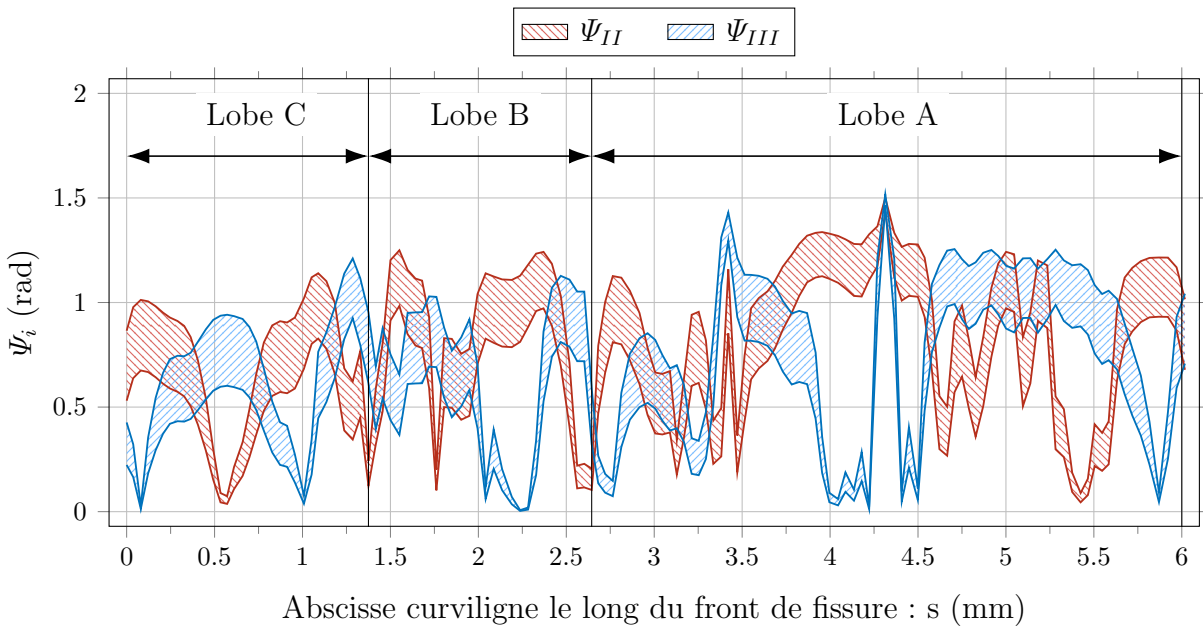


Figure 3.41 – Évolutions des intervalles de taux de mixité Ψ_{II} et Ψ_{III} calculés à partir des valeurs ΔK^{inf} et ΔK^{sup} en fonction de l'abscisse curviligne s le long du front de fissure du scan 14 de l'éprouvette $E56$ sous $\sigma_a = 75$ MPa.

par l'hypothèse formulée sur l'effet de friction. La figure 3.42 illustre les mêmes données mais retracées pour une étendue de facteur d'intensité des contraintes équivalent : $\Delta K_{eq} = \Delta K_{eq}^{sup}$.

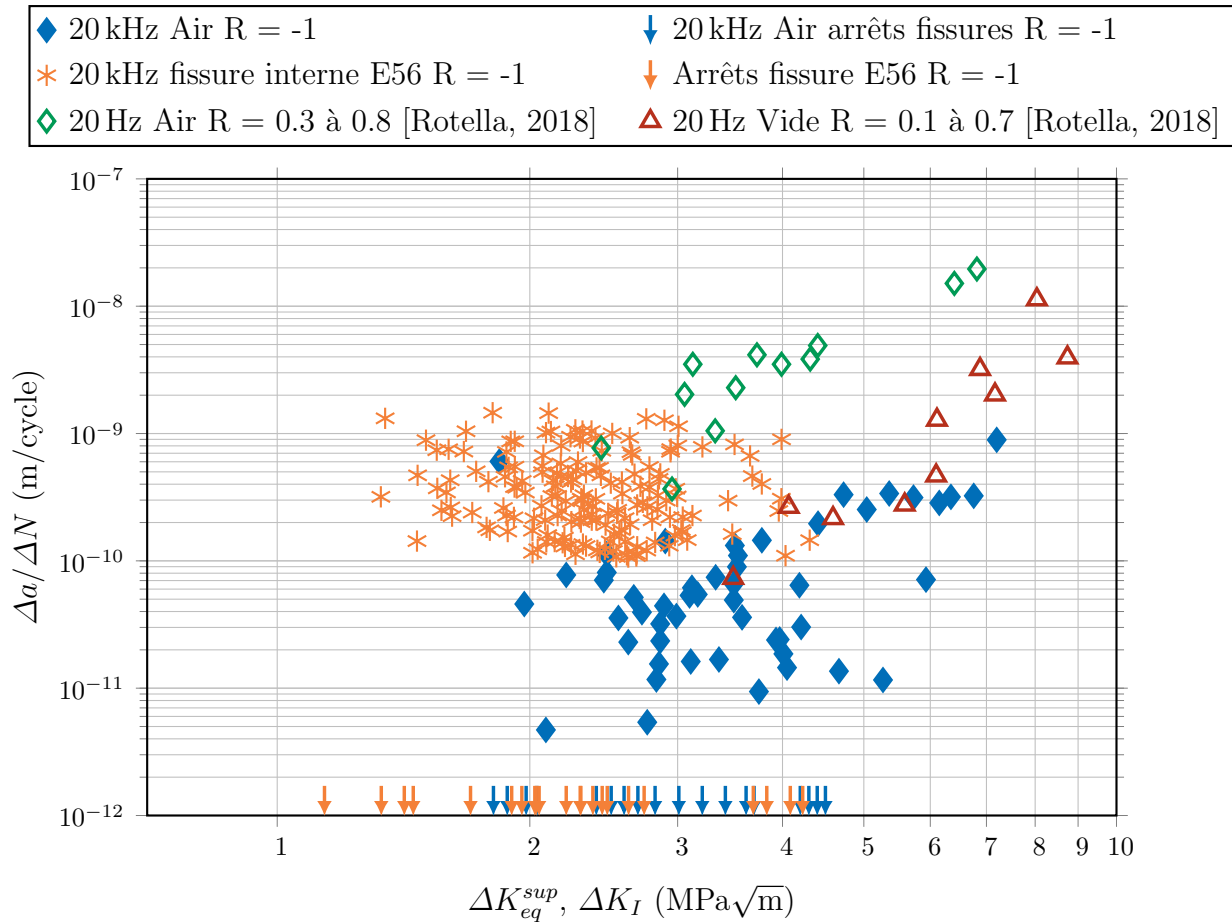


Figure 3.42 – Résultats des cinétiques de propagation de la fissure interne de l'éprouvette *E56* pour $\Delta K_{eq} = \Delta K_{eq}^{sup}$. Ces résultats sont comparés aux données de propagation à 20 kHz sous air et aux résultats issus de la littérature pour des essais à 20 Hz sous air et sous vide [Rotella, 2018].

Les figures 3.40, 3.41 et 3.42 montrent que, selon l'importance de l'effet de friction, les valeurs d'étendues de facteurs d'intensité des contraintes peuvent significativement varier. Pour les études à venir, il est nécessaire de quantifier les effets de fermeture et de friction afin d'identifier les cinétiques de propagation de fissures internes les plus pertinentes possibles. Afin de quantifier les effets de fermeture, la possibilité de procéder à de la corrélation d'image volumique en utilisant les particules de silicium comme marqueurs naturels a été testée. Pour cela, lors des essais in-situ synchrotron, plusieurs scans de tomographie ont été réalisés pour des charges statiques différentes mais ceux-ci n'ont pas été concluants. En effet, les déplacements engendrés ne sont pas assez importants (régime gigacyclique, donc très faibles amplitudes de chargement) et la résolution de la tomographie insuffisante pour permettre la mise en place de la corrélation d'images volumiques.

3.3 Synthèse du chapitre

Des essais d'endurance en traction-compression ($R = -1$) à 20 kHz ont été menés sur les trois lots d'alliage A357-T6 moulé présentés au chapitre 2. Les résultats de ces essais ont permis de montrer que :

- Les résistances en fatigue à 5×10^6 cycles (91 MPa [Mu *et al.*, 2014a]) et à 10^9 cycles (88 MPa valeur médiane avec un écart-type de 7 MPa) ne présentent pas de différence significative pour le lot *sain*. La fréquence de sollicitation n'a pas d'effet notable sur la résistance en fatigue pour le lot *sain*.
- Les essais d'endurance sur les éprouvettes de diamètres 3 et 6 mm du lot *sain* montrent que les résistances en fatigue à 10^9 cycles ne sont pas influencées par l'effet d'échelle (taille des éprouvettes).
- La résistance en fatigue à 10^9 cycles du lot à *défauts naturels* présente un abattement de 30 MPa par rapport à celle du lot *sain*. Cette différence est due à la population de défauts du lot à *défauts naturels* (diamètre équivalent moyen de 58 μm) bien plus nocive pour la résistance en fatigue que la population de défauts du lot *sain* (diamètre équivalent moyen de 14 μm) [Ammar *et al.*, 2008; Brochu *et al.*, 2010; Wang *et al.*, 2001b].
- La résistance en fatigue à 10^9 cycles du lot à *défaut artificiel centré* est égale à 70 MPa (valeur médiane, l'estimation de l'écart-type n'étant pas possible). Ceci représente un abattement de 18 MPa par rapport à la valeur médiane de la résistance en fatigue à 10^9 cycles du lot *sain*. Bien qu'un défaut de diamètre équivalent moyen proche de 1 mm soit présent dans les éprouvettes de ce lot, la résistance en fatigue à 10^9 cycles est bien moins affectée que pour le lot à *défauts naturels*. Ce constat a déjà été fait par Serrano-Munoz *et al.* [2016].
- L'analyse des faciès de rupture montre que la propagation de fissures de fatigue à 20 kHz pour l'alliage A357-T6 présente un aspect très cristallographique, que le site d'amorçage soit interne ou en surface de l'éprouvette. Pour l'alliage considéré, ce mode de rupture est habituellement observé à plus basses fréquences uniquement lorsque le site d'amorçage est interne, en propagation supposée sous vide [Rotella, 2018; Serrano-Munoz *et al.*, 2016].

La mise en place d'une technique de détection d'amorçage de fissures de fatigue était un élément essentiel à la réussite de ce travail. Un dispositif d'analyse harmonique en temps réel a permis de lever ce verrou technique. Grâce à ce système, la présence de fissures internes et externes d'une taille moyenne (\sqrt{Aire}) de l'ordre de 600 μm a été détectée. Les tailles de fissures mesurées et des estimations de durées de propagation à partir des données d'analyse harmonique permettent d'évaluer des vitesses moyennes de propagation de l'ordre de 10^{-10} - 10^{-9} m/cycle. Les résultats présentés ne montrent pas de corrélation entre la variation du facteur de non-linéarité, β , et la taille de fissure détectée. Cela est

probablement causé par les géométries complexes et variées de fissures effectivement détectées et observées.

Les observations par tomographie synchrotron in-situ, couplées à une caractérisation préalable de la microstructure par tomographie à contraste de diffraction (DCT) [Ludwig *et al.*, 2010], ont permis d'étudier et d'analyser en détail les mécanismes d'amorçage de fissures de fatigue internes, pour l'alliage A357-T6. Les caractéristiques géométriques des fissures amorcées dépendent grandement de la microstructure et des grandeurs mécaniques locales. Ceci est vrai à 20 kHz pour les fissures internes et externes qui, au vu des faciès de rupture, ont des mécanismes d'amorçage similaires. Toutefois cela concerne également les fissures internes amorcées à plus basses fréquences dont les mécanismes d'amorçage reportés dans la littérature sont proches de ceux observés dans ce travail [Rotella, 2018; Serrano-Munoz *et al.*, 2016]. Les éléments importants à retenir sont les suivants :

- À l'endroit du site d'amorçage, l'orientation des fissures correspond aux systèmes de glissement dont les facteurs de Schmid sont les plus élevés. Cependant, les facteurs de Schmid ne permettent pas d'expliquer le site d'amorçage notamment car la multiaxialité locale du champ de contrainte due à la présence du défaut n'est pas prise en compte.
- En première approche, le critère de Crossland a été utilisé pour étudier l'amorçage de fissures de fatigue à proximité du défaut où le champ de contrainte est multiaxial. Les résultats des simulations montrent que ce critère est à même de prévoir l'amorçage de fissures de fatigue internes.
- Les amplitudes de cisssions résolues selon les systèmes de glissement sont les grandeurs mécaniques dont les valeurs sont le mieux corrélées à la fois à la localisation du site d'amorçage mais aussi aux orientations des fissures amorcées. Les résultats de la présente étude confirment que les mécanismes d'amorçage de fissures internes sont fortement liés aux amplitudes de cisssions résolues selon les systèmes de glissement [Karolczuk et Macha, 2005; McDiarmid, 1991; Morel, 2000]. Pour modéliser l'amorçage de fissures de fatigue internes, il est nécessaire d'utiliser un critère de type plan critique et également de modéliser explicitement la microstructure locale.

L'étude des faciès de rupture des éprouvettes d'endurance a déjà montré que les mécanismes de propagation de fissures à 20 kHz amorcées sur des défauts de surface étaient similaires aux mécanismes de propagation observés à plus basses fréquences sous vide [Serrano-Munoz *et al.*, 2016]. Les résultats des essais de propagation mettent en évidence que les cinétiques de propagation de fissures à 20 kHz sous air sont similaires aux cinétiques de propagation de fissures à 20 Hz sous vide. Ainsi, tout porte à croire qu'il existe un effet couplé entre l'environnement et la fréquence d'essai comme cela a déjà été observé dans la littérature [Engler-Pinto Jr *et al.*, 2007; Holper *et al.*, 2003; Li *et al.*, 2016]. L'absence d'effet d'environnement exacerbe l'influence de la microstructure qui provoque des arrêts

de fissures aux joints de grains et une propagation selon des mécanismes de rupture cristallographique [McDowell et Dunne, 2010; Ravichandran et Larsen, 1997]. L'interaction avec la microstructure entraîne une forte variabilité des vitesses moyennes de propagation entre 10^{-12} et 10^{-10} m/cycle pour les valeurs de ΔK les plus basses. Ce phénomène est connu et habituellement observé pour la propagation de fissures microstructuralement courtes [Tanaka et Akiniwa, 1989; Tokaji et Ogawa, 1992], comme cela est le cas pour les fissures observées au cours de ce travail.

Les observations de fissures de fatigue internes par tomographie, couplées à des caractérisations de microstructures par DCT ou par imprégnation au gallium, ont permis d'étudier les interactions entre propagation de fissures et microstructure. Il a clairement été établi que pour l'alliage A357-T6, les fissures de fatigue propageant à 20 kHz suivent préférentiellement les plans de glissement de la structure cristalline. Lors du franchissement d'un joint de grains, les fissures observées bifurquent pour se placer dans le système de glissement de type $\{111\}$ le plus activé du nouveau grain de propagation. Notons que les joints de grains sont des barrières microstructurales très fortes puisqu'elles peuvent provoquer l'arrêt de fissures pendant plusieurs milliards de cycles. Ainsi, la phase d'amorçage de fissures peut occuper une faible partie de la durée de vie totale en régime gigacyclique si ces fissures restent ensuite bloquées à des joints de grains. Cela remet en cause certains travaux de la littérature avançant que la phase d'amorçage domine la durée de vie en fatigue en régime gigacyclique [Hong *et al.*, 2014; Wagner *et al.*, 2009; Xu *et al.*, 2018]. Comme les observations réalisées le montrent, le facteur pilotant la force des barrières microstructurales semble plutôt être lié à l'activité des systèmes de glissement du grain en avant du front de fissure qu'à la désorientation entre les systèmes de glissement des grains adjacents.

Une méthodologie de traitement des données de tomographie afin d'obtenir des maillages de fissures exploitables pour des calculs par éléments finis a été développée (annexe C). Celle-ci a permis de calculer des facteurs d'intensité des contraintes grâce au module *Zcracks*, pour chaque front de fissure observé. Les géométries complexes de fissures entraînent des modes mixtes importants dépendant de l'orientation locale de la normale et de la tangente au front de fissure. Les fissures internes observées se propagent très lentement (10^{-10} à 10^{-9} m/cycle), les étendues des facteurs d'intensité des contraintes varient donc très peu entre les stades de propagation observés. Les cinétiques de propagation de fissures internes ont été déterminées en combinant les résultats des calculs par éléments finis avec des mesures locales de propagation des fronts de fissures. Cependant, les fissures internes observées sont de tailles relativement modestes devant la taille moyenne des grains ($600 \mu\text{m}$). Ainsi, les cinétiques de propagation identifiées correspondent plutôt à celles habituellement observées pour des fissures courtes pour des ΔK inférieurs au seuil de non propagation identifié pour les fissures longues à 20 kHz sous air. Il n'est donc pas possible de statuer quant à des similarités entre les cinétiques de propagation de fissures internes et d'autres conditions de propagation.

Les cinétiques de propagation de fissures internes sont issues des résultats de l'éprouvette *E56*. La microstructure de cette dernière n'a pas été caractérisée par DCT avant les essais de fatigue in-situ. Par conséquent les calculs ont été réalisés en considérant un modèle homogène élastique linéaire isotrope. Le taux de restitution d'énergie calculé sur une géométrie réelle de fissure est peu influencé par le modèle choisi (homogène élastique linéaire isotrope ou polycristallin élastique linéaire anisotrope⁶) avec une différence moyenne de 3,7%. Ainsi, bien que le matériau étudié soit hétérogène à l'échelle de l'éprouvette, les cinétiques déterminées par éléments finis à partir du modèle homogène élastique linéaire isotrope sont certainement valables, probablement parce que l'alliage d'aluminium est peu anisotrope.

L'analyse harmonique en temps réel s'est révélée être une technique très efficace pour détecter l'amorçage de fissures de fatigue. Le suivi du champ de température en surface de l'éprouvette par thermographie infrarouge a été mis en place avec le même objectif lors des essais in-situ synchrotron. Le propos du chapitre 4 est de présenter les résultats, le traitement et l'analyse des données thermographie infrarouge. L'objectif de cette partie est de faire le lien entre les champs mécaniques (σ_{ij} et ΔK) et l'évolution du champ de température en surface de l'éprouvette.

6. Symétrie cubique.

Chapitre 4

Effets thermiques associés à l'amorçage et la propagation de fissures de fatigue à 20 kHz

Sommaire

4.1	Résultats expérimentaux des mesures de champ de température par thermographie infrarouge in-situ	185
4.1.1	Essais d'auto-échauffement	187
4.1.2	Élévation de température due à l'amorçage d'une fissure	188
4.1.3	Corrélation entre la détection de l'amorçage d'une fissure par thermographie IR et analyse harmonique	190
4.1.4	Élévations de l'incrément de température dues à la propagation de fissures	192
4.2	Modélisation des effets thermiques associés aux essais de fatigue . . .	195
4.2.1	Modélisation de la source micro-plastique	197
4.2.1.1	Présentation du modèle	197
4.2.1.2	Identification du paramètre du modèle de source micro-plastique	197
4.2.1.3	Influence du défaut artificiel sur l'incrément de température	201
4.2.2	Modélisation de la dissipation plastique en pointe de fissure	202
4.2.2.1	Présentation du modèle	202
4.2.2.2	Identification du paramètre du modèle de dissipation plastique en pointe de fissure	204
4.3	Amorçage et propagation de fissures de fatigue internes : simulations des effets thermiques	209
4.4	Synthèse du chapitre	215

Le chapitre précédent se concentrait sur l'aspect mécanique de la propagation de fissures de fatigue internes, notamment au travers de l'observation de leurs propagations et de l'analyse des résultats de tomographie synchrotron. Des données thermiques obtenues par thermographie infrarouge durant les essais au synchrotron ont aussi été enregistrées. La mise en place de telles expériences est complexe et très exigeante mais les données obtenues sont primordiales afin de mener à bien cette étude. L'objet de ce chapitre est de présenter les résultats obtenus, ainsi que leur traitement et leur analyse.

La première partie de ce chapitre sera consacrée aux résultats des essais d'auto-échauffement, réalisés pour caractériser la réponse thermique des éprouvettes sans fissure à la sollicitation mécanique de fatigue ultrasonique. Les résultats expérimentaux obtenus lors des essais de fatigue in-situ synchrotron seront ensuite présentés¹. L'amorçage et la propagation de fissures de fatigue internes laissent une signature caractéristique pouvant être identifiée sur l'évolution de la température en surface des éprouvettes. Ces résultats seront traités conjointement avec les résultats d'analyse harmonique en temps réel et les résultats de tomographie synchrotron.

La deuxième partie présentera la modélisation retenue (avec deux sources de chaleur) pour simuler les effets thermiques associés aux essais de fatigue. Cette modélisation permet de simuler les dissipations de chaleur dues à l'activité micro-plastique à l'échelle de la microstructure et à l'activité plastique dans la zone de plasticité cyclique en pointe de fissure. Dans cette partie, les méthodes employées pour identifier les paramètres des modèles à partir des données expérimentales seront également développées.

Enfin, ce chapitre se clôturera sur les résultats des simulations thermiques de l'amorçage et de la propagation de fissures de fatigue internes, réalisées grâce aux modèles identifiés précédemment. Le schéma de simulation proposé sera appliqué à l'éprouvette *E56* dont les observations de tomographie et les résultats de calculs de mécanique linéaire élastique de la rupture ont été présentés au chapitre 3. Les résultats obtenus seront analysés et commentés. L'influence des hypothèses de calculs sur les résultats des simulations sera discutée.

1. Le dispositif de mesure de température par thermographie infrarouge a été présenté au chapitre 2, section 2.4.3.

4.1 Résultats expérimentaux des mesures de champ de température par thermographie infrarouge in-situ

Les essais de fatigue in-situ synchrotron ont été instrumentés d'une caméra infrarouge afin de mesurer le champ de température en surface des éprouvettes au cours des essais. L'objectif est d'identifier la signature thermique en surface de l'éprouvette due à l'amorçage et la propagation d'une fissure interne [Krewerth *et al.*, 2015; Ranc *et al.*, 2008; Wagner *et al.*, 2009]. L'arrêt automatique des essais ultrasoniques était assuré par le dispositif d'analyse harmonique en temps réel. Cette première partie est dédiée aux observations thermographiques purement expérimentales réalisées au cours des essais in-situ et à leur corrélation avec les autres méthodes de caractérisation.

Une caméra thermique a été utilisée lors des essais. Par conséquent, le champ de température a été uniquement mesuré sur une portion de la circonférence de l'éprouvette. Pour chaque campagne d'essais, la position de la caméra infrarouge par rapport aux données de tomographie est repérée afin de connaître l'angle d'observation de l'éprouvette (illustré en figure 4.1). La variation de température, $\vartheta(t) = T(t) - T(t = 0)$, où $T(t = 0)$ est la température initiale, est mesurée pour chaque pixel. Le champ de température étant quasiment homogène dans la partie utile de l'éprouvette (figure 4.2a), l'incrément de température expérimental ϑ^{exp} est mesuré en moyennant le champ de température en

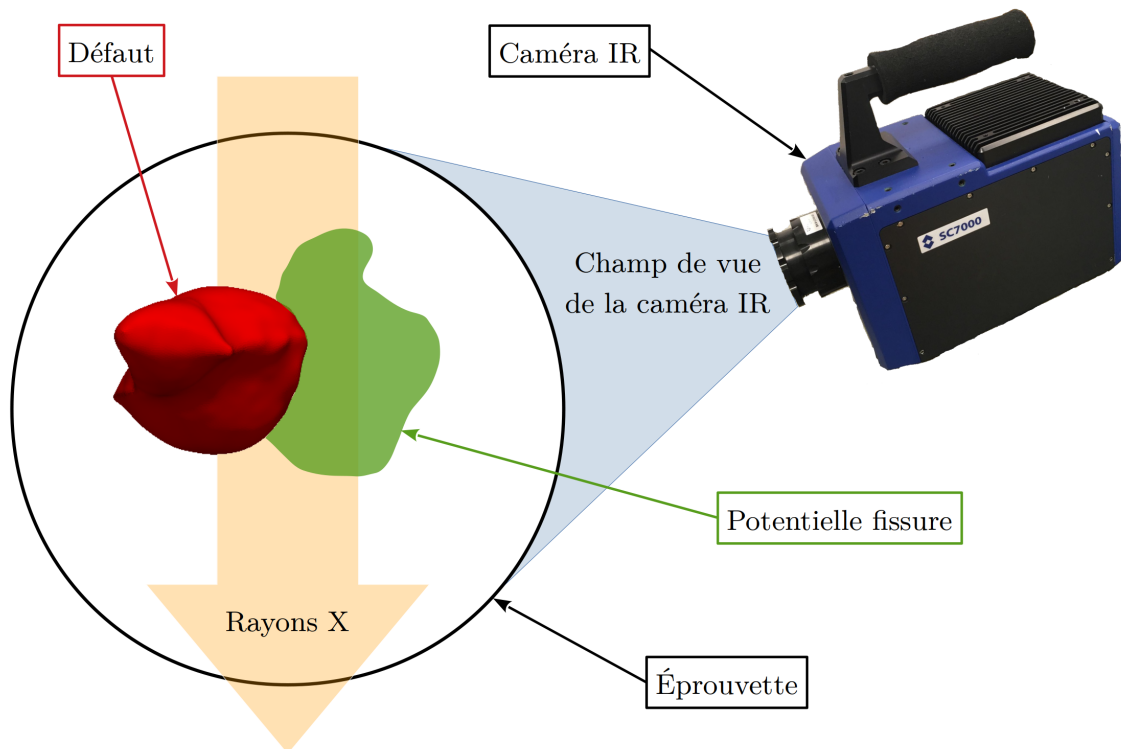


Figure 4.1 – Schéma explicatif du positionnement de la caméra infrarouge par rapport aux données de tomographie.

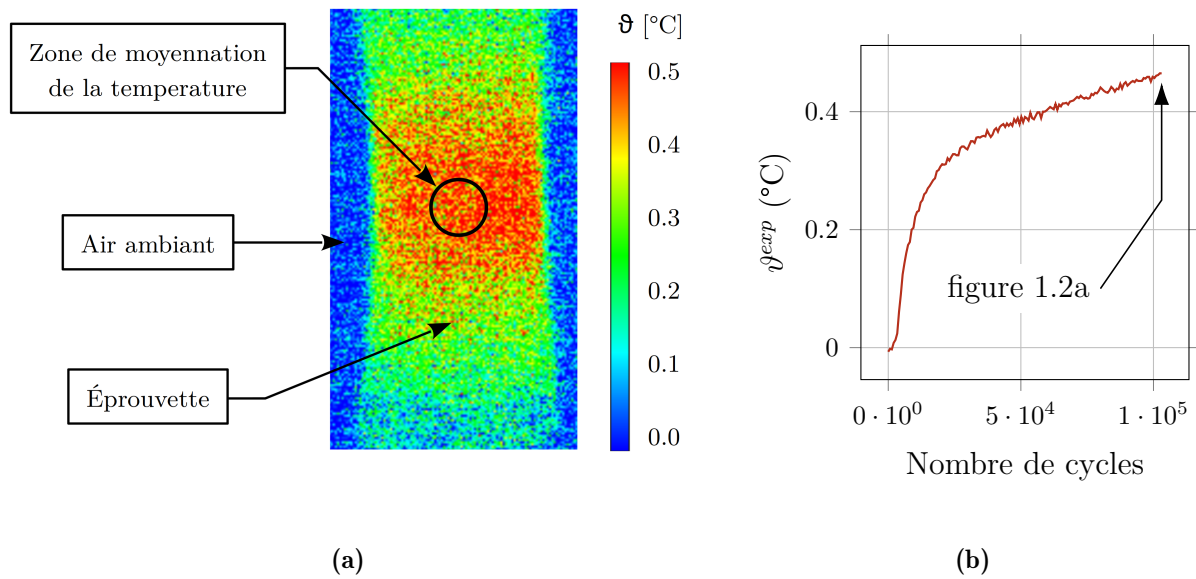


Figure 4.2 – (a) Illustration de la zone circulaire de 1 mm de diamètre dans laquelle la moyenne de température est réalisée. L'exemple est illustré grâce à une thermographie de l'éprouve *E56* durant la sequence 14 de fatigue après 10^5 cycles. (b) Exemple d'évolution de l'incrément de température ϑ moyenné dans la zone circulaire de 1 mm de diamètre en fonction du nombre de cycles pour l'éprouve *E56* durant la sequence 14 de fatigue ($\sigma_a = 75$ MPa).

surface de l'éprouvette dans un cercle de 1 mm de diamètre au centre de la partie utile (figure 4.2a). Ceci permet de tracer l'évolution de l'incrément de température mesuré en surface de la partie utile de l'éprouvette est fonction du nombre de cycles (figure 4.2b).

Le tableau 4.1 synthétise les informations concernant les résultats des essais sur les

	Lot matière	σ_a (MPa)	Fissure détectée \sqrt{A} (μm)	N_a (cycles)	Amorçage	Observations
<i>E46</i>	<i>Défaut centré</i>	75	728	$5,67 \times 10^7$	Interne	Propagation après l'amorçage
<i>E56</i>	<i>Défaut centré</i>	75	675	$1,77 \times 10^7$	Interne	Propagation après l'amorçage
<i>E61</i>	<i>Défauts naturels</i>	80	589	$1,84 \times 10^6$	Surface	Propagation après l'amorçage
<i>E119</i>	<i>Défaut centré</i>	60 - 90	679	$3,75 \times 10^7$	Interne	Arrêt de fissure après l'amorçage

Tableau 4.1 – Synthèse des informations concernant les essais de fatigue in-situ en thermographie IR et tomographie synchrotron.

4.1. RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX DES MESURES DE CHAMP DE TEMPÉRATURE PAR THERMOGRAPHIE INFRAROUGE IN-SITU

éprouvettes $E46$, $E56$, $E61$ et $E119$ dont les résultats de thermographie IR sont utilisés dans ce chapitre.

Dans un premier temps, les résultats présentés sont ceux des essais d'auto-échauffement. Ces essais permettent de caractériser la variation de température dans la partie utile de l'éprouvette qui est engendrée par la sollicitation mécanique. Durant ces essais l'éprouvette n'est pas fissurée. Lors de l'amorçage d'une fissure, le comportement thermique dévie de celui observé lors des essais d'auto-échauffement. Ainsi, dans un deuxième temps, les observations de thermographie IR lors de l'amorçage d'une fissure seront détaillés ainsi que leur corrélation avec les résultats d'analyse harmonique en temps réel (chapitre 3). Enfin, les évolutions des incréments de température avec la croissance de la fissure seront présentés dans une dernière partie.

4.1.1 Essais d'auto-échauffement

Les essais d'auto-échauffement consistent à mesurer la variation de température stabilisée, ϑ , dans la partie utile de l'éprouvette en fonction de l'amplitude de contrainte appliquée σ_a . Cette variation de température est due à une source de chaleur nommée source de dissipation intrinsèque dont les détails théoriques seront discutés en section 4.2.1. Pour réaliser les essais d'auto-échauffement, une éprouvette non fissurée est testée pour plusieurs amplitudes de contrainte σ_a jusqu'à un nombre de cycles $N = 10^7$ cycles et la température en surface de l'éprouvette est mesurée par une caméra infrarouge. La figure 4.3 donne les variations de température ϑ dans la partie utile de l'éprouvette en fonction du nombre de cycles et pour plusieurs niveaux de sollicitation.

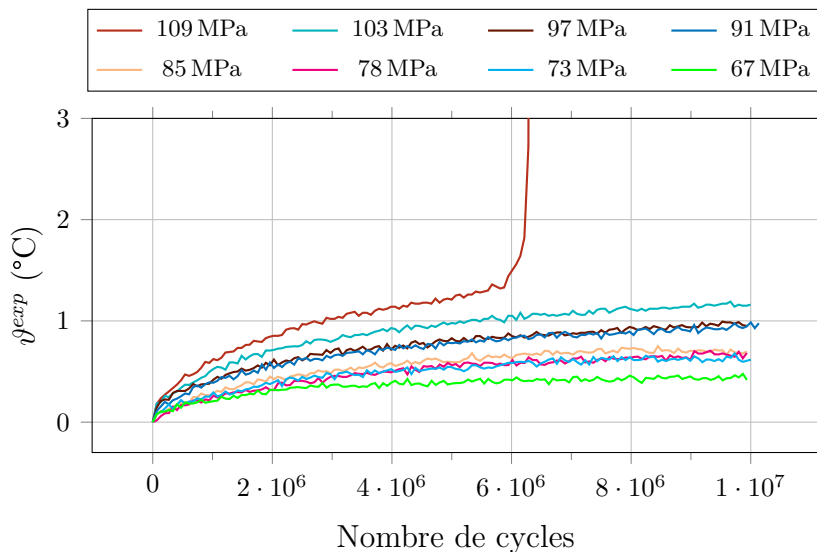


Figure 4.3 – Évolutions de la variation de température ϑ sur 10^7 cycles en fonction du nombre de cycles pour plusieurs amplitudes de sollicitation.

La variation de température *expérimentale* après un nombre de cycles donné N : ϑ_N^{exp}

augmente avec l'amplitude de contrainte appliquée σ_a . Cette variation de température est engendrée par une source de chaleur due à l'énergie dissipée par le mouvement des dislocations [Connesson *et al.*, 2011]. Les résultats des essais d'auto-échauffement seront utilisés pour identifier le paramètre du modèle de source de dissipation intrinsèque présenté en section 4.2.1. Ce modèle est utilisé par la suite pour la simulation des effets thermiques associés aux essais de fatigue in-situ synchrotron (section 4.3).

Comme le montre l'essai d'auto-échauffement pour $\sigma_a = 109$ MPa (figure 4.3), lors de l'amorçage d'une fissure de fatigue l'incrément de température augmente brusquement. Cette déviation du comportement stabilisé peut être utilisée pour détecter l'amorçage d'une fissure de fatigue au cours de l'essai. La section suivante présente les résultats des observations de thermographie IR associés à l'amorçage des fissures de fatigue lors des essais in-situ synchrotron.

4.1.2 Élévation de température due à l'amorçage d'une fissure

Cette partie présente les résultats de thermographie infrarouge obtenus pour les éprouvettes *E46*, *E56* et *E61* dont les résultats d'analyse harmonique et de tomographie ont été présentés au chapitre 3². Pour les trois éprouvettes, non fissurées au début des essais, le système d'analyse harmonique en temps réel a permis la détection de fissures dont la présence a été confirmée par la tomographie : des fissures internes pour les éprouvettes du lot à *défait centré* *E46* et *E56* et une fissure externe pour l'éprouvette du lot à *défauts naturels* *E61* (tableau 4.1). La figure 4.4 présente les évolutions des incréments de température, ϑ^{exp} , pour les essais d'amorçage des éprouvettes *E46* (figure 4.4a), *E56* (figure 4.4b) et *E61* (figure 4.4c).

Pour les éprouvettes *E46* et *E56*, la première phase d'augmentation de la température est rapide et tend à se stabiliser au cours du temps. Puis, dans la phase finale de l'essai, les incréments de température augmentent brusquement, à partir de $N = 5,68 \times 10^7$ cycles pour l'éprouvette *E46* et $N = 1,80 \times 10^7$ cycles pour l'éprouvette *E56*. Les essais ont été interrompus par le système d'analyse harmonique en temps réel. La première augmentation de température est due à une source de chaleur (source de dissipation intrinsèque) variant peu pour une même éprouvette. Cependant, entre deux éprouvettes la source de chaleur responsable de l'augmentation de température varie. Après 10^7 cycles la variation de température pour l'éprouvette *E46* est de $2,72$ °C alors qu'elle est de $2,44$ °C pour l'éprouvette *E56* pour le même nombre de cycles, soit une différence de $0,28$ °C (10 %). L'augmentation brutale en fin d'essai est provoquée par l'amorçage et le début de propagation des fissures de fatigue qui ont par la suite été observées par tomographie. Les déformations plastiques dans la zone de plasticité cyclique en pointe de fissure sont res-

2. Les résultats d'analyse harmonique de l'éprouvette *E119* ont été présentés au cours du chapitre 3. L'essai d'amorçage pour cette éprouvette s'est déroulé ex-situ sans caméra infrarouge afin de gagner du temps lors des essais in-situ synchrotron. Aucune donnée de thermographie infrarouge n'est donc disponible pour l'essai d'amorçage de cette éprouvette.

4.1. RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX DES MESURES DE CHAMP DE TEMPÉRATURE PAR THERMOGRAPHIE INFRAROUGE IN-SITU

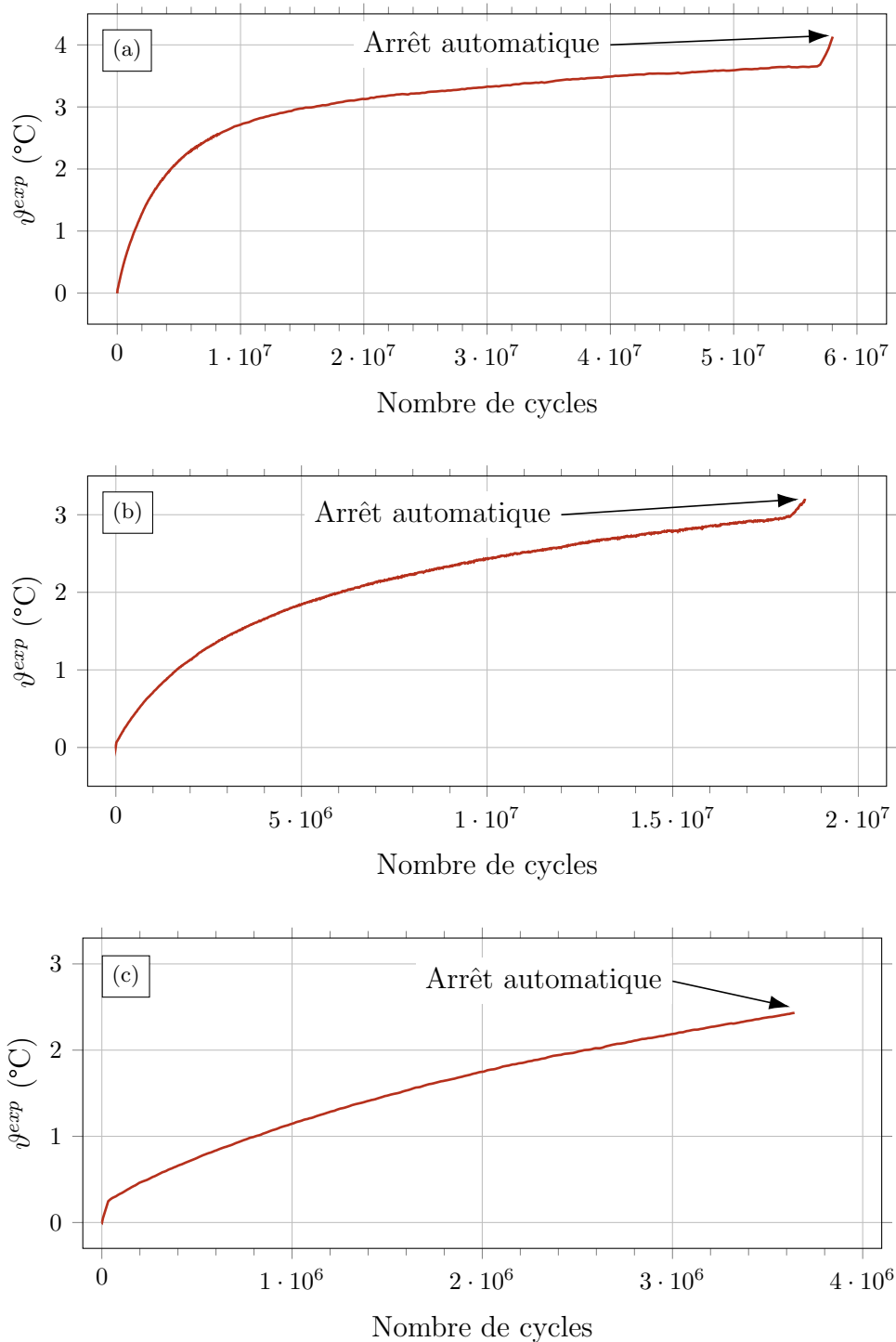


Figure 4.4 – Évolution de l'incrément de température expérimental ϑ^{exp} en fonction du nombre de cycles de fatigue pour les éprouvettes (a) *E46*, (b) *E56* et (c) *E61*.

possibles d'une deuxième source de chaleur dont les détails théoriques seront présentés en section 4.2.2.

Pour l'éprouvette *E61*, seule la première phase d'augmentation de température est

visible bien que le système d'analyse harmonique ait détecté l'amorçage d'une fissure, dont la présence a été confirmée par tomographie. Cependant, l'incrément de température après $N = 3,6 \times 10^6$ cycles est égal à $\vartheta_{E61}^{exp} = 2,43 \text{ }^\circ\text{C}$ alors qu'il était de $\vartheta_{E46}^{exp} = 1,80 \text{ }^\circ\text{C}$ et $\vartheta_{E56}^{exp} = 1,58 \text{ }^\circ\text{C}$ après le même nombre de cycles pour les éprouvettes *E46* et *E56* respectivement. La différence d'incrément de température après $3,6 \times 10^6$ cycles entre l'éprouvette *E61* et les éprouvettes *E46* et *E56* est respectivement de $0,63 \text{ }^\circ\text{C}$ et $0,85 \text{ }^\circ\text{C}$, soit des valeurs 2 à 3 fois supérieur à la différence d'incrément de température entre les éprouvettes *E46* et *E56* ($0,22 \text{ }^\circ\text{C}$). Le plus fort incrément de température après une durée équivalente d'essai pour l'éprouvette *E61* est probablement causé par l'amorçage de la fissure dès les premiers cycles. Cette hypothèse expliquerait ainsi pourquoi aucune augmentation brutale de la température n'est observable au cours ou en fin d'essai.

4.1.3 Corrélation entre la détection de l'amorçage d'une fissure par thermographie IR et analyse harmonique

La thermographie infrarouge est une méthode permettant de détecter l'amorçage de fissures de fatigue. Il sera montré par la suite qu'elle montre une très bonne synergie avec les autres méthodes de caractérisation mises en place. Les figures 4.6 et 4.5 présentent les évolutions en fonction du nombre de cycles et en fin d'essai, du paramètre de non-linéarité β et de l'incrément de température ϑ^{exp} pour les éprouvettes *E46*, *E56* et *E61*.

Pour l'éprouvette *E61* (figure 4.5), les données d'analyse harmonique et de thermographie infrarouge ne concordent pas. À partir des données d'analyse harmonique, l'amorçage de la fissure était supposé se produire à partir de $N_a^{E61} = 1,84 \times 10^6$ cycles. Or, les résultats de thermographie infrarouge peuvent laisser penser que l'amorçage de la fissure

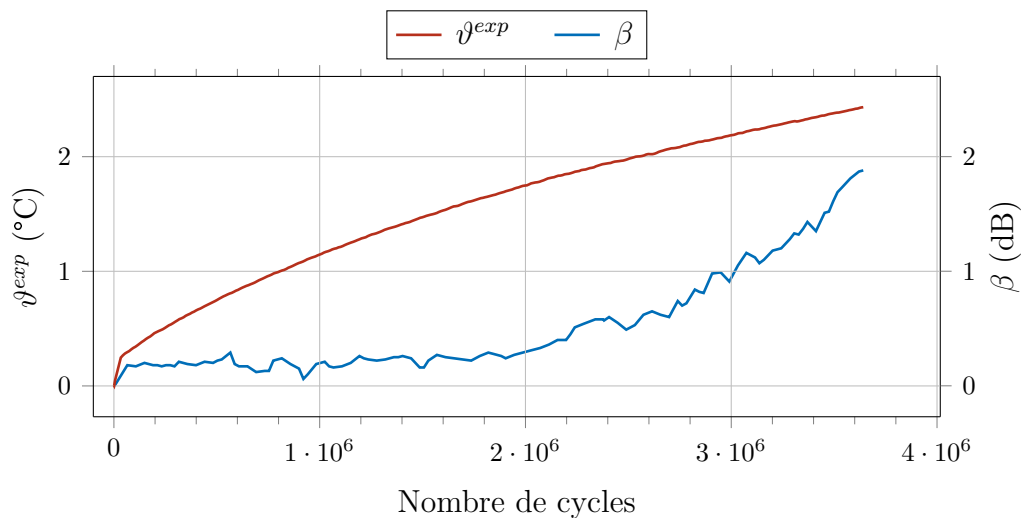


Figure 4.5 – Évolution en fin d'essai d'amorçage de l'incrément de température expérimental ϑ^{exp} et du paramètre de non-linéarité β en fonction du nombre de cycles de fatigue pour l'éprouvette *E61*.

4.1. RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX DES MESURES DE CHAMP DE TEMPÉRATURE PAR THERMOGRAPHIE INFRAROUGE IN-SITU

de fatigue a eu lieu dès les premiers cycles. La fissure détectée pour l'éprouvette $E61$ a une taille moyenne $\sqrt{A} = 589 \mu\text{m}$ et s'est amorcée à partir d'un pore situé en surface de l'éprouvette d'un diamètre équivalent égal à $140 \mu\text{m}$. En l'état actuel, il est impossible d'identifier l'origine de la discordance entre les données d'analyse harmonique et de thermographie infrarouge.

Pour les éprouvettes $E46$ et $E56$ (figure 4.6), les évolutions des deux grandeurs en fin d'essais sont parfaitement corrélées. Les mesures de thermographie confirment l'analyse faite au chapitre 3 concernant la durée de la phase de propagation de fissures pour les deux éprouvettes : $N_p^{E46} = 1,2 \times 10^6$ cycles et $N_p^{E56} = 8 \times 10^5$ cycles.

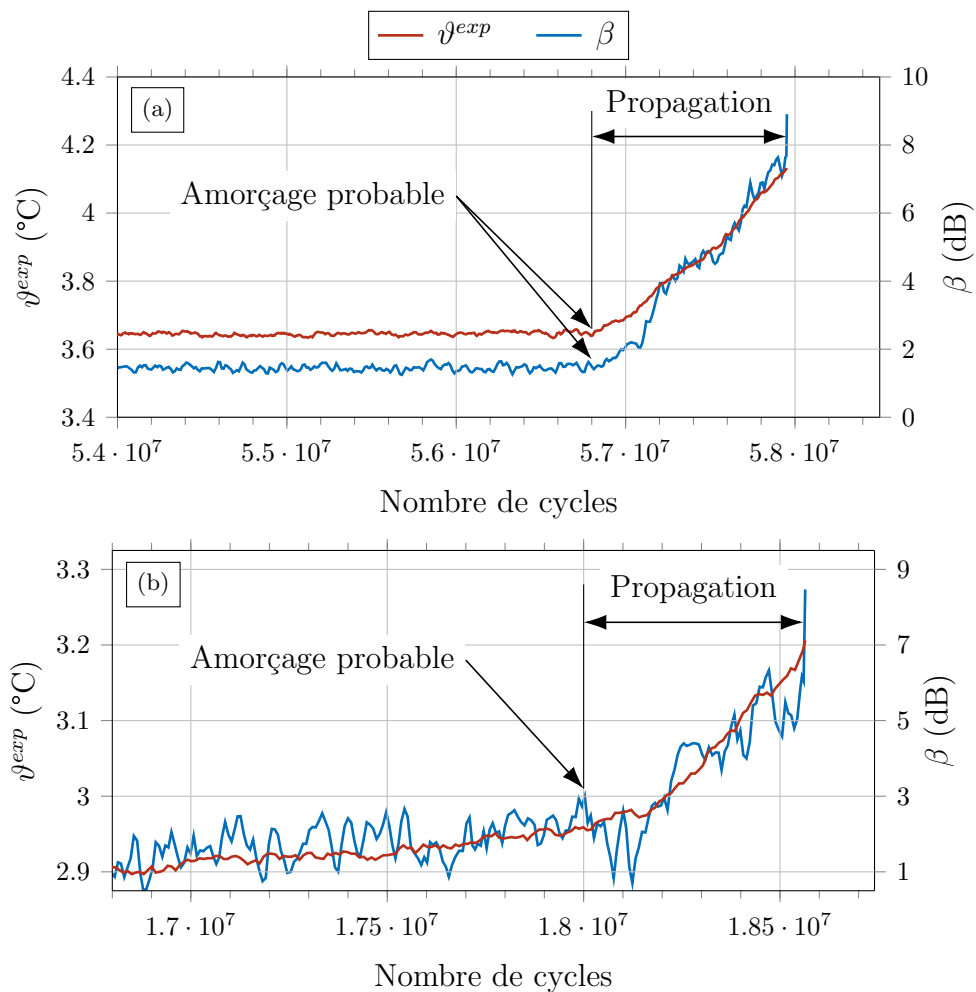


Figure 4.6 – Évolution en fin d'essai d'amorçage de l'incrément de température expérimental ϑ^{exp} et du paramètre de non-linéarité β en fonction du nombre de cycles de fatigue pour les éprouvettes (a) $E46$ et (b) $E56$.

4.1.4 Élévations de l'incrément de température dues à la propagation de fissures

Les résultats de thermographie traités ici concernent les essais réalisés sur l'éprouvette *E56*. Pour rappel, les essais sont menés de la manière suivante (cf chapitre 2). Tout d'abord, un essai de fatigue sur une éprouvette non fissurée est conduit jusqu'à la détection d'une fissure par l'analyse harmonique : c'est l'essai d'amorçage. Puis, la détection de l'amorçage d'une fissure et son observation par tomographie sont suivies de la poursuite des essais par des séquences d'essais de fatigue pour un nombre de cycles donné. L'éprouvette *E56* a été testée à une amplitude de contrainte $\sigma_a = 75$ MPa avant qu'une fissure ne soit détectée après $N_a = 1,85 \times 10^7$ cycles par le système d'analyse harmonique en temps réel. La présence d'une fissure a effectivement été confirmée par tomographie et sa propagation a été suivie pendant 14 séquences de fatigue de 10^5 cycles chacune, soit $1,4 \times 10^6$ cycles au total. Au cours de chaque séquence de fatigue, le champ de température en surface de l'éprouvette est enregistré par la caméra infrarouge. À chaque fin de séquence de fatigue, un scan de tomographie permet d'observer l'avancée de la fissure. Durant les tomographies, l'essai de fatigue est interrompu ce qui entraîne le refroidissement de l'éprouvette. Le temps d'attente est suffisamment long pour laisser la température de l'éprouvette se stabiliser et s'homogénéiser. Ainsi, étant donné que $\vartheta^{exp} = T(t) - T(t = 0)$, la variation de température pour chaque séquence de fatigue débute à 0°C .

La figure 4.7a présente les variations de température en fonction du nombre total de cycles depuis le début des essais de fatigue. Chaque séquence de fatigue dure 10^5 cycles, les augmentations de température sont donc bien moins importantes (entre $0,3$ et $0,5^\circ\text{C}$) que celle observée en fin d'essai d'amorçage ($3,2^\circ\text{C}$). La figure 4.7b illustre les incréments de température en fonction, cette fois, du nombre de cycles depuis le début de chaque séquence de fatigue. Au début de l'essai d'amorçage, la variation de température est uniquement due à la source de dissipation intrinsèque puisqu'aucune fissure de fatigue ne s'est encore amorcée. La différence d'incrément de température après 10^5 cycles entre les séquences de propagation de la fissure et l'essai d'amorçage est due à la présence de la fissure. La tomographie a permis de confirmer que la fissure observée se propage bien au cours des séquences de fatigue (chapitre 3, section 3.2.2). L'augmentation de l'incrément de température est causée à la fois par l'élargissement de la zone de plasticité cyclique en pointe de fissure mais également par l'accroissement de la longueur du front de fissure, qui entraînent tous deux une augmentation globale de l'énergie dissipée.

Les résultats expérimentaux de thermographie IR présentés permettent d'apprécier qualitativement les phénomènes thermiques mis en jeu lors de l'amorçage et de la propagation d'une fissure de fatigue. Ces données expérimentales peuvent être utilisées pour mettre à l'épreuve les résultats des simulations mécaniques présentées au chapitre 3. Pour cela, des simulations thermomécaniques sont toutefois nécessaires, afin de quantifier la participation des deux sources de chaleur (dissipation intrinsèque et dissipation plastique

4.1. RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX DES MESURES DE CHAMP DE TEMPÉRATURE PAR THERMOGRAPHIE INFRAROUGE IN-SITU

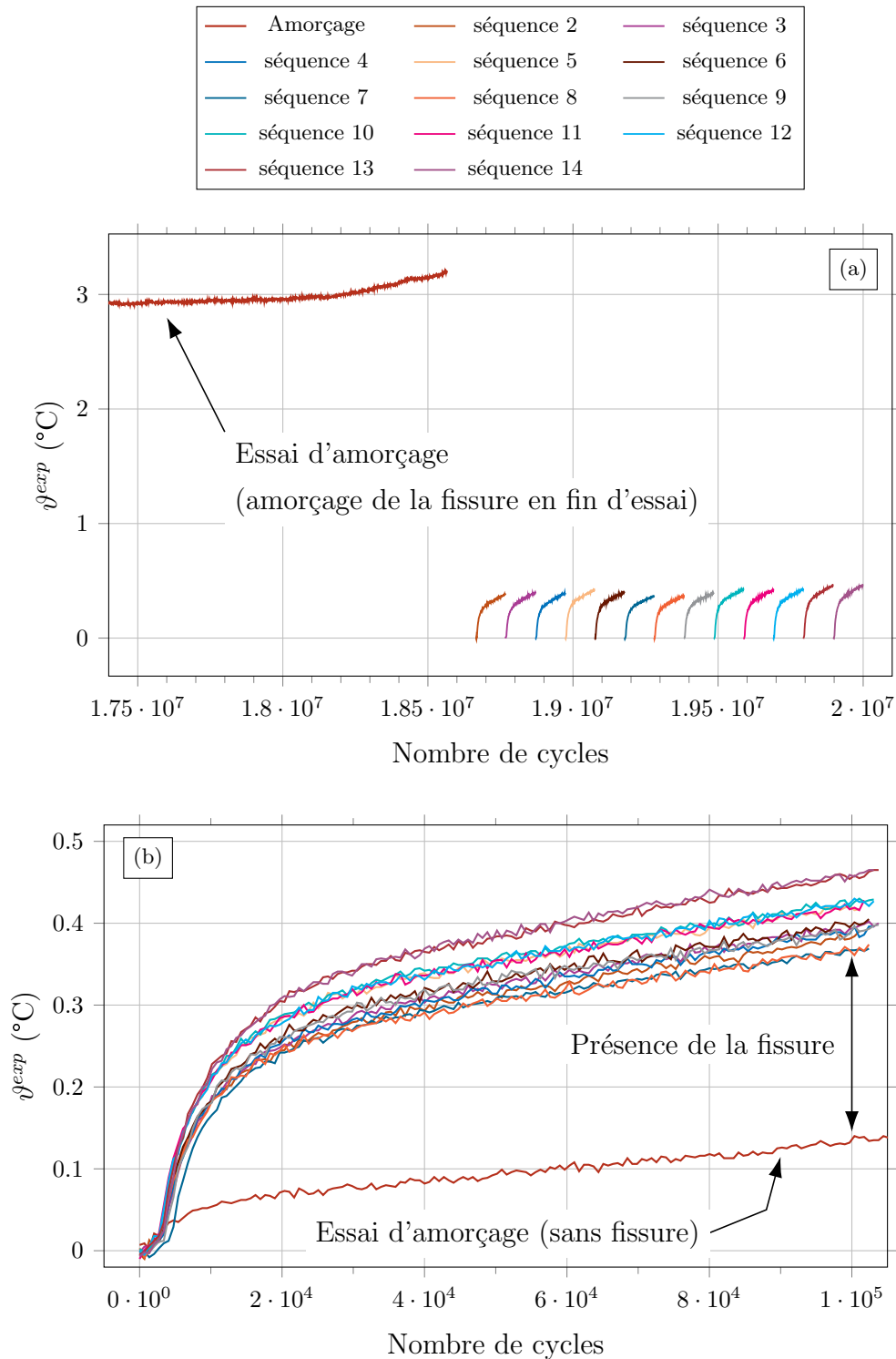


Figure 4.7 – Évolution de l'incrément de température expérimental pour chaque séquence de fatigue (a) en fonction du nombre total de cycles depuis le début des essais de fatigue et (b) en fonction du nombre de cycles depuis le début de la séquence de fatigue. Éprouvette $E56$, $\sigma_a = 75$ MPa.

en pointe de fissure) aux élévations de température observées en surface des éprouvettes. Ces simulations thermomécaniques reposent en partie sur les résultats des calculs par éléments finis présentés au chapitre 3. Le propos de la section suivante (section 4.2) est de présenter les modèles thermomécaniques mis en place pour simuler quantitativement les effets thermiques induits par l'amorçage et la propagation de fissures de fatigue internes (section 4.3).

4.2 Modélisation des effets thermiques associés aux essais de fatigue

Les relevés infrarouges en surface des éprouvettes ont permis d'observer les signatures thermiques dues à l'amorçage et à la propagation de fissures de fatigue internes. Dans le cadre des simulations réalisées, les variations de température de l'éprouvette au cours des essais de fatigue sont supposées être uniquement provoquées par deux sources de chaleur, à savoir (figure 4.8) :

- La source de dissipation intrinsèque due à l'activité plastique à l'échelle de la microstructure du matériau. Cette source est nommée $d_{in}(x, y, z)$ qui dépendra des coordonnées spatiales du point considéré et sera désignée, par la suite, par le terme de "source micro-plastique".
- La source de chaleur due à la dissipation d'énergie mécanique en chaleur dans la zone de plasticité cyclique en pointe de fissure. Cette source dépend de l'activité plastique cyclique au voisinage du point du front de fissure considéré. Les fissures étudiées ont des géométries complexes. Ainsi cette source, nommée dans cette étude $S(s)$, dépendra de l'abscisse curviligne s du point considéré le long du front de fissure.

L'incrément de température simulé ϑ^{sim} est défini tel que :

$$\vartheta(x, y, z, t) = T(x, y, z, t) - T(x, y, z, t = 0) \quad (4.1)$$

où T est la température absolue. À l'instant initial, la température en tout point du système est nulle : $\vartheta(x, y, z, t = 0) = 0$. L'équation de la chaleur est formulée de la

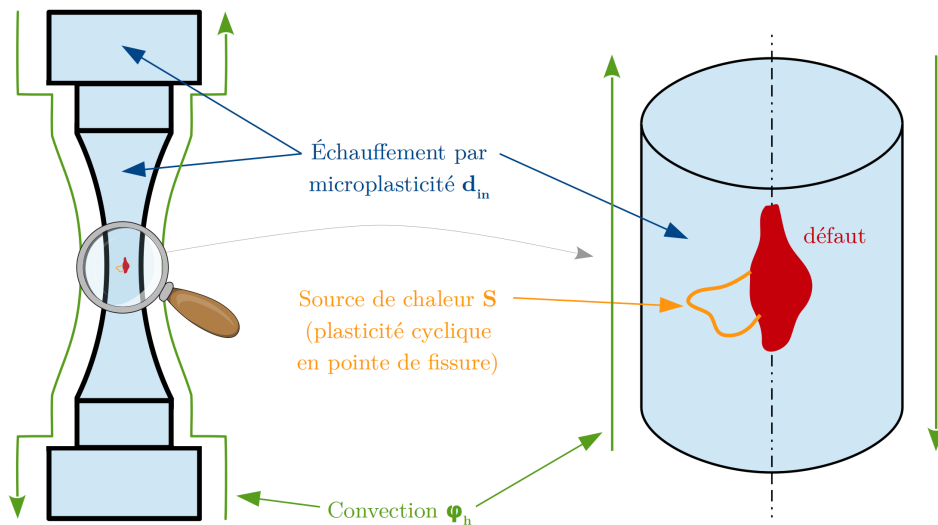


Figure 4.8 – Illustration des conditions de calcul pour les simulations thermiques par éléments finis.

manière suivante :

$$\rho C \frac{\partial \vartheta}{\partial t} - \lambda \nabla^2 \vartheta = d_{in}(x, y, z) + \delta(M) S(s) ds \quad (4.2)$$

où ρ est la masse volumique du matériau, C sa capacité calorifique massique, λ la conductivité thermique et $\delta(M)$ est la fonction définie telle que $\delta(M) = 1$ si le point M appartient au front de fissure et $\delta(M) = 0$ sinon.

La surface de l'éprouvette est supposée soumise à des flux thermiques de convection naturelle (figure 4.8). Ainsi, en tout point de la surface de l'éprouvette, le flux thermique de convection φ_h est donné par :

$$\varphi_h = h [T_{surf} - T_{ext}] \quad (4.3)$$

$$\implies \varphi_h = h [\vartheta(x, y, z, t) + T(x, y, z, t = 0) - T_{ext}]. \quad (4.4)$$

En supposant que $T(x, y, z, t = 0) = T_{ext}$, avec T_{ext} la température de l'air ambiant :

$$\varphi_h = h \vartheta_{surf}(x, y, z, t) \quad (4.5)$$

$\forall (x, y, z) \in S_{ext}$ où S_{ext} est la surface extérieure de l'éprouvette, h est le coefficient de convection et ϑ_{surf} est la température en surface de l'éprouvette. L'incrément de température expérimental ϑ^{exp} est comparé à l'incrément de température simulé ϑ^{sim} qui est également une moyenne du champ de température en surface de l'éprouvette dans un cercle de 1 mm de diamètre au centre de la partie utile. Les simulations ne prennent pas en compte le contact entre l'éprouvette est la sonotrode de titane. Les échanges de chaleur avec la sonotrode ne sont pas modélisés directement, mais le flux convectif appliqué à l'ensemble de la surface de l'éprouvette permet tout de même de simuler une perte de chaleur. Les résultats des simulations sont peu influencés par cette simplification car la surface de contact entre l'éprouvette est la sonotrode est faible et la zone de contact est loin de la partie utile de l'éprouvette.

La résolution par la méthode des éléments finis du problème thermique formulé par les équations 4.2 et 4.5 permet de calculer le champ de température en tout point de l'éprouvette. Afin de pouvoir simuler les effets thermiques associés aux essais de fatigue, il est tout d'abord nécessaire de définir et d'identifier les deux modèles de sources de chaleur : pour la source microplastique et la source associée à la plasticité cyclique en pointe de fissure.

4.2.1 Modélisation de la source micro-plastique

4.2.1.1 Présentation du modèle

La source de dissipation micro-plastique est généralement attribuée à l'énergie dissipée par le mouvement des dislocations [Connesson *et al.*, 2011; Mareau *et al.*, 2009]. En modélisant le comportement du matériau par un modèle rhéologique de type Kelvin-Voigt (un ressort et un amortisseur en parallèle), Connesson *et al.* [2011] ont montré que le travail visco-élastique était proportionnel au carré de l'amplitude de contrainte σ_a^2 . Ainsi, il est possible de formuler la dépendance de la dissipation micro-plastique en fonction de l'amplitude de contrainte telle que :

$$d_{in}(x, y, z) = A \Delta\sigma_{eq}^{VM}(x, y, z)^2 \quad (4.6)$$

où A est le paramètre du modèle et $\Delta\sigma_{eq}^{VM}(x, y, z)$ est l'étendue de la contrainte équivalente de Von Mises au point de coordonnées (x, y, z) .

Du fait des effets d'inertie, le champ d'amplitude de contrainte engendré par les essais ultrasoniques est différent d'un champ de contrainte statique (cf chapitre 2) et varie en fonction du point considéré dans l'éprouvette. Par conséquent, la contrainte maximale - lors d'un cycle - est atteinte dans la partie utile de l'éprouvette mais les têtes de cette dernière ne sont quasiment pas sollicitées mécaniquement. La source de chaleur due à la dissipation intrinsèque $d_{in}(x, y, z)$ y est donc bien moindre que dans la partie utile. Les têtes de l'éprouvette agissent comme des puits de chaleur.

Pour identifier le paramètre A , un premier calcul harmonique par éléments finis permet d'estimer le champ d'amplitude de contrainte dynamique pour une géométrie d'éprouvette complète. Ce champ d'amplitude de contrainte est ensuite utilisé pour distribuer la source de chaleur d_{in} lors d'un calcul thermique par éléments finis. Cette simulation thermomécanique permet d'obtenir le champ de température en surface de l'éprouvette en tenant compte de la distribution dynamique de contrainte.

4.2.1.2 Identification du paramètre du modèle de source micro-plastique

Le paramètre A du modèle de source micro-plastique peut être identifié à partir d'essais d'auto-échauffement sur une éprouvette sans fissure, à partir de la valeur expérimentale de la température en surface de l'éprouvette. En convection naturelle, le facteur h est incertain et peut varier entre 1 à 10 W/m²/K. La variation de température en fin d'essai étant fortement dépendante du coefficient de convection h , il est plus intéressant d'identifier la valeur A à partir des variations de température en tout début d'essai. Ce point sera justifié par la suite lors de la présentation des résultats de simulations. La figure 4.9 illustre les résultats des mesures de température lors des essais d'auto-échauffement de la figure 4.3 sur les 5×10^5 premiers cycles.

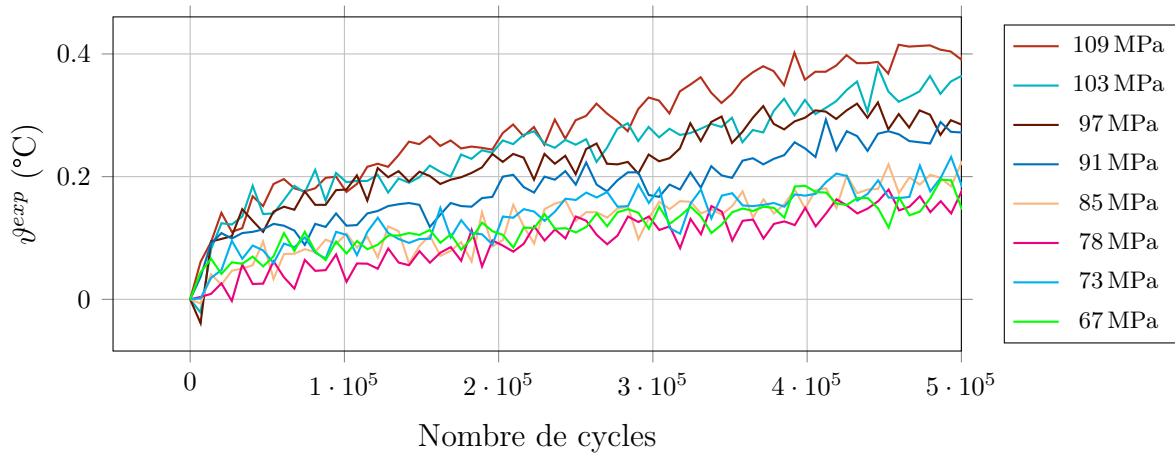


Figure 4.9 – Résultats d’auto-échauffement de la figure 4.3. Évolutions de la variation de température ϑ^{exp} sur les 5×10^5 premiers cycles en fonction du nombre de cycles pour plusieurs amplitudes de sollicitation.

La figure 4.10a donne l’évolution de la variation de température expérimentale ϑ_{20s}^{exp} après 20 s d’essai (4×10^5 cycles à 20 kHz) en fonction de l’amplitude de contrainte appliquée σ_a . Cette valeur ϑ_{20s}^{exp} est obtenue en réalisant une moyenne sur une plage de 6,7s centrée sur $t = 20$ s. Une régression en fonction puissance permet d’établir que $\vartheta_{20s}^{exp} = 2,53 \times 10^{-5} \sigma_a^{2,028}$ (ϑ_{20s}^{exp} en °C et σ_a en MPa). Pour l’alliage d’aluminium étudié, le coefficient exponentiel proche de 2 reflète bien que la source de dissipation intrinsèque évolue selon le carré de l’amplitude de contrainte σ_a . Par la suite, un coefficient puissance de 2 sera imposé afin d’effectuer une régression quadratique telle que (figure 4.10b) :

$$\vartheta_{20s}^{exp} = 2,9 \pm 0,4 \times 10^{-5} (\text{°C}/\text{MPa}^2) \times \sigma_a^2. \quad (4.7)$$

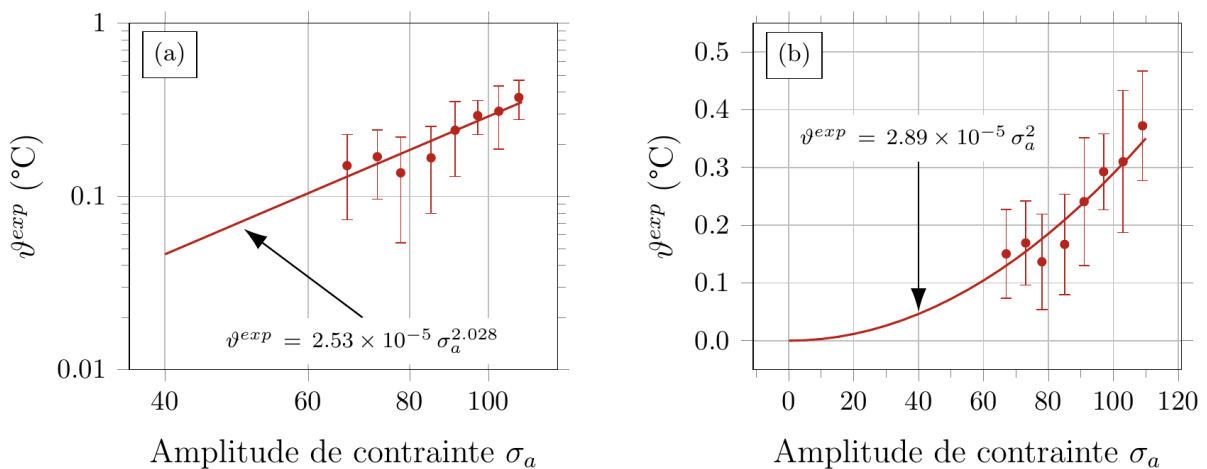


Figure 4.10 – Évolutions expérimentales de l’incrément de température ϑ_{20s}^{exp} après 20 s d’essai en fonction de l’amplitude de contrainte appliquée σ_a (a) dans un diagramme bilogarithmique et (b) dans un diagramme linéaire sur une éprouvette en alliage A357-T6 moulé sans fissure sollicitée à 20 kHz.

Un calcul harmonique permet de calculer la distribution d'amplitude de contraintes $\sigma_{ij,a}(x, y, z)$ pour une amplitude de déplacement $U_0 = 1 \mu\text{m}$ imposée à l'extrémité de l'éprouvette (chapitre 2). Le matériau étant supposé macroscopiquement homogène isotrope élastique linéaire, le champ d'amplitude de contrainte est proportionnel à U_0 en tout point de l'éprouvette. Ainsi, la distribution de l'étendue de contrainte équivalente de Von Mises $\Delta\sigma_{eq}^{VM}(x, y, z)$ - telle que l'amplitude de contrainte dans la partie utile $\sigma_{zz,a}(z = 0) = \sigma_a = 1 \text{ MPa}$ - est connue dans l'ensemble de l'éprouvette (figure 4.11).

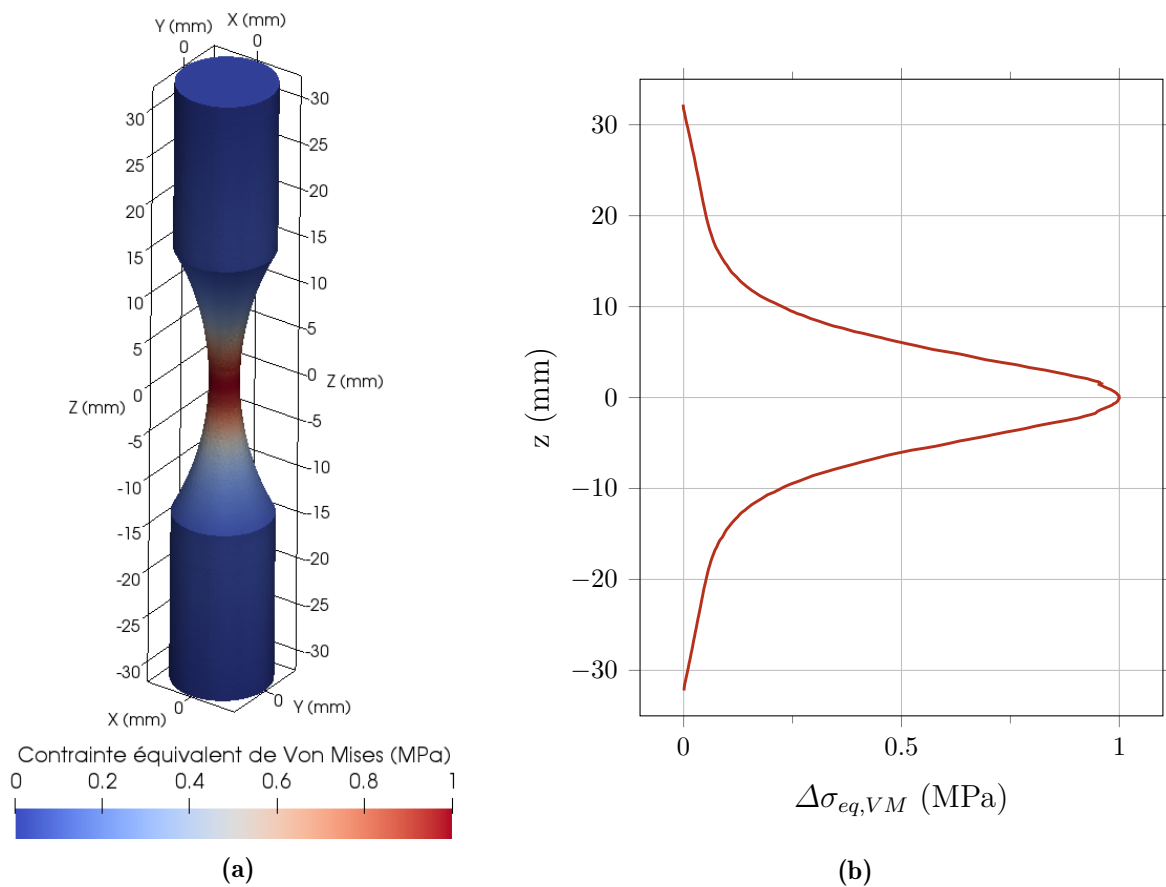


Figure 4.11 – (a) Distribution de l'étendue de la contrainte équivalente de Von Mises pour une amplitude de contrainte dans la partie utile $\sigma_{a,utile}^{zz} = \sigma_a = 1 \text{ MPa}$. (b) Distributions de l'étendue de la contrainte équivalente de Von Mises $\sigma_{eq,VM}$ selon la hauteur z de l'éprouvette pour $R = 1,5 \text{ mm}$.

La distribution de la source micro-plastique dans l'éprouvette peut être calculée pour $\sigma_a = 1 \text{ MPa}$ à partir du résultat du champ d'étendue de contrainte (figure 4.11a) et de l'équation 4.6. Une simulation par éléments finis est réalisée afin de résoudre le problème thermique pour $A_{sim} = 1 \text{ W/m}^3/\text{MPa}^2$, $h = 10 \text{ W/m}^2/\text{K}$ (figure 4.12a). Cette simulation permet d'obtenir un incrément de température après 20s en surface de l'éprouvette $\vartheta_{20s}^{sim} = 3,49 \times 10^{-7} \text{ }^\circ\text{C}$ (figure 4.12b) pour une amplitude de contrainte $\sigma_a = 1 \text{ MPa}$ en

tenant compte de la distribution de contrainte dynamique.

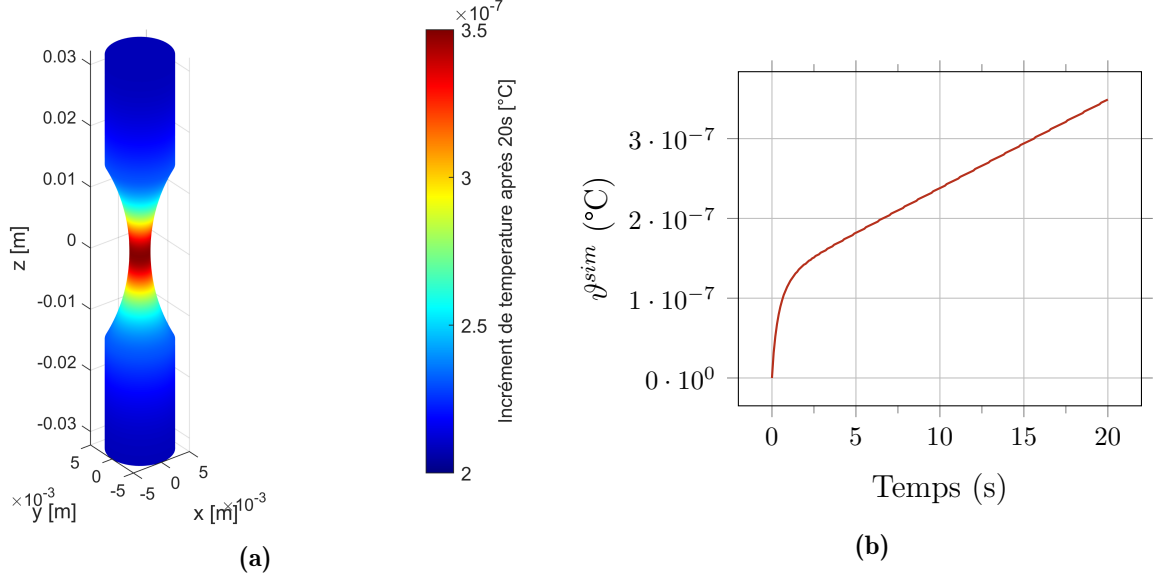


Figure 4.12 – (a) Distribution de la température en surface de l'éprouvette pour $\sigma_a = 1$ MPa, $A_{sim} = 1$ W/m³/MPa², $h = 10$ W/m²/K. (b) Évolution de la température dans la partie utile de l'éprouvette en fonction du temps pour $\sigma_a = 1$ MPa, $A_{sim} = 1$ W/m³/MPa², $h = 10$ W/m²/K.

Du fait de la linéarité de l'équation de la chaleur vis-à-vis des sources (équation 4.2), la variation de température en surface de l'éprouvette est proportionnelle au paramètre A . Ainsi, grâce à l'identification expérimentale de la relation entre ϑ_{20s}^{exp} et σ_a (équation 4.7), le paramètre A_{exp} peut être identifié :

$$\frac{\vartheta_{20s}^{sim}(\sigma_a = 1 \text{ MPa})}{A_{sim}} = \frac{\vartheta_{20s}^{exp}(\sigma_a = 1 \text{ MPa})}{A_{exp}} \quad (4.8)$$

$$\Rightarrow A_{exp} = \frac{\vartheta_{20s}^{exp}(\sigma_a = 1 \text{ MPa}) \times A_{sim}}{\vartheta_{20s}^{sim}(\sigma_a = 1 \text{ MPa})} \quad (4.9)$$

$$\Rightarrow A_{exp} = \frac{2,9 \pm 0,4 \times 10^{-5} \times 1}{3,49 \times 10^{-7}} = 83 \pm 11 \text{ W/m}^3/\text{MPa}^2 \quad (4.10)$$

La figure 4.13a donne les évolutions des incréments de température sur 500 s pour plusieurs valeurs du coefficient de convection h et pour $A = 1$ W/m³/MPa² et $\sigma_a = 1$ MPa. La figure 4.13 montre la variation de l'incrément de température après 20 s, ϑ_{20s}^{sim} (figure 4.13b) et après 880 s, ϑ_{880s}^{sim} (figure 4.13c) en fonction de la valeur du coefficient de convection h . Sur des temps courts, le coefficient de convection a peu d'influence sur l'incrément de température. La variation de ϑ_{20s}^{sim} est de 1% entre $h = 1$ W/m²/K et $h = 10$ W/m²/K. Au contraire, sur des temps longs, l'incrément de température est fortement dépendant du coefficient de convection avec une variation de ϑ_{880s}^{sim} de 217% entre $h = 1$ W/m²/K

et $h = 10 \text{ W/m}^2/\text{K}$. Dans le cas où le coefficient h n'est pas connu avec précision, il est préférable d'identifier le modèle de dissipation intrinsèque à partir des données thermiques en début d'essai.

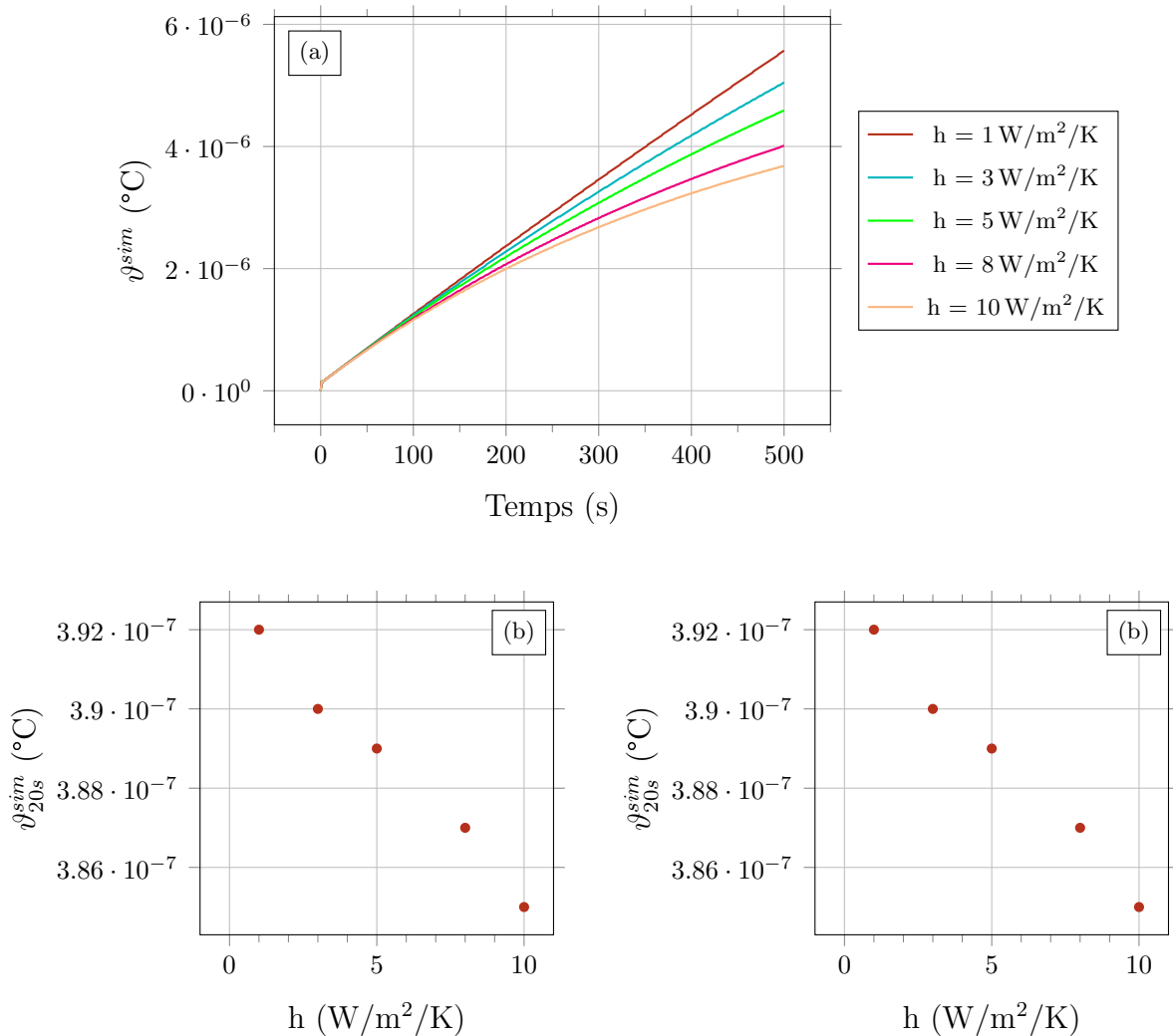


Figure 4.13 – (a) Évolutions des incréments de température sur 500s pour plusieurs valeurs du coefficient de convection h ($A = 1 \text{ W/m}^3/\text{MPa}^2$ et $\sigma_a = 1 \text{ MPa}$). Effet du coefficient de convection h sur l'incrément de température (b) après 20s et (c) après 880s ($A = 1 \text{ W/m}^3/\text{MPa}^2$ et $\sigma_a = 1 \text{ MPa}$).

4.2.1.3 Influence du défaut artificiel sur l'incrément de température

Les éprouvettes testées au cours de ces travaux contiennent des défauts artificiels centrés afin de favoriser l'amorçage de fissures internes. Aussi, des simulations ont été réalisées afin de déterminer si la présence de ce défaut affectait l'auto-échauffement de l'éprouvette non fissurée. Dans un premier temps, un calcul harmonique par éléments finis sur une géométrie d'éprouvette avec défaut centré est réalisé. Celui-ci permet d'obtenir la distribution dynamique de l'étendue de contrainte équivalente de Von Mises, en prenant

notamment en compte les concentrations de contraintes près du défaut. Dans un second temps, un calcul thermique permet de simuler l'incrément de température dû à une source de dissipation intrinsèque calculée à partir du champ d'étendue de contrainte précédent, de l'équation 4.6 où le paramètre $A = 83 \text{ W/m}^3/\text{MPa}^2$ (identifié en section 4.2.1.2) et pour $h = 10 \text{ W/m}^2/\text{K}$.

La figure 4.14 présente la distribution de l'étendue de la contrainte équivalente de Von Mises obtenue grâce au calcul harmonique par éléments finis sur éprouvette avec défaut artificiel réel (défaut de l'éprouvette *E56* présentée au chapitre 3) et pour une amplitude de contrainte $\sigma_a = 75 \text{ MPa}$.

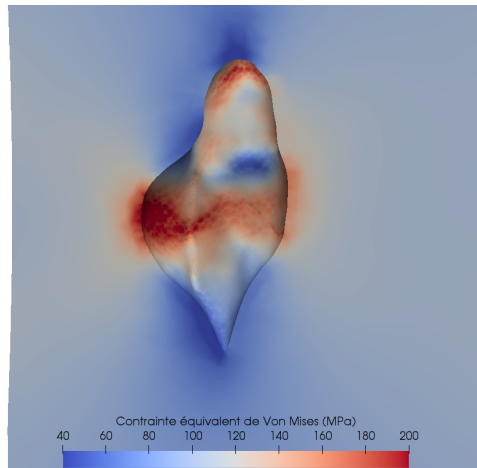


Figure 4.14 – Vue en coupe de la distribution de l'étendue de contrainte équivalente de Von Mises dans la partie utile de l'éprouvette *E56* pour une amplitude de contrainte $\sigma_a = 75 \text{ MPa}$.

Les figures 4.15a et 4.15a présentent respectivement les évolutions de l'incrément de température ϑ^{sim} en surface de l'éprouvette sur 20 s et 1000 s, pour les cas avec et sans défaut. Les écarts sur les élévations de température sont minimales (0,5 % à 20 s et 0,8 % à 1000 s) D'après les résultats des simulations, la présence du défaut n'affecte pas les températures mesurées en surface de l'éprouvette. Les concentrations de contraintes, engendrées par le défaut, génèrent une source de chaleur plus importante. Cependant, cette dernière est compensée par le volume de matière manquant, non sollicité et qui ne contribue donc pas à l'augmentation de la température.

4.2.2 Modélisation de la dissipation plastique en pointe de fissure

4.2.2.1 Présentation du modèle

À partir des travaux de Rice et Rosengren [1968], Ranc [2014] a montré que, pour un matériau élasto-plastique avec un modèle d'écrouissage de type loi puissance, l'énergie plastique par unité de longueur était proportionnelle à la taille de la zone plastique, r_p ,

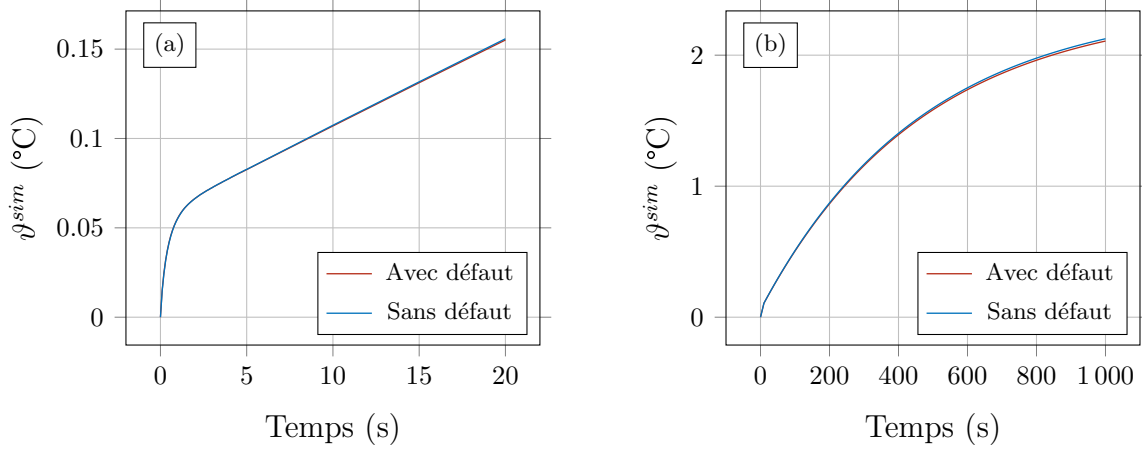


Figure 4.15 – Évolutions des incréments de température ϑ^{sim} pour une éprouvette avec et sans défaut (a) sur 20 s et (b) 1000 s pour une amplitude de contrainte $\sigma_a = 75$ MPa, $A = 83$ W/m³/MPa² et $h = 10$ W/m²/K.

au carré. En transposant ceci au cas d’une sollicitation cyclique, et d’après la formulation du rayon de la zone de plasticité cyclique qui est :

$$r_{p,cyc} = \frac{\Delta K_I^2}{8\pi\sigma_Y^2}(1 - 2\nu)^2 \quad (\text{en déformations planes}), \quad (4.11)$$

il vient que l’énergie plastique par unité de longueur au cours d’un cycle est proportionnelle à ΔK^4 . Sous l’hypothèse que le travail plastique en pointe de fissure est en partie dissipé sous forme de chaleur, la source de chaleur en pointe de fissure est alors elle-même proportionnelle à ΔK^4 . Étant donné que la taille de zone plastique est petite et que l’objectif des simulations est de quantifier la température en dehors de la zone plastique, la source est supposée être concentrée sur la ligne de front de fissure. La source de chaleur en point de fissure est donc une source linéique [Ranc *et al.*, 2011, 2014].

La source de dissipation plastique en point de fissure $S(s)$ est formulée en fonction de l’abscisse curviligne s le long de front de fissure telle que :

$$S(s) = \eta \left[\Delta K_{eq}^{inf}(s) \right]^4 \quad (4.12)$$

où $\Delta K_{eq}^{inf}(s)$ est la valeur de l’étendue du facteur d’intensité des contraintes équivalent au point d’abscisse curviligne s . Le coefficient de proportionnalité η est un paramètre du modèle à identifier.

La base théorique du modèle de source en pointe de fissure est que l’énergie dissipée est proportionnelle à la taille de la zone plastique. Les géométries 3D complexes des fissures observées par tomographie (chapitre 3) entraînent des modes mixtes importants. L’évaluation de la taille de la zone plastique dans ce cas est très complexe, le choix a donc été fait de formuler le modèle de source de chaleur en pointe de fissure en fonction de ΔK_{eq}

basé sur le taux de restitution d'énergie G . L'importance des effets de fermeture et de friction sur les étendues de facteur d'intensité des contraintes a été montrée au chapitre 3 en section 3.2.3.5. Comme pour l'évaluation des cinétiques de propagation de l'éprouvette $E56$ (chapitre 3, section 3.2.3.3), le choix a été fait de considérer que les modes II et III participent à la propagation uniquement lorsque la fissure est ouverte ($K_I \geq 0$). Par conséquent, la source de chaleur en pointe de fissure sera formulée en fonction de l'étendue du facteur d'intensité des contraintes équivalent $\Delta K_{eq}^{inf}(s)$ ³. Les valeurs $\Delta K_{eq}^{inf}(s)$ sont issues de calculs de mécanique linéaire élastique de la rupture 3D comme présentés au chapitre 3 en section 3.2.3.3.

Le modèle présenté ici - de source de chaleur due à la présence d'une fissure - néglige les potentiels effets thermiques dus aux frottements des lèvres de la fissure.

4.2.2.2 Identification du paramètre du modèle de dissipation plastique en pointe de fissure

L'identification du paramètre η du modèle de source de dissipation plastique en point de fissure est ardue car la géométrie du front de fissure est complexe et la fissure peut se propager. Le déroulement des essais de fatigue in-situ synchrotron a voulu que la fissure amorcée dans l'éprouvette $E119$ (présentée au chapitre 3) soit restée bloquée sur des éléments de la microstructure pour plusieurs niveaux de chargement. La fissure immobile a donc été testée à plusieurs niveaux de sollicitations : 60, 70, 75, 80, 85 et 90 MPa. La fissure immobile de l'éprouvette $E119$ permet donc d'identifier le paramètre η sur une seule géométrie de fissure et en ne procédant qu'à une seule simulation. Ce cas particulier permet également de prendre en compte des amplitudes de contraintes de 60 à 90 MPa, ce qui améliore l'estimation du paramètre η .

La figure 4.16a présente les incréments de température ϑ^{exp} en fonction du nombre de cycles pour des séquences de cycles à une amplitude de contrainte $\sigma_a = 60, 70, 75, 80, 85$ et 90 MPa. La figure 4.16b donne l'incrément de température observé après 20 s, ϑ_{20s}^{exp} , en fonction du niveau de sollicitation appliqué pour l'éprouvette $E119$. Lorsque cela est possible, ces incréments sont des moyennes de plusieurs essais réalisés à un même niveau de sollicitation (tableau 4.2). L'évolution de l'incrément de température en fonction de l'amplitude de sollicitation présentée en figure 4.16b est causée à la fois par la source de dissipation micro-plastique, mais aussi par la source de chaleur en pointe de fissure.

La linéarité de l'équation de la chaleur permet de dissocier la contribution de chaque source au champ de température total. La contribution de la source de chaleur en pointe de fissure à l'incrément de température peut donc être identifiée en retranchant à l'incrément

3. Pour le détail de la définition de l'étendue du facteur d'intensité des contraintes équivalent se reporter au chapitre 3, sections 3.2.3.3 et 3.2.3.5.

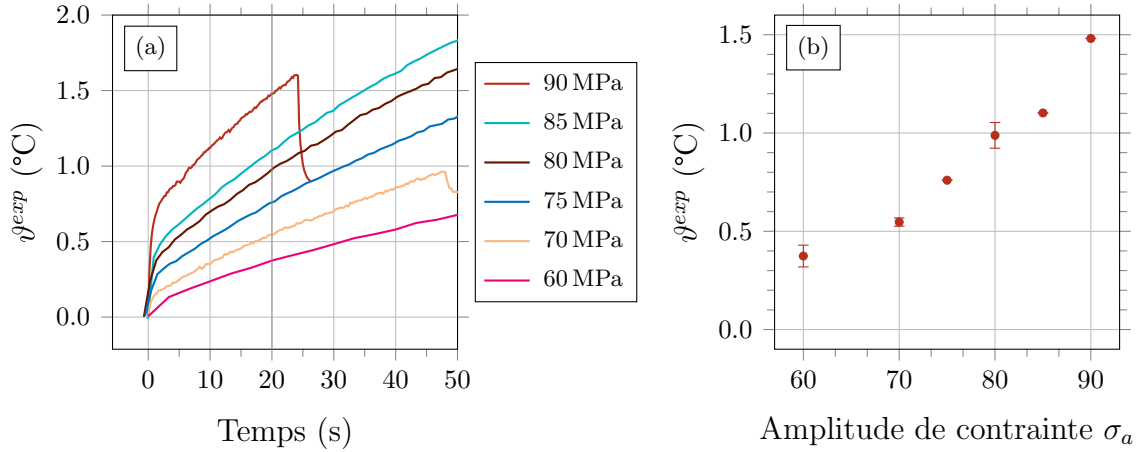


Figure 4.16 – (a) Évolutions des incréments de température mesurés pour l'éprouvette *E119* à plusieurs niveaux de sollicitation. Pour ces différents essais, la tomographie a permis de confirmer que la fissure observée dans l'éprouvette ne s'est pas propagée. (b) Évolution de l'incrément de température après 20 s en fonction de l'amplitude de contrainte appliquée σ_a .

σ_a (MPa)	60	70	75	80	85	90
Nombre d'essai	25	19	1	2	1	2

Tableau 4.2 – Synthèse du nombre d'essais réalisés sur l'éprouvette *E119* fissurée pour chaque amplitude de contrainte σ_a .

de température total les élévations de température dues à la source micro-plastique :

$$\vartheta_{20s}^{exp,fissure} = \vartheta_{20s}^{exp,total} - \vartheta_{20s}^{exp,micro-plastique} \quad (4.13)$$

L'augmentation de la source de chaleur en pointe de fissure est due à l'augmentation de $\Delta K_{eq}^{inf}(s)$ le long du front de fissure. Or, la tomographie a permis de montrer que la fissure est restée immobile (chapitre 3, section 3.2.2.2). Cela implique que l'augmentation de $\Delta K_{eq}^{inf}(s)$ et donc celle de ϑ , est uniquement due à l'augmentation du niveau de sollicitation σ_a . La source de chaleur $S(s)$ peut être directement formulée en fonction de l'amplitude de contrainte, σ_a , telle que :

$$S(s) = \eta \alpha^4(s) \sigma_a^4 \quad (4.14)$$

où $\alpha(s)$ est une fonction de distribution du facteur d'intensité des contraintes le long du front de fissure. La fonction $\alpha(s)$ reste inchangée pour un front de fissure dont la géométrie n'a pas évolué. Le modèle précédemment présenté et identifié (section 4.2.1) est utilisé pour calculer l'incrément de température de l'éprouvette *E119* dû à la source micro-plastique. La figure 4.17a présente l'incrément de température total ainsi que la contribution de chaque source de chaleur en fonction du niveau de sollicitation pour l'éprouvette *E119*. La figure 4.17b présente l'incrément de température dû à la source de chaleur en

pointe de fissure en fonction de σ_a dans un diagramme bilogarithmique. Cette figure permet d'apprécier le fait que l'incrément de température ϑ_{20s}^{exp} varie selon la puissance 4 du niveau de sollicitation σ_a . Ceci est cohérent avec la linéarité de l'équation de la chaleur vis-à-vis des sources et de la dépendance de $S(s)$ vis-à-vis de σ_a^4 (équation 4.14). Par la suite, la régression de ϑ_{20s}^{exp} sera formulée selon une loi puissance telle que :

$$\vartheta_{20s}^{exp} = 1,8 \pm 0,1 \times 10^{-8} (\text{°C}/\text{MPa}^4) \times \sigma_a^4 \quad (4.15)$$

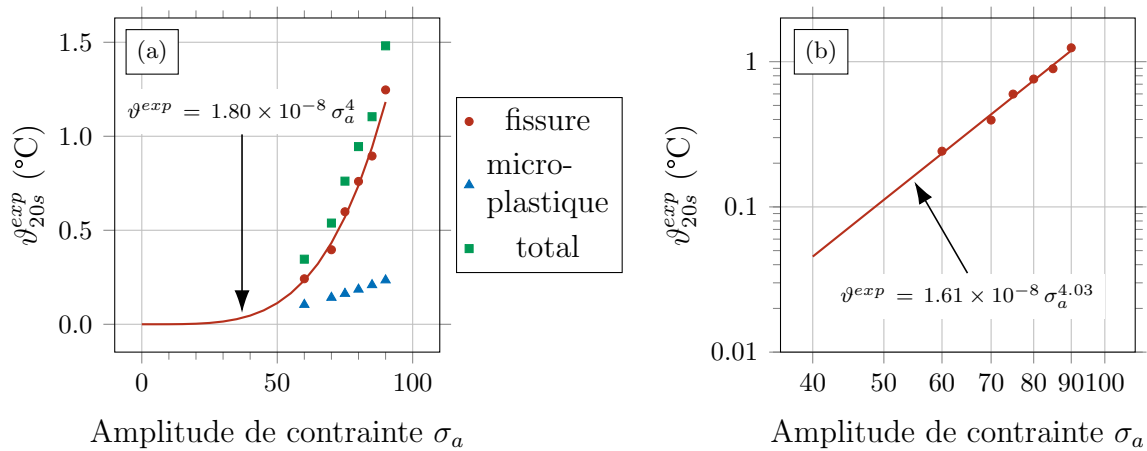


Figure 4.17 – Évolution de ϑ_{20s}^{exp} , incrément de température expérimental après 20 s, en fonction du niveau de sollicitation pour l'éprouvette E119. (a) Démonstration de la contribution de la source micro-plastique et de la source de chaleur en pointe de fissure à l'incrément de température total. (b) Tracé dans un diagramme bilogarithmique illustrant la dépendance de l'incrément de température expérimental ϑ_{20s}^{exp} à σ_a^4 .

La fissure observée dans l'éprouvette E119 a été présentée au chapitre 3. Un calcul de mécanique linéaire élastique de la rupture permet d'évaluer la distribution de l'étendue du facteur d'intensité des contraintes équivalent $\Delta K_{eq}^{inf}(s)$ le long du front de fissure pour une amplitude de contrainte $\sigma_a = 1$ MPa. Étant donné la forte mixité de mode en pointe de fissure, la simulation du problème thermique est réalisée à partir du $\Delta K_{eq}^{inf}(s)$ calculé précédemment en distribuant une source $S(s)$ selon l'équation 4.12 pour $\eta = 1$ W/m/MPa⁴ (figure 4.18a). La géométrie de l'éprouvette est modélisée en entier (figure 4.18b) et un flux convectif est appliqué à l'ensemble de la surface de l'éprouvette avec un coefficient de convection $h = 10$ W/m²/K.

La figure 4.19a présente le champ d'incrément de température simulé en surface de l'éprouvette. La figure 4.19b présente ce même champ mais pour la partie utile déroulée. Le champ de température est hétérogène selon la circonférence de l'éprouvette à cause de la dissymétrie de la fissure. Pour identifier au mieux le paramètre η , il est indispensable de relever la température simulée au même endroit que le relevé expérimentale (indiqué

4.2. MODÉLISATION DES EFFETS THERMIQUES ASSOCIÉS AUX ESSAIS DE FATIGUE

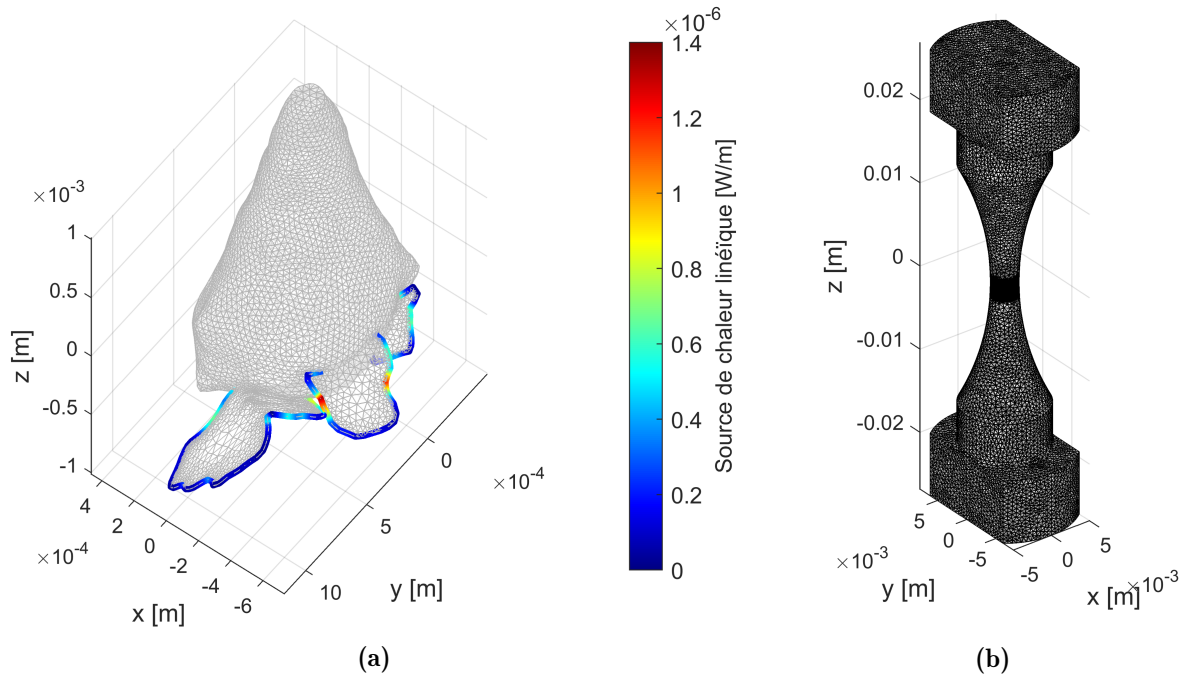


Figure 4.18 – (a) Distribution de la source de chaleur linéique le long du front de la fissure observée dans l'éprouvette *E119*. (b) Géométrie et maillage de l'éprouvette *E119* utilisée pour le calcul harmonique et pour les simulations thermiques.

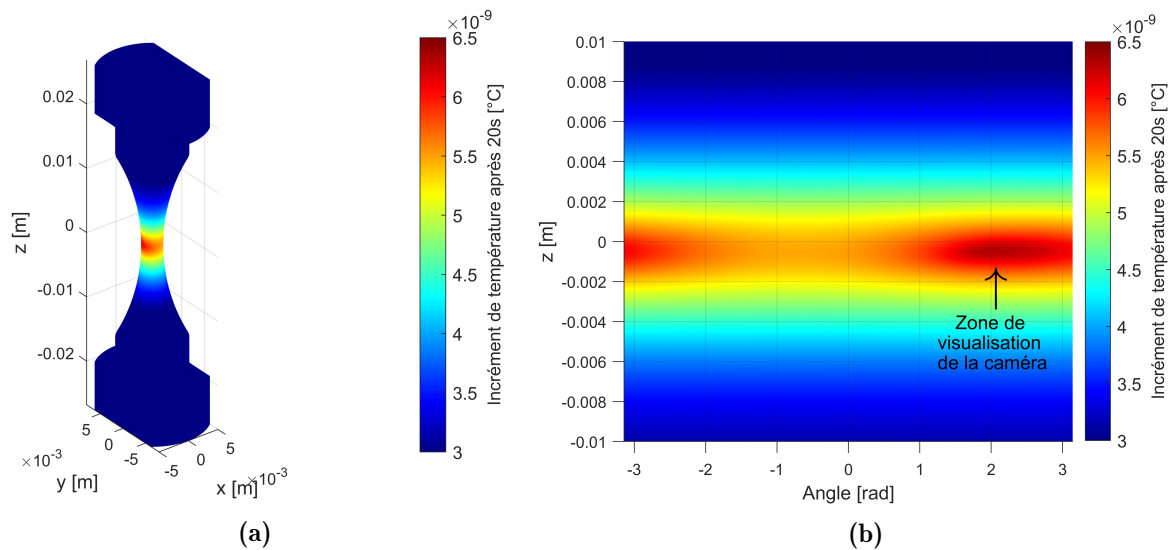


Figure 4.19 – Champ de température en surface de l'éprouvette *E119* pour $\eta = 1 \text{ W/m/MPa}^4$ et $\sigma_a = 1 \text{ MPa}$: (a) vue globale sur toute l'éprouvette et (b) vue selon la circonférence de la partie utile de l'éprouvette.

en figure 4.19b).

La figure 4.20 donne l'évolution de l'incrément de température ϑ^{sim} en fonction du temps. La variation de température après 20 s, ϑ_{20s}^{sim} est égale à $6,13 \times 10^{-9} \text{ }^\circ\text{C}$. La linéarité de l'équation de la chaleur (équation 4.2) implique que ϑ_{20s}^{sim} est proportionnel au

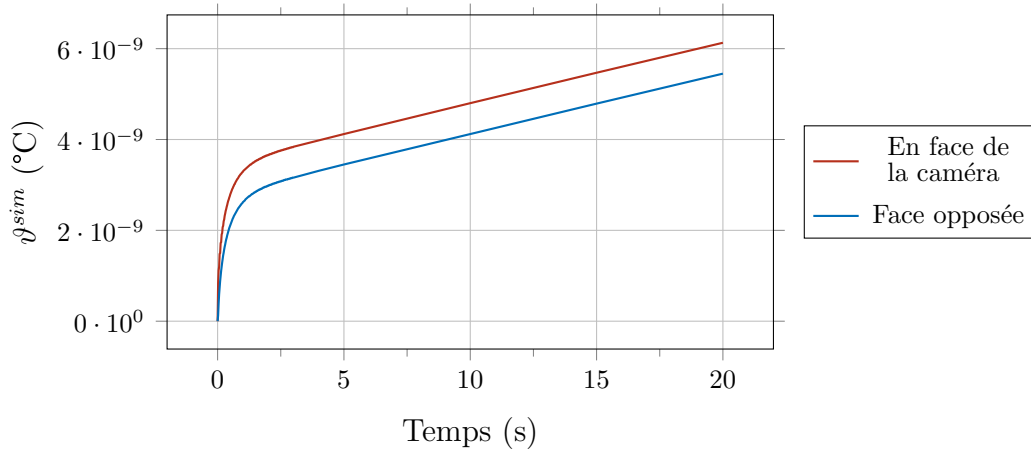


Figure 4.20 – Évolutions de l'incrément de température en surface de l'éprouvette *E119* en fonction du temps, en face de la caméra thermique et à son opposé, pour $\eta = 1 \text{ W/m/MPa}^4$ et $\sigma_a = 1 \text{ MPa}$.

paramètre η . Par conséquent, le paramètre η_{exp} est identifiable à partir de la régression des données expérimentales (équation 4.15) et des résultats des simulations thermiques pour l'éprouvette *E119* avec fissure (figure 4.20) :

$$\frac{\vartheta_{20s}^{sim}(\sigma_a = 1 \text{ MPa})}{\eta_{sim}} = \frac{\vartheta_{20s}^{exp}(\sigma_a = 1 \text{ MPa})}{\eta_{exp}} \quad (4.16)$$

$$\implies \eta_{exp} = \frac{\vartheta_{20s}^{exp}(\sigma_a = 1 \text{ MPa}) \times \eta_{sim}}{\vartheta_{20s}^{sim}(\sigma_a = 1 \text{ MPa})} \quad (4.17)$$

$$\implies \eta_{exp} = \frac{1,8 \pm 0,1 \times 10^{-8} \times 1}{6,13 \times 10^{-9}} = 2,94 \pm 0,16 \text{ W/m/MPa}^4 \quad (4.18)$$

4.3 Amorçage et propagation de fissures de fatigue internes : simulations des effets thermiques

L'objectif de cette section est de simuler quantitativement les effets thermiques induits par l'amorçage et la propagation de fissures de fatigue internes, à partir des modèles identifiés en section 4.2. Pour cela, les résultats expérimentaux de l'éprouvette *E56* présentés en section 4.1 vont être analysés. Les résultats des simulations présentés par la suite sont soumis aux hypothèses suivantes :

- La redistribution de contrainte engendrée par la présence de la fissure n'a pas d'influence sur la source de dissipation intrinsèque.
- La fissure simulée à chaque stade d'observation est supposée immobile. Pour une séquence de propagation, deux configurations sont possibles. L'état de la fissure peut être considéré en début ou en fin d'essai afin d'obtenir un encadrement de l'incrément de température simulé.

La microstructure de l'aluminium de fonderie étudié est très hétérogène et varie d'une éprouvette à l'autre. La source de dissipation intrinsèque dépend principalement de l'activité micro-plastique du matériau qui elle-même dépend fortement de l'orientation des grains. Ainsi, l'hétérogénéité de micro-structure entre les éprouvettes pourrait entraîner la variabilité du paramètre A nécessaire à une bonne concordance des résultats de simulation et des données expérimentales. Par conséquent, il est raisonnable de penser que le paramètre A est propre à chaque éprouvette du fait de la variabilité de la microstructure. L'incrément de température expérimental après 20 s pour l'éprouvette *E56* est égal à 0,361 °C. Cette valeur permet d'identifier un paramètre $A = 193 \text{ W/m}^3/\text{MPa}^2$ en utilisant la méthode présentée en section 4.2.1.2, avec la géométrie d'éprouvette correspondant à celle de l'éprouvette *E56*.

Pour la suite des simulations, la variation de température causée par la source de dissipation intrinsèque sera évaluée à partir des données expérimentales de l'essai d'amorçage. La figure 4.21 donne l'évolution de l'incrément de température après 5 s d'essai pour chaque séquence de fatigue. À ces valeurs est retranchée la valeur de l'incrément de température expérimental après 5 s pour l'essai d'amorçage égal à 0,134 °C (figure 4.4b). Ceci permet d'obtenir pour chaque séquence la variation de température due uniquement à la présence de la fissure.

Afin de mener à bien les simulations thermiques, les facteurs d'intensité des contraintes le long des fronts de fissure de l'éprouvette *E56* doivent être calculés. Les résultats présentés ici - pour l'exemple - sont ceux des calculs du scan 14 de l'éprouvette *E56*. Un calcul mécanique statique permet de calculer la distribution de l'étendue du facteur d'intensité des contraintes équivalent ΔK_{eq} le long de front de fissure (ces résultats ont été présentés au chapitre 3). À chaque nœud du front de fissure, une source de chaleur est affectée selon la relation établie par l'équation 4.12 pour $\eta = 2,94 \text{ W/m/MPa}^4$. La

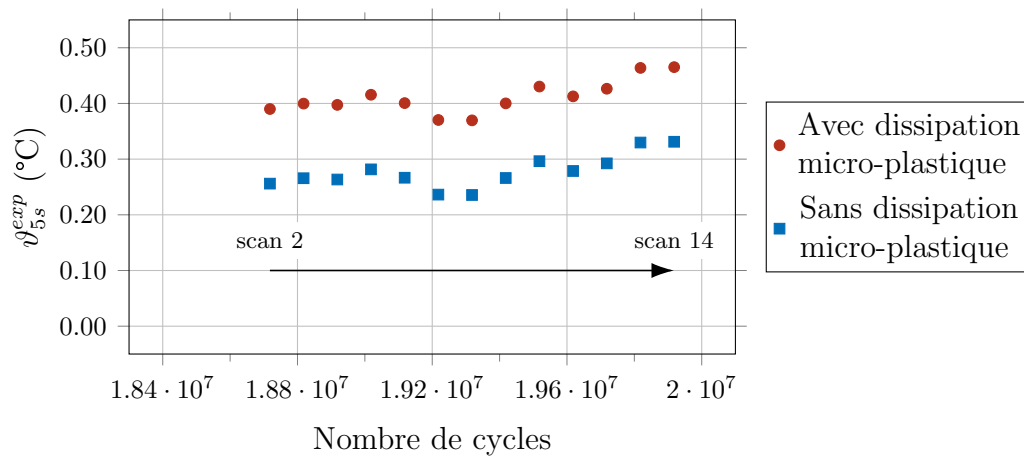


Figure 4.21 – Évolution expérimentale de l'incrément de température après 5 s pour chaque séquence de propagation de l'éprouvette *E56*, avant et après soustraction de l'incrément de température dû à la dissipation microplastique.

distribution de cette source est illustrée, pour le scan 14, en figure 4.22. La puissance totale de la source de chaleur est égale à 0,524 W, répartie sur le front de fissure d'une longueur de 6 mm. La distribution de la source de chaleur est très irrégulière, la puissance 4 de l'équation 4.12 amplifie grandement les variations de ΔK_{eq} le long du front de fissure. La source de chaleur est très importante à la jonction entre les lobes L_A et L_B , et entre les lobes L_B et L_C où il est probable que la géométrie de la fissure soit mal représentée par

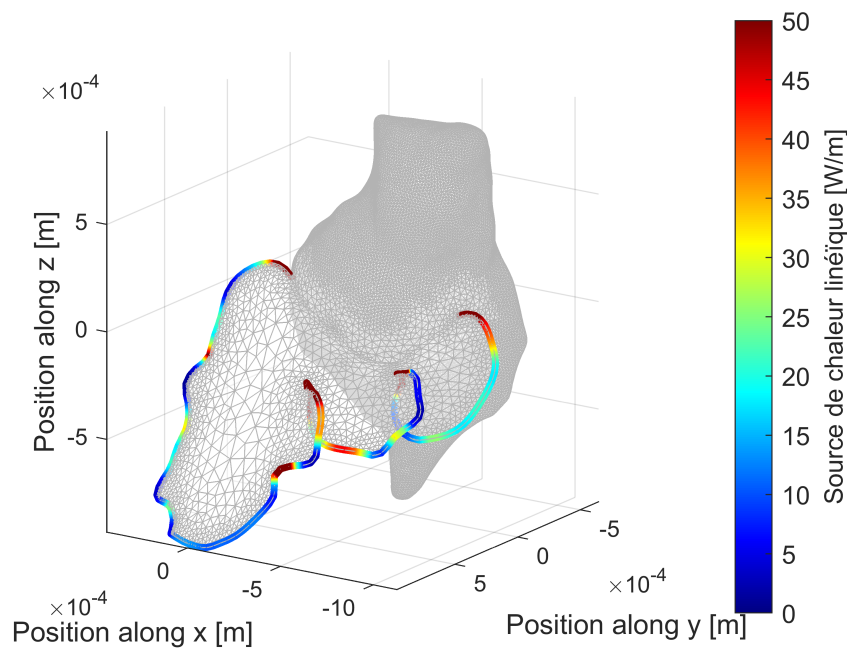


Figure 4.22 – Distribution de la source de chaleur linéique le long du front de fissure pour le scan 14 de l'éprouvette *E56*.

4.3. AMORÇAGE ET PROPAGATION DE FISSURES DE FATIGUE INTERNES : SIMULATIONS DES EFFETS THERMIQUES

le maillage. Par conséquent, les étendues de facteurs d'intensité des contraintes et donc la source de chaleur peuvent être mal quantifiés.

La figure 4.23a illustre le champ de température en surface de l'éprouvette *E56* simulé pour le scan 14 de propagation. La figure 4.23b présente une vue agrandie de champ de température selon la circonférence de la partie utile de l'éprouvette. Comme cela était le cas pour l'éprouvette *E119*, le champ de température selon la circonférence de l'éprouvette est hétérogène du fait de la dissymétrie de la fissure. L'angle d'observation de la caméra

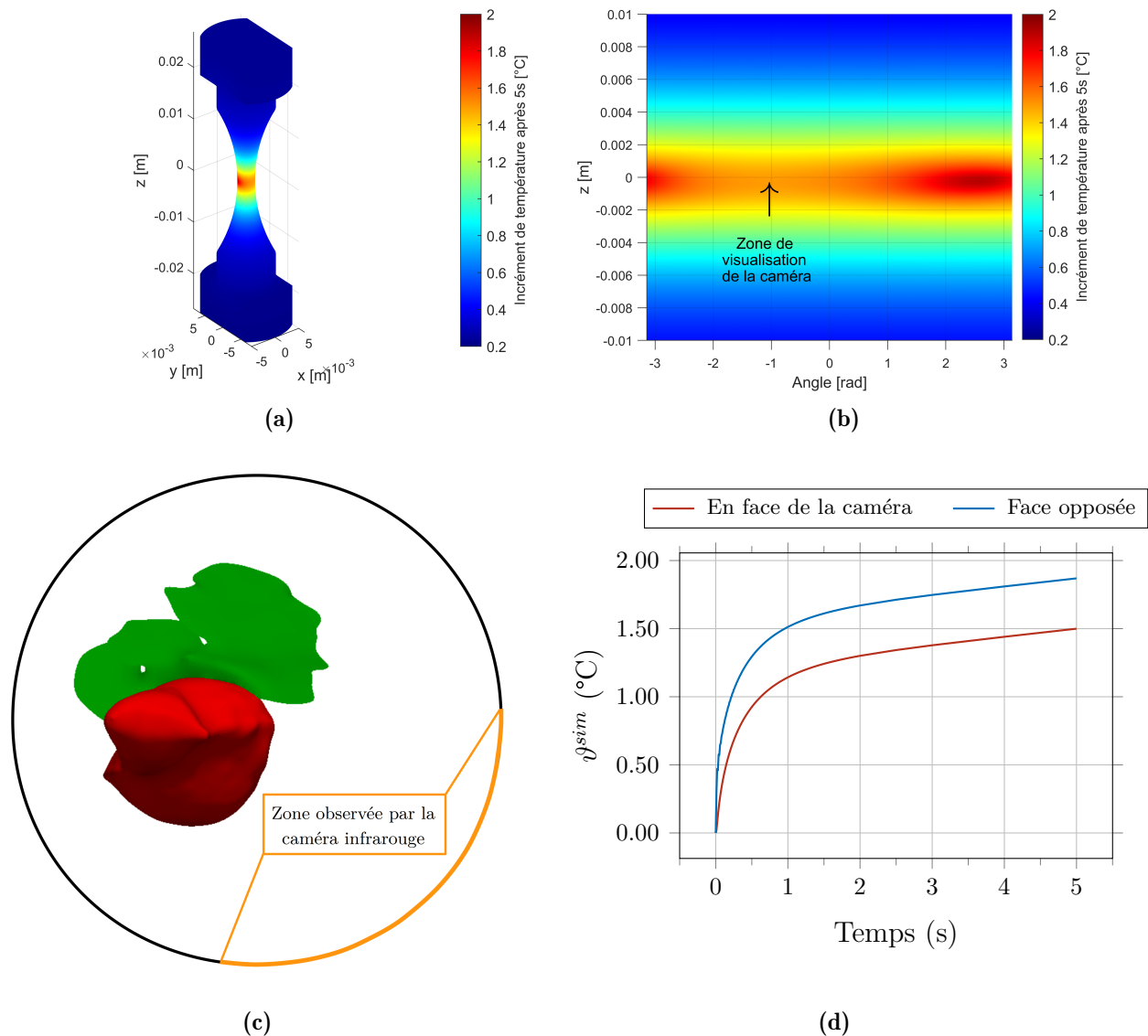


Figure 4.23 – Champ de température après 5s en surface de l'éprouvette *E56* pour $\eta = 2,94 \text{ W/m/MPa}^4$ et $\sigma_a = 75 \text{ MPa}$: (a) vue globale sur toute l'éprouvette et (b) vue selon la circonférence de la partie utile de l'éprouvette. (c) Position de la caméra infrarouge par rapport à la fissure observée par tomographie. (d) Évolutions simulées de l'incrément de température en fonction du temps pour la partie observée par la caméra infrarouge et pour la partie opposée.

infrarouge par rapport à la fissure, lors des essais in-situ, est illustré en figure 4.23c. La caméra infrarouge n'est pas positionnée en face de la fissure, par conséquent, l'incrément de température mesuré n'est pas le maximum observable selon la circonférence de la partie utile. La figure 4.23d représente l'évolution simulée de la température en surface de l'éprouvette en fonction du temps. Pour l'état de fissuration du scan 14, l'incrément simulé de température après 5 s est égal à 1,5 °C.

Des simulations similaires ont été menées pour les scans 1, 2, 4, 6, 8, 9 et 12. L'incrément simulé de température après 5 s pour les états de fissuration correspondant à chacun de ces scans est illustré en figure 4.24. La figure 4.24 illustre également les incréments expérimentaux de température après 5 s. Les résultats présentés correspondent uniquement aux élévations de température dues à la source de chaleur en pointe de fissure (l'auto-échauffement a été déduit). Les incréments de température ϑ_{5s}^{sim} sont largement sur-estimés par les simulations réalisées.

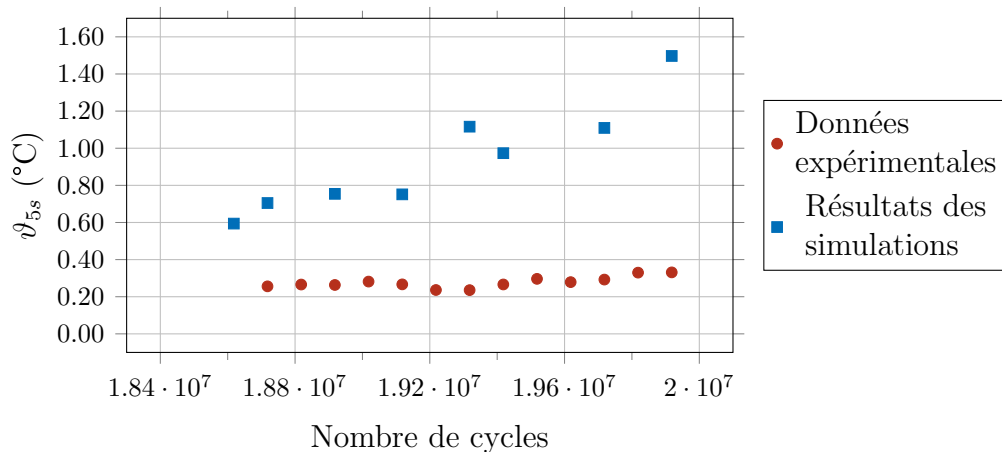


Figure 4.24 – Évolutions expérimentales et simulées des incréments de température après 5 s pour chaque séquence de propagation de fissure de l'éprouvette *E56*.

La géométrie du front de fissure de l'éprouvette *E56* entraîne la présence de zones où les étendues de facteurs d'intensité des contraintes - et donc les sources de chaleur S - sont très élevées. La figure 4.25 illustre la distribution de la source de chaleur linéique S pour l'éprouvette *E56* le long du front de fissure du scan 14. Des zones singulières sont nettement observables. Pour les simulations thermiques, les singularités sont définies comme les zones qui ne sont pas situées aux extrémités du front et où :

$$S(s) \geq \bar{S} + 15\% \sigma(S) \quad (4.19)$$

où \bar{S} et $\sigma(S)$ sont respectivement la moyenne et l'écart-type de S le long du front de fissure. De telles singularités n'étaient pas présentes pour l'éprouvette *E119* sur laquelle l'identification du paramètre η a été menée. Expérimentalement, la dépendance de la source S à σ_a^4 a été vérifiée pour les incréments de température mesurés sur l'éprouvette

4.3. AMORÇAGE ET PROPAGATION DE FISSURES DE FATIGUE INTERNES : SIMULATIONS DES EFFETS THERMIQUES

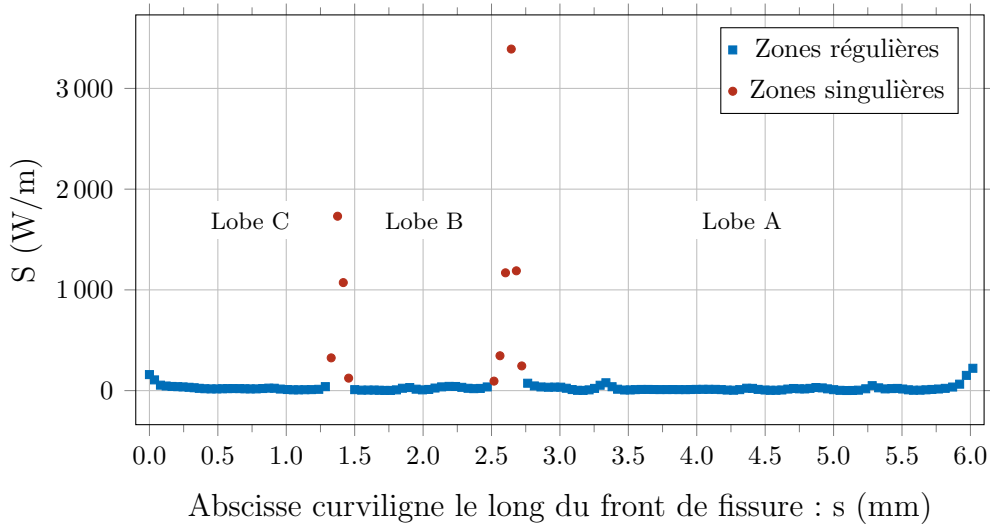


Figure 4.25 – Distribution de la source de chaleur S pour l'éprouvette $E56$ le long du front de fissure du scan 14.

$E119$ (figure 4.17), ce qui est cohérent avec la formulation du modèle de source en pointe de fissure (équation 4.12).

Pour l'éprouvette $E56$, les zones singulières entre les lobes L_A et L_B et entre les lobes L_B et L_C pour le scan 14 (figure 4.25) concentrent 75 % de la puissance totale de la source de chaleur en pointe de fissure. Pour les autres scans, la situation est identique : 66 à 75 % de la puissance totale de la source de chaleur en pointe de fissure est en réalité générée par les zones singulières entre les lobes L_A , L_B et L_C . Le tableau 4.3 regroupe les informations concernant chaque front de fissure simulé, ainsi que les parts de la puissance totale dissipée dans les zones singulières. La longueur du front de fissure et la puissance linéique moyenne augmentent avec la propagation de la fissure, ces deux facteurs participent donc bien aux augmentations de l'incrément de température.

N° scan	1	2	4	6	8	9	12	14
Longueur du front (mm)	4.81	4.99	5.19	5.32	5.45	5.80	5.88	6.02
Puissance totale (W)	0.206	0.246	0.263	0.261	0.390	0.339	0.390	0.524
Puissance linéique moyenne (W/mm)	0.043	0.049	0.051	0.049	0.071	0.058	0.066	0.087
Part de la puissance totale dissipée dans les zones singulières	68 %	69 %	69 %	66 %	70 %	67 %	72 %	75 %

Tableau 4.3 – Synthèse des caractéristiques thermiques des sources de chaleur en pointe de fissure pour les différents stades de propagation simulés de l'éprouvette $E56$.

De nouvelles simulations ont donc été effectuées afin de corriger la présence de ces zones de singularité. La source S est imposée nulle dans les zones de singularité (définies selon l'équation 4.19). La figure 4.26 présente les incréments simulés de température après 5 s, ϑ_{5s}^{sim} , avec les sources S corrigées. Les écarts entre les variations de température expérimentales et simulées sont réduits par la correction de la source S . Après correction des zones singulières, les simulations réalisées permettent de retrouver les incréments de température expérimentaux. Ces résultats montrent que les étendues de facteurs d'intensité des contraintes sont sur-estimés dans les zones de transition entre les lobes L_A , L_B et L_C où la courbure du front de fissure est très importante.

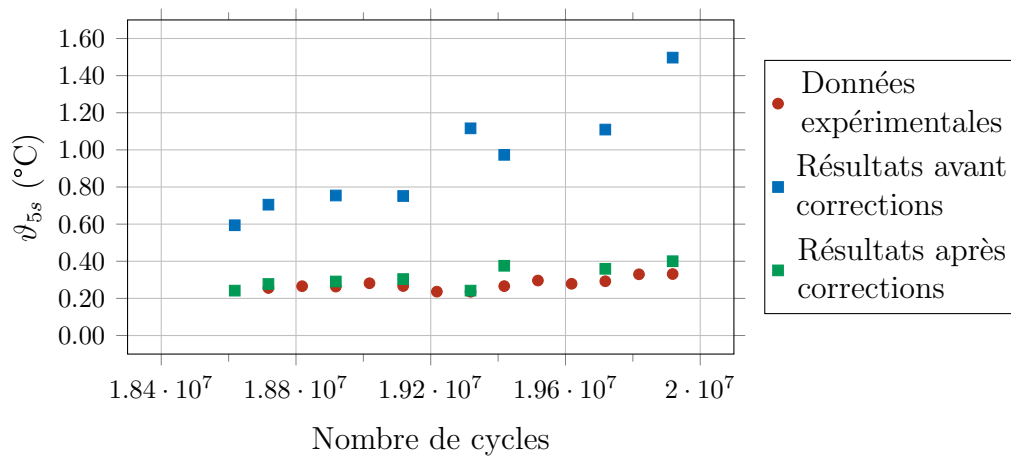


Figure 4.26 – Résultats de la correction des incréments de température simulés, pour tenir compte du surplus de puissance généré dans les zones de transition entre les lobes L_A , L_B et L_C de la fissure.

4.4 Synthèse du chapitre

Les résultats expérimentaux de thermographie infrarouge présentés ont permis de montrer que l'amorçage et la propagation de fissures de fatigue internes laissent une signature thermique caractéristique en surface des éprouvettes. Pour une éprouvette non fissurée en début d'essai, la température augmente rapidement puis tend à se stabiliser. L'amorçage d'une fissure provoque une brusque augmentation de température, qui se distingue assez nettement du comportement thermique pseudo-stabilisé. L'instant d'amorçage déterminé par thermographie infrarouge concorde pleinement avec celui déterminé par analyse harmonique en temps réel. Par la suite, lors de la propagation de la fissure, l'élargissement de la zone de plasticité cyclique et l'augmentation de la longueur du front de fissure entraînent un accroissement progressif de l'incrément de température à chaque fin de séquence de fatigue. Ces résultats peuvent être utilisés pour étudier et analyser la propagation de fissures de fatigue internes à partir de mesures en surfaces non destructives.

Une modélisation a été mise en place afin de simuler les effets thermiques associés à la micro-plasticité cyclique et à la propagation de fissures internes. L'exploitation des résultats expérimentaux montre la pertinence des modèles thermiques utilisés :

- La variation de température due à la source de dissipation intrinsèque associée à la micro-plasticité cyclique évolue selon l'amplitude de sollicitation σ_a au carré, comme le prévoit le modèle présenté en section 4.2.1.
- La variation de température causée par la présence d'une fissure évolue selon la puissance 4 de l'amplitude de sollicitation σ_a , comme l'affirme le modèle présenté en section 4.2.2.

Les premières simulations de champ de température en surface de l'éprouvette *E56*, pour les différents stades de propagation de fissures, sur-estiment les incréments de température. Dans le cadre de cette étude, les géométries 3D des fissures sont complexes :

- Certaines zones du front de fissure présentent de fortes courbures locales qui provoquent des singularités d'étendues de facteurs d'intensité des contraintes.
- La taille de la zone plastique, à la base du modèle théorique de la source de chaleur en pointe de fissure, est difficile à évaluer du fait de la forte mixité du mode de chargement.
- Les effets de fermeture et de friction compliquent l'évaluation des étendues des facteurs d'intensité des contraintes et entraînent certainement le frottement des lèvres de la fissure (ceci a été négligé en première approximation).

La correction des zones singulières de source de chaleur en pointe de fissure permet de réduire significativement les écarts entre les incréments de température expérimentaux et simulés. Ceci montre que les étendues de facteurs d'intensité des contraintes dans les zones singulières sont sur-estimés lors des simulations mécaniques mises en place au chapitre 3.

Malgré les hypothèses simplificatrices faites dans ce travail et les géométries de fissures complexes, l'ensemble des simulations thermomécaniques réalisées donnent des résultats en accord avec les observations expérimentales de propagation et d'arrêt de fissures internes. Il est donc envisageable d'utiliser cette modélisation pour suivre par thermographie infrarouge la propagation de fissures de fatigue internes ayant une géométrie plus simple de type pièce de monnaie, comme cela est par exemple le cas dans les aciers en régime gigacyclique.

Conclusions et perspectives

La nocivité des défauts sur la résistance en fatigue est un fait établi dans la littérature. Les études portant sur ce sujet s'intéressent majoritairement à l'influence de la taille, de la morphologie ou de la nature du défaut sur sa criticité vis-à-vis de la tenue en fatigue [Nicoletto *et al.*, 2012; Wang *et al.*, 2001b, 2006]. Les études sur l'influence de la position d'un défaut sur sa criticité se concentrent principalement sur l'amorçage de fissures [De Bussac, 1994; Mughrabi, 2002; Murakami *et al.*, 1999] et seuls quelques travaux ont permis d'observer directement la propagation de fissures internes courtes [Serrano-Munoz *et al.*, 2017; Yoshinaka *et al.*, 2016].

Un dispositif d'essais novateur a été développé dans le cadre de ce travail afin de réaliser des essais de fatigue en régime gigacyclique sous rayonnement synchrotron et thermographie infrarouge in-situ. Ce dispositif s'articule autour de trois éléments. Le premier est une machine de fatigue ultrasonique conventionnelle fonctionnant à 20 kHz. Cette machine permet de réaliser des essais d'endurance jusqu'à 10^9 cycles ou de propagation à des vitesses moyennes très faibles (10^{-12} à 10^{-8} m/cycle) en un temps compatible avec les expériences in-situ synchrotron. Le deuxième est un système de mise en charge monotone quasi-statique facilitant l'observation des fissures (en les ouvrant). Le dernier est un dispositif d'analyse harmonique en temps réel, permettant la détection de l'amorçage de fissures. Avec ce dispositif, il est possible de détecter automatiquement l'amorçage de fissures courtes internes ou de surface et d'en suivre la propagation par tomographie synchrotron à 20 kHz.

Ces systèmes d'analyse harmonique en temps réel et de thermographie infrarouge ont permis de détecter l'amorçage de fissures internes dans 9 éprouvettes et par conséquent d'observer leur amorçage et leur propagation par tomographie synchrotron. Ceci est une avancée majeure en comparaison des résultats précédemment obtenus au cours du projet ANR IDEFFAAR sur le même alliage d'aluminium moulé A357-T6. Les résultats des deux techniques de détection d'amorçage de fissures sont très bien corrélés : les instants d'amorçage déterminés sont similaires pour l'analyse harmonique en temps réel et la thermographie infrarouge.

Les faciès de rupture des éprouvettes montrent que les fissures internes et externes à 20 kHz se propagent selon des mécanismes de rupture cristallographique typiques d'une

propagation sous vide à plus basses fréquences [Serrano-Munoz *et al.*, 2016]. Les cinétiques de propagation de fissures identifiées sous air à 20 kHz sur des éprouvettes plates montrent également un comportement typique de fissures microstructuralement courtes : des arrêts et reprises de propagation provoqués par les joints de grains. Les cinétiques à 20 kHz sous air sont similaires à celles identifiées à 20 Hz sous vide pour le même matériau [Rotella, 2018]. Tous ces éléments montrent que les effets d'environnement, influençant habituellement la propagation de fissures à basses fréquences, ne peuvent influencer sur la propagation de fissures lors des essais de fatigue à 20 kHz.

Les fissures de fatigue internes observées par tomographie synchrotron sur l'alliage de fonderie A357-T6 étudié ont des mécanismes de propagation typiques de la propagation de fissures microstructuralement courtes avec une propagation cristallographique et des arrêts de fissures. Des calculs par éléments finis sur agrégat polycristallin représentatifs de la réalité ont permis de montrer que les fissures observées se sont amorcées et propagées selon les plans denses $\{111\}$ de la structure cristalline où les amplitudes de cisssions résolues étaient maximales. Les arrêts de fissures sont provoqués par la présence de joints de grains sur lesquels les fissures bloquent si l'activité des systèmes de glissement n'est pas suffisante dans le grain en avant du front de fissure.

Il a été observé, sur plusieurs éprouvettes, que des fissures internes peuvent s'amorcer rapidement et rester bloquées à des joints de grains pendant plusieurs centaines de millions de cycles. Ces observations amènent à un résultat nouveau : pour l'alliage d'aluminium étudié, la phase de propagation de fissures courtes peut occuper une part significative de la durées de vie totale en régime gigacyclique. Ceci est en opposition avec ce qui est généralement admis dans ce régime de durées de vie, à savoir que la phase d'amorçage de fissures domine la durée de vie totale comme l'affirment de nombreux auteurs [Hong *et al.*, 2014; McDowell et Dunne, 2010; Wagner *et al.*, 2009; Xu *et al.*, 2018] qui déduisent la part d'amorçage moyennant des hypothèses sur un modèle de propagation de fissure. Bien entendu, la notion d'amorçage est discutable, il n'en reste pas moins que les observations non destructives de fissures internes courtes non propageantes sont nouvelles.

Grâce aux observations de tomographie, les cinétiques de propagation de fissures de fatigue internes courtes ont pu être quantifiées. Les géométries de fissures en 3D sont complexes et la mixité du mode de fissuration est importante ; les zones où le front de fissure est particulièrement tortueux sont difficiles à modéliser. Les résultats des simulations montrent que les fissures internes observées se propagent pour des facteurs d'intensité des contraintes qui sont inférieurs au seuil de non propagation, identifié à 20 kHz sous air. Les vitesses de propagation moyennes évaluées pour les fissures internes sont faibles : 10^{-10} à 10^{-9} m/cycle. Les observations de fissures internes ne permettent pas d'identifier de similarités entre les cinétiques de propagation de fissures internes et les données de propagation de référence à 20 kHz sous air et 20 Hz sous air ou vide.

Enfin, l'analyse des données de thermographie infrarouge obtenues in-situ montre que l'évolution de l'incrément de température mesuré en surface des éprouvettes est directement corrélé à l'évolution de la taille de fissure : plus la taille de fissure est importante plus l'incrément de température l'est également. Des simulations thermomécaniques ont été réalisées à partir des observations de tomographie et des calculs de facteurs d'intensité des contraintes sur les géométries réelles de fissure en 3D. Ces simulations ont permis de retrouver qualitativement et quantitativement les résultats expérimentaux de thermographie infrarouge à conditions de régulariser les sources de chaleur dans les zones de forte courbure du front de fissure.

Le dispositif d'essais de fatigue ultrasonique in-situ synchrotron a permis l'obtention de résultats nouveaux sur l'amorçage et la propagation de fissures de fatigue internes. Cette étude ouvre des perspectives majeures.

Traitement et analyse des données de tomographie

Les quatre campagnes expérimentales aux synchrotrons⁴ ont permis de recueillir des données de tomographie sur 15 éprouvettes. En tout, 251 scans de tomographie ont été réalisés pour un total de 15 To de données. Une grande partie de ces données n'a été que partiellement traitée. Un traitement exhaustif des données de tomographie permettra de compléter l'analyse déjà mise en avant lors de ce travail et de statuer sur la répétabilité des résultats obtenus.

Amorçage de fissures de fatigue internes

L'étude des mécanismes d'amorçage de fissures internes est encore à approfondir. Les calculs par éléments finis pour l'instant réalisés en élasticité linéaire devraient être poursuivis en plasticité cristalline, mais l'identification du modèle de comportement cyclique pertinent est délicate en particulier à 20 kHz. Au vu des mécanismes d'amorçage de fissures internes observés et des résultats des premiers calculs réalisés, l'emploi de critères de fatigue de type plan critique devrait permettre une étude plus fine de ces mécanismes. Il sera cependant nécessaire d'identifier les paramètres des critères pour le régime de durée de vie considéré : le régime gigacyclique.

Propagation de fissures de fatigue internes courtes

Il a été montré de façon indiscutable que la propagation de fissures internes courtes peut occuper une partie significative de la durée de vie totale pour l'alliage d'aluminium

4. Merci aux synchrotrons SLS, SOLEIL et ELETTRA pour les temps de faisceau sur les lignes TOMCAT, PSICHE et SYRMEP. Merci également à Anne Bonnin, Andrew King et Lucia Mancini pour leur précieuse aide lors des expériences.

de fonderie A357-T6. Dans le cadre de cette étude, la dimension caractéristique de la microstructure est importante (taille de grain moyenne de $600\ \mu\text{m}$) mais la taille des défauts artificiels internes l'est également (diamètre équivalent moyen de $1\ \text{mm}$). Le rapport entre diamètre équivalent de défaut et taille de la microstructure est égal à 1,67. En considérant un alliage avec une taille de grain moyenne de 50 à $100\ \mu\text{m}$, pour un même rapport de 1,67, le diamètre équivalent de défaut correspondant est de 85 à $170\ \mu\text{m}$. Ceci amène les questions suivantes. Quelle proportion de la durée de vie totale occupe la phase de propagation de fissures internes courtes pour d'autres alliages tels que les alliages d'aluminium à microstructure plus fine, les aciers ou les alliages de titane, de nickel? Les interactions avec la microstructure sont-elles aussi marquées que pour l'alliage d'aluminium A357-T6 étudié (gros grains)?

La tomographie par contraste de diffraction (DCT) est une technique de caractérisation permettant d'obtenir des informations essentielles à l'étude de la propagation de fissures courtes. Cette technique est pour l'instant limitée à la caractérisation de microstructures dont la taille de grain moyenne est supérieure à $50\ \mu\text{m}$. La DCT réalisée au cours du projet a nécessité du temps de faisceau synchrotron (ligne ID11, ESRF). Cependant, le développement récent de techniques de DCT avec des tomographes de laboratoire [King *et al.*, 2013; McDonald *et al.*, 2015] est une perspective intéressante pour les études à venir⁵.

Il a été établi au cours de ce travail que, pour l'alliage A357-T6, la haute fréquence des essais de fatigue ultrasonique entraînait un effet réduit de l'environnement sur les mécanismes de propagation de fissures courtes aussi bien internes qu'externes. Ce sujet doit être approfondi pour éclaircir l'effet de la position d'un défaut sur sa criticité vis-à-vis de la résistance en fatigue.

Les effets de fermeture de fissures peuvent engendrer une variabilité significative des résultats de calculs d'étendues de facteurs d'intensité des contraintes et par conséquent des cinétiques de propagation évaluées. Pour les fissures internes, le développement de la corrélation d'images volumiques en tomographie à $20\ \text{kHz}$, à basse fréquence ou à défaut en quasi-statique, pourrait permettre d'étudier les effets de fermeture de fissures et de quantifier des variables plus adaptées à l'étude de la propagation de fissures courtes ($\Delta CTOD$). La quantification des effets de fermeture à $20\ \text{kHz}$ pour des fissures de surface serait déjà une avancée majeure.

Suivi de propagation de fissures de fatigue internes longues

Le dispositif expérimental développé pour les essais de fatigue ultrasonique in-situ synchrotron avec détection automatique de l'amorçage de fissures n'est pas restreint à

5. Cette technique reste tout de même réservée à des spécialistes. Merci à Wolfgang Ludwig pour sa précieuse aide pour l'acquisition et le traitement des données de DCT.

l'étude de l'alliage d'aluminium A357-T6. La microstructure de l'alliage A357-T6 a limité le cadre de l'étude à la propagation de fissures courtes. Cependant, pour des alliages à la microstructure plus fine (aciers, alliages de titane, *etc.*), le dispositif développé pourrait permettre l'étude de la propagation de fissures internes longues. Pour celles-ci, la MLER est parfaitement applicable et la méthodologie de traitement des données de tomographie - élaborée dans le cadre de ce projet - pourrait être utilisée pour évaluer des cinétiques de propagation de fissures internes longues dans divers alliages.

Thermographie infrarouge in-situ pour le suivi de la propagation de fissures de fatigue internes

Le domaine des très grandes durées de vie est propice à l'amorçage de fissures de fatigue internes, dont la géométrie est généralement plus simple que celle que nous avons pu observer au cours de ce travail. En effet, pour les aciers ou les alliages de titane, un "œil de poisson" est généralement observé [Bathias et Paris, 2005]. Pour cette étude, la taille caractéristique de la microstructure étant importante devant la taille de la fissure et de sa zone plastique, les fissures se propagent selon les caractéristiques du stade de fissures microstructuralement courtes. Or, pour d'autres matériaux, tels que les aciers, les alliages de titane ou d'autres alliages d'aluminium à microstructures plus fines, la géométrie de fissure est plus simple, proche d'une forme en pièce de monnaie. Dans ce cas, il existe des relations bien établies entre le rayon, a , de la fissure et l'étendue du facteur d'intensité des contraintes [Tada *et al.*, 2000; Williams, 1957]. À partir des mesures de température en surface de l'éprouvette et de la méthode de simulation proposée au chapitre 4, il semble donc possible de remonter - de façon non destructive via un film infrarouge - à l'évolution temporelle de l'étendue du facteur d'intensité des contraintes, ΔK_I , et par conséquent à la taille de fissure a . Le développement d'une telle méthode pourrait permettre de se passer (en partie) de la tomographie pour le suivi de fissures de fatigue internes.

Annexes

Annexe A

Machine d'essai de fatigue ultrasonique in-situ synchrotron

ANNEXE A. MACHINE D'ESSAI DE FATIGUE ULTRASONIQUE IN-SITU SYNCHROTRON

La figure A.1 présente le plan d'ensemble de la machine de fatigue ultrasonique in-situ synchrotron conçue et développée dans le cadre de ce projet.

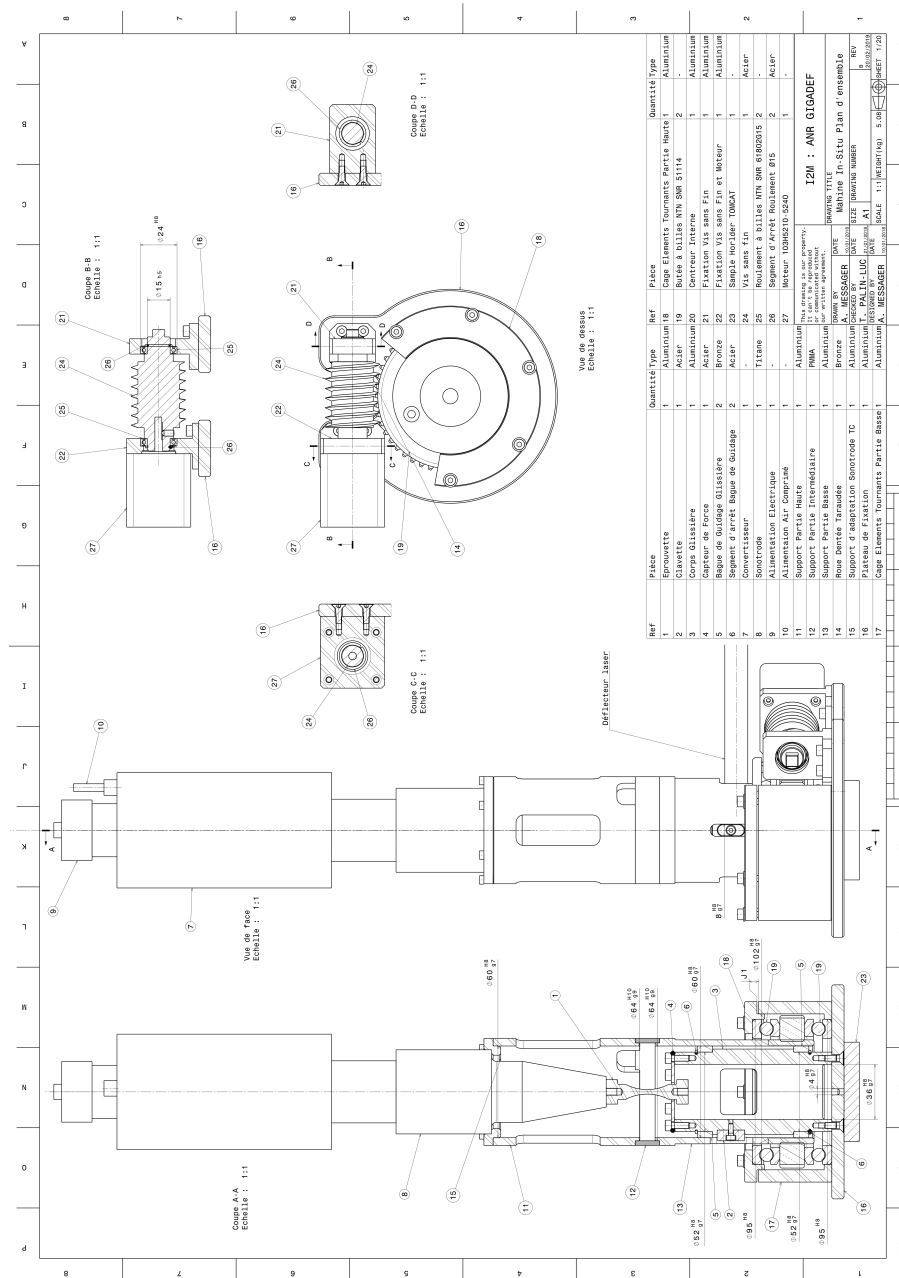


Figure A.1 – Dessin d'ensemble de la machine d'essai de fatigue ultrasonique in-situ synchrotron.

La figure A.2 présente un schéma de la structure du boîtier de contrôle du système de mise en charge statique.

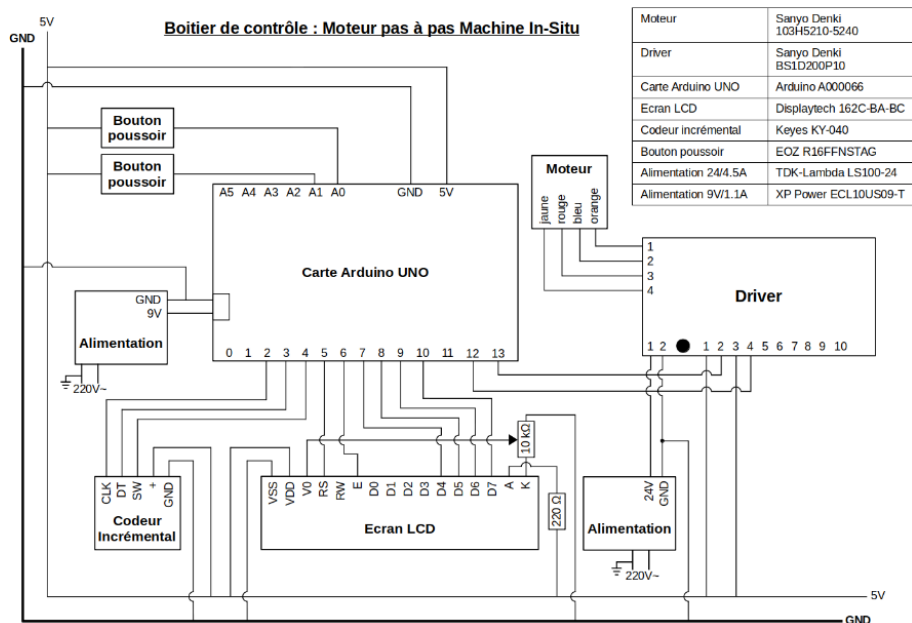


Figure A.2 – Schéma de la structure du boîtier de contrôle du moteur pas à pas.

La figure A.3 présente une photo du capteur de force monté sur la machine de fatigue ultrasonique in-situ synchrotron.

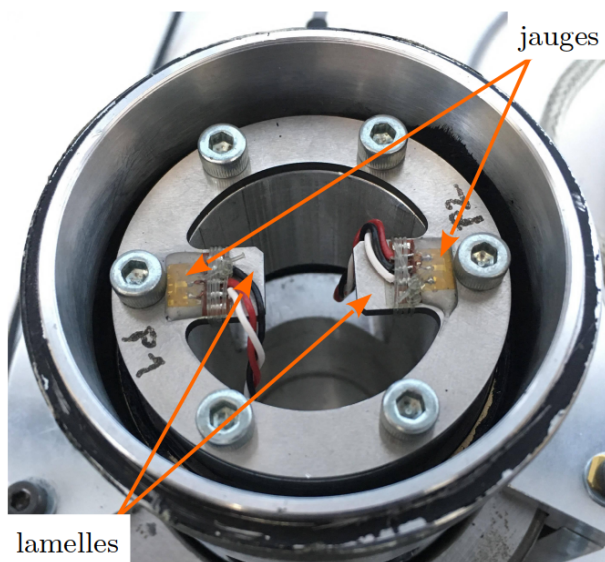


Figure A.3 – Schéma du capteur de force monté sur la machine in-situ.

Annexe B

Étalonnage du capteur de force du système de mise en charge

Pour l'étalonnage du capteur de force, ce dernier est monté sur la machine in-situ et une éprouvette instrumentée (jauge montée en 1/4 de pont) est montée sur la machine ultrasonique. La calibration du pont de jauges de l'éprouvette permet d'obtenir le gain $G = 316,43 \mu\text{m}/\text{m}/\text{V}$ entre la tension de pont mesurée et la déformation imposées par la mise en charge. En restant dans le domaine d'élasticité de l'éprouvette, la loi de Hooke permet de calculer la force exercée par le système de mise en charge F_{ep} à partir de la valeur de la tension V lue sur le multimètre :

$$F_{ep} = EGV S_{ep} \quad (\text{B.1})$$

où E est le module d'Young du matériau ($E = 73,5 \text{ GPa}$ en quasi-statique) et S_{ep} la section utile de l'éprouvette ($S_{ep} = 7,07 \text{ mm}^2$). Tous les appareils de mesure sont allumés au minimum 30 minutes avant le début de l'étalonnage. L'étalonnage se passe en deux temps :

1. Dans un premier temps nous déterminons la valeur du facteur de jauge à régler sur le pont d'extensométrie du capteur de force de manière à lire directement la valeur de la force appliquée sur l'afficheur pour une valeur d'effort mesurée sur l'éprouvette de 500 N (milieu de la plage d'utilisation).
2. nous vérifions l'étalonnage en appliquant un effort progressif entre 0 N et 1000 N par pas de 100 N.

Le mode opératoire pour la première étape est le suivant :

1. Appliquer un effort proche de 500 N en utilisant le système de mise en charge. Cette effort est contrôlé grâce à la jauge collée sur l'éprouvette.
2. Attendre 5 min la stabilisation de la force.
3. Changer la valeur du facteur de jauge du point d'extensométrie du capteur de force pour une lecture directe sur l'affichage de la force mesurée grâce à la jauge collée sur l'éprouvette.

ANNEXE B. ÉTALONNAGE DU CAPTEUR DE FORCE DU SYSTÈME DE MISE EN CHARGE

4. Noter la valeur du facteur de jauge.
5. Décharger complètement l'éprouvette en utilisant le système de mise en charge.
6. Appliquer la même procédure pour avoir 3 cycles de charge/décharge.
7. Calculer le gain moyen sur les 3 séries de charge/décharge.

Les résultats de la première phase sont regroupés dans le tableau B.1 ci-dessous.

Mesure 1	Mesure 2	Mesure 3	Moyenne	Écart-type
1.054	1.042	1.069	1.055	0.014

Tableau B.1 – Synthèse des résultats de détermination du gain pour l'étalonnage du système de mise en charge de la machine de fatigue ultrasonique in-situ

Le mode opératoire pour la seconde étape est le suivant :

1. Régler le gain du pont P-3500 sur la valeur moyenne déterminée lors de la première étape (ici 1.055).
2. Appliquer des efforts en partant de 0 N jusqu'à 1000 N par paliers de 100 N en utilisant le système de mise en charge et en contrôlant l'effort appliqué grâce à la jauge collée sur l'éprouvette.
3. Noter les valeurs lues sur le pont de jauge P-3500 et sur le pont de jauge de l'éprouvette.
4. Décharger la machine par des paliers de 100 N jusqu'à 0 N.
5. Appliquer la même procédure pour avoir 2 séries de mesures.

Les résultats de la seconde phase sont regroupés dans le tableau B.2 ci-dessous. L'erreur relative est calculée comme suit :

$$Erreur\ relative = \frac{|F_{\text{capteur}} - F_{ep}|}{F_{ep}} \times 100 \quad (\text{B.2})$$

V	F_{ep} (N)	$F_{capteur}$ (N) mesure 1	$F_{capteur}$ (N) mesure 2	Moyenne (N)	Erreur relative (%)
0.00	0	0	0	0	-
0.59*	99	211	189	200	101
1.18	199	283	262	273	37
1.77	298	360	344	352	18
2.36	398	435	421	428	8
2.95	497	504	491	498	0
3.54	596	571	562	567	5
4.13	696	633	628	631	9
4.72	795	684	695	690	13
5.31	895	750	755	753	16
5.90	994	820	822	821	17
5.31	895	739	747	743	17
4.72	795	665	673	669	16
4.13	696	588	602	595	14
3.54	596	522	534	528	11
2.95	497	454	468	461	7
2.36	398	383	402	393	1
1.77	298	318	324	321	8
1.18	199	238	249	244	22
0.59*	99	166	178	172	73
0.00	0	-8	-4	-6	-

Tableau B.2 – Synthèse des résultats de vérification de l'étalonnage du capteur de force du système de mise en charge de la machine de fatigue ultrasonique in-situ.

*Valeur trop faible de la force appliquée, le système sera utilisé au delà.

ANNEXE B. ÉTALONNAGE DU CAPTEUR DE FORCE DU
SYSTÈME DE MISE EN CHARGE

Annexe C

Traitement des données de tomographie synchrotron

Les données de tomographie récupérées après les expériences aux divers synchrotron sont des volumes directement reconstruits. Un exemple d'une coupe de tomographie partielle de l'éprouvette *E56* au scan 0 est illustré en figure C.1a. Une partie du défaut artificiel centré est visible en haut à gauche de l'image et la fissure détectée par le système d'analyse harmonique en temps réel est clairement visible au centre. Le contraste de phase [Willmott, 2019] permet d'observer les particules de silicium composant une partie de la phase eutectique de l'alliage A357.

L'objectif du traitement des données de tomographie est d'obtenir une représentation en 3D de la géométrie de la fissure. Pour cela, il est possible de procéder à une segmentation du volume de tomographie. Cette méthode consiste à appliquer un seuil sur les niveaux de gris : les voxels dont les niveaux de gris sont au-dessus (ou en dessous) de ce seuil sont conservés ce qui permet d'obtenir une représentation binaire du volume. Un premier problème se pose alors car les niveaux de gris des voxels de la phase eutectique sont très proches de ceux des voxels de la fissure. Ainsi est-il impossible de segmenter la fissure sans conserver également la phase eutectique. Il est donc nécessaire de filtrer le volume de tomographie avant de procéder à la segmentation. Un filtre gaussien n'est pas efficace car il lisse les niveaux de gris des voxels de la phase eutectique tout comme ceux de la fissure ; il est donc nécessaire d'appliquer un filtre plus sélectif. Le filtre de type diffusion anisotrope [Perona et Malik, 1990] permet de conserver les structures aiguës de l'image en lissant le reste. Ce type filtre est basé sur une équation de diffusion dont le coefficient est inversement proportionnel au gradient de niveaux de gris. Ceci permet de conserver uniquement les structures avec une variation rapide de niveau de gris, comme les fissures dans notre cas. Le résultat de l'application d'un tel filtre sur l'image présentée en figure C.1a est illustré en figure C.1b (les paramètres du filtre ont été optimisés pour notre application). Le filtrage des données est réalisé grâce au logiciel Avizo.

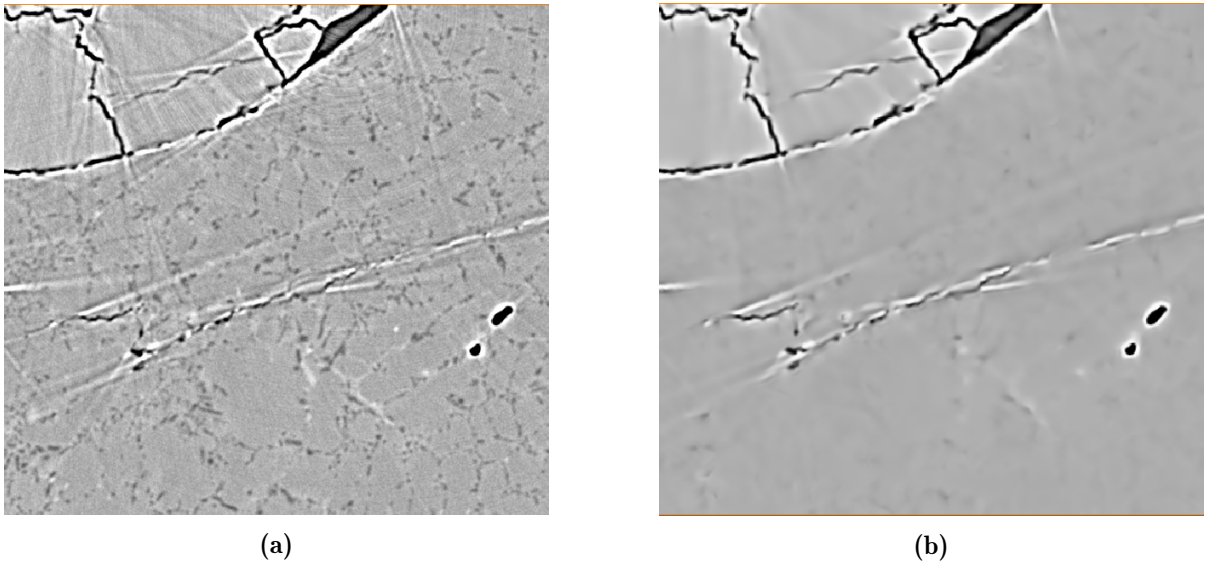


Figure C.1 – (a) Illustration pour l'éprouvette *E56* d'une coupe partielle de tomographie après reconstruction. (b) Illustration de cette même coupe partielle après filtrage par Curvature Driven Diffusion.

Une fois le volume de tomographie filtré pour "effacer" la phase eutectique, il est possible de segmenter la fissure. La résolution des scans de tomographie réalisés sur les lignes TOMCAT et PSICHE était suffisante pour permettre la segmentation "automatique" des données directement grâce au logiciel Avizo. Le résultat de la segmentation est constitué de différents groupes de voxels disjoints (pores, retassures, fissures...) qu'il est possible de labelliser en fonction de la connectivité des voxels (en contact sur un nœud, une arête ou une face du voxel). L'ensemble des labels est ensuite filtré selon leurs tailles afin de conserver seulement la fissure, forcément en contact avec le défaut artificiel centré. Pour conserver uniquement la fissure, une étape manuelle est nécessaire afin de retirer les voxels correspondant au défaut artificiel. Les données de tomographie issues des expériences sur la ligne SYRMEP ne permettent pas une segmentation "automatique", cette dernière a donc été réalisée à la main grâce au logiciel ImageJ. Le processus décrit ci-dessus permet d'obtenir une représentation en 3D des géométries de fissures pour différents scans de tomographie comme illustré en figure C.2a (le défaut artificiel est représenté en rouge).

Les représentations en 3D des fissures après segmentations sont des nuages de points où chaque point correspond à un voxel segmenté. Des algorithmes de reconstruction de maillage [Bernardini *et al.*, 1999; Kazhdan *et al.*, 2006] permettent de construire des maillages surfaciques à partir de ces nuages de points. Cette opération est réalisée grâce au logiciel MeshLab. Des opérations manuelles faites grâce au logiciel Blender sont ensuite nécessaires afin de réparer¹ les maillages générés. Par la suite, les maillages sont lissés grâce au logiciel MeshLab afin de correspondre à des versions régularisées des segmentations de fissures et remaillés pour être utilisables pour les calculs par éléments finis

1. Boucher les trous.

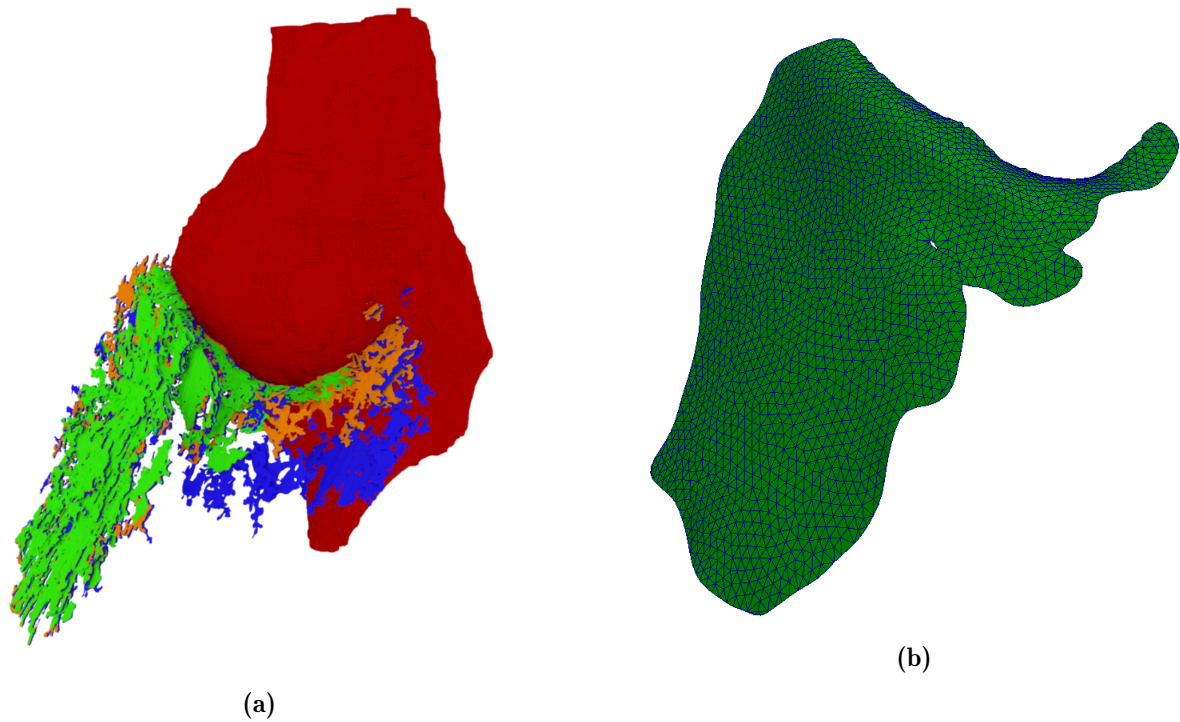


Figure C.2 – (a) Illustration de résultats de segmentations de fissures pour l'éprouvette *E56* après traitement par filtre de diffusion anisotrope du volume de tomographie. Les segmentations représentées correspondent aux scans 0 (vert), 7 (orange) et 14 (bleu). La segmentation du défaut artificiel centré est représentée en rouge. (b) Illustration d'un exemple de maillage utilisé pour le calcul par éléments finis. Ce maillage correspond au scan 0 de l'éprouvette *E56* également présenté en figure C.2a en vert.

(*Zcracks*). Un exemple de maillage est illustré en figure C.2b.

La procédure décrite a été mise en place pour le présent projet. L'obtention des maillages représentatifs des fissures 3D observées par tomographie est fastidieuse et ardue ; le travail sur des géométries 3D complique énormément la modélisation.

Annexe D

Dimensionnement des éprouvettes de torsion ultrasonique

La propagation d'une onde de torsion dans une éprouvette axisymétrique est régie par l'équation suivante [Marines-Garcia *et al.*, 2007; Nikitin, 2015] :

$$\rho J(x) \frac{\partial^2 \varphi(x, t)}{\partial t^2} = G_{dyn} \frac{\partial}{\partial x} \left(J(x) \frac{\partial \varphi(x, t)}{\partial x} \right) \quad (\text{D.1})$$

où ρ est la masse volumique du matériau, $J(x)$ est le moment d'inertie polaire, $\varphi(x, t)$ est l'angle de torsion le long de l'axe de symétrie de l'éprouvette (axe x , cf figure 2.11) fonction de t , G_{dyn} le module de cisaillement dynamique du matériau (supposé homogène isotrope à comportement élastique linéaire). Pour une section circulaire :

$$J(x) = \frac{\pi R^4(x)}{2} = \frac{S^2(x)}{2\pi} \quad (\text{D.2})$$

où $R(x)$ et $S(x)$ sont respectivement le rayon et l'aire de la section de l'éprouvette à l'abscisse x . Après simplification de l'équation D.1, l'équation d'onde se réduit à :

$$\frac{\partial^2 \varphi(x, t)}{\partial t^2} - 2 \frac{G_{dyn}}{\rho} \frac{S'(x)}{S(x)} \frac{\partial \varphi(x, t)}{\partial x} - \frac{G_{dyn}}{\rho} \frac{\partial^2 \varphi(x, t)}{\partial x^2} = 0 \quad (\text{D.3})$$

où $S'(x) = dS/dx$. Pour une éprouvette dont la section droite variable est définie¹ par $S(x) = \pi R_1^2 \cosh^2(\alpha x)$, la longueur L_2 permettant une résonance à la fréquence f peut être calculée en fonction de L_1 , R_1 , R_2 (figure 2.11) et des paramètres matériau G_{dyn} et ρ grâce à :

$$L_2 = \frac{1}{k} \arctan \left(\frac{1}{k} \left(\frac{\beta}{\tanh(\beta L_1)} - \alpha \tanh(\alpha L_1) \right) \right) \quad (\text{D.4})$$

1. Attention la définition de $S(x)$ pour une éprouvette de torsion est différente de celle d'une éprouvette de traction qui est $S(x) = \pi R_1^2 \cosh^2(\alpha x)$. Pour rappel, l'hypothèse d'un profil en $\cosh(x)$ permet de résoudre analytiquement les équations d'ondes. En réalité, le profil est usiné selon un profil toroïdal de rayon R constant.

avec

$$\begin{cases} k = 2\pi f \sqrt{\frac{\rho}{G_{dyn}}} \text{ et } G_{dyn} = \frac{E_{dyn}}{2(1+\nu)} \\ \alpha = \frac{1}{L_1} \operatorname{arcosh}\left(\frac{S_2}{S_1}\right) \text{ avec } S_1 = \pi R_1^2 \text{ et } S_2 = \pi R_2^2 \\ \beta = \sqrt{\alpha^2 - k^2}. \end{cases} \quad (\text{D.5})$$

Les dimensions de l'éprouvette calculées analytiquement sont regroupées dans le tableau D.1 ($G_{dyn} = 28\,642$ MPa et $\rho = 2655$ kg/m³). Comme proposé par Marines-Garcia *et al.* [2007] et Nikitin [2015], pour résoudre l'équation D.3, la solution $\varphi(x, t)$ est supposée décomposable en une amplitude angulaire $\xi(x)$ et une partie temporelle $e^{j\omega t}$:

$$\varphi(x, t) = \xi(x) e^{j\omega t}. \quad (\text{D.6})$$

De ce fait, l'équation 2.20 peut être simplifiée :

$$\frac{\partial^2 \xi(x)}{\partial t^2} + 2 \frac{S'(x)}{S(x)} \frac{\partial \xi(x)}{\partial x} + k^2 \xi(x) = 0 \quad (\text{D.7})$$

Dans la partie utile de l'éprouvette à section variable (pour $|x| \leq L_1$), la solution de l'équation D.7 est :

$$\xi(x) = \xi_0 \frac{\cos(kL_2) \cosh(\alpha L_1)}{\sinh(\beta L_1)} \frac{\sinh(\beta x)}{\cosh(\alpha x)} \quad (\text{D.8})$$

$$\xi(x) = \xi_0 F(L_1, L_2) \frac{\sinh(\beta x)}{\cosh(\alpha x)} \quad (\text{D.9})$$

Le déplacement en surface de l'éprouvette, $U(x)$, dû à l'onde de torsion peut être calculé à partir du rayon de l'éprouvette à l'abscisse x , $R(x)$ et de $\varphi(x)$:

$$U(x, t) = R(x) \varphi(x, t) \quad (\text{D.10})$$

$$U(x, t) = \xi_0 R_1 F(L_1, L_2) \left(\frac{\sinh(\beta x)}{\sqrt{\cosh(\alpha x)}} \right) \cos(\omega t) \quad (\text{D.11})$$

Le cisaillement, $\gamma(x, t)$, est calculé à partir de $\varphi(x, t)$:

$$\gamma(x, t) = R(x) \frac{\partial \varphi(x, t)}{\partial x} \quad (\text{D.12})$$

$$\gamma(x, t) = \xi_0 R_1 F(L_1, L_2) \left(\frac{\beta \cosh(\beta x) \cosh(\alpha x) - \alpha \sinh(\beta x) \sinh(\alpha x)}{\cosh^{3/2}(\alpha x)} \right) \cos(\omega t) \quad (\text{D.13})$$

La contrainte de cisaillement, $\tau(x, t)$, est déduite de l'équation D.13 en supposant que le matériau soit homogène isotrope à comportement élastique linéaire :

$$\tau(x, t) = G_{dyn} \gamma(x, t) \quad (\text{D.14})$$

Les dimensions et le mode de vibration, correspondant aux dimensions du tableau D.1, sont vérifiés par un calcul éléments finis sur une géométrie d'éprouvette similaire, à laquelle des méplats sont ajoutés pour faciliter le serrage contrôlé par clé dynamométrique.

R_1 (mm)	L_1 (mm)	R_2 (mm)	L_2 (mm)	R_0 (mm)
2	8.66	5	3.5	14

Tableau D.1 – Dimensions d'une éprouvette de torsion pour des essais de fatigue ultrasonique déterminées analytiquement pour l'alliage d'aluminium étudié. Se reporter à la figure 2.11 pour la signification des dimensions R_1 , L_1 , R_2 , L_2 et R_0 .

ANNEXE D. DIMENSIONNEMENT DES ÉPROUVETTES DE
TORSION ULTRASONIQUE

Annexe E

Étalonnage des machines d'essais ultrasoniques

E.1 Étalonnage des essais de traction-compression ($R = -1$) pour les éprouvettes de diamètre 3 mm

Rappelons que la géométrie d'une éprouvette de diamètre 3 mm est présentée en figure 2.12a. La jauge de déformation utilisée pour cet étalonnage a une taille de grille de $0,6 \text{ mm} \times 1 \text{ mm}$ et un facteur de jauge de $1.79 \pm 1.50\%$. L'étalonnage du pont de jauge permet d'obtenir le gain $G = 318,87 \mu\text{m}/\text{m}/\text{V}$ entre la tension de la sortie analogique du conditionneur et la déformation. Le rapport d'amplification de l'éprouvette déterminé par calcul éléments finis est $U_0/\sigma_a = 10,78 \text{ MPa}/\mu\text{m}$. Les résultats de l'étalonnage pour les éprouvettes de diamètre 3 mm sont regroupés dans le tableau E.1. La figure E.1 présente un comparatif des contraintes estimées σ_a par jauge de déformation et par vibrométrie laser dans la partie utile de l'éprouvette en fonction de la tension d'alimentation du convertisseur V_0 . L'écart sur l'amplitude de contrainte σ_a entre les deux méthodes d'étalonnage varie de 4 à 8 %. L'étalonnage par jauge de déformation est jugé plus fiable car il ne repose pas sur la détermination du rapport d'amplification de l'éprouvette par éléments finis et il permet de mesurer directement l'amplitude de déformation dans la partie utile de l'éprouvette. Une régression linéaire pour l'étalonnage par jauge de déformation permet d'obtenir la relation suivante entre la contrainte estimée σ_a (MPa) et la tension de commande du générateur du convertisseur V_0 (V) :

$$\sigma_a = 15.11 V_0 + 149.11. \quad (\text{E.1})$$

Le terme constant de cette relation est dû à la tension de commande du générateur qui varie de $-7,5$ à $7,5 \text{ V}$.

Étalonnage		Jauge			Vibrométrie laser		
V_0 (V)	f (Hz)	V_{RMS} (V)	ε_a ($\mu\text{m}/\text{m}$)	σ_a (MPa)	Δv (m/s)	U_0 (μm)	σ_a (MPa)
-6.938	20330	1.32	595	44	1.000	3.91	42
-6.002	20330	1.74	785	59	1.310	5.13	55
-5.067	20330	2.16	974	73	1.623	6.35	68
-4.131	20330	2.58	1164	87	1.899	7.43	80
-3.195	20330	3.00	1353	101	2.190	8.57	92
-2.259	20330	3.42	1542	115	2.620	10.26	111
-1.323	20330	3.85	1736	129	2.929	11.46	124

Tableau E.1 – Résultats de l'étalonnage par jauge de déformation et par vibrométrie laser des essais ultrasoniques en traction-compression ($R = -1$) sur une éprouvette en A357-T6 (saine) de 3 mm de diamètre avec épaulements. La fréquence de résonance, f , est mesurée par vibrométrie.

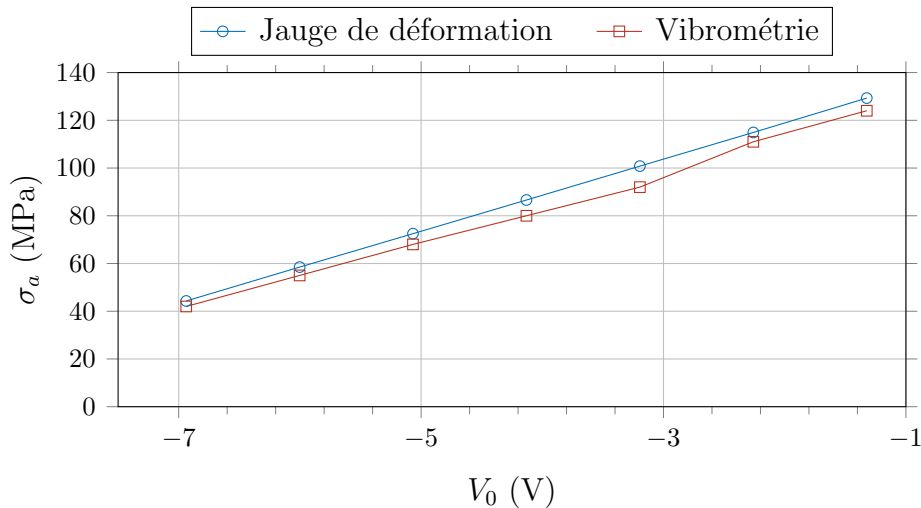


Figure E.1 – Courbe d'étalonnage par jauge de déformation et par vibrométrie laser des essais ultrasoniques en traction-compression ($R = -1$) sur une éprouvette en A357-T6 (saine) de 3 mm de diamètre avec épaulements.

E.2 Étalonage des essais de traction-compression ($R = -1$) pour les éprouvettes de diamètre 6 mm

Pour cet étalonnage, la jauge de déformation collée sur l'éprouvette a une taille de grille de $0,6 \text{ mm} \times 1 \text{ mm}$ et un facteur de jauge de $1,79 \pm 1,50\%$. L'étalonnage du pont de jauge permet d'obtenir le gain $G = 160,26 \mu\text{m}/\text{m}/\text{V}$ entre la tension de pont mesurée et la déformation. Pour rappel, le rapport d'amplification de l'éprouvette déterminé par éléments finis est $U_0/\sigma_a = 5,93 \text{ MPa}/\mu\text{m}$. Les résultats de l'étalonnage sont regroupés dans le tableau E.2. La figure E.2 présente un comparatif des contraintes estimées σ_a par jauge

E.2. ÉTALONNAGE DES ESSAIS DE TRACTION-COMPRESSION
($R = -1$) POUR LES ÉPROUVETTES DE DIAMÈTRE 6 MM

de déformation et vibrométrie laser dans la partie utile de l'éprouvette en fonction de la tension de commande du générateur du convertisseur V_0 . L'écart entre les deux méthodes d'étalonnage est constant et d'environ 5 à 10 %. À l'instar des éprouvettes de diamètre 3 mm, l'étalonnage par jauge de déformation est préféré à l'étalonnage par vibrométrie laser. Une régression linéaire pour l'étalonnage par jauge de déformation permet d'obtenir la relation suivante entre la contrainte estimée σ_a (MPa) et la tension d'alimentation du convertisseur V_0 (V) :

$$\sigma_a = 8.695 V_0 + 85.922 \quad (\text{E.2})$$

Étalonnage		Jauge			Vibrométrie laser		
V_0 (V)	f (Hz)	V_{RMS} (V)	ε_a ($\mu\text{m}/\text{m}$)	σ_a (MPa)	Δv (m/s)	U_0 (μm)	σ_a (MPa)
-6.002	20190	1.986	450	34	1.287	5.07	30
-5.067	20190	2.461	558	42	1.687	6.65	39
-4.131	20190	2.960	671	50	1.994	7.86	47
-3.195	20190	3.457	783	58	2.312	9.11	54
-2.259	20190	3.957	897	67	2.612	10.3	61
-1.323	20190	4.420	1002	75	2.980	11.75	70
-0.387	20190	4.906	1112	83	3.285	12.95	77
0.548	20190	5.375	1218	91	3.616	14.25	85
1.484	20190	5.850	1326	99	3.893	15.34	91
2.420	20190	6.336	1436	107	4.232	16.68	99
3.356	20190	6.820	1546	115	4.589	18.09	107
4.291	20190	7.280	1650	123	4.970	19.59	116

Tableau E.2 – Résultats de l'étalonnage par jauge de déformation et par vibrométrie laser des essais ultrasoniques en traction-compression ($R = -1$) sur une éprouvette en A357-T6 (saine) de 6 mm de diamètre. La fréquence de résonance, f , est mesurée par vibrométrie.

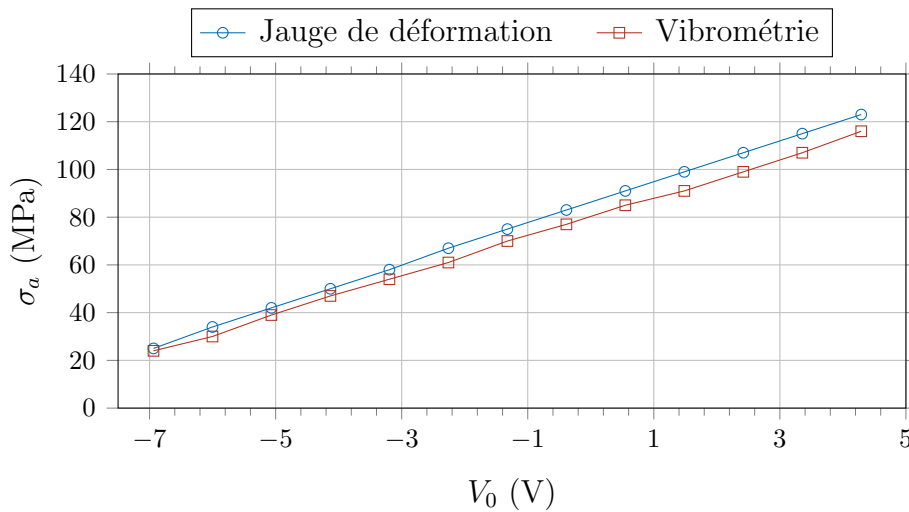


Figure E.2 – Courbe d'étalonnage par jauge de déformation et par vibrométrie laser des essais ultrasoniques en traction-compression ($R = -1$) sur une éprouvette en A357-T6 (saine) de 6 mm de diamètre.

E.3 Étalonnage des essais de torsion

L'essai de torsion ultrasonique a été étalonné uniquement par jauge de déformation. La jauge de déformation utilisée a un facteur de jauge de $1.99 \pm 1.50\%$. L'étalonnage du pont de jauge permet d'obtenir le gain $G = 289,22 \mu\text{m}/\text{m}/\text{V}$ entre la tension de la sortie analogique du conditionneur et la déformation. Les résultats de l'étalonnage pour les éprouvettes de diamètre 4 mm dont la géométrie est exposée en figure 2.15 sont regroupés dans le tableau E.3.

V_0 (V)	V_{RMS} (V)	γ_a ($\mu\text{m}/\text{m}$)	τ_a (MPa)
-6.730	1.894	775	22
-6.060	7	908	26
-5.370	8	1044	30
-4.670	9	1181	34
-3.970	10	1329	38

Tableau E.3 – Résultats de l'étalonnage par jauge de déformation des essais ultrasoniques en torsion ($R = -1$) sur une éprouvette en A357-T6 (saine) de 4 mm de diamètre.

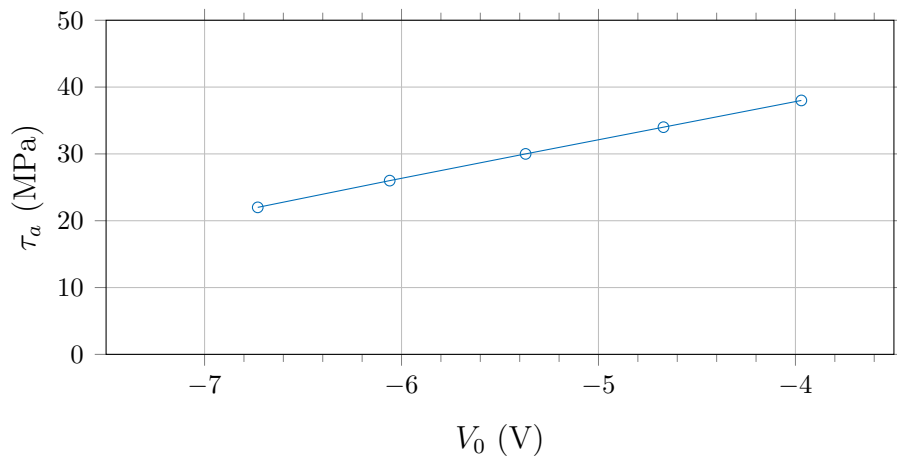


Figure E.3 – Courbe d'étalonnage par jauge de déformation des essais ultrasoniques en torsion ($R = -1$) sur une éprouvette en A357-T6 (saine) de 4 mm de diamètre.

ANNEXE E. ÉTALONNAGE DES MACHINES D'ESSAIS
ULTRASONIQUES

Bibliographie

- ABRAMI, A., ARFELLI, F., BARROSO, R., BERGAMASCHI, A., BILLÈ, F., BREGANT, P., BRIZZI, F., CASARIN, K., CASTELLI, E., CHENDA, V., DALLA PALMA, L., DREOSSI, D., FAVA, C., LONGO, R., MANCINI, L., MENK, R.-H., MONTANARI, F., OLIVO, A., PANI, S., PILLON, A., QUAI, E., REN KAISER, S., RIGON, L., ROKVIC, T., TONUTTI, M., TROMBA, G., VASCOTTO, A., VENANZI, C., ZANCONATI, F., ZANETTI, A. et ZANINI, F. (2005). Medical applications of synchrotron radiation at the SYRMEP beamline of ELETTRA. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section A : Accelerators, Spectrometers, Detectors and Associated Equipment*, 548(1-2):221–227. → page 77
- AMMAR, H., SAMUEL, A. et SAMUEL, F. (2008). Effect of casting imperfections on the fatigue life of 319-F and A356-T6 Al-Si casting alloys. *Materials Science and Engineering : A*, 473(1-2):65–75. → pages 20, 21, 24, 127, 179
- ANDERSON, T. L. (2005). *Fracture Mechanics : Fundamentals and Applications*. CRC press. → page 32
- ASTM (2013). Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. Rapport technique. → pages 106, 107, 149
- ASTM (2020). Standard Reference Radiographs for Inspection of Aluminum and Magnesium Castings. Rapport technique. → page 13
- AVALLE, M., BELINGARDI, G., CAVATORTA, M. et DOGLIONE, R. (2002). Casting defects and fatigue strength of a die cast aluminium alloy : a comparison between standard specimens and production components. *International Journal of Fatigue*, 24(1):1–9. → page 18
- BARSOUM, R. S. (1977). Triangular quarter-point elements as elastic and perfectly-plastic crack tip elements. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 11(1): 85–98. → pages 162, 165
- BATHIAS, C., DROUILLAC, L. et LE FRANCOIS, P. (2001). How and why the fatigue S–N curve does not approach a horizontal asymptote. *International journal of fatigue*, 23:143–151. → pages 26, 28, 29, 30, 58, 62, 70, 88

- BATHIAS, C. et PARIS, P. C. (2005). *Gigacycle fatigue in mechanical practice*. Mechanical engineering. M Dekker editor, New York. NY. → pages 14, 28, 29, 53, 54, 55, 56, 62, 70, 88, 90, 91, 114, 221
- BATHIAS, C. et PINEAU, A., éditeurs (2010). *Fatigue of materials and structures. 1 : Fundamentals*. ISTE, London. → pages 18, 27, 28, 35, 37, 47, 51, 52, 70
- BAYRAKTAR, E., GARCIAS, I. et BATHIAS, C. (2006). Failure mechanisms of automotive metallic alloys in very high cycle fatigue range. *International Journal of Fatigue*, 28(11): 1590–1602. → page 26
- BEDEN, S., ABDULLAH, S. et ARIFFIN, A. (2009). Review of Fatigue Crack Propagation Models for Metallic Components. *European Journal of Scientific Research*, 28(3):364–397. → page 37
- BERNARDINI, F., MITTLEMAN, J., RUSHMEIER, H., SILVA, C. et TAUBIN, G. (1999). The ball-pivoting algorithm for surface reconstruction. *IEEE Transactions on Visualization and Computer Graphics*, 5(4):349–359. → page 234
- BERTOLINO, G., DOQUET, V. et SAUZAY, M. (2005). Modelling of the scatter in short fatigue cracks growth kinetics in relation with the polycrystalline microstructure. *International Journal of Fatigue*, 27(5):471–480. → pages 36, 49, 50, 176
- BIRNBAUM, H. et SOFRONIS, P. (1994). Hydrogen-enhanced localized plasticity—a mechanism for hydrogen-related fracture. *Materials Science and Engineering : A*, 176(1-2):191–202. → page 40
- BOILEAU, J. M. et ALLISON, J. E. (2003). The effect of solidification time and heat treatment on the fatigue properties of a cast 319 aluminum alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34(9):1807–1820. → page 57
- BORBÉLY, A., MUGHRABI, H., EISENMEIER, G. et HÖPPEL, H. W. (2002). A finite element modelling study of strain localization in the vicinity of near-surface cavities as a cause of subsurface fatigue crack initiation. *International Journal of Fracture*, 115:227–232. → page 24
- BOUSSATTINE, Z. (2018). *Consequences of the thermal effects generated during fatigue crack growth on the mode one stress intensity factor*. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, France. → page 94
- BRADSHAW, F. J. et WHEELER, C. (1969). The influence of gaseous environment and fatigue frequency on the growth of fatigue cracks in some aluminum alloys. *International Journal of Fracture Mechanics*, 5(4):255–268. → pages 38, 40, 58, 62
- BROCHU, M., VERREMAN, Y., AJERSCH, F. et BOUCHARD, D. (2010). High cycle fatigue strength of permanent mold and rheocast aluminum 357 alloy. *International Journal of Fatigue*, 32(8):1233–1242. → pages 20, 21, 22, 23, 36, 49, 50, 127, 179

- BROCHU, M., VERREMAN, Y., AJERSCH, F. et BOUCHARD, D. (2012). Propagation of short fatigue cracks in permanent and semi-solid mold 357 aluminum alloy. *International Journal of Fatigue*, 36(1):120–129. → pages 36, 44, 50, 69, 70
- BUFFIERE, J. Y., MAIRE, E., ADRIEN, J., MASSE, J. P. et BOLLER, E. (2010). In Situ Experiments with X ray Tomography : an Attractive Tool for Experimental Mechanics. *Experimental Mechanics*, 50(3):289–305. → page 77
- BUFFIÈRE, J.-Y., SAVELLI, S., JOUNEAU, P., MAIRE, E. et FOUGÈRES, R. (2001). Experimental study of porosity and its relation to fatigue mechanisms of model Al–Si7–Mg0.3 cast Al alloys. *Materials Science and Engineering : A*, 316(1-2):115–126. → page 86
- BUNGE, H.-J. (1982). *Texture analysis in materials science : mathematical methods*. Butterworths, London ; Boston, english ed édition. → page 139
- BURNS, J., JONES, J., THOMPSON, A. et LOCKE, J. W. (2018). Fatigue crack propagation of aerospace aluminum alloy 7075-T651 in high altitude environments. *International Journal of Fatigue*, 106:196–207. → page 41
- CAMPBELL, J. (2003). *Castings*. Butterworth-Heinemann, Oxford, 2. ed édition. → pages 20, 81, 82
- CAMPOS-POZUELO, C., VANHILLE, C. et GALLEGO-JUAREZ, J. A. (2006). Comparative study of the nonlinear behavior of fatigued and intact samples of metallic alloys. *IEEE Transactions on Ultrasonics, Ferroelectrics, and Frequency Control*, 53(1):175–184. → pages 56, 67, 69, 115
- CANTRELL, J. H. et YOST, W. T. (2001). Nonlinear ultrasonic characterization of fatigue microstructures. *International Journal of Fatigue*, 23:487–490. → page 65
- CARTER, R. D., LEE, E. W., STARKE, E. A. et BEEVERS, C. J. (1984). The effect of microstructure and environment on fatigue crack closure of 7475 aluminum alloy. *Metallurgical Transactions A*, 15(3):555–563. → page 42
- CASTELLINI, P., MARTARELLI, M. et TOMASINI, E. (2006). Laser Doppler Vibrometry : Development of advanced solutions answering to technology’s needs. *Mechanical Systems and Signal Processing*, 20(6):1265–1285. → page 115
- CATON, M. J., JONES, J. W., MAYER, H., STANZL-TSCHEGG, S. et ALLISON, J. E. (2003). Demonstration of an endurance limit in cast 319 aluminum. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34(1):33–41. → pages 20, 48, 57, 127
- CATZ, C. (1996). Analyseurs de fourier. *Techniques de l’ingénieur. Mesures et contrôle*, 4(R1156). → page 116

- CHAPMAN, T., KAREH, K., KNOP, M., CONNOLLEY, T., LEE, P., AZEEM, M., RUGG, D., LINDLEY, T. et DYE, D. (2015). Characterisation of short fatigue cracks in titanium alloy IMI 834 using X-ray microtomography. *Acta Materialia*, 99:49–62. → pages 44, 45, 47, 110
- COLLINGS, E. W. (1986). *Applied Superconductivity, Metallurgy, and Physics of Titanium Alloys*. Springer US, Boston, MA. → page 139
- CONNESON, N., MAQUIN, F. et PIERRON, F. (2011). Experimental Energy Balance During the First Cycles of Cyclically Loaded Specimens Under the Conventional Yield Stress. *Experimental Mechanics*, 51(1):23–44. → pages 188, 197
- COUPER, M. J., NEESON, A. E. et GRIFFITHS, J. R. (1990). Casting defects and the fatigue behaviour of an aluminum casting alloy. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures*, 13(3):213–227. → page 22
- COUPRIE, M.-E., DENARD, J.-C., FARVACQUE, L., LE BEC, G., NADJI, A. et REVOL, J.-L. (2013). Le rayonnement synchrotron, une source de lumière dédiée à la recherche. *Reflète de la physique*, (34-35):18–23. → page 76
- DE BUSSAC, A. (1994). Prediction of the competition between surface and internal fatigue crack initiation in PM alloys. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 17(11):1319–1325. → pages 20, 24, 25, 29, 70, 217
- DESTUYNDER, P., DJAOUA, M. et LESCURE, S. (1983). Quelques remarques sur la mécanique de la rupture élastique. *Journal de Mécanique Théorique & Appliquée*, 2:113–135. → page 162
- DOWLING, N. E., SIVA PRASAD, K. et NARAYANASAMY, R. (2013). *Mechanical behavior of materials : engineering methods for deformation, fracture, and fatigue*. Pearson, Boston, Mass., 4. ed., internat. ed édition. → page 33
- DUQUETTE, D. J. et GELL, M. (1971). The effect of environment on the mechanism of Stage I fatigue fracture. *Metallurgical Transactions*, 2(5):1325–1331. → pages 38, 39
- DÉZÉCOT, S. (2016). *Caractérisation et modélisation du rôle des défauts microstructuraux dans la fatigue oligocyclique des alliages d'aluminium de fonderie : Application au procédé à modèle perdu*. Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, France. → page 44
- ENGLER-PINTO JR, C., SR, R. J. F., LASECKI, J. V., MAYER, H. et ALLISON, J. E. (2007). Effect of frequency and environment on high cycle fatigue of cast aluminium alloys. page 7. → pages 58, 59, 60, 62, 70, 127, 180
- FATIH, B., TINA, K., MARCEL, W., MARTINA, Z., ANGELIKA, B.-F. et CHRIST, H.-J. (2018). Crack growth behaviour of aluminium wrought alloys in the Very High

- Cycle Fatigue regime. *In MATEC Web of Conferences*, volume 165, page 7. → pages 41, 42, 60, 62, 70
- FITZKA, M., MAYER, H., SCHULLER, R., STANZL-TSCHEGG, S. E., PRZEORSKI, T. et KRUG, P. (2014). Variable amplitude loading of spray-formed hypereutectic aluminium silicon alloy DISPAL® S232 in the VHCF regime. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 37(9):945–957. → page 67
- FROUIN, J., MATIKAS, T. E., NA, J. K. et SATHISH, S. (1999). In-situ monitoring of acoustic linear and nonlinear behavior of titanium alloys during cycling loading. *In Nondestructive Evaluation of Aging Materials and Composites III*, volume 3585, pages 107–117. International Society for Optics and Photonics. → page 65
- GAO, M., WEI, R. P. et PAO, P. S. (1988). Chemical and metallurgical aspects of environmentally assisted fatigue crack growth in 7075-T651 aluminum alloy. *Metallurgical Transactions A*, 19(7):1739–1750. → pages 38, 40, 41, 61
- GAO, Y., STÖLKEN, J., KUMAR, M. et RITCHIE, R. (2007). High-cycle fatigue of nickel-base superalloy René 104 (ME3) : Interaction of microstructurally small cracks with grain boundaries of known character. *Acta Materialia*, 55(9):3155–3167. → page 159
- GAO, Y., YI, J., LEE, P. et LINDLEY, T. (2004). A micro-cell model of the effect of microstructure and defects on fatigue resistance in cast aluminum alloys. *Acta Materialia*, 52(19):5435–5449. → pages 22, 24
- GARAT, M. (2012). Propriétés des alliages d'aluminium de fonderie. *Techniques de l'ingénieur Métaux et alliages non ferreux*. Publisher : Editions T.I. → pages 81, 82
- GONZÁLEZ, R., GONZÁLEZ, A., TALAMANTES-SILVA, J., VALTIERRA, S., MERCADO-SOLÍS, R. D., Garza-Montes-de OCA, N. F. et COLÁS, R. (2013). Fatigue of an aluminium cast alloy used in the manufacture of automotive engine blocks. *International Journal of Fatigue*, 54:118–126. → pages 20, 24
- GOPALAN, P. et MARGOLIN, H. (1991). Elastic stresses, twin boundaries and fatigue cracking. *Materials Science and Engineering : A*, 142(1):11–23. → page 159
- GUENNEC, B., UENO, A., SAKAI, T., TAKANASHI, M. et ITABASHI, Y. (2014). Effect of the loading frequency on fatigue properties of JIS S15C low carbon steel and some discussions based on micro-plasticity behavior. *International Journal of Fatigue*, 66:29–38. → pages 56, 57, 62
- GUERCHAIS, R., ROBERT, C., MOREL, F. et SAINTIER, N. (2014). Micromechanical study of the loading path effect in high cycle fatigue. *International Journal of Fatigue*, 59:64–75. → page 141
- HALL, E. O. (1951). The Deformation and Ageing of Mild Steel : III Discussion of Results. *Proceedings of the Physical Society. Section B*, 64:747–752. → page 50

- HAN, S.-W., KUMAI, S. et SATO, A. (2002). Effects of solidification structure on short fatigue crack growth in Al-7%Si-0.4%Mg alloy castings. *Materials Science and Engineering : A*, 332(1-2):56-63. → pages 22, 47, 49
- HENAFF, G., MARCHAL, K. et PETIT, J. (1995). On fatigue crack propagation enhancement by a gaseous atmosphere : experimental and theoretical aspects. *Acta Metallurgica et Materialia*, 43(8):2931-2942. → pages 39, 86
- HENAFF, G., ODEMER, G. et TONNEAUMOREL, A. (2007). Environmentally-assisted fatigue crack growth mechanisms in advanced materials for aerospace applications. *International Journal of Fatigue*, 29(9-11):1927-1940. → pages 38, 39, 40, 61, 151
- HERBIG, M., KING, A., REISCHIG, P., PROUDHON, H., LAURIDSEN, E. M., MARROW, J., BUFFIÈRE, J.-Y. et LUDWIG, W. (2011). 3-D growth of a short fatigue crack within a polycrystalline microstructure studied using combined diffraction and phase-contrast X-ray tomography. *Acta Materialia*, 59(2):590-601. → pages 50, 138
- HOBSON, P., BROWN, M. et DE LOS RIOS, E. (1986). Two phase of short crack growth in a medium carbon steel. *Mechanical Engineering Publications*, pages 441-459. → page 35
- HOLPER, B., MAYER, H., VASUDEVAN, A. et STANZL-TSCHEGG, S. (2003). Near threshold fatigue crack growth in aluminium alloys at low and ultrasonic frequency : Influences of specimen thickness, strain rate, slip behaviour and air humidity. *International Journal of Fatigue*, 25(5):397-411. → pages 42, 56, 57, 58, 60, 61, 62, 70, 151, 153, 180
- HOLPER, B., MAYER, H., VASUDEVAN, A. et STANZL-TSCHEGG, S. (2004). Near threshold fatigue crack growth at positive load ratio in aluminium alloys at low and ultrasonic frequency : influences of strain rate, slip behaviour and air humidity. *International Journal of Fatigue*, 26(1):27-38. → pages 57, 58, 60, 62, 153
- HONG, Y., LEI, Z., SUN, C. et ZHAO, A. (2014). Propensities of crack interior initiation and early growth for very-high-cycle fatigue of high strength steels. *International Journal of Fatigue*, 58:144-151. → pages 160, 181, 218
- HONG, Y. et SUN, C. (2017). The nature and the mechanism of crack initiation and early growth for very-high-cycle fatigue of metallic materials – An overview. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 92:331-350. → pages 26, 28, 29, 30, 51, 62, 70, 88
- HOR, A., SAINTIER, N., ROBERT, C., PALIN-LUC, T. et MOREL, F. (2014). Statistical assessment of multiaxial HCF criteria at the grain scale. *International Journal of Fatigue*, 67:151-158. → pages 141, 145
- HÖPPEL, H., MAY, L., PRELL, M. et GÖKEN, M. (2011). Influence of grain size and precipitation state on the fatigue lives and deformation mechanisms of CP aluminium

- and AA6082 in the VHCF-regime. *International Journal of Fatigue*, 33(1):10–18. → page 29
- HUNTINGTON, H. (1958). The Elastic Constants of Crystals. *In Solid State Physics*, volume 7, pages 213–351. Elsevier. → page 138
- HUTCHINSON, J. et SUO, Z. (1991). Mixed Mode Cracking in Layered Materials. *In Advances in Applied Mechanics*, volume 29, pages 63–191. Elsevier. → page 168
- IBEN HOURIA, M., NADOT, Y., FATHALLAH, R., ROY, M. et MAIJER, D. M. (2015). Influence of casting defect and SDAS on the multiaxial fatigue behaviour of A356-T6 alloy including mean stress effect. *International Journal of Fatigue*, 80:90–102. → pages 20, 21, 22, 141
- IRWIN, G. R. (1948). Fracture Dynamics, Fracturing of Metals. *American Society for Metals*, pages 147–166. → pages 164, 166
- IRWIN, G. R. (1958). Fracture. *In Handbuch der Physik*, page 551. Springer-Verlag, Berlin/ Heidelberg. → page 31
- JEDDI, D. et PALIN-LUC, T. (2018). A review about the effects of structural and operational factors on the gigacycle fatigue of steels. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 41(5):969–990. → page 56
- JHA, S. et RAVI CHANDRAN, K. (2003). An unusual fatigue phenomenon : duality of the S–N fatigue curve in the b-titanium alloy Ti-10V-2Fe-3Al. *Scripta Materialia*, 48(8):1207–1212. → page 26
- JHANG, K.-Y. (2009). Nonlinear ultrasonic techniques for nondestructive assessment of micro damage in material : A review. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*, 10(1):123–135. → pages 64, 114
- JHANG, K.-Y. et KIM, K.-C. (1999). Evaluation of material degradation using nonlinear acoustic effect. *Ultrasonics*, 37(1):39–44. → pages 64, 65, 118
- JUNET, A. (2020). *Etude des mécanismes de fissuration interne dans des alliages métalliques soumis à de la fatigue uniaxiale*. Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, France. → page 135
- JUNET, A., MESSEGER, A., BOULNAT, X., WECK, A., BOLLER, E., HELFEN, L. et BUFIERE, J.-Y. (2019). Fabrication of artificial defects to study internal fatigue crack propagation in metals. *Scripta Materialia*, 171:87–91. → pages 44, 73
- KAK, A. C. et SLANEY, M. (1999). *Principles of computerized tomographic imaging*. Classics in Applied Mathematics. Society for Industrial and Applied Mathematics. → page 75

- KAROLCZUK, A. et MACHA, E. (2005). A Review of Critical Plane Orientations in Multiaxial Fatigue Failure Criteria of Metallic Materials. *International Journal of Fracture*, 134(3-4):267–304. → pages 141, 180
- KAZHDAN, M., BOLITHO, M. et HOPPE, H. (2006). Poisson surface reconstruction. In *Proceedings of the fourth Eurographics symposium on Geometry processing*, volume 7, page 10. Konrad Polthier, Alla Sheffer. → page 234
- KIM, J.-Y., JACOBS, L. J., QU, J. et LITTLES, J. W. (2006). Experimental characterization of fatigue damage in a nickel-base superalloy using nonlinear ultrasonic waves. *The Journal of the Acoustical Society of America*, 120(3):1266–1273. → pages 65, 67
- KING, A., GUIGNOT, N., ZERBINO, P., BOULARD, E., DESJARDINS, K., BORDESSOULE, M., LECLERQ, N., LE, S., RENAUD, G., CERATO, M., BORNERT, M., LENOIR, N., DELZON, S., PERRILLAT, J.-P., LEGODEC, Y. et ITIÉ, J.-P. (2016). Tomography and imaging at the PSICHE beam line of the SOLEIL synchrotron. *Review of Scientific Instruments*, 87(9):093704. → page 77
- KING, A., LUDWIG, W., HERBIG, M., BUFFIÈRE, J.-Y., KHAN, A., STEVENS, N. et MARROW, T. (2011). Three-dimensional in situ observations of short fatigue crack growth in magnesium. *Acta Materialia*, 59(17):6761–6771. → pages 51, 138
- KING, A., REISCHIG, P., ADRIEN, J. et LUDWIG, W. (2013). First laboratory X-ray diffraction contrast tomography for grain mapping of polycrystals. *Journal of Applied Crystallography*, 46(6):1734–1740. → page 220
- KLINGBEIL, N. (2003). A total dissipated energy theory of fatigue crack growth in ductile solids. *International Journal of Fatigue*, 25(2):117–128. → page 69
- KOUTIRI, I., BELLETT, D., MOREL, F., AUGUSTINS, L. et ADRIEN, J. (2013). High cycle fatigue damage mechanisms in cast aluminium subject to complex loads. *International Journal of Fatigue*, 47:44–57. → pages 21, 22
- KREWERTH, D., LIPPMANN, T., WEIDNER, A. et BIERMANN, H. (2015). Application of full-surface view in situ thermography measurements during ultrasonic fatigue of cast steel G42CrMo4. *International Journal of Fatigue*, 80:459–467. → pages 68, 69, 119, 185
- KREWERTH, D., WEIDNER, A. et BIERMANN, H. (2013). Application of in situ thermography for evaluating the high-cycle and very high-cycle fatigue behaviour of cast aluminium alloy AlSi7Mg (T6). *Ultrasonics*, 53(8):1441–1449. → pages 56, 59, 60, 62, 68, 129
- KRUPP, U. (2007). *Fatigue Crack Propagation in Metals and Alloys*. WILEY-VCH. → pages 31, 32, 35, 36, 37, 42, 50, 51
- KUMAR, A., ADHARAPURAPU, R. R., JONES, J. W. et POLLOCK, T. M. (2011). In situ damage assessment in a cast magnesium alloy during very high cycle fatigue. *Scripta Materialia*, 64(1):65–68. → pages 66, 67

- KUMAR, A., TORBET, C. J., JONES, J. W. et POLLOCK, T. M. (2009). Nonlinear ultrasonics for in situ damage detection during high frequency fatigue. *Journal of Applied Physics*, 106(2):024904. → pages 56, 67, 69, 70, 104, 115
- KUMAR, A., TORBET, C. J., POLLOCK, T. M. et WAYNE JONES, J. (2010). In situ characterization of fatigue damage evolution in a cast Al alloy via nonlinear ultrasonic measurements. *Acta Materialia*, 58(6):2143–2154. → pages 22, 132
- LADOS, D., APELIAN, D. et DONALD, J. (2006). Fatigue crack growth mechanisms at the microstructure scale in Al–Si–Mg cast alloys : Mechanisms in the near-threshold regime. *Acta Materialia*, 54(6):1475–1486. → pages 37, 47, 48, 49
- LADOS, D. A. (2004). *Fatigue Crack Growth Mechanisms in Al-Si-Mg Alloys*. Thèse de doctorat, Worcester Polytechnic Institute, England. → page 73
- LANKFORD, J. (1982). The growth of small fatigue cracks in 7075-T6 aluminium. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 5(3):233–248. → pages 47, 50, 52, 70, 152, 161, 172
- LANKFORD, J. (1985). The influence of microstructure on the growth of small fatigue cracks. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 8(2):161–175. → pages 35, 36, 37, 47, 51
- LE, V.-D., MOREL, F., BELLETT, D., SAINTIER, N. et OSMOND, P. (2016a). Multiaxial high cycle fatigue damage mechanisms associated with the different microstructural heterogeneities of cast aluminium alloys. *Materials Science and Engineering : A*, 649: 426–440. → page 21
- LE, V.-D., MOREL, F., BELLETT, D., SAINTIER, N. et OSMOND, P. (2016b). Simulation of the Kitagawa-Takahashi diagram using a probabilistic approach for cast Al-Si alloys under different multiaxial loads. *International Journal of Fatigue*, 93:109–121. → page 21
- LEE, W.-S. et LIU, C.-Y. (2006). The effects of temperature and strain rate on the dynamic flow behaviour of different steels. *Materials Science and Engineering : A*, 426(1-2):101–113. → page 57
- LI, W., ENGLER-PINTO, C., CUI, H., WEN, W. et SU, X. (2016). Effect of Humidity on the Very High Cycle Fatigue Behavior of a Cast Aluminum Alloy. *SAE International Journal of Materials and Manufacturing*, 9(3):578–584. → pages 23, 58, 59, 60, 62, 129, 153, 180
- LOVRIC, G., MOKSO, R., SCHLEPÜTZ, C. M. et STAMPANONI, M. (2016). A multi-purpose imaging endstation for high-resolution micrometer-scaled sub-second tomography. *Physica Medica*, 32(12):1771–1778. → page 77

- LUDWIG, W., BUFFIÈRE, J.-Y., SAVELLI, S. et CLOETENS, P. (2003). Study of the interaction of a short fatigue crack with grain boundaries in a cast Al alloy using X-ray microtomography. *Acta Materialia*, 51(3):585–598. → pages 49, 50, 51, 149
- LUDWIG, W., KING, A., HERBIG, M., REISCHIG, P., MARROW, J., BABOUT, L., LAURIDSEN, E. M., PROUDHON, H. et BUFFIERE, J. Y. (2010). Characterization of polycrystalline materials using synchrotron X-ray imaging and diffraction techniques. *JOM*, 62(12):22–28. → pages 122, 135, 180
- LUO, Y., WU, S. C., HU, Y. N. et FU, Y. N. (2018). Cracking evolution behaviors of lightweight materials based on in situ synchrotron X-ray tomography : A review. *Frontiers of Mechanical Engineering*, 13(4):461–481. → pages 43, 63, 75
- LYNCH, S. (1988). Environmentally assisted cracking : Overview of evidence for an adsorption-induced localised-slip process. *Acta Metallurgica*, 36(10):2639–2661. → page 39
- LYNCH, S. (2011). Hydrogen embrittlement (HE) phenomena and mechanisms. *In Stress Corrosion Cracking*, pages 90–130. Elsevier. → page 40
- MAREAU, C., FAVIER, V., WEBER, B. et GALTIER, A. (2009). Influence of the free surface and the mean stress on the heat dissipation in steels under cyclic loading. *International Journal of Fatigue*, 31(8-9):1407–1412. → page 197
- MARINES-GARCIA, I., DOUCET, J. et BATHIAS, C. (2007). Development of a new device to perform torsional ultrasonic fatigue testing. *International Journal of Fatigue*, 29(9-11):2094–2101. → pages 237, 238
- MARTI, N., FAVIER, V., GREGORI, F. et SAINTIER, N. (2020). Correlation of the low and high frequency fatigue responses of pure polycrystalline copper with mechanisms of slip band formation. *Materials Science and Engineering : A*, 772:138619. → pages 57, 62, 70
- MAYER, H., PAPAKYRIACOU, M., PIPPAN, R. et STANZL-TSCHEGG, S. (2001). Influence of loading frequency on the high cycle fatigue properties of AlZnMgCu1.5 aluminium alloy. *Materials Science and Engineering : A*, 314(1-2):48–54. → pages 40, 57, 60, 61, 62, 127
- MAYER, H., SCHULLER, R. et FITZKA, M. (2013). Fatigue of 2024-T351 aluminium alloy at different load ratios up to 1010 cycles. *International Journal of Fatigue*, 57:113–119. → page 29
- MCDIARMID, D. L. (1991). A general criterion for high cycle multiaxial fatigue failure. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures*, 14(4):429–453. → pages 141, 180

- MCDONALD, S. A., REISCHIG, P., HOLZNER, C., LAURIDSEN, E. M., WITHERS, P. J., MERKLE, A. P. et FESER, M. (2015). Non-destructive mapping of grain orientations in 3D by laboratory X-ray microscopy. *Scientific Reports*, 5(1):14665. → page 220
- MCDOWELL, D. et DUNNE, F. (2010). Microstructure-sensitive computational modeling of fatigue crack formation. *International Journal of Fatigue*, 32(9):1521–1542. → pages 28, 47, 52, 70, 160, 161, 181, 218
- MCDOWELL, D., GALL, K., HORSTEMEYER, M. et FAN, J. (2003). Microstructure-based fatigue modeling of cast A356-T6 alloy. *Engineering Fracture Mechanics*, 70(1):49–80. → page 81
- MCDOWELL, D. L. (1996). Basic issues in the mechanics of high cycle metal fatigue. *International Journal of Fracture*, 80(2-3):103–145. → pages 28, 35, 49
- MILLER, K. (1993). The two threshold of fatigue behaviour. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. → pages 35, 36, 37
- MILLER, K. J. (1987). The behaviour of short fatigue cracks and their initiation. Part II : a general summary. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 10(2):93–113. → page 28
- MOREL, F. (2000). A critical plane approach for life prediction of high cycle fatigue under multiaxial variable amplitude loading. *International Journal of Fatigue*, 22(2):101–119. → pages 141, 180
- MOËS, N. et BELYTSCHKO, T. (2002). X-FEM, de nouvelles frontières pour les éléments finis. *Revue Européenne des Éléments Finis*, 11(2-4):305–318. → page 162
- MU, P., NADOT, Y., NADOT-MARTIN, C., CHABOD, A., SERRANO-MUNOZ, I. et VERDU, C. (2014a). Influence of casting defects on the fatigue behavior of cast aluminum AS7G06-T6. *International Journal of Fatigue*, 63:97–109. → pages 20, 21, 22, 24, 73, 125, 126, 179
- MU, P., NADOT, Y., SERRANO-MUNOZ, I. et CHABOD, A. (2014b). Multiaxial fatigue design of cast parts : Influence of complex defect on cast AS7G06-T6. *Engineering Fracture Mechanics*, 131:315–328. → pages 141, 142
- MUGHRABI, H. (2002). On 'multi-stage' fatigue life diagrams and the relevant life-controlling mechanisms in ultrahigh-cycle fatigue. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 25(8-9):755–764. → pages 20, 25, 26, 27, 30, 51, 70, 217
- MURAKAMI, Y. et ENDO, M. (1983). Quantitative evaluation of fatigue strength of metals containing various small defects or cracks. *Engineering Fracture Mechanics*, 17(1):1–15. → page 21

- MURAKAMI, Y., NOMOTO, T. et UEDA, T. (1999). Factors influencing the mechanism of superlong fatigue failure in steels. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 22(7):581–590. → pages 70, 217
- MURAKAMI, Y., YOKOYAMA, N. N. et NAGATA, J. (2002). Mechanism of fatigue failure in ultralong life regime. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 25(8-9):735–746. → pages 29, 56
- NAKAMURA, T. et YOSHINAKA, F. (2019). Effects of vacuum-like environment on small internal crack growth processes in very high cycle fatigue. *Procedia Structural Integrity*, 14:978–985. → page 44
- NAKAMURA, T., YOSHINAKA, F., NAKAYAMA, S., OGUMA, H., SHIOZAWA, D., NAKAI, Y. et UESUGI, K. (2016). Detection of small internal fatigue cracks in Ti-6Al-4V by using synchrotron radiation micro-CT imaging. *Mechanical Engineering Letters*, 2:16–00233. → page 44
- NARAGANI, D., SANGID, M. D., SHADE, P. A., SCHUREN, J. C., SHARMA, H., PARK, J.-S., KENESEI, P., BERNIER, J. V., TURNER, T. J. et PARR, I. (2017). Investigation of fatigue crack initiation from a non-metallic inclusion via high energy x-ray diffraction microscopy. *Acta Materialia*, 137:71–84. → page 44
- NAVARRO, A. et DE LOS RIOS, E. (1988). A microstructurally-short fatigue crack growth equation. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 11(5):383–396. → page 35
- NAYHUMWA, C., GREEN, N. R. et CAMPBELL, J. (2001). Influence of casting technique and hot isostatic pressing on the fatigue of an Al-7Si-Mg alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32(2):349–358. → pages 82, 83
- NEU, R. W. (2019). Crack paths in single-crystal Ni-base superalloys under isothermal and thermomechanical fatigue. *International Journal of Fatigue*, 123:268–278. → page 35
- NICOLETTO, G., KONEČNÁ, R. et FINTOVA, S. (2012). Characterization of microshrinkage casting defects of Al-Si alloys by X-ray computed tomography and metallography. *International Journal of Fatigue*, 41:39–46. → pages 20, 29, 70, 217
- NIKITIN, A. (2015). *La fatigue gigacyclique d'un alliage de titane*. Thèse de doctorat, Université Paris Ouest Nanterre La Defense, France. → pages 99, 237, 238
- NIKITIN, A., BATHIAS, C. et PALIN-LUC, T. (2015). A new piezoelectric fatigue testing machine in pure torsion for ultrasonic gigacycle fatigue tests : application to forged and extruded titanium alloys. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 38(11):1294–1304. → page 99

- NIKITIN, A., PALIN-LUC, T. et SHANYAVSKIY, A. (2016). Crack initiation in VHCF regime on forged titanium alloy under tensile and torsion loading modes. *International Journal of Fatigue*, 93:318–325. → pages 28, 29, 99
- OCHI, Y., MATSUMURA, T., MASAKI, K. et YOSHIDA, S. (2002). High-cycle rotating bending fatigue property in very long-life regime of high-strength steels. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 25(8-9):823–830. → page 29
- OGER, L., LAFOURESSE, M. C., ODEMER, G., PEGUET, L. et BLANC, C. (2017). Hydrogen diffusion and trapping in a low copper 7xxx aluminium alloy investigated by Scanning Kelvin Probe Force Microscopy. *Materials Science and Engineering : A*, 706:126–135. → page 87
- OUARABI, M. O. (2018). *Influence de la fréquence de chargement sur la résistance à l'amorçage et la croissance des fissures de fatigue dans les aciers utilisés pour des applications mécaniques exigeantes*. Thèse de doctorat, Université Paris Nanterre, France. → pages 94, 104, 109
- PAOLINO, D. S., TRIDELLO, A., FIOCCHI, J., BIFFI, C. A., CHIANDUSSI, G., ROSSETTO, M. et TUISSI, A. (2019). VHCF Response up to 10^9 Cycles of SLM AlSi10Mg Specimens Built in a Vertical Direction. *Applied Sciences*, 9(15):2954. → page 29
- PAPAKYRIACOU, M., MAYER, H., FUCHS, U., STANZL-TSCHEGG, S. E. et WEI, R. P. (2002). Influence of atmospheric moisture on slow fatigue crack growth at ultrasonic frequency in aluminium and magnesium alloys. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 25(8-9):795–804. → pages 57, 58
- PARIS, P. C. (1964). Fatigue - the fracture mechanics approach. *In Fatigue an Interdisciplinary Approach*, page 107. Syracuse University Press. → page 34
- PERONA, P. et MALIK, J. (1990). Scale-space and edge detection using anisotropic diffusion. *IEEE Transactions on Pattern Analysis and Machine Intelligence*, 12(7):629–639. → page 233
- PETIT, J., HENAFF, G. et SARRAZIN-BAUDOUX, C. (2000). Mechanisms and modeling of near-threshold fatigue crack propagation. *ASTM Special Technical Publication*, (1372): 3–30. → page 40
- PETIT, J. et SARRAZIN-BAUDOUX, C. (2006). An overview on the influence of the atmosphere environment on ultra-high-cycle fatigue and ultra-slow fatigue crack propagation. *International Journal of Fatigue*, 28(11):1471–1478. → pages 38, 39, 40, 41
- PETIT, J. et SARRAZIN-BAUDOUX, C. (2010). Some critical aspects of low rate fatigue crack propagation in metallic materials. *International Journal of Fatigue*, 32(6):962–970. → pages 35, 36, 37, 38, 42, 47, 52, 70, 161

- PINEAU, A. (2015). Crossing grain boundaries in metals by slip bands, cleavage and fatigue cracks. *Philosophical Transactions of the Royal Society A : Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 373(2038):20140131. → page 159
- PÉREZ-MORA, R. (2010). *Study of the fatigue strength in the gigacycle regime of metallic alloys used in aeronautics and off-shore industries*. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, France. → pages 29, 55, 59, 94, 104, 109, 129
- PÉREZ-MORA, R., PALIN-LUC, T., BATHIAS, C. et PARIS, P. C. (2015). Very high cycle fatigue of a high strength steel under sea water corrosion : A strong corrosion and mechanical damage coupling. *International Journal of Fatigue*, 74:156–165. → page 104
- RANC, N. (2014). Contribution à l'étude du comportement thermomécanique des matériaux solides et des structures. Habilitation à diriger des recherches. → page 202
- RANC, N., PALIN-LUC, T. et PARIS, P. (2011). Thermal effect of plastic dissipation at the crack tip on the stress intensity factor under cyclic loading. *Engineering Fracture Mechanics*, 78(6):961–972. → page 203
- RANC, N., PALIN-LUC, T., PARIS, P. C. et SAINTIER, N. (2014). About the effect of plastic dissipation in heat at the crack tip on the stress intensity factor under cyclic loading. *International Journal of Fatigue*, 58:56–65. → pages 69, 203
- RANC, N., WAGNER, D. et PARIS, P. C. (2008). Study of thermal effects associated with crack propagation during very high cycle fatigue tests. *Acta Materialia*, 56(15):4012–4021. → pages 56, 68, 70, 119, 185
- RAVICHANDRAN, K., CHANG, P. et CASHMAN, G. (2010). Competing failure modes and complex S–N curves in fatigue of structural materials. *International Journal of Fatigue*, 32(3):482–491. → page 29
- RAVICHANDRAN, K. et LI, X.-D. (2000). Fracture mechanical character of small cracks in polycrystalline materials : concept and numerical K calculations. *Acta Materialia*, 48(2):525–540. → page 51
- RAVICHANDRAN, K. S. et LARSEN, J. M. (1997). Effects of crack aspect ratio on the behavior of small surface cracks in fatigue : Part II. Experiments on a titanium (Ti-8Al) alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 28(1):157–169. → pages 36, 37, 47, 52, 70, 161, 181
- RICE, J. (1967). Mechanics of Crack Tip Deformation and Extension by Fatigue. *Fatigue Crack Propagation*, page 247. → pages 34, 35
- RICE, J. et ROSENGREN, G. (1968). Plane strain deformation near a crack tip in power-law hardening material. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 16:1–12. → page 202

- RICHARD, S., GASQUÈRES, C., SARRAZIN-BAUDOUX, C. et PETIT, J. (2010). Coupled influence of microstructure and atmosphere environment on fatigue crack path in new generation Al alloys. *Engineering Fracture Mechanics*, 77(11):1941–1952. → pages 37, 38, 42, 43, 70
- ROBERT, C., SAINTIER, N., PALIN-LUC, T. et MOREL, F. (2012). Micro-mechanical modelling of high cycle fatigue behaviour of metals under multiaxial loads. *Mechanics of Materials*, 55:112–129. → page 145
- RODOPOULOS, C. (2002). Theoretical analysis on the behaviour of short fatigue cracks. *International Journal of Fatigue*, 24(7):719–724. → page 36
- ROTELLA, A. (2018). *Fatigue d'un alliage d'aluminium moulé A357-T6 : rôle de la morphologie, de la position des défauts et application à une structure pour le calcul de la durée de vie en fatigue*. Thèse de doctorat, ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique, France. → pages 42, 73, 129, 151, 152, 172, 173, 178, 179, 180, 218
- ROTELLA, A., NADOT, Y., PIELLARD, M., AUGUSTIN, R. et FLEURIOT, M. (2018). Fatigue limit of a cast Al-Si-Mg alloy (A357-T6) with natural casting shrinkages using ASTM standard X-ray inspection. *International Journal of Fatigue*, 114:177–188. → page 21
- ROTELLA, A., NADOT, Y., PIELLARD, M., AUGUSTIN, R. et FLEURIOT, M. (2020). Influence of defect morphology and position on the fatigue limit of cast Al alloy : 3D characterization by X-ray microtomography of natural and artificial defects. *Materials Science and Engineering : A*, 785:139347. → page 100
- ROY, M., NADOT, Y., MAIJER, D. M. et BENOIT, G. (2012). Multiaxial fatigue behaviour of A356-T6. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 35(12):1148–1159. → page 141
- ROY, M., NADOT, Y., NADOT-MARTIN, C., BARDIN, P.-G. et MAIJER, D. (2011). Multiaxial Kitagawa analysis of A356-T6. *International Journal of Fatigue*, 33(6):823–832. → pages 21, 22
- SADEK, M., BERGSTRÖM, J., HALLBÄCK, N. et BURMAN, C. (2016). Computation of and testing crack growth at 20 kHz load frequency. *Procedia Structural Integrity*, 2:1164–1172. → page 104
- SARRAZIN-BAUDOUX, C., STANZL-TSCHEGG, S., SCHÖNBAUER, B. et PETIT, J. (2016). Ultra-slow Fatigue Crack Propagation in Metallic Alloys. *Procedia Engineering*, 160:151–157. → pages 60, 62
- SAUZAY, M. (2006). Effet de l'anisotropie élastique cristalline sur la distribution des facteurs de Schmid à la surface des polycristaux. *Comptes Rendus Mécanique*, 334(6):353–361. → pages 138, 145

- SCHAEF, W., MARX, M., VEHOFF, H., HECKL, A. et RANDELZHOFFER, P. (2011). A 3-D view on the mechanisms of short fatigue cracks interacting with grain boundaries. *Acta Materialia*, 59(5):1849–1861. → page 159
- SCHIJVE, J. (2009). *Fatigue of structures and materials*. Springer, Dordrecht, second édition. → pages 32, 33, 34
- SCHNEIDER, N., BÖDECKER, J., BERGER, C. et OECHSNER, M. (2016). Frequency effect and influence of testing technique on the fatigue behaviour of quenched and tempered steel and aluminium alloy. *International Journal of Fatigue*, 93:224–231. → pages 57, 58, 62, 127
- SEO, J. H., RYU, J.-H. et LEE, D. N. (2003). Formation of Crystallographic Etch Pits during AC Etching of Aluminum. *Journal of The Electrochemical Society*, 150(9):B433. → page 158
- SERRANO-MUNOZ, I. (2014). *Influence of casting defects on the fatigue behaviour of an A357-T6 aerospace alloy*. Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, France. → pages 24, 39, 73, 76, 79, 80, 129
- SERRANO-MUNOZ, I., BUFFIERE, J.-Y., MOKSO, R., VERDU, C. et NADOT, Y. (2017). Location, location & size : defects close to surfaces dominate fatigue crack initiation. *Scientific Reports*, 7(1):45239. → pages 14, 20, 24, 30, 44, 46, 51, 63, 70, 75, 217
- SERRANO-MUNOZ, I., BUFFIERE, J.-Y. et VERDU, C. (2018). Casting defects in structural components : Are they all dangerous? A 3D study. *International Journal of Fatigue*, 117:471–484. → page 44
- SERRANO-MUNOZ, I., BUFFIERE, J.-Y., VERDU, C., GAILLARD, Y., MU, P. et NADOT, Y. (2016). Influence of surface and internal casting defects on the fatigue behaviour of A357-T6 cast aluminium alloy. *International Journal of Fatigue*, 82:361–370. → pages 13, 24, 42, 43, 45, 51, 70, 85, 128, 129, 149, 150, 151, 153, 179, 180, 218
- SHIOZAWA, K., LU, L. et ISHIHARA, S. (2001). S-N curve characteristics and subsurface crack initiation behaviour in ultra-long life fatigue of a high carbon-chromium bearing steel. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 24(12):781–790. → page 29
- STANZL-TSCHEGG, S. (2014). Very high cycle fatigue measuring techniques. *International Journal of Fatigue*, 60:2–17. → page 56
- STANZL-TSCHEGG, S., MUGHRABI, H. et SCHOENBAUER, B. (2007). Life time and cyclic slip of copper in the VHCF regime. *International Journal of Fatigue*, 29(9-11):2050–2059. → page 27

- STANZL-TSCHEGG, S. E., MAYER, H. R., BESTE, A. et KROLL, S. (1995). Fatigue and fatigue crack propagation in AISi7Mg cast alloys under in-service loading conditions. *International Journal of Fatigue*, 17(2):149–155. → page 49
- TADA, H., PARIS, P. C. et IRWIN, G. R. (2000). *The stress analysis of cracks handbook*. ASME press New York, 3eme édition. → pages 32, 162, 221
- TANAKA, K. et AKINIWA, Y. (1989). Propagation and Non-propagation of Small Fatigue Cracks. In *Proceedings of The 7th International Conference On Fracture (ICF7)*, pages 869–887. Elsevier. → pages 37, 47, 48, 152, 172, 181
- TANAKA, K. et AKINIWA, Y. (2002). Fatigue crack propagation behaviour derived from S-N data in very high cycle regime. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 25(8-9):775–784. → page 29
- TAYLOR, D. et KNOTT, J. F. (1981). Fatigue crack propagation behaviour of short cracks ; the effect of microstructure. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 4(2):147–155. → pages 36, 47
- TENKAMP, J., KOCH, A., KNORRE, S., KRUPP, U., MICHELS, W. et WALTHER, F. (2018). Defect-correlated fatigue assessment of A356-T6 aluminum cast alloy using computed tomography based Kitagawa-Takahashi diagrams. *International Journal of Fatigue*, 108:25–34. → pages 21, 22
- TINA, K., FATIH, B., MARCEL, W., HANS-JÜRGEN, C., ANGELIKA, B.-F. et MARTINA, Z. (2018). Influence of microstructural discontinuities on the behaviour of long cracks in the VHCF regime for the aluminium alloys EN AW 6082 and EN AW 5083. *MATEC Web of Conferences*, page 6. → page 60
- TOKAJI, K. et OGAWA, T. (1992). The growth behaviour of microstructurally small fatigue cracks in metals. *Mechanical Engineering Publications*, pages 85–99. → pages 36, 47, 181
- TORABIAN, N., FAVIER, V., DIRRENBERGER, J., ADAMSKI, F., ZIAEI-RAD, S. et RANC, N. (2017). Correlation of the high and very high cycle fatigue response of ferrite based steels with strain rate-temperature conditions. *Acta Materialia*, 134:40–52. → pages 57, 62
- TREACY, G. M. et BRESLIN, C. B. (1998). Electrochemical studies on single-crystal aluminium surfaces. *Electrochimica Acta*, 43(12-13):1715–1720. → page 158
- VASUDEVAN, A. et SADANANDA, K. (2009). Classification of environmentally assisted fatigue crack growth behavior. *International Journal of Fatigue*, 31(11-12):1696–1708. → pages 38, 40

- VASUDEVAN, A., SADANANDA, K. et HOLTZ, R. (2005). Analysis of vacuum fatigue crack growth results and its implications. *International Journal of Fatigue*, 27(10-12):1519–1529. → page 40
- WAGNER, D., RANC, N., BATHIAS, C. et PARIS, P. (2009). Fatigue crack initiation detection by an infrared thermography method. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 33:12–21. → pages 56, 63, 68, 69, 70, 119, 160, 181, 185, 218
- WANG, Q. (2002). Effect of inclusion on subsurface crack initiation and gigacycle fatigue strength. *International Journal of Fatigue*, 24(12):1269–1274. → page 26
- WANG, Q., APELIAN, D. et LADOS, D. (2001a). Fatigue behavior of A356/357 aluminum cast alloys Part II : Effect of microstructural constituents. *Journal of Light Metals*, 1:85–97. → pages 22, 23, 78
- WANG, Q. G., APELIAN, D. et LADOS, D. A. (2001b). Fatigue behavior of A356-T6 aluminum cast alloys. Part I. Effect of casting defects. *Journal of Light Metals*, 1:74–84. → pages 20, 21, 22, 29, 70, 127, 179, 217
- WANG, Q. G., CREPEAU, P. N., DAVIDSON, C. J. et GRIFFITHS, J. R. (2006). Oxide films, pores and the fatigue lives of cast aluminum alloys. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 37(6):887–895. → pages 20, 29, 70, 82, 217
- WEI, L., PAN, Q., HUANG, H., FENG, L. et WANG, Y. (2014). Influence of grain structure and crystallographic orientation on fatigue crack propagation behavior of 7050 alloy thick plate. *International Journal of Fatigue*, 66:55–64. → page 51
- WEI, R. P., PAO, P. S., HART, R. G., WEIR, T. W. et SIMMONS, G. W. (1980). Fracture mechanics and surface chemistry studies of fatigue crack growth in an aluminum alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 11(1):151–158. → pages 39, 41, 61, 86
- WESTERGAARD, H. (1939). Bearing Pressure and Cracks. *Journal of Applied Mechanics*, 6:A49–A53. → page 31
- WILLIAMS, M. L. (1957). On the Stress Distribution at the Base of a Stationary Crack. *Journal of Applied Mechanics*, 24:109–114. → page 221
- WILLMOTT, P. (2019). *An introduction to synchrotron radiation techniques and applications*. John Wiley & Sons. → pages 76, 233
- WILSON, P. (2017). *Statistical Inference of Defect population for the Study and Simulation of the Low-Cycle Fatigue of a Cast Aluminium Alloy*. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, France. → pages 20, 70
- WITHERS, P. J. et PREUSS, M. (2012). Fatigue and damage in structural materials studied by X-Ray tomography. *Annual Review of Materials Research*, 42(1):81–103. → pages 43, 62, 73, 75

- WU, T. et BATHIAS, C. (1994). Application of fracture mechanics concepts in ultrasonic fatigue. *Engineering Fracture Mechanics*, 47(5):683–690. → pages 102, 103, 104
- XU, L., WANG, Q. et ZHOU, M. (2018). Micro-crack initiation and propagation in a high strength aluminum alloy during very high cycle fatigue. *Materials Science and Engineering : A*, 715:404–413. → pages 160, 181, 218
- XUE, H., SUN, Z., ZHANG, X., GAO, T. et LI, Z. (2018). Very High Cycle Fatigue of a Cast Aluminum Alloy : Size Effect and Crack Initiation. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 27(10):5406–5416. → page 29
- YASUDA, M., WEINBERG, F. et TROMANS, D. (1990). Pitting Corrosion of Al and Al-Cu Single Crystals. *J. Electrochem. Soc.*, 137(12):8. → page 158
- YI, J., LEE, P., LINDLEY, T. et FUKUI, T. (2006). Statistical modeling of microstructure and defect population effects on the fatigue performance of cast A356-T6 automotive components. *Materials Science and Engineering : A*, 432(1-2):59–68. → page 83
- YODER, C., COOLEY, L. et CROOKER, T. (1982). On Microstructural Control of Near Threshold Fatigue Crack Growth in 7000-Series Aluminium Alloys. *Scripta Materialia*, 16(1021). → page 36
- YOSHINAKA, F., NAKAMURA, T., NAKAYAMA, S., SHIOZAWA, D., NAKAI, Y. et UESUGI, K. (2016). Non-destructive observation of internal fatigue crack growth in Ti-6Al-4V by using synchrotron radiation micro-CT imaging. *International Journal of Fatigue*, 93:397–405. → pages 24, 28, 44, 45, 46, 47, 51, 63, 70, 73, 75, 110, 217
- YOSHINAKA, F., NAKAMURA, T., TAKEUCHI, A., UESUGI, M. et UESUGI, K. (2019). Initiation and growth behaviour of small internal fatigue cracks in Ti-6Al-4V via synchrotron radiation microcomputed tomography. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 42(9):2093–2105. → pages 24, 28, 36, 44, 70
- ZCRACKS (2020). Z-cracks - 3D fracture mechanics simulation - http://zset-software.com/wordpress/wp-content/uploads/manuals/zcracks_tutorial.pdf. → page 162
- ZENG, L., SAKAMOTO, J., FUJII, A. et NOGUCHI, H. (2014). Role of eutectic silicon particles in fatigue crack initiation and propagation and fatigue strength characteristics of cast aluminum alloy A356. *Engineering Fracture Mechanics*, 115:1–12. → page 22
- ZERBST, U., MADIA, M., KLINGER, C., BETTGE, D. et MURAKAMI, Y. (2019). Defects as a root cause of fatigue failure of metallic components. I : Basic aspects. *Engineering Failure Analysis*, 97:777–792. → pages 20, 29
- ZHAI, T., JIANG, X., LI, J., GARRATT, M. et BRAY, G. (2005). The grain boundary geometry for optimum resistance to growth of short fatigue cracks in high strength Al-alloys. *International Journal of Fatigue*, 27(10-12):1202–1209. → pages 50, 51

- ZHAI, T., WILKINSON, A. et MARTIN, J. (2000). A crystallographic mechanism for fatigue crack propagation through grain boundaries. *Acta Materialia*, 48(20):4917–4927. → pages 50, 51, 159
- ZHANG, H., TODA, H., QU, P., SAKAGUCHI, Y., KOBAYASHI, M., UESUGI, K. et SUZUKI, Y. (2009). Three-dimensional fatigue crack growth behavior in an aluminum alloy investigated with in situ high-resolution synchrotron X-ray microtomography. *Acta Materialia*, 57(11):3287–3300. → pages 43, 63, 73, 75
- ZHANG, X. P., WANG, C. H., YE, L. et MAI, Y. W. (2002). In situ investigation of small fatigue crack growth in poly-crystal and single-crystal aluminium alloys. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 25(2):141–150. → pages 35, 36, 37, 47
- ZHANG, Y. H. et EDWARDS, L. (1994). On the blocking effect of grain boundaries on small crystallographic fatigue crack growth. *Materials Science and Engineering : A*, 188(1-2):121–132. → page 159
- ZHAO, A., XIE, J., SUN, C., LEI, Z. et HONG, Y. (2012). Effects of strength level and loading frequency on very-high-cycle fatigue behavior for a bearing steel. *International Journal of Fatigue*, 38:46–56. → page 56
- ZHU, X., JONES, J. et ALLISON, J. (2008). Effect of Frequency, Environment, and Temperature on Fatigue Behavior of E319 Cast Aluminum Alloy : Stress-Controlled Fatigue Life Response. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 39(11):2681–2688. → page 57
- ZHU, X., SHYAM, A., JONES, J., MAYER, H., LASECKI, J. et ALLISON, J. (2006). Effects of microstructure and temperature on fatigue behavior of E319-T7 cast aluminum alloy in very long life cycles. *International Journal of Fatigue*, 28(11):1566–1571. → pages 20, 23, 24, 29, 78

Étude de l'amorçage et de la propagation de fissures de fatigue internes courtes en régime gigacyclique dans un alliage d'aluminium de fonderie

Résumé :

Le procédé de fonderie permet de produire en grande série des pièces à géométrie complexe à faible coût. Cependant, les défauts inhérents à ce procédé de fabrication (soulèvements, retassures, etc.) sont des sites privilégiés d'amorçage de fissures de fatigue. La position d'un défaut par rapport à la surface de la pièce influence sa nocivité et sur la résistance en fatigue du composant. Les connaissances actuelles sur les mécanismes d'amorçage et de propagation de fissures de fatigue internes sont bien moins développées que celles sur les fissures amorcées à partir de défauts de surface. L'objectif de ce travail est donc de caractériser les mécanismes et cinétiques d'amorçage et de propagation de fissures de fatigue internes courtes dans l'alliage d'aluminium moulé A357-T6. Pour cela, un dispositif expérimental permettant d'observer l'amorçage et la propagation de fissures de fatigue internes par tomographie synchrotron in-situ et thermographie infrarouge a été développé. Les données de tomographie ont permis de quantifier les cinétiques de propagation de fissures internes. Les étendues des facteurs d'intensité des contraintes ont été calculées par éléments finis le long des fronts de fissures en supposant le matériau homogène. Par ailleurs, la microstructure des éprouvettes a été caractérisée par tomographie à contraste de diffraction (DCT) ce qui a permis de réaliser des calculs sur agrégats polycristallins afin de mieux comprendre les interactions entre fissures et microstructure. Enfin, grâce à des simulations thermomécaniques par éléments finis, les élévations de température en surface des éprouvettes, mesurées par thermographie infrarouge, ont pu être corrélées aux évolutions 3D des fronts de fissures observées par tomographie.

Mots clés : fatigue, fissure interne courte, amorçage, propagation, tomographie X in-situ, thermographie infrarouge in-situ

Abstract :

Casting allows the mass production of parts with complex geometry at a low cost. However, defects inherent to the manufacturing process (pores, shrinkages, etc.) are natural stress concentrators and act as a major cause of fatigue crack initiation. The defect position from the part surface influences its harmfulness and the fatigue strength of the component. Initiation and propagation mechanisms of internal fatigue cracks are currently less studied than those emanating from surface defects. The purpose of this work is to characterize short internal fatigue crack initiation and propagation mechanisms and kinetics in the A357-T6 cast aluminium alloy. An experimental testing device allowing the observation of internal fatigue crack initiation and propagation by in-situ synchrotron tomography and infrared thermography was developed. The propagation kinetics of internal cracks were quantified through tomographic data processing. Stress intensity factor ranges were calculated by finite element analysis along the crack fronts assuming homogeneous material. In addition, the microstructure of the specimens was characterized by diffraction contrast tomography (DCT) which allowed polycrystalline aggregates simulation in order to better understand the interactions between cracks and microstructure. Finally, thanks to finite element thermomechanical simulations, the surface temperature increases of the specimens, measured by infrared thermography, were correlated to the 3D evolution of the crack fronts observed by tomography.

Keywords : fatigue, internal short crack, initiation, propagation, in-situ X-ray tomography, in-situ infrared thermography