



HAL
open science

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

Antonio Rotella

► To cite this version:

Antonio Rotella. 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. Autre. ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique - Poitiers, 2017. Français. NNT : 2017ESMA0019 . tel-01692427

HAL Id: tel-01692427

<https://theses.hal.science/tel-01692427>

Submitted on 25 Jan 2018

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

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

THÈSE

Pour l'obtention du Grade de
**DOCTEUR DE L'ÉCOLE NATIONALE SUPERIEURE DE
MÉCANIQUE ET D'AÉROTECHNIQUE**
(Diplôme National – Arrêté du 25 mai 2016)

École Doctorale :
Sciences et Ingénierie en Matériaux, Mécanique, Energétique et Aéronautique

Secteur de Recherche :
Mécanique des Solides, des Matériaux, des Structures et des Surfaces

Présentée par :

Antonio ROTELLA

**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**

Directeur de thèse : Yves NADOT

Soutenue le 05 Octobre 2017

Devant la Commission d'Examen

JURY

Président :

Habibou MAITOURNAM Professeur, IMSIA UME, Paris

Rapporteurs :

Jean-Yves BUFFIÈRE Professeur, MATEIS, INSA, Lyon

Frank MOREL Professeur, LAMPA, Arts et Métiers ParisTech, Angers

Membres du jury :

Nathalie LIMODIN Chargée de recherche CNRS, LML, Lille

Jérôme PANTER Chef de service, Airbus Helicopters R&D, Marignane

Yves NADOT Professeur, Institut Pprime, ISAE-ENSMA, Poitiers

Mickaël PIELLARD Chef de service, Safran Tech R&D, Paris

Remerciements

Ces travaux de thèse ont été réalisés dans le cadre d'une collaboration entre Safran Tech et le Département de Physique et Mécanique des Matériaux de l'institut Pprime (ISAE-ENSMA). Je tiens à remercier les partenaires pour leur soutien financier et scientifique.

Je tiens à remercier les membres du jury qui ont accepté d'évaluer ces travaux et pour les échanges constructifs et pertinents tout au long de la soutenance.

Je remercie mes directeurs de thèse, Yves, Mickaël et Rémi pour leur appui scientifique mais surtout pour leur soutien et leur optimisme tout au long de ces années passées ensemble.

Je tiens également à remercier tous les membres de l'équipe technique du laboratoire et de l'atelier mécanique. J'ai eu la chance de travailler avec la majorité des Ingénieurs d'études et de recherche. Leur soutien à la fois scientifique, technique et psychologique m'a permis de développer mes essais expérimentaux et mes simulations numériques dans les meilleures conditions, toujours dans un environnement de travail agréable.

J'adresse aussi un grand merci au personnel du secrétariat pour leur disponibilité et leur gentillesse. Merci également à Francine pour son amitié, sa sympathie et son soutien tout au long de ces années. Merci pour tes conseils et ton optimisme.

Je remercie tous les doctorants du laboratoire. J'ai eu l'occasion de passer des moments inoubliables avec vous ; merci à l'ATEM de faire vivre le labo et de permettre à tous de s'intégrer au mieux. En particulier, je tiens à remercier l'équipe du voyage aux US, et les membres du groupe "vendredi à ****", je garderai toujours dans mes souvenirs les moments passés avec vous.

Je tiens également à adresser un mot particulier à l'équipe italienne du laboratoire (Momo inclus). Ici, je n'ai pas seulement trouvé des collègues ou des compatriotes, mais des vrais amis qui m'ont permis de me faire sentir chez moi même à 2000 km de distance. Je vous considère une partie de ma famille.

J'aimerais aussi adresser un mot pour mes collègues de bureau, du plus jeune (Sami) qui a eu la patience de supporter tous mes délires pendant la rédaction, jusqu'au plus vieux (Vincenzo) qui a amené du bonheur et avec lequel je n'ai pas eu seulement des échanges à la limite de la folie, mais aussi des discussions constructives d'un point de vue scientifique.

Enfin je tiens à remercier LE collègue de bureau Julien. Le B014 ne sera plus le même sans nous. Pendant tous ces années, je n'ai pas seulement trouvé un collègue, mais un vrai ami. Nos délires, nos discussions, nos jeux de mots, resteront des moments inoubliables. Si je suis arrivé au bout de ma thèse, c'est aussi grâce à toi.

Je laisse les derniers mots pour ma famille, distante mais toujours présente ; merci pour votre soutien, pour m'avoir encouragé à partir en France et pour n'avoir jamais hésité à soutenir mes choix et mes ambitions.

Table des matières

Introduction	1
1 Revue bibliographique	5
1.1 Alliages d'aluminium de fonderie (généralités).....	6
1.1.1 Procédés de moulage	6
1.1.2 Alliages Al-Si-Mg.....	7
1.2 Rôle des défauts et de la microstructure sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles des alliages Al-Si-Mg	10
1.2.1 Effet des défauts naturels sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles.....	11
1.2.2 Effet de la microstructure sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles.....	16
1.2.3 Effets de l'environnement sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles.....	20
1.2.4 Synthèse sur le rôle des défauts et de l'environnement sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles des alliages d'aluminium de fonderie	29
1.3 Apport de la micro-tomographie RX 3D dans l'analyse des populations de défauts dans les alliages d'aluminium de fonderie.....	32
1.3.1 Techniques tomographiques	32
1.3.2 Techniques de reconstruction et artefacts.....	35
1.3.3 Application de la micro-tomographie RX 3D aux alliages d'aluminium de fonderie.....	38
1.3.4 Synthèse sur l'analyse des populations de défauts dans les alliages d'aluminium de fonderie à l'aide de la μ -CT	45
1.4 Critères de fatigue multiaxiaux pour la modélisation de la durée de vie en fatigue à grand nombre de cycles	46
1.4.1 Critères qui utilisent la notion de plan critique.....	47
1.4.2 Critères qui suivent une approche globale	48
1.4.3 Effet de la distribution des contraintes sur la fatigue à grand nombre de cycles.....	52
1.5 Synthèse de la revue bibliographique.....	59
2 Matériau, méthodes expérimentales et tenue en fatigue de l'alliage de référence	61
2.1 Procédé de fabrication des éprouvettes.....	62
2.1.1 Caractérisation des défauts naturels	64
2.2 Analyse microstructurale des coulées.....	66
2.2.1 Caractérisation de la SDAS (Secondary Dendrite Arm Spacing).....	66
2.2.2 Synthèse sur l'analyse des différentes coulées	71
2.3 Essais de fatigue à grand nombre de cycles (matériau sain de référence).....	72
2.3.1 Résultats en traction-compression ($R = -1$).....	76
2.3.2 Résultats en traction-traction ($R = 0.1$).....	77
2.3.3 Effet de l'état de surface sur la limite de fatigue en traction-traction ($R = 0.1$).....	82
2.3.4 Synthèse des résultats des essais de fatigue sur le matériau sain de référence	89
2.4 Résultats des essais de fatigue sur éprouvettes prélevées sur un carter de transmission	90

2.4.1	Corrélation entre CND et résultats expérimentaux.....	93
2.4.2	Corrélation entre microstructure, taille de défaut et limite de fatigue.....	96
2.4.3	Synthèse des résultats sur éprouvettes prélevées sur un carter de transmission	101
3	Modélisation de la durée de vie en fatigue d'un composant moulé en A357-T6	103
3.1	Résultats obtenus dans le projet ANR-IDEFFAAR (2010-2014)	104
3.2	Moyens expérimentaux.....	104
3.2.1	Définition des coulées	104
3.2.2	Banc expérimental et conditions d'essai.....	106
3.3	Résultats des essais de fatigue	108
3.3.1	Analyse fractographique des surfaces de rupture.....	109
3.3.2	Synthèse des essais de fatigue sur les couvercles en A357-T6.....	112
3.4	Modélisation de la durée de vie en absence de défauts.....	112
3.4.1	Modélisation aux éléments finis du composant.....	113
3.4.2	Critère de fatigue multiaxiale avec prise en compte du gradient de contrainte macroscopique	117
3.4.3	Synthèse des résultats obtenus en absence de défauts.....	123
3.5	Modélisation de la durée de vie en présence de défauts (artificiels)	123
3.5.1	Cartographie de la taille critique de défaut	129
3.5.2	Conclusions et synthèse des résultats obtenus en présence de défauts artificiels	139
3.6	Analyse en micro-tomographie RX 3D de la coulée dégradée (défauts naturels).....	141
3.7	Extension du critère DSG pour l'estimation de la cartographie de la taille de défaut admissible	145
3.8	Synthèse du Chapitre 3.....	151
4	Impact de la morphologie des défauts sur la limite de fatigue	155
4.1	Essais de fatigue à grand nombre de cycles (matériau avec défauts naturels / artificiels) ...	156
4.1.1	Défauts de type retassure cavité	156
4.1.2	Défauts de type retassure spongieuse.....	164
4.1.3	Défauts artificiels de surface avec une morphologie locale complexe.....	167
4.1.4	Evolution de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut (diagramme de type Kitagawa-Takahashi)	179
4.1.5	Modélisation de la limite de fatigue à grand nombre de cycles en présence de défauts (naturels / artificiels)	183
4.1.6	Synthèse des résultats de fatigue à grand nombre de cycles.....	188
4.2	Analyse en micro-tomographie RX 3D des défauts naturels	189
4.2.1	Caractérisation 3D des défauts naturels par μ -CT	189
4.2.2	Evolution de la limite de fatigue en fonction des paramètres caractéristiques d'un défaut naturel de type retassure.....	192
4.2.3	Analyse de l'effet de taille et morphologie du défaut sur éprouvettes prélevées sur un carter de transmission	196
4.2.4	Synthèse de l'analyse en μ -CT des défauts naturels	200
4.3	Analyse des champs mécaniques autour d'un défaut naturel reconstruit par μ -CT	201

4.3.1	Simulations numériques aux éléments finis sur retassures de type cavité.....	201
4.3.2	Corrélation entre la morphologie complexe d'un défaut et une géométrie simplifiée ..	206
4.3.3	Synthèse des résultats des simulations numériques conduites sur la géométrie réelle d'un défaut naturel.....	211
4.4	Synthèse du Chapitre 4.....	212
5	Impact de la position des défauts sur la limite de fatigue	215
5.1	Condition d'amorçage interne dans un régime de fatigue à grand nombre de cycles.....	216
5.2	Diagramme de Kitagawa-Takahashi dans une condition d'amorçage en interne	220
5.2.1	Modélisation de la limite de fatigue en présence de défauts (naturels / artificiels)	222
5.2.2	Synthèse de l'impact des défauts naturels / artificiels sur la limite de fatigue sous un environnement inerte (condition d'amorçage interne).....	227
5.3	Analyse en micro-tomographie RX 3D des défauts naturels internes.....	228
5.4	Effet de la position d'un défaut naturel de type retassure cavité sur la distribution des champs mécaniques autour d'une retassure	234
5.4.1	Evolution de l'état de contraintes / déformations en fonction de la position du défaut	235
5.4.2	Analyse en μ -CT de l'amorçage sur des défauts naturels surface / interne.....	240
5.4.3	Simplification de la morphologie d'un défaut naturel.....	241
5.4.4	Synthèse des résultats des simulations aux EF conduites sur la géométrie réelle d'un défaut naturel en fonction de la position	243
5.5	Synthèse du Chapitre 5.....	244
	Conclusion générale et perspectives	247
	A Analyse fractographique des éprouvettes avec surface brute de fonderie	253
	B Étapes de calcul conduites par la routine de post-traitement des données	257
	C Étapes de calcul suivies pour construire un ellipsoïde équivalent d'inertie	263
	Liste des Figures	265
	Liste des Tables	279
	Bibliographie	281

Introduction

Les alliages d'aluminium de fonderie de la famille Al-Si-Mg sont largement utilisés dans le domaine aéronautique ainsi que dans le secteur automobile. Ces alliages sont appréciés pour leur faible coût de production, leur simplicité de moulage ainsi que pour un bon rapport entre la résistance mécanique et la densité. Pour ces raisons les alliages de la famille Al-Si-Mg sont très utilisés pour la réalisation de composants structuraux de forme complexe dont le poids est un élément important du cahier des charges en phase de conception.

Le groupe Safran est une entreprise impliquée dans la production des moteurs d'avion pour le domaine civil et militaire, il est fortement engagé dans les problématiques qui concernent les alliages d'aluminium de fonderie afin de maîtriser l'incidence des défauts qui typiquement peuvent affecter ces composants. L'objectif est de réduire le nombre de pièces rejetées, en phase d'inspection, à cause des critères d'acceptabilité définis par les normes de qualification. Ces travaux de thèse s'inscrivent dans le cadre d'une collaboration entre l'institut Pprime et le groupe Safran (Safran Tech et Safran Transmission Systems). Les enjeux principaux de ce projet visent à déterminer la nocivité des défauts de fonderie de type retassure sur la tenue en fatigue d'un alliage d'aluminium moulé (A357-T6 / AS7G06-T6). Un besoin spécifique est la caractérisation de cet alliage en fatigue à grand nombre de cycles en fonction d'une certaine gamme de défauts de type retassure, qui définit les défauts typiquement rencontrés dans une phase d'inspection sur une pièce industrielle. Plus en détail, une pièce concernée par cette étude est le carter de transmission de puissance d'un turboréacteur. Ce composant étant réalisé par fonderie est, par nature, affecté par des défauts de type retassure. L'inspection de ces composants (Figure I) est effectuée avec deux méthodes : (i) le ressuage en surface, (ii) une analyse radiographique. Ces deux inspections donnent une information générique sur le type de défaut et sur un grade de nocivité décrit par la norme ASTM E155-15 [ASTM E155-15 2015] (en argentique) ou par la norme ASTM E2422-11 [ASTM E2422-11 2011] (en numérique). Cependant à l'état actuel il n'y a aucune information sur la position du défaut par rapport à la surface libre et il n'y a pas une caractérisation de l'impact sur la tenue en fatigue de chaque typologie de défaut en fonction du type et grade de nocivité. La connaissance de ces éléments peut conduire à la réalisation d'un outil d'aide à la décision en phase de contrôle des composants, par exemple dans le cas d'une pièce en dérogation, où il y a une indication sur un défaut qui dépasse légèrement les critères d'acceptabilité mais qui peut se trouver dans un endroit moins critique vis-à-vis du chargement de la pièce en service.

Les travaux conduits au cours de ce projet de thèse se sont inscrits dans une démarche visant à proposer un ensemble d'outils permettant de prendre en compte l'effet des défauts de type retassure sur la tenue en fatigue de l'alliage A357-T6 (AS7G06-T6). Une campagne expérimentale a été conduite sur des éprouvettes issues de six coulées prototypes dégradées en phase de moulage pour introduire volontairement des défauts naturels de type retassure selon le cahier des charges proposé par le groupe Safran. L'analyse a été conduite afin d'analyser en détail certains aspects spécifiques des défauts naturels : (i) la morphologie, (ii) la position, (iii) la taille. D'autres aspects liés à l'état de surface brut de fonderie ont

été analysés. À côté de cette phase de caractérisation expérimentale, des outils numériques ont été développés pour étudier en détail les effets de morphologie et position d'un défaut de fonderie. En particulier les défauts naturels ont été caractérisés en microtomographie RX 3D afin de réaliser des simulations numériques spécifiques sur la morphologie réelle des défauts. À côté des analyses conduites sur éprouvette, une campagne expérimentale en fatigue a été conduite directement sur des composants de type couvercles (portées de roulement) afin de valider un critère de fatigue à l'échelle d'une structure.

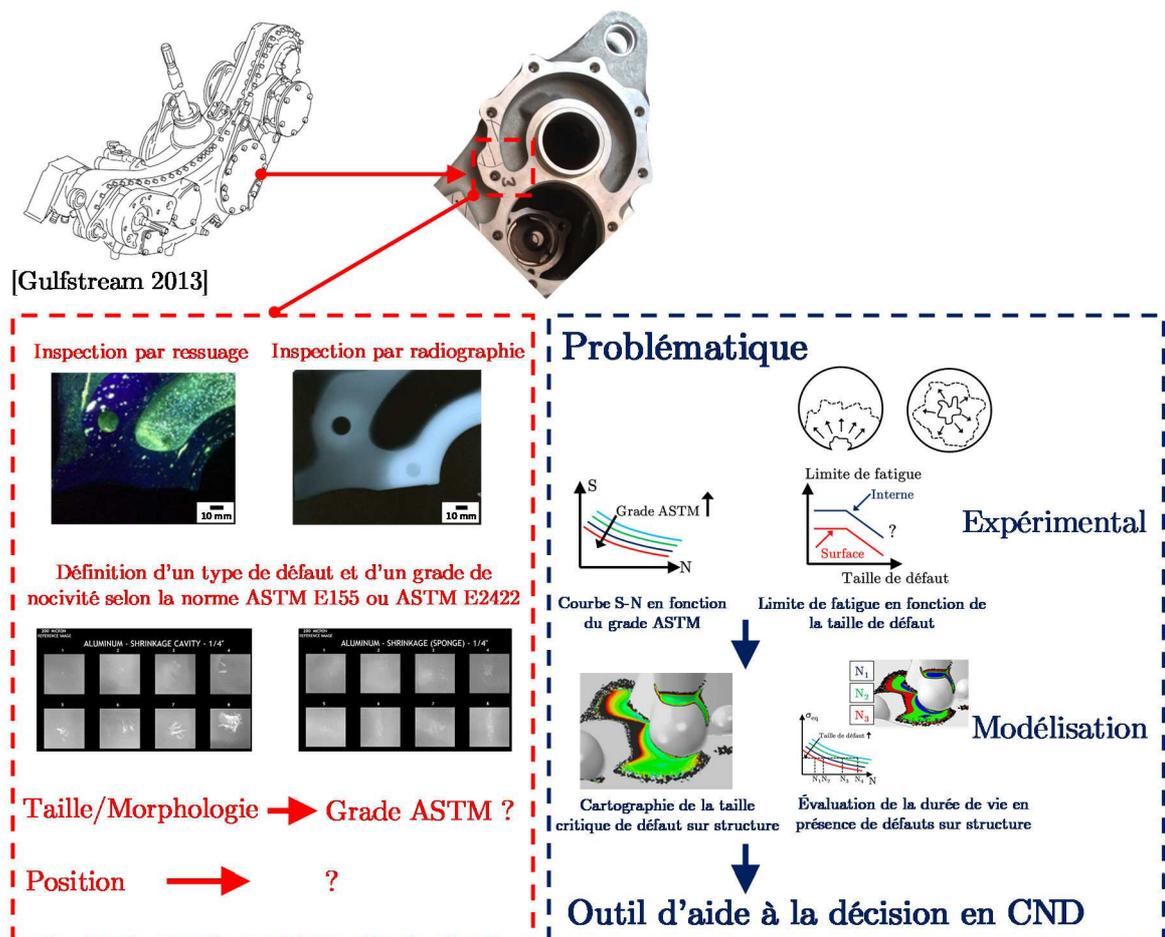


Figure I : Méthodes d'inspections utilisées pour qualifier les composants en aluminium moulé et problématique associée

Les analyses conduites dans cette étude visent à répondre à des questions scientifiques qui restent encore ouvertes :

- Y a-t-il un impact de la morphologie d'un défaut naturel sur la limite de fatigue de l'alliage étudié ? Est-il possible de représenter la morphologie complexe d'un défaut naturel par une géométrie équivalente simplifiée ?
- Est-ce qu'un défaut interne a le même impact qu'un défaut de surface sur la limite de fatigue ? Est-il possible de définir un critère pour définir la frontière entre un défaut interne et un défaut de surface ?
- Est-ce que l'état de surface joue un rôle d'ordre un sur la limite de fatigue de l'alliage A357-T6 ? Est-ce que cet impact est le même à l'échelle d'une éprouvette et à l'échelle d'une structure ? Les différentes hétérogénéités que l'on peut

trouver au sein d'un composant (microstructure, distribution des contraintes, défauts, état de surface) peuvent-elles être prises en compte dans un critère de fatigue à l'échelle d'une structure ?

L'ensemble de ces questions est adressé au sein de cette thèse qui s'articule de la manière suivante :

- Le Chapitre 1 concerne une revue bibliographique des différents procédés de moulage, du traitement thermique utilisé pour la fabrication des pièces (traitement par durcissement structural) et une analyse des différentes microstructures typiques des alliages d'aluminium de fonderie. Les hétérogénéités qui peuvent affecter la tenue en fatigue des alliages d'aluminium moulés de la famille Al-Si-Mg sont analysées et en particulier l'effet des paramètres microstructuraux (phases intermétalliques, taille de grain, distance interdendritique). Le rôle des pores, en fonction du type de chargement, sur la tenue en fatigue est amplement discuté. Une analyse des différentes études qui utilisent la microtomographie RX 3D comme outil d'analyse pour comprendre l'effet des populations de défauts sur la tenue en fatigue des alliages d'aluminium moulé est ainsi conduite. La dernière partie du chapitre est dédiée à une synthèse des approches de type "critère de fatigue multiaxiale" en considérant les critères qui prennent en compte l'effet de l'hétérogénéité des contraintes induite par la présence des défauts.
- Le Chapitre 2 a pour but la présentation du matériau étudié (A357-T6/AS7G06-T6), ainsi que les moyens expérimentaux utilisés pendant la campagne expérimentale. Les résultats des essais de fatigue conduits pour deux rapports de charge $R = -1$ et $R = 0.1$ sur le matériau de référence sont illustrés. Les résultats des essais de fatigue sont comparés avec ceux obtenus sur des éprouvettes de l'alliage de référence mais avec un état de surface "brut de fonderie". Dans la partie finale du chapitre il y a la présentation d'une partie des résultats obtenus sur des éprouvettes prélevées à partir d'un carter de transmission de puissance rebuté en phase d'inspection à cause d'une indication en ressuage hors critère.
- Le troisième chapitre est consacré à une analyse complète de la tenue en fatigue ($R = 0.1$) d'un composant de type couvercle (portée de roulement) dans une configuration saine et dans une configuration dégradée avec défauts naturels et artificiels de surface. Deux critères de fatigue sont proposés pour modéliser la tenue en fatigue de la pièce, ces modèles prennent en compte l'effet du gradient de contrainte à l'échelle macroscopique du composant et à l'échelle mésoscopique des défauts. Un outil de post traitement des données est proposé et validé sur structure. L'outil se base sur un critère de fatigue multiaxiale de type Defect Stress Gradient (DSG) et permet d'obtenir la cartographie de la taille admissible de défaut en chaque point d'un modèle aux éléments finis d'une pièce.
- Le Chapitre 4 est dédié à l'analyse complète de l'effet de la morphologie d'un défaut de type retassure. Les résultats de la campagne expérimentale de fatigue en traction positive ($R = 0.1$) conduite sur les éprouvettes issues des coulées prototypes affectées par des défauts naturels sont analysés. Des essais de fatigue

- ont été également conduits sur des éprouvettes dégradées en surface, avec des défauts artificiels de forme sphérique qui présentent une variation très localisée de la morphologie. La géométrie des défauts naturels de type retassure a été ensuite caractérisée par microtomographie RX 3D. Des simulations numériques ont été conduites sur un modèle 3D de la géométrie réelle des pores (reconstruite à partir des images tomographiques) afin d'étudier l'évolution des champs mécaniques autour d'une retassure. L'effet de la taille de défaut est pris en compte avec un diagramme de type Kitagawa-Takahashi et deux critères ont été proposés pour modéliser l'influence de la taille de défaut sur la limite de fatigue.
- Le cinquième et dernier chapitre porte sur l'effet de la position d'un défaut naturel vis-à-vis de la tenue en fatigue de l'alliage A357-T6. Une comparaison entre l'amorçage d'une fissure sur un défaut interne et sur un défaut de surface est conduite. Les résultats sont comparés avec des essais menés sous vide. Une analyse numérique 3D est conduite sur la géométrie réelle d'un défaut naturel (reconstruite à partir des images tomographiques). L'effet de la position du défaut sur la distribution des champs mécaniques est évalué en modifiant la distance minimale entre le défaut et la surface libre de l'éprouvette. Les résultats numériques et expérimentaux sont ensuite analysés afin de proposer un critère qui définit la frontière entre un défaut interne et un défaut de surface. Un diagramme de type Kitagawa-Takahashi a été tracé pour différencier l'impact de la taille du défaut sur la limite de fatigue dans une condition d'amorçage en surface et en interne.
 - Le manuscrit de thèse se termine par une conclusion générale et des perspectives.

Chapitre 1

Revue bibliographique

Dans ce chapitre, une revue bibliographique relative à la tenue en fatigue des alliages de la famille Al-Si de fonderie a été conduite. Dans la première partie, une analyse des caractéristiques microstructurales des alliages de fonderie de la famille Al-Si en lien avec les différents procédés de fonderie est menée. Une étude plus détaillée est effectuée pour les alliages de la famille Al-Si-Mg. Dans la deuxième partie de ce chapitre, les différentes typologies de défauts des alliages d'aluminium de fonderie seront détaillées avec un regard particulier sur le rôle des défauts sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles. La troisième section est dédiée à une synthèse des techniques tomographiques utilisées pour caractériser les populations de défauts dans les alliages d'aluminium moulés. La dernière partie de la revue bibliographique concerne les différentes approches utilisées en fatigue multiaxiale pour modéliser la durée de vie des alliages de fonderie Al-Si.

Sommaire

1.1	Alliages d'aluminium de fonderie (généralités)	6
1.1.1	Procédés de moulage.....	6
1.1.2	Alliages Al-Si-Mg.....	7
1.2	Rôle des défauts et de la microstructure sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles des alliages Al-Si-Mg	10
1.2.1	Effet des défauts naturels sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles.....	11
1.2.2	Effet de la microstructure sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles	16
1.2.3	Effets de l'environnement sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles.....	20
1.2.4	Synthèse sur le rôle des défauts et de l'environnement sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles des alliages d'aluminium de fonderie.....	29
1.3	Apport de la micro-tomographie RX 3D dans l'analyse des populations de défauts dans les alliages d'aluminium de fonderie	32
1.3.1	Techniques tomographiques.....	32
1.3.2	Techniques de reconstruction et artefacts	35
1.3.3	Application de la micro-tomographie RX 3D aux alliages d'aluminium de fonderie.....	38
1.3.4	Synthèse sur l'analyse des populations de défauts dans les alliages d'aluminium de fonderie à l'aide de la μ -CT.....	45
1.4	Critères de fatigue multiaxiaux pour la modélisation de la durée de vie en fatigue à grand nombre de cycles	46
1.4.1	Critères qui utilisent la notion de plan critique	47
1.4.2	Critères qui suivent une approche globale.....	48
1.4.3	Effet de la distribution des contraintes sur la fatigue à grand nombre de cycles.....	52
1.5	Synthèse de la revue bibliographique	59

1.1 Alliages d'aluminium de fonderie (généralités)

L'aluminium est un des métaux très utilisés dans l'industrie de la fonderie, ses alliages sont largement employés dans le domaine automobile et aéronautique et ont l'avantage de pouvoir être utilisés avec tous les procédés de moulage connus [Polmear 2007; Le Nézet et al. 2013; Le Nézet et al. 2013b]. Les alliages d'aluminium de fonderie peuvent se distinguer en différentes catégories en fonction des éléments utilisés pour former l'alliage, on retrouve que les trois familles les plus largement employées correspondent aux alliages Al-Si, Al-Si-Mg et Al-Si-Cu. [Polmear 2007]. Les alliages d'aluminium de fonderie, peuvent se classer en deux catégories différentes en fonction du métal de base qui a été utilisé dans la fusion, on trouve des alliages définis comme "primaires" où la fusion est obtenue à partir d'un métal issue d'électrolyse et "secondaires" où la fusion se compose de matériaux recyclés. Les alliages "secondaires" typiquement contiennent un nombre majeur d'éléments d'impureté de surface caractérisées par une mixture d'aluminium, d'oxyde d'aluminium et d'autres produits de réaction obtenus pendant la fusion qui compliquent la métallurgie et réduisent les propriétés mécaniques par rapport aux alliages "primaires". En plus d'une faible masse volumique, les alliages d'aluminium de fonderie ont l'avantage d'avoir des températures de fusion plutôt faibles, et une solubilité négligeable pour tous le gaz sauf l'hydrogène. La majorité des alliages montrent une bonne fluidité qui peut s'adapter en modifiant la composition de l'alliage pour des applications finales différentes [Polmear 2007].

1.1.1 Procédés de moulage

Les procédés de moulage utilisés dans la fonderie aluminium peuvent se classer en fonction du système de mise en forme utilisé : **destructible** (détruit pour extraire la pièce après moulage) typiquement du sable ou une céramique réfractaire, ou **permanent** (réutilisable après le moulage de chaque pièce) réalisé en métal. Les principaux procédés peuvent être synthétisés comme suit :

– **Moulage au sable**

C'est le procédé qui couvre tout le spectre des pièces et applications de la grand série pour les applications automobiles jusqu'aux séries moyennes/petites (secteur ferroviaire, aéronautique). Les moules sont réalisés en sable dont les plus utilisés sont la silice (SiO_2), le zircon (SiO_4Zr) et la chromite (Cr_2O_3). La versatilité du procédé permet d'utiliser des refroidisseurs pour accélérer le refroidissement et produire des pièces avec des formes extérieures et intérieures très complexes en gardant des caractéristiques mécaniques satisfaisantes. Les sables utilisés pour le moule sont liés avec une résine qui confère un certain grade de plasticité au sable pour permettre l'absorption du retrait des alliages et éviter les criques à chaud. Le matériel fondu est directement coulé dans le moule qui a déjà pris la forme du négatif du modèle à produire, réalisé au préalable en phase de formage du moule [Le Nézet et al. 2013a].

– **Moulage sable à modèle gazéifiables ou moulage par modèle perdu (PMP)**

Ce procédé consiste à utiliser un modèle en polystyrène expansé ou d'autres matériaux équivalents qui resteront dans le moule et se vaporiseront à la coulée. Le métal en fusion vaporise le polystyrène et prend sa place dans le moule. Les gaz qui se produisent par la combustion s'échappent par la partie supérieure du moule et sont enflammés par un brûleur. L'extraction de la pièce est conduite normalement par destruction du moule. Un des avantages de cette méthode est la possibilité d'utiliser du sable siliceux sans liant.

Ce procédé est d'intérêt pour des pièces avec des formes très complexes où l'insertion d'un noyau pourrait être compliquée d'un point de vue technique, à cet effet ce procédé est très utilisé dans le domaine automobile pour la réalisation des culasses de moteur [Le Nézet et al. 2013a; Le 2016].

– **Moulage à la cire perdue**

Ce procédé est utilisé pour des pièces où sont exigés un excellent état de surface et une grande précision dimensionnelle. Cette méthode se prête bien pour des pièces à haute valeur ajoutée du domaine aéronautique. Des modèles en cire du composant à fabriquer sont réalisés et assemblés, pour permettre d'obtenir des pièces monoblocs, ensuite un enrobage céramique est réalisé autour du modèle, la cire est ensuite évacuée et le métal fondu coulé dans le moule réfractaire qui est ensuite détruit pour démouler la pièce coulée [Le Nézet et al. 2013a; Doriath et al. 2007].

– **Moulage en moule métallique par gravité (coquille)**

C'est un procédé répandu en fonderie d'aluminium, il permet des fabrications de grandes séries ainsi qu'une bonne reproductibilité des pièces, les moules (coquille) sont normalement réalisés en acier ou en fonte. Pour l'obtention des formes intérieures (parties creuses, orifices...) des noyaux métalliques ou destructibles peuvent être utilisés. Le métal est directement coulé dans l'empreinte du moule métallique [Le Nézet et al. 2013b; Le 2016].

1.1.2 Alliages Al-Si-Mg

Les alliages de fonderie Al-Si-Mg sont beaucoup utilisés dans l'industrie car il est reconnu qu'ils présentent un rapport résistance-poids élevé, un faible coût de production ainsi qu'une bonne soudabilité et résistance à la corrosion [Polmear 2007]. Une autre caractéristique importante est la bonne coulabilité due surtout à la présence du Si qui présente un point de fusion plus élevé par rapport à l'aluminium ainsi qu'un grand volume de phase eutectique Al-Si. L'augmentation en volume du Si, pendant la solidification, engendre une réduction du pourcentage volumique des retassures [Polmear 2007]. Le refroidissement rapide du matériau fondu comme dans le cas du moulage en coquille par gravité, par exemple, produit une microstructure dendritique de type α -Al primaire qui contient environ 1% de Si en solution solide, des particules de silicium et des intermétalliques. Les dendrites de la phase α -Al primaire apparaissent au début de la solidification, la géométrie de la structure dendritique est décrite à l'aide de deux paramètres : la DAS (Dendrite Arm Spacing) qui représente la distance entre les deux axes majeurs de deux dendrites voisines et la SDAS (Secondary Dendrite Arm Spacing) qui

représente la distance moyenne entre les deux bras secondaires voisins d'un dendrite. En ce qui concerne la phase eutectique, elle se compose principalement des particules de Si pur, dont la composition est du type Al-12.6Si (alliage eutectique). La microstructure des alliages de la famille Al-Si-Mg est montrée en Figure 1.1 où trois différentes microstructures (hypo-eutectique, eutectique, hyper-eutectique) sont montrées en fonction du pourcentage de silicium. Pour les alliages non modifiés (sans addition de strontium dans la coulée), ces particules ont une morphologie de type aciculaire interconnecté.

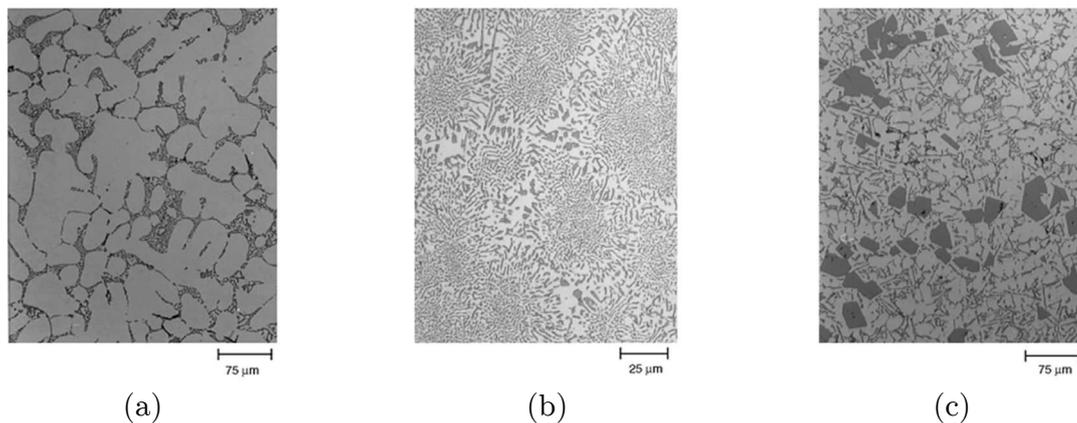


Figure 1.1 : Microstructure des alliages de la famille Al-Si, (a) alliage hypo-eutectique, (b) alliage eutectique, (c) alliage hyper-eutectique [Warmuzek 2004]

La modification de cette famille d'alliages se fait normalement par l'addition du strontium (Sr), le pourcentage d'addition dépend du taux de Si dans l'alliage et varie entre le 0.015% et le 0.02% pour des alliages hypo-eutectiques coulés en coquille par gravité. Le pourcentage est augmenté pour des alliages qui solidifient moins vite, comme celles coulées en sable ou avec un taux de Si majeur. Le Sr est ajouté à la coulée sous forme d'alliage Al-Sr ou Al-Si-Sr en permettant d'incrémenter les propriétés mécaniques de l'alliage de base en affinant la phase eutectique et en modifiant la morphologie des particules de silicium qui passent d'une forme de type aciculaire (Figure 1.2a) à une morphologie sphérique (Figure 1.2b).

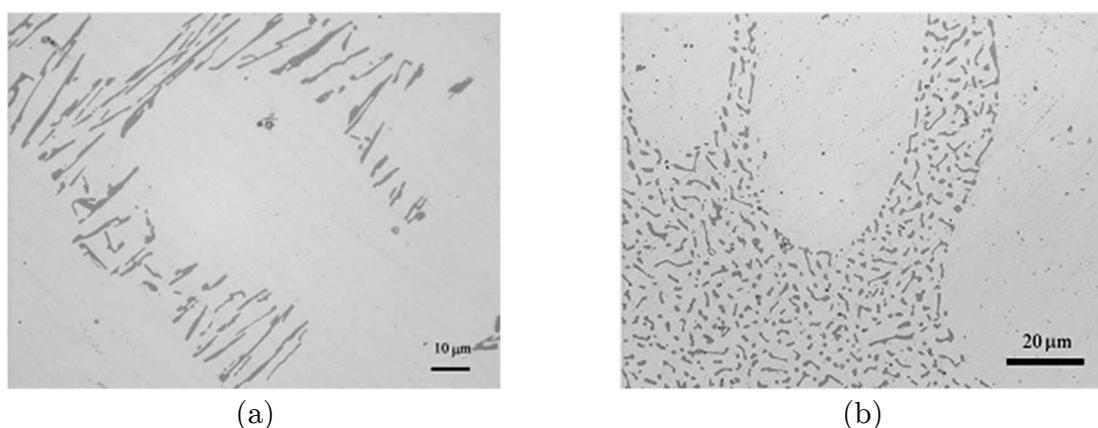


Figure 1.2 : Modification de la morphologie des particules de silicium sur un alliage de la famille Al-Si, (a) sans addition de strontium, (b) avec addition de strontium [Heiberg et al. 2001]

Le fer est une impureté difficile à supprimer dans les aluminiums, sa présence peut causer la formation de particules intermétalliques qui, étant fragiles, causent une diminution de la ductilité du matériau. La formation de ces particules intermétalliques est causée par la faible solubilité du fer dans l'aluminium solide et donc le fer a tendance à se combiner avec d'autres éléments présents dans la coulée. Dans les alliages de la famille Al-Si-Mg les phases intermétalliques les plus présentes sont celles en forme de caractères Chinois (Chinese script-like phases) α -Al₈Fe₂Si et π -Al₈FeMg₃Si₆ et la phase β -Al₅FeSi avec sa forme caractéristique à plaquettes [Yao et al. 2012; Taylor 2012].

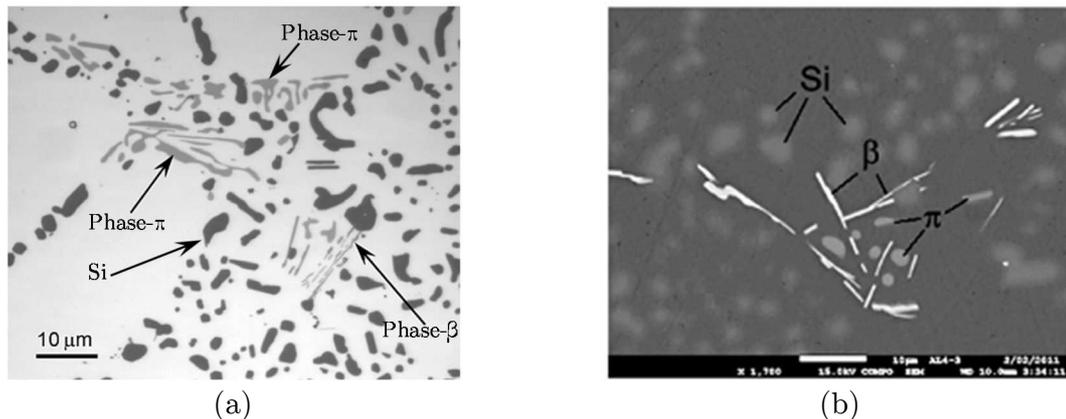


Figure 1.3 : Micrographie de la microstructure d'un alliage de la famille Al-Si-Mg qui montre la phase intermétallique β et la phase intermétallique π (Chinese script-like) dans la phase eutectique, les phases sont apparues dans un alliage Al-7Si-0.4Mg-0.12Fe après mise en solution à 540°C (a) microscopie optique, (b) Microscopie Electronique à Balayage avec analyse dispersive en énergie (EDS) [Yao et al. 2012]

Les particules intermétalliques de Fe et Mg peuvent être présentes aussi dans la phase eutectique. L'addition du Mg à l'alliage binaire de base Al-Si permet d'augmenter les propriétés mécaniques (limite d'élasticité) grâce à la formation des précipités par durcissement structural après traitement thermique. L'ajout de Magnésium permet aussi d'augmenter les propriétés statiques en traction du matériau. Une augmentation du taux de Mg permet d'avoir un gain des propriétés mécaniques de l'alliage mais, par contre, favorise la formation de particules intermétalliques de type π -Al₈FeMg₃Si₆ qui provoquent une perte de ductilité du matériau à cause de leur action de concentrateur de contraintes. C'est pour cette raison que l'alliage A356-T6 (environ 0.3% de Mg) est plus ductile que l'alliage A357-T6 (environ 0.6% de Mg). Le taux de Mg plus élevé favorise aussi une migration majeure du Mg de la matrice α -Al primaire pour précipiter sous forme de particules intermétalliques π en réduisant la limite d'élasticité du matériau. Les alliages A356/A357-T6 sont les alliages les plus produits de la famille Al-Si-Mg et sont typiquement utilisés dans le domaine automobile (A356-T6) et dans le domaine aéronautique (A357-T6).

– Traitement thermique

Les alliages d'aluminium sont soumis la plupart du temps à un traitement thermique permettant d'améliorer des propriétés mécaniques et d'obtenir un bon compromis entre résistance et ductilité par un durcissement structural. Un traitement thermique standard

de type T6 (le plus souvent utilisé pour des applications qui nécessitent d'une augmentation des propriétés mécaniques) est caractérisé par trois étapes ; **mise en solution**, **trempe** (normalement à l'eau), étape de **revenu** pendant laquelle se met en œuvre le processus de durcissement structural. Pendant la phase de mise en solution les pièces à traiter sont portées à une température d'environ 540°C, pendant cette étape, le silicium qui se trouve dans l'eutectique subit une étape de fragmentation et sphéroïdisation, les particules de Fe et Mg qui se trouvent dans les intermétalliques sont partiellement dissoutes et le taux de Si et Mg est homogénéisé dans la phase α -Al primaire. Le seul intermétallique qui ne se dissout pas dans cette phase est le β -Al₅FeSi avec morphologie à plaquettes.

Après la phase de trempe (refroidissement rapide des pièces), une solution solide métastable sursaturée est obtenue, cette condition se prête bien à la dernière phase de durcissement structural. Dans la dernière phase il y a la précipitation des intermétalliques de type β (Mg₂Si) dans la phase α -Al primaire qui est le mécanisme responsable du durcissement structural.

1.2 Rôle des défauts et de la microstructure sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles des alliages Al-Si-Mg

La formation des défauts de fonderie est un phénomène lié au procédé de fabrication et, généralement, la rupture des alliages d'aluminium de fonderie en fatigue, ou par autres modes de fracture, est causée par l'amorçage de fissures à partir de ces hétérogénéités qui agissent comme concentrateurs de contrainte. Les défauts qui se manifestent avec une présence majeure dans les coulées des alliages d'aluminium de fonderie sont normalement de type pore, inclusion ou oxydes. La porosité est le type de défaut avec un rôle prépondérant et la plus nocive par rapport à la résistance des alliages d'aluminium de fonderie. La présence des défauts de fonderie de taille importante, typiquement en surface / sous-surface, impacte directement les propriétés statiques ou en fatigue de l'alliage.

Le nombre ainsi que la taille des pores peuvent se réduire significativement en diminuant le temps de solidification et avec des opérations de dégazage de la coulée. Pour limiter la présence des défauts de type oxyde il est nécessaire d'installer des systèmes de filtrage (qui agissent comme régulateurs de débit du matériau fondu dans le système de remplissage et bloquent les oxydes) [ASM International 2009]. Dans le cas d'une réduction importante de la taille ainsi que du nombre des défauts dans le matériau (optimisation du procédé, traitements de compaction isostatique à chaud, ...) la rupture est pilotée principalement par les phases fragiles ou par les intermétalliques (riches en Fe et Mg). Autrement, la rupture peut être liée aux caractéristiques microstructurales du matériau, comme la résistance au glissement, où la longueur sur laquelle le mécanisme d'amorçage se produit dépend de la DAS/SDAS [Lados 2004]. Cependant, si la taille de défaut ou le taux de porosité dépassent une certaine valeur critique, les autres paramètres microstructuraux ont une influence mineure sur la durée de vie en fatigue de l'alliage [Wang et al. 2001a].

1.2.1 Effet des défauts naturels sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles

Pour la quantification de l'effet des défauts de type pore sur la résistance en fatigue des alliages d'aluminium de fonderie, il est nécessaire de prendre en compte non seulement le taux de porosité totale, mais aussi d'autres effets comme la taille des pores, leur morphologie et la distribution spatiale. Si le taux de porosité ou la taille maximale des pores sont sensiblement réduits, d'autres facteurs peuvent influencer le comportement en fatigue du matériau. La microstructure, par exemple, détermine le niveau de ductilité de l'alliage, qui par conséquent influence le niveau de plasticité en pointe de fissure et donc la réponse en fatigue. Les contraintes résiduelles, issues du traitement thermique, sont un autre facteur à prendre en compte [Lados 2004].

Différentes études ont démontré que la durée de vie des alliages d'aluminium de fonderie est influencée principalement par des fissures qui amorcent et propagent à partir d'un pore proche à la surface libre ou complètement débouchant [Serrano-Munoz et al. 2017; Le et al. 2016b; Iben Houria et al. 2015; Mu et al. 2014a; Zhang et al. 2002; Zhang et al. 1999; Couper et al. 1990; Wang et al. 2001a; Ødegård et al. 1994]. D'autres défauts comme les inclusions, les phases intermétalliques et les particules de silicium peuvent agir comme des sites d'amorçage. Plusieurs expériences ont montré que dans les alliages avec un faible taux de porosité [Zhang et al. 2002; Couper et al. 1990; Wang et al. 2001a; Chen et al. 1998; Ødegård et al. 1994], ou avec une microstructure très fine, les fissures de fatigue s'amorcent à partir d'une bande de glissement persistant (BGP) en surface [Le et al. 2016a; Le et al. 2016b; Dezecot et al. 2015].

– Défauts de type pore

Les défauts de type "porosités" peuvent se distinguer en deux catégories, les défauts de type porosité gazeuse et retassure.

Les porosités gazeuses sont causées par la présence d'hydrogène dans le matériau fondu. La solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium augmente avec l'augmentation de la température, une partie de l'hydrogène est rejetée pendant le procédé de solidification en générant des distributions plutôt uniformes de pores qui sont principalement situés dans les zones inter-dendritiques. Les porosités gazeuses de petite taille ont généralement une forme plutôt sphérique et se génèrent quand la vitesse de refroidissement est élevée. La quantité de porosité gazeuse est augmentée avec la présence d'hydrogène, mais est aussi dépendante du taux de solidification. Des pores gazeux de taille élevée peuvent se former pour un niveau élevé d'hydrogène et/ou pour un faible taux de refroidissement. La forme des pores de taille plus élevée est influencée par les dendrites autour de la porosité et sont donc moins sphériques (faible taux de sphéricité selon la notation de Buffière et al.) [Buffière et al. 2001]. La Figure 1.5b montre la morphologie 2D des pores de type gazeux avec une morphologie plutôt sphérique (Figure 1.5b – d) et avec une morphologie plus complexe de type retassure (Figure 1.5b – c) [Li et al. 2016].

Différentes études ont été conduites pour comprendre l'effet de la taille des pores sur la durée de vie en fatigue des alliages d'aluminium de fonderie. Les travaux conduits par Wang et al. [Wang et al. 2001a] ont montré l'évolution du nombre de cycles à rupture en

fonction de la taille des pores pour un alliage de type A356-T6 modifié au Sr pour deux rapports de charge et deux tailles de SDAS (Figure 1.4.). Le résultat montre que les paramètres microstructuraux ont un très faible impact sur la durée de vie lorsque la taille de défaut augmente et que cet effet est observable pour des tailles de pores inférieures à 50 μm . Etant donné que la porosité a un effet prépondérant sur la durée de vie en fatigue au-delà d'une certaine taille, l'effet des inclusions ou d'autres facteurs se révèle seulement si la porosité est réduite significativement ou éliminée.

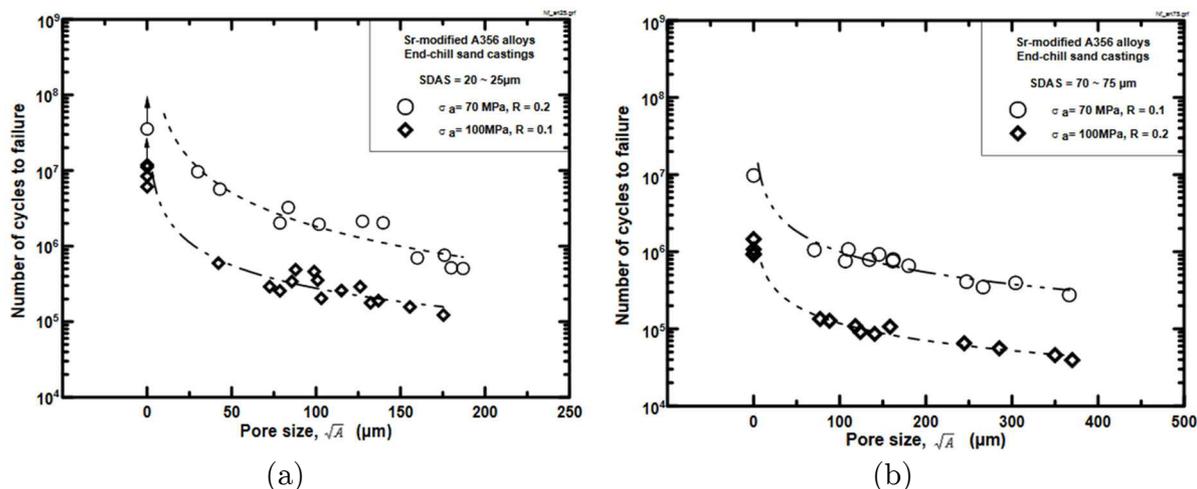


Figure 1.4 : Durée de vie en fatigue à rupture pour un alliage A356-T6 modifié au Sr en fonction de la taille de défaut, (a) SDAS entre 20 μm – 25 μm , (b) SDAS entre 70 μm – 75 μm [Wang et al. 2001a]

Sonsino et al. [Sonsino et al. 1993] ont proposé une étude de l'impact de différents grades de porosité gazeuse (grades 0, 4 et 8 selon la norme ASTM E155 [ASTM E155-15 2015]) sur deux alliages de la famille Al-Si-Mg. Le taux de porosité des alliages testés est variable entre 0 et 8.6% en volume en fonction du grade de nocivité. La taille maximale des pores varie entre 300 μm et 1 mm. Le résultat a montré que l'augmentation du grade de nocivité, et donc du taux de porosité, impacte la résistance en fatigue des deux alliages avec une réduction de la résistance d'environ 17%. L'effet de la porosité sur la tenue en fatigue d'un alliage A356.2-T6 a été conduit par Zhang et al. [Zhang et al. 2002] pour deux configurations de l'alliage, modifié au Sr et non modifié. Le taux de porosité est variable entre 0.04% et 1.67% avec une taille de pore maximale variable entre 39 μm et 236 μm . Le résultat a montré que la présence des pores a réduit remarquablement l'effet bénéfique de l'addition du Sr. La réduction de la taille des pores apporte toujours des bénéfices sur la tenue en fatigue des alliages de fonderie, l'effet des pores a un impact plus visible à partir d'une taille de pore critique (qui dépend du type de matériau) [Lados 2004].

Les porosités de type retassure apparaissent dans la partie finale de la solidification, quand il y a encore du matériau liquide dans les espaces interdendritiques. La formation de ces défauts est due à l'impossibilité d'avoir un bon approvisionnement de métal liquide dans ces espaces étroits. La morphologie des retassures est typiquement très complexe et tortueuse dans les trois dimensions. La forme des retassures est aussi importante que la taille et, effectivement, il a été démontré qu'une forme de pore plus tortueuse ou avec un axe d'inertie prépondérant par rapport aux autres est plus nocive par rapport à des pores

de forme presque sphérique vis-à-vis des propriétés mécaniques du matériau [Buffière et al. 2001]. Un autre paramètre à prendre en compte est l'orientation du défaut (dans le cas d'un défaut non sphérique), effectivement un défaut peut être orienté d'une façon plus ou moins favorable par rapport à l'axe de chargement, ce qui fait qu'un défaut de la même forme peut être plus ou moins nocif en fonction de son orientation dans l'espace [Li et al. 2009]. En ce qui concerne la forme des retassures, les rayons de courbure des bras qui constituent la morphologie complexe des retassures ont une taille minimale qui varie entre $1/2$ et $1/3$ de la distance inter dendritique secondaire (SDAS) pour des retassures qui entourent plusieurs dendrites. En ce qui concerne la taille des retassures, elle peut être influencée par la microstructure du matériau. Dans les alliages avec une microstructure (SDAS et taille des grains) plus fine, la taille des porosités de type retassure est aussi réduite, comme montré dans le travail de Fang et al. [Fang et al. 1989]. Les auteurs ont montré que pour un alliage A356, la taille des pores est plus petite si la microstructure est affinée, étant donné qu'une structure granulaire plus fine facilite le remplissage pendant la solidification [Zou et al. 2013]. La propreté du métal liquide est aussi d'importance capitale dans la formation des retassures et il a été démontré dans différents travaux que la présence des oxydes dans la coulée peut induire la formation des pores de type retassure ou gazeux [Major 1998; Laslaz et al. 1991; Ludwig et al. 2012].

Les porosités de type retassure ont généralement des géométries locales très tortueuses et le niveau de contrainte locale peut se révéler très élevé par rapport à la contrainte macroscopique appliquée [Luetje et al. 2017; Serrano-Munoz et al. 2015; Tijani et al. 2013a; Nicoletto et al. 2012; Tijani et al. 2013a; Ferrié et al. 2005; Buffière et al. 2001].

La Figure 1.5b montre la morphologie 2D des pores de type retassure, Li et al. [Li et al. 2016] ont fait une distinction entre des retassures de type “net-shrinkage” (Figure 1.5b – d) et “island-shrinkage” (Figure 1.5b – e). Les premières sont formées à partir d'un cluster de micro-vides interconnectés et normalement plus larges en taille et de forme plus irrégulières. Les retassures de type “island-shrinkage” comprennent un ou deux micro-vides et par rapport aux retassures de type “net-shrinkage” ont une taille plus petite et une morphologie moins complexe.

La présence des particules de Si au voisinage des retassures peut engendrer un endommagement rapide (dès les premiers cycles de chargement) du matériau avec la formation de microfissures même dans le domaine de fatigue à grand nombre de cycles [Savelli et al. 2000]. Plusieurs études ont été conduites pour comprendre l'effet de la taille des pores sur la durée de vie en fatigue dans les alliages d'aluminium de fonderie [Koutiri et al. 2013a; Buffière et al. 2001; McDowell et al. 2003; Chan et al. 2003; Roy et al. 2011; Roy et al. 2012; Mu et al. 2014a; Mu et al. 2014b] et globalement la taille a un effet nocif sur la limite de fatigue, pour un chargement uniaxial. La Figure 1.5a montre une synthèse des résultats de différents travaux conduits sur les alliages à base Al-Si (avec un taux différent de Mg et Cu). Celle-ci présente l'évolution de la résistance en fatigue (exprimée comme amplitude de contrainte) en fonction de la taille de défaut (exprimée comme diamètre équivalent). Les données peuvent s'approcher avec un simple critère basé sur la mécanique de la rupture élastique linéaire (LEFM) en utilisant une valeur du facteur d'intensité des contraintes seuil ΔK_{th} qui varie entre $2 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ et $2.8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

Le résultat de Redik et al. [Redik et al. 2014], montre une forte dépendance entre la limite de fatigue et la taille des pores pour des alliages de fonderie de la famille Al-Si. Il est important de remarquer que les travaux de Roy et al. [Roy et al. 2011; Roy et al. 2012] ont montré que les fissures naturelles (amorçées à partir d'un pore) de l'alliage A356-T6 se propagent en suivant une loi effective avec un seuil effectif $\Delta K_{eff} = 1.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ce qui est en contraste avec les résultats obtenus par Redik et al. [Redik et al. 2014] où les résultats semblent suivre un critère de type LEFM sans correction de l'effet de fermeture. Cependant si on considère un défaut équivalent à une fissure, on peut négliger certains aspects qui généralement contribuent à la fermeture d'une fissure de fatigue. Effectivement, une fissure naturelle, qui amorce sur un pore, a une taille inférieure à celle nécessaire pour engendrer des effets liés au sillage plastique. Plus précisément, en pointe de fissure on peut trouver des obstacles à la propagation engendrés par la formation d'une couche d'oxyde, par la rugosité des surfaces de rupture ainsi que par de la plasticité localisée. La quantification de ces trois effets est difficile à faire et dans un domaine de fatigue à grand nombre de cycles, un seuil de propagation effectif semble le moyen le plus pertinent pour décrire la propagation d'une fissure naturelle (amorçé à partir d'un pore).

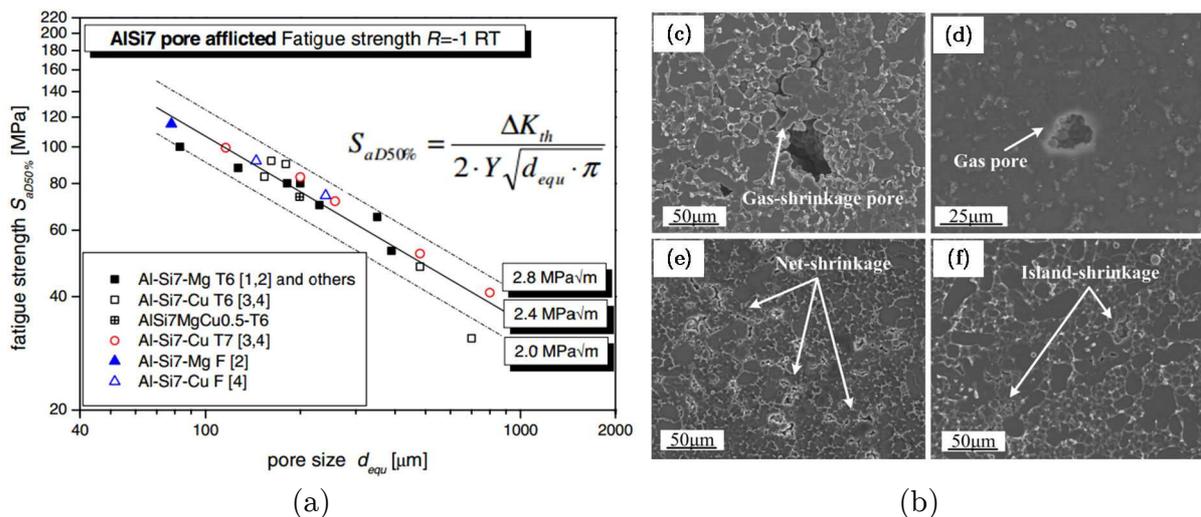


Figure 1.5 : (a) Evolution de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut (mesurée comme diamètre équivalent) [Redik et al. 2014], (b) morphologie 2D des pores dans un alliage AM60B, (c) pore de type retassure (formée par un gaz), (d) pore gazeux, (e-f) pores de type retassure [Li et al. 2016]

Plusieurs travaux ont été conduits sur l'alliage A357-T6. Mu et al. [Mu et al. 2014a] ont montré que pour un rapport de charge $R = -1$, la limite de fatigue (estimée à $5 \cdot 10^6$ cycles) est réduite pour une taille de défaut supérieure à $300 \mu\text{m}$. Cette valeur de taille de défaut critique est inférieure et égale à environ $200 \mu\text{m}$ pour un rapport de charge $R = 0.1$. Brochu et al. [Brochu et al. 2010] pour la même gamme d'alliage (A357) ont trouvé que pour un chargement donné, le rapport entre la durée de vie N d'une éprouvette et la valeur théorique de durée de vie N_{th} (estimée pour l'alliage de référence sans défauts) décroît à partir d'une taille de défaut d'environ $155 \mu\text{m}$ à $R = -1$. Selon Wang et al [Wang et al. 2001a], la valeur de la taille critique de défaut est liée à la microstructure du matériau. Pour des microstructures grossières ($SDAS > 40 \mu\text{m}$) la taille critique de défaut a une valeur proche à celle de la SDAS, au contraire, pour des microstructures fines ($SDAS < 40 \mu\text{m}$)

la taille critique de défaut est liée à la taille des grains. Ce résultat est en contraste avec les résultats obtenus par Mu et al. [Mu et al. 2014a] et par Brochu et al. [Brochu et al. 2010]. Dans les deux cas, la taille critique de défaut est supérieure à la SDAS mais inférieure à la taille de grain, ce qui montre que cette indication donnée par Wang ne peut pas s'appliquer comme règle générale. Concernant des chargements plus complexes, Roy et al. [Roy et al. 2011] et Iben Houria et al. [Iben Houria et al. 2015] ont montré que pour un alliage A356-T6 il y a un effet plus marqué des pores sur la limite de fatigue en torsion plutôt qu'en traction-torsion où l'effet des pores est presque négligeable [Roy et al. 2011].

– Défauts de type oxyde

Les défauts de type oxyde peuvent se classer comme “old” (Figure 1.6a) ou “young” (Figure 1.6b) en fonction de leur formation au sein de la coulée. Les oxydes de type “old” se forment dans les premières étapes du procédé de fonderie, ils prennent naissance à partir de la surface dans le four de fusion ou pendant le passage du matériau fondu du four de fusion au système de moulage. La chimie des oxydes de type “old” est de type “spinelle”, qui correspond aux oxydes de Mg et Al et, comparés à la matrice d'aluminium, sont composés d'un taux très élevé de Mg et O [Nyahumwa et al. 2001]. Une analyse plus détaillée montre aussi la présence de quelques traces de Ti, Fe et S.

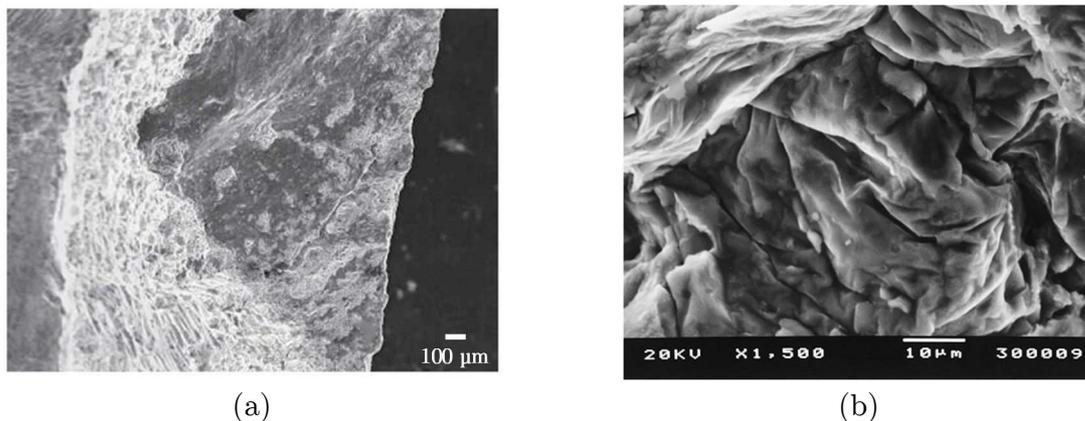


Figure 1.6 : (a) Fissure de fatigue amorcée sur un oxyde de type “old” pour un alliage de type 319 obtenu par moulage par modèle perdu (PMP) [Wang et al. 2006], (b) morphologie d'un oxyde de type “young” observé pour un alliage de la famille Al-Si-Mg [Nyahumwa et al. 2001]

Les oxydes de type “young” qui sont connus aussi sous le nom de film d'oxyde sont pliés dans le métal fondu pendant le remplissage du moule et leur composition est très proche de l'alumine pure (Al_2O_3). Après les phases de remplissage et solidification ils finissent par rester localisés dans les régions inter-dendritiques. Dans ces zones, les oxydes forment des réseaux où à l'interface oxyde/oxyde il n'y a pas de ligament entre les films ce qui engendre une discontinuité dans la matière qui peut favoriser l'amorçage d'une fissure. Ces films peuvent avoir une taille variable entre 1 μm et 10 μm et sont répartis de façon aléatoire dans le composant moulé. Les oxydes influencent négativement la durée de vie en fatigue des alliages de la famille Al-Si-Mg par rapport à une coulée sans oxydes [Nyahumwa et al. 2001; Ludwig et al. 2012].

Des résultats expérimentaux ont été produits par Nyahumwa et Campbell [Nyahumwa et al. 1998a; Nyahumwa et al. 1998b] pour montrer l'effet des oxydes. Deux coulées ont été produites, avec l'usage de filtres et sans l'usage de filtres dans le système de remplissage. Le résultat global a montré que l'usage des filtres (pour limiter la formation des films d'oxyde) donne une amélioration de la durée de vie à rupture (en traction positive, $R = 0.1$ et pour une contrainte maximale de 150 MPa) d'environ 3 fois par rapport à la coulée sans filtres. L'amorçage des fissures de fatigue, dans la coulée avec filtres se produit principalement sur des oxydes de type "old". L'effet des oxydes sur la durée de vie en fatigue des alliages de fonderie de type Al-Si est influencé par la présence des pores dans la coulée. Effectivement, en absence de défauts de type pore gazeux ou retassure, les oxydes pilotent la durée de vie en fatigue et représentent les sites d'amorçage des fissures de fatigue [Davidson et al. 2004; Wang et al. 2001b]. En présence d'autres défauts, comme les pores, l'oxyde n'agit pas comme seul concentrateur des contraintes et dans différents travaux, il a été montré que le rôle prédominant reste celui des pores et que l'oxyde a un effet moins marqué [Davidson et al. 2004; Brochu et al. 2010; Wang et al. 2001b].

1.2.2 Effet de la microstructure sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles

La limite de fatigue des alliages d'aluminium de fonderie est typiquement liée non seulement aux défauts mais aussi à la finesse de la microstructure et surtout à la SDAS. Ce paramètre a été étudié à plusieurs reprises dans différents travaux et son influence sur la limite de fatigue a été analysée avec des résultats contrastés. Si on considère seulement l'effet de la SDAS sur la durée de vie en fatigue du matériau en absence de défauts, pour un chargement uniaxial, il a été observé que pour une SDAS qui varie dans un intervalle compris entre 30 μm et 60 μm , la limite de fatigue diminue avec l'augmentation de la SDAS [Wang et al. 2001b; Gao et al. 2004; Redik et al. 2014]. Pour un intervalle de SDAS qui varie entre 60 μm et 80 μm , la limite de fatigue diminue avec l'augmentation de la SDAS (Figure 1.7a) et pour une SDAS qui varie entre 40 μm et 60 μm la durée de vie reste stable sans subir des grosses fluctuations. Dans le cas d'une modification au Sr, entre une SDAS de 30 μm et 60 μm la durée de vie décroît (avec un gradient plus faible par rapport à l'alliage non modifié), il y a, par contre, une inversion de tendance pour une SDAS supérieure à 60 μm , où la durée de vie augmente avec l'augmentation de la SDAS. Pour les deux alliages la durée de vie minimale est obtenue pour une SDAS de 60 μm environ (Figure 1.7b).

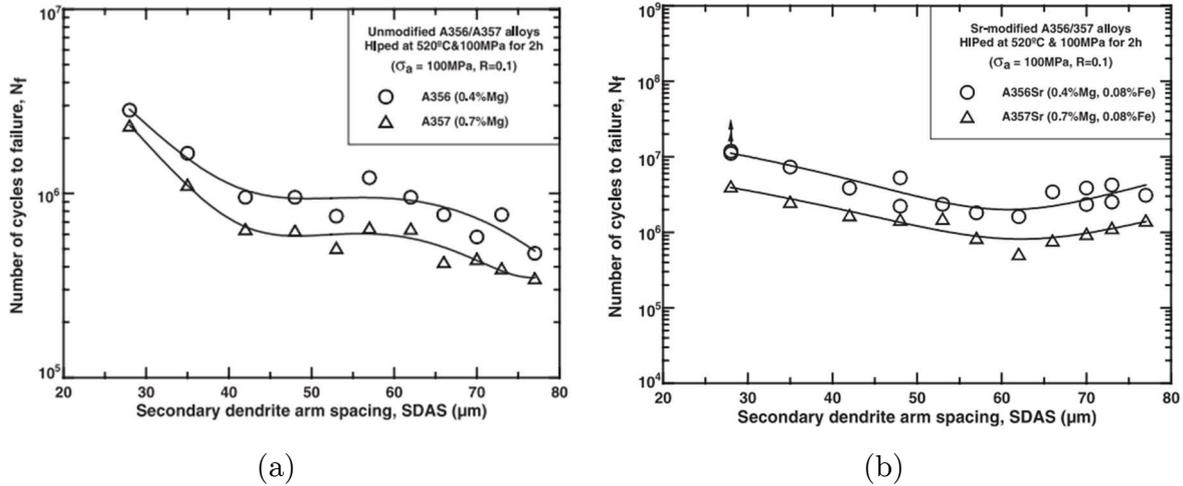


Figure 1.7 : (a) Evolution du nombre de cycles à rupture en fonction de la SDAS (a) pour les alliages A356-T6 / A357-T6 en traction positive ($R = 0.1$), (b) pour l'alliage A357-T6 dans une configuration non modifiée et modifiée au Sr [Wang et al. 2001b]

Les auteurs, pour expliquer ce phénomène, ont émis l'hypothèse d'une contrainte induite par l'empilement des dislocations aux joints de grains et/ou au niveau de bras secondaires et ils ont proposé le scénario suivant (qui cependant n'as pas été vérifié expérimentalement). Pour des alliages de type Al-Si avec SDAS grossière, les bras secondaires des dendrites et la zone eutectique sont larges. Les bras secondaires, dans cette condition, se trouvent isolés et se comportent comme un grain. Au cours des cycles de chargement les dislocations apparaissent autour des particules eutectiques et ne peuvent pas se déplacer à travers des zones eutectiques localisées entre les bras secondaires. Cet effet résulte en une augmentation de la contrainte à la frontière entre les bras secondaires (joint de bras secondaire). Si l'alliage est caractérisé par une microstructure plus fine, les particules eutectiques sont réparties de façon plus homogène dans la matrice et les dislocations peuvent traverser cette barrière formée par la phase eutectique. La conclusion globale affirme que pour des SDAS $> 60\ \mu\text{m}$ les fissures amorcent autour des bras secondaires (joints des bras secondaires) et pour des SDAS $< 60\ \mu\text{m}$ l'amorçage se produit aux joints de grains [Wang et al. 2001b]. Pour un alliage A356-T6 Iben Houria et al. [Iben Houria et al. 2015] ont montré qu'en traction alternée ($R = -1$) ou en traction positive ($R = 0.1$), une augmentation de la SDAS (entre $35\ \mu\text{m}$ et $60\ \mu\text{m}$), entraîne une diminution de la limite de fatigue, en absence de défauts. Cependant, ce résultat en traction n'est pas corroboré pas un nombre suffisant de point expérimentaux pour pouvoir être confirmé.

Pour un chargement de torsion, toutefois, il a été démontré dans les travaux d'Iben Houria et al. [Iben Houria et al. 2015] que l'augmentation de la SDAS (dans un intervalle entre $35\ \mu\text{m}$ et $60\ \mu\text{m}$), engendre une diminution de la limite de fatigue (comme montré par la Figure 1.7a), et ce, en l'absence de défaut identifiable comme responsable de l'amorçage sur le faciès de rupture.

En présence de défaut l'effet de la SDAS est réduit en traction et en torsion (effet du défaut prépondérant par rapport à la SDAS) [Iben Houria et al. 2015; Redik et al. 2014]. Cependant, les travaux conduits par Caton et al. [Caton et al. 1999] ont montré que la SDAS a un effet marquée sur le seuil de propagation des fissures longues, la valeur du seuil augmentant avec la SDAS.

Brochu et al. [Brochu et al. 2010] ont montré que pour un alliage A357 l'effet de la taille de grain n'est pas négligeable. Pour deux types de procédés de moulage (coquille et rhéomoulage en moule semi-permanent) des essais de fatigue à $R = -1$ ont été conduits. Les résultats de fatigue montrent une augmentation de la limite de fatigue à 10^7 cycles pour les éprouvettes obtenues par rhéomoulage, qui ont une taille de grain variable entre $40 \mu\text{m}$ et $400 \mu\text{m}$, qui est remarquablement plus fine par rapport aux éprouvettes coulées en coquille par gravité (taille de grain comprise entre $400 \mu\text{m}$ et $1500 \mu\text{m}$).

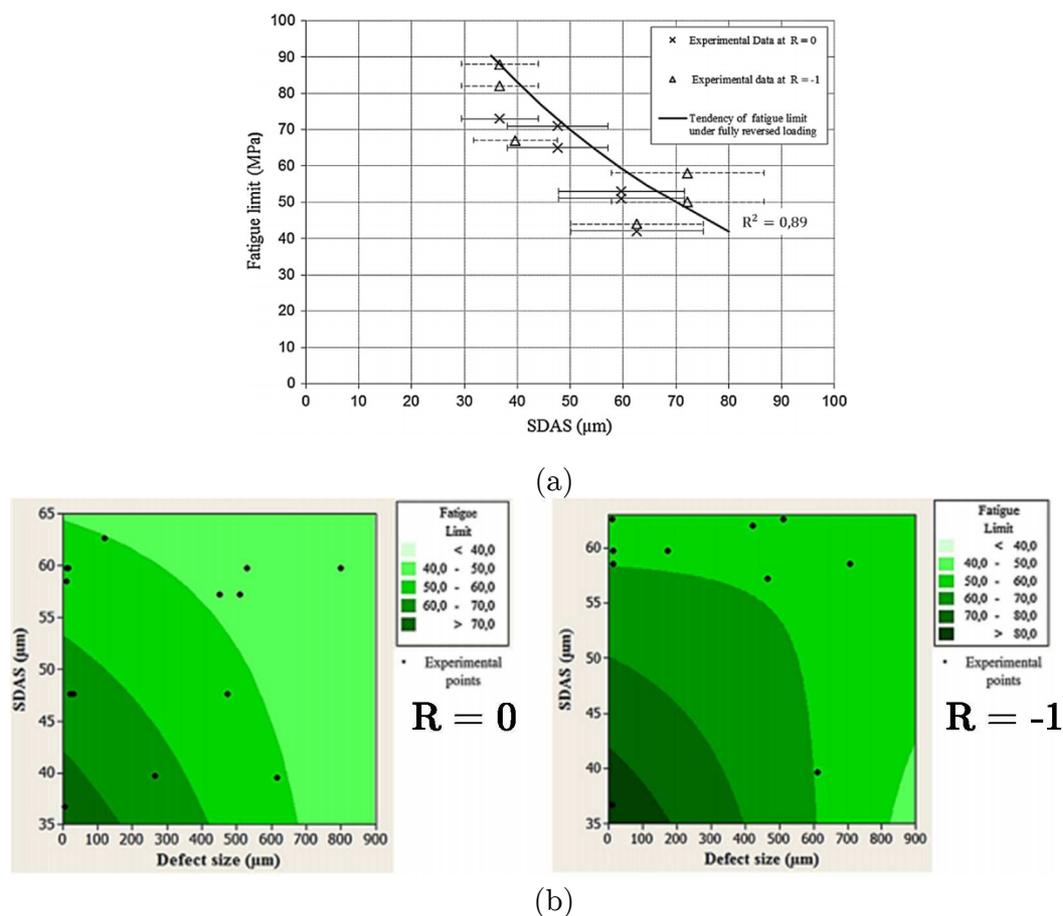


Figure 1.8 : (a) Evolution de la limite de fatigue en torsion en fonction de la SDAS, (b) évolution de la limite de fatigue en torsion ($R = 0$ et $R = -1$) en fonction de la SDAS et de la taille de défaut [Iben Houria et al. 2015]

Une analyse détaillée de la propagation des fissures courtes a été également conduite en montrant qu'en absence de pores à l'origine de l'amorçage, les paramètres microstructuraux ont un effet prépondérant et que les fissures amorcent systématiquement sur des Bandes de Glissement Persistantes (BGP) comme montré en Figure 1.9. La fissure se propage en suivant un plan cristallographique orienté à 45° par rapport à l'axe de chargement en traversant la phase α -primaire ainsi que la phase eutectique sans suivre aucune déflexion selon l'orientation des bras dendritiques. La fissure a suivi un chemin typique du stade I de propagation (cf. paragraphe 1.2.3) et autour de $180 \mu\text{m}$ de longueur a subi une déflexion et un passage au stade II de propagation stable (Figure 1.9d). Cette première partie de propagation, typiquement cristallographique, s'est produite sur le même grain (étant donné que la taille de grain estimée sur les éprouvettes rhéocoulées est comprise entre $40 \mu\text{m}$ et

400 μm). Globalement ce résultat montre qu'en absence de défauts les premiers stades de propagation sont liés à la microstructure du matériau et principalement à la taille de grain. Les joints de grain agissent de barrière dans les premiers stades de propagation et donc une taille de grain plus fine améliore la résistance en fatigue à cause d'un nombre plus élevé d'obstacles à la propagation des fissures courtes [Brochu et al. 2010].

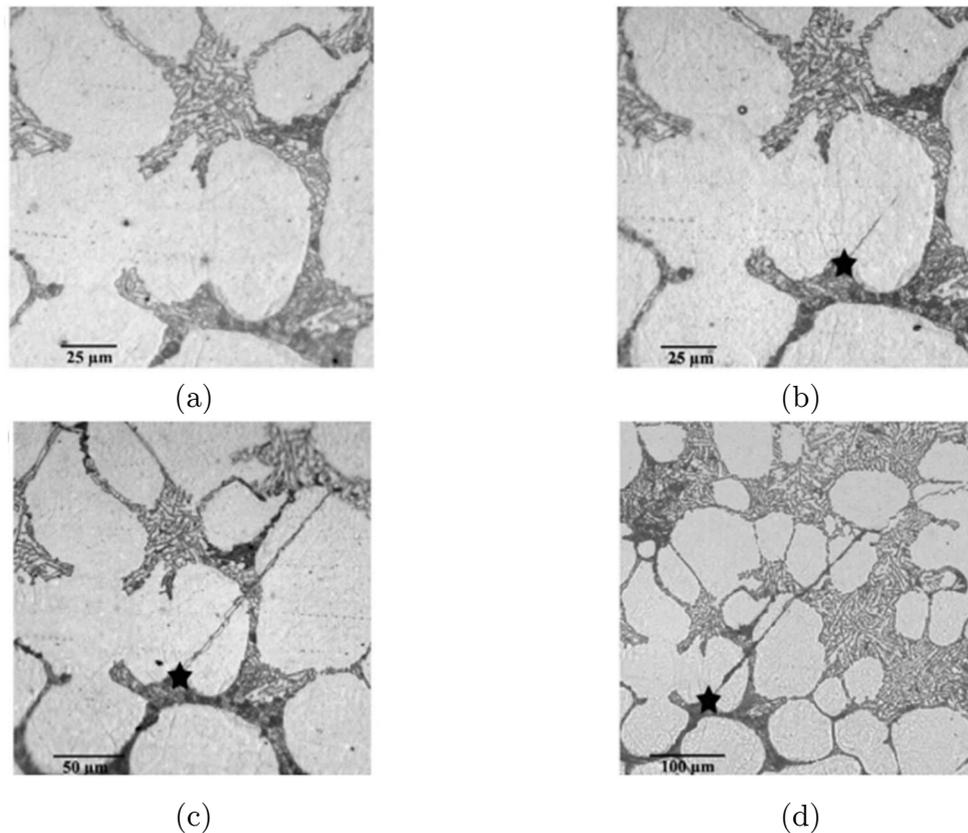


Figure 1.9 : Propagation d'une fissure courte sur une éprouvette en A357 rhéocoulée, (a) $N = 0$ cycles, taille = 0 μm , (b) $N = 3.89 \cdot 10^5$ cycles, taille = 30 μm , (c) $N = 4.45 \cdot 10^5$ cycles, taille = 175 μm , (d) $N = 7.74 \cdot 10^5$ cycles, taille = 387 μm [Brochu et al. 2010]

Un autre effet à prendre en compte, qui typiquement peut influencer la limite de fatigue des matériaux métalliques, est l'état de surface. Plusieurs études conduites sur les alliages de titane ont montré un fort effet de l'état de surface sur la durée de vie en fatigue [Feng et al. 2009; Pazos et al. 2010; Zhang et al. 2010]. Les effets de surface et principalement d'une surface brute de fonderie sont moins documentés pour les alliages d'aluminium moulé. Stucky et al. [Stucky et al. 1996] ont conduit des essais de fatigue sur l'alliage Al-Si7Mg045 coulé en utilisant deux procédés de moulage (sable et coquille) et pour trois états de surface différents (brut de coulée, corindonné et usiné). Les essais ont été conduits en flexion plane ($R = 0.11$) et en flexion rotative ($R = -1$). En ce qui concerne la flexion plane (Figure 1.10a) on trouve que pour un procédé en coquille, l'état de surface joue un rôle important, étant donné que l'état usinée ($R_a^1 = 0.5 - 0.5 \mu\text{m}$) a une limite de fatigue (à $5 \cdot 10^6$ cycles) supérieure de 60% par rapport à un état brut de coulée ($R_a = 2.7 - 3.2 \mu\text{m}$).

¹ Le paramètre R_a correspond à l'écart moyen arithmétique du profil de rugosité, (les valeurs indiquées correspondent à la valeur minimale et maximale mesurées)

En ce qui concerne les éprouvettes coulées en sable (Figure 1.10b), l'écart entre les trois états de surface semble avoir une influence mineure sur la limite de fatigue (à $5 \cdot 10^6$ cycles).

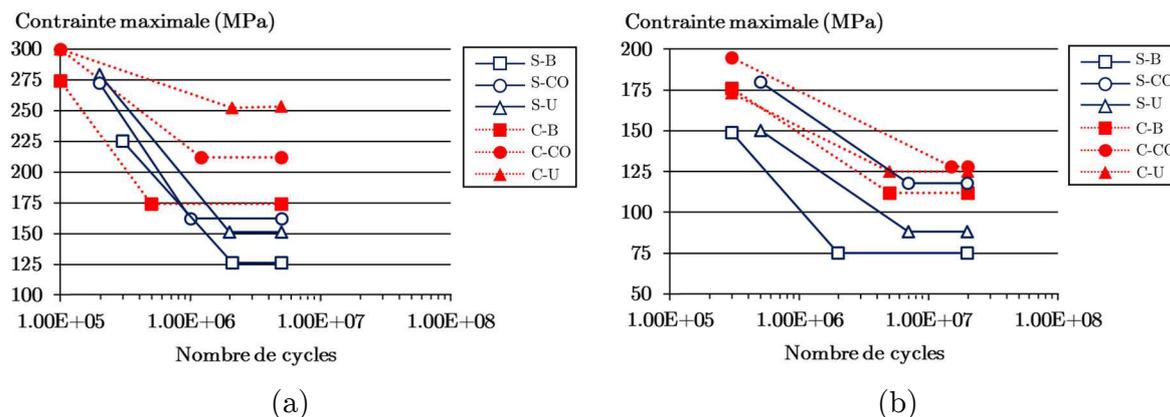


Figure 1.10 : Courbes de Wöhler (schématisiques) obtenues en (a) flexion plane ($R = 0.11$), (b) flexion rotative ($R = -1$), (S = sable, C = coquille, B = brut de coulée, Co = corindonné, U = usiné) d'après Stucky et al. [Stucky et al. 1996]

Pour les essais en flexion rotative, l'écart entre les trois états de surface est moins marqué. L'état brut de coulée (pour les deux procédés) donne la limite de fatigue plus faible. Une estimation des contraintes résiduelles a été conduite pour les éprouvettes coulées en coquille. Pour un état brut de coulée les contraintes résiduelles estimées sont autour de 30 MPa en compression et isotropes. L'état sablé au corindon conserve l'isotropie et augmente les contraintes à 160 MPa. L'usinage (fraisage) donne un niveau de contrainte identique au brut de coulée dans la direction de fraisage et dans la direction perpendiculaire on trouve une valeur très faible de traction (environ 8 MPa). L'effet de l'état de surface est tout de même à considérer comme une action synergique de trois facteurs (rugosité, contraintes résiduelles et porosités de surface), ces trois paramètres agissent ensemble et induisent une amélioration ou une dégradation de la durée de vie de l'alliage.

Dans le Chapitre 2 de ce travail, nous avons conduits une étude sur des éprouvettes dans un état brut de coulée (avec une étape de sablage au corindon) pour vérifier les constats produits dans les travaux de Stucky et al. [Stucky et al. 1996].

1.2.3 Effets de l'environnement sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles

La revue bibliographique conduite dans le paragraphe 1.2.1 a montré que l'amorçage des fissures de fatigue sur les alliages de la famille Al-Si-Mg de fonderie se produit principalement sur les défauts et en particulier sur les défauts proches de la surface ou débouchants en surface. Pour les alliages sans défauts, l'amorçage est piloté, normalement, par la microstructure (formation des BGP, amorçage sur des intermétalliques). L'amorçage d'une fissure de fatigue à partir d'un défaut interne est un phénomène peu observé en fatigue à grand nombre de cycles, (entre 10^5 et 10^7 cycles) dans les alliages d'aluminium. Les cas d'amorçages internes les plus documentés en bibliographie concernent les aciers à haute résistance testés sous condition de fatigue à très grand nombre de cycles (rupture au-delà de 10^7 cycles) [Murakami et al. 1998; Murakami et al. 2000; Nishijima et al. 1999;

Perez Mora 2010]. Plus récemment, pour des alliages d'aluminium de type A357-T6, des fissures amorcées à partir d'un défaut naturel interne ont été documentées par Perez Mora [Perez Mora 2010] dans un régime de fatigue gigacyclique. Serrano-Munoz et al. [Serrano-Munoz et al. 2017; Serrano-Munoz 2014] ont montré une condition d'amorçage à partir d'un défaut artificiel interne pour un régime de fatigue à grand nombre de cycles.

La rupture par fatigue à partir d'un défaut interne a été observée principalement dans un régime de fatigue à très grand nombre de cycles, cependant, certaines conditions doivent être respectées pour que l'amorçage en interne soit favorisé par rapport à l'amorçage en surface. Dans le cas des aciers à haute résistance, afin de favoriser l'amorçage à partir d'un défaut (ou une hétérogénéité microstructurale) en interne, il est nécessaire d'avoir supprimé ou réduit tous les mécanismes qui favorisent l'amorçage en surface. Ceci signifie que la densité des inclusions non-métalliques doit être plus faible par rapport à une valeur critique à partir de laquelle la possibilité d'avoir un amorçage en surface est presque inexistante [Chandran et al. 2010; Mughrabi 2002]. Pour les aciers à haute résistance l'amorçage en interne peut être favorisé aussi grâce à des traitements de surface spécifiques comme par exemple un traitement de cémentation [Nishijima et al. 1999] ou à cause d'une fragilisation interne due à des inclusions d'hydrogène [Murakami et al. 2000]. Un exemple de faciès de rupture qui montre un amorçage interne sur une inclusion pour un acier à haute résistance est montré en Figure 1.11a. On peut remarquer la présence de la zone de propagation interne typiquement définie comme "fisheye".

Une transition entre le mécanisme d'amorçage en surface et en interne a été documentée pour des aciers [Bathias et al. 2001; Wang et al. 2002; Mughrabi 2006] ou des alliages de Titane [Zuo et al. 2008]. Un exemple de courbe S-N qui montre une transition entre un amorçage en surface et un amorçage en sous-surface pour des aciers à haute résistance est montré en Figure 1.11b.

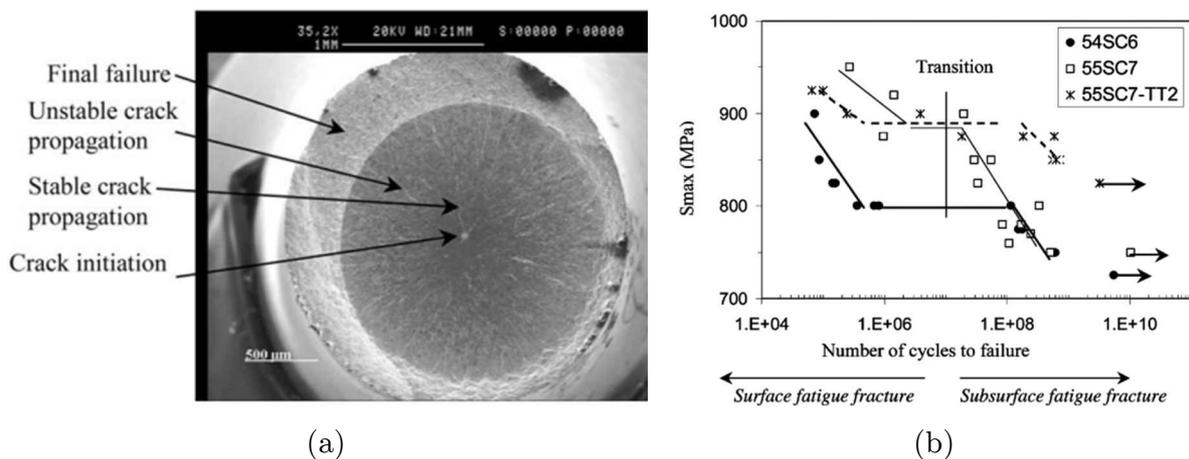


Figure 1.11 : (a) Faciès de rupture typique d'une éprouvette en acier à haute résistance en régime de fatigue gigacyclique qui montre un amorçage interne sur une inclusion, (b) courbe S-N obtenue pour trois aciers à haute résistance (Cr-Si) qui montre la transition entre un amorçage en surface et un amorçage en sous-surface pour un régime de fatigue gigacyclique [Wang et al. 2002]

En ce qui concerne les alliages d'aluminium la transition surface/interne n'a pas été observée sur les courbes S-N même si l'existence d'une limite de fatigue autour de 10^8 cycles a été identifiée dans plusieurs études [Stanzl-Tschegg et al. 1995; Caton et al. 2003;

Mayer et al. 2003; Zhu et al. 2006]. L'amorçage et la propagation des fissures en interne ont été souvent vus comme des phénomènes qui se produisent sous un environnement inerte (proche des conditions de vide) par rapport aux fissures qui amorcent en surface qui sont exposées à l'environnement extérieur.

Plusieurs études ont démontré que les atmosphères non inertes ont un effet nocif sur la durée de vie en fatigue des métaux. Petit et al. [Petit et al. 1991; Petit 1999; Petit et al. 2000; Petit et al. 2006; Petit et al. 2010] ont conduit plusieurs études sur une large sélection de matériaux métalliques et ils ont identifié trois régimes de propagation.

- **Stade I** : correspond à la propagation des micro-fissures, au niveau de la microstructure, qui se propagent à environ 45° par rapport à l'axe de chargement, ce stade est considéré comme le régime le plus rapide pour une condition de chargement donnée (Figure 1.12a).
- **Pseudo-stade I** : se produit dans les matériaux polycristallins et correspond au stade I de propagation mais à l'échelle d'un seul grain tout au long du front de fissure. A l'échelle macroscopique, la fissure se propage selon la direction perpendiculaire à l'axe de chargement comme dans un régime de propagation stable (stade II). Ce stade peut être lié à un régime proche du seuil où les fissures physiquement petites interagissent avec la microstructure. La vitesse de propagation dans cette région est très lente (Figure 1.12c).
- **Stade II** : dans ce stade la fissure propage dans la direction normale à la direction de chargement (Figure 1.12b) ; un modèle basée sur la loi de Paris et qui prend en compte les effets d'environnement a été proposé par Petit et al. [Petit et al. 2006].

Il est important de remarquer que le profil de la fissure formé sous une condition de vide est très dépendant de la microstructure du matériau. Un exemple est montré dans les travaux de Carter et al. [Carter et al. 1984] où, en fonction de la microstructure on peut obtenir un profil de fissure tortueux (pseudo-stade I) ou lisse (stade II) et le niveau de tortuosité peut dépendre de la finesse de la microstructure (structure plus fine, profil moins tortueux).

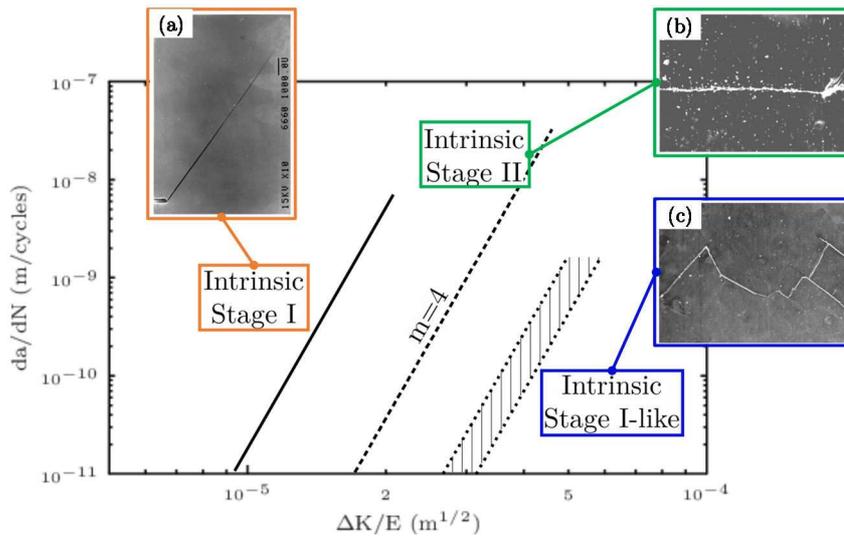


Figure 1.12 : Illustration schématique des trois stades de propagation de fissure pour des matériaux mono ou polycristallins sous un régime de vide poussé, (a) chemin de fissure obtenu sous un régime de type stade I pour un alliage de Mg monocristallin composé par le 4.5% de Al et le 1.25% de Zn en poids (au pic de vieillissement) favorablement orienté pour un glissement sur les plans (111), (b) chemin de fissure obtenu sous un régime de type pseudo-stade I pour un polycristal du même matériau (au pic de vieillissement), (c) chemin de fissure obtenu sous un régime de type stade II pour le même matériau (dans un état survieilli) [Petit et al. 2010]

Le phénomène de fissuration assisté par l'environnement extérieur, et principalement par un environnement gazeux, est un problème complexe et, à l'état actuel, il n'y a pas encore une explication exhaustive des phénomènes qui se produisent en pointe de fissure. Wei et al. [Wei et al. 1981] ont proposé un modèle qui décrit la fissuration assisté par l'hydrogène dans les métaux. Dans ce modèle, l'hydrogène se génère à partir de la réaction de l'environnement extérieur avec le nouveau matériau fissuré en pointe de fissure. L'hydrogène est adsorbé, dissocié et finalement transporté par le mouvement des dislocations ou par des mécanismes de diffusion dans la zone plastique (en pointe de fissure), où une réaction de fragilisation se produit en augmentant la vitesse de propagation (Figure 1.13).

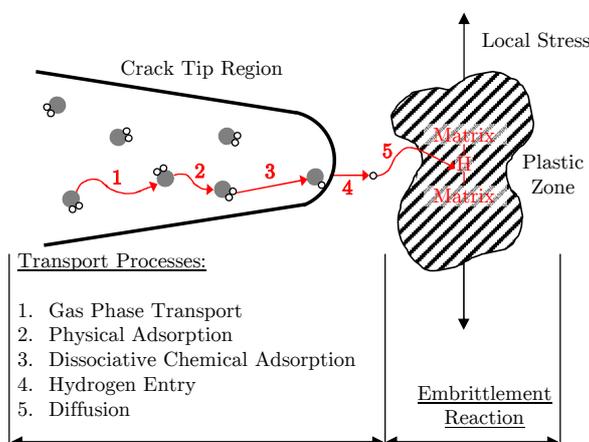


Figure 1.13 : Illustration schématique du mécanisme proposé par Wei et al. [Wei et al. 1981] pour décrire la fissuration assistée par l'environnement obtenue sous hydrogène. La fragilisation est montrée par une réaction matrice-hydrogène-matrice avec la zone plastique

Plusieurs modèles ont été proposés pour décrire la réaction de fragilisation, parmi les différents modèles on peut en considérer trois qui ont été développés spécifiquement pour décrire l'effet de l'hydrogène gazeux sur la propagation des fissures dans les métaux.

– **Hydrogen-Enhance DEcohesion (HEDE)**

Ce modèle est basé sur la réduction des forces de cohésion interatomique en présence d'hydrogène [Troiano 2016]. Le concept de "décohésion" due à l'hydrogène suppose que l'hydrogène réduit l'énergie de cohésion des plans de clivage et des joints de grains [Pfeil 1926]. Troiano et al. [Troiano 2016] ont proposé l'idée que l'hydrogène présent dans les sites interstitiels cause une dilatation du réseau atomique du matériau, en réduisant l'énergie de liaison interatomique [Oriani 1970; Oriani 1972; Oriani et al. 1977; Oriani 1987]. Dans ce modèle, l'hydrogène dissout dans le matériau diminue les forces de cohésion des plans cristallographiques, en favorisant la rupture par clivage. Ce modèle suppose une rupture fragile : lorsque les forces de cohésion deviennent plus faibles que les contraintes locales, la rupture par décohésion est favorisée par rapport au glissement des dislocations. Pour que cela soit possible, la concentration d'hydrogène doit être élevée et ceci est le cas en pointe de fissure à cause d'une déformation plastique élevée. A l'état actuel, cependant, il est difficile d'obtenir des preuves expérimentales qui puissent étayer le mécanisme HEDE où il faudrait prendre en compte et observer des effets à environ une dizaine de nanomètres en avant de la pointe de fissure [Bilotta 2016].

– **Hydrogen-Enhanced Localized Plasticity (HELP)**

Le principe de base de ce modèle évoque un enrichissement en hydrogène en pointe de fissure qui facilite le mouvement des dislocations et les mécanismes de déformation plastique conduisant à la rupture du matériau [Beachem 1972; Birnbaum et al. 1994]. La proposition à la base de ce modèle, suggère que les atomes d'hydrogène dissous dans le matériau favorisent le mouvement des dislocations et une localisation de la déformation plastique en produisant une propagation fragile à l'échelle macroscopique. A cause d'une concentration d'hydrogène élevée en pointe de fissure, il y a une mobilité accrue des dislocations dans une zone très localisée, plus petites de la zone plastique en absence d'hydrogène, ce qui cause la fracture fragile. La propagation de la fissure se produit par un processus de coalescence des microcavités dans la zone de contrainte hydrostatique et de concentration d'hydrogène élevée, plus localisées que celle en environnement inerte. Plus précisément le mécanisme HELP suppose que les atomes d'hydrogène agissent comme des barrières élastiques pour les dislocations, ce qui réduit considérablement la force de répulsion agissant entre les dislocations sur le plan de glissement, et augmente la mobilité des dislocations.

– **Adsorption-Induced Dislocation Emission (AIDE)**

Ce modèle a été proposé par Lynch [Lynch 1988] et développé ensuite [Shin et al. 1983; Lynch 1979; Lynch 1988; Lynch 2013]. Il se fonde sur le concept que la fragilisation est le résultat de l'augmentation de la plasticité à cause de la présence d'hydrogène en pointe de fissure, qui facilite l'émission de dislocation. Le principe à la base du mécanisme AIDE se

base sur l'idée que les populations d'hydrogène adsorbées en pointe de fissure diminuent localement l'énergie de cohésion du matériau, et facilitent ainsi la nucléation et l'émission de dislocations. Dans la théorie AIDE l'hydrogène adsorbé en surface (en pointe de fissure, sur un micro-vide) est à la base de la nucléation et de l'émission de dislocations, à partir de la pointe de la fissure. La nucléation des dislocations implique la rupture puis la formation des liaisons interatomiques en pointe de fissure, sur la surface et dans le volume, sur les premières couches atomiques. L'affaiblissement des liaisons interatomiques en pointe de fissure est le phénomène qui facilite le processus de nucléation et d'émission de dislocations. Globalement le modèle AIDE considère que la phase d'adsorption peut déjà altérer la résistance en fatigue du matériau et l'adsorption, déjà à l'échelle de quelques couches atomiques, est suffisante pour accélérer la phase de propagation.

Dans les travaux de Hénaff et Petit [Hénaff et al. 1995; Hénaff et al. 1996; Petit et al. 2006; Petit et al. 2010] les deux mécanismes HELP et AIDE ont été observés en fonction du contrôle des mécanismes d'adsorption en pointe de fissure comme montré par la Figure 1.14.

Pour activer le mécanisme HELP, certaines conditions doivent être respectées. La fissure doit se propager à un facteur d'intensité des contraintes suffisamment faible pour permettre d'avoir une zone plastique en pointe de fissure plus petite que la taille de grain et limiter l'activité de glissement à quelques systèmes de dislocation. Selon la théorie de Wei, le nombre de molécules de l'environnement extérieur (dans ce cas spécifique l'hydrogène) qui rejoignent la pointe de fissure doit être suffisamment élevé pour permettre la création d'une couche-simple d'adsorption instantanée. La vitesse de propagation (da/dN) doit aussi être suffisamment faible pour permettre à l'hydrogène de diffuser dans la zone plastique. Finalement la réaction de fragilisation en pointe de fissure se produit selon le modèle HELP.

Si on se réfère à la Figure 1.14 quand on atteint un niveau de vitesse de propagation critique il y a un changement non négligeable de la courbe de propagation.

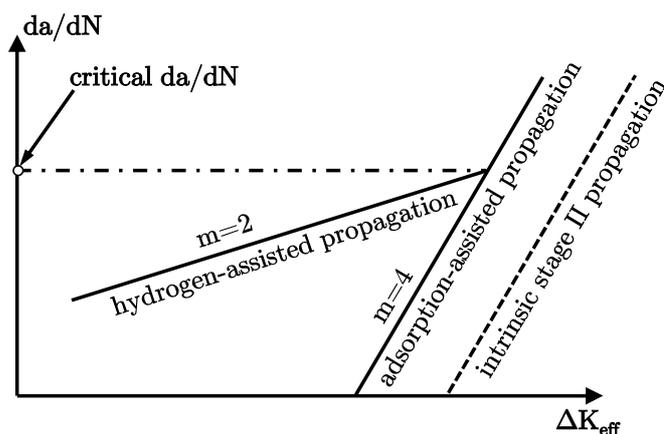


Figure 1.14 : Illustration du modèle de propagation de fissure assisté par la vapeur d'eau (air à l'ambiante) comparé avec la propagation de fissure observée sous vide. La valeur critique de da/dN indique le point de transition entre les deux modèles de propagation de fissure assistée par l'environnement [Petit et al. 2006]

La valeur de da/dN critique est fonction de différents facteurs, comme la pression partielle de la vapeur d'eau, le rapport de charge, la fréquence d'essai, la composition chimique et la microstructure. Au-dessus de cette valeur critique, la vitesse de propagation est considérée suffisamment élevée pour permettre la seule adsorption des molécules de la vapeur d'eau. Dans ce cas, la réaction de fragilisation qui active un stade II de propagation correspond au mécanisme AIDE. Un modèle qui décrit la propagation des fissures assistée par la vapeur d'eau a été proposé par Petit et al. [Petit et al. 2006].

Richard et al. [Richard et al. 2010] ont proposé une étude de l'influence de l'environnement sur la morphologie de fissure pour un alliage d'aluminium 2024A-T351. Le chemin de fissure se modifie quand l'environnement est modifié et passe de l'air ambiante à 300 K à l'air sec à une température de 223 K. Une propagation de type cristallographique a été identifiée (caractéristique d'un pseudo-stade I) pour l'air sec à 223 K alors que sous un environnement non contrôlé (air à température ambiante), les surfaces de rupture montrent une propagation qui suit un stade II de propagation (Figure 1.15b). Le faciès de Figure 1.15b montre la transition entre les deux environnements, le faciès de rupture obtenu sous atmosphère contrôlée ont permis d'identifier une propagation de fissure qui suit les plans cristallographiques $\{111\}$.

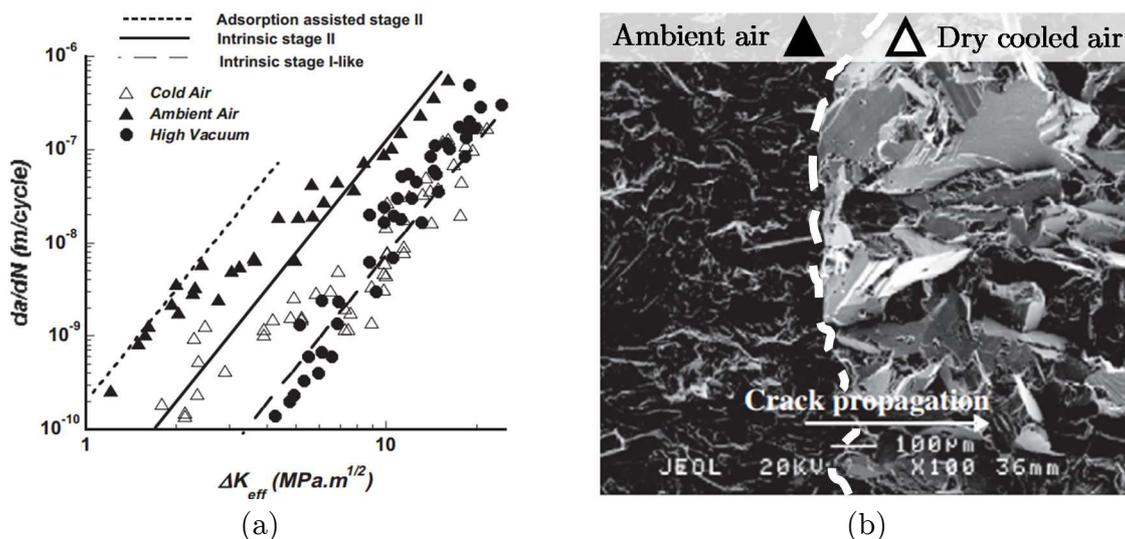


Figure 1.15 : (a) : Influence de la température et de l'humidité, sur la vitesse de propagation d'un alliage 2024A T351 (b) modification de la morphologie des surfaces de rupture d'un alliage d'aluminium 2024A-T351 quand les conditions d'environnement changent de l'air à l'ambiante à l'air sec à 223K [Richard et al. 2010]

Différentes études ont été conduites pour caractériser la propagation des fissures des alliages d'aluminium corroyés [Carter et al. 1984; Stanzl et al. 1991; Holper et al. 2003; Holper et al. 2004; Gasquères et al. 2005; Richard et al. 2010; Stanzl-Tschegg 2006]. L'effet d'un environnement contrôlé, de type vide, sur des courbes de type S-N pour des alliages d'aluminium de fonderie, n'est pas un sujet de recherche qui a été abordé de façon systématique dans la littérature. A l'état actuel, les travaux récents de Serrano-Munoz et al. [Serrano-Munoz 2014; Serrano-Munoz et al. 2017], ont permis d'approfondir ce domaine et d'avoir une analyse des effets d'un environnement neutre sur les alliages d'aluminium de la série A357-T6 pour comprendre les mécanismes à la base d'un amorçage en interne.

Des essais ont été conduits sur des éprouvettes avec un défaut interne artificiel ($d_{eq} = 2 \text{ mm}$) sous air à température ambiante (sans contrôle de l'environnement extérieur). La Figure 1.16a montre les surfaces de rupture où trois régions différentes ont été observées. La région 1 correspond à un stade II de propagation mais, comme montré par la Figure 1.16b, qui est assisté par un environnement inerte (type vide). La région 2 montre un faciès de rupture de type cristallographique qui est typique d'un pseudo-stade I, la direction de propagation de la fissure dans cette région a été identifiée comme propagation cristallographique dans la direction des plans $\{111\}$. La région 3 montre des surfaces de rupture proches de la région I, dans cette région les auteurs ont supposé que la fissure a terminé de propager sous un environnement type vide et d'être en contact avec un environnement extérieur (dans ce cas de l'air à température ambiante). La propagation dans cette région est pilotée par un stade II, assisté par l'environnement extérieur, par absorption (AIDE).

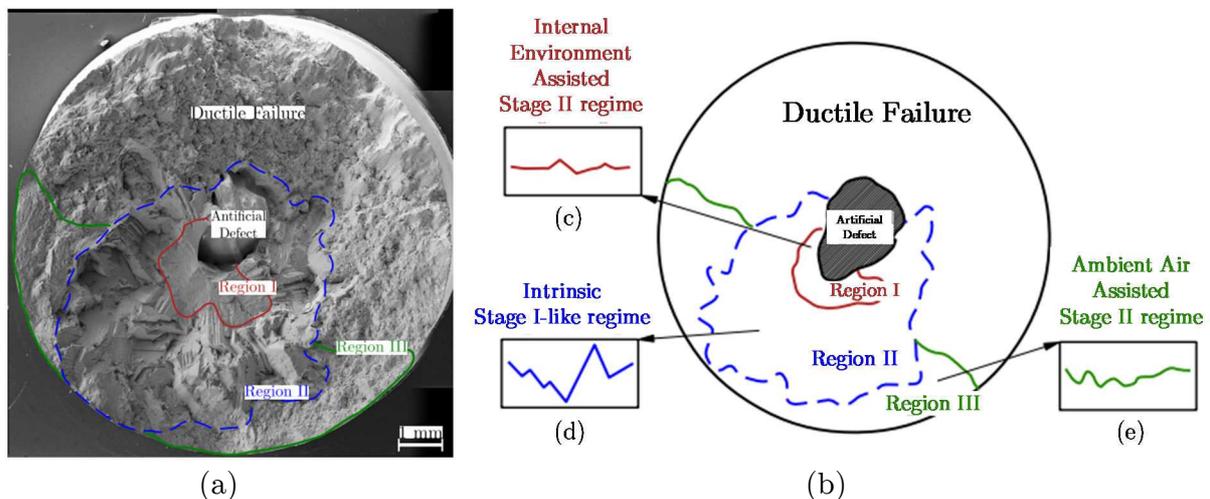


Figure 1.16 : (a) Surfaces de rupture d'une éprouvette en A357-T6 avec un défaut interne artificiel ($d_{eq} = 2 \text{ mm}$) qui montre une propagation sous un environnement type vide, (b) schématisation des trois régions de propagation identifiées dans le cas d'un amorçage d'une fissure de fatigue en interne [Serrano-Munoz 2014]

Des essais similaires ont été conduits sur des éprouvettes avec un défaut artificiel de surface de forme presque sphérique ($d_{eq} = 2 \text{ mm}$) testées sous vide. Les faciès de rupture sont montrés en Figure 1.17a. Dans ce cas, les surfaces de rupture montrent une seule région de propagation qui a une morphologie identique à celle identifiée dans la région II dans le cas d'un amorçage en interne et qui ont été documentées comme conséquence d'un pseudo-stade I de propagation. Le même résultat a été observé pour des défauts naturels très proches de la surface libre de l'éprouvette (pour une éprouvette testée sous vide). La Figure 1.17b montre une schématisation des différentes régions identifiables pour des défauts de surface (artificiels ou naturels) testés sous vide ou sous air. Dans le cas (f) d'un défaut artificiel de surface testé sous air, la région de propagation correspond à la région III de Figure 1.16 qui est typique d'une propagation sous un stade II assisté par l'environnement extérieur (air à l'ambiante). Les différences observées sur le faciès de rupture sont un indicateur d'une différence de vitesse de propagation et ceci se reflète sur la durée de vie des éprouvettes.

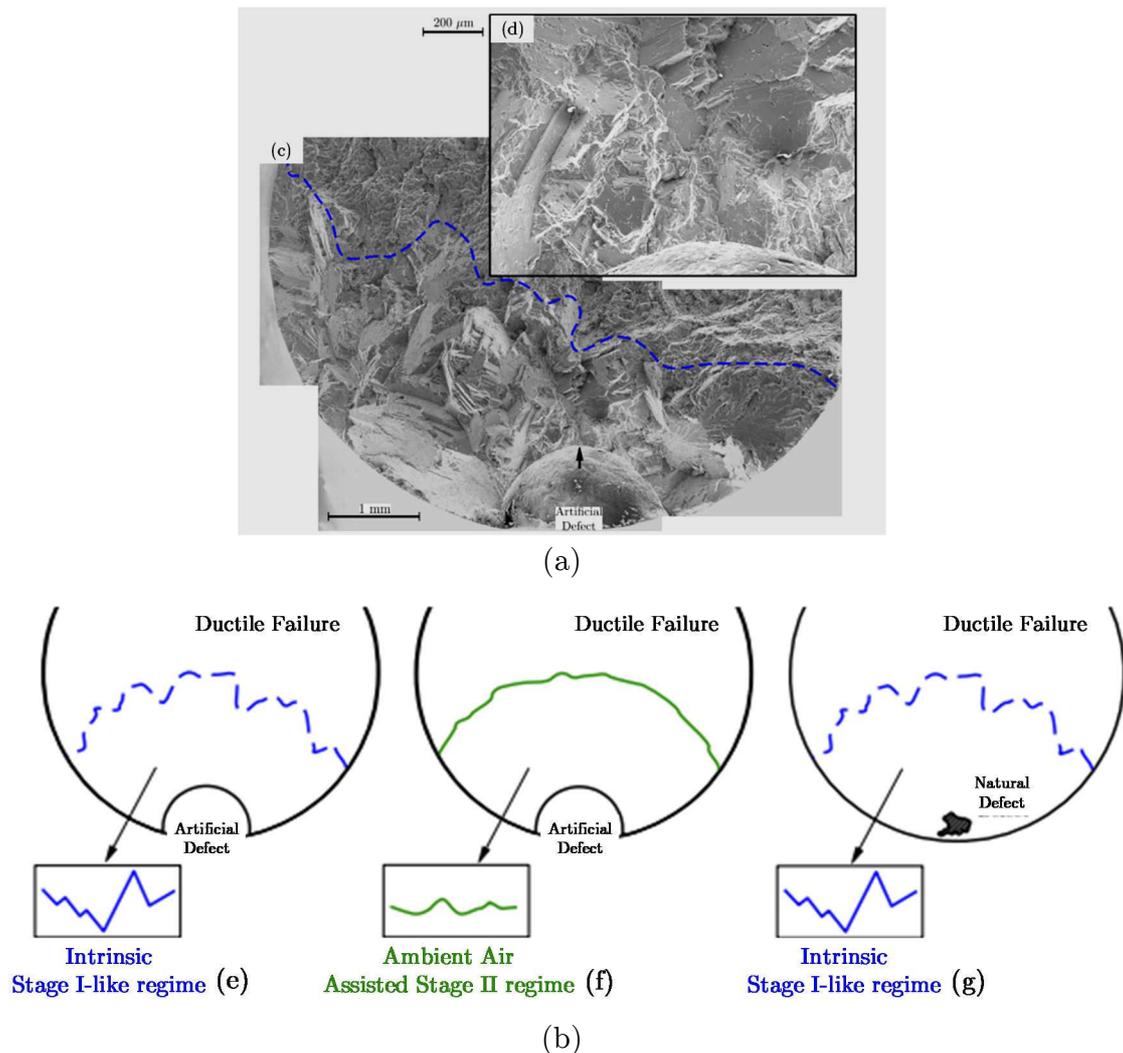


Figure 1.17 : (a) Surfaces de rupture d'une éprouvette en A357-T6 avec un défaut de surface artificiel ($d_{eq} = 2 \text{ mm}$) testée sous vide, (b) schématisation des régions de propagation identifiées dans le cas d'un amorçage d'une fissure de fatigue sur un défaut de surface artificiel testé sous vide (e), un défaut de surface artificiel testé sous air (f), un défaut de surface naturel testé sous vide (g) [Serrano-Munoz 2014]

La courbe S-N (Figure 1.18) obtenue dans les travaux de Serrano-Munoz [Serrano-Munoz 2014] montre les résultats des essais de fatigue à grand nombre de cycles conduits sur l'alliage A357-T6 (dans un état sain et dégradé) sous deux environnements différents (air et vide).

Le matériau de référence (sans défauts) a été testé sous air et il est représenté par les carreaux noirs sur la courbe S-N de Figure 1.18. Les losanges verts représentent les éprouvettes testées sous air avec un défaut interne artificiel. On peut constater qu'il n'y a pas d'écart avec le matériau de référence sans défauts. Le résultat est identique pour des éprouvettes avec un défaut de surface artificiel (cercles bleus) ou naturel (étoiles bleus) testées sous vide. Le seul écart visible (réduction de la limite de fatigue) est donné par les éprouvettes, avec un défaut de surface, testées sous air. Ce résultat montre deux phénomènes. En premier, on constate que le passage entre un environnement plus agressif comme l'air influence beaucoup la limite de fatigue du matériau, à iso-défaut la vitesse de propagation est plus élevée sous air par rapport à un essai sous vide. En seconde lieu, ce résultat confirme que l'amorçage en interne est strictement lié à un effet d'environnement

(propagation sous un environnement type vide) pour des essais à grand nombre de cycles et pour l'alliage en question (A357-T6).

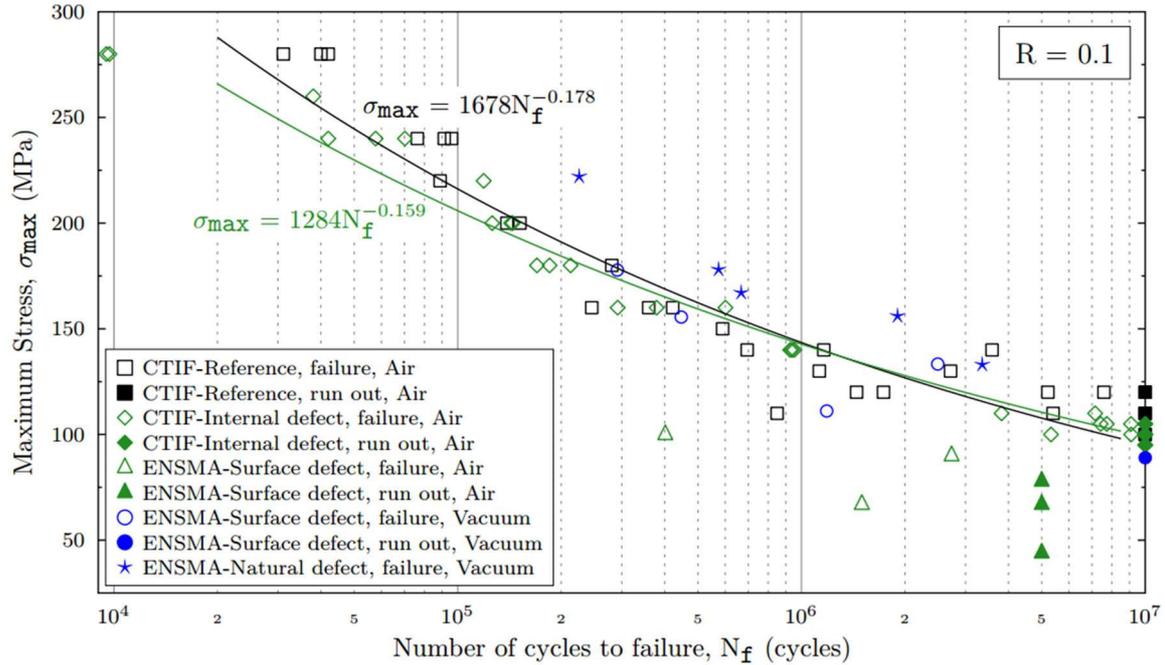


Figure 1.18 : Courbes S-N à $R = 0.1$ obtenues pour l'alliage A357-T6 pour des défauts internes et de surface sous deux environnements différents, vide et air [Serrano-Munoz 2014]

1.2.4 Synthèse sur le rôle des défauts et de l'environnement sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles des alliages d'aluminium de fonderie

L'analyse bibliographique a montré que plusieurs effets peuvent intervenir pour modifier la tenue en fatigue des alliages d'aluminium de fonderie dans une condition de fatigue à grand nombre de cycles. Ces effets sont liés principalement à des hétérogénéités au niveau de la microstructure du matériau, à la présence des défauts de fonderie, à l'état de surface et à l'environnement extérieur. Les travaux de la littérature qui ont été détaillés dans les sections précédentes ont montré que ces effets peuvent agir en synergie et une analyse de chaque effet pris séparément est complexe à réaliser. Ce problème se reflète principalement sur le couplage de trois paramètres : la SDAS, la taille de grain et la taille de défaut. Les résultats issus des différents travaux de littérature analysés peuvent se résumer comme il suit :

– Effet de la microstructure

Deux paramètres caractérisent la microstructure d'un alliage d'aluminium de fonderie : la SDAS et la taille de grain. Ces deux paramètres microstructuraux sont normalement corrélés, et la SDAS semble avoir un effet prépondérant par rapport à la taille de grain sur la durée de vie en fatigue. L'effet de la microstructure est plus marqué en absence de défauts d'autre nature (comme les films d'oxydes ou les pores) et certaines études ont montré que

sous cette condition l'amorçage d'une fissure de fatigue peut se produire sur une BGP sans un défaut sous-jacent. L'indication générale porte cependant à affirmer qu'une SDAS plus fine améliore la tenue en fatigue à grand nombre de cycles. En ce qui concerne le rôle des grains dans les alliages d'aluminium de fonderie, il n'y a pas un accord commun dans les différents travaux bibliographiques analysés. L'effet de la SDAS est moins important en présence de défauts mais peut, dans une moindre mesure par rapport aux pores, influencer la tenue en fatigue de l'alliage. D'autres concentrateurs de contrainte peuvent s'identifier dans les particules de Si ou sur les phases intermétalliques fragiles en absence de défauts.

– **Effet de l'état de surface**

L'effet de l'état de surface pour les alliages d'aluminium de fonderie n'est pas un sujet qui a été abordé systématiquement dans la littérature. Généralement l'état de surface brut de fonderie est lié au procédé de fabrication, cependant les pièces, après moulage, subissent une étape de sablage au corindon qui modifie l'état de surface finale du composant. Globalement pour un moulage au sable, l'effet de l'état de surface ne semble pas être un paramètre d'ordre majeur sur la durée de vie des alliages d'aluminium moulés. Toutefois l'effet de l'état de surface est à quantifier pour comprendre si ceci est seulement une fonction de la rugosité et/ou des contraintes résiduelles, ou si une surface brute de fonderie introduit d'autres éléments néfastes (comme des défauts) sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles.

– **Effet des défauts**

Les défauts principaux qui engendrent l'amorçage d'une fissure de fatigue sur les alliages d'aluminium moulé sont les films d'oxyde et les retassures.

Les films d'oxyde agissent comme des concentrateurs de contrainte. En absence d'autres défauts ils sont une des causes principales de l'amorçage des fissures de fatigue et ils réduisent significativement la durée de vie de l'alliage par rapport à un alliage sans oxydes. L'effet des films d'oxyde est réduit en présence des pores.

Les pores et principalement les défauts de type retassure, ont un rôle important dans l'amorçage des fissures de fatigue dans un cas de chargement de traction uniaxiale. Ceci est principalement dû à la tortuosité ainsi qu'à la présence des particules d'eutectique dans les zones convexes des pores. Cependant une étude détaillée de l'effet de la morphologie d'un défaut pour une taille de défaut donnée, afin de quantifier l'impact de la tortuosité d'un défaut sur la tenue en fatigue d'alliages d'aluminium, n'est pas un sujet qui a été abordé de façon systématique dans la littérature. L'effet de la taille des pores sur le type de chargement appliqué est très clair en traction (réduction de la limite de fatigue et de la durée de vie avec l'augmentation de la taille du défaut), cet effet est moins marqué pour des chargements plus complexes type traction-torsion.

– **Effet de l'environnement**

L'environnement extérieur influence le mécanisme et la vitesse de propagation des fissures pour les alliages d'aluminium de fonderie. Un environnement inerte, comme le vide, augmente la tenue en fatigue des alliages d'aluminium de fonderie en présence de défauts

de surface, qui est comparable à celle du matériau en absence de défauts (testé sous air). La propagation d'une fissure sous vide est identifiable sur les faciès de rupture, où la fissure propage en suivant un plan cristallographique favorablement orienté (typiquement les plans {111}). Cet effet a été remarqué aussi sous air mais dans des conditions environnementales particulières (air sec à 223 K), pour des faibles vitesses de fissuration (proches du seuil), en identifiant ce stade de propagation comme pseudo-stade I. Un effet d'environnement proche du vide a été remarqué dans le cas d'un amorçage en interne sur un pore. Cette condition (peu observée en fatigue à grand nombre de cycles) engendre une réduction de la vitesse de propagation, les faciès de rupture sont de type cristallographique et la tenue en fatigue est comparable au matériau sans défauts ou avec défauts de surface mais testé sous vide. Le constat d'un effet d'environnement a été bien documenté, mais à l'état actuel il n'y a pas une étude complète qui montre l'effet de la position du défaut par rapport à la surface libre. Un critère pour établir quand un défaut peut se considérer comme interne ou de surface devient nécessaire, étant donné que la position du défaut peut jouer un rôle fondamental sur la tenue en fatigue de l'alliage.

A partir de l'analyse bibliographique, quelques questions restent ouvertes :

1. Si on admet un effet de la taille du défaut sur la limite de fatigue des alliages d'aluminium de fonderie, quel est l'impact de la morphologie globale et locale d'un défaut ?
2. L'état de surface et principalement un état brut de fonderie a-t-il un impact remarquable sur la limite de fatigue des alliages d'aluminium moulé ? Est-ce qu'il engendre seulement des altérations au niveau de la rugosité de surface ou il introduit d'autres modifications comme par exemple des défauts liés à la peau de fonderie ? Est-ce que cet effet a le même impact sur une éprouvette et sur un composant complet ?
3. Est-ce qu'on peut définir un critère capable de définir la frontière entre un défaut interne et un défaut de surface en fonction de sa position ?

1.3 Apport de la micro-tomographie RX 3D dans l'analyse des populations de défauts dans les alliages d'aluminium de fonderie

Dans cette section, une révision des principes à la base de la tomographie RX 3D ainsi que des configurations différentes que l'on peut utiliser a été conduite. Une analyse des caractéristiques principales des tomographes de laboratoire et du rayonnement au synchrotron sont synthétisées. Une analyse des techniques tomographiques utilisées pour la caractérisation des populations des défauts dans les alliages de fonderie de la famille Al-Si, ainsi que des résultats principaux obtenus, a été également menée.

1.3.1 Techniques tomographiques

La tomographie est définie comme une description quantitative d'un volume de matière. Parmi les différentes méthodologies non-invasives qui permettent l'inspection à l'intérieur d'un objet optiquement opaque, la tomographie RX est largement utilisée autant dans le domaine médicale que dans le domaine industriel. La tomographie est une technique plutôt "récente", les premières images ont été obtenues en 1957 par Bartolomew et Casagrande [Bartholomew et al. 1957]. La première image médicale a été obtenue par Hounsfield en 1973 [Hounsfield 1973] et plusieurs applications industrielles ont été développées ensuite dans les années 1980. Le lent développement de la technique s'explique à cause du besoin de gérer une quantité de données non-négligeable et seule l'augmentation des performances des ordinateurs ont permis à la technique de s'élargir vers un domaine industriel. La tomographie assistée par ordinateur (Computed Tomography) ou plus simplement "CT" fournit une cartographie de la variation de l'absorption des rayons X dans un objet, qui fournit un large spectre d'applications industrielles comme par exemple le Contrôle Non Destructif (CND) des pièces fabriquées, pour identifier les défauts internes. D'autres applications sont liées à "l'ingénierie inverse", qui vise comme objectif l'inspection géométrique des composants pour aider la conception ; à la caractérisation locale des matériaux (mesures de masse volumique, identification des défauts internes, ...) ou encore un support à la fabrication dans la chaîne de production, comme outil d'inspection du procédé fabrication [Buffière et al. 2014].

Différentes configurations expérimentales peuvent exister pour la tomographie RX 3D, le plus simple consiste dans la détection de photons qui sont transmis à travers l'objet observé (Figure 1.19).

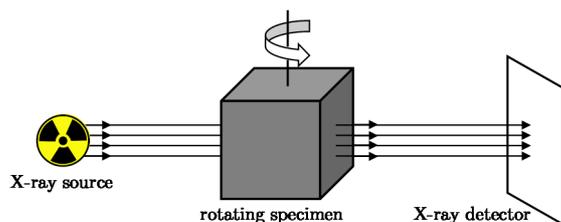


Figure 1.19 : Configuration expérimentale de base pour effectuer une tomographie RX d'après Baruchel et al. [Baruchel et al. 2000]

L'analyse permet d'obtenir en sortie une cartographie du coefficient d'atténuation linéaire μ qui est une quantité fonction de la masse volumique ρ de l'objet traversé par les rayons X et le numéro atomique Z du matériau. Un diagramme qui montre l'évolution du coefficient d'atténuation massique de l'aluminium ($Z = 13$) est montré en Figure 1.20.

Les principes à la base de la tomographie RX 3D restent les mêmes, bien que la configuration expérimental peut varier. Pour réaliser une tomographie RX trois éléments sont indispensables : une source de rayons X, une éprouvette qui puisse tourner sur une platine et un détecteur, (typiquement un capteur CCD) positionné derrière l'éprouvette.

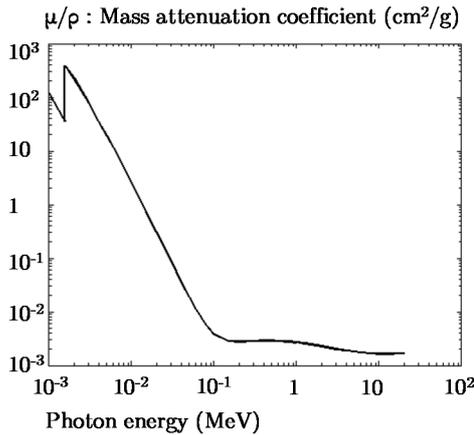


Figure 1.20 : Coefficient d'atténuation massique de l'aluminium ($Z = 13$) [Suplee 2009]

Le détecteur enregistre une série de n radiographies qui correspondent à n positions angulaires de l'éprouvette dans le faisceau de la source aux rayons X. Le nombre de photons N_i après la transmission à travers l'échantillon peut s'écrire comme suit :

$$\ln\left(\frac{N_0}{N_i}\right) = \int_{path} \mu(x,y) dx \quad (1.1)$$

N_0 correspond au nombre initial de photons qui sont présents dans le faisceau aux rayons X et μ le coefficient d'atténuation linéaire, x et y correspondent aux coordonnées spatiales pour une position fixe y .

Si on considère la caractérisation des matériaux avancés, le besoin des images 3D avec une très haute résolution (quelques μm) obtenues avec des méthodes non destructives est en constante augmentation. Un exemple d'application est la caractérisation des défauts internes d'un matériau métallique ou composite avec un niveau de détail permettant une modélisation (par exemple aux éléments finis) du matériau pour en étudier les propriétés mécaniques. Les techniques classiques d'imagerie comme la Microscopie Electronique à Balayage (MEB) ou la Microscopie Electronique en Transmission (MET), permettent la caractérisation d'une très large gamme de matériaux mais l'information obtenue est limitée à la surface et une représentation de la microstructure seulement surfacique, très souvent, n'est pas satisfaisante étant donné qu'elle ne donne pas d'informations dans le volume.

Pour ces applications il y a besoin d'utiliser des sources aux rayons X qui permettent d'avoir un faisceau concentré avec une taille autour de $5 \mu\text{m} - 10 \mu\text{m}$ [Buffière et al. 2014]. Ce domaine d'application est plutôt défini comme micro-tomographie RX ou μ -CT.

– Tomographie de laboratoire

Dans les dernières années, la diffusion de la μ -CT s'est développée au point de permettre d'avoir sur le marché des systèmes de micro-tomographie RX 3D pour un usage de routine dans les laboratoires.

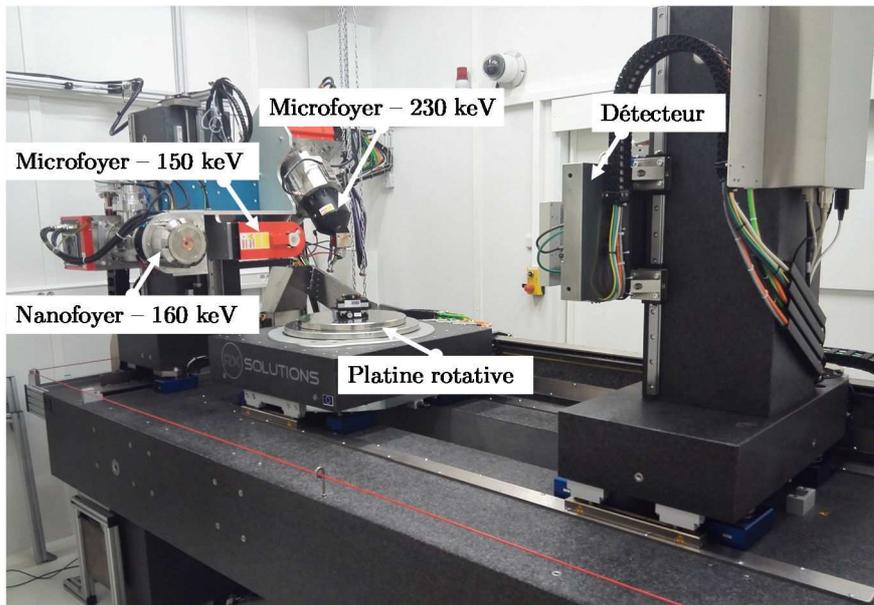


Figure 1.21 : Tomographe RX-SOLUTIONS de l'institut Pprime (ISAE -ENSMA – Poitiers)

La Figure 1.21 montre le tomographe RX-SOLUTIONS de l'institut Pprime (ISAE-ENSMA – Poitiers). Il est équipé de trois sources de rayons X, deux “microfoyer” avec une tension d'accélération de 150 kV et 230 kV et un “nanofoyer” avec une tension d'accélération de 160 kV.

La taille du voxel (*volume element*, équivalent 3D du pixel) peut s'adapter en modifiant la position entre l'objet mis en rotation sur la platine et la source des rayons X. La position la plus proche que l'on peut obtenir entre l'éprouvette à analyser et la source des rayons X définit la taille minimale du voxel atteignable. Si la taille de voxel obtenue n'est pas satisfaisante (trop grossière) le seul moyen pour la réduire est lié à la taille de l'objet à analyser qui devrait être réduite en conséquence pour pouvoir approcher la source de l'éprouvette.

Il est important de remarquer que la taille du voxel est différente par rapport à la résolution spatiale des images enregistrées (après μ -CT). La résolution spatiale est une fonction complexe qui dépend de la configuration du tomographe. En première approximation, on peut faire confiance à une règle générale qui définit la résolution spatiale comme deux fois la taille de voxel [Stock 1999].

Bien que la résolution minimale atteignable par un tomographe de laboratoire soit de l'ordre d'environ 2 μ m, la résolution spatiale (par exemple dans le cas des essais in situ) ne permet pas d'avoir des images avec une résolution suffisante pour permettre la détection des premières stades de l'endommagement par fatigue, cependant il reste un système très performant pour une caractérisation suffisamment précise des défauts internes dans le cas des alliages d'aluminium de fonderie [Serrano-Munoz 2014]. Dans le cadre des analyses qui ont été conduites dans cette étude et qui seront détaillées dans les Chapitres 2-5, la taille

de voxel minimale est de l'ordre de 7 μm ce qui fait une résolution spatiale minimale d'environ 14 μm pour des éprouvettes avec une zone utile de diamètre égale à 10 mm.

– Tomographie au synchrotron

Le rayonnement synchrotron est un rayonnement électromagnétique émis par des particules chargées de très haute énergie ; il a été mis en évidence pour la première fois en 1947.

Une installation de rayonnement synchrotron de troisième génération se compose de quatre parties principales :

- L'accélérateur linéaire (linac) : son rôle est d'accélérer les électrons, produits par un canon à électrons, grâce à des champs électriques pulsés dans des cavités radio fréquence.
- Le synchrotron : c'est un accélérateur circulaire qui récupère les électrons à la sortie du linac et qui augmente leur énergie ; l'énergie des électrons à la sortie de cet accélérateur est de 6 GeV.
- L'anneau de stockage : c'est un grand anneau circulaire à l'intérieur duquel les électrons sont stockés et circulent sous un vide poussé. Dans cet anneau, la trajectoire des électrons est en partie contrôlée par des aimants de courbure. Ces aimants forcent les électrons à suivre une trajectoire quasi circulaire.
- Les lignes de lumière : ce sont des laboratoires situés tangentiellement à l'anneau ; ces lignes récupèrent le rayonnement synchrotron.

Il y a plusieurs avantages dans l'utilisation d'un rayonnement synchrotron. Principalement il y a une amélioration en termes de résolution spatiale, de rapport signal sur bruit et d'exploitation quantitative. Un autre avantage du rayonnement synchrotron est lié à la distance source – échantillon, en fait contrairement à la tomographie de laboratoire, la taille finale du voxel n'est pas liée à la distance. Pour avoir une reconstruction correcte des images il faut avoir une rotation de 180° et l'éprouvette doit rester dans le champ de vision (fov). Pour un détecteur à N éléments la taille finale du voxel sera égale à fov/N. Le faisceau en sortie du synchrotron est un faisceau pratiquement parallèle à forte intensité ($> 100 \text{ keV}$) qui permet de traverser même les matériaux avec un coefficient d'atténuation élevé. La taille des hétérogénéités détectées résulte principalement de la taille du pixel du détecteur qui peut varier entre 0.3 μm et 30 μm [Madi 2006]. Ces spécificités (faisceau parallèle, cohérent et monochromatique) ont permis au cours des années de développer aussi d'autres techniques comme l'imagerie par contraste de phase [Willmott 2011].

1.3.2 Techniques de reconstruction et artefacts

L'étape de reconstruction consiste à combiner les informations fournies par un grand nombre de projections, chacune étant réalisée pour un angle différent de l'échantillon par rapport aux rayons X et au détecteur. La valeur locale du coefficient μ peut se calculer, par reconstruction informatique, en chaque point de l'échantillon. La taille de ce point est

définie comme voxel et est déterminée par la résolution du système d'imagerie [Buffière et al. 2014].

Les rayons X interagissent avec l'éprouvette avec des mécanismes différents et dans le cas d'énergie au-dessous de 200 keV, l'effet photoélectrique est dominant. Dans ce domaine on peut considérer le coefficient d'atténuation massique $\mu/\rho = (Z^4/E^3)$ avec Z égale au numéro atomique, ρ la masse volumique, et E l'énergie des photons [Buffière et al. 2014]. Un problème typique de la tomographie par transmission est qu'il n'est pas possible de distinguer deux phases qui ont un numéro atomique Z très proche. Un exemple est donné par les particules de silicium dans la phase eutectique des alliages de la famille Al-Si traités thermiquement. Ces particules ne sont même pas détectables à fort grossissement étant donné que l'aluminium et le silicium ont presque le même coefficient d'atténuation [Serrano-Munoz 2014].

Deux méthodes mathématiques sont utilisées comme techniques de reconstruction : les méthodes analytiques et les méthodes algébriques.

Les méthodes analytiques sont normalement plus rapides, mais n'arrivent pas à gérer le problème d'une radiographie manquante. Les images de l'échantillon sont reconstruites en suivant l'axe de rotation. La pile finale d'images constitue le volume 3D finale. Dans cette étude la reconstruction des images a été conduite en utilisant un algorithme analytique de type "rétroprojection filtrée" [Feldkamp et al. 1984]. Cette méthodologie est simple et efficace pour un nombre important de données faiblement bruitées et se base sur l'algorithme de Feldkamp et l'inversion de la transformée de Radon. A partir du signal obtenu par le détecteur, on distribue l'intensité collectée à l'intérieur de la surface limitée par la source et le détecteur. En procédant de même pour les projections collectées sur 180 degrés en faisceau parallèle ou 360 degrés en faisceau conique, la superposition des rétroprojections va délimiter l'objet et moduler les différentes rangées introduisant des renforcements et des affaiblissements qui restituent la structure interne de l'objet initial [Buffière et al. 2014]. Une rétroprojection simple donne une image de mauvaise qualité avec une faible résolution spatiale. Pour améliorer la méthode, les images sont filtrées avec un algorithme de type "rampe" dans l'espace de Fourier. Le filtre rampe amplifie les composantes hautes fréquences (qui représentent les détails des images mais aussi le bruit) ce qui génère des oscillations importantes du signal reconstruit. Pour réduire cette amplification du bruit, un filtre "passe bas" (filtre Hann) est appliqué en même temps que le filtre rampe. Le paramètre important dans ce type de reconstruction est la fréquence de coupure, qui doit être adaptée au rapport signal sur bruit des acquisitions. Par exemple, pour des images très bruitées, il est suggéré d'utiliser une fréquence de coupure basse qui a un effet lissant important [Simonnet 2010].

En dehors des méthodes analytiques qui lient l'objet à ses projections par une formulation continue, il existe des algorithmes de reconstruction algébriques qui permettent de décrire le problème sous forme discrète (forme matricielle) en utilisant des techniques de résolution des problèmes linéaires. Ces méthodes s'inscrivent sous la catégorie des méthodes ART (Algebraic Reconstruction Technic) qui réalisent fréquemment, de façon itérative, une minimisation de type L2 (moindres carrés) [Simonnet 2010].

Le choix d'utiliser, dans cette étude, un algorithme analytique de type "rétroprojection filtrée" a été dicté par son implémentation directe dans le logiciel utilisé par la reconstruction des images tomographiques (X-Act), ceci a permis d'obtenir des résultats satisfaisants sans implémenter d'autres méthodes de reconstruction.

La tomographie RX 3D offre plusieurs possibilités. Si le but est seulement l'identification d'un défaut dans le matériau, la résolution choisie doit être réglée à la taille des détails que l'on veut observer. Cependant, si le but final de l'inspection est la détermination précise de la taille de certaines caractéristiques internes du matériau (caractérisation en taille d'un défaut interne) alors il faudra porter plus d'attention à la phase de reconstruction des images et aux possible artefacts de reconstruction [Cendre et al. 1999; Buffière et al. 2014].

– Artéfacts en tomographie RX 3D

L'image tomographique finale voit sa résolution et son contraste dégradés par des phénomènes liés à la source, à l'objet, au détecteur ainsi qu'à l'algorithme de reconstruction. On peut citer plusieurs problématiques liées, par exemple, au mouvement de l'objet pendant l'acquisition. Ce mouvement peut être causé, par une relaxation ou une variation d'humidité. Quand des effets causant le mouvement de l'échantillon pendant l'acquisition ne sont pas évitables, le phénomène peut être réduit en utilisant des acquisitions plus rapides et avec une méthode de correction, notamment basée sur un traitement des sinogrammes [Lu et al. 2002].

Le phénomène de durcissement du faisceau (beam hardening) intervient dans le cas de faisceaux polychromatiques. Les rayons de basse énergie du faisceau sont absorbés plus rapidement que ceux de plus haute énergie lors de leur traversée de l'objet. De ce fait, l'énergie moyenne du rayonnement par photon directement transmis augmente lors de son parcours dans l'objet. Le faisceau incident se durcit car la proportion des photons de basse énergie diminue. Le durcissement du faisceau se traduit par deux effets :

- Une sous-estimation et l'atténuation au centre de l'objet par rapport à ses bords (cupping)
- L'apparition de trainées dues à une sous-estimation de l'atténuation entre deux zones de forte atténuation (streaks)

Wils [Wils 2011] a proposé des approches pour réduire l'effet du durcissement du faisceau. Une préfiltration du faisceau incident permet de durcir artificiellement le spectre (filtrage des faibles intensités d'énergie sur le spectre). Pour faire ça on peut utiliser une plaque de faible épaisseur de cuivre ou d'aluminium. Cette étape de filtrage permet de réduire l'effet mais conduit en même temps à une réduction du rapport signal-sur-bruit. D'autres approches sont basées sur une précorrection des données en utilisant des combinaisons linéaires d'acquisitions d'objets très homogènes [Kachelrieß et al. 2006] ou dans la réalisation de deux acquisitions à deux énergies différentes (méthode bi-énergie) [Alvarez et al. 1976; Remeysen et al. 2006].

Plusieurs algorithmes sont ainsi proposés dans les logiciels de reconstruction pour réduire l'effet du durcissement du faisceau par voie numérique [Buffière et al. 2014].

Le détecteur lui-même, peut introduire du bruit lors de l'acquisition à cause de problèmes de nature différente (imperfection du scintillateur, non uniformité du faisceau

incident ou de la réponse du détecteur). Ces défauts engendrent des artéfacts circulaires communément appelées “rings”. Pour les corriger, la méthode la plus utilisée est celle dite du “flat field” ou mise à plat. La méthode consiste à effectuer plusieurs images sans irradiation du détecteur (image de noir ou de offset) et des images de blanc ou de gain, obtenues sans objet et avec le flux maximum des rayons X (sans saturer le détecteur) [Buffière et al. 2014].

1.3.3 Application de la micro-tomographie RX 3D aux alliages d'aluminium de fonderie

L'application de la μ -CT dans le domaine des alliages d'aluminium de fonderie est de plus en plus utilisée pour caractériser la microstructure ainsi que pour étudier l'endommagement de ces alliages sous un chargement de fatigue.

Dans le domaine de la caractérisation des pores internes des alliages de la famille Al-Si-Mg, on peut citer les travaux de Buffière et Savelli [Savelli et al. 2000; Buffière et al. 2001] où une analyse de trois lots de l'alliage A356, avec un différent taux de porosité (obtenu en augmentant le taux d'hydrogène dans la coulée), a été conduite. Les défauts internes ont été caractérisés et une corrélation entre la taille équivalente (définie comme le diamètre d'une sphère de même volume) et la sphéricité (évaluée comme fonction du rapport entre le volume du pore et sa surface extérieure) a été identifiée (Figure 1.22).

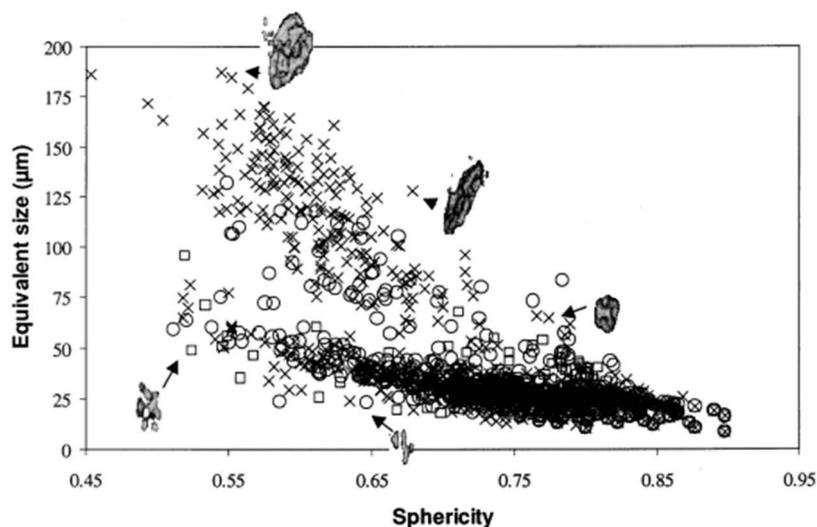


Figure 1.22 : Corrélation entre sphéricité et taille équivalente pour des défauts internes de type micro-retassure et porosité gazeuse identifiés par μ -CT pour un alliage A356 [Buffière et al. 2001]

Globalement on trouve que dans le matériau il y a deux populations de pores. La première, contenant une majorité de pores avec une taille équivalente inférieure à 50 μm , montre une faible corrélation entre la taille des pores et la sphéricité ; ces défauts correspondent aux micro-retassures.

La deuxième famille se compose de pores avec une taille supérieure à 50 μm , dans ce cas il y a une forte corrélation entre taille équivalente et sphéricité, à une taille élevée correspond une faible sphéricité. La fraction volumique des pores augmente avec l'augmentation du taux d'hydrogène dans la coulée. Ces pores correspondent clairement

aux pores introduits artificiellement et leur présence en volume augmente exponentiellement lorsque le taux d'hydrogène augmente. La croissance des pores (qui apparaissent au cours du procès de solidification) est géométriquement entravée par les dendrites solidifiées, ce qui engendre une géométrie très tortueuse (faible sphéricité). Ces défauts sont toujours d'origine gazeuse et la faible sphéricité n'est pas liée à un manque de matériau (comme dans le cas des retassures). Un résultat similaire a été obtenu par Lashkari et al. [Lashkari et al. 2009], les auteurs ont conduit l'analyse sur un alliage A356 en variant le temps de solidification et de dégazage. Ils ont obtenu que pour un temps de refroidissement plus élevé les pores ont des tailles plus élevées et des formes plus tortueuses.

Nicoletto et al. [Nicoletto et al. 2010; Nicoletto et al. 2012] ont analysé plus en détail les effets de morphologie des défauts de fonderie de type retassure et porosité gazeuse à l'aide de la μ -CT. Plus en détail, la géométrie réelle des pores a été reconstruite à partir d'images tomographiques et des simulations aux éléments finis ont été conduites sur un modèle réel du défaut. Le facteur de concentration des contraintes (K_t), défini comme le rapport entre la contrainte maximale de traction et la contrainte appliquée, a été évalué autour des pores en fonction d'un angle de rotation pour comprendre l'effet combiné de la morphologie et de la direction de chargement sur le K_t (Figure 1.23).

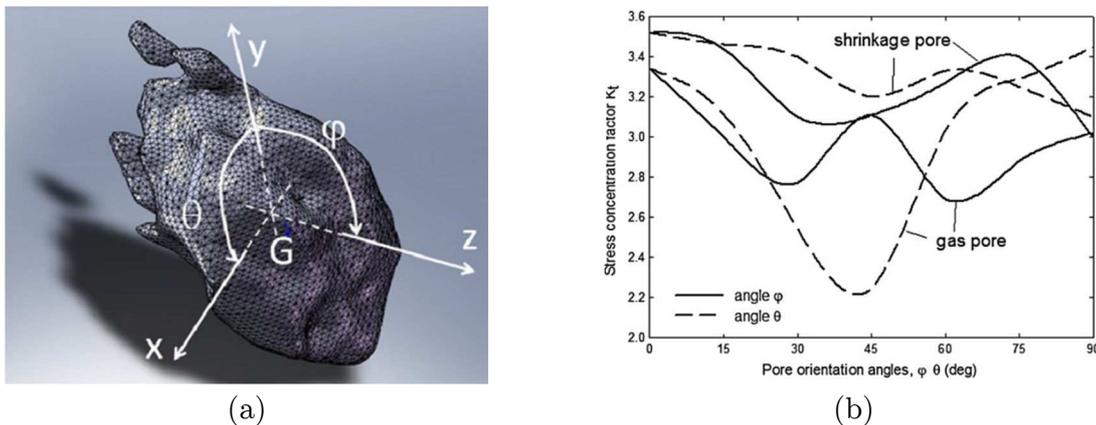


Figure 1.23 : (a) Repère utilisé pour faire varier l'angle d'orientation de la retassure dans les simulation EF, (b) évolution du facteur de concentration des contraintes (K_t) en fonction de l'orientation du pore [Nicoletto et al. 2012]

Les résultats montrent que le K_t moyen est plus élevé pour un pore de type retassure ($K_t = 3.28$) par rapport à un pore d'origine gazeuse avec un $K_t = 2.98$. L'effet de l'orientation du pore par rapport au chargement, influence l'évolution du K_t qui est plus affecté par cette variation dans le cas d'un pore d'origine gazeuse mais avec une forme plus tortueuse localisée. En fait ce type de pore est caractérisé par une morphologie plutôt sphérique qui devient localement plus complexe (ce qui engendre la variation du K_t). Le pore de type retassure est globalement plus tortueux et donc le K_t local a tendance à varier moins.

Tijani et al. [Tijani et al. 2013a; Tijani et al. 2013b] ont développé une série d'essais de fatigue sur des éprouvettes en AlSi8Cu3 et AlSi7Mg0.3. Les éprouvettes ont été caractérisées d'abord avec une analyse en tomographie "grossière" pour identifier trois familles d'éprouvettes en fonction du volume maximal de porosité. Ensuite des analyses

spécifiques ont été conduites sur des éprouvettes sélectionnées avec des défauts de type retassure (de volume variable entre 0.5 mm^3 et 4 mm^3) pour reconstruire la géométrie des pores et évaluer le champ de contraintes par simulations aux éléments finis.

Une fonction mathématique empirique a été proposée pour modéliser le facteur de concentration des contraintes (K_t) comme une fonction de la taille de défaut (S) de la distance par rapport à la surface libre (D) et de la morphologie (M). Ces paramètres sont déterminés à partir des images tomographiques acquises pour chaque éprouvette. La fonction qui décrit le facteur K_t dans le cas d'un pore de morphologie complexe, comme une retassure, a été enrichie avec l'ajout d'un paramètre (M_{dev}) qui définit la déviation de la forme du pore par rapport à une sphère selon l'équation (1.2).

$$M_{dev} = f(M) = \frac{\text{Maximum Feret Diameter}}{\left(\frac{6 \text{ Volume}}{\text{Area}}\right)} \quad (1.2)$$

La valeur de M_{dev} est égale à 1 pour un pore sphérique. Finalement le K_t peut s'écrire comme il suit :

$$K_t = \left(2.74 + 0.6R - \frac{0.71R}{\sqrt{R} - \frac{1.1}{\sqrt{R}}} + \frac{0.31}{\sqrt{R}} - 2.21\sqrt{R}\right) \cdot M_{dev} \quad (1.3)$$

Les coefficients utilisés pour corrélérer le facteur K_t aux paramètres géométriques (S , D et M) ont été établis numériquement à partir d'une simulation aux éléments finis. Le paramètre $R = D/S$ englobe la taille de défaut S et la distance par rapport à la surface libre D .

Avec l'ajout des données de fatigue obtenues sur un matériau considéré comme sain (sans défauts), les auteurs ont aussi proposé l'estimation d'un paramètre K_f qui permet d'obtenir une évaluation de la durée de vie des éprouvettes avec défauts (équation (1.4)) :

$$K_f = \frac{1}{\eta} \left(2.74 + 0.6R - \frac{0.71R}{\sqrt{R} - \frac{1.1}{\sqrt{R}}} + \frac{0.31}{\sqrt{R}} - 2.21\sqrt{R}\right) \cdot M_{dev} \quad (1.4)$$

Où η est le facteur de sensibilité à l'entaille du matériau. Si N_f est défini comme le nombre de cycles de chargement à rupture, la durée de vie liée à la présence du pore peut se définir comme N_{pore} :

$$N_{pore} = \frac{N_k}{\left(\frac{\sigma_{pore} \cdot K_{f(pore)}}{\sigma_k}\right)} \quad (1.5)$$

Où N_k et σ_k sont respectivement le nombre de cycles et la limite de fatigue du matériau sain sans défauts et k est la pente de la courbe S-N respective. σ_{pore} correspond au niveau de contrainte appliqué à l'éprouvette avec les pores et $K_{f(pore)}$ est la concentration de contrainte effective autour du pore considéré.

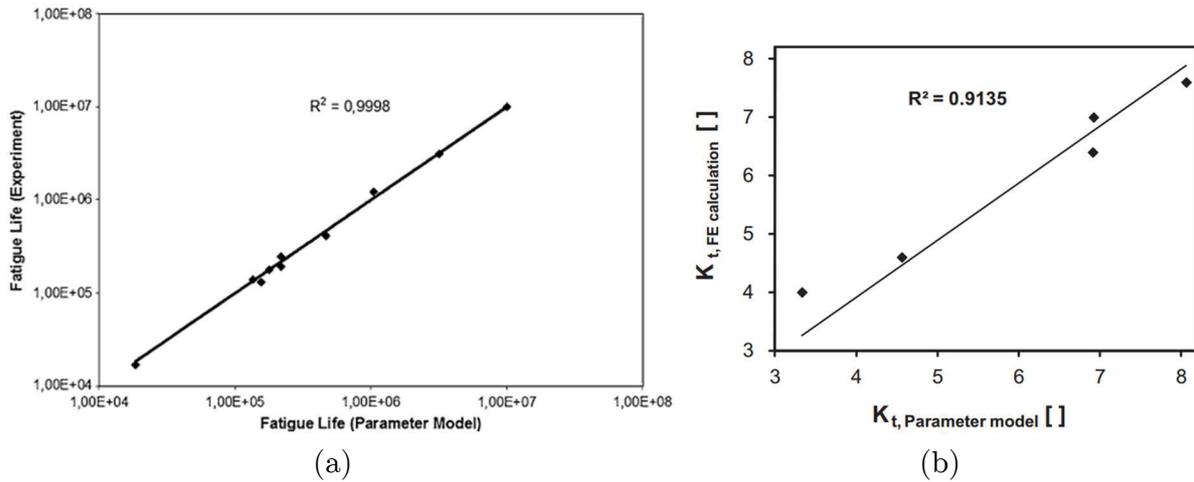


Figure 1.24 : (a) Corrélation entre la durée de vie en fatigue expérimentale et le modèle paramétrique [Tijani et al. 2013b], (b) corrélation entre le facteur de concentration des contraintes (K_t) expérimental et le modèle paramétrique [Tijani et al. 2013a]

Les résultats obtenus avec ce modèle paramétrique empirique sont montrés en Figure 1.24 et montrent une bonne corrélation avec les résultats expérimentaux sur la durée de vie (Figure 1.24a) et sur l'estimation du facteur de concentration des contraintes K_t (Figure 1.24b). Ce résultat, même si obtenu avec un modèle paramétrique basé sur des considérations empiriques, montre que pour une bonne évaluation de la durée de vie en fatigue en présence de pores il est nécessaire de prendre en compte plusieurs paramètres liés à la position, à la taille et à la morphologie du défaut. La morphologie du défaut est un paramètre à prendre en compte et une analyse en micro-tomographie RX 3D permet de considérer tout le volume du défaut et non seulement une projection 2D. Gao et al. [Gao et al. 2004], par exemple, ont conduit une analyse des champs mécaniques autour d'un pore de type micro-retassure dans un alliage d'aluminium de fonderie A356-T6. Les auteurs ont remarqué (pour une analyse 2D) que la forme du défaut (dans le cas des micro-retassures) n'as pas un impact remarquable sur la limite de fatigue des alliages Al-Si-Mg de fonderie et que cet effet est une conséquence de la contrainte principale maximale qui est pilotée par les zones aigües du contour du défaut et limité par les déformations plastiques. Li et al. [Li et al. 2009] ont proposé une analyse de la morphologie des pores de type retassure dans l'alliage A356-T6 en μ -CT en proposant une approximation de la géométrie des pores avec une sphère et un ellipsoïde (oblate et prolate) avec des orientations différentes dans l'espace. Le paramètre K_g proposé par Gao et al. [Gao et al. 2004] et défini par l'équation (1.6) a été utilisé comme indicateur de l'interaction 3D entre l'évolution d'une fissure de fatigue et la porosité dans l'alliage.

$$K_g = \sqrt{K_\sigma \cdot K_\epsilon} \quad (1.6)$$

Où les paramètres K_σ et K_ϵ sont respectivement la contrainte maximale principale normalisée ($\sigma_{\max}/\sigma_\infty$) et la déformation principale maximale normalisée ($\epsilon_{\max}/\epsilon_\infty$).

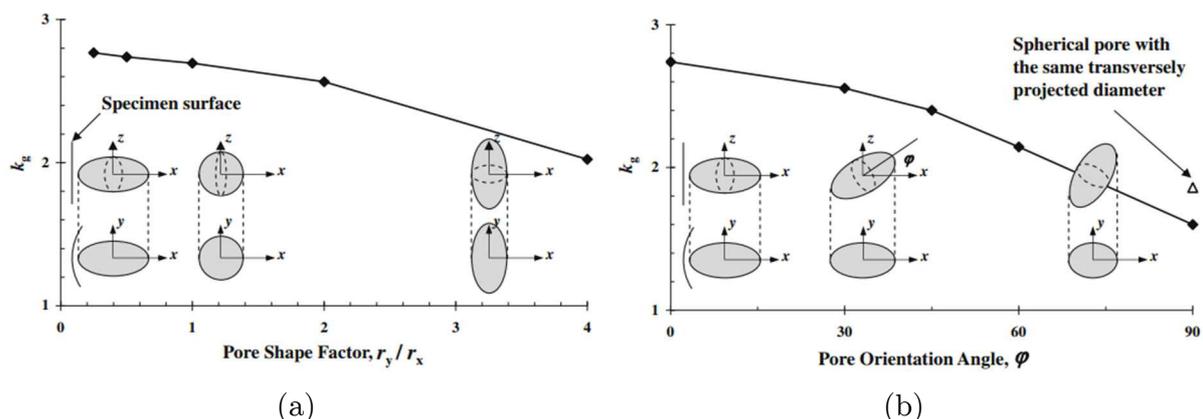


Figure 1.25 : Evolution du facteur de concentration des contraintes/déformations K_g en fonction de la (a) forme du pore, (b) orientation du pore [Li et al. 2009]

La Figure 1.25 montre l'évolution du paramètre K_g en fonction de la forme du pore (Figure 1.25a) et de l'orientation du pore (Figure 1.25b). La forme du pore, a un effet marqué sur le facteur K_g et ceci est différent par rapport à ce qui a été obtenu dans un cas 2D où le facteur de forme du défaut a été identifié comme un paramètre d'ordre mineur. Ce résultat montre principalement qu'une analyse en 3D est plus riche et donne des résultats plus proches de la réalité. L'approximation des pores identifiés en micro-tomographie RX 3D est faite en utilisant des sphères avec la même surface projetée sur le plan transversal au chargement. La distribution des contraintes autour des pores avec forme approximée est très proche de celle du pore réel avec un écart d'environ 10% (dans le premier cycle de chargement). Bien que ce résultat soit satisfaisant d'un point de vue global, il faut toujours prendre en compte que l'approximation se fait pour calculer une valeur moyenne du paramètre K_g , mais l'approximation n'est pas capable de reproduire l'état de contrainte local produit par la forme tortueuse du pore.

Vanderesse et al. [Vanderesse et al. 2011] ont mené une analyse en micro-tomographie RX 3D sur trois éprouvette en AlSi9Cu3 avant essai. Ils ont ensuite couplé les résultats obtenus en fatigue avec la distribution spatiale des pores en identifiant que les pores critiques étaient ceux aux extrêmes de la distribution de population des pores. Les sites d'amorçage sont aussi favorisés par les régions avec une densité de pores plus élevée. Des analyses aux éléments finis sur la géométrie réelle des pores (maillés à partir des images tomographiques) ont été conduites, en montrant que la concentration des contraintes autour du pore peut être un bon indicateur sur la propension du pore à amorcer une fissure de fatigue.

Dans des études plus récentes, comme celle de Serrano-Munoz et al. [Serrano-Munoz et al. 2017; Serrano-Munoz 2014] la μ -CT et le rayonnement par synchrotron ont été utilisés pour suivre l'avancée des fissures de fatigue dans un alliage A357-T6 avec défauts naturels (de type retassure) et des défauts artificiels quasi-sphériques. Un suivi des fissures de fatigue a été fait avec des essais in-situ au synchrotron. L'analyse a permis d'identifier l'amorçage des fissures sur les pores de surface (qui se sont montrés plus critiques) et sur les défauts internes. Les défauts internes n'ont jamais amené les éprouvettes à rupture à cause de l'effet d'environnement (cf. paragraphe 1.2.3) qui a ralenti la propagation de la fissure amorcée sur le défaut naturel interne (Figure 1.26).

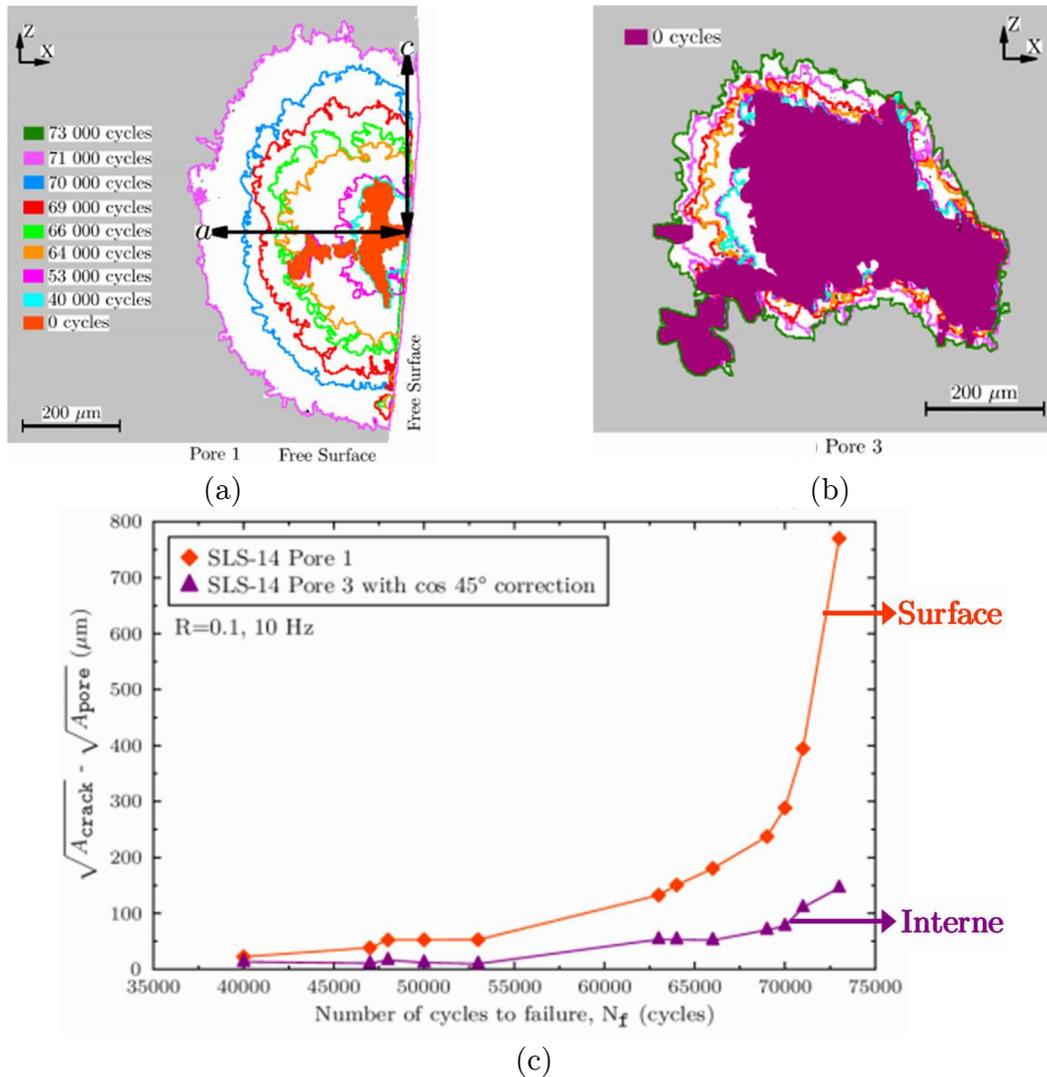


Figure 1.26 : Suivi d'une fissure de fatigue avec un essai in situ au synchrotron, (a) phases de propagation de fissure pour un défaut de surface, (b) phases de propagation de fissure pour un défaut interne, (c) graphique de la propagation de fissure en fonction du nombre de cycles [Serrano-Munoz 2014]

Des simulations aux éléments finis ont été aussi conduites sur la géométrie réelle des pores pour étudier la distribution du K_t autour d'un défaut de type retassure. Les résultats ont montré que les zones à fort K_t peuvent être des bons indicateurs de la sévérité du pore. Un effet de morphologie couplé à un effet de position a été également remarqué pour des défauts artificiels internes de forme quasi-sphérique. Dans ce cas, le suivi de fissure au synchrotron a montré que seulement les défauts de surface (même de taille très inférieure à la taille du défaut interne) ont amorcés des fissures. Au niveau morphologique les défauts de surface ont des formes plus aiguës et donc des K_t très élevées par rapport au défaut quasi-sphérique.

Dezecot et al. [Dezecot et al. 2017] plus récemment ont utilisé le rayonnement au synchrotron pour suivre l'évolution de l'endommagement en 3D avec des essais oligocycliques in situ à chaud (250°C) sur un alliage AlSi7Cu3Mg . Un maillage aux éléments finis des pores a été réalisé pour mener des simulations cycliques. Les simulations

ont montré un rôle prédominant de la morphologie sur la distribution des champs mécaniques.

En ce qui concerne les fissures de fatigue, les sites d'amorçage, ont été individuées dans des zones proches aux retassures de type cavité où l'énergie inélastique dissipée pendant les cycles de fatigue est maximale.

Concernant les défauts de type oxyde, une caractérisation en 3D peut se faire en utilisant le rayonnement par synchrotron, une analyse avec un tomographe de laboratoire ne donnant pas un contraste suffisant [Serrano-Munoz 2014]. Une reconstruction en 3D d'un film d'oxyde qui s'est formé pendant la coulée a été identifiée dans les travaux de Serrano-Munoz et al. [Serrano-Munoz 2014] et est illustré en Figure 1.27.

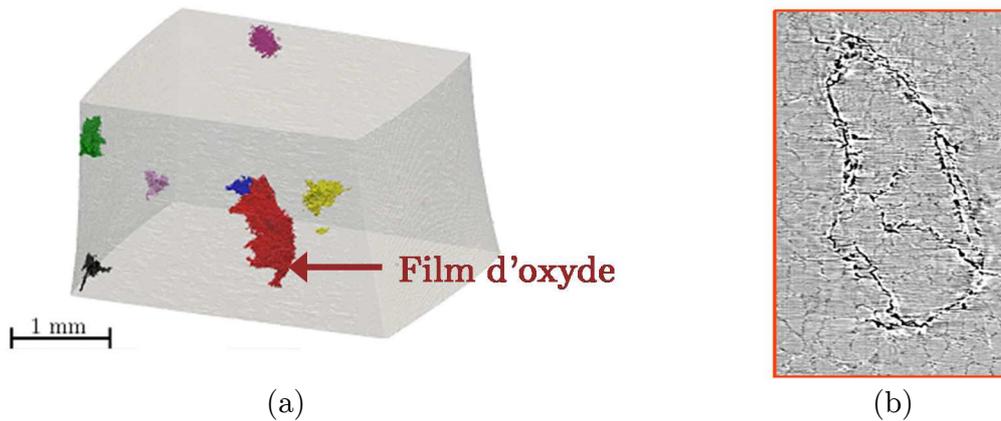


Figure 1.27 : (a) Reconstruction 3D d'un film d'oxyde par rayonnement au synchrotron ; (b) image obtenue par rayonnement au synchrotron d'un film d'oxyde [Serrano-Munoz 2014]

1.3.4 Synthèse sur l'analyse des populations de défauts dans les alliages d'aluminium de fonderie à l'aide de la μ -CT

La revue bibliographique conduite dans cette section a montré qu'une analyse plus fine des paramètres qui caractérisent un défaut peut se conduire à l'aide de la μ -CT. Un défaut est principalement caractérisé par sa taille, sa position et sa forme (facteur de forme 2D, sphéricité 3D). Plusieurs analyses ont été conduites pour chercher de quantifier l'impact de chaque paramètre sur la tenue en fatigue des alliages d'aluminium moulé. La forme du défaut est influencée par sa nature, un pore d'origine gazeuse est caractérisé par une forme plus sphérique par rapport à un pore de type retassure qui est influencé par la morphologie de la microstructure dendritique du matériau.

Les défauts de type oxyde peuvent se caractériser en utilisant un rayonnement au synchrotron, un tomographe de laboratoire ne permet pas d'avoir un contraste suffisant.

Les analyses conduites directement sur la géométrie réelle des pores (obtenue après reconstruction des images tomographiques) se basent sur l'identification d'un paramètre caractéristique représentatif (K_t , K_f ou K_g) de la distribution des contraintes autour du défaut agissant en tant qu'indicateur de la criticité d'un défaut.

L'évolution de ces paramètres a été évaluée en fonction du facteur de forme du défaut et son orientation dans l'espace. Les résultats ont montré que le K_t ou le K_g subissent une variation en modifiant l'orientation ou la forme du défaut. Cet effet est plus marqué lorsque la variation géométrique est prépondérante dans la section transversale du défaut (plan normal par rapport à l'axe de chargement).

L'analyse bibliographique conduite laisse cependant des questions ouvertes. A l'état actuel la μ -CT semble un moyen efficace pour pouvoir étudier en détail les effets de morphologie d'un défaut naturel, cependant il y a peu d'analyses sur les effets d'inertie d'un défaut complexe. L'approximation d'un défaut réel est principalement conduite en utilisant une sphère équivalente ou un ellipsoïde oblate ou prolate. Une question reste ouverte sur l'effet de la distribution de l'inertie du défaut dans l'espace, pour comprendre si l'approximation avec un ellipsoïde quelconque (avec la même distribution d'inertie que le défaut) peut amener à une bonne approximation des champs complexes introduits par le défaut naturel. L'effet de la position du défaut, pour être étudié, nécessite de la connaissance de sa position spatiale. A cet effet, la μ -CT semble la méthode la plus pertinente pour supporter la recherche d'un critère apte à déterminer la frontière entre un défaut interne et un défaut de surface.

1.4 Critères de fatigue multiaxiaux pour la modélisation de la durée de vie en fatigue à grand nombre de cycles

La conception et le dimensionnement des composants en fatigue nécessitent l'adoption d'un critère qui puisse être capable de prendre en compte les effets des différentes hétérogénéités des alliages d'aluminium de fonderie. Dans les sections précédentes il a été montré que les alliages d'aluminium de fonderie sont caractérisés par la présence de défauts de différentes natures et que le comportement en fatigue en présence de ces concentrateurs de contrainte est remarquablement influencé. A cet effet, plusieurs approches ont été proposées dans la littérature pour le dimensionnement en fatigue des composants sous un chargement de fatigue multiaxiale sans défauts et en présence de défauts.

Parmi les plus connues, on peut citer, par exemple des approches qui utilisent un modèle d'endommagement. Le dommage par fatigue peut se décrire par plusieurs variables, qui sont principalement liées au comportement monotone et cyclique du matériau, aux conditions de fonctionnement, à l'état de surface et à l'état de contrainte (gradient de contrainte, coefficient de triaxialité). L'endommagement peut généralement s'écrire selon deux approches, une approche dite "en cycles" et une approche dite "incrémental".

Les approches écrites en cycles sont basées généralement sur des amplitudes et des valeurs moyennes (par cycle), soit des contraintes, soit des déformations. Cependant, des applications avec des chargements complexes nécessitent une méthode de comptage (ou d'extraction) de cycles de type Rain-Flow [Downing et al. 1982]. Parmi ces critères on peut citer le modèle en contrainte développé par Chaboche [Chaboche 1974] et Chaudonneret [Chaudonneret 1993]. Ce modèle couvre toutes les durées de vie, prend en compte correctement les effets de contrainte moyenne du côté des grandes durées de vie et contient un critère de multiaxialité satisfaisant à la limite de fatigue. En revanche, ce modèle pose des limites associées à la forte sensibilité aux contraintes calculées.

Les modèles incrémentaux s'affranchissent de la notion de cycles et de la méthode de comptage des cycles. Cette approche consiste à coupler la loi de comportement inélastique et la loi d'endommagement, chacune exprimée de façon temporelle. Ces modèles font souvent appel à la déformation plastique cumulée comme moteur de l'endommagement, comme proposé par Lemaitre et al. [Lemaitre 1985]. La prise en compte d'une condition de fatigue à grand nombre de cycles peut se faire par exemple en considérant un modèle plus complexe à deux échelles. Des critères de ce type, normalement sont plus adaptés pour des conditions de fatigue oligocyclique ou de fluage. Dans une condition de fatigue à grand nombre de cycles, plusieurs critères multiaxiaux ont été proposés. L'identification des paramètres matériau, qui caractérisent le critère de fatigue, est plus simple et typiquement se fait à partir de deux limites de fatigue. Généralement l'adoption d'un critère de fatigue se fait pour un domaine des grandes durées de vie, dans cette condition on peut émettre l'hypothèse d'un comportement du matériau de type élastique linéaire, ce qui permet de réduire remarquablement le temps de calcul et la complexité du modèle.

Pour ces raisons, dans ce paragraphe une révision des principaux critères de fatigue multiaxiaux a été conduite en classifiant les critères selon le regroupement proposé par Weber [Weber 1999].

Une première approche est dite empirique et regroupe tous les critères issus de résultats expérimentaux et qui n'ont pas une formulation générique [Hohenemser et al. 1933; Gough et al. 1935; Gough et al. 1951; Lee 1981; Lee 1985; You et al. 1996; Nishihara et al. 1941; Nishihara et al. 1945]. Ils modélisent de façon précise un ensemble de résultats expérimentaux obtenus pour des sollicitations multiaxiales particulières. Leur but est de représenter le domaine limite d'endurance pour un grand nombre de matériaux dans des cas de chargement particuliers. Ces critères sont très spécifiques et leur champ d'application est limité, pour ces raisons cette catégorie ne sera pas approfondie. Dans une deuxième catégorie on trouve les critères basés sur la recherche d'un plan physique critique dans lequel l'endommagement apparaît. [Flavenot et al. 1989; Dang Van 1973]. Enfin une troisième catégorie rassemble tous les critères utilisant une approche globale. Dans cette classe on peut trouver des critères formulés à partir des invariants du tenseur des contraintes [George 1955; Sines 1959; Crossland 1956; Papadopoulos 1987; Papadopoulos 1993] et aussi des critères qui utilisent une formulation énergétique [Palin-Luc et al. 1998; Banvillet et al. 2003]. Dans la dernière partie du paragraphe on citera quelques approches qui prennent en compte des chargements complexes [Papuga et al. 2008; Vu et al. 2010] et qui se basent sur des considérations probabilistes [Hertel et al. 2012; Wormsen et al. 2007; Pessard et al. 2013].

1.4.1 Critères qui utilisent la notion de plan critique

Les critères qui suivent une approche de type plan critique considèrent que l'endommagement de la matière est localisé sur un plan dit critique qui dépend du cycle multiaxial considéré. Le concept de plan critique se réfère au plan qui voit apparaître une fissure de fatigue et il est défini à partir des paramètres fonction de l'état de contraintes. Les termes de contraintes qui interviennent dans un critère de type plan critique sont principalement les composantes normales et tangentielles des contraintes agissant sur un plan physique de normale "n" au cours d'un cycle de fatigue (multiaxiale) considéré.

– Critère de Dang Van

Ce critère est justifié par des considérations établies à l'échelle microscopique et l'hypothèse de base est l'adaptation élastique à toutes les échelles. L'amorçage des fissures ne se produit pas si tous les grains plastifiés retrouvent un comportement élastique. C'est-à-dire qu'il n'y aura pas de ruptures par fatigue si le matériau s'adapte élastiquement à toutes les échelles. Le critère prévoit une transition d'échelle entre l'état de contraintes macroscopique et celui microscopique. Les grandeurs notées avec un "ˆ" sont calculées à l'échelle microscopique et dans un état adapté. Le critère peut s'écrire sous forme d'une double maximisation :

$$\max_{\underline{n}} \left(\max_{t \in T} [\|\hat{\underline{\sigma}}(\underline{n}, t)\| + \alpha \hat{\sigma}_H(t)] \right) < \beta \quad (1.7)$$

Où α et β sont des paramètres matériau qui s'estiment (équation (1.8)) à partir de deux limites de fatigue issues d'un essai de torsion purement alternée (τ_{D-1}^{to}) et de flexion purement alternée (σ_{D-1}^fl) ou de traction-compression alternée (σ_{D-1}^{ta}).

$$\alpha = 3 \cdot \left(\frac{\tau_{D-1}^{to}}{\sigma_{D-1}^fl} - \frac{1}{2} \right); \beta = \tau_{D-1}^{to} \quad (1.8)$$

$\hat{\underline{\tau}}(\underline{n}, t)$ est la cission résolue sur une facette de normale \underline{n} et sa valeur est identifiée avec la construction du plus petit cercle circonscrit au trajet de chargement dans le plan de la facette \underline{n} . La grandeur $\hat{\sigma}_H(t)$ représente la contrainte hydrostatique instantanée. Ces deux grandeurs sont associées au tenseur de contraintes à l'échelle mésoscopique dans un état adapté $\hat{\underline{\sigma}}(t)$.

– Critère de Flavenot et Skalli

Le critère de Flavenot et Skalli [Flavenot et al. 1989] introduit le concept de couche critique. Le critère conserve la formulation proposée par Dang Van mais l'applique à l'état de contraintes multiaxial existant dans une couche critique située à une faible distance (normalement quelques grains) de surface libre (équation (1.9)).

$$\max_{\text{couche critique}} \left(\max_{t \in T} [\|\hat{\underline{\tau}}(\underline{n}, t)\| + \alpha \hat{\sigma}_H(t)] \right) < \beta \quad (1.9)$$

Les limites de ces critères sont liées principalement à deux facteurs : le temps de calcul, et la gestion des chargements non proportionnels où le critère de Dang Van est peu efficace. Le temps de calcul augmente à cause la recherche du cercle de diamètre plus petit et pour réaliser la double maximisation [Banvillet et al. 2003].

Dans le cas du critère de Flavenot et Skalli, l'évaluation de l'état de contraintes dans une couche critique introduit le concept de l'effet de la distribution des contraintes et par conséquent un effet du gradient de contrainte, ces éléments seront analysés plus en détail dans le paragraphe 1.4.2.

1.4.2 Critères qui suivent une approche globale

Les critères qui suivent une approche globale peuvent inclure dans leur formulation le concept d'invariant du tenseur de contrainte ou être basés sur une formulation énergétique.

– Critère de Sines

La formulation est basée sur l'amplitude du deuxième invariant du tenseur déviateur des contraintes ($J_{2,a}$) et sur la valeur moyenne du premier invariant sur un cycle ($J_{1,m}$) comme montré par l'équation (1.10).

$$\sqrt{J_{2,a}} + \alpha J_{1,m} \leq \beta \quad (1.10)$$

Les paramètres α et β s'estiment (équation (1.11)) à partir de deux limites de fatigue, en traction répétée ($\sigma_{D0,1}^{ta}$) et en torsion alternée (τ_{D-1}^{to}).

$$\alpha = \left(2 \frac{\tau_{D-1}^{to}}{\sigma_{D-1}^{ta}} - \frac{1}{\sqrt{3}} \right); \beta = \tau_{D-1}^{to} \quad (1.11)$$

– Critère de Crossland

Le critère de Crossland est très proche du critère proposé par Sines, mais au lieu de prendre en compte la moyenne du premier invariant du tenseur des contraintes, il prend en compte sa valeur maximale ($J_{1,max}$) ; le critère peut donc s'écrire comme il suit :

$$\sqrt{J_{2,a}} + \alpha J_{1,max} \leq \beta \quad (1.12)$$

Les deux paramètres matériau α et β dépendent de deux limites de fatigue (équation (1.13)) en torsion alternée (τ_{D-1}^{to}) et en traction alternée (σ_{D-1}^{ta}).

$$\alpha = \left(\frac{\tau_{D-1}^{to} \frac{\sigma_{D-1}^{ta}}{\sqrt{3}}}{\frac{\sigma_{D-1}^{ta}}{3}} \right); \beta = \tau_{D-1}^{to} \quad (1.13)$$

Les mêmes paramètres peuvent s'identifier aussi à partir de deux limites de fatigue en traction alterné (σ_{D-1}^{ta}) et en traction répétée ($\sigma_{D0,1}^{ta}$), dans ce cas l'équation (1.14) peut s'écrire comme il suit :

$$\begin{cases} \frac{\sigma_{D-1}^{ta}}{\sqrt{3}} + \alpha \cdot \frac{\sigma_{D-1}^{ta}}{3} = \beta \\ \frac{\sigma_{D0,1}^{ta}}{\sqrt{3}} + \alpha \cdot \frac{2}{1-0.1} \cdot \frac{\sigma_{D0,1}^{ta}}{3} = \beta \end{cases} \quad (1.14)$$

Un point fort de ce critère est sa simplicité et le temps de calcul réduit ; par contre il prédit une augmentation trop importante de la limite de fatigue pour des chargements déphasés [Banvillet et al. 2003; Papuga et al. 2008; Vu et al. 2010]. Mamiya et al. [Mamiya et al. 2002] ont testé la réponse de plusieurs critères de fatigue multiaxiaux pour un chargement biaxial ou triaxial avec un angle de déphasage variable, à partir de plusieurs bases de données expérimentales obtenues sur des aciers. Globalement le critère de Crossland décrit mal l'effet du déphasage et principalement des déphasages de 90° (erreur non conservatif proche de 30% pour un chargement biaxial). Cependant la réponse est plus fiable dans des cas d'un chargement biaxial en phase, où en moyenne le critère est toujours conservatif et l'écart maximal non conservatif obtenu est de l'ordre de 6%. Dans le cas d'un chargement triaxial, la réponse est moins performante et le critère donne un écart maximal non conservatif d'environ 16%.

– **Critères basés sur une approche énergétique**

En ce qui concerne les critères énergétiques, Froustey et Lasserre [Froustey et al. 1992] ont postulé que l'endommagement est lié à l'énergie élastique développée par les contraintes en séparant partie sphérique et hydrostatique. A partir de ces considérations, Palin-Luc et al. [Palin-Luc et al. 1998] ont proposé un critère de fatigue multiaxiale basé sur des considérations énergétiques qui prend en compte le concept de volume sollicité. La base du critère est que l'endommagement lié à un cycle multiaxial de chargement se produit dans un volume critique donné indiqué comme V^* . Deux quantités énergétiques sont définies dans ce volume critique, une quantité W_a (valeur d'énergie calculée sur cycle) et une quantité W_a^* qui est une valeur de seuil. Les points matériels qui se trouvent dans le volume critique doivent respecter la condition $W_a \geq W_a^*$. Les deux quantités W_a et W_a^* sont définies comme il suit (équations (1.15) et (1.16)) :

$$W_a = \frac{1-2\nu}{6E} \frac{1}{T} \int_0^T J_{1,a}^2(t) dt + \frac{1+\nu}{E} \frac{1}{T} \int_0^T J_{2,a}(t) dt \quad (1.15)$$

Où ν , E et T sont respectivement le coefficient de Poisson, le module de Young du matériau et la période du cycle de chargement considéré.

$$W_a^* = W_{a(\text{réf.})}^* \frac{F(dT_{a(\text{cycle})};\beta)}{F(dT_{a(\text{réf.})};\beta)} \quad (1.16)$$

La quantité $W_{a(\text{réf.})}^*$ est définie comme l'énergie de référence et s'identifie à partir d'une limite de fatigue en flexion rotative ($\sigma_{D-1}^{fl,r}$) et en traction alternée (σ_{D-1}^{ta}) (équation (1.17)).

$$W_{a(\text{réf.})}^* = \frac{2\sigma_{D-1}^{ta\ 2} - \sigma_{D-1}^{fl,r\ 2}}{4E} \quad (1.17)$$

La fonction $F(dT_a;\beta)$ dépend du paramètre β qui est une constante à déterminer à partir de deux limites de fatigue en flexion rotative ($\sigma_{D-1}^{fl,r}$) et en torsion alternée (τ_{D-1}^{to}) et du degré de triaxialité alterné (dT_a).

Pour situer le cycle multiaxial de fatigue par rapport à la limite de fatigue du matériau, deux quantités, $\varpi_{a(\text{cycle})}$ et $\varpi_{a(\text{cycle})}^D$ doivent être définies. La première se réfère à l'énergie relative à l'endommagement du volume critique (V^*) pour le cycle considéré, la deuxième est la même quantité mais évaluée à la limite de fatigue du matériau (équations (1.18)-(1.20)).

$$\varpi_{a(\text{cycle})} = \frac{1}{V^*} \iiint_{V^*} [W_{a(\text{cycle})} - W_{a(\text{cycle})}^*] dV \quad (1.18)$$

$$\varpi_{a(\text{cycle})}^D = \varpi_{a(\text{réf.})}^D \frac{F(dT_{a(\text{cycle})};\beta)}{F(dT_{a(\text{réf.})};\beta)} \quad (1.19)$$

$$\varpi_{a(\text{réf.})}^D = \frac{\sigma_{D-1}^{ta} - \sigma_{D-1}^{fl,r}}{4E} \quad (1.20)$$

Enfin la condition d'endommagement est définie par l'équation (1.21),

$$\overline{\omega}_{a(cycle)} < \overline{\omega}_{a(cycle)}^D \quad (1.21)$$

La particularité de ce critère est que, dans sa formulation, il intègre au même temps l'effet de volume et de gradient. Ce critère a évolué dans le temps afin d'améliorer certaines caractéristiques. Par exemple dans sa première évolution il a été modifié pour prendre en compte aussi d'autres cas de chargement et pas seulement les chargements alternés [Banvillet et al. 2003]. Dernièrement il a subi une autre évolution pour prendre en compte aussi les chargements à amplitude variable [Saintier et al. 2013].

– Critères qui prennent en compte des chargements complexes

Les approches basées sur les invariants de contraintes ont un avantage évident dans le temps de calcul par rapport à d'autres approches comme les plans critiques. L'estimation faite par ces critères sur l'apparition d'une fissure de fatigue peut s'établir directement en évaluant des quantités (contraintes) à l'échelle macroscopique [Vu et al. 2010]. Bien que les critères basés sur l'estimation des invariants aient des avantages, ils ne sont pas adaptés pour capturer la variation de la direction des contraintes principales sous un chargement non-proportionnel. Si les directions des contraintes principales varient au cours du chargement, un critère adapté doit être capable de prendre en compte les variations temporelles et spatiales du tenseur de contraintes [Zenner et al. 2000]. Les critères basés seulement sur l'amplitude du deuxième invariant du tenseur des contraintes ($J_{2,a}$), comme Sines et Crossland [George 1955; Sines 1959; Crossland 1956] ne sont pas capables de prendre en compte cette variation en particulier pour des chargements déphasés de 90° et la combinaison linéaire de $J_{2,a}$ et $J_{1,max}$ proposé par Crossland n'est pas adaptée pour un chargement hors-phase.

Vu et al. [Vu et al. 2010] ont proposé un critère de fatigue multiaxiale qui améliore la prise en compte de l'effet du déphasage et de la contrainte moyenne en fonction de différentes catégories de matériaux. Le critère se base uniquement sur les invariants de contraintes macroscopiques dans l'objectif de permettre une utilisation simple et des temps de calcul réduits [Dal Cero Coehlo 2014; Vu et al. 2010]. La formulation du critère est reportée dans l'équation (1.22).

$$f_{max} = \max_{t \in T} \left\{ \sqrt{\gamma_1 \cdot J_2'(t)^2 + \gamma_2 \cdot J_{2,moy}^2 + \gamma_3 \cdot J_f(J_{1,a}, J_{1,m})} \right\} \leq \beta \quad (1.22)$$

Les paramètres γ_1 , γ_2 , γ_3 et β dépendent du matériau, les grandeurs $J_2'(t)$ et $J_{2,moy}$ décrivent l'effet de la contrainte de cisaillement. En particulier $J_{2,moy}$ correspond à la valeur moyenne de $J_2'(t)$ sur une période T qui permet de capter l'effet du déphasage (équations (1.23) et (1.24)).

$$J_2'(t) = \sqrt{\frac{1}{2} \underline{\underline{S}}^a(t) : \underline{\underline{S}}^a(t)} \quad (1.23)$$

$$J_{2,moy} = \frac{1}{T} \int_0^T J_2'(t) dt \quad (1.24)$$

La fonction $J_f(J_{1,a}, J_{1,m})$ dépend de $J_{1,a}$ et de $J_{1,m}$ qui représentent les effets de l'amplitude et de la moyenne de la partie hydrostatique du tenseur de contraintes (équations (1.25) et (1.26)) et son expression est utilisée pour capter l'effet de la contrainte moyenne en fonction des différentes catégories de matériaux.

$$J_{1,a} = \frac{1}{2} \left\{ \max_{t \in T} J_1(t) - \min_{t \in T} J_1(t) \right\} \quad (1.25)$$

$$J_{1,m} = \frac{1}{2} \left\{ \max_{t \in T} J_1(t) + \min_{t \in T} J_1(t) \right\} \quad (1.26)$$

Les paramètres matériau sont identifiés à partir de deux limites de fatigue en torsion alternée (τ_{D-1}^o) et en traction alternée (σ_{D-1}^a).

Dans les travaux de Vu et al. [Vu et al. 2010] il y a une comparaison entre les critères de fatigue multiaxiaux les plus connus pour tester l'efficacité de sa proposition à partir d'une base de données plutôt large (119 essais multiaxiaux proportionnels/non proportionnels, avec et sans contrainte moyenne). Le résultat des comparaisons a montré (pour huit nuances d'acier différentes) que le critère de Vu et le critère de Papuga [Vu et al. 2010; Papuga et al. 2008] ont obtenu, grâce à la meilleure prise en compte des chargements non proportionnels, que la plupart des résultats (96%) se trouvent dans un intervalle d'erreur compris entre -10% et 10%.

1.4.3 Effet de la distribution des contraintes sur la fatigue à grand nombre de cycles

Dans une éprouvette comme dans une structure soumise à un chargement cyclique il est bien connu qu'une distribution hétérogène des contraintes est un facteur d'influence sur la tenue en fatigue. Une évolution non constante des contraintes au sein d'un composant est généralement due (à une échelle macroscopique) à des effets géométriques propres à la structure étudiée (comme par exemple des entailles) ou au chargement (flexion).

La présence d'une concentration des contraintes génère une distribution hétérogène des contraintes dans l'épaisseur de la pièce et ceci provoque deux conséquences contradictoires. En premier lieu elle introduit une augmentation locale en contrainte à laquelle la matière doit résister, mais donne lieu aussi à un gradient qui, dans le cas de sollicitations cycliques, aboutit à une amélioration de la tenue en fatigue de la structure au sein de laquelle il apparaît (par rapport au cas sans gradient) [Weber 1999].

Un exemple classique de l'effet bénéfique du gradient de contrainte est montré par la comparaison de deux essais sous un chargement égale à la limite de fatigue (un essai de traction-compression alternée et un autre en flexion alternée). Les essais sont appliqués sur une éprouvette lisse sans entaille. Dans le premier cas il n'apparaît pas un gradient de contrainte, par contre, dans le deuxième il y a une distribution linéaire des contraintes de

traction et compression opposées en deux points symétriques de la section droite de l'éprouvette comme montré en Figure 1.28.

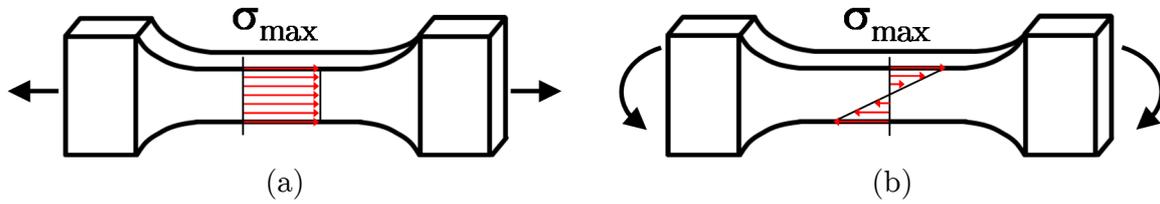


Figure 1.28 : Distribution des contraintes dans une éprouvette lisse soumise à un chargement de (a) traction, (b) de flexion [Weber 1999]

Si on produit les deux essais dans ces conditions de chargement, pour le même nombre de cycles on observe expérimentalement que la limite de fatigue en flexion alternée est toujours supérieure à celle obtenue en traction alternée (mesure de la contrainte locale à la surface).

Palin-Luc [Palin-Luc et al. 1998] a confirmé ce constat en conduisant plusieurs essais sur différents matériaux et en démontrant que la limite de fatigue, en présence de gradient de contrainte, est plus haute que dans un cas où il n'y a pas de gradient.

– Critères qui prennent en compte l'effet du gradient de contrainte

Une fois que les effets du gradient de contrainte sont suffisamment connus, un enjeu important est d'arriver à modéliser cet effet afin de pouvoir le prendre en compte dans les critères de fatigue multiaxiaux.

Papadopoulos [Papadopoulos et al. 1996] a proposé de prendre en compte le gradient de contrainte en modifiant le critère de fatigue proposé par Crossland [Crossland 1956]. La correction de l'effet du gradient est conduite seulement sur la contrainte normale qui est représentée par la contrainte hydrostatique maximale. Pour ce critère, l'auteur fait l'hypothèse que le gradient de la partie déviatorique du tenseur des contraintes n'influence pas la limite d'endurance. La contrainte hydrostatique ($J_{1,max}$) est un scalaire, mais son gradient spatial est décrit par un vecteur comme montré par l'équation (1.27) :

$$G = \left[\frac{\partial J_{1,max}}{\partial x}, \frac{\partial J_{1,max}}{\partial y}, \frac{\partial J_{1,max}}{\partial z} \right] \quad (1.27)$$

Le module de ce vecteur est indiqué comme G et sa représentation est montrée dans l'équation (1.28) :

$$G = \sqrt{\left(\frac{\partial J_{1,max}}{\partial x}\right)^2 + \left(\frac{\partial J_{1,max}}{\partial y}\right)^2 + \left(\frac{\partial J_{1,max}}{\partial z}\right)^2} \quad (1.28)$$

Le paramètre G est utilisé comme indicateur de l'influence du gradient de la contrainte normale, selon cette nouvelle formulation, le critère de Crossland peut s'écrire en introduisant le paramètre G comme montré par l'équation (1.29) :

$$\sqrt{J_{2,a}} + \alpha \cdot J_{1,max} \left(1 - \beta_2 \cdot \left(\frac{G}{J_{1,max}} \right)^n \right) \leq \beta_1 \quad (1.29)$$

Les paramètres α et β_1 sont les mêmes que ceux du critère de Crossland (paragraphe 1.4.2), les paramètres n et β_2 sont fonction du matériau.

Luu et al. [Luu et al. 2014] ont proposé des modifications aux critères classiques de Crossland et Dang Van pour prendre en compte l'effet du gradient de contrainte. L'idée principale sur laquelle se base le critère est la prise en compte de l'effet du gradient de contrainte aussi dans les composantes de cisaillement du tenseur des contraintes. L'équation (1.30) montre la nouvelle formulation du critère de Crossland avec la prise en compte de l'effet du gradient de contrainte.

$$\sqrt{J_{2,a}} \cdot \sqrt{1 - \left(l_\tau \frac{\|Y\|_{,a}}{\|s\|_{,a}} \right)^{n_\tau}} + \alpha_g \cdot J_{1,max} \left(1 - \left(l_\sigma \frac{\|G\|}{J_{1,max}} \right)^{n_\sigma} \right) - \gamma_g \leq 0 \quad (1.30)$$

Le terme $\|Y\|_{,a}$ correspond au gradient de contrainte complet, $\|s\|_{,a}$ est l'amplitude du module du déviateur des contraintes. La grandeur $\|G\|$ est le module du gradient et il garde la même définition du critère de Papadopoulos.

Les paramètres l_τ , n_τ , l_σ et n_σ sont fonction du matériau. Enfin les paramètres α_g et γ_g sont équivalents aux paramètres α et β du critère de Crossland.

Le critère proposé par Luu nécessite l'identification de 6 paramètres (l_τ , n_τ , l_σ , n_σ , α_g , γ_g) à partir de données expérimentales. Pour l'identification des paramètres l_τ , n_τ et γ_g il faut une limite de fatigue d'une éprouvette de rayon R en torsion alternée $\tau_{D-1}^{to}(R)$ et la limite de fatigue de référence du matériau en torsion alternée τ_{D-1}^{to} . Les trois paramètres sont ensuite identifiés en utilisant la méthode des moindres carrées à partir de l'équation (1.31).

$$\tau_{D-1}^{to}(R) = \frac{\tau_{D-1}^{to}}{\sqrt{1 - (l_\tau/R)^{n_\tau}}} \quad (1.31)$$

Les paramètres l_σ , n_σ et α_g sont déterminés en utilisant la limite de fatigue d'une éprouvette de rayon R en flexion alternée sur quatre points ($\sigma_{D-1}^{fl}(R)$) et la limite de fatigue de référence du matériau en flexion alternée sur quatre points (σ_{D-1}^{fl}). Aussi dans ce cas les trois paramètres peuvent être estimés à partir de l'équation (1.32) en utilisant la méthode des moindres carrées.

$$\sigma_{D-1}^{fl}(R) = \frac{\sigma_{D-1}^{fl}}{1 - l_\sigma \cdot R^{-n_\sigma} \cdot \left(1 - \frac{\sigma_{D-1}^{fl}}{\sqrt{3} \sigma_{D-1}^{to}} \right) \frac{\sigma_{D-1}^{fl}}{\sqrt{3} \sigma_{D-1}^{to}} (1 - L_{\tau f}(R))} \geq \sigma_{D-1}^{fl} \quad (1.32)$$

Où $L_{\tau f}(R)$ est défini selon l'équation (1.33) :

$$L_{\tau f}(R) = \sqrt{1 - (3/2)^{n_\tau/2} \cdot (l_\tau/R)^{n_\tau}} \quad (1.33)$$

Luu a proposé aussi une nouvelle formulation pour la prise en compte du gradient de contrainte dans le critère de Dang Van, en suivant les mêmes principes. Les deux critères proposés ont été validés avec une base de données expérimentale variée (flexion, flexion-torsion) avec de bons résultats, mais actuellement il manque encore une validation complète pour des chargements multiaxiaux [Luu et al. 2014].

Comme déjà montré dans les paragraphes 1.4.1 et 1.4.2 les critères qui suivent des approches de type plan critique comme celui de Flavenot et Skalli [Flavenot et al. 1989] ou énergétique avec introduction d'un volume critique comme celui de Palin-Luc et al. [Palin-Luc et al. 1998] intègrent déjà la notion de distribution de contrainte sur une quantité définie et donc un effet de gradient. D'autres critères plus ou moins récents utilisent la notion de gradient dans leur formulation. L'approche de Sonsino et al. [Sonsino et al. 1997], par exemple, se base sur une démarche plutôt pragmatique qui porte sur l'idée que la rupture d'un composant sous un chargement de fatigue n'est pas liée seulement aux effets causés par les discontinuités en surface (par exemple aux entailles) mais qu'il inclut aussi une portion de matériau en profondeur, qui correspond au volume sollicité avec une contrainte locale égale à 90% de la contrainte maximale identifiée en surface. Spaggiari et al. [Spaggiari et al. 2011] ont proposé une corrélation entre une méthode basée sur un paramètre dit "*support factor*" [Peterson 1959; Siebel et al. 1955; Neuber 1961] et la théorie des distances critiques (TCD) [Taylor et al. 1996; Taylor 2010; Susmel et al. 2003] afin de prévoir la durée de vie en fatigue d'une structure métallique moulée. Le facteur, dit "*support factor*", se base sur la formulation du gradient de Siebel [Siebel et al. 1955]. A partir d'une analyse élastique linéaire, le gradient de contrainte ($G_\sigma = \left. \frac{d\sigma}{dx} \right|_{x=0}$) peut s'exprimer dans une direction normale (direction x dans ce cas) à la surface où il y a la contrainte locale la plus élevée. Le rapport entre le gradient (G_σ) et la contrainte maximale correspond au taux de contrainte normalisé (S_σ). Le facteur dit "*support factor*" est défini comme $\nu_d = 1 + \sqrt{\rho^* \cdot S_\sigma}$ où ρ^* correspond à une longueur caractéristique liée aux propriétés mécaniques et microstructurales du matériau estimable expérimentalement [Siebel et al. 1955]. En ce qui concerne la théorie des distances critiques (TCD) [Taylor et al. 1996; Taylor 2010], une fois que la contrainte maximale est calculée dans le point le plus sollicité, la contrainte effective est déterminée comme la valeur de contrainte qui apparaît à une certaine distance critique de la contrainte maximale ; cette distance peut se calculer en suivant différentes approches, dont une des plus utilisées est celle proposée par El Haddad et al. [El Haddad et al. 1980]. Plus récemment Gates et al. [Gates et al. 2016] ont utilisé la théorie des distances critiques et la notion de gradient pour comprendre la mécanique au fond des entailles sous un chargement multiaxiale pour un alliage d'aluminium 2024-T3.

– Critères qui prennent en compte l'effet des défauts

Comme déjà discuté dans le paragraphe 1.2 la présence des défauts modifie de manière remarquable la tenue en fatigue des alliages d'aluminium moulé. La prise en compte des défauts est donc un paramètre d'importance vitale pour une modélisation réaliste de la durée de vie d'un composant. Les pièces réalisées par fonderie sont caractérisées par la présence aléatoire de défauts, qui peuvent agir comme des concentrateurs de contraintes et interagir avec le mode de chargement ainsi que avec les différentes hétérogénéités

structurales intrinsèques au composant (géométrie, microstructure, état de surface, ...). Pour ces raisons il est nécessaire de pouvoir intégrer dans les critères de fatigue multiaxiaux l'effet généré par les défauts. Un premier exemple est la méthode des distances critiques (TCD) qui est très souvent utilisée en présence d'entaille et qui a été démontré bien s'adapter par Léopold [Léopold 2011] en présence de petits défauts pour les alliages de Titane de fonderie. Plusieurs approches existent pour prendre en compte la présence des défauts, la mécanique de la rupture élastique linéaire (LEFM) prend en compte tous les défauts comme des fissures, mais même si cette approche est plutôt bien adaptée pour les fissures longues, elle n'est pas toujours appropriée pour les fissures courtes [Susmel 2004]. Cette méthodologie utilise un seul paramètre (le facteur d'intensité de contrainte K) et le seuil de propagation des fissures ΔK_{th} est utilisé pour retrouver la limite de fatigue. Si l'amplitude de contrainte appliquée ne génère pas une intensité de contrainte (au fond de fissure) supérieure au seuil de propagation, alors il n'y aura pas de rupture. Cette méthodologie se base sur des considérations locales et il n'y pas la prise en compte de la distribution des contraintes ni de l'effet du gradient. Murakami et al. [Murakami et al. 1983] ont proposé un nouveau paramètre géométrique ($AREA^{1/2}$) pour représenter la taille des pores obtenue avec la projection de la surface du défaut sur un plan normale à la direction de la contrainte maximale principale. Le critère de Murakami se base principalement sur des relations empiriques entre la contrainte appliquée et la dureté du matériau. L'évaluation de la tenue en fatigue se fait en analysant la plasticité grâce aux mesures de dureté. Endo [Endo 2003] a proposé une évolution du critère de Murakami pour prendre en compte aussi les chargements multiaxiaux.

Nadot et al. [Nadot et al. 2006; Vincent et al. 2014] ont proposé le critère DSG (Defect Stress Gradient). Cette approche décrit l'influence d'un défaut sur la limite de fatigue en prenant en compte le gradient de contrainte qui se génère à l'échelle mésoscopique autour du défaut. Le critère a été appliqué dans plusieurs études sur des alliages d'aluminium de fonderie et validé pour des chargements de traction, torsion et traction-torsion combinés) [Iben Houria et al. 2015; Mu et al. 2014a; Mu et al. 2014b; Roy et al. 2012; Roy et al. 2011]. Le critère non-local nécessite un critère de fatigue multiaxiale qui puisse permettre de calculer deux contraintes équivalentes, une contrainte dite à l'infini (chargement loin du défaut défini comme σ_{eq}^0) et une contrainte équivalente locale autour du défaut (contrainte maximale $\sigma_{eq}^{Pt,MAX}$). Le gradient de contrainte ($\nabla \sigma_{eq}^{Pt}$) est calculé sur une longueur physique équivalente à la taille de défaut. La formulation générale du critère est proposée dans les équations (1.34)-(1.36).

$$\sigma_{eq}^{DSG} = \sigma_{eq}^{Pt,MAX} - a_{\nabla,def} \nabla \sigma_{eq}^{Pt} \quad (1.34)$$

$$\sigma_{eq}^{DSG} \leq \beta(N) \quad (1.35)$$

$$\nabla \sigma_{eq}^{Pt} = \frac{\sigma_{eq}^{Pt,MAX} - \sigma_{eq}^0}{taille} \quad (1.36)$$

La condition d'amorçage est définie par le paramètre $\beta(N)$ qui est propre au critère de fatigue multiaxiale utilisé et dépend de la courbe S-N. Le paramètre $a_{\nabla,def}$ prend en compte

l'effet du défaut sur la limite de fatigue, il est identifié à partir d'un essai de fatigue sur une éprouvette avec un défaut de taille calibrée.

Dans les travaux de Roy et al. [Roy et al. 2012; Roy et al. 2011] le critère DSG a été testé pour trois types de chargement (traction, torsion et traction-torsion combinée) pour un alliage A356-T6. L'approche DSG a été comparée avec les approches LEFM, de Murakami et des distances critiques. Le critère de Vu a été utilisé pour estimer la contrainte équivalente de l'approche DSG. Globalement le critère DSG et l'approche des distances critiques donnent une très bonne approximation des résultats expérimentaux (limites de fatigue) et l'erreur moyenne sur les trois types de chargement est de l'ordre de 9% (critère DSG) et 11% (critère LEFM).

Ce critère a été utilisé dans notre étude pour modéliser la durée de vie d'un composant sous un chargement de fatigue multiaxiale en utilisant le critère de Crossland, les résultats obtenus seront détaillés dans le Chapitre 3.

D'autres approches de type probabiliste peuvent aussi être utilisées pour modéliser la durée de vie en fatigue d'un composant en présence de défauts. Pessard et al. [Pessard et al. 2013; Koutiri et al. 2013a] ont proposé une approche probabiliste qui prend en compte la combinaison de deux mécanismes d'amorçage de fatigue : la localisation de la déformation à l'échelle mésoscopique et la propagation des fissures à partir des défauts [Le et al. 2016a]. La première contribution est contrôlée par la contrainte de cisaillement et la probabilité de rupture est modélisée en utilisant le concept du maillon le plus faible de Weibull [Weibull 1951]. L'effet de la propagation d'une fissure longue à partir d'un défaut est modélisé avec la mécanique de la rupture élastique linéaire, la dispersion de la limite de fatigue par rapport aux porosités est modélisée avec une loi de Weibull.

Pour l'alliage AlSi7Cu05Mg03-T7 Koutiri et al. [Koutiri et al. 2013a; Koutiri et al. 2013b] ont identifié deux mécanismes d'endommagement par fatigue. Le premier mécanisme est associé à l'endommagement des particules de Si dans la phase eutectique du matériau, le deuxième implique la formation d'une fissure de fatigue à partir d'une micro-retassure. Une approche probabiliste à deux échelles a été utilisée pour tracer un diagramme de type Kitagawa-Takahashi [Kitagawa et al. 1976] qui peut expliquer l'effet sur la limite de fatigue des deux mécanismes (Figure 1.29).

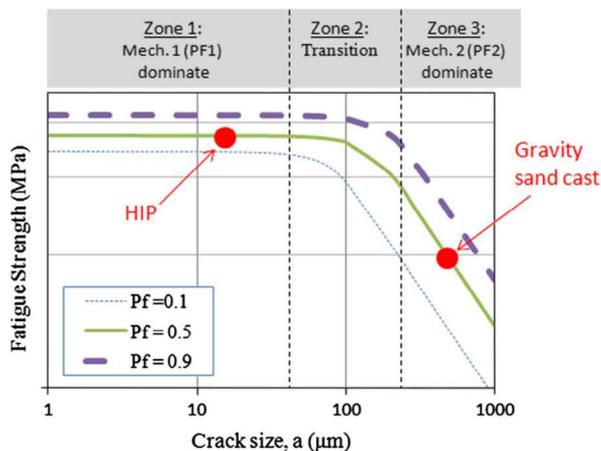


Figure 1.29 : Diagramme probabiliste de type Kitagawa-Takahashi pour l'alliage AlSi7Cu05Mg03-T7 qui montre l'effet du procédé de Compaction Isostatique à Chaud (CIC) [Pessard et al. 2013; Koutiri et al. 2013b]

On peut remarquer trois zones dans le diagramme, la zone 1 est pilotée par le mécanisme d’amorçage au niveau de la microstructure, la zone 3 montre une réduction de la limite de fatigue du matériau à cause de la présence des défauts (deuxième mécanisme d’amorçage). La zone 2 est une zone de transition où il y a la même probabilité d’amorcer sur la microstructure ou au niveau d’un pore.

Ce modèle a été appliqué aussi pour un acier C35 et les résultats montrent une cohérence entre les résultats expérimentaux (chargement uniaxial $R = -1$).

Hertel et al. [Hertel et al. 2012] dans leur proposition, proposent la prise en compte d’un effet de taille à l’échelle d’un composant avec une approche statistique. Le principe se base sur l’idée que les fissures de fatigue sur un composant (avec une distribution statistique des défauts) se produit à partir d’un défaut et que la fonction de distribution des défauts est une caractéristique propre au matériau. La durée de vie en fatigue est donc (hormis les autres facteurs) gouvernée par les défauts qui se trouvent dans les zones les plus sollicitées de la pièce. Wormsen et al. [Wormsen et al. 2007] ont décrit cette proposition en dérivant une relation entre la résistance en fatigue de plusieurs composant de taille et forme différentes. A partir de cette distribution, avec l’application de la théorie du maillon le plus faible de Weibull les auteurs sont arrivés à corréliser les valeurs de résistance en fatigue pour des composants de différent taille mais avec la même probabilité de survie. Ils obtiennent un “*facteur de support*” n_{st} qui décrit l’effet statistique de la taille défini comme il suit (équation (1.37)) :

$$\frac{\sigma_W}{\sigma_{W,ref}} = \left[\frac{I_{ref}}{I} \right]^{\frac{1}{k}} = n_{st} \quad (1.37)$$

Où k est un coefficient de la fonction de distribution cumulative, σ_W correspond à la limite de fatigue alternée de l’éprouvette considérée, $\sigma_{W,ref}$ se réfère à la limite de fatigue alternée d’une éprouvette de référence. La variable I correspond à une intégrale de surface de la contrainte normalisée calculée sur la surface du composant.

Les approches qui prennent en compte l’effet du gradient de contrainte sont très utilisées dans le domaine de la fatigue à grand nombre de cycles, cependant il est important de faire une analyse critique des critères qui se basent sur ce principe. Au sein d’une structure complète, il y a plusieurs effets qui se superposent au chargement de la pièce, et qui sont liés principalement à l’état de surface, à la géométrie et aux contraintes résiduelles. Le gradient de contrainte est souvent déterminé dans une direction donnée (typiquement la plus critique) et évalué dans la condition de chargement maximale. La détermination d’un gradient de contrainte local dans ces conditions porte à avoir une dépendance au chargement (si le gradient n’est pas normé par rapport à la contrainte locale maximale) ; le gradient de contrainte peut se voir comme un bon marqueur des phénomènes très locaux. Une approche volumique permet d’avoir un marqueur plus global (possibilité de faire une moyenne du tenseur de contraintes sur un volume donnée). A l’état actuel, le choix du critère de fatigue multiaxiale à utiliser pour une modélisation correcte dépend fortement de plusieurs facteurs comme la simplicité d’implémentation, le nombre de paramètres à identifier ainsi que le type de chargement appliqué.

1.5 Synthèse de la revue bibliographique

Une revue bibliographique des principaux résultats obtenus dans le domaine de la fatigue à grand nombre de cycles pour les alliages de fonderie des familles Al-Si, Al-Si-Mg et Al-Si-Cu a été conduite. Les effets dus aux hétérogénéités microstructurales ainsi qu'à l'effet des principaux défauts de fonderie ont été analysés en montrant l'apport que la μ -CT peut donner dans l'analyse des populations de défauts dans les alliages d'aluminium de fonderie. Dans la partie finale une revue des principaux critères de fatigue multiaxiaux (sans et avec prise en compte de l'effet des défauts) a été conduite.

Les résultats de la bibliographie ont montré que la microstructure des alliages de fonderie de la famille Al-Si-Mg et Al-Si-Cu joue un rôle important vis-à-vis de la tenue en fatigue à grand nombre de cycles. Ce rôle est prépondérant en absence de défauts de type pore, et la tenue en fatigue est pilotée principalement par la SDAS et la taille de grain. Ces deux paramètres sont corrélés et, normalement, à une SDAS fine correspond une faible taille de grain (même si certains travaux ont montré un effet contraire). Une microstructure plus fine, engendre une meilleure tenue en fatigue. Les films d'oxyde peuvent intervenir de façon négative sur la résistance en fatigue de ces alliages, l'effet néfaste des oxydes est visible surtout en absence d'autres défauts.

En présence des défauts de type retassure le rôle de la microstructure et des oxydes est moins important. L'effet de la taille de défaut joue un rôle prépondérant pour des chargements de traction ou torsion, cependant, un travail spécifique a montré que cet effet peut être moins évident pour des chargements combinés de traction-torsion.

La morphologie du défaut est un paramètre d'intérêt qui a été étudié à plusieurs reprises. Globalement la morphologie locale d'un défaut influence la distribution des champs de contrainte, qui sont plus critiques dans les zones les plus tortueuses. Plusieurs méthodes d'analyse du niveau de criticité ont été proposées (typiquement une évaluation locale du facteur de concentration des contraintes), mais à l'état actuel il n'y a pas une vraie compréhension de l'effet de la morphologie des défauts naturels sur la limite de fatigue d'un alliage d'aluminium moulé. Pour cette raison, un des objectifs de cette étude est de conduire une analyse à "iso-microstructure" de différentes morphologies de défaut naturel et artificiel afin de comprendre leur impact sur la durée de vie d'un alliage A357-T6.

La position du défaut est un paramètre d'importance capitale pour la tenue en fatigue des alliages d'aluminium moulé. Un effet d'environnement a été identifié quand un défaut amorce une fissure de fatigue en interne et ceci porte un effet bénéfique sur la tenue en fatigue, étant donné que l'influence d'un environnement inerte (type vide) ralentit la vitesse de propagation. D'après ces considérations on peut clairement conclure qu'un défaut de surface est plus critique qu'un défaut interne. Cependant il y a la nécessité d'établir un critère qui définit à quelle distance de la surface un défaut peut se définir interne ou de surface.

Plusieurs aspects concernant les approches utilisés pour le dimensionnement en fatigue des composant sans et en présence de défauts ont été approfondis en se focalisant sur des approches de type critère de fatigue, utilisées principalement dans le domaine de la fatigue à grand nombre de cycles. On trouve que des approches de type plan critique sont plus adaptées dans le cas de l'amorçage d'une fissure dans la matrice d'aluminium induite, par

exemple, par une BGP. Des critères de plus simple application, basés sur la théorie de la Mécanique de la Rupture en Elasticité Linéaire (LEFM : Linear Elastic Fracture Mechanics), permettent d'obtenir une relation entre la limite de fatigue et la taille de défaut mais la connaissance des valeurs de seuil de propagation de fissure est nécessaire. D'autres approches prennent en compte l'effet de l'hétérogénéité des contraintes, par exemple, en introduisant une fonction qui modélise le gradient de contrainte. Des critères de ce type ont été validés sur éprouvette en présence de défaut pour divers cas de chargement. A l'échelle d'un composant complet il faut prendre en compte plusieurs paramètres qui peuvent influencer la tenue en fatigue et principalement l'hétérogénéité des contraintes à l'échelle du composant et, en présence de défauts, l'effet de l'hétérogénéité des contraintes à une échelle mésoscopique. A l'état actuel, il y a peu de littérature qui montre ces effets à l'échelle d'un composant complet. Pour ces raisons une question de fond de cette étude se base sur la validation d'un critère qui prend en compte l'effet d'une distribution hétérogène des contraintes à une échelle macroscopique (effet de la géométrie du composant et du chargement) et à l'échelle mésoscopique du défaut.

L'effet de l'état de surface sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles est un autre aspect peu approfondi dans la littérature. Globalement l'état de surface ne semble pas être un paramètre qui influence la limite de fatigue des alliages d'aluminium moulé de manière importante. Cependant l'état de surface est à voir comme un ensemble d'effets (rugosité, contraintes résiduelles, défauts de surface et microstructure). Pour ces raisons l'analyse des effets de surface et typiquement d'une surface brute de fonderie sera approfondie dans cette étude à l'échelle des éprouvettes et à l'échelle d'un composant complet.

Chapitre 2

Matériau, méthodes expérimentales et tenue en fatigue de l'alliage de référence

Ce chapitre est dédié à la présentation de l'alliage de fonderie A357-T6 utilisé dans cette étude et des méthodes expérimentales utilisées pour produire les résultats. Afin d'étudier l'effet des défauts naturels sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles, différentes coulées prototypes ont été produites. Les défauts étudiés sont de type retassure cavité (RC) et spongieuse (RS) pour un grade de nocivité variable entre 2 et 4 (selon la norme ASTM E2422¹). Un outillage spécifique a été développé par le Centre Technique des Industries de la Fonderie (CTIF) de Sèvres pour produire des bruts de fonderie avec les retassures du type et grade souhaité. Les défauts sont caractérisés en utilisant un contrôle non destructif par rayons X, identique à celui pratiqué sur pièce et analysé par le personnel qualifié (niveau 3). Dans un second temps une analyse de la microstructure des différentes coulées a été produite pour mesurer la SDAS (Secondary Dendrite Arm Spacing) et analyser la taille de grain. Dans la deuxième partie de ce chapitre, les conditions expérimentales des essais mécaniques réalisés dans le cadre de ce travail sont détaillées. En particulier, des essais de fatigue à grand nombre de cycles ont été réalisés sur le matériau de référence (grade < 1) avec deux états de surface différents : usiné et brut de fonderie. Enfin des essais de fatigue ont été produits sur des éprouvettes prélevées sur un carter de transmission fourni par la société Safran Transmission Systems (Safran TS).

Sommaire

2.1	Procédé de fabrication des éprouvettes	62
2.1.1	Caractérisation des défauts naturels.....	64
2.2	Analyse microstructurale des coulées	66
2.2.1	Caractérisation de la SDAS (Secondary Dendrite Arm Spacing).....	66
2.2.2	Synthèse sur l'analyse des différentes coulées.....	71
2.3	Essais de fatigue à grand nombre de cycles (matériau sain de référence).....	72
2.3.1	Résultats en traction-compression ($R = -1$).....	76
2.3.2	Résultats en traction-traction ($R = 0.1$).....	77
2.3.3	Effet de l'état de surface sur la limite de fatigue en traction-traction ($R = 0.1$).....	82
2.3.4	Synthèse des résultats des essais de fatigue sur le matériau sain de référence.....	89
2.4	Résultats des essais de fatigue sur éprouvettes prélevées sur un carter de transmission.....	90
2.4.1	Corrélation entre CND et résultats expérimentaux.....	93
2.4.2	Corrélation entre microstructure, taille de défaut et limite de fatigue.....	96
2.4.3	Synthèse des résultats sur éprouvettes prélevées sur un carter de transmission.....	101

¹ Version numérique de la norme ASTM E155-15 [ASTM E155-15 2015]

2.1 Procédé de fabrication des éprouvettes

Dans le cadre de ce travail de thèse une configuration spécifique de moulage a été conçue par le Centre Technique des Industries de la Fonderie (CTIF) de Sèvres pour obtenir des bruts de fonderie avec des défauts naturels de type retassure volontairement introduits dans la coulée. Six différentes coulées ont été analysées :

- Coulée saine de référence (grade <1)
- Coulée Retassure Cavité grade 2 (RC2)
- Coulée Retassure Cavité grade 3 (RC3)
- Coulée Retassure Cavité grade 4 (RC4)
- Coulée Retassure Spongieuse grade 2 (RS2)
- Coulée Retassure Spongieuse grade 3 (RS3)

Toutes les éprouvettes brutes ont été produites au CTIF. L’alliage utilisé pour les coulées est l’alliage de fonderie A357 ou AS7G06 (composition en Table 2.1) coulé en sable par gravité. Les défauts de type retassures sont obtenus par voie naturelle en modifiant les paramètres thermiques locaux du système de moulage par adjonction d’artifices de moulage (notamment des refroidisseurs) et de facteurs de forme au niveau des éprouvettes brutes. La Figure 2.1a montre la configuration de la grappe de coulée des éprouvettes ; afin d’optimiser le remplissage, chaque grappe est composée de 4 éprouvettes, la Figure 2.1b montre les éprouvettes dans le système de moulage en sable après refroidissement. Le matériau liquide est coulé dans le moule à une température initiale de 710°C et le refroidissement de la partie utile de l’éprouvette est modifié à l’aide d’une série de refroidisseurs placés à différents endroits dans le moule. Le système de masselottage est réalisé avec une entaille en “V” pour améliorer son efficacité thermique.

La géométrie du brut de fonderie (Figure 2.2) a été conçue pour permettre l’usinage d’une éprouvette de fatigue avec un diamètre de la zone utile de 10 mm et des têtes M22 pas de 1 mm (plan en Figure 2.3a). Pour faciliter le tournage, une surépaisseur d’usinage d’environ 1.65 mm a été introduite sur le fût du brut de fonderie.

Table 2.1 : Composition chimique de l’alliage A357-T6 %massique

Si	Mg	Ti	Fe	Mn	Cu	Ni	Sn	Zn	Pb
7.05	0.57	0.16	0.12	<0.03	<0.015	<0.01	<0.01	<0.01	<0.003

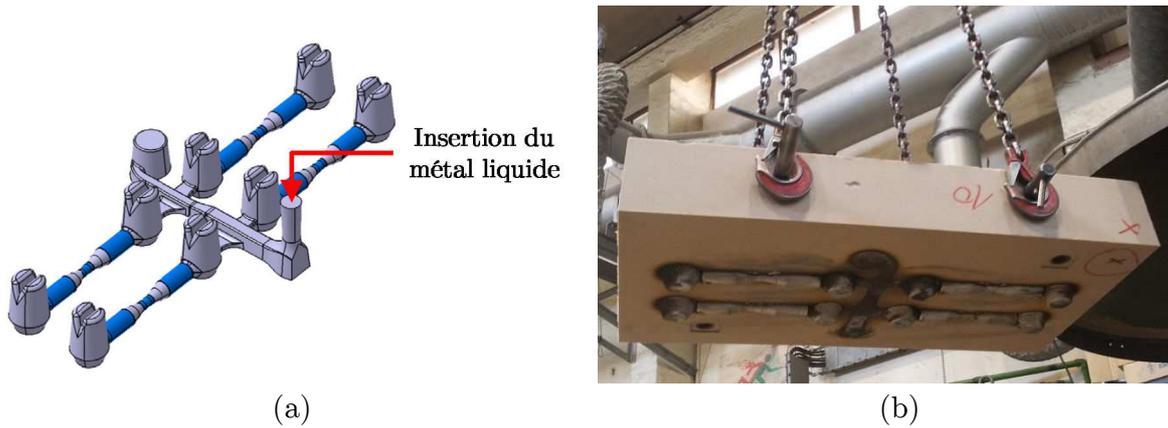


Figure 2.1 : (a) Configuration de la grappe de coulée des éprouvettes, (b) éprouvettes refroidies dans le moule



Figure 2.2 : Brut de fonderie en A357

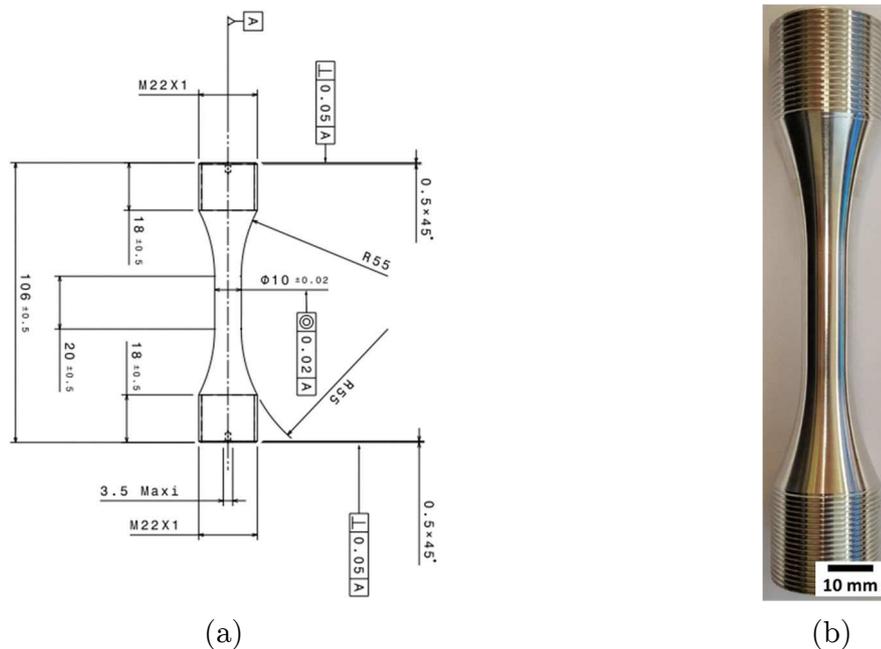


Figure 2.3 : (a) plan de l'éprouvette de fatigue, (b) éprouvette de fatigue usinée

– Estimation de la rugosité de surface des éprouvettes

Une quantification de la rugosité a été conduite sur la partie utile des éprouvettes usinées ainsi que sur les bruts de fonderie en utilisant un rugosimètre Someco RTP80-TL90. Tous les bruts de fonderie en sortie du moule, avant le traitement thermique T6, subissent une étape de sablage manuelle au corindon brun de granulométrie variable entre 300 μm et 425 μm sous 0.2-0.25 MPa de pression. Cet état de surface correspond à une rugosité moyenne $R_a = 7.34 \mu\text{m}$. Les éprouvettes usinées ont une rugosité moyenne $R_a = 0.67 \mu\text{m}$. Les autres paramètres de rugosité pour les deux états de surface sont résumés dans le Table 2.2.

Table 2.2 : Paramètres de rugosité mesurés sur la zone utile des éprouvettes de fatigue

	R_a (μm)	R_z (μm)	R_v (μm)	R_p (μm)
Eprouvette avec surface usinée	0.67	4.28	2.61	1.67
Eprouvette avec surface brute de fonderie	7.34	43.70	21.69	22.03

– Traitement thermique T6

Toutes les éprouvettes après le moulage et avant usinage, ont subi un traitement thermique de type T6. Les éprouvettes sont traitées par lots de 40 et le traitement se compose de 3 étapes :

- Mise en solution à 540°C pendant 10h
- Trempe à l’eau (température contrôlée à 20°C)
- Vieillessement artificiel à 160°C pendant 8h

Après l’étape 2 de trempe, un temps d’attente de 24h est respecté avant le vieillissement artificiel.

2.1.1 Caractérisation des défauts naturels

La caractérisation de chaque brut de fonderie a été conduite en utilisant la radiographie par rayons X. Cette méthode de contrôle permet de révéler les défauts internes grâce à la différence de densité entre le défaut et la matière. A partir des clichés radiographiques il est possible de révéler des inclusions, des retassures ou des soufflures. La capacité de détection est fonction de l’épaisseur de la pièce à contrôler.

Cette méthodologie est aussi utilisée dans le cadre d’un contrôle d’une pièce de fonderie dans un contexte industriel. La caractérisation des défauts est basée sur la comparaison de deux tirs radiographiques, en faisant une rotation de 90° de l’éprouvette entre un tir et l’autre. Des planches de référence standardisées (montrées en Figure 2.4) basées sur la norme ASTM E2422 [ASTM E2422-11 2011] caractérisent les défauts de fonderie de type retassure sur 8 grades de nocivité en fonction de l’image projetée du défaut.

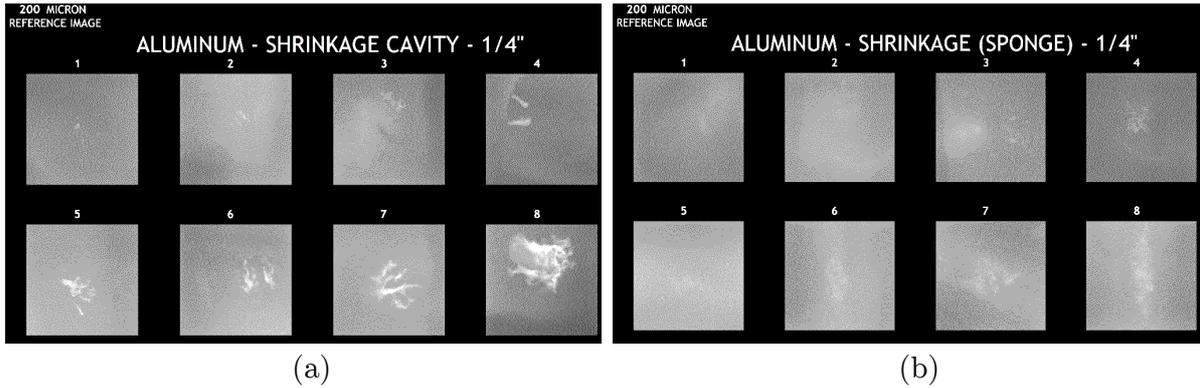


Figure 2.4 : Images de référence de la norme ASTM E2422 $\frac{1}{4}$ de inch (a) retassures cavités, (b) retassures spongieuses [ASTM E2422-11 2011]

La Figure 2.5 montre les planches radiographiques obtenues pour chaque coulée de cette étude. L'identification du grade et du type de défaut nécessite un niveau d'expérience élevé. De fait la caractérisation du grade et type de défaut est effectuée par un opérateur qualifié (niveau 3). A partir des images en Figure 2.5, on remarque qu'entre les retassures de type cavité (Figure 2.5 d-f) il y a une différence importante sur la taille du défaut projeté aux rayons X. Cette différence est moins marquée dans le cas d'une retassure de type spongieuse (Figure 2.5b et Figure 2.5 c) qui est plus difficile à identifier.

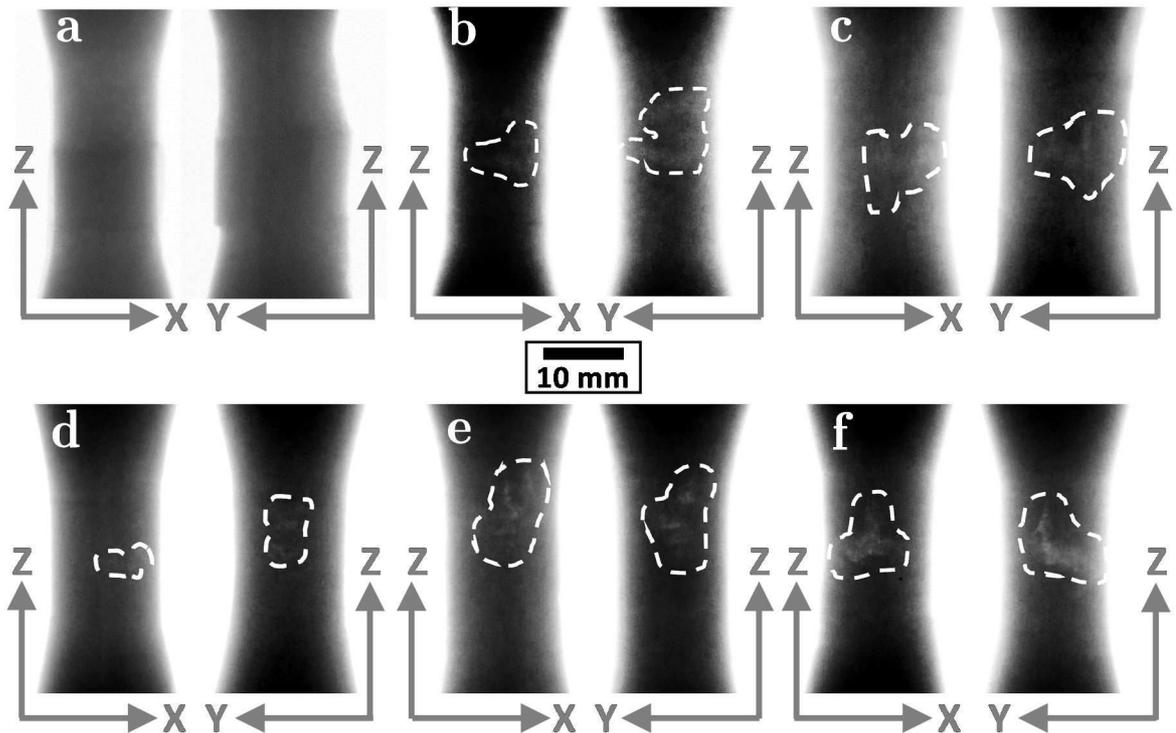


Figure 2.5 : Clichés radiographiques des bruts de fonderie dans la zone utile (a) saine (grade < 1), (b) retassure spongieuse grade 2, (c) retassure spongieuse grade 3, (d) retassure cavité grade 2, (e) retassure cavité grade 3, (f) retassure cavité grade 4

A cette étape de l'étude il est important de remarquer qu'un contrôle non destructif aux rayons X apporte une information sur un grade et type de défaut en fonction d'une image

standardisée, mais il n’y a pas une information précise sur la position spatiale du défaut qui est un paramètre important qui sera approfondi dans le Chapitre 5 de cette étude.

2.2 Analyse microstructurale des coulées

La microstructure de l’alliage d’aluminium de fonderie A357-T6 se compose de deux phases principales ; la matrice d’aluminium α et la phase eutectique (riche en Silicium). Une micrographie de l’alliage A357-T6 est montrée en Figure 2.6.

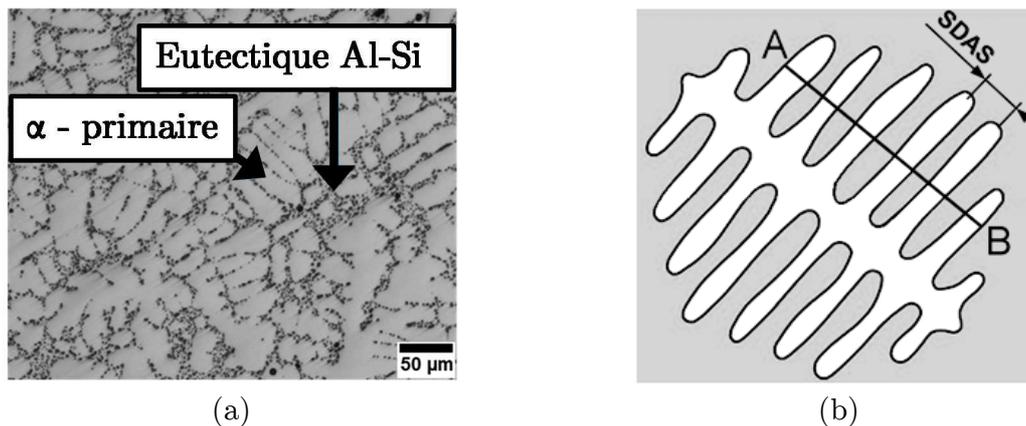


Figure 2.6 : (a) Microstructure de l’alliage A357-T6 (surface polie miroir avec une suspension à base de silice colloïdale 0.04 μm), (b) schéma de calcul de la SDAS

2.2.1 Caractérisation de la SDAS (Secondary Dendrite Arm Spacing)

Le grade de finesse de l’alliage est caractérisé par la distance inter-dendritique secondaire (SDAS). Ce paramètre impacte directement la limite d’élasticité [Wang 2004; Wang et al. 2010] et aussi la limite de fatigue selon le chargement appliqué [Iben Houria et al. 2015; Roy et al. 2011; Wang et al. 2001a; Wang et al. 2001b]. La finesse de la SDAS est directement liée à la vitesse de refroidissement de la coulée. Le procédé de moulage utilisé pour produire les bruts de fonderie avec défauts naturels est basé sur la présence des refroidisseurs et donc sur une variation locale de la thermique du moule. L’objectif de notre étude est d’étudier l’effet que les différents défauts naturels produisent sur les propriétés en fatigue de l’alliage A357-T6. Une étape de vérification de la microstructure du matériau a été nécessaire afin de fixer les paramètres de moulage pour les différentes coulées et obtenir une SDAS proche entre les 6 coulées produites. L’analyse de la microstructure a été effectuée sur une coupe transversale de la partie utile des bruts de fonderie. La surface à observer a subi une étape de polissage progressif et l’état de surface finale est obtenu après une dernière passe faite avec une suspension à la silice colloïdale (granulométrie de 0.04 μm). L’analyse micrographique a été conduite sur un microscope optique Zeiss Axio observer.

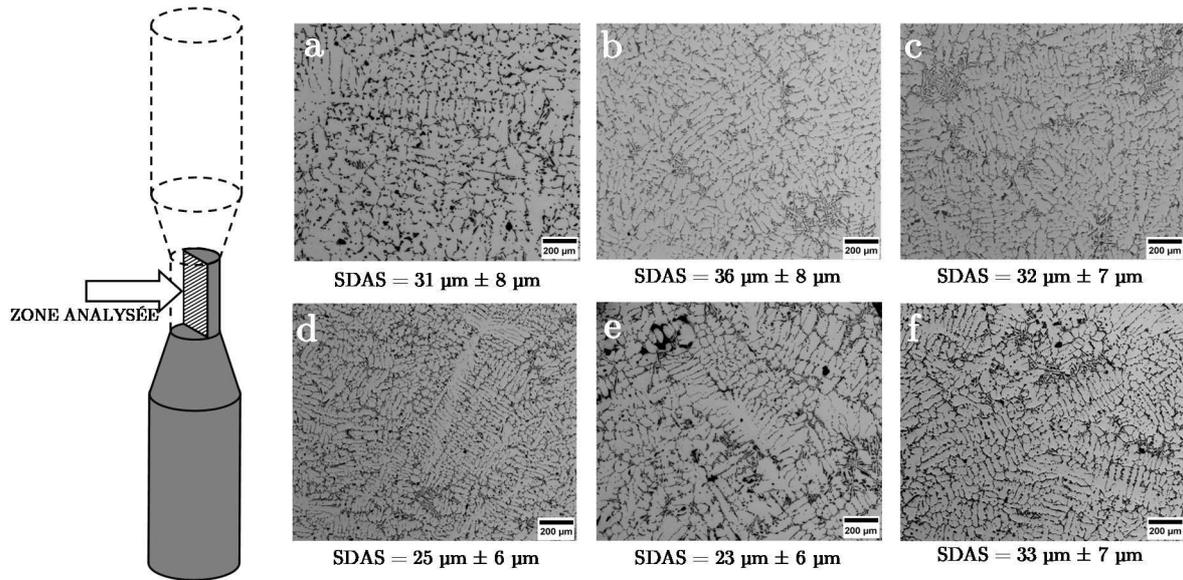


Figure 2.7 : Microstructure de l'alliage A357-T6 dans la zone utile, (a) saine (grade < 1), (b) retassure spongieuse grade 2, (c) retassure spongieuse grade 3, (d) retassure cavité grade 2, (e) retassure cavité grade 3, (f) retassure cavité grade 4

La Figure 2.7 montre la microstructure des différentes coulées. La SDAS a été mesurée en identifiant les dendrites dans la matrice d'aluminium individuellement et la mesure est conduite sur les dendrites avec plus de 6 bras secondaires, la SDAS enfin est calculée comme la distance moyenne entre les bras secondaires (Figure 2.6b). Une moyenne de 160 mesures a été conduite sur les échantillons de chaque coulée, la SDAS la plus fine ($23 \mu\text{m} \pm 6 \mu\text{m}$) a été obtenue pour la coulée dégradée avec défauts de type retassure cavité grade 3 (micrographie en Figure 2.7e) la plus élevée est de l'ordre de $36 \mu\text{m} \pm 8 \mu\text{m}$ et a été obtenue pour une coulée avec défauts de type retassure spongieuse grade 2 (micrographie en Figure 2.7b). La distribution de la SDAS pour les différentes coulées est illustrée en Figure 2.8, les valeurs de SDAS obtenues pour chaque coulée sont résumées en Table 2.3. Bien qu'une variation de l'ordre de $13 \mu\text{m}$ entre la SDAS la plus fine et celle plus grossière a été identifiée, des travaux réalisés sur l'alliage A356-T6 (version automobile de l'alliage A357, teneur de Mg plus faible autour du 0.3%), ont montré que pour un matériau de référence (taille de défaut inférieure à $100 \mu\text{m}$), une variation de la SDAS autour de $10 \mu\text{m}$ n'influence pas significativement la limite de fatigue du matériau pour un rapport de charge positif (Figure 2.9). Dans le cadre de cette étude, l'analyse de l'influence des défauts naturels sur la limite de fatigue en traction sera conduite pour un rapport de charge positif et donc une variation de $13 \mu\text{m}$ sur la SDAS du matériau est acceptable.

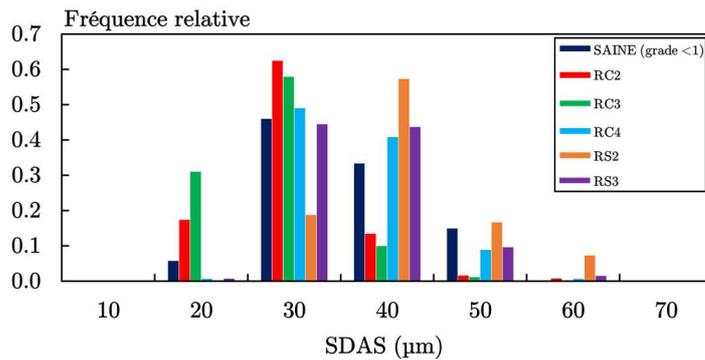


Figure 2.8 : Distribution de la SDAS des différentes coulées

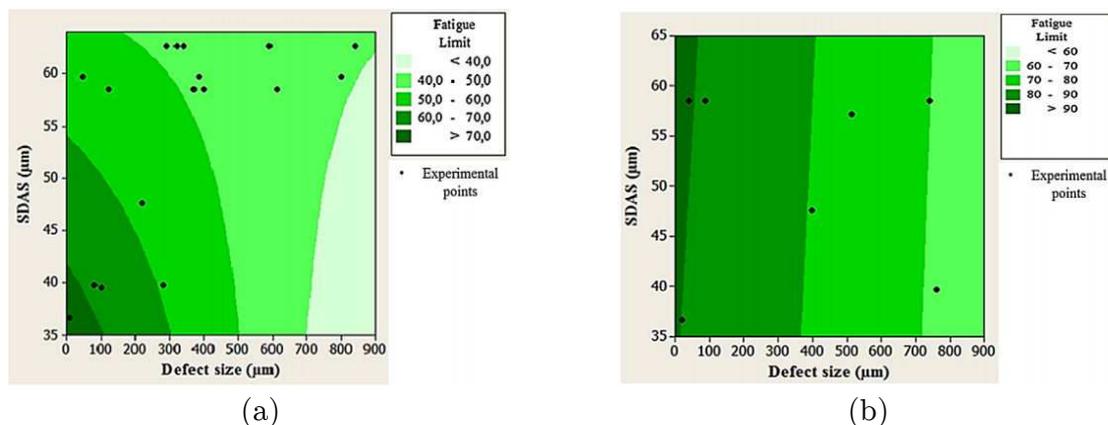

 Figure 2.9 : Evolution de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut et de la SDAS pour l'alliage A356-T6, (a) traction $R = 0$, (b) traction $R = -1$ (résultats obtenus sur éprouvettes lisses sans entaille) [Iben Houria et al. 2015]

 Table 2.3 : Taille de la SDAS pour les 6 coulées produites (données exprimées en $\mu \pm \sigma$) – 160 mesures par coulée

Coulée	SDAS (μm)
Saine (grade <1)	31 ± 8
Retassure cavité grade 2 (RC2)	25 ± 6
Retassure cavité grade 3 (RC3)	23 ± 6
Retassure cavité grade 4 (RC4)	33 ± 7
Retassure spongieuse grade 2 (RS2)	36 ± 8
Retassure spongieuse grade 3 (RS3)	32 ± 7

– Analyse de la structure granulaire

La taille de grain des matériaux métalliques influence souvent la tenue en fatigue. Une finesse plus élevée de la structure granulaire comporte généralement plusieurs facteurs bénéfiques dans un alliage de fonderie, comme une faible présence de défauts qui engendre une meilleure résistance en fatigue [Campbell 2003]. Dans le cadre des alliages d'aluminium de fonderie, il a été montré à plusieurs reprises que la taille des grains semble être un paramètre moins influent sur la fatigue que la taille de la SDAS [Le 2016; Iben Houria et al. 2015; Serrano-Munoz 2014], cependant l'effet de la taille des grains reste encore un questionnement ouvert. Dans ce travail, une analyse de la structure granulaire des

différentes coulées produites a été effectuée. La distribution des grains a été investiguée afin de vérifier (comme déjà vu pour l'analyse de la taille de la SDAS) une éventuelle variation macroscopique de la taille des grains. La microstructure a été observée sur les mêmes échantillons que ceux, utilisés pour l'estimation de la taille de la SDAS. Pour révéler les grains nous avons utilisé une attaque électrolytique de type Barker, (solution de HBF_4 au 50% en poids sous tension de 20V pour 6 minutes). La Figure 2.10 montre les échantillons des 6 coulées après attaque observés au microscope optique en lumière blanche (dans toutes les images il y a une zone sombre qui correspond au point de contact électrique pour la génération des 20V de tension)

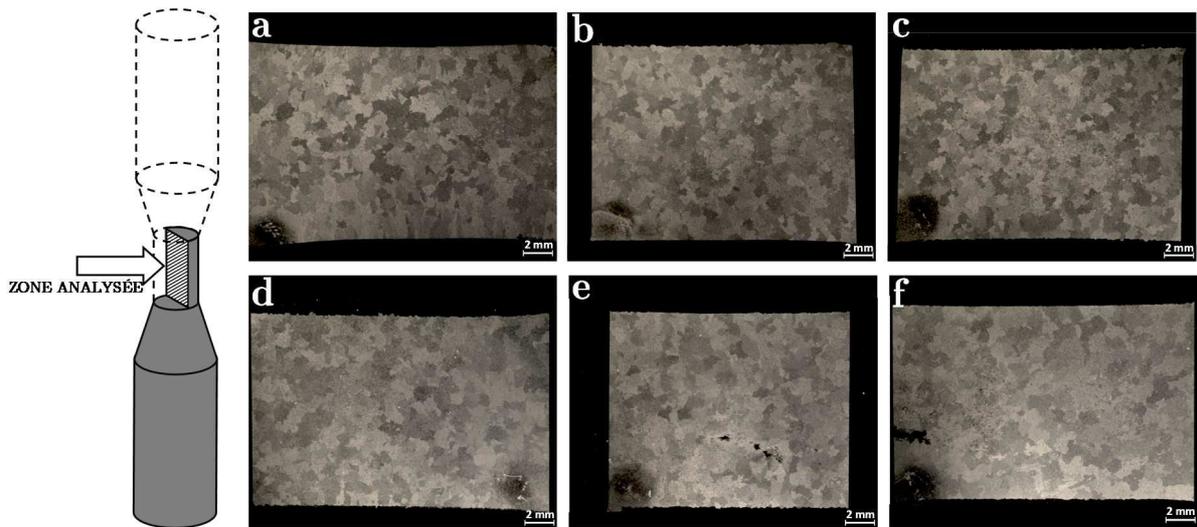


Figure 2.10 : Echantillons enrobés après attaque Barker pour la révélation de la structure granulaire, (a) saine (grade < 1), (b) retassure spongieuse grade 2, (c) retassure spongieuse grade 3, (d) retassure cavité grade 2, (e) retassure cavité grade 3, (f) retassure cavité grade 4

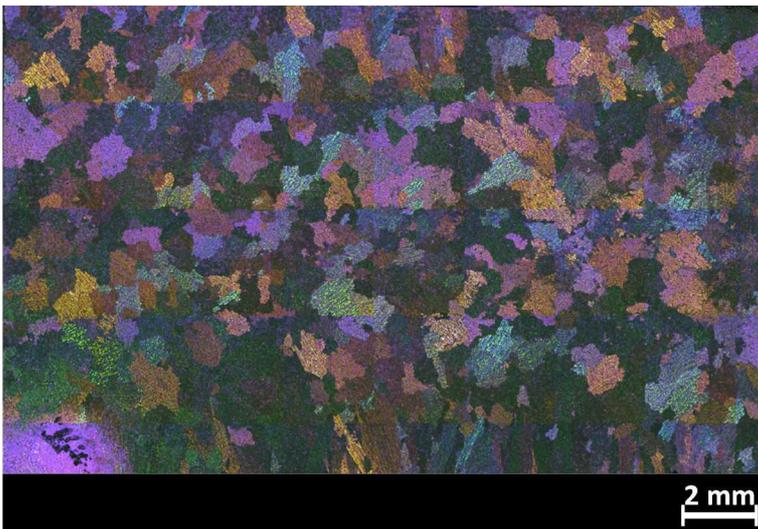


Figure 2.11 : Structure granulaire du matériau sain de référence (grade < 1) observée en lumière polarisée

Concernant l'éprouvette saine de référence (grade < 1), une analyse a été produite en lumière polarisée comme montré en Figure 2.11. On peut remarquer la présence d'une zone de croissance colonnaire qui commence de la surface brute de fonderie et qui s'étend à cœur sur environ 2 mm d'épaisseur.

Une analyse macroscopique de la taille de grain a été conduite en utilisant la méthode du segment intercept linéaire définie par la Norme ASTM E112-13 [ASTM E112-13 2013].

La taille de grain est estimée en traçant des lignes sur une image de la microstructure du matériau et en comptant les segments “ n_i ” de la ligne qui traversent un grain, comme illustré par la Figure 2.12. Si la ligne commence ou se termine dans un grain, sans toucher le joint de grain, on considère la moitié de la longueur ($N_i/2$). Dans cette analyse nous avons tracé 20 lignes pour chaque micrographie, la valeur moyenne des intercepts (\bar{N}_L) est calculée selon l’équation (2.1).

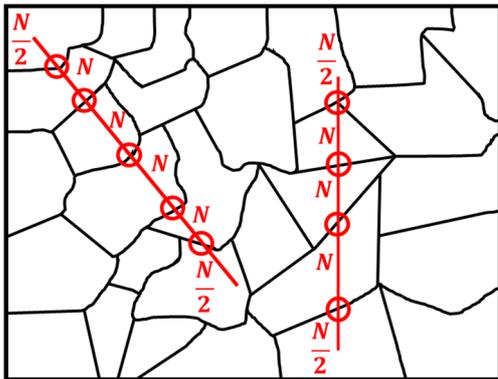


Figure 2.12 : Schéma de calcul de la taille de grain avec la méthode du segment intercepte linéaire

$$\bar{N}_L = \frac{N_i}{L/M} \quad (2.1)$$

Où N_i est le nombre d’interceptes comptées sur l’image, L est la longueur totale des lignes tracées (exprimée en mm) et M correspond au grossissement de l’image. A partir de la valeur moyenne des interceptes on peut calculer l’intercepte lineaire moyenne (\bar{l}) selon l’équation (2.2) :

$$\bar{l} = \frac{l}{\bar{N}_L} \quad (2.2)$$

La valeur de \bar{l} correspond à la taille de grain moyenne. Comme déjà observé pour la SDAS, aussi pour la taille des grains nous avons obtenu que la valeur de taille de grain moyenne ne change pas entre les coulées et varie entre une valeur minimale de $542 \mu\text{m} \pm 52 \mu\text{m}$ pour la coulée affectée par des retassures de type spongieuse grade 3 et une taille maximale de $674 \mu\text{m} \pm 50 \mu\text{m}$ pour la coulée affectée par des retassures de type cavité grade 3. Une synthèse de la taille de grain obtenue pour les six coulées est montrée en Table 2.4.

Table 2.4 : Taille de grain pour les 6 coulées produites (données exprimées en $\mu\pm\sigma$) – 20 mesures par coulée

Coulée	Taille de grain (μm)
Saine (grade <1)	631 ± 46
Retassure cavité grade 2 (RC2)	667 ± 100
Retassure cavité grade 3 (RC3)	674 ± 50
Retassure cavité grade 4 (RC4)	634 ± 64
Retassure spongieuse grade 2 (RS2)	590 ± 93
Retassure spongieuse grade 3 (RS3)	541 ± 42

Comme déjà précisé précédemment, l’objectif de ce travail est d’identifier l’influence des défauts naturels de type retassure sur la tenue en fatigue de l’alliage A357-T6 en fixant la microstructure des différentes coulées. Globalement le résultat de cette analyse montre que la taille de grain n’est pas drastiquement modifiée et que l’action des refroidisseurs influence seulement la formation des points chauds dans la coulée et donc la formation des retassures.

– Propriétés statiques de l’alliage A357-T6

En ce qui concerne les propriétés statiques du matériau de référence, les résultats ont été récupérés de la base de données du projet ANR – IDEFFAAR [IDEFFAAR 2014], qui a été utilisée comme référence de départ pour cette étude, les propriétés statiques sont résumées dans le Table 2.5.

Table 2.5 : Propriétés statiques de l’alliage A357-T6 (mesures conventionnelles) [IDEFFAAR 2014]

E (GPa)	ν	$R_{p0.2}$ (MPa)	R_m (MPa)
73	0.3	275	335

2.2.2 Synthèse sur l’analyse des différentes coulées

La microstructure des six différentes coulées produites dans cette étude a été analysée. La distance inter dendritique secondaire (SDAS) ainsi que la structure granulaire ont été observées en microscopie optique. En ce qui concerne la SDAS, la taille moyenne varie entre 23 μm et 36 μm .

La taille des grains (estimée en utilisant la méthode du segment intercept linéaire), varie entre une valeur moyenne de 541 μm et 674 μm . Au niveau de la microstructure on peut considérer les six coulées comme identiques en s’affranchissant des variations microstructurales d’une coulée à l’autre.

2.3 Essais de fatigue à grand nombre de cycles (matériau sain de référence)

Dans ce paragraphe les différents moyens expérimentaux utilisés pour caractériser la tenue en fatigue à grand nombre de cycles de l’alliage A357-T6 sont présentés. Les résultats des essais de fatigue conduits sur le matériau sain de référence (grade < 1) pour deux différents états de surface sont aussi analysés.

Tous les essais de fatigue ont été conduits en utilisant un vibrophore Amsler 10 HFP 420 (Figure 2.13), une machine électromagnétique à résonance qui peut atteindre des fréquences d’essai d’environ 100 Hz et une charge maximale de 100 kN la machine est pilotée en force et la fréquence d’essai correspond à la fréquence propre du système mis en résonance (montage et éprouvette).

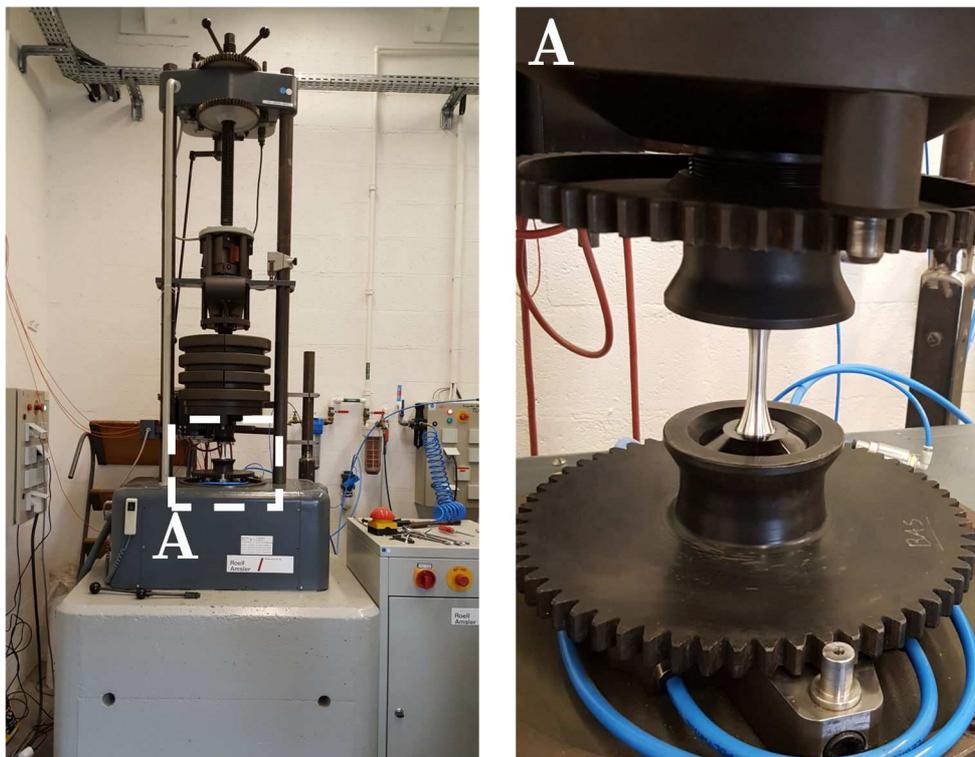


Figure 2.13 : Machine de fatigue à grand nombre de cycles : vibrophore Amsler 10 HFP 420

Les essais de fatigue conduits dans ce travail de thèse ont été menés à température ambiante (pas de contrôle de la température pendant l’essai). Les essais sur le matériau sain de référence (grade < 1) ont été conduits pour deux rapports de charge $R = -1$ et $R = 0.1$. Pour le matériau avec défauts naturels, les essais de fatigue ont été conduits pour un rapport de charge $R = 0.1$. Il est bien connu que les alliages d’aluminium ne présentent pas une asymptote pour la limite de fatigue à grand nombre de cycles [Kaufman 1999]. Une méthode d’estimation de la limite de fatigue basée sur un escalier classique [Dixon et al. 1948] nécessite d’un nombre non négligeable d’éprouvettes pour chaque configuration (environ 25 éprouvettes) et donc afin de réduire le nombre d’essais, la limite de fatigue a été estimée pour un nombre de cycles données fixé à $N = 2 \cdot 10^6$ cycles en utilisant la méthode par paliers (step by step method) [Bellows et al. 1999; Lanning 2005]. Le choix de cette procédure d’essai a été fait, car cette méthodologie est la seule qui permet d’estimer

une limite de fatigue en présence de défauts naturels, qui sont impossibles à reproduire exactement en termes de type, taille, morphologie et position sur chaque éprouvette. Un critère d’arrêt de l’essai a été établi en fonction d’une variation de la fréquence de l’essai. L’essai de fatigue se termine quand une chute de 1 Hz de fréquence est détectée au cours de l’essai (Figure 2.14a). Sur les éprouvettes de référence (grade < 1) une chute de fréquence de 1 Hz correspond à une fissure d’environ 3 mm en profondeur (Figure 2.14b).

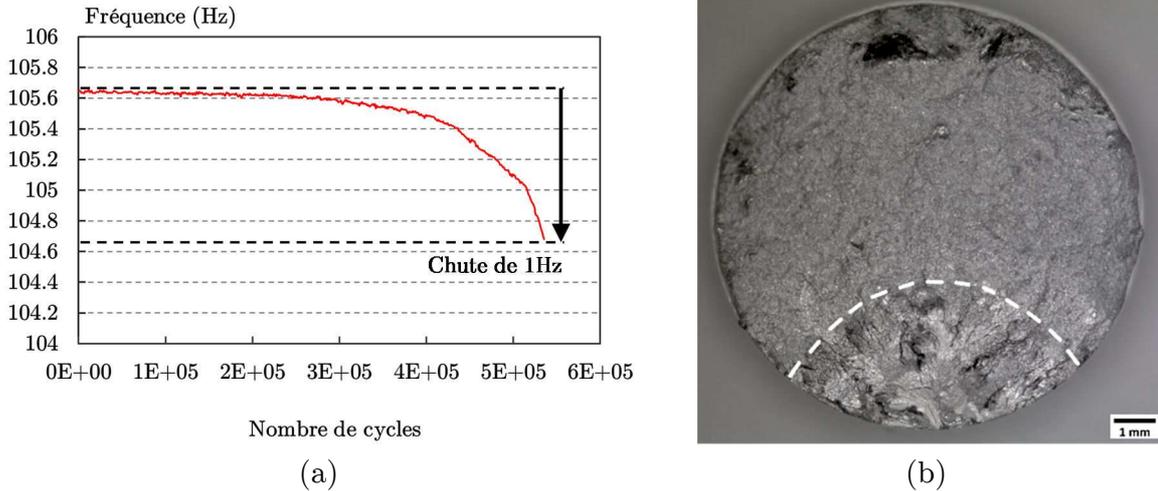


Figure 2.14 : (a) Courbe de fréquence obtenue pendant un essai de fatigue au vibrophore, critère d’arrêt pour une chute de fréquence de 1 Hz, (b) faciès de rupture de l’éprouvette 24-4 saine de référence (grade < 1) après une chute de fréquence de 1 Hz, $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 75$ MPa, $N = 5.35 \cdot 10^5$ cycles

La Figure 2.15 montre un exemple d’application de la méthode par paliers pour estimer la limite de fatigue pour un nombre de cycles fixé. Tout d’abord on démarre un essai de fatigue à un niveau de contrainte donné, si l’essai se termine sans aucune chute de fréquence (Point A en Figure 2.15) on incrémente le niveau de contrainte de $\Delta\sigma$, et on relance l’essai sur la même éprouvette. On suit la même procédure jusqu’à la détection d’une chute de fréquence qui établit la fin de l’essai (Point C en Figure 2.15). La limite de fatigue est ensuite estimée en utilisant la méthode proposée par Lanning [Lanning 2005; Maxwell et al. 1999].

$$\sigma_D = \frac{N_{rupture}}{N_{limite}} \cdot (\sigma_n - \sigma_{n-1}) + \sigma_{n-1} \quad (2.3)$$

Dans le cas où la rupture de l’éprouvette se produit au premier palier de chargement (avant d’atteindre N_{limite}), la limite de fatigue est estimée à l’aide d’une loi de type Basquin

$$\sigma_D = C \cdot N^m \quad (2.4)$$

Dans le cas des essais réalisés dans ce travail la valeur de $\Delta\sigma$ a été imposée à 10MPa. L’application de la méthode par paliers suppose que le matériau est peu ou pas sensible à l’historique de chargement (pas d’influence sur la limite de fatigue). Pour un alliage d’aluminium proche de celui utilisé dans notre étude (A356-T6) aucun effet de l’histoire de chargement n’a été remarqué [Roy et al. 2012; Roy et al. 2011; Iben Houria et al. 2015]. Le même résultat a été obtenu dans d’autres études conduites sur différents matériaux

comme des alliages de titane [Maxwell et al. 1999; Bellows et al. 1999; Lanning 2005] ou sur de l’acier C35 [Billaudeau et al. 2004]. Même si aucun effet d’histoire de chargement n’a été identifié dans les études précédemment citées, il faut toujours être bien attentif à la possible présence d’une fissure en fin d’un palier de non rupture qui n’a pas activé la chute de fréquence établie de 1 Hz pour arrêter l’essai. Cet effet peut être capté en analysant les diagrammes d’évolution de la fréquence en fonction du nombre de cycles pour pouvoir apporter une correction à l’estimation de la limite de fatigue a posteriori.

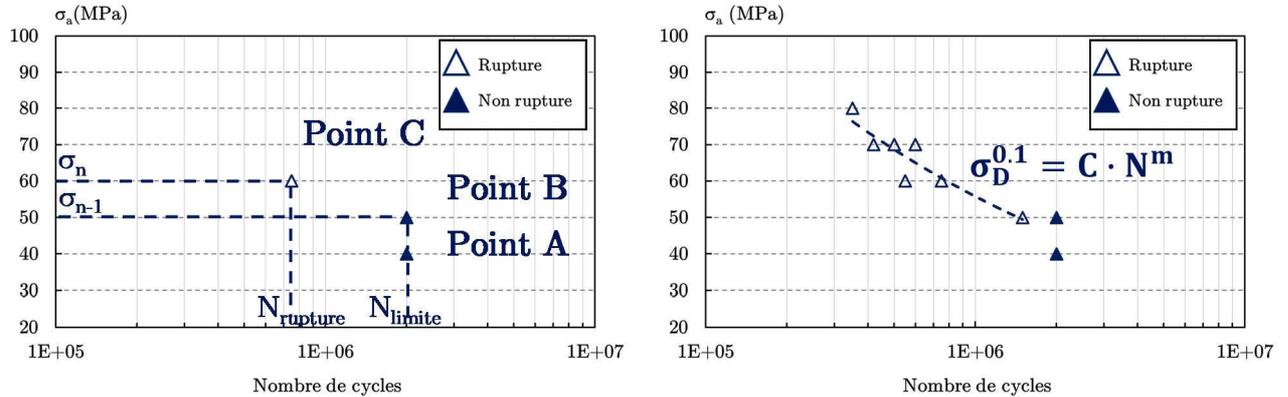


Figure 2.15 : Exemple d’application de la méthode par paliers (step by step method)

– Détermination de la taille d’un défaut sur le faciès de rupture de fatigue

Dans cette étude une analyse régulière et systématique de la taille des défauts à l’origine de l’amorçage d’une fissure de fatigue est conduite. Dans le cas d’une analyse d’une éprouvette post-mortem, sur le faciès de rupture, la taille du défaut est identifiée comme la surface du défaut projetée sur le plan de fissuration comme montré en Figure 2.16. Le paramètre choisi pour mesurer la taille du défaut est la $AIRE^{1/2}$ comme proposé par Murakami [Murakami 2002].

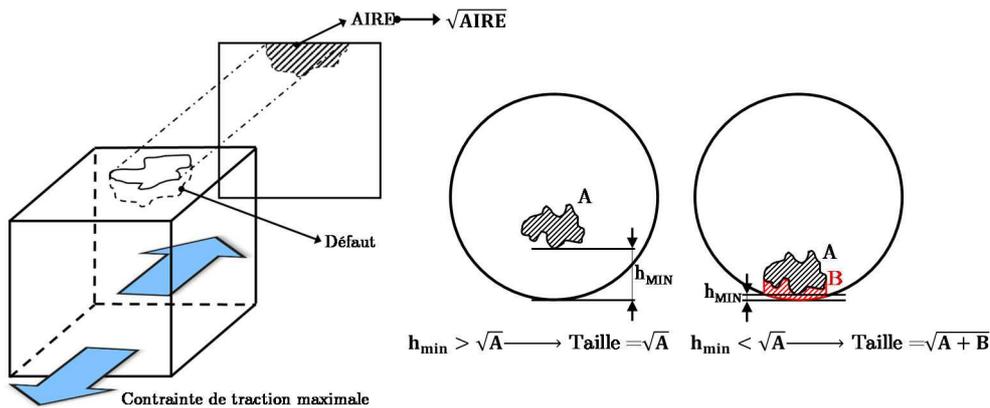


Figure 2.16 : Schéma de calcul de la taille du défaut sur un faciès de rupture

La surface du défaut est estimée sur le contour visible du défaut sur le faciès de rupture. L’aire est estimée en utilisant une relation valable pour un polygone de forme quelconque. Si on considère un polygone Ω ayant m sommets P_k ($K = 1, 2, \dots, m$) de coordonnées (x_1, y_1) , (x_2, y_2) , \dots , (x_m, y_m) schématisé en Figure 2.17, son aire peut être calculée selon la relation en équation (2.5) [Luo et al. 2005].

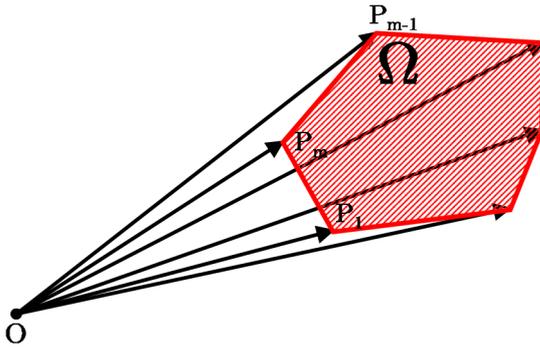


Figure 2.17 : Schéma de calcul de la surface d'un polygone quelconque de m sommets

$$S_{\Omega} = \sum_{k=1}^m (x_k y_{k+1} - x_{k+1} y_k) \quad (2.5)$$

Un critère a été défini pour choisir s'il faut intégrer le ligament restant de matériau entre le défaut et la surface libre, le choix du critère a été fait en fonction des résultats produits dans différents travaux sur les alliages de fonderie [Nadot 1997; Iben Houria et al. 2015; Mu et al. 2014a; Mu et al. 2014b; Roy et al. 2011]. Une schématisation du critère est montrée en Figure 2.16. Si la taille du ligament minimale "h_{min}", soit la distance minimale entre le contour du défaut et la surface libre de l'éprouvette, est supérieure à la taille du défaut " \sqrt{A} ", on considère seulement la surface du défaut comme taille finale. Au contraire, si la taille du ligament minimale "h_{min}" est inférieure à la taille du défaut " \sqrt{A} ", on englobe la surface "B" qui se trouve entre le défaut et le ligament et la taille finale du défaut sera égale à " $\sqrt{A+B}$ ".

La Figure 2.18 montre le calcul de la taille de défaut sur un faciès de rupture. La Figure 2.18a montre le contour du défaut qui définit la surface A d'un défaut de type retassure cavité ; la distance minimale entre le contour du défaut et la surface de l'éprouvette h_{min} est inférieure à la taille du défaut définie comme " \sqrt{A} ". La Figure 2.18b montre le nouveau contour du défaut qui contient la surface A et la surface B qui correspond au ligament entre le contour du défaut de surface A et la surface libre de l'éprouvette.

Pour calculer la taille du défaut nous avons réalisé un script MatLab qui à partir des coordonnées des points qui constituent le contour du défaut, calcule sa taille en AIRE^{1/2} à partir de la surface d'un polygone quelconque calculée selon la relation de l'équation (2.5). L'interface graphique du script, ainsi que le calcul sont montrés en Figure 2.18d.

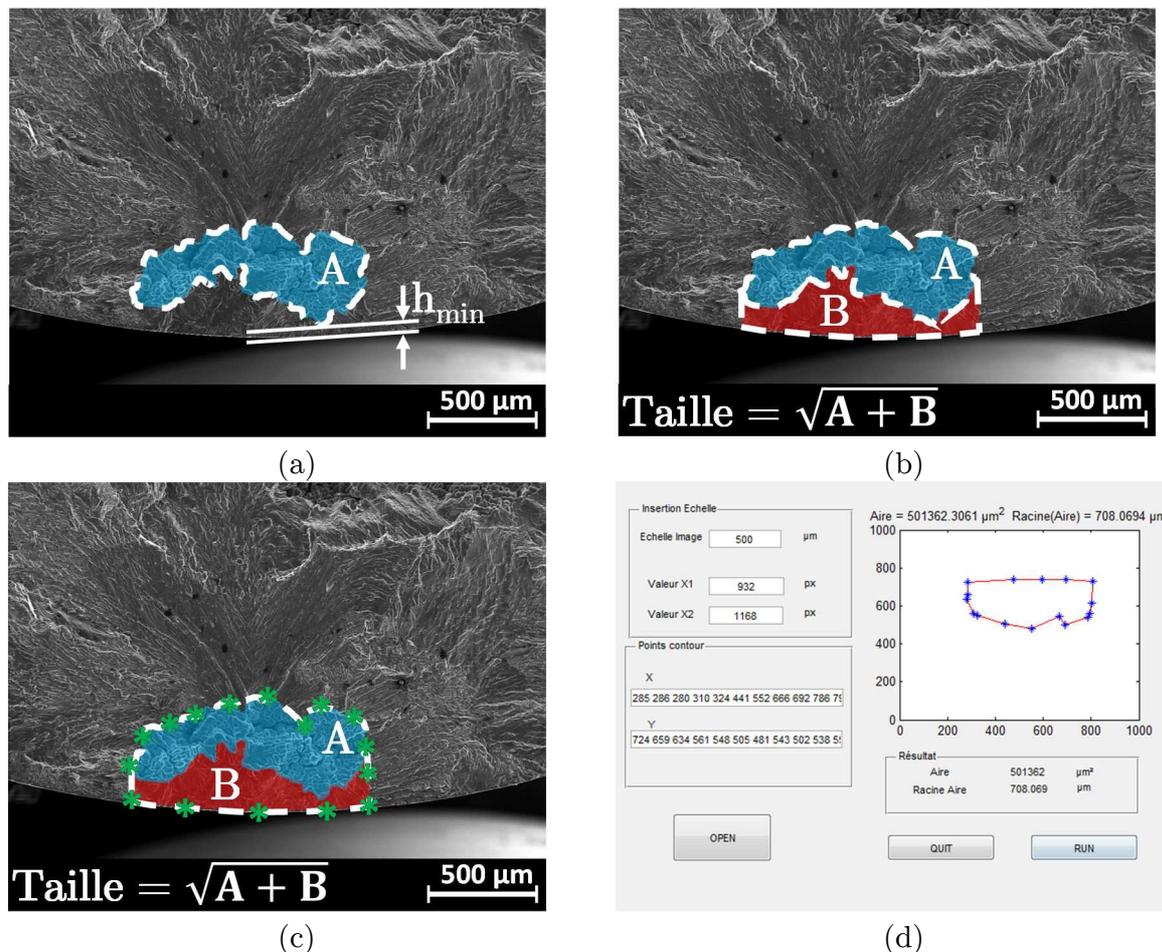


Figure 2.18 : (a) Contour d’un défaut de type retassure cavité tracé pour le calcul de la taille sur une surface de rupture, (b) intégration du ligament entre le contour du défaut et la surface libre, (c) points du contour du défaut utilisées pour calculer la taille, (d) interface graphique du script MatLab utilisée pour calculer la taille du défaut

2.3.1 Résultats en traction-compression ($R = -1$)

Afin de déterminer la limite de fatigue, des essais de fatigue en traction-compression $R = -1$ ont été conduits. Les résultats obtenus ont été comparés avec les résultats obtenus dans le projet ANR – IDEFFAAR [IDEFFAAR 2014] conduits sur le même matériau et utilisés comme base de données pour ces travaux.

La Figure 2.19 montre la courbe de fatigue du matériau sain. Les résultats obtenus dans le cadre de cette étude suivent la même tendance que la base de données IDEFFAAR. Il faut tenir en considération que la SDAS mesurée sur le matériau de référence du projet IDEFFAAR est de $38 \mu\text{m} \pm 6 \mu\text{m}$ qui ne diffère pas beaucoup de la valeur de $31 \mu\text{m} \pm 8 \mu\text{m}$ mesurée pour le matériau sain de cette étude. La droite de Basquin pour le matériau de référence à $R = 0.1$ est donc calculée sur l’ensemble des points.

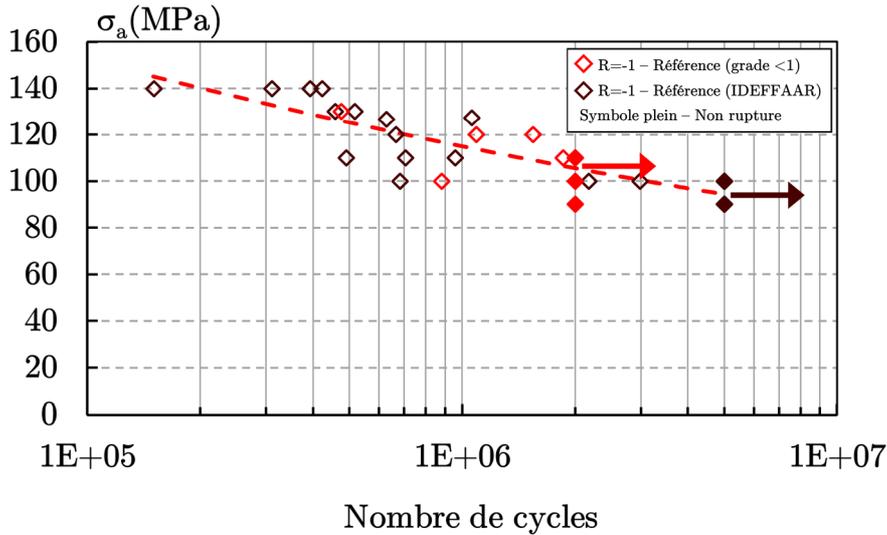


Figure 2.19 : Diagramme de Wöhler obtenu pour le matériau sain de référence (grade < 1) pour un rapport de charge $R = -1$ (fréquence de 106 Hz)

2.3.2 Résultats en traction-traction ($R = 0.1$)

Des essais de fatigue ont été conduits sur le matériau de référence pour un rapport de charge positif $R = 0.1$. Comme déjà montré dans la section précédente (pour $R = -1$) aussi dans ce cas nous avons comparés les points obtenus avec la base de données IDEFFAAR, le résultat est identique au précédent et donc la droite de Basquin pour le matériau de référence (grade < 1) à $R = 0.1$ est tracée sur l’ensemble des point expérimentaux (Figure 2.20).

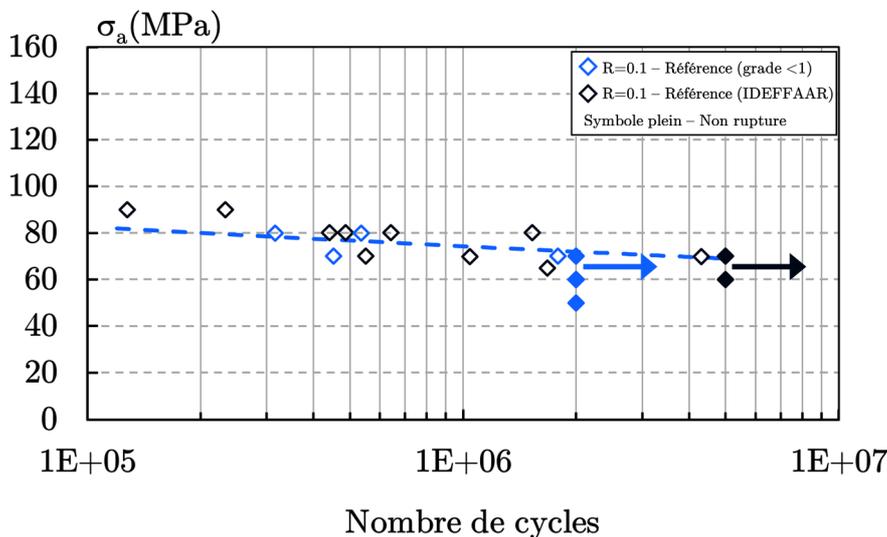


Figure 2.20 : Diagramme de Wöhler obtenu pour le matériau sain de référence (grade <1) pour un rapport de charge $R = 0.1$ (fréquence de 106 Hz)

La Figure 2.21 montre le diagramme de Haigh tracé pour le matériau sain de référence (grade <1), le diagramme montre que le matériau suit un comportement qui est bien décrit par la loi de Goodman. Ceci indique un comportement à caractère quasi-fragile de l’alliage.

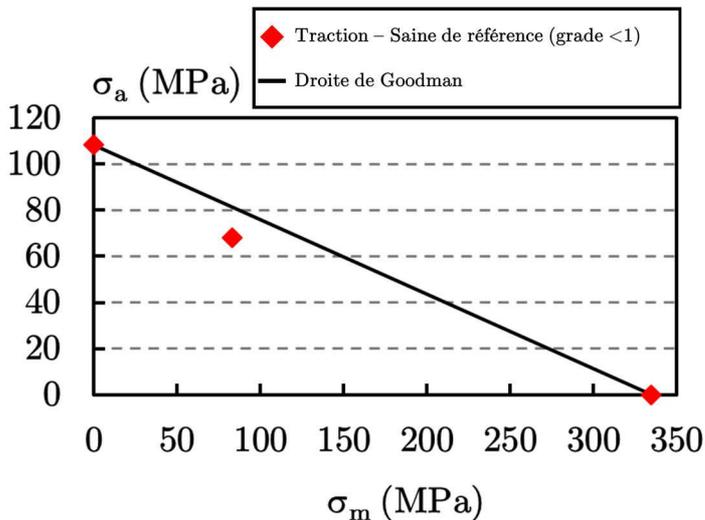


Figure 2.21 : Diagramme de Haig obtenu pour l’alliage A357-T6 dans la configuration saine de référence (grade < 1)

– Analyse des mécanismes d’amorçage pour le matériau de référence (surface usinée)

Une analyse fractographique des faciès de rupture a été conduite afin d’étudier les sites d’amorçage à l’origine de la rupture des éprouvettes de référence pour les deux rapports de charge $R = -1$ et $R = 0.1$; trois cas de figure ont été identifiés.

- Amorçage sur une micro-retassure
- Amorçage sur un défaut “type oxyde”
- Amorçage de type cristallographique dans la matrice aluminium

Pendant la campagne d’essais conduite dans notre étude sur le matériau dit de référence nous n’avons pas eu d’amorçages sur des micro-retassures en surface, cependant un cas de figure de ce type a été identifié sur des éprouvettes testées précédemment (base de données IDEFFAAR). La Figure 2.22 montre les surfaces de rupture d’une éprouvette testée à $R = 0.1$ qui a amorcée une fissure sur une micro-retassure en surface, le même résultat est montré en Figure 2.23 pour un rapport de charge $R = -1$.

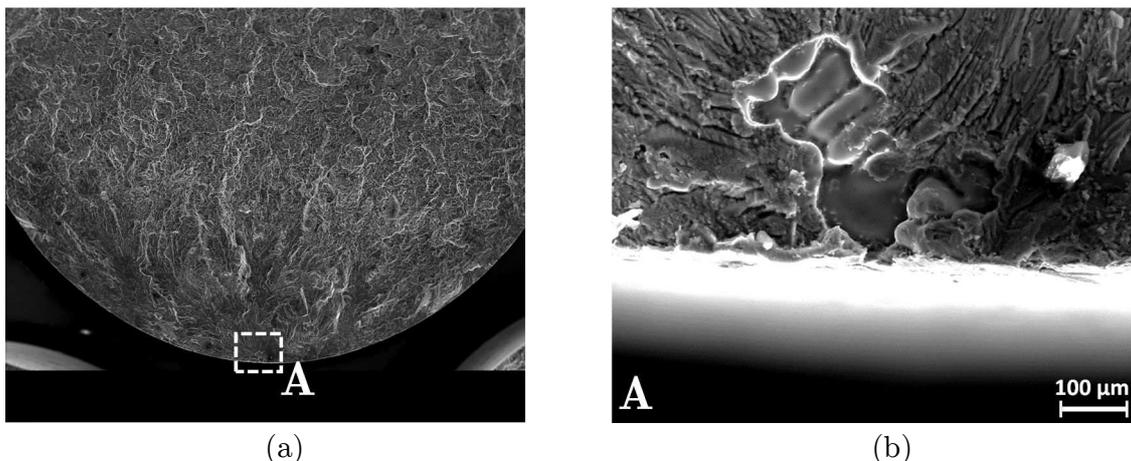


Figure 2.22 : Fissure amorcée sur une micro-retassure (éprouvette A335 - référence IDEFFAAR) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 70\text{MPa}$, $N = 5.51 \cdot 10^5$ cycles, $AIRE^{1/2} = 178 \mu\text{m}$ [IDEFFAAR 2014]

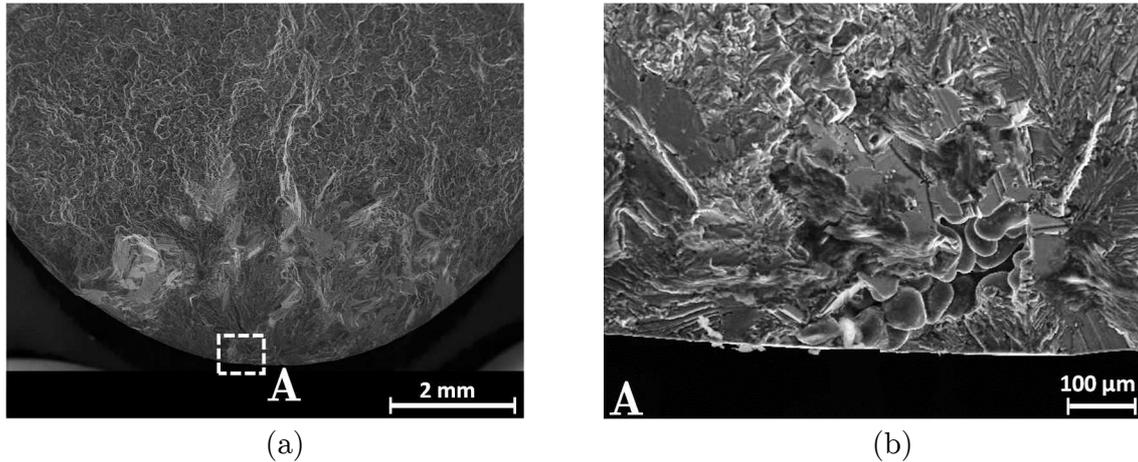


Figure 2.23 : Fissure amorcée sur une micro-retassure (éprouvette A330 - référence IDEFFAAR) sous chargement uniaxial à $R = -1$, $\sigma_{\text{amp}} = 130\text{MPa}$, $N = 5.17 \cdot 10^5$ cycles, $\text{AIRE}^{1/2} = 182 \mu\text{m}$ [IDEFFAAR 2014]

La micro-retassure agit en concentrateur de contraintes et on remarque la zone classique de propagation autour de la micro-retassure avec les lignes de rivière qui convergent vers le défaut à l’origine de l’amorçage. Ce scénario est plutôt classique dans le cadre d’un alliage d’aluminium de fonderie et les micro-retassures de cette taille (inférieure à $200 \mu\text{m}$) sont difficiles à identifier par radiographie classique.

En ce qui concerne l’amorçage d’une fissure à partir d’un film d’oxyde, la Figure 2.24 ainsi que la Figure 2.25 montrent les faciès de rupture de deux éprouvettes saines de référence (grade < 1) testées à un rapport de charge $R = 0.1$ qui ont amorcé une fissure sur des défauts ayant une morphologie proche de celle d’un film oxyde. Dans le cas montré en Figure 2.24 le défaut montre la forme typique de “papier froissé” qui est souvent indicateur d’une couche d’oxyde comme montré par Wang et al. ou Nyahumwa et al. [Wang et al. 2006; Nyahumwa et al. 2001]. Dans le cas de la Figure 2.25, la surface du défaut a une topographie très proche à celle observés dans les travaux de Wang et al. [Wang et al. 2001b] ou par Le [Le 2016] sur une alliage d’aluminium A356-T7 et qui ont indiqué un défaut de ce type comme une couche d’oxyde.

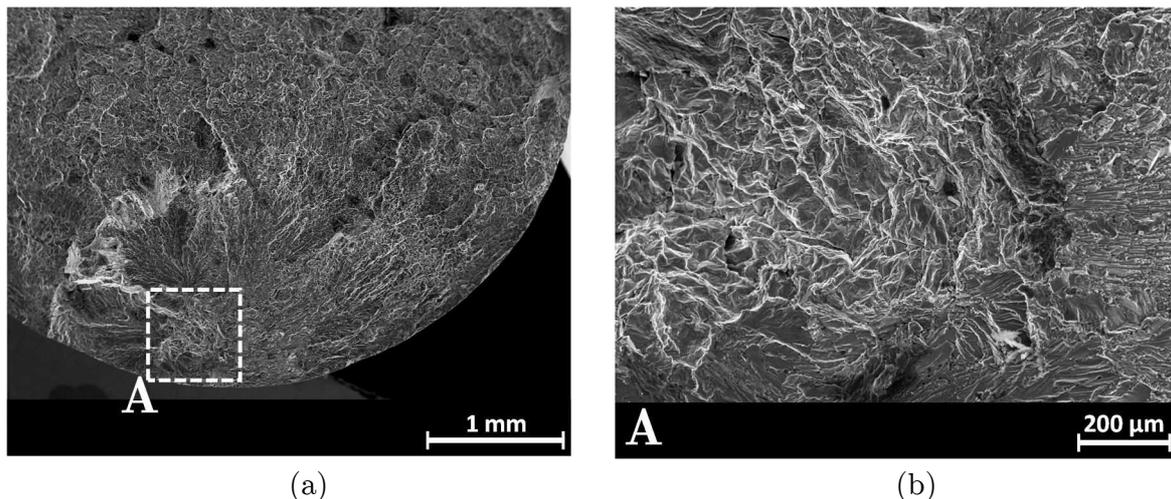


Figure 2.24 : Fissure amorcée sur un film d’oxyde (éprouvette 24-1) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 80\text{MPa}$, $N = 3.16 \cdot 10^5$ cycles, $AIRE^{1/2} = 827 \mu\text{m}$

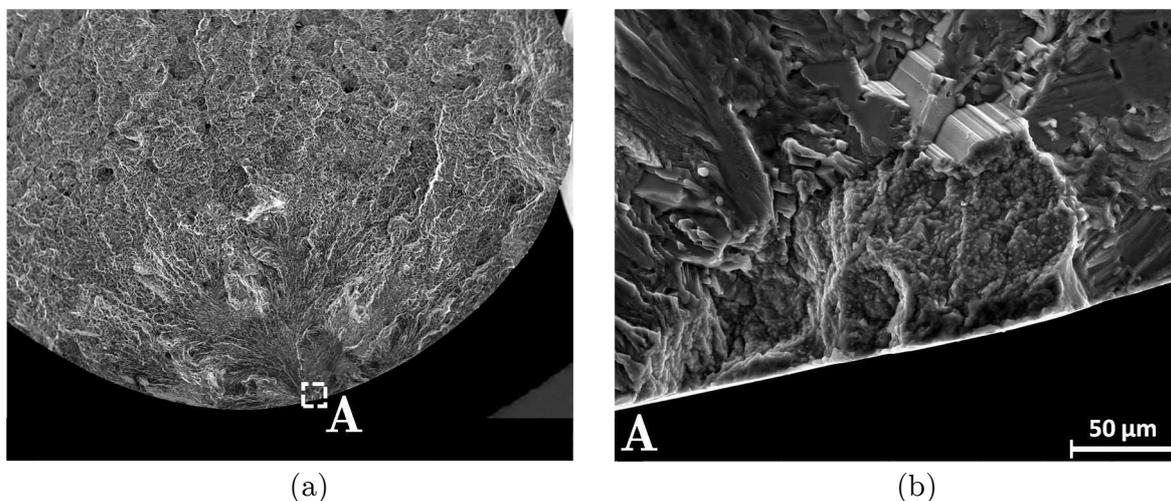


Figure 2.25 : Fissure amorcée sur un défaut type oxyde (éprouvette 24-4) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 75\text{MPa}$, $N = 5.35 \cdot 10^5$ cycles, $AIRE^{1/2} = 133 \mu\text{m}$

La majorité des éprouvettes ont amorcé des fissures sur des défauts de cette nature, le scénario d’amorçage à partir d’un défaut de type oxyde est le plus probable. De plus si la présence de l’oxyde ne génère pas de la porosité associée, l’oxyde seul n’est pas détectable par un contrôle aux rayons X classique.

Des surfaces de rupture de type cristallographiques ont été observées pour les deux rapports de charge ($R = 0.1$ et $R = -1$). Pour cette nuance d’aluminium l’observation de ce phénomène sur le faciès de rupture est un indicateur d’un amorçage interne et d’une propagation sous un environnement de type vide [Serrano-Munoz 2014; Petit et al. 2010] (cf. paragraphe 1.2.3).

Dans l’ensemble des éprouvettes analysées, l’origine de l’amorçage est varié et principalement peut se distinguer entre deux cas de figure :

- Amorçage sur un défaut “type oxyde” loin de la surface libre
- Amorçage sur une micro-retassure “interne”

La Figure 2.26 montre le faciès de rupture d’une éprouvette (34-1) qui montre de faciès de rupture de type cristallographique. La flèche noire en Figure 2.26b indique la probable

présence d’un film d’oxyde, suffisamment loin de la surface libre de l’éprouvette, qui a participé à l’amorçage d’une fissure de fatigue.

La Figure 2.27 montre les faciès de rupture de l’éprouvette 25-1 qui montre le faciès de rupture de type cristallographique qui appartient au deuxième cas de figure. Dans ce cas, l’amorçage s’est produit à partir d’une micro-retassure, la fissure a ensuite propagé sous un environnement “type vide” comme montré pour le même alliage dans les travaux de Serrano et al. [Serrano-Munoz 2014; Serrano-Munoz et al. 2017]. Cet aspect est strictement lié à la position initiale du défaut et sera approfondi dans le Chapitre 5 de cette étude.

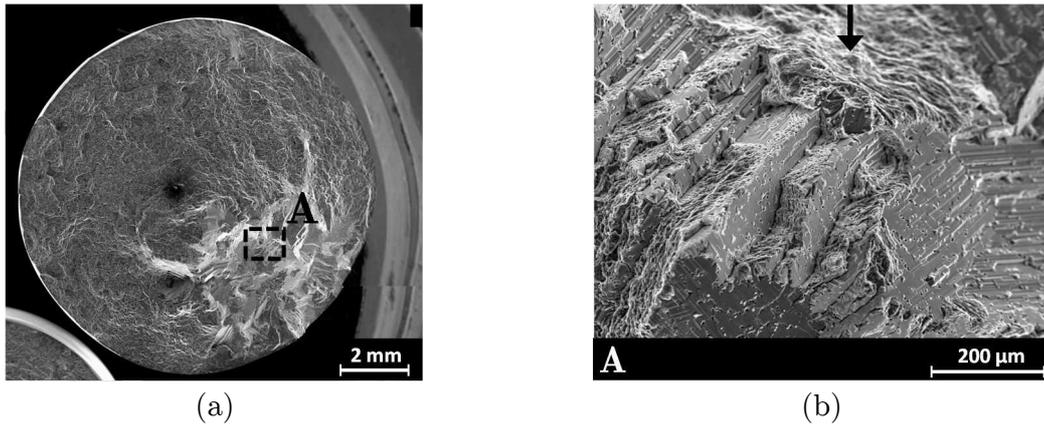


Figure 2.26 : Amorçage de type cristallographique dans la matrice aluminium (éprouvette 34-1) sous chargement uniaxial à $R = -1$, $\sigma_{amp} = 120\text{MPa}$, $N = 1.55 \cdot 10^6$ cycles

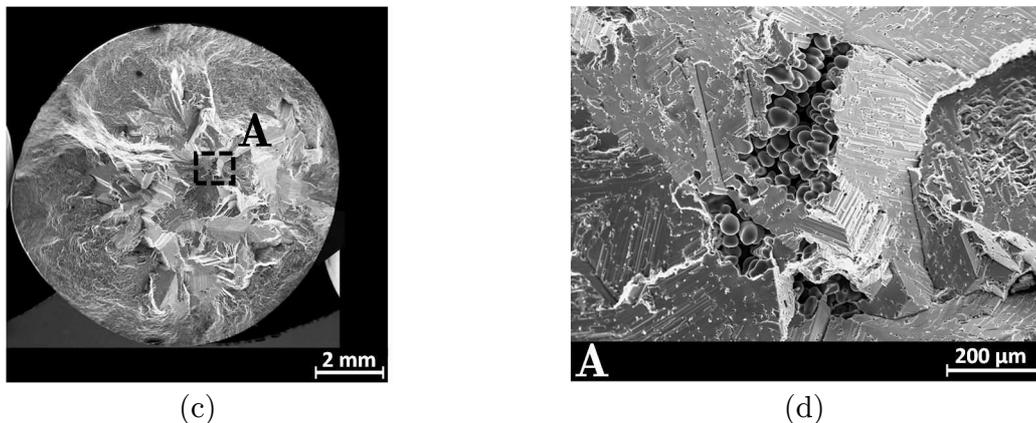


Figure 2.27 : Amorçage de type cristallographique dans la matrice aluminium (éprouvette 25-1) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 70\text{MPa}$, $N = 1.79 \cdot 10^6$ cycles, $AIRE^{1/2} = 257 \mu\text{m}$

Des surfaces de rupture de type cristallographique peuvent se présenter également dans un troisième cas de figure, qui, par contre, n’a pas été observé dans le cas des éprouvettes testées dans cette étude. En absence de défauts à l’origine de l’amorçage, il a été observé à plusieurs reprises sur des alliages de la famille Al-Si-Mg, que l’amorçage peut se produire à partir d’une Bande de Glissement Persistent (BGP) comme montré en Figure 2.28. Localement, dans la zone d’amorçage, la surface de rupture est semblable à celle observée dans le cas d’un amorçage sur un défaut “type oxyde” ou micro-retassure en interne. L’amorçage sur une BGP, est typiquement observable en surface et donc sauf la zone d’amorçage, la zone de propagation ne montre pas la nature cristallographique “à facettes” comme celle observée précédemment (Figure 2.26 et Figure 2.27).

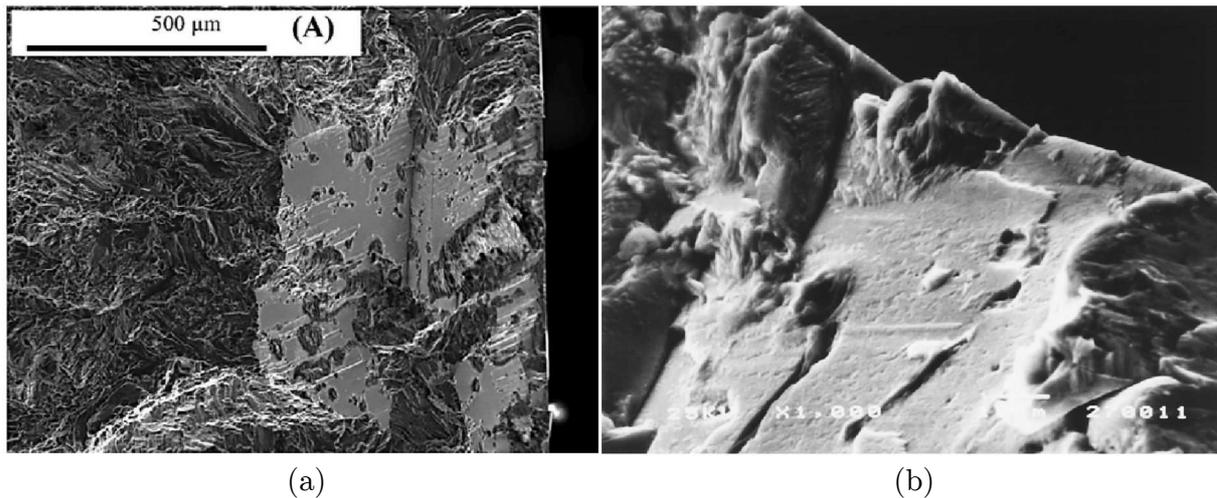


Figure 2.28 : Fissures amorcés sur une BGP, (a) alliage A357 avec addition de Sr [Dezecot et al. 2015], (b) alliage de fonderie Al-7Si-Mg [Nyahumwa et al. 2001]

2.3.3 Effet de l’état de surface sur la limite de fatigue en traction-traction ($R = 0.1$)

Afin de quantifier un éventuel effet de l’état de surface sur la limite de fatigue du matériau sain, des essais ont été conduits pour un rapport de charge $R = 0.1$ sur des éprouvettes avec surface brute de fonderie. Les éprouvettes ont été réalisées en usinant seulement les têtes filetées (pour permettre l’ancrage à la machine d’essai). La Figure 2.29 montre une éprouvette brute de fonderie avec les têtes usinées.

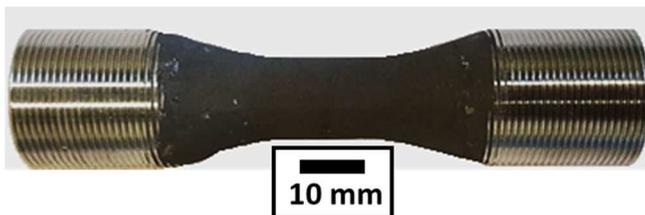


Figure 2.29 : Eprouvette de fatigue avec un état de surface brut de fonderie (têtes M22 pas de 1 mm)

Les résultats des essais de fatigue sont résumés en Figure 2.30.

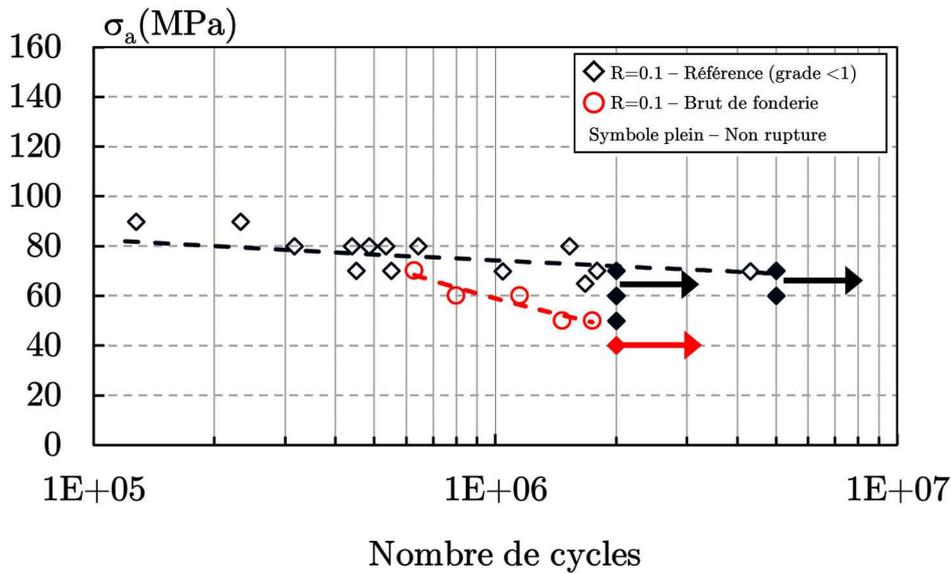


Figure 2.30 : Diagramme de Wöhler obtenu pour le matériau sain de référence (grade < 1) pour un rapport de charge $R = 0.1$ avec deux états de surface, (points noir) usinée $R_a = 0.67 \mu\text{m}$, (points rouge) brut de fonderie $R_a = 7.34 \mu\text{m}$

Les résultats montrent un abattement de la limite de fatigue d’environ 30% en présence de surface brute de fonderie par rapport au matériau de référence (grade < 1) avec surface usinée.

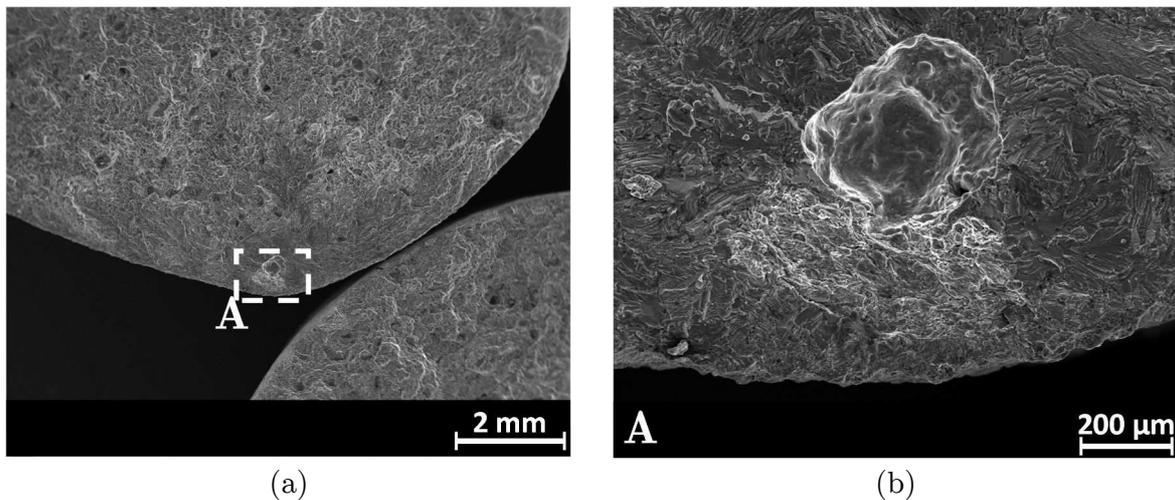


Figure 2.31 : (a) Faciès de rupture d’une éprouvette saine de référence (grade < 1) avec état de surface brut de fonderie (éprouvette 59-1) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 50 \text{ MPa}$, $N = 1.47 \cdot 10^6$ cycles, (b) défaut type porosité induite par un oxyde, $AIRE^{1/2} = 1184 \mu\text{m}$, (c) défaut type oxyde, $AIRE^{1/2} = 544 \mu\text{m}$

Pour comprendre cet abattement il faut prendre en compte les paramètres influençant la limite de fatigue et en particulier l’état de surface (rugosité) et la présence de défauts. Les contraintes résiduelles, peuvent aussi, influencer la limite de fatigue, mais on considère qu’après le traitement thermique T6 leur influence est d’ordre moins important par rapport aux autres paramètres. Afin de comprendre la nature de l’amorçage des fissures, une analyse des faciès de rupture a été menée. Un exemple de faciès de rupture observé sur

éprouvettes avec surface brute de fonderie est montré en Figure 2.31 (éprouvette 59-1). La rupture de l’éprouvette s’est produite à cause de la propagation d’une fissure à partir d’un film d’oxyde qui est bien marquée par sa nature typiquement froissée. À côté de l’oxyde on remarque la présence d’une porosité plutôt ronde qui s’est développée avec l’oxyde. Ce phénomène laisse plutôt penser au développement d’une porosité induite par la présence d’un oxyde. La même condition d’amorçage s’est produite aussi dans le cas de l’éprouvette 59-2 comme montré en Figure 2.32.

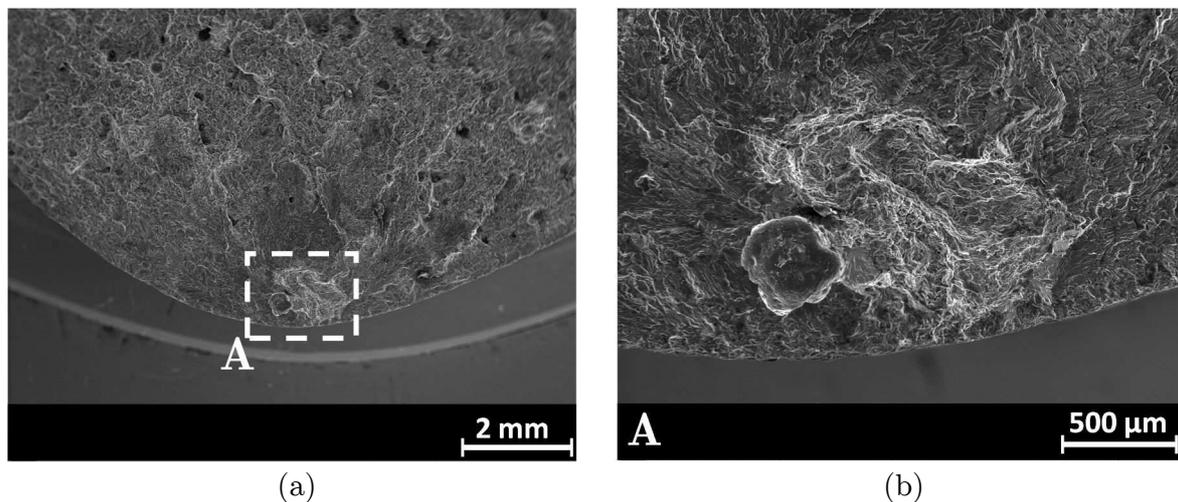


Figure 2.32 : (a) Faciès de rupture d’une éprouvette saine de référence (grade < 1) avec état de surface brut de fonderie (éprouvette 59-2) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 50 \text{ MPa}$, $N = 1.75 \cdot 10^6$ cycles, (b) défaut type porosité induite par un oxyde, $AIRE^{1/2} = 1184 \text{ } \mu\text{m}$, (c) défaut type oxyde, $AIRE^{1/2} = 1177 \text{ } \mu\text{m}$

Comme montré dans les travaux de Ludwig et al. [Ludwig et al. 2012], normalement la présence des films d’oxyde augmente la porosité dans le métal après solidification, même si la nature des défauts induits est plutôt de type retassure à cause d’un mauvais approvisionnement de métal liquide. Un effet similaire a été constaté dans un travail précédent de Laslaz et al. [Laslaz et al. 1991] où, par contre, l’augmentation du taux d’oxydes induit une augmentation de la porosité de type gazeuse. La nature plutôt sphérique des défauts identifiés sur les faciès de rupture des éprouvettes brutes de fonderie 59-1 et 59-2 semble plus proche au deuxième cas de figure et donc être lié à de la porosité gazeuse induite par la présence d’oxydes dans la coulée. Dans le travail de Wan et al. [Wan et al. 2014] des porosités similaires, en termes de taille et morphologie, à celles observées dans notre étude ont été identifiées comme porosités gazeuses sur les faciès de rupture d’un alliage ADC12² (Figure 2.33).

² ADC12 : alliage d’aluminium de fonderie (10.77% Si, 1.87% Cu, 0.78% Fe, 0.78% Zn, 0.20% Mn, 0.17% Mg)

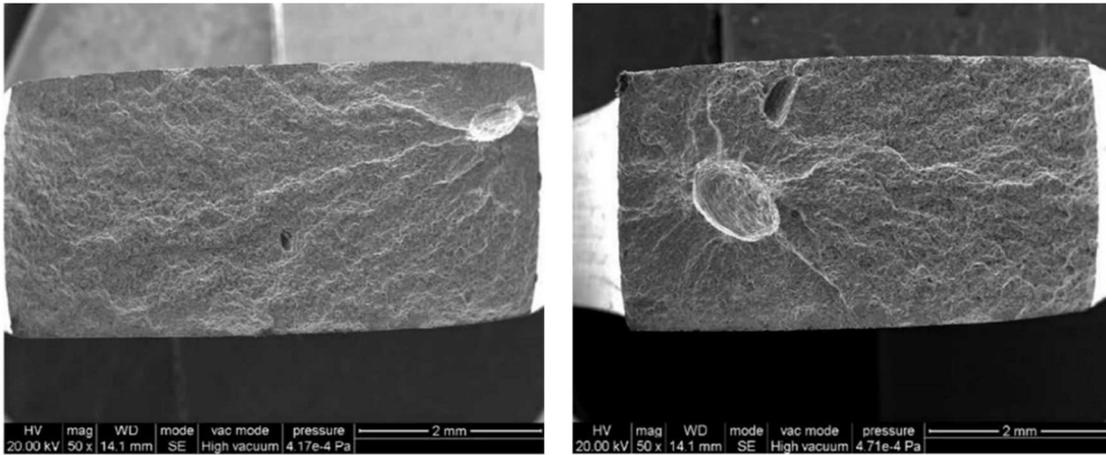


Figure 2.33 : Porosités gazeuses identifiées sur le faciès de rupture d’un alliage d’aluminium de fonderie ADC12 [Wan et al. 2014]

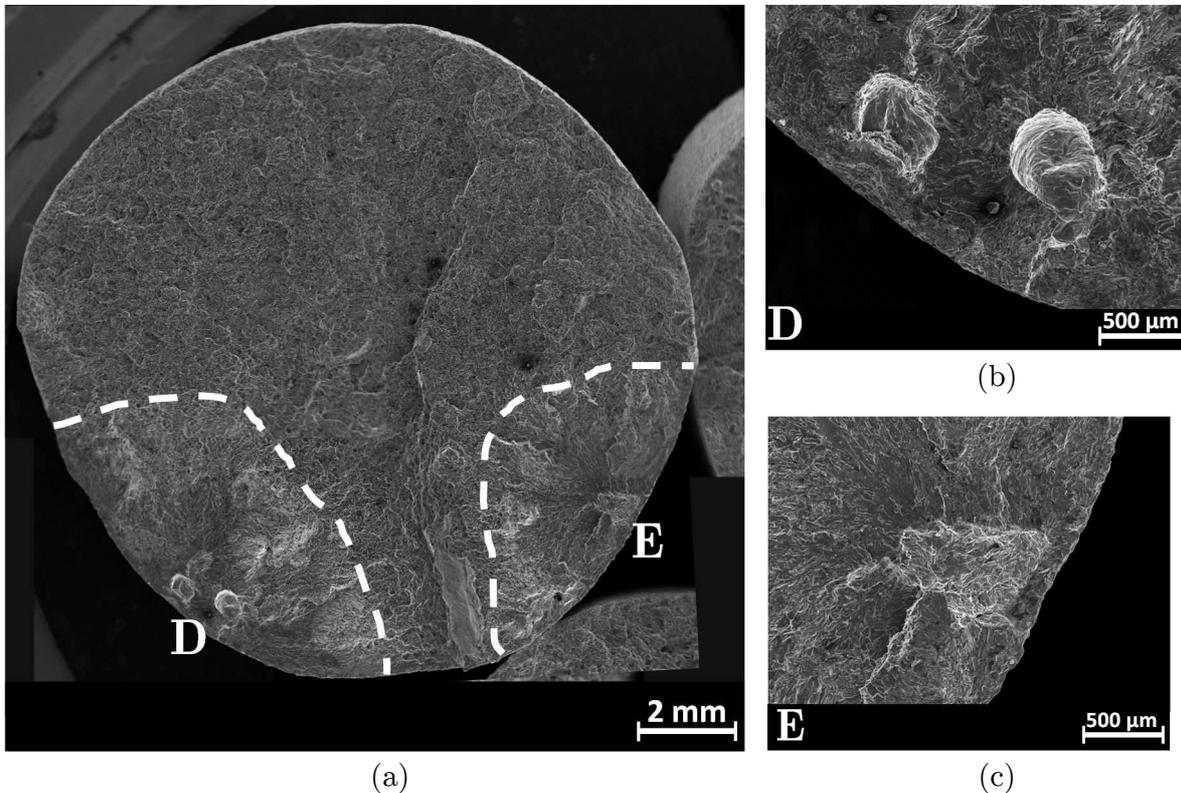


Figure 2.34 : (a) Fissures amorcées sur une éprouvette saine de référence (grade < 1) avec état de surface brut de fonderie (éprouvette 51-1) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 70\text{MPa}$, $N = 6.29 \cdot 10^5$ cycles, (b) défaut type porosité gazeuse, $AIRE^{1/2} = 1184 \mu\text{m}$, (c) défaut type oxyde, $AIRE^{1/2} = 828 \mu\text{m}$

Un cas d’amorçage similaire a été identifié pour l’éprouvette 51-1 (Figure 2.34), dans ce cas la rupture de l’éprouvette s’est produite à cause de la propagation de deux fissures principales sur deux plans distincts de fissuration (Zones D et E en Figure 2.34). Dans la zone E, la nature “froissée” de la couche plus claire montre la présence d’un film d’oxyde à l’origine de l’amorçage de la fissure, mais il n’y a aucune porosité associée. Dans la zone D, les deux défauts semblent être des porosités gazeuses, mais dans ce cas il n’y a pas une couche d’oxyde visible proche comme dans les deux cas précédents.

Une analyse complémentaire des faciès de rupture des éprouvettes brutes de fonderie est résumée dans l’annexe A.

Bien que la nature de l’amorçage des fissures ne soit pas liée à une retassure, si on estime la taille de ces défauts en utilisant la méthode proposée par Murakami [Murakami 2002], on obtient que la taille des défauts à la source de l’amorçage des fissures sur des éprouvettes avec surface brute de fonderie est autour de 900 μm . La taille des défauts identifiée sur ces éprouvettes est considérablement plus élevée par rapport à la taille moyenne que l’on peut trouver sur du matériau qualifié comme sain. Si on considère les résultats obtenus dans le projet IDDEFAAR et publiés dans les travaux de Mu et al [Mu et al. 2014a], on obtient une taille critique à partir de laquelle l’alliage A357-T6 subit un abattement de la limite de fatigue d’environ 200 μm (en traction $R = 0.1$).

L’abattement sur la limite de fatigue dans le cas d’éprouvettes avec surface brute de fonderie, semble être lié plutôt à la présence de défauts de taille non négligeable et peu lié à l’état de surface de l’éprouvette. Si on considère le diagramme de type Kitagawa-Takahashi, montré en Figure 2.35, qui a été obtenu sur un alliage A357-T6 [Mu et al. 2014a], on peut tracer un point moyen représentatif des essais conduits sur les éprouvette avec surface brute de fonderie (étoile rouge).

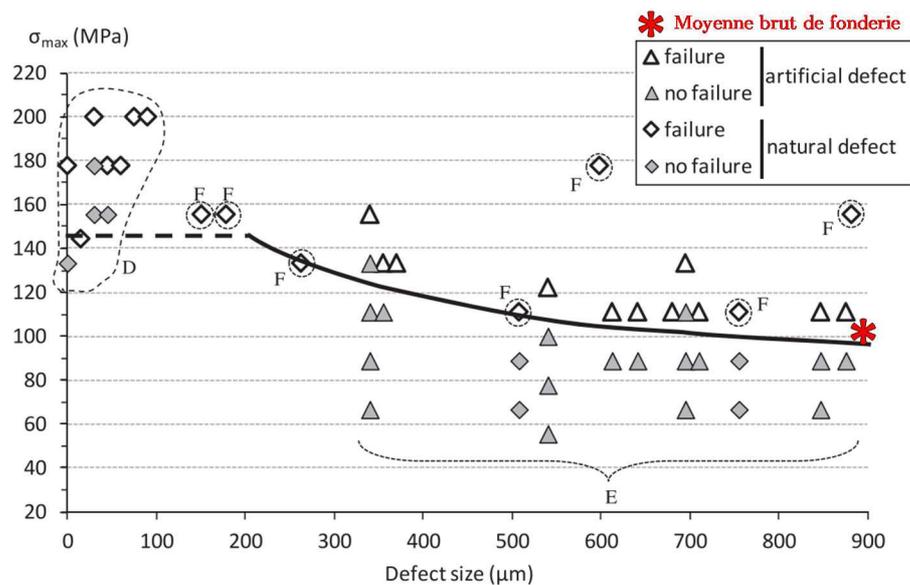


Figure 2.35 : Diagramme de Kitagawa-Takahashi de l’alliage A357-T6 pour un rapport de charge $R = 0.1$ [Mu et al. 2014a]

A partir du diagramme de Kitagawa-Takahashi une droite de type Basquin avec la même pente du matériau de référence, à $N = 2 \cdot 10^6$ cycles peut être calculée. Si on se réfère à une taille de défaut d’environ 900 μm , la limite de fatigue de l’alliage A357-T6 est réduite d’environ 42% par rapport à la configuration saine de référence (Figure 2.36), abattement proche à celui obtenu sur les éprouvettes avec surface brute de fonderie (30%) comme montré en Figure 2.30.

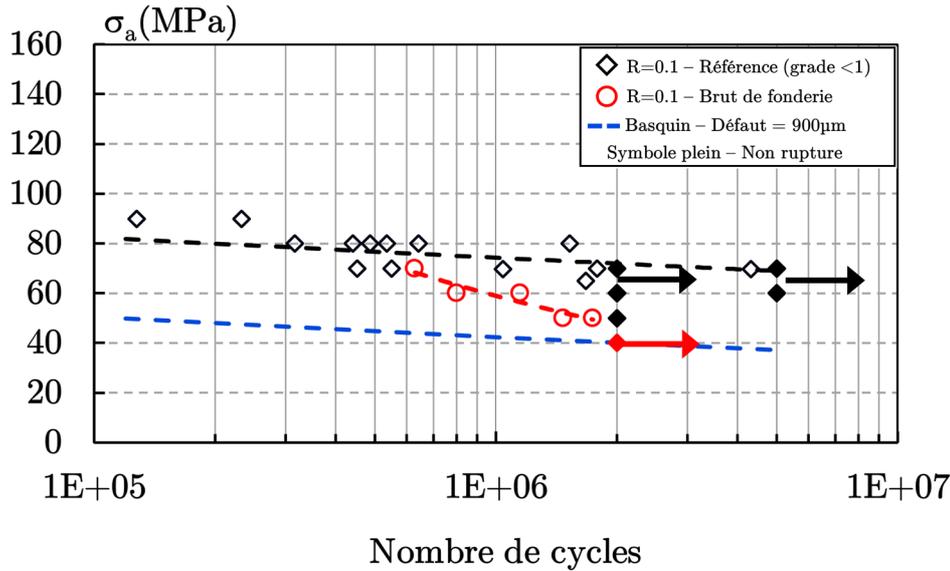


Figure 2.36 : Diagramme de Wöhler obtenu pour le matériau sain de référence (grade < 1) pour un rapport de charge $R = 0.1$ avec deux états de surface, (points noir) usinée $R_a = 0.67 \mu\text{m}$, (points rouge) brut de fonderie $R_a = 7.34 \mu\text{m}$, (ligne pointillée bleu foncé) droite de Basquin estimée pour une taille de défaut de défaut moyenne de $900 \mu\text{m}$

Il est important de remarquer que les défauts de type porosité gazeuse n'ont pas été identifiés en phase de contrôle CND par rayons X et que le matériau a été qualifié comme sain. Normalement la présence d'un oxyde n'est pas détectable par rayons X, par contre une porosité gazeuse de taille relativement importante (supérieure à $200 \mu\text{m}$) devrait se détecter en faisant deux tirs radiographiques avec une rotation de 90° entre un tir et l'autre. Une justification peut se trouver dans la position des porosités qui étant très proches de la surface peuvent être plus difficiles à détecter. Cependant cette analyse montre quand même les limites existantes sur une technique comme les rayons X qui reste valide mais trop liée à l'interprétation de l'opérateur et dans des cas limites comme celui des porosités proches de la surface ne permet pas d'identifier les défauts.

L'analyse conduite sur les éprouvettes avec surface brute de fonderie nous amène à deux résultats principaux. En premier lieu nous avons pu constater que la surface brute de fonderie d'un point de vue purement lié à la rugosité de la surface, ne semble pas influencer négativement la limite de fatigue du matériau sain de référence (grade < 1). Cela montre une faible sensibilité aux effets de surface, contrairement à des alliages de Titane qui sont très sensibles à l'état de surface [Feng et al. 2009; Pazos et al. 2010; Zhang et al. 2010]. Le résultat obtenu confirme les observations faites par Stucky et al. [Stucky et al. 1996] (cf. paragraphe 1.2.2), qui ont montré que l'effet de l'état de surface (rugosité, contraintes résiduelles et porosités de surface) n'a pas un impact prépondérant sur la limite de fatigue d'un alliage d'aluminium coulé en sable. Une considération différente est à faire sur la "peau de fonderie" vue comme l'ensemble de l'état de surface et des défauts de type oxyde ou porosité gazeuse induite par les oxydes qui se trouvent systématiquement en sous-couche dans les éprouvettes avec surface brute de fonderie. La présence de ces défauts est liée à la présence de la "peau de fonderie" qui affecte une certaine épaisseur de l'éprouvette brute dans laquelle on trouve ces défauts de différentes natures. Effectivement si on considère les résultats obtenus sur les éprouvettes avec un état de surface usiné, nous n'avons jamais eu

un amorçage sur une porosité de type gazeuse, mais plutôt sur des oxydes ou sur des micro-retassures. Effectivement, l’incidence des défauts de type porosité gazeuse, pour cette typologie de procédé (moulage par gravité en sable), semble être plus probable en proximité de la surface brute et donc dans cette zone définie comme “peau de fonderie”.

Table 2.6 : Limite de fatigue pour chaque coulée obtenue avec la méthode par paliers pour $N = 2 \cdot 10^6$ cycles (valeurs exprimées en amplitude de contrainte)

Coulée	R	σ_D^{ta} (MPa)
Saine (grade <1) usinée	-1	107
Saine (grade <1) usinée	0.1	69
Saine (grade <1) usinée (défaut moyen de 900 μm [Mu et al. 2014a])	0.1	40
Saine (grade <1) brute de fonderie (défaut moyen de 900 μm)	0.1	47

2.3.4 Synthèse des résultats des essais de fatigue sur le matériau sain de référence

Les résultats de fatigue à grand nombre de cycles conduits sur le matériau sain de référence (grade < 1) pour deux rapports de charge $R = -1$ et $R = 0.1$ avec deux états de surface différentes (usinée et brut de fonderie) nous amènent aux conclusions suivantes :

1. Les faciès de rupture montrent que l’amorçage d’une fissure critique sur un matériau qualifié comme sain de référence (grade < 1) peut se produire à partir de trois différentes conditions :
 - Amorçage à partir d’une micro-retassure
 - Amorçage à partir d’un défaut de “type oxyde”
 - Amorçage de type cristallographique
2. Dans le cas d’un amorçage de type cristallographique, en absence de défauts à l’origine de l’amorçage, le scénario plus cohérent semble être un amorçage sur une BGP.
3. L’état de surface de l’éprouvette ne semble pas être un paramètre d’ordre 1 influençant la limite de fatigue du matériau sain de référence (grade < 1), les résultats produits sur deux états de surface : usinée ($R_a = 0.67 \mu\text{m}$) et brut de fonderie ($R_a = 7.34 \mu\text{m}$) produisent un abattement similaire sur la limite de fatigue pour la même taille de défaut (environ $900 \mu\text{m}$).
4. La “peau de fonderie” semble introduire des défauts en sous-couche de “type oxyde” ou porosité induite par oxyde de taille importante (environ $900 \mu\text{m}$). Dans une vision d’ensemble (état de surface et défauts en sous-couche), la “peau de fonderie” a un effet plutôt nocif sur la limite de fatigue à $R = 0.1$ (environ 30% d’abattement).

2.4 Résultats des essais de fatigue sur éprouvettes prélevées sur un carter de transmission

Des essais de fatigue ont été conduits sur des éprouvettes de forme plate (plan en Figure 2.39a) prélevées à partir d’un carter de transmission (fourni par la société Safran TS) défini comme non conforme après les contrôles non destructifs par ressuage et par radiographie aux rayons X. Les éprouvettes ont été prélevées dans deux zones différentes du carter où l’inspection par ressuage a révélé la présence des défauts. Les deux zones sont identifiées comme Zone 1 (Figure 2.37) et Zone 2 (Figure 2.38). Les amas de porosité de surface ont été classés en phase d’inspection comme de la porosité de type gazeuse par les opérateurs qualifiés Niveau 3 de Safran TS.

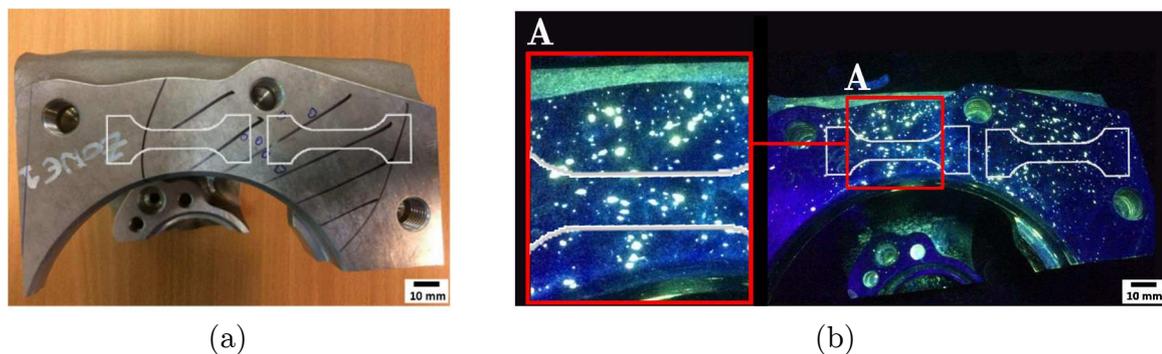


Figure 2.37 : (a) Zone 1 de prélèvement du carter de transmission, (b) image du contrôle par ressuage sous lumière UV qui révèle les porosités de type gazeuses non conformes dans la Zone 1 du carter

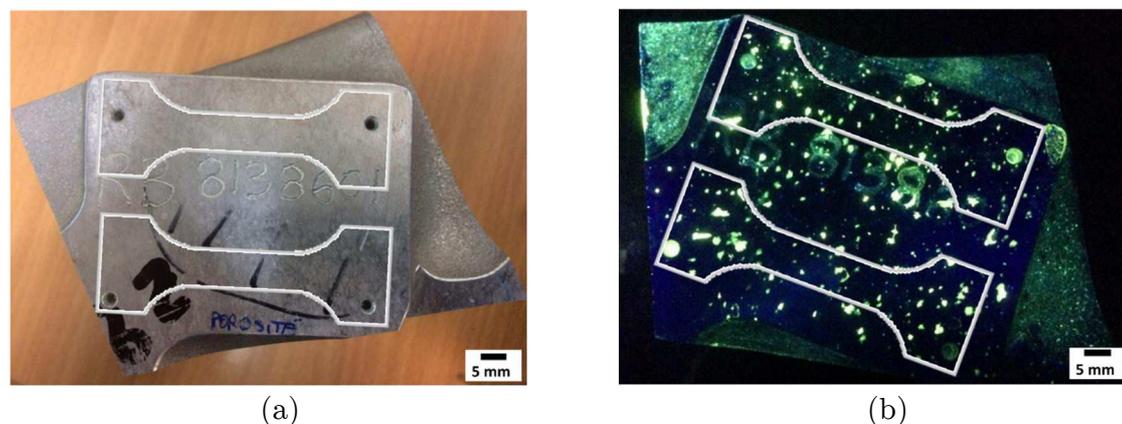


Figure 2.38 : (a) Zone 2 de prélèvement du carter de transmission, (b) image du contrôle par ressuage sous lumière UV qui révèle les porosités de type gazeuses non conformes dans la Zone 2 du carter

– Préparation des éprouvettes

Avant les essais de fatigue, les éprouvettes ont été polies pour éviter l’amorçage d’une fissure à partir des arêtes ou des têtes. Cette étape de polissage a été nécessaire pour arrondir les arêtes des éprouvettes et pour éliminer l’état de surface dû au prélèvement par électroérosion (Figure 2.39c). La surface d’intérêt avec les défauts identifiés au ressuage n’a pas été polie et son état de surface est resté brut de fabrication comme montré en Figure 2.39b (zone inspectée avec un état brut de fabrication - $R_a = 0.45 \mu\text{m}$).

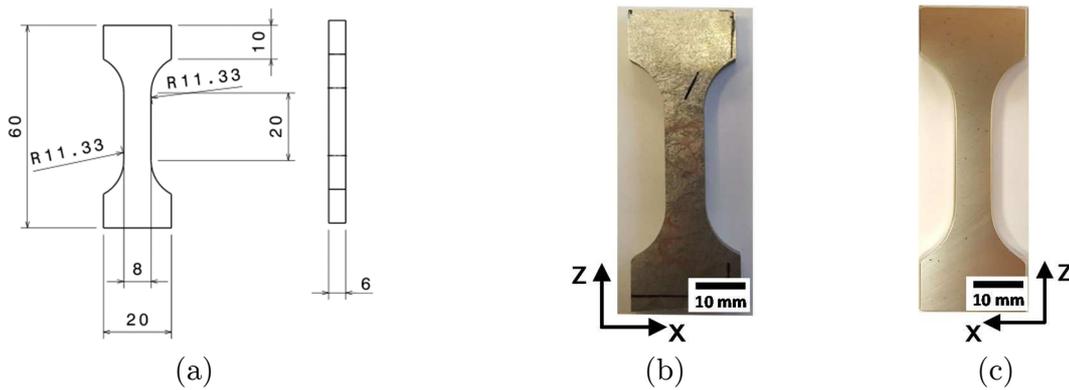


Figure 2.39 : (a) Plan de l'éprouvette plate à prélever sur la surface du carter de transmission, (b) éprouvette prélevée par électroérosion (face avec état brut de fabrication), (c) face arrière de l'éprouvette après polissage

– Essais de fatigue en traction-traction ($R = 0.1$)

Les essais de fatigue ont été conduits sur la même machine que celle utilisée pour les essais de fatigue sur éprouvette cylindrique (Vibrophore Amsler 10HFP420) en remplaçant le type de montage pour permettre l'installation des éprouvettes plates (Figure 2.40). A cause du nouveau montage et de la forme différente de l'éprouvette, le nouveau système atteint (dans cette configuration) une fréquence d'essai maximale d'environ 80 Hz.



Figure 2.40 : Machine de fatigue à grand nombre de cycles : vibrophore Amsler 10 HFP 420 avec montage pour éprouvettes plates

Les résultats des essais de fatigue sont résumés en Figure 2.41. La courbe S-N montre un abattement sur la limite de fatigue de 46% par rapport à la référence saine (grade < 1). L'abattement sur la limite de fatigue peut être attribué à plusieurs facteurs. Si on assume que l'état de surface ($R_a = 0.45 \mu\text{m}$) n'influence pas la limite de fatigue, les analyses doivent porter principalement sur la microstructure et sur la présence des défauts, qui ont été identifiés sur la surface des éprouvettes plates en contrôle par ressuage (Figure 2.37 et Figure 2.38).

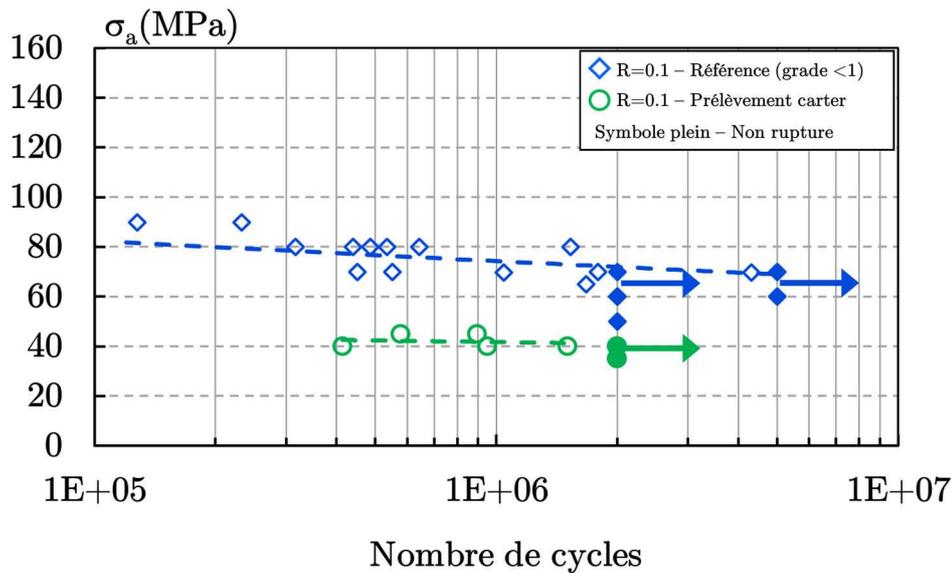


Figure 2.41 : Diagramme de Wöhler obtenu pour le matériau sain de référence (grade < 1) pour un rapport de charge $R = 0.1$ (état de surface usinée $R_a = 0.67 \mu\text{m}$ – fréquence de 106 Hz) et pour les prélèvements faits sur le carter de transmission de puissance (état de surface brut de fraisage $R_a = 0.45 \mu\text{m}$ – fréquence de 80 Hz)

Une analyse de la SDAS a été conduite sur la surface polie des éprouvettes (face bleue en Figure 2.42) testées dans les deux zones de prélèvements (Zone 1 et Zone 2). En moyenne la SDAS est plus grossière que celle mesurée sur la référence saine (grade < 1) et est égale à $51 \mu\text{m} \pm 12 \mu\text{m}$ pour la Zone 1 (Figure 2.42a) et $60 \mu\text{m} \pm 15 \mu\text{m}$ pour la Zone 2 (Figure 2.42b).

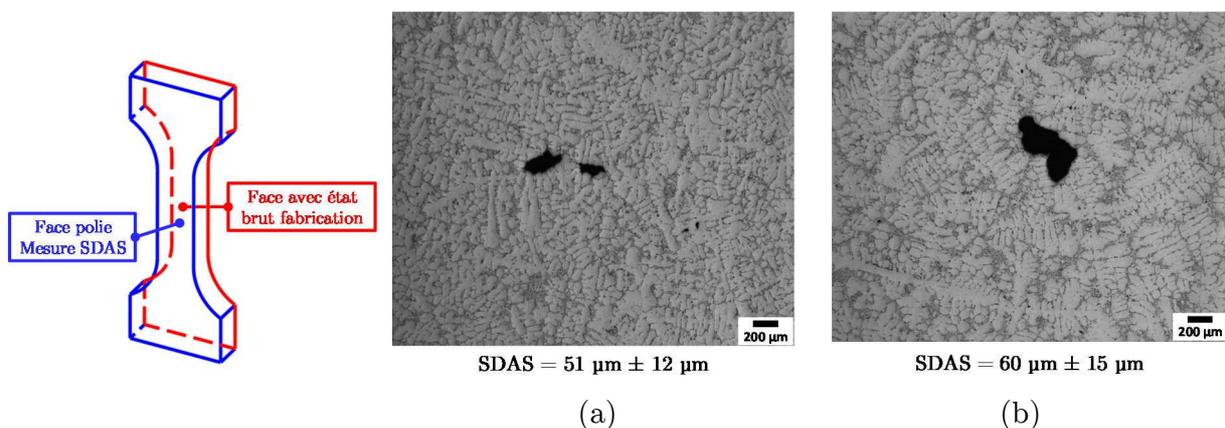


Figure 2.42 : Microstructure de l'alliage A357-T6 dans la zone utile des éprouvettes plates prélevées sur le carter de transmission de puissance, (a) Zone 1, (b) Zone 2

2.4.1 Corrélation entre CND et résultats expérimentaux

Une éprouvette prélevée dans la Zone 1 (Epr-1) du carter a été analysée après essai afin de corréliser les indications données en phase de CND avec les résultats expérimentaux. Pour rester cohérent avec la méthode utilisée pour caractériser la surface du carter, une étape de ressuage a été conduite sur l’éprouvette après essai (Figure 2.43b). Il est important de remarquer qu’il y a des différences qui subsistent entre le ressuage initial conduit sur le carter par un technicien expert (niveau 3) et le ressuage conduit sur l’éprouvette après essai (ressuage fait à l’ENSMA). La Figure 2.43b montre l’identification d’une fissure sur la surface avec un état brut de fabrication de l’éprouvette (Epr-1), indiquée par la flèche. Il est important de remarquer que le prélèvement de l’éprouvette a été fait pour chercher à avoir les défauts de surface principalement sur la zone utile. La Figure 2.43a montre à titre indicatif la distribution des défauts de surface dans la zone où la fissure est apparue avec un niveau de précision de l’ordre de quelques millimètres (la zone a été identifiée sur la seule image du ressuage disponible conduit, sur un bloc de matière, par les techniciens niveau 3 de Safran TS).

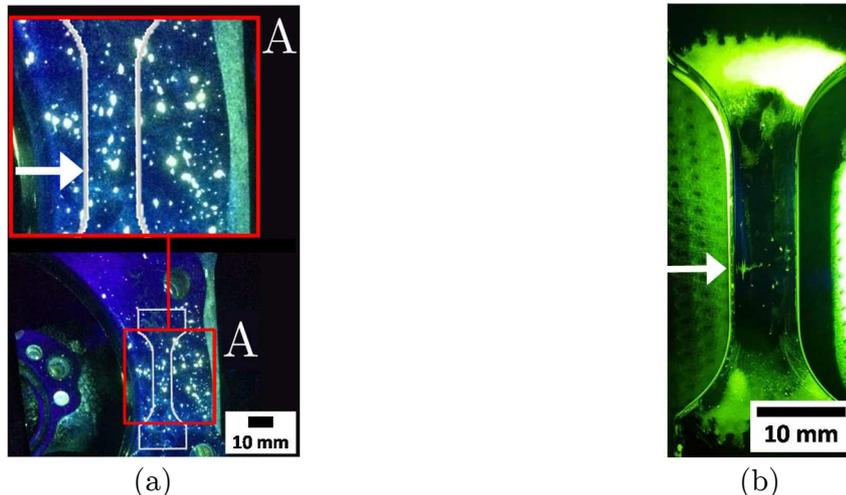


Figure 2.43 : (a) Image du contrôle par ressuage sous lumière UV qui révèle les porosités de type gazeuses non conformes dans la Zone 1 du carter et en particulier dans la zone de prélèvement de l’éprouvette Epr-1 (analyse conduite par un technicien niveau 3 de Safran TS), la flèche indique la zone approximative d’apparition de la fissure, (b) image du contrôle par ressuage sous lumière UV qui révèle les porosités de type gazeuses et une fissure (indiquée par la flèche) sur la surface avec un état brut de fraisage (ressuage réalisé à l’ENSMA)

La Figure 2.44 montre une reconstruction 3D (obtenue après acquisition en μ -CT) de la zone utile de l’éprouvette (Epr-1) qui montre l’emplacement de la fissure principale détectée par ressuage (Fissure 1) et d’une fissure secondaire (Fissure 2). Dans les deux cas la fissure n’a pas amorcée sur un défaut qui se trouve dans la zone inspectée par ressuage (face avec état brut de fabrication), mais sur un défaut qui se trouve sur une face latérale polie.

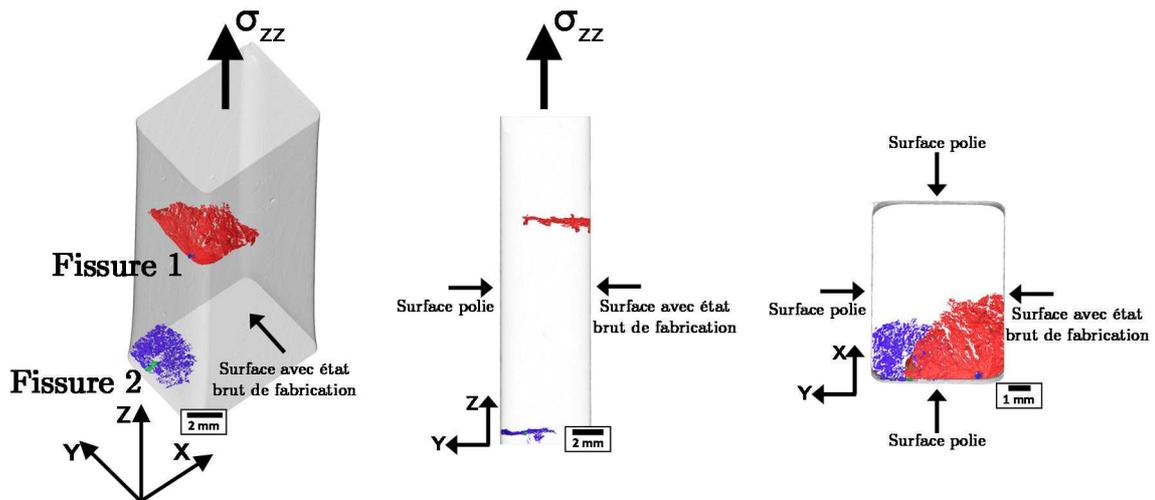


Figure 2.44 : Reconstruction 3D de la zone utile de l'éprouvette Epr-1 à partir des images tomographiques avec mise en évidence des fissure critiques, taille du voxel = 10 μm

La surface de l'éprouvette Epr-1 avec un état brut de fabrication a été analysée en Microscopie Electronique à Balayage (MEB) comme illustré par la Figure 2.45a.

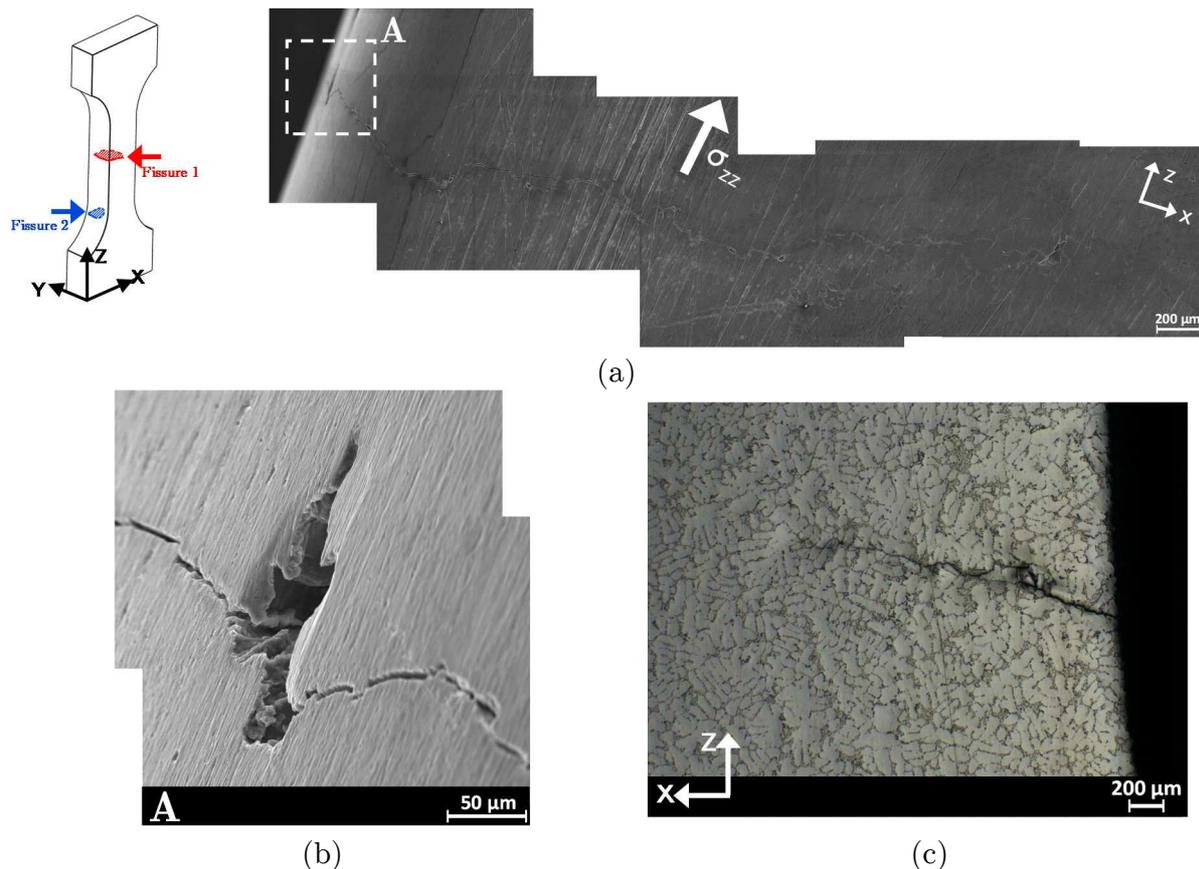


Figure 2.45 : (a) Fût de l'éprouvette Epr-1 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 45 \text{ MPa}$, $N = 5.78 \cdot 10^6$ cycles qui montre une fissure de fatigue amorcée à partir d'un défaut de surface (zone A), (b) grossissement de la zone A qui montre le défaut critique, (c) fissure secondaire apparue sur la surface polie de l'éprouvette (image obtenue en microscopie optique)

La zone A proche du congé montre le défaut de surface à partir duquel la fissure a amorcé (Figure 2.45b), cette zone correspond à une des faces latérales polies de l’éprouvette. On peut constater que l’amorçage de la fissure de fatigue (identifiée comme Fissure 1 en Figure 2.44) n’a pas eu lieu sur la surface de l’éprouvette analysée par ressuage et sur laquelle ont été identifiés des défauts non conformes.

Toutefois il est important de remarquer que l’identification d’une porosité en surface (faite par ressuage) est un indicateur de la présence de porosité dans la pièce, ceci veut dire qu’il est très probable de trouver des pores aussi dans l’épaisseur du composant. Le prélèvement de l’éprouvette dans une zone identifiée comme affectée par de la porosité gazeuse (après contrôle par ressuage) a permis de faire ressortir cet aspect.

Une deuxième fissure (identifié comme Fissure 2 en Figure 2.44) a été détectée en microscopie optique sur la surface polie de l’éprouvette Epr-1 (Figure 2.45c), la fissure a amorcé à partir d’un défaut de surface situé sur la même surface latérale polie sur laquelle a amorcé la Fissure 1.

2.4.2 Corrélation entre microstructure, taille de défaut et limite de fatigue

Une analyse des faciès de rupture a été conduite pour identifier la cause de l’amorçage des fissures et vérifier le lien avec les défauts identifiés sur la surface de l’éprouvette analysée par ressuage. Pour toutes les éprouvettes testées l’amorçage s’est toujours produit à partir d’un pore en surface de type micro-retassure. Les pores critiques, ne semblent pas avoir de liens avec la porosité identifiée sur la surface (brute de fabrication) caractérisée par ressuage de l’éprouvette. La Figure 2.46 illustre les faciès de rupture de l’éprouvette Epr-1 dans les deux zones fissurées.

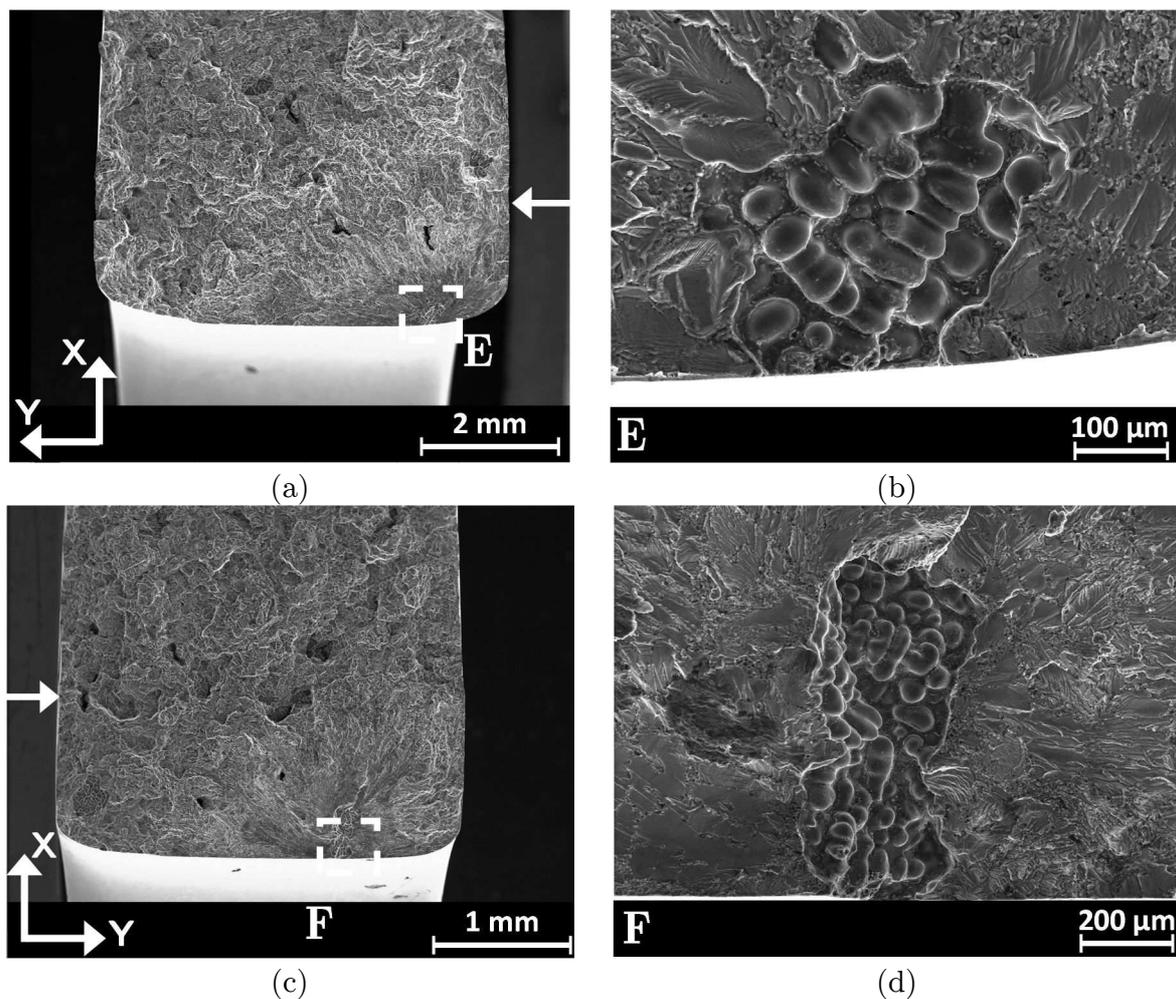


Figure 2.46 : Faciès de rupture de l’éprouvette Epr-1 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 45 \text{ MPa}$, $N = 5.78 \cdot 10^6$ cycles (a) fissure amorcée sur le défaut 1 $AIRE^{1/2} = 353 \text{ } \mu\text{m}$, (b) grossissement de la zone E sur le défaut 1 (c) fissure amorcée sur le défaut 2, $AIRE^{1/2} = 532 \text{ } \mu\text{m}$, (d) grossissement de la zone F sur le défaut 2, les flèches indiquent la face avec une surface avec état brut de fabrication

L’analyse des faciès de rupture confirme que dans les deux cas la fissure a amorcé à partir d’un défaut de surface qui se trouve sur une face polie différente par rapport à la surface avec un état brut de fabrication (indiquée par la flèche en Figure 2.46a et Figure 2.46c) qui correspond à une face latérale avec un état de surface poli.

Le scénario de l’éprouvette Epr-1 s’est reproduit systématiquement sur toutes les éprouvettes testées. Globalement la taille de défaut varie entre une taille minimale de 272

μm et une taille maximale de $532 \mu\text{m}$, cependant la limite de fatigue estimée pour les éprouvettes (37 MPa) est remarquablement réduite par rapport à la référence ($\text{grade} < 1$).

Afin de comprendre les effets qui ont engendré cette réduction de la limite de fatigue, si on se réfère au diagramme de Kitagawa-Takahashi (Figure 2.47) proposé dans les travaux de Mu et al. [Mu et al. 2014a], on peut tracer l’intervalle de variation de la taille de défaut estimée pour les éprouvettes prélevées sur le carter pour la limite de fatigue moyenne (82 MPa en contrainte maximale). Les points obtenus dans le travail de Mu et al. ont été tous obtenus pour une SDAS de $38 \mu\text{m} \pm 6 \mu\text{m}$. La ligne rouge se réfère aux résultats issus de la campagne expérimentale conduite sur les éprouvettes plates prélevées d’un carter de transmission rebuté après CND. Dans ce cas la SDAS moyenne est plus grossière et est de l’ordre de $55 \mu\text{m} \pm 13 \mu\text{m}$. On peut constater que les points issus des éprouvettes plates se trouvent au-dessous (en termes de limite de fatigue) par rapport aux points obtenus pour une SDAS moyenne de $38 \mu\text{m} \pm 6 \mu\text{m}$. Etant donné que la taille de défaut varie dans le même domaine (entre $300 \mu\text{m}$ et $500 \mu\text{m}$), on peut associer cet écart principalement à des effets liés à la microstructure du matériau.

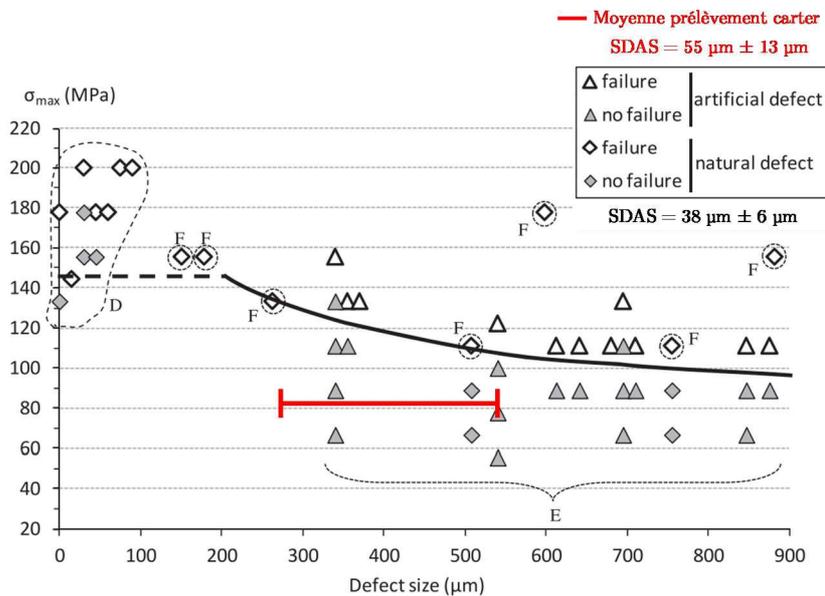


Figure 2.47 : Diagramme de Kitagawa-Takahashi de l’alliage A357-T6 pour un rapport de charge $R = 0.1$ (amorçage en surface) [Mu et al. 2014a], la ligne rouge indique la limite de fatigue moyenne identifié pour les éprouvettes plates issues d’un carter de transmission Safran TS

Comme détaillé dans la revue bibliographique, la tenue en fatigue d’un alliage d’aluminium moulé peut être influencée, par plusieurs facteurs liés à la microstructure du matériau. On peut citer principalement la composition chimique, les particules de silicium dans l’eutectique, les phases intermétalliques, le teneur de titane dans l’alliage, la taille de grain et la SDAS. En ce qui concerne la taille de grain, ce paramètre ne semble pas vraiment être le facteur principal qui pilote la tenue en fatigue d’un alliage d’aluminium moulé. La SDAS, par contre, à plusieurs reprises (cf. paragraphe 1.2.2) a été identifiée comme un paramètre qui peut influencer la limite de fatigue de l’alliage en mesure majeure. Iben Houria et al. [Iben Houria et al. 2015], ont conduit des essais, pour plusieurs types de chargements, sur l’alliage A356-T6 (dont une synthèse des résultats en traction est reportée en Figure 2.9). Si on analyse ce résultat on peut constater que pour une taille de défaut

comprise entre 300 μm et 500 μm , il y a une réduction de la limite de fatigue pour une SDAS qui varie entre 35 μm et 55 μm (à $R = 0$). Iben Houria et al., pour modéliser l’effet de la SDAS sur la limite de fatigue, ont proposé de modifier le critère DSG (cf. paragraphe 1.4.3) en prenant en compte l’effet de la SDAS dans l’identification des paramètres α et β du critère de Crossland selon une loi de type exponentielle montrée par les équations (2.6) et (2.7) :

$$\alpha_{Cr}(\lambda_2) = \alpha_0 \cdot \exp\left(-\frac{\lambda_2}{\lambda_0}\right) \quad (2.6)$$

$$\beta_{Cr}(\lambda_2) = \beta_0 \cdot \exp\left(-\frac{\lambda_2}{\lambda_0}\right) \quad (2.7)$$

Les paramètres α_0 , β_0 et λ_0 sont propres au matériau et pour être identifiés il y a besoin d’estimer la limite de fatigue du matériau sain de référence (en torsion alternée ou traction positive et traction alternée) pour deux valeurs de SDAS (définie par le paramètre λ_2). La tendance qui a été exprimée sous forme d’une fonction exponentielle a été identifiée pour un chargement de torsion (Figure 2.48), en supposant qu’il n’y a pas des défauts sous-jacents comme sites d’amorçage.

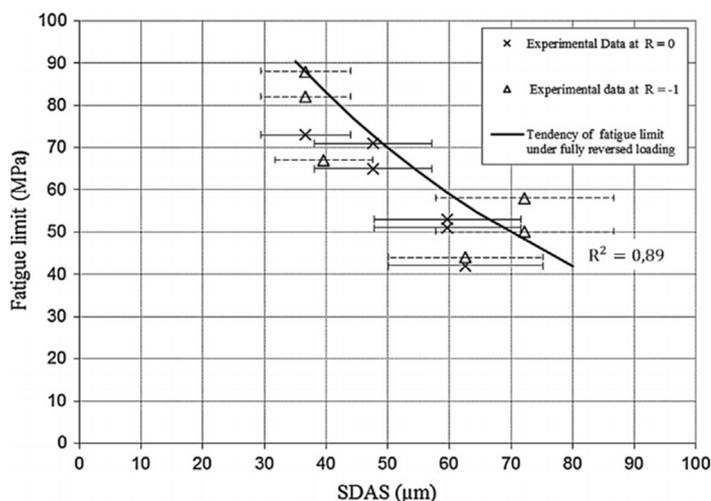


Figure 2.48 : Evolution de la limite de fatigue en torsion en fonction de la SDAS [Iben Houria et al. 2015]

Cependant il faut prendre en compte que sur le faciès de rupture d’une éprouvette cassée en torsion il peut y avoir un défaut naturel à l’origine de l’amorçage, même si ceci n’est pas visible en microscopie. Les auteurs ont posé l’hypothèse que cette tendance est valide, pour un matériau sans défauts visibles sur le faciès de rupture, même si cette condition n’est pas toujours vérifiable et un défaut sous-jacent peut avoir causé la rupture de l’éprouvette. L’évolution de la limite de fatigue en fonction de la SDAS est moins évidente en traction (par rapport au cas de torsion). En absence d’autres données expérimentales, pour cette étude, on a décidé d’utiliser les mêmes hypothèses posées dans les travaux d’Iben Houria et al. et on considère (par souci de simplicité) que la tendance obtenue en torsion est valide aussi dans un cas de traction. A cet effet, pour estimer les paramètres α_0 et β_0 , on utilise la même valeur de $\lambda_0 = 60 \mu\text{m}$ proposé par Iben Houria. Les constantes α_0 et β_0

sont ensuite estimées avec les équations (2.6) et (2.7) en utilisant comme données pour l’estimation, les valeurs de $\alpha_{Cr}(\lambda_2)$ et $\beta_{Cr}(\lambda_2)$ estimées pour le matériau sain de référence (grade < 1) de cette étude (valeurs résumées en Table 2.8), pour une SDAS de $36 \mu\text{m} \pm 8 \mu\text{m}$. A partir de ces valeurs il a été possible d’identifier les valeurs de $\alpha_{Cr}(\lambda_2)$ et $\beta_{Cr}(\lambda_2)$ pour une SDAS de $55 \mu\text{m} \pm 13 \mu\text{m}$ (valeurs résumés en Table 2.7).

Table 2.7 : Valeurs des paramètres matériau du critère de Crossland estimées en fonction de la SDAS

SDAS	$\alpha_{Cr}(\lambda_2)$	$\beta_{Cr}(\lambda_2)$
$36 \mu\text{m} \pm 8 \mu\text{m}$	1.42	112.4
$55 \mu\text{m} \pm 13 \mu\text{m}$	1.03	81.9

Table 2.8 : Valeurs des constantes matériaux utilisées pour identifier les paramètres $\alpha_{Cr}(\lambda_2)$ et $\beta_{Cr}(\lambda_2)$

α_0	β_0	λ_0
2.59	204.9	60

Une valeur de $\beta_{Cr}(\lambda_2) = 81.9 \text{ MPa}$ calculée pour une SDAS de $55 \mu\text{m}$ correspond à une limite de fatigue en traction positive du matériau de 61 MPa . Cette valeur s’éloigne par rapport à la limite de fatigue estimée pour les éprouvettes prélevées à partir d’un carter avec une SDAS de $55 \mu\text{m} \pm 13 \mu\text{m}$, qui est égale à 37 MPa ce qui fait un écart de 39% . Plusieurs raisons peuvent expliquer cet écart. Principalement il faut prendre en compte que les éprouvettes plates de cette étude ont toutes amorcées une fissure de fatigue à partir d’un défaut de forme proche d’une retassure ; pour mieux comprendre ces aspects (influence de la taille et de la morphologie du défaut) une analyse plus détaillée sera conduite dans le Chapitre 4. Une autre partie de l’écart est imputable au modèle utilisé pour estimer les paramètres $\alpha_{Cr}(\lambda_2)$ et $\beta_{Cr}(\lambda_2)$. Effectivement si on se réfère aux résultats d’Iben Houria et al., les auteurs ont obtenu qu’un critère de type DSG, identifié pour deux valeurs de SDAS ($39.5 \mu\text{m}$ et $72 \mu\text{m}$) peuvent s’utiliser comme borne supérieure et inférieure de la plage de SDAS observable dans les éprouvettes de l’étude (coulée en “V”). Un critère DSG identifié selon une loi définie en fonction de la SDAS représente bien les points expérimentaux en torsion, traction alternée et traction torsion, mais montre un écart majeur par rapport aux points expérimentaux dans un cas de traction positive (Figure 2.49).

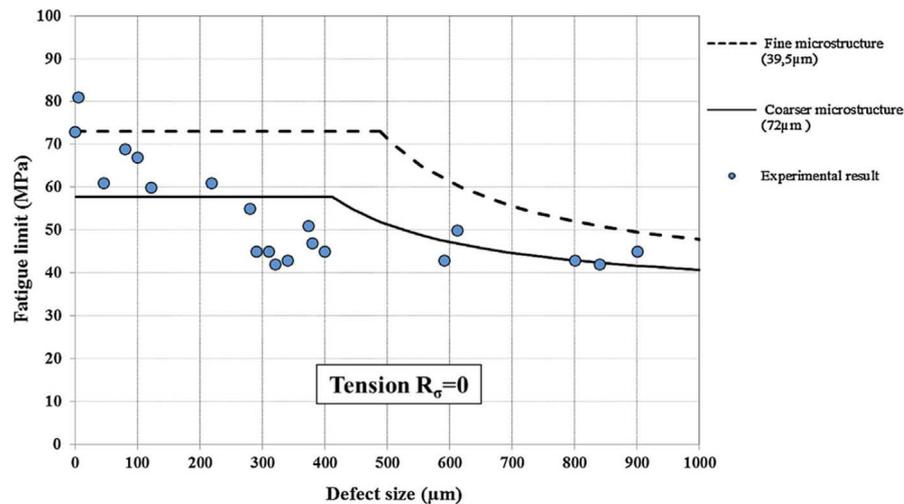


Figure 2.49 : Simulation du critère DSG pour un cas de traction positive ($R = 0$) pour deux valeurs de SDAS [Iben Houria et al. 2015]

D'autres effets, cités précédemment, sont liés principalement à la chimie du matériau et à des paramètres microstructuraux comme les particules de silicium dans l'eutectique ou le teneur de titane dans l'alliage peuvent aussi influencer la limite de fatigue, mais n'ont pas fait l'objet d'analyse dans cette étude.

Globalement on peut affirmer que la SDAS influence en partie la limite de fatigue de l'alliage A357-T6 mais ceci n'est pas le seul paramètre qui justifie l'écart entre la limite de fatigue du matériau de référence (grade < 1) et celle du matériau prélevé sur les carter fournis par Safran TS, qui peut dépendre d'autres facteurs.

Les essais conduits sur les éprouvettes plates ont montré que l'amorçage se produit toujours sur un défaut qui se trouve sur une face latérale polie et non sur la surface de l'éprouvette caractérisée par ressuage. Un questionnement reste ouvert sur la cohérence du type d'essai utilisé pour caractériser des éprouvettes. Effectivement les essais de fatigue en traction positive n'ont pas favorisé un amorçage sur la surface d'intérêt pour permettre de faire le lien avec le contrôle CND. A la lumière de ces résultats, il semble plus cohérent de développer un montage spécifique pour réaliser des essais de flexion 4 points. Un montage de ce type permettrait de solliciter différemment les défauts qui se trouvent sur la surface d'intérêt et probablement favoriser l'amorçage d'une fissure de fatigue sur ces défauts.

2.4.3 Synthèse des résultats sur éprouvettes prélevées sur un carter de transmission

L’analyse conduite sur les éprouvettes prélevées à partir d’un carter de transmission rebuté en CND nous amène aux conclusions suivantes :

1. La limite de fatigue du matériau prélevé est réduite de 46 % par rapport au matériau de référence (grade < 1).
2. Aucun défaut identifié sur la surface brute d’usinage inspecté par ressuage n’a amorcé une fissure de fatigue.
3. Les fissures de fatigue ont amorcé à partir d’un défaut de surface de type micro-retassure sur une face latérale polie.
4. La taille des défauts critiques, qui ont causé la rupture des éprouvettes, varie entre 272 μm et 564 μm .
5. L’écart sur la limite de fatigue entre le matériau des éprouvettes prélevées et l’alliage de référence (grade < 1) peut s’expliquer partiellement par un effet de microstructure, la SDAS calculée sur les éprouvettes prélevées est plus grossière, de l’ordre de 55 $\mu\text{m} \pm 13 \mu\text{m}$ par rapport à celle du matériau de référence (36 $\mu\text{m} \pm 8 \mu\text{m}$).
6. D’autres effets liés à la chimie du matériau, à la forme des particules de silicium au teneur de titane dans l’alliage peuvent influencer la limite de fatigue du matériau prélevé sur le carter de transmission.
7. Globalement l’inspection croisée faite par ressuage et rayons X, donne une bonne indication sur le type de défaut présent en surface sur la pièce (indication cohérente entre CND et résultats expérimentaux) et ceci se reflète aussi sur les défauts dans l’épaisseur de la pièce.
8. Une campagne d’essais de fatigue en traction positive n’a pas permis de favoriser l’amorçage d’une fissure de fatigue sur les défauts de surface, identifiés en CND. Pour favoriser l’amorçage sur cette surface, il sera opportun de passer à un montage qui permet de charger l’éprouvette par flexion quatre points, pour solliciter principalement la surface d’intérêt.

Chapitre 3

Modélisation de la durée de vie en fatigue d'un composant moulé en A357-T6

Ce chapitre est dédié à l'application d'un critère de fatigue de type DSG (Defect Stress Gradient) pour obtenir la cartographie de la taille critique de défaut à l'aide d'une simulation aux éléments finis d'un composant réel. Dans la première partie de ce chapitre, les moyens expérimentaux utilisés seront présentés ainsi que les deux coulées produites pendant l'étude. Dans la deuxième partie, les résultats expérimentaux conduits sur les composants seront détaillés. Un critère de fatigue prenant en compte le gradient de contrainte à l'échelle macroscopique de la pièce est proposé et les résultats numériques sont comparés avec les résultats expérimentaux. Dans la dernière partie seront présentés les essais de fatigue conduits sur des composants dégradés en surface avec des défauts artificiels. Un critère de type DSG est proposé et validé sur les composants. Le modèle permet, avec un post-traitement des données, de produire des cartographies de la taille admissible de défaut en chaque point du composant.

Sommaire

3.1 Résultats obtenus dans le projet ANR-IDEFFAAR (2010-2014)	104
3.2 Moyens expérimentaux	104
3.2.1 Définition des coulées	104
3.2.2 Banc expérimental et conditions d'essai	106
3.3 Résultats des essais de fatigue	108
3.3.1 Analyse fractographique des surfaces de rupture	109
3.3.2 Synthèse des essais de fatigue sur les couvercles en A357-T6	112
3.4 Modélisation de la durée de vie en absence de défauts	112
3.4.1 Modélisation aux éléments finis du composant	113
3.4.2 Critère de fatigue multiaxiale avec prise en compte du gradient de contrainte macroscopique	117
3.4.3 Synthèse des résultats obtenus en absence de défauts.....	123
3.5 Modélisation de la durée de vie en présence de défauts (artificiels)	123
3.5.1 Cartographie de la taille critique de défaut.....	129
3.5.2 Conclusions et synthèse des résultats obtenus en présence de défauts artificiels.....	139
3.6 Analyse en micro-tomographie RX 3D de la coulée dégradée (défauts naturels)	141
3.7 Extension du critère DSG pour l'estimation de la cartographie de la taille de défaut admissible	145
3.8 Synthèse du Chapitre 3	151

3.1 Résultats obtenus dans le projet ANR-IDEFFAAR (2010-2014)

Les essais produits dans ce chapitre ainsi que les simulations numériques se situent dans la continuation du projet ANR-IDEFFAAR [IDEFFAAR 2014]. Dans la partie finale du projet ANR-IDEFFAAR, un banc expérimental a été mis en place pour produire des essais de fatigue sur un composant aéronautique réalisé par fonderie avec l'alliage A357-T6. L'objectif principal fixé lors du projet était de définir une courbe de fatigue à l'échelle du composant complet avec deux différentes configurations de coulée, notamment une configuration saine et une configuration dégradée. A partir de ces résultats un deuxième objectif était de modéliser la pièce aux éléments finis et d'utiliser un outil de post-traitement des données, basé sur le critère de fatigue DSG, et capable de fournir la cartographie de la taille admissible de défaut en chaque point du composant. Les analyses conduites dans le projet ANR-IDEFFAAR se sont arrêtées aux premiers essais de fatigue et à quelques cas de test du critère de fatigue sur une première version du modèle aux éléments finis de la pièce.

Le projet a été repris dans le cadre de cette étude pour poursuivre les objectifs suivants :

- Finalisation de la campagne d'essais sur le composant réel
- Modélisation du composant aux éléments finis
- Simulations numériques sur le modèle de la pièce réelle
- Validation d'un critère de fatigue DSG sur trois composants avec défauts artificiels

Dans les paragraphes qui suivent nous allons détailler toutes les étapes conduites pour réaliser l'analyse en fatigue sur un composant dans son ensemble.

3.2 Moyens expérimentaux

Dans ce paragraphe les différents moyens expérimentaux utilisés pour produire les essais de fatigue sur les composants aéronautiques seront détaillés. Deux coulées différentes seront présentées ainsi que le banc de fatigue utilisé pour conduire les essais expérimentaux. Les deux critères adoptés pour identifier l'amorçage des fissures et l'arrêt de l'essai de fatigue seront enfin détaillés.

3.2.1 Définition des coulées

Le composant utilisé comme démonstrateur pour l'analyse en fatigue et pour la modélisation de la durée de vie à l'amorçage est montré en Figure 3.1a. Il s'agit d'un couvercle obtenu par fonderie et coulé en sable par gravité qui fait partie des composants qui composent un carter de transmission que l'on peut trouver sur un turboréacteur. Pour les essais de fatigue, deux coulées différentes ont été produites et ont été classées dans deux catégories selon les résultats du contrôle non destructif (CND) utilisé pour définir l'état de la pièce :

- Coulée saine – conforme en CND
- Coulée dégradée – non conforme en CND

Toutes les pièces produites ont subi une étape de contrôle classique basé sur les critères standard utilisés pour cette catégorie de composants (ressuage et rayons X) [ASTM E1417 / E1417M-16 2016; ASTM E155-15 2015]. En ce qui concerne la coulée définie comme saine, les pièces produites dans ce lot ont été classées comme conformes par le CND. Les pièces qui appartiennent à la coulée définie comme dégradée, par contre, n'ont pas passé l'étape de contrôle non destructif (indications au ressuage et aux rayons X hors critère). Ceci est dû à la présence de défauts naturels de grandes dimensions introduits volontairement dans les coulées en modifiant le système de masselottage et de refroidissement. La Figure 3.1b montre une image obtenue par tomographie RX 3D de deux pièces issues des deux lots de coulée. En ce qui concerne la pièce non conforme en CND (Figure 3.1c) on peut remarquer la présence de défauts internes de type retassure (comme indiqué par les flèches) qui confirment les indications obtenues avec les CND classiques (ressuage et rayons X).

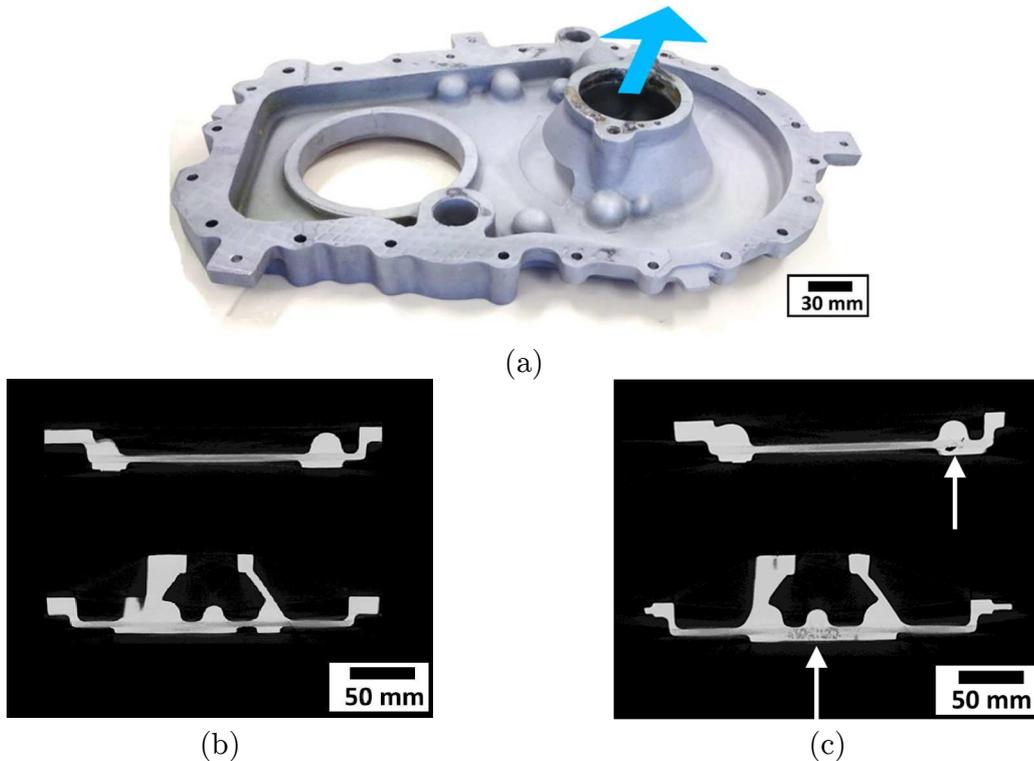


Figure 3.1 : (a) Composant utilisé pour la campagne expérimentale, (b) image tomographique d'un composant qualifié comme conforme issu de la coulée saine, (c) image tomographique d'un composant qualifié comme non conforme issu de la coulée dégradée

3.2.2 Banc expérimental et conditions d'essai

Les essais de fatigue ont été conduits sur un banc d'essai conçu spécifiquement pour ce composant au CRITT-MATERIAUX de Rochefort. Le banc d'essai est montré en Figure 3.2a, il se compose d'un vérin hydraulique asservi en effort avec une capacité maximale d'environ 25 kN qui permet l'exécution des essais de fatigue à une fréquence maximale de 2 Hz pour la structure testée. Un système de contrôle du déplacement de la pièce au point d'application du chargement est réalisé à l'aide d'un capteur de déplacement de type LVDT (Linear Variable Differential Transformer) montré en Figure 3.2b. Le montage de la pièce sur le banc est assuré par la présence de 22 vis autour de la pièce comme montré en Figure 3.2c. La direction de l'effort est indiquée en Figure 3.1a par la flèche bleu.

La conception du banc, du montage utilisé pour appliquer l'effort et le type de chargement ont été définis au préalable pendant le projet ANR-IDEFFAAR. Le chargement appliqué sur la pièce n'est pas lié aux efforts subi par la pièce en service mais il a été choisi pour des raisons différentes. Le premier objectif était de favoriser la rupture de la pièce dans des zones avec surface brute de fonderie et éviter des amorçages dans des zones usinées où dans le système de montage de la pièce. Le choix de ce type de chargement a été principalement guidé par la possibilité de faire varier, dans les zones sollicitées, la population des défauts naturels en dégradant la coulée comme montré en Figure 3.1c.

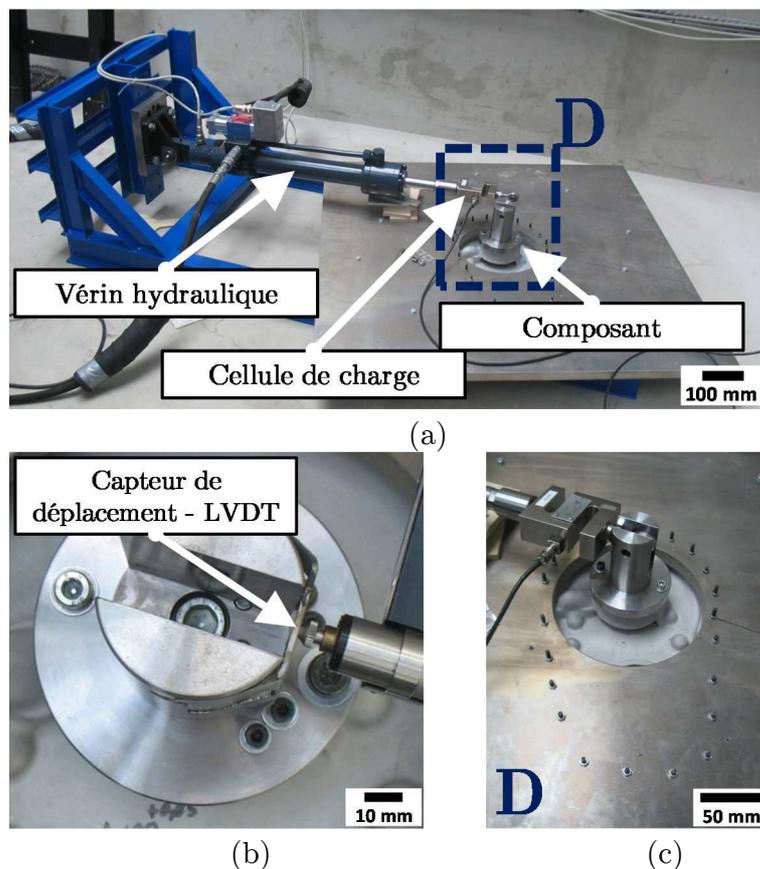


Figure 3.2 : (a) Banc d'essai utilisé pour produire les essais de fatigue sur les composants, (b) capteur de déplacement LVDT, (c) système de vissage utilisé pour bloquer la pièce sur le banc de fatigue

Un schéma du montage utilisé pour appliquer l'effort sur la pièce est montré en Figure 3.3. Le montage est réalisé en acier pour permettre de transmettre l'effort à la pièce de façon quasi-rigide. Il se compose de deux parties, un arbre qui est vissé directement sur la pièce avec 6 vis (deux vis principales M10 et M8 et 4 vis de renforcement M5) et une chape qui est vissée sur l'arbre et sur laquelle l'effort est appliqué avec le vérin hydraulique en utilisant un embout à rotule. Le banc d'essais a été optimisé pendant une première phase de test, où l'ajout de 4 vis de renforcement (Figure 3.3b) s'est révélé nécessaire à cause d'une rupture systématique dans le filetage d'une des deux vis principales.

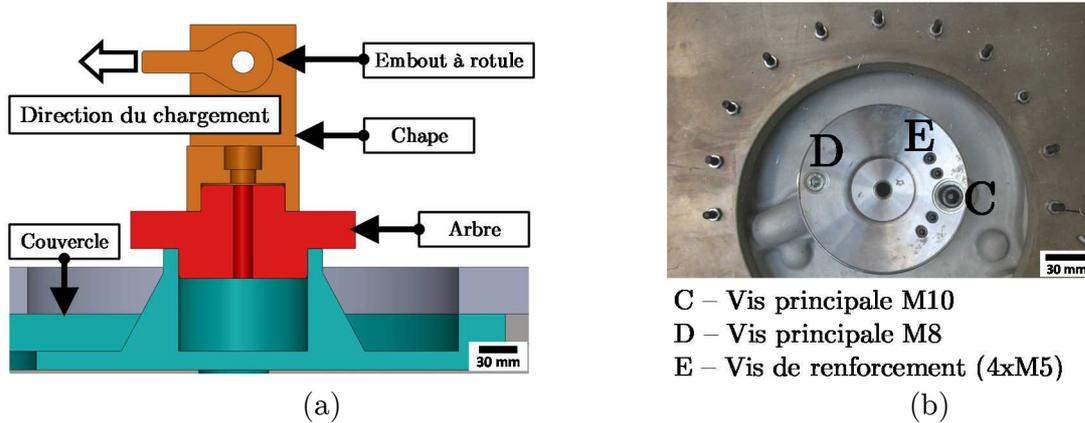


Figure 3.3 : (a) Montage utilisé pour appliquer le chargement sur les couvercles en A357-T6, (b) système de vissage utilisé pour fixer l'arbre au couvercle

Tous les essais de fatigue ont été conduits à température ambiante (pas de contrôle de la température pendant l'essai) avec un rapport de charge $R = 0.1$ et une fréquence de 2 Hz. Pour tous les essais un critère d'arrêt, basé sur l'amplitude de déplacement acquise avec le capteur LVDT, a été fixé. Si la raideur du composant est modifiée à cause de la présence d'une fissure de fatigue, normalement cela correspond à une évolution de l'amplitude de déplacement mesurée dans le point d'application de la force (Figure 3.4a). Dans notre cas, lorsque la fissure débouche au point C (Figure 3.4b) cela correspond à une variation brusque de l'amplitude de déplacement comme montré en Figure 3.4a et cette condition comporte l'arrêt de l'essai. Si aucune variation n'est détectée l'essai de fatigue est arrêté à la réalisation de 10^6 cycles.

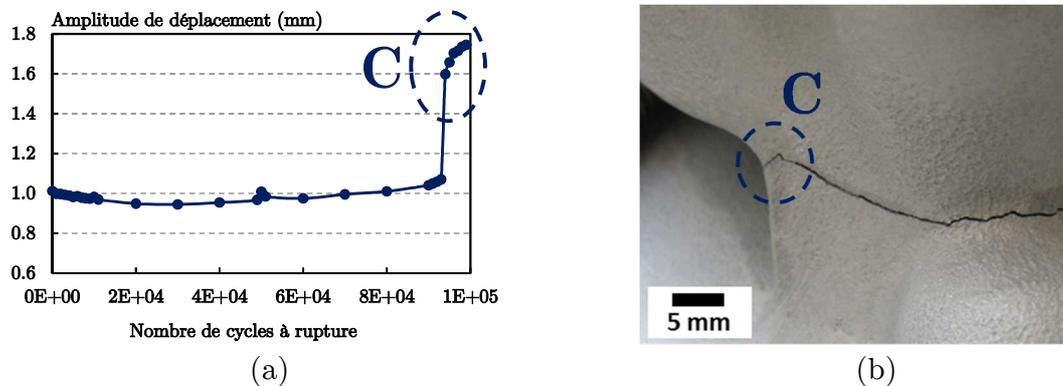


Figure 3.4 : (a) Diagramme de l'amplitude de déformation au cours de l'essai obtenu dans le point d'application du chargement avec le capteur LVDT (la zone C indique la fin de l'essai), (b) fissure critique débouchant sur un coin du composant qui génère une variation brusque de l'amplitude de déplacement (zone C)

Afin d'avoir un suivi de l'endommagement macroscopique de la structure, un contrôle complet de la pièce par ressuage est réalisé à des intervalles réguliers (tous les 10^4 cycles). Un critère d'amorçage macroscopique a été défini à la détection d'une fissure d'environ 2 mm de longueur sur la surface de la pièce testée (Figure 3.5a).

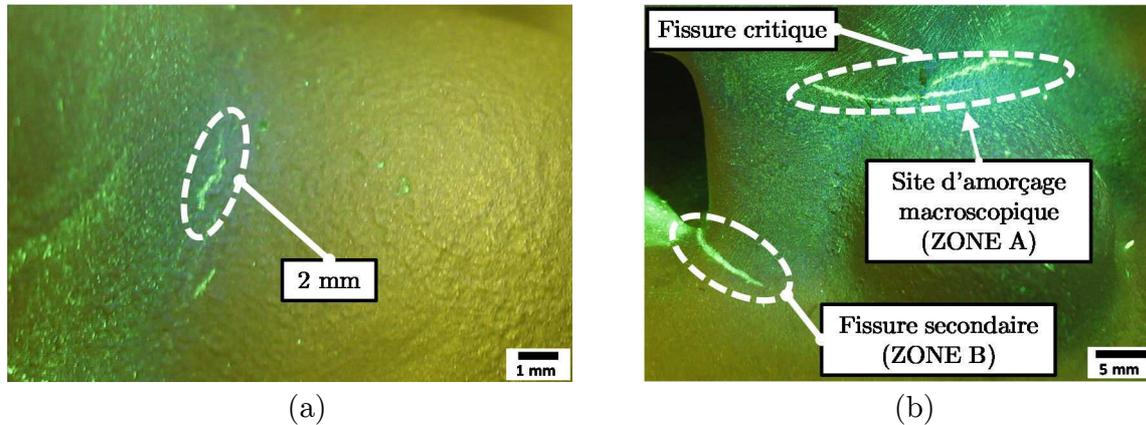


Figure 3.5 : (a) Site d'amorçage macroscopique identifié par ressuage, (b) fissures de fatigue observées pendant une inspection par ressuage au cours d'un essai de fatigue (environ 80% de la durée de vie)

Pendant les essais de fatigue conduits sur les composants (de toutes les coulées) nous avons identifié toujours le même site d'amorçage macroscopique, indiqué comme zone A dans la Figure 3.5a. Seulement dans un cas, une fissure secondaire est apparue à un endroit différent défini comme zone B (Figure 3.5b).

3.3 Résultats des essais de fatigue

Comme déjà remarqué dans la section précédente et montré dans la Figure 3.5b les fissures critiques détectées par ressuage sont apparues toujours au même endroit (zone A) indépendamment de la coulée. La Figure 3.6 montre les résultats des essais de fatigue, une distinction a été faite entre l'amorçage et la rupture des composants (selon les critères adoptés).

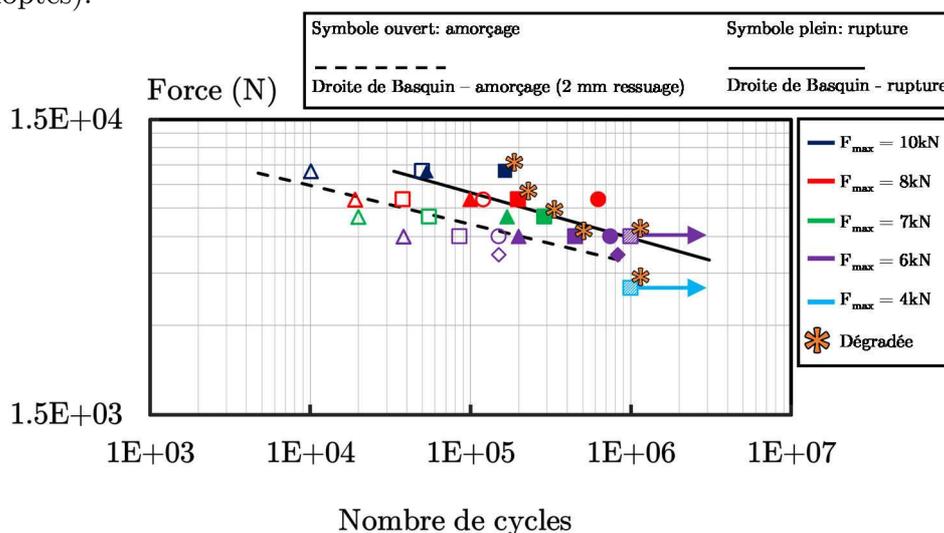


Figure 3.6 : Résultats des essais de fatigue conduits sur les composants, chaque couleur indique un chargement, chaque symbole indique un composant différent, le site d'amorçage macroscopique est le même pour tous les composants (zone A en Figure 3.5a)

Les points qui définissent l'amorçage d'une fissure de fatigue correspondent aux fissures d'environ 2 mm identifiées en surface par ressuage pendant l'essai. Globalement la durée de vie des structures semble être pilotée plutôt par la propagation, étant donné que les fissures amorcent en moyenne autour d'environ 20% de la durée de vie de la pièce et que les 80% restants de durée de vie correspondent à la partie liée à la propagation des fissures.

En termes de durée de vie, la coulée dégradée semble avoir une résistance légèrement plus élevée par rapport à la coulée saine. Ce résultat plutôt surprenant (étant donné la présence des défauts naturels dans la coulée dégradée) nous a amené à des analyses complémentaires de la microstructure des deux coulées dans la zone d'amorçage pour vérifier une éventuelle variation de la SDAS dans la coulée dégradée à cause des artifices thermiques utilisés pour introduire les défauts naturels.

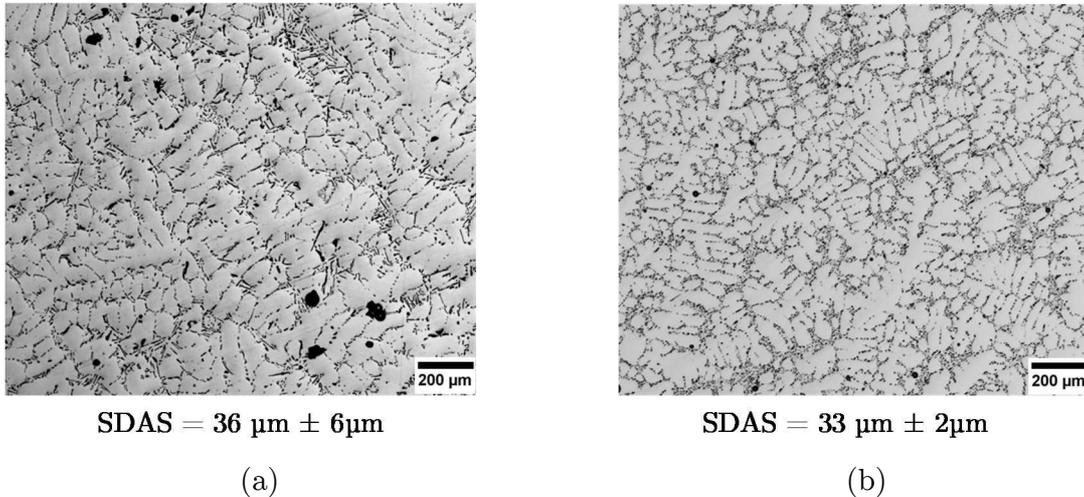


Figure 3.7 : Microstructure de l'alliage A357-T6 dans la zone d'amorçage macroscopique A (observation en microscopie optique d'une coupe polie avec une suspension à la silice colloïdale 0.04 µm), (a) coulée saine, (b) coulée dégradée

Une micrographie des deux prélèvements de matière dans la zone A d'amorçage macroscopique est montrée en Figure 3.7. La SDAS mesurée est proche entre les deux configurations, $36 \mu\text{m} \pm 6 \mu\text{m}$ pour le matériau de la coulée saine et $33 \mu\text{m} \pm 2 \mu\text{m}$ pour le matériau de la coulée dégradée. La microstructure ne semble pas être à la source de cette faible variation sur la tenue en fatigue des couvercles de la coulée dégradée.

3.3.1 Analyse fractographique des surfaces de rupture

Une analyse des faciès de rupture a été conduite également afin d'identifier la nature de l'amorçage des fissures critiques dans la zone A et pour vérifier la présence ou non de défauts à l'origine de l'amorçage. Aucune différence n'a été remarquée entre les surfaces de rupture d'un composant de la coulée saine (Figure 3.7a) et de la coulée dégradée (Figure 3.7b).

En ce qui concerne le composant issu de la coulée saine, la fissure de fatigue s'est propagée sur deux plans différents (Figure 3.8d) en accord avec les constatations faites avec le contrôle par ressuage (Figure 3.5b). Aucun défaut de type retassure ou porosité gazeuse n'a été identifié à l'origine de l'amorçage. Le grossissement de la zone E (Figure

3.8c) montre un défaut qui, en type et morphologie, semble être plutôt un oxyde de type “old” comme décrit dans les travaux de Wang et al. [Wang et al. 2006] qui fait une taille d'environ 800 μm . La présence de cet oxyde ne semble pas jouer un rôle prédominant dans l'amorçage de la fissure critique, qui d'ailleurs ne semble pas avoir eu comme origine ce point spécifique. L'amorçage de la fissure de fatigue semble plutôt directement liée à la matrice d'aluminium comme c'est souvent le cas pour un matériau qui ne présente pas d'autres concentrateurs de contraintes comme les défauts [Wang et al. 2006]. En ce qui concerne les surfaces de rupture de la coulée dégradée (Figure 3.9), le scénario n'est pas différent par rapport à tout ce qu'a été observé pour la coulée saine. Dans la zone E (Figure 3.9b) il y a la présence d'un défaut similaire à un oxyde de type “old” qui fait une taille d'environ 613 μm . Toujours dans la zone E il y a présence d'un défaut débouchant en surface semblable à un défaut de “type oxyde”, probablement causé par une piqûre (taille d'environ 198 μm) qui est un défaut typique dans la fonderie coulé en sable [Campbell 2003], le défaut semble avoir agi comme concentrateur de contraintes pour donner naissance localement à une microfissure. Globalement dans la zone A d'amorçage macroscopique, les faciès de rupture n'indiquent pas la présence de défauts naturels de type retassure à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue. Ce scénario est le même pour les composants des deux coulées (saine et dégradée), et ceci démontre que la durée de vie de ces composants dégradés n'est pas du tout affectée par la présence des défauts naturels introduits pendant le moulage (selon les conditions de chargement imposées).

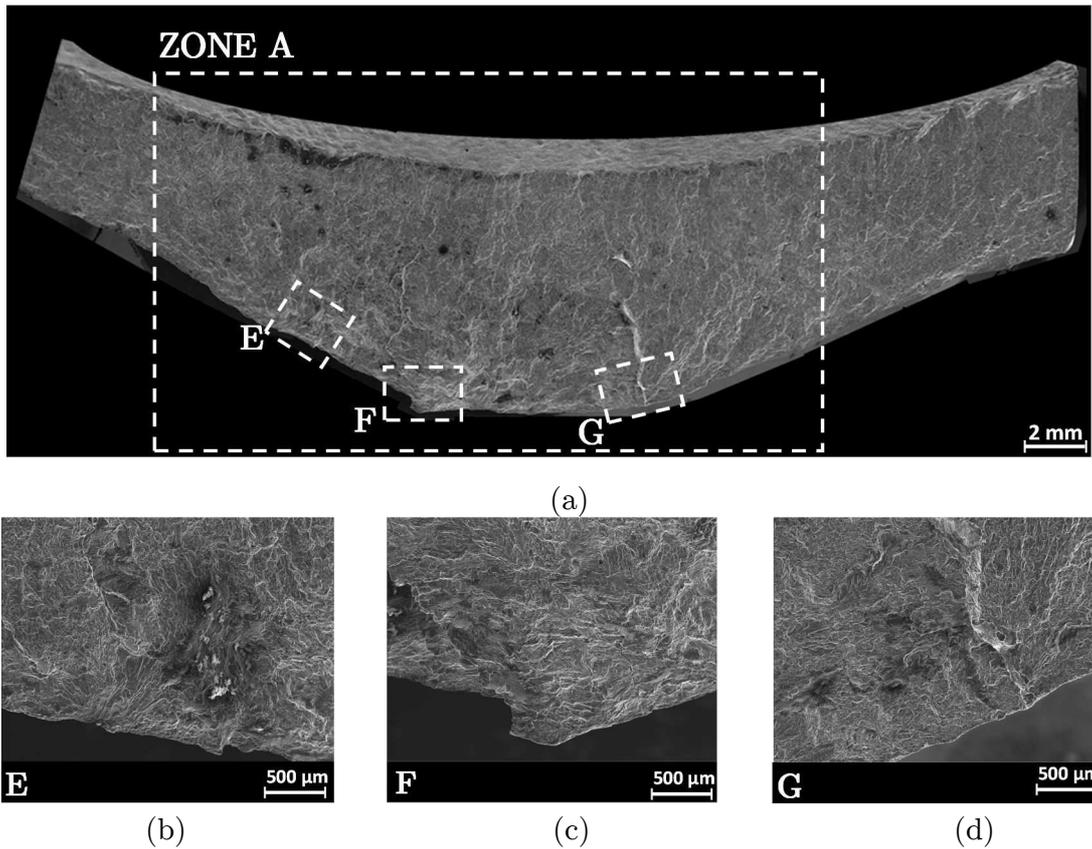


Figure 3.8 : Surfaces de rupture d'un composant de la coulée saine dans la zone A d'amorçage macroscopique ($F_{\max} = 6\text{kN}$, $N_i = 1.5 \cdot 10^6$ cycles, $N_f = 7.46 \cdot 10^5$ cycles)

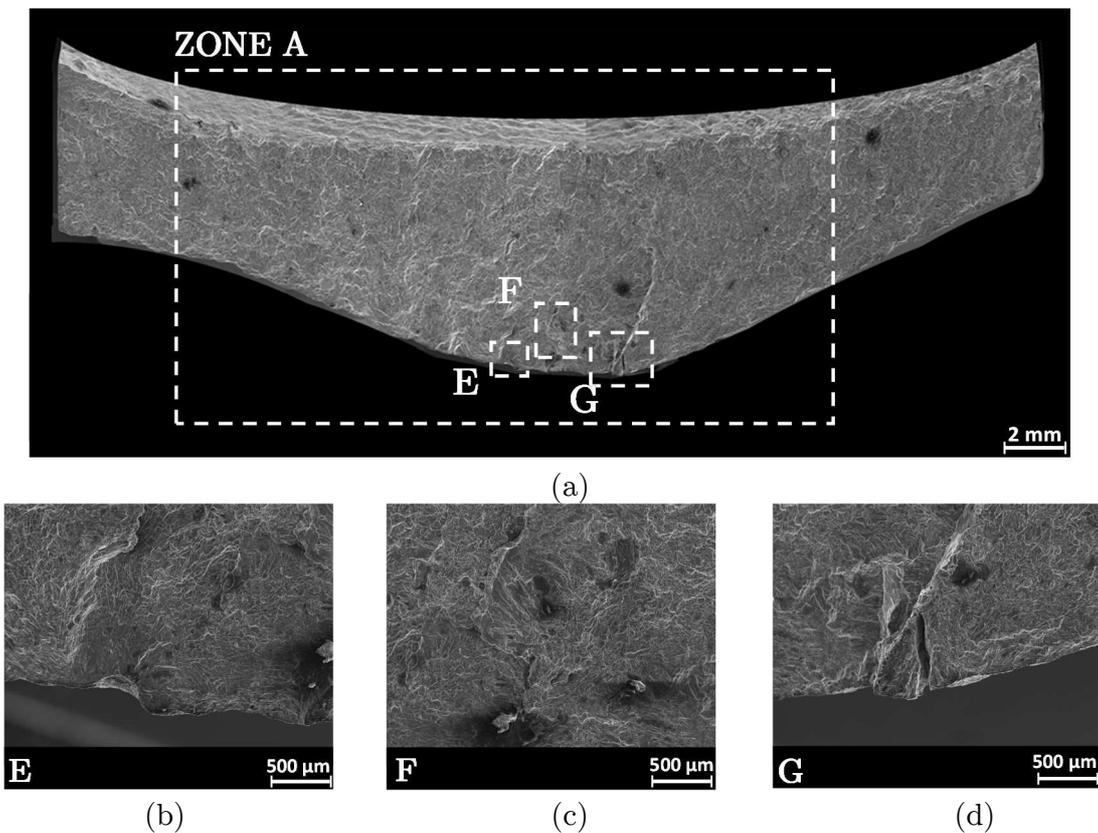


Figure 3.9 : Surfaces de rupture d'un composant de la coulée dégradée dans la zone A d'amorçage macroscopique ($F_{\max} = 8\text{kN}$, $N_i = 3.7 \cdot 10^4$ cycles, $N_f = 1.98 \cdot 10^5$ cycles)

Après ces vérifications (microstructure et surfaces de rupture), on peut finalement considérer la coulée dégradée “similaire” à la coulée saine vis-à-vis de la durée de vie en fatigue pour ces conditions de chargement. La faible variation sur la durée de vie, observée pour les composants issus de la coulée dégradée, est, de toute façon, faible et peut se confondre avec la dispersion naturelle des résultats de fatigue.

3.3.2 Synthèse des essais de fatigue sur les couvercles en A357-T6

Des essais de fatigue ont été conduits sur des couvercles en A357-T6 issus d’un carter de transmission de puissance d’un turboréacteur. Une coulée saine et une coulée dégradée ont été testées. Les résultats nous amènent aux conclusions suivantes :

1. Les deux coulées testées (saines et dégradées) ne présentent pas de différences en termes de microstructure (SDAS) dans la zone d’amorçage, l’amorçage macroscopique des fissures se produit toujours au même endroit (zone A), donc vis-à-vis de la durée de vie en fatigue et pour les conditions de chargement testées, les deux coulées sont considérées identiques.
2. Aucun défaut de type retassure ne se trouve à l’origine de l’amorçage des fissures de fatigue pour les deux coulées, l’amorçage se produit principalement à plusieurs endroits sur des défauts de “type oxyde” de taille inférieure à 800 μm , sur des piqûres de petite taille (environ 200 μm) ou dans la matrice d’aluminium.
3. La durée de vie des composants testés (pour les conditions limites imposées) comporte une phase de propagation importante (80% de la durée de vie en propagation pour une fissure de taille initiale $a_i = 1\text{mm}$; durée de vie totale de $7.46 \cdot 10^5$ cycles).

3.4 Modélisation de la durée de vie en absence de défauts

L’estimation de la durée de vie d’un composant nécessite la connaissance de différents paramètres dont les plus importants sont l’amplitude de contrainte/déformation, la contrainte moyenne et le gradient de contrainte. Ces effets doivent être pris en compte dans la modélisation de la durée de vie d’un composant en transférant les informations obtenues sur les éprouvettes sur un cas plus complexe comme une structure complète. L’analyse en fatigue d’un composant complet porte souvent sur l’analyse d’un champ de contraintes complexe qui doit être prise en considération à l’aide d’un critère multiaxial. Différentes approches ont été proposées pour modéliser la durée de vie en fatigue d’un composant sous un chargement complexe comme montré dans le paragraphe 1.4 de la revue bibliographique. On peut rappeler des critères basées sur une approche volumique [Palin-Luc et al. 1998; Morel et al. 2002; Banvillet et al. 2003; Saintier et al. 2013] où l’analyse est conduite sur une zone d’intérêt (volume qui influence la fissure de fatigue autour de la zone d’amorçage) ou des approches basées sur la mécanique de la rupture en élasticité linéaire, qui par contre sont adaptés à l’étude des fissures longues [Susmel 2004], ou des critères basés sur le concept de distance critique [Taylor et al. 1996; Susmel et al. 2003; Taylor 2010].

Dans ce paragraphe on propose un critère de fatigue basé sur une approche qui prend en compte l’effet du gradient de contrainte à l’échelle du composant [Spaggiari et al. 2011; Gates et al. 2016; Sun et al. 2016; Tovo et al. 2008] pour modéliser la durée de vie en fatigue à l’amorçage d’un composant moulé en A357-T6. Un critère de fatigue multiaxiale basé sur la contrainte équivalente de Crossland [Crossland 1956] est proposé pour prouver l’importance de l’effet du gradient de contrainte à l’échelle macroscopique d’un composant sujet à une sollicitation de fatigue multiaxiale. Le critère proposé dans cette section ne prend pas en compte la présence des défauts mais seulement les effets du gradient macroscopique de contrainte généré par la géométrie du composant. Le critère de Crossland a été choisi car la modélisation de la durée de vie conduite dans cette étude est faite sur des composants chargés de façon proportionnelle (signal sinusoïdale, selon un seul axe, sans déphasage) et à amplitude constante. Dans ces conditions le critère de Crossland a été testé et validé dans des études précédents sur des alliages de fonderie de la famille Al-Si-Mg pour des chargements de traction, torsion et traction-torsion combinée [Iben Houria et al. 2015; Roy et al. 2012; Roy et al. 2011]. Dans le cas d’un chargement plus complexe à amplitude variable et non proportionnel, d’autres critères de fatigue multiaxiale seront préférés pour décrire l’effet du chargement complexe.

3.4.1 Modélisation aux éléments finis du composant

Un modèle aux éléments finis du composant testé en fatigue a été réalisé pour évaluer l’efficacité du critère de fatigue proposé, en comparant les résultats expérimentaux avec des simulations numériques. Un modèle CAO 3D de la pièce, n’existant pas, a dû être réalisé à partir d’un ancien plan 2D. Le modèle CAO de la pièce ainsi que le système utilisé pour l’application du chargement sont montrés en Figure 3.10. Les conditions limites de la pièce ont été modélisées avec un encastrement sur la surface où se trouvent les vis de fixation. Le chargement est appliqué en utilisant une liaison rigide de type MPC (Multi Point Constraint). Le maillage convergé a été choisi en fonction des zones d’intérêt, une maille très fine (environ 100 μm) a été choisie pour la zone A (amorçage macroscopique) les autres zones ont été maillées avec une taille croissante jusqu’à 6 mm. Globalement le modèle est constitué d’environ $3 \cdot 10^6$ d’éléments de type tétraèdre avec une loi d’interpolation de type quadratique (éléments C3D10 sur le logiciel ABAQUS). Toutes les simulations numériques ont été effectuées en élasticité linéaire en utilisant les propriétés statiques du matériau reportées dans le Table 2.4, en ce qui concerne le montage pour appliquer l’effort sur la pièce, les propriétés du matériau sont celles d’un acier ($E = 210$ GPa, $\nu = 0.3$). Le montage est lié au reste de la structure avec une liaison de type “tie” (continuité des déplacements à l’interface entre les surfaces).

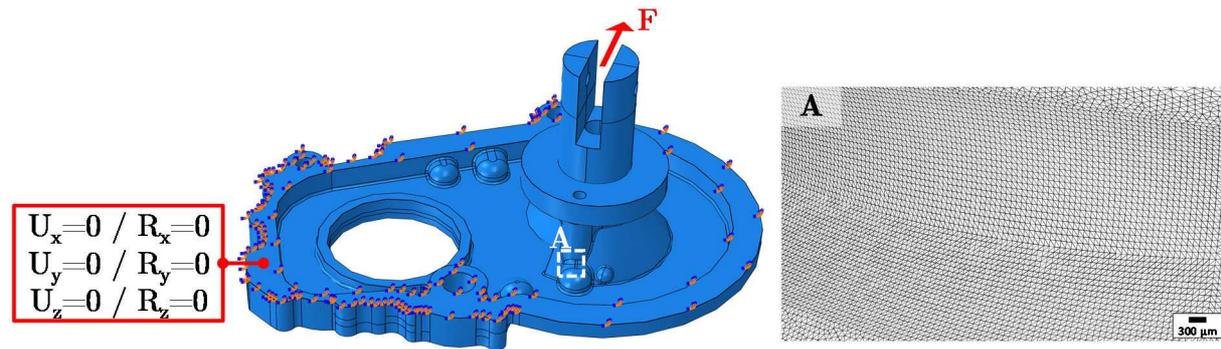


Figure 3.10 : Modèle aux éléments finis du composant

Une analyse en deux étapes a été réalisée pour vérifier si les conditions limites appliquées au modèle représentent correctement la réalité expérimentale. Une analyse du déplacement au point d'application du chargement a été conduite en comparant les données acquises à partir du capteur de déplacement LVDT et les valeurs de déplacement extraites dans la même zone (point d'application du chargement) dans les simulations numériques sur le modèle aux éléments finis. Une courbe de comparaison est montrée en Figure 3.11a. L'écart absolu moyen est d'environ 7% (Figure 3.11b) qui globalement est plutôt satisfaisant pour une simulation qui doit être représentative de toute la structure (composant et montage pour le chargement).

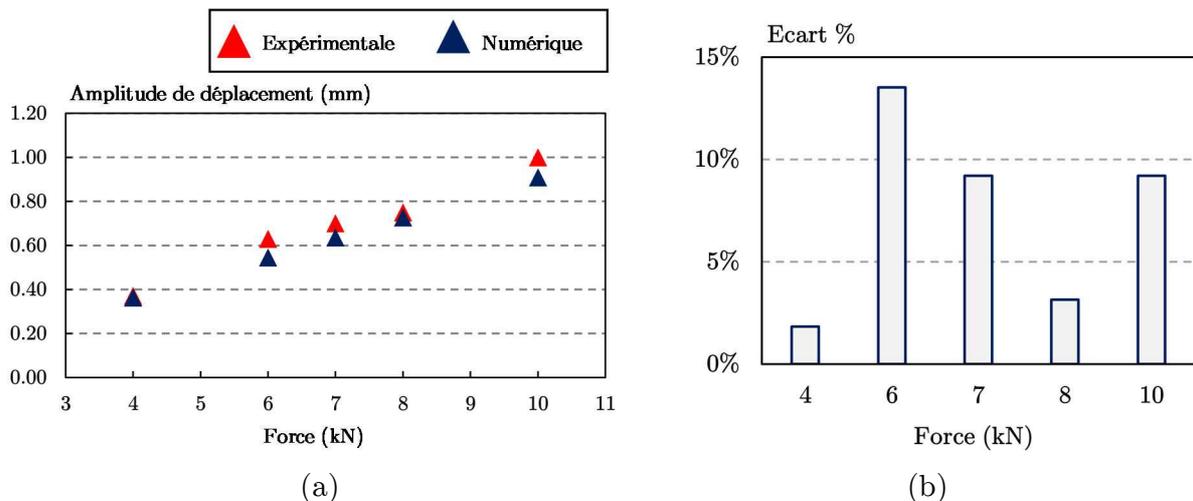


Figure 3.11 : (a) Amplitude de déplacement au point d'application du chargement, (b) écart absolu sur l'amplitude déplacement

Une deuxième vérification a été conduite en utilisant des jauges et des rosettes de déformation à des endroits différents dans la pièce (Figure 3.12).

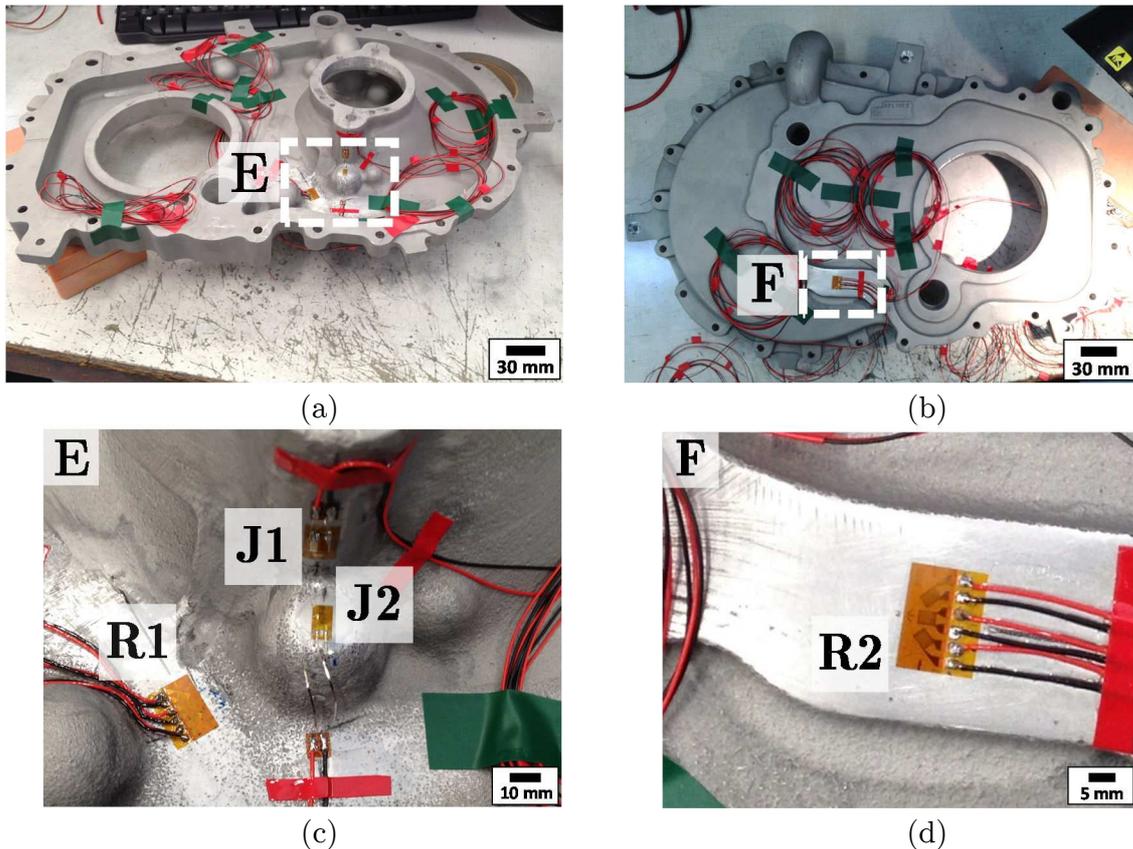


Figure 3.12 : Positionnement des jauges et des rosettes de déformation sur le couvercle en A357-T6

Un essai statique a été conduit sur la pièce à une valeur de chargement faible (3 kN) pour acquérir la valeur des déformations captées par les jauges. Une comparaison entre les valeurs captées par les jauges et rosettes de déformation et les valeurs calculées aux éléments finis a été conduite.

On peut comparer les valeurs des déformations captées dans chaque direction par les jauges avec le tenseur des déformations moyen, calculé dans la même zone sur le modèle aux éléments finis (moyenne sur environ 400 nœuds). La valeur des déformations dans le plan, pour les rosettes, a été calculée en suivant le schéma proposé en Figure 3.13a. Les résultats de l'analyse avec les jauges de déformation sont reportés en Figure 3.13b sous forme d'écart sur la déformation équivalente de von Mises entre la valeur mesurée par les jauges et la valeur obtenue sur le modèle numérique. En ce qui concerne la zone d'amorçage macroscopique des fissures de fatigue (zone A) l'écart entre les deux jauges unidirectionnelles (J1 et J2) et les valeurs du modèle numérique est inférieur à 2%. En ce qui concerne les rosettes, ces écarts sont d'un ordre de grandeur plus élevé, principalement pour la rosette R2 avec une différence de 30% en valeur absolue. Une analyse plus détaillée des rosettes (R1 et R2) a été conduite pour évaluer l'écart sur chaque composante du tenseur de déformation dans le plan. Globalement pour la rosette R1, l'écart est autour de 20% pour la composante de cisaillement, mais inférieur à 12% pour les composantes hydrostatiques. L'écart est positif ce qui veut dire que le modèle prévoit une valeur de déformation plus élevée par rapport à celle captée par la rosette R1. Etant donné que la zone se trouve en traction, l'estimation faite par le modèle numérique est plutôt conservative. La rosette R2 se trouve dans une zone du composant qui est mise en

compression pendant l'essai et donc d'intérêt moindre par rapport aux zones les plus critiques. D'un point de vue global, même si l'écart dans cette zone de compression est élevé, le modèle aux éléments finis décrit plutôt bien l'état des déformations dans la zone d'intérêt (notamment la zone A d'amorçage macroscopique) et a été retenu comme représentatif des essais expérimentaux et utilisé pour valider les critères de fatigue proposées dans ce travail.

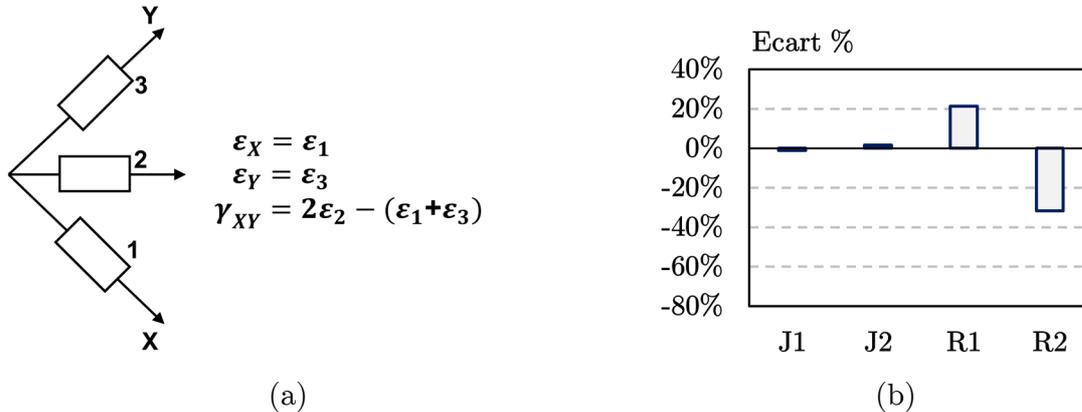


Figure 3.13 : (a) Repère utilisé pour calculer les déformations dans le plan pour les rosettes de déformation (b) écart entre la valeur de déformation captée par les jauges et rosettes de déformations et la valeur obtenue par voie numérique (écart calculé sur la déformation équivalente de von Mises)

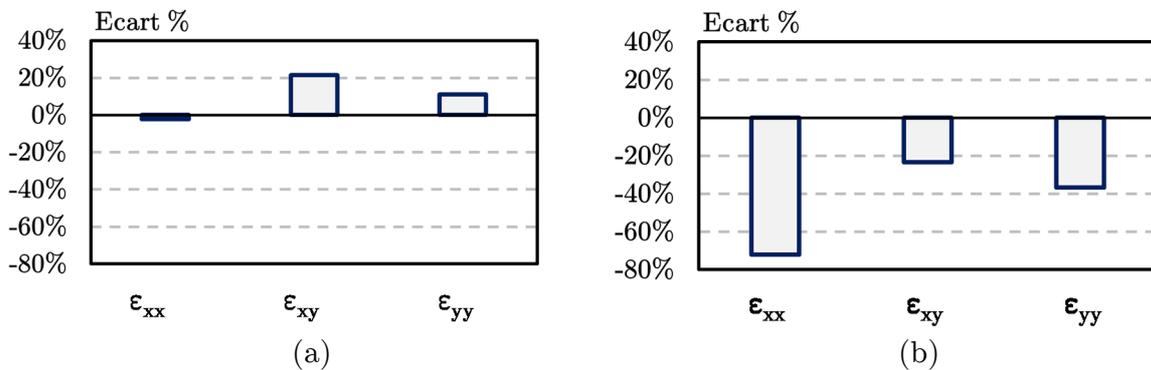


Figure 3.14 : Ecart sur les composantes de déformation dans le plan, (a) rosette de déformation R1, (b) rosette de déformation R2

Une analyse du coefficient de triaxialité T_x , qui normalement est un paramètre d'intérêt à prendre en compte dans des modèles d'endommagement et principalement dans des cas de rupture ductile [Darlet et al. 2015] a été également conduite dans la zone d'amorçage macroscopique (zone A). Il est défini comme le rapport entre la trace du tenseur des contraintes (contrainte hydrostatique) et la contrainte équivalente de von Mises (équation (3.1)), le coefficient T_x évalué dans la zone A est égale à 0.45 ; si on compare cette valeur, avec un cas de traction uniaxiale ($T_x = 0.33$) ou une condition de biaxialité ($T_x = 0.66$), une valeur de $T_x = 0.45$ reflète une faible influence de la triaxialité dans la zone investiguée et donc un état de contrainte proche de l'état uniaxial de traction.

$$T_x = \frac{\text{tr}(\underline{\sigma})}{\sigma_{vm}} \quad (3.1)$$

3.4.2 Critère de fatigue multiaxiale avec prise en compte du gradient de contrainte macroscopique

Pour modéliser la durée de vie des couvercles en absence de défauts nous avons proposé un critère de fatigue multiaxiale à l'amorçage basé sur la contrainte équivalente de Crossland. Le choix d'adopter un critère à l'amorçage est lié à la nécessité de comprendre s'il est possible de capter les effets qui sont à la base de l'amorçage macroscopique d'une fissure sur un composant complet et pouvoir modéliser sa durée de vie dans les domaines des grandes et très grandes durées de vie en fatigue. Les résultats expérimentaux ont montré que pour le type de chargement utilisé, la durée de vie de la pièce est plutôt liée à la propagation (environ 80% de la durée de vie), il est donc important de remarquer que cette partie de la durée de vie ne peut pas être négligée et doit, à la rigueur, être prise en compte avec un modèle différent pour avoir une modélisation complète de la durée de vie de la pièce. Dans le cadre de cette étude nous avons limité l'analyse seulement à la partie amorçage en estimant tous les paramètres matériaux pour une condition d'amorçage de fissure.

Le critère proposé peut s'écrire comme suit :

$$\sigma_{Cr}^{\nabla} = \sigma_{Cr} \cdot a_{\nabla} \cdot \nabla \sigma_{Cr} \quad (3.2)$$

$$\sigma_{Cr}^{\nabla} \leq \beta_{Cr}(N) \quad (3.3)$$

où σ_{Cr}^{∇} est la contrainte équivalente de fatigue qui inclut l'effet du gradient, σ_{Cr} est la contrainte équivalente de Crossland locale, $\nabla \sigma_{Cr}$ est le gradient de contrainte au point considéré, a_{∇} est un paramètre matériau qui décrit l'effet du gradient de contrainte à l'échelle macroscopique du composant et β_{Cr} est un paramètre qui dépend de la limite de fatigue du matériau pour un nombre de cycles données N . Dans l'équation (3.2) la relation qui décrit l'influence du gradient a été choisie comme linéaire. Le choix de ce type de fonction pour décrire l'évolution du gradient nous permet d'identifier seulement un paramètre qui prend en compte l'effet des entailles au niveau macroscopique dans le composant. Cependant il est possible de modifier le critère pour ajouter d'autres paramètres comme, par exemple, une fonction du gradient non-linéaire définie sur la partie hydrostatique et déviatorique du tenseur de contrainte et rendre la formulation du critère plus complexe, comme proposé dans le travail de Luu et al. [Luu et al. 2014]. La contrainte équivalente σ_{Cr} qui participe aux équations (3.2) et (3.3) correspond à la contrainte équivalente du critère de Crossland [Crossland 1956]. La contrainte équivalente de Crossland est une combinaison linéaire de l'amplitude du deuxième invariant du déviateur des contraintes $J_{2,a}$ et de la contrainte hydrostatique maximale $J_{1,max}$ sur un cycle de chargement (équation (3.4)).

$$\sigma_{Cr} = \sqrt{J_{2,a}} + \alpha_{Cr} \cdot J_{1,max} \quad (3.4)$$

Le critère est implémenté dans une routine de post-traitement des données de type UVARM, la formalisation des équations et les simplifications faites dans l'implémentation sont résumées dans l'annexe B.

Afin de simplifier les étapes de calcul, seulement des chargements proportionnels et de type sinusoïdal seront considérés et le calcul est limité au champ élastique linéaire. Le calcul de la contrainte équivalente de Crossland nécessite la connaissance de deux paramètres propres au matériau étudié, α_{Cr} et β_{Cr} . Ces deux paramètres matériau peuvent être estimés à partir de deux limites de fatigue du matériau sain de référence (grade < 1) en traction pour deux rapports de charge $R = -1$ et $R = 0.1$. Les paramètres ont été estimés à partir des droites de Basquin du matériau de référence de la base de données IDEFFAAR. Afin de rester cohérents avec les essais expérimentaux conduits sur les composants, les deux limites de fatigue ont été estimées pour un nombre de cycles $N = 10^6$ et les courbes de fatigue ont été recalculées pour isoler seulement la partie de durée de vie liée à l'amorçage. Ceci peut être fait en intégrant la loi de Paris [Paris et al. 1963] entre la profondeur initiale et finale de la fissure de fatigue ($a_i = 1\text{mm}$, $a_f = 5\text{mm}$).

La durée de vie totale des éprouvettes (N) peut s'écrire comme la somme de la partie amorçage (N_i) et la partie propagation (N_p).

$$N = N_i + N_p \quad (3.5)$$

La partie propagation peut être calculée en intégrant la loi de Paris depuis la longueur initiale de la fissure a_i et jusqu'à la longueur finale a_f .

$$N_p = \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{dN} C \cdot \Delta K^m \quad (3.6)$$

Les paramètres C et m dépendent du matériau, ils ont été estimés avec des essais de fissuration sur éprouvettes CT sous air (Figure 3.15), les valeurs ont été obtenues à partir de la base de données ANR-IDEFFAAR [IDEFFAAR 2014] et sont résumées en Table 3.1.

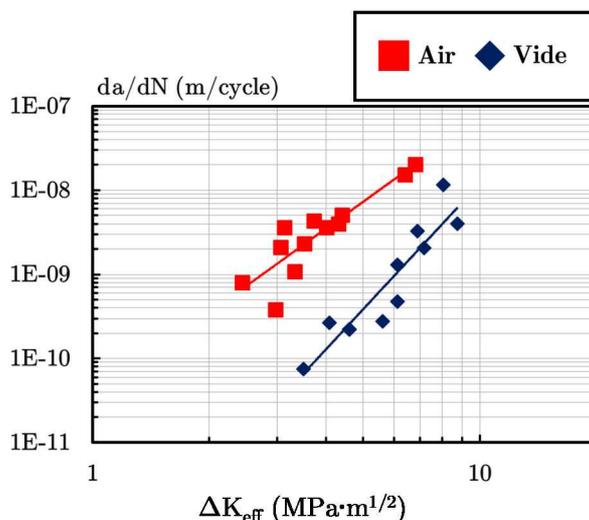


Figure 3.15 : Courbes de propagation obtenues sur éprouvettes CT pour l'alliage A357-T6 [IDEFFAAR 2014]

Enfin la partie de durée de vie consacrée à la propagation peut se définir (selon la loi de Paris) comme montrée dans l'équation (3.7).

$$N_p = \frac{2}{2-m} \left(a_f^{\frac{2-m}{2}} - a_i^{\frac{2-m}{2}} \right) \cdot \frac{1}{C(\alpha\Delta\sigma_{I,max}\sqrt{\pi})^m} \quad (3.7)$$

Table 3.1 : Coefficients de la loi de Paris estimés avec des essais de fissuration sous air [IDEFFAAR 2014]

C	m
$3.5 \cdot 10^{-11}$	3.32

A partir des observations expérimentales du front de fissure des éprouvettes de fatigue testées, nous avons émis l'hypothèse d'un front de fissure semi-circulaire qui ne varie pas avec l'augmentation de la longueur de la fissure et donc nous avons fixé le facteur de forme $\alpha = 2/\pi$. L'utilisation d'une courbe de propagation effective se justifie si on considère (comme observé par Roy dans ses travaux [Roy et al. 2012]) que les fissures naturelles se propagent sans fermeture selon une loi de Paris effective. A cet effet nous avons pu calculer les paramètres C et m sur éprouvettes CT et les utiliser pour des fissures naturelles.

La valeur initiale de profondeur de fissure correspond à celle du critère d'amorçage défini par ressuage sur le composant, la valeur finale correspond à la moitié du diamètre de l'éprouvette de fatigue en supposant dans les deux cas une forme du front de fissure semi-circulaire ($\alpha = 2/\pi$). La validité de la loi de Paris sur les éprouvettes cylindriques a été validée pour le même alliage de cette étude dans le travail de Serrano-Munoz [Serrano-Munoz 2014]. La Figure 3.16 montre les courbes de fatigue pour les deux rapports de charge estimées à l'amorçage et pour $N = 10^6$ cycles. Les paramètres α_{Cr} et β_{Cr} peuvent donc être estimés en utilisant l'équation (3.8).

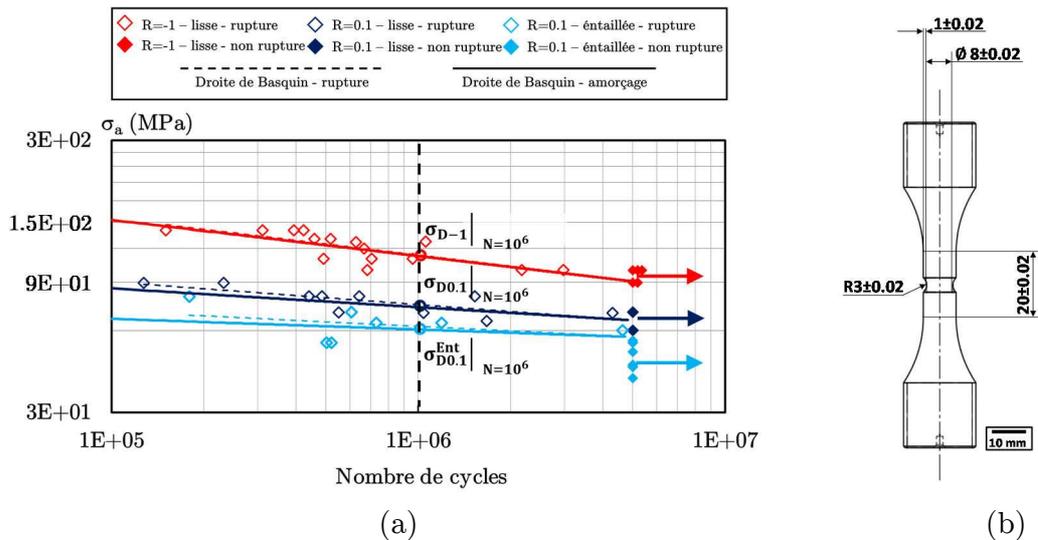


Figure 3.16 : (a) Diagramme de Wöhler du matériau sain de référence (grade <1) obtenu sur éprouvettes lisses pour $R = -1$ et $R = 0.1$ et pour éprouvettes entaillées $R = 0.1$, (b) géométrie de l'éprouvette entaillée

$$\begin{cases} \frac{\sigma_{D-1}^{te}}{\sqrt{3}} + \alpha_{Cr} \cdot \frac{\sigma_{D-1}^{te}}{3} = \beta_{Cr}(N) \\ \frac{\sigma_{D0.1}^{te}}{\sqrt{3}} + \alpha_{Cr} \cdot \frac{2}{1-0.1} \cdot \frac{\sigma_{D0.1}^{te}}{3} = \beta_{Cr}(N) \end{cases} \quad (3.8)$$

Une fois identifiés les paramètres du matériau α_{Cr} et β_{Cr} la dernière étape d'identification est liée au paramètre a_{∇} . Dans ce cas l'identification se fait à partir de la limite de fatigue en traction estimée sur une éprouvette entaillée pour un rapport de charge $R = 0.1$. L'entaille a été réalisée sur les éprouvettes pour pouvoir être représentative d'un gradient macroscopique moyen du composant (plan de l'éprouvette en Figure 3.16b). L'estimation du paramètre a_{∇} se fait à partir de l'équation (3.9).

$$a_{\nabla} = \frac{\sigma_{Cr} \beta_{Cr}}{\nabla \sigma_{Cr}} \quad (3.9)$$

σ_{Cr} et $\nabla \sigma_{Cr}$ de l'équation (3.9) sont caractéristiques de l'essai conduit sur l'éprouvette entaillée et sont calculés à partir d'un calcul aux éléments finis d'un modèle représentatif de l'éprouvette entaillée. Les valeurs des limites de fatigue ainsi que des paramètres estimés sont résumés dans le Table 3.2.

Table 3.2 : Paramètres matériau identifiés pour le critère de fatigue (voir équations (3.2)-(3.4))

σ_{D-1}^{ta} (MPa)	$\sigma_{D0.1}^{ta}$ (MPa)	$\sigma_{D0.1}^{ta-ent}$ (MPa)	α_{Cr} (MPa)	β_{Cr} (MPa)	a_{∇} (mm)
112	73	61	1.36	116	0.92

La Figure 3.17 montre la distribution du gradient de contrainte dans la zone A d'amorçage macroscopique des composants testés. Pour simplifier la méthode de calcul du gradient nous avons choisi de le calculer dans la direction normale au plan tangent à la surface libre pour un point donné.

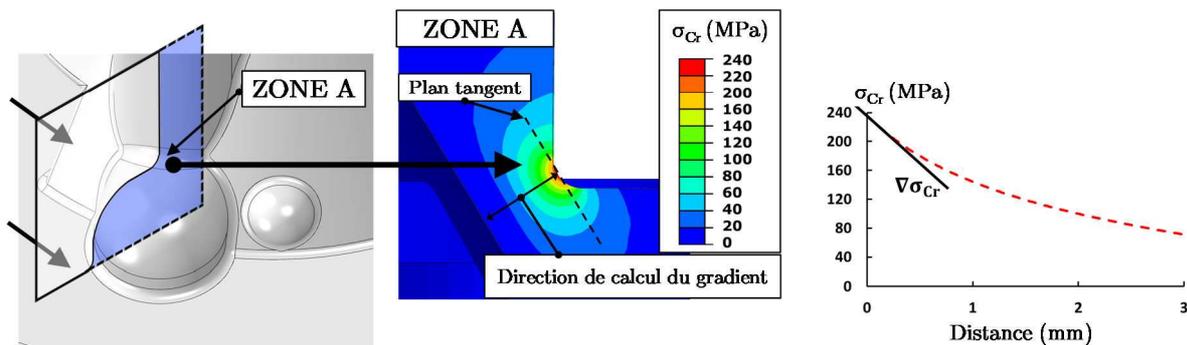


Figure 3.17 : Evolution de la contrainte équivalente de Crossland dans la zone A d'amorçage macroscopique : calcul du gradient de contrainte à l'échelle macroscopique du composant

Une fois que les trois paramètres matériau ont été estimés pour un nombre de cycles fixé à $N = 2 \cdot 10^6$ cycles, on peut tracer l'évolution de la contrainte de Crossland en fonction du nombre de cycles. L'évolution de cette courbe représente l'évolution du paramètre

$\beta_{Cr}(N)$ en fonction du nombre de cycles à l'amorçage. Le calcul de la durée de vie des composants en A357-T6 se fait en introduisant la valeur de la contrainte de Crossland calculée par le critère et corrigée de l'effet du gradient de contrainte (σ_{Cr}^V) dans le diagramme de Figure 3.18. A partir de cette courbe on peut connaître le nombre de cycles à l'amorçage prévu par le critère de fatigue.

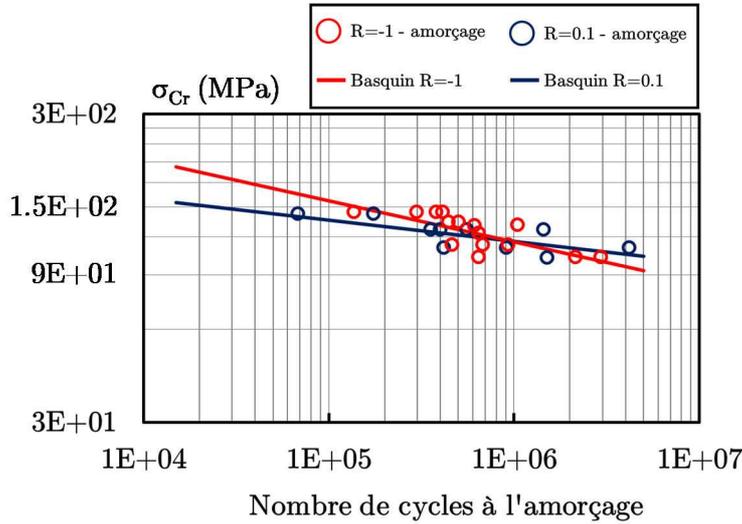


Figure 3.18 : Evolution de la contrainte équivalente de Crossland en fonction du nombre de cycles à l'amorçage

Les résultats des simulations numériques obtenus en utilisant le critère proposé sont montrés en Figure 3.19 et sont représentés par la courbe en pointillées. Dans le graphique seuls les points expérimentaux à l'amorçage sont considérés car le critère proposé n'est valide qu'à l'amorçage et par conséquent, tous les paramètres ont été estimés pour une condition d'amorçage de fissure. Les résultats ont été aussi comparés avec une simple approche locale (évaluation de la contrainte équivalente de Crossland dans la zone d'amorçage macroscopique) qui est représentée par la courbe continue.

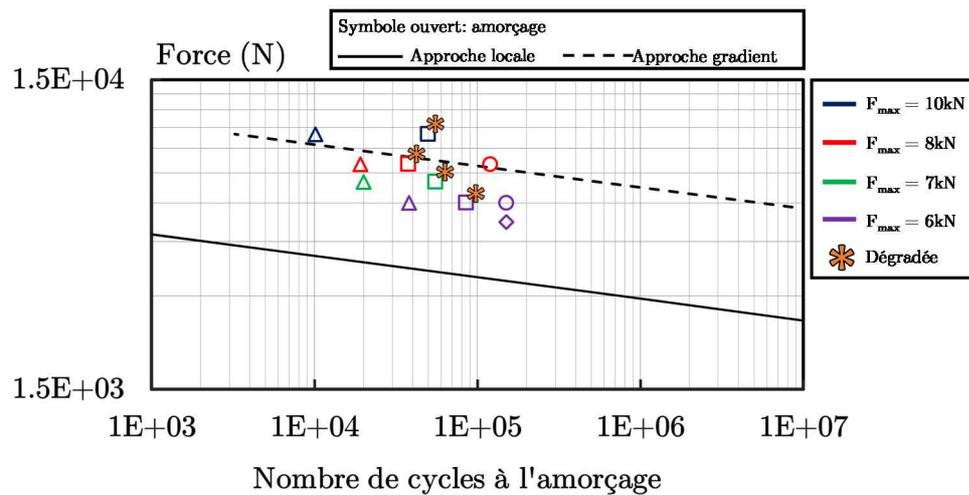


Figure 3.19 : Simulation du diagramme de Wöhler en utilisant le critère de Crossland avec (ligne en pointillée) ou sans (ligne continue) prendre en compte l'effet du gradient de contrainte macroscopique à l'échelle du composant

Une analyse de l'erreur moyenne sur la contrainte équivalente de Crossland a été conduite pour les deux critères (Figure 3.20). La correction de l'effet du gradient de contrainte impacte significativement le résultat, effectivement une approche locale est trop conservatrice par rapport à une approche de type gradient qui donne une erreur moyenne absolue d'environ 15% par rapport aux résultats expérimentaux (Figure 3.20a).

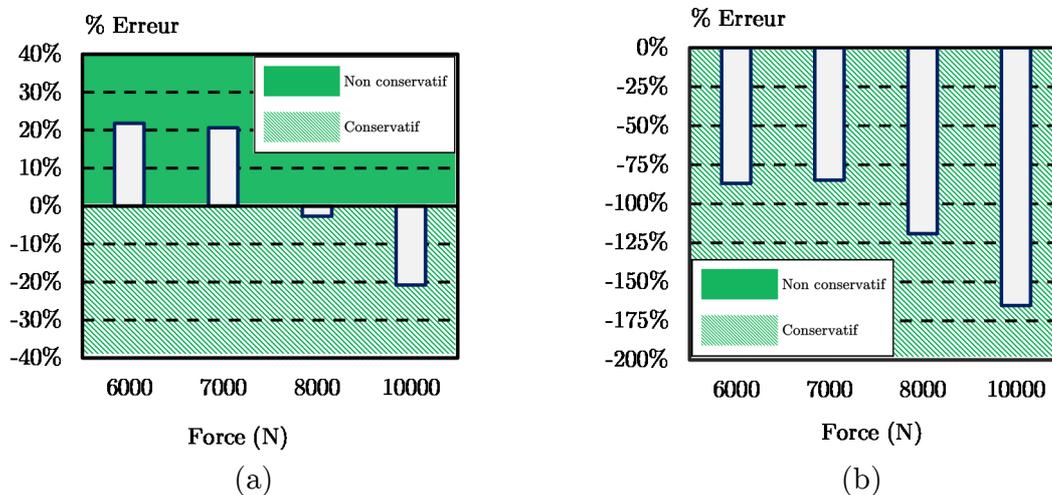


Figure 3.20 : Analyse de l'erreur, (a) approche avec prise en compte du gradient de contrainte macroscopique à l'échelle du composant, (b) approche locale

L'analyse de la durée de vie à l'amorçage des composants, modélisée avec un critère de fatigue multiaxiale nous a montré qu'un simple critère local n'est pas représentatif de la réalité expérimentale. L'effet du gradient de contrainte macroscopique au niveau d'un composant complet a un impact relativement important sur la capacité à décrire la durée de vie à l'amorçage des composants testés. Il est important de remarquer qu'en phase d'essai, nous n'avons pas choisi un état de surface spécifique des pièces testées, mais tous les composants ont été testés en fatigue avec un état de surface brut de fonderie, seulement un traitement de sablage est conduit sur les pièces après la sortie du moule (même état qu'une pièce industrielle). Le critère adopté pour modéliser la durée de vie à l'amorçage des composants (équation (3.2) et équation (3.3)) nécessite l'identification de trois paramètres matériau pour être appliqué. Dans le cadre de cette étude ils ont été estimés à partir de trois limites de fatigue obtenues sur éprouvettes de fatigue avec un état de surface usiné qui, comme il a aussi été montré dans le paragraphe 2.1, est considérablement différent en termes de rugosité par rapport à un état de surface brut de fonderie (R_a usiné = 0.67 μm , R_a brut fonderie = 7.34 μm).

Si on émet l'hypothèse d'avoir un effet négligeable des contraintes résiduelles dans les pièces après un traitement thermique de type T6, à la lumière des résultats obtenus, on peut conclure que l'état de surface de la pièce et notamment un état de surface brut de fonderie n'est pas un paramètre de premier ordre influençant la durée de vie à l'amorçage de la pièce. Ce résultat corrobore ce qui a été observé expérimentalement sur les éprouvettes de fatigue, avec état de surface brut de fonderie analysées, dans la paragraphe 2.3.3, où à part la présence de défauts d'origine gazeuse typiquement liés à un taux d'oxydes plus important dans un zone proche de la surface des composants, l'état de surface ne

semble pas impacter la limite de fatigue de l'alliage A357-T6 dans un état de référence (grade < 1).

Le gradient de contrainte macroscopique du composant, joue donc, un rôle important dans la modélisation de la durée de vie à l'amorçage des composants et il est à prendre en compte dans un critère de fatigue à appliquer sur un composant complet. Dans le cas spécifique de cette étude, nous avons émis des hypothèses de simplification qui nous ont permis d'adopter un critère de fatigue multiaxiale comme celui de Crossland, ce qui dans le cas d'un chargement proportionnel, permet de simplifier les étapes de calcul et de rester représentatif des résultats expérimentaux. Des critères de fatigue différents comme par exemple le critère de Vu ou Papuga [Vu et al. 2010; Papuga et al. 2008] sont à adopter dans le cas de chargements complexes pour pouvoir prendre en compte aussi les effets dus au type de chargement.

3.4.3 Synthèse des résultats obtenus en absence de défauts

Un modèle aux éléments finis du couvercle en A357-T6 a été réalisé sur le logiciel ABAQUS. Un critère de fatigue multiaxiale avec prise en compte du gradient de contrainte macroscopique à l'échelle du composant a été mis en place en utilisant la contrainte équivalente de Crossland. Les résultats des simulations numériques peuvent être résumés comme suit :

1. On ne considère que la durée de vie à l'amorçage définie pour une profondeur de fissure de $a_i = 1$ mm (longueur en surface de 2 mm, détectable par ressuage).
2. L'effet du gradient macroscopique à l'échelle du composant a un impact majeur sur la modélisation de la durée de vie de la pièce et doit être pris en compte pour une modélisation correcte, une approche locale est trop conservative.
3. Une modélisation linéaire du gradient de contrainte permet de se rapprocher des résultats expérimentaux avec 15% d'écart absolu en contrainte.
4. L'état de surface brut de fonderie de la pièce ne semble pas avoir un impact de premier ordre sur la durée de vie de la pièce (à iso SDAS et iso défaut) si on considère que les pièces ne sont pas affectées par des contraintes résiduelles après traitement thermique T6 (non vérifié expérimentalement).

3.5 Modélisation de la durée de vie en présence de défauts (artificiels)

Une approche de type DSG (Defect Stress Gradient) [Vincent et al. 2014; Billaudeau et al. 2004] est proposée dans ce paragraphe pour modéliser la durée de vie d'un composant en présence de défauts.

Comme déjà traité dans le paragraphe 1.4.3 de la revue bibliographique, le critère DSG est basé sur l'étude de l'effet de gradient autour d'un défaut, qui se produit à cause de la concentration de contrainte due à la présence du défaut dans le matériau. L'importance de l'effet du gradient de contrainte a été validée sur différents matériaux (acier C35, fonte GS, aluminium A356/A357) pour des différentes typologies de défauts et cas de chargement

(traction, torsion et traction-torsion) [Billaudeau et al. 2004; Vincent et al. 2014; Mu et al. 2014a; Mu et al. 2014b; Iben Houria et al. 2015]. Le critère DSG pour être utilisé, a besoin de la définition d'une contrainte équivalente obtenue à partir d'un critère de fatigue multiaxiale quelconque et le gradient de contrainte autour du défaut est calculé à partir de la contrainte équivalente et pas seulement à partir de la contrainte hydrostatique pour pouvoir prendre en compte aussi les effets dus à la torsion.

Le critère DSG peut être donc formalisé comme proposé par Vincent et al. [Vincent et al. 2014].

$$\sigma_{eq}^{DSG} = \sigma_{eq}^{Pt,MAX} - a_{\nabla,def} \nabla \sigma_{eq}^{Pt} \quad (3.10)$$

$$\sigma_{eq}^{DSG} \leq \beta(N) \quad (3.11)$$

$$\nabla \sigma_{eq}^{Pt} = \frac{\sigma_{eq}^{Pt,MAX} - \sigma_{eq}^0}{taille} \quad (3.12)$$

$$taille = a_{\nabla,def} \frac{\sigma_{eq}^{Pt,MAX} - \sigma_{eq}^0}{\sigma_{eq}^{Pt,MAX} - \beta} \quad (3.13)$$

Comme déjà énoncé précédemment dans le paragraphe 3.4, nous avons choisi d'utiliser la contrainte équivalente de Crossland qui, pour un chargement de type proportionnel a été validée sur un alliage A356 pour des différents cas de chargement (traction, torsion et traction-torsion) [Iben Houria et al. 2015]. Les hypothèses à la base du critère DSG portent principalement sur le domaine de validité ainsi que sur la typologie de grandeurs mécaniques à introduire dans le modèle. Le critère DSG a été implémenté dans un post-traitement des données de type UVARM qui permet, après avoir récupéré les données à partir d'un calcul aux éléments finis fait sur la pièce, d'obtenir une cartographie de la taille admissible de défaut en chaque point de la pièce simulée vis-à-vis d'un critère de fatigue multiaxiale basé sur la contrainte de Crossland. La chaîne de calcul proposée pour modéliser la durée de vie d'un composant en présence de défauts est montrée en Figure 3.21.

Après avoir défini le modèle du composant et ses conditions limites, la première étape du calcul sert à définir le tenseur de contrainte en chaque point du modèle du composant (premier bloc de la chaîne de calcul de Figure 3.21).

Le critère DSG est défini à partir des équations (3.10) - (3.13) et on peut observer qu'au niveau des champs mécaniques, il faut calculer deux contraintes équivalentes. Une contrainte est définie comme σ_{eq}^0 et correspond à la contrainte équivalente en chaque point de la structure sans aucune influence des défauts (contrainte loin du défaut), cette contrainte peut se calculer directement à la fin du premier bloc de calcul en utilisant les champs mécaniques obtenus à partir du tenseur des contraintes calculé en chaque point du composant. Une deuxième contrainte équivalente est à calculer autour du défaut et est définie comme $\sigma_{eq}^{Pt,MAX}$, pour calculer cette contrainte on émet l'hypothèse que le défaut de surface est sphérique et isolé, le calcul est effectué en élasticité linéaire, si ces deux conditions sont valables,

on peut utiliser la théorie de l'inclusion équivalente (EIM) d'Eshelby [Eshelby 1961; Mura 1987] pour calculer l'état des contraintes autour d'un défaut sphérique et isolé (il n'y a pas d'interaction avec les autres défauts) en utilisant un calcul purement analytique et en introduisant comme chargement en entrée du modèle d'Eshelby l'état de contrainte en chaque point de la structure (loin du défaut). Cette méthodologie a été formalisée dans les travaux de Vincent et al. [Vincent et al. 2014] et, dans le cadre de cette étude est utilisée pour obtenir l'état de contraintes autour d'un défaut sphérique simulé en chaque point de la structure. Cette étape faite par voie analytique permet d'épargner des ressources en termes de temps de calcul, car elle nous évite de calculer l'état des contraintes autour du défaut sphérique par éléments finis [Vincent et al. 2014]. Cependant ce modèle pose des limites sur la géométrie du défaut qui est assimilé à une sphère. Une fois que ces deux contraintes sont calculées on peut rentrer dans la dernière étape de calcul.

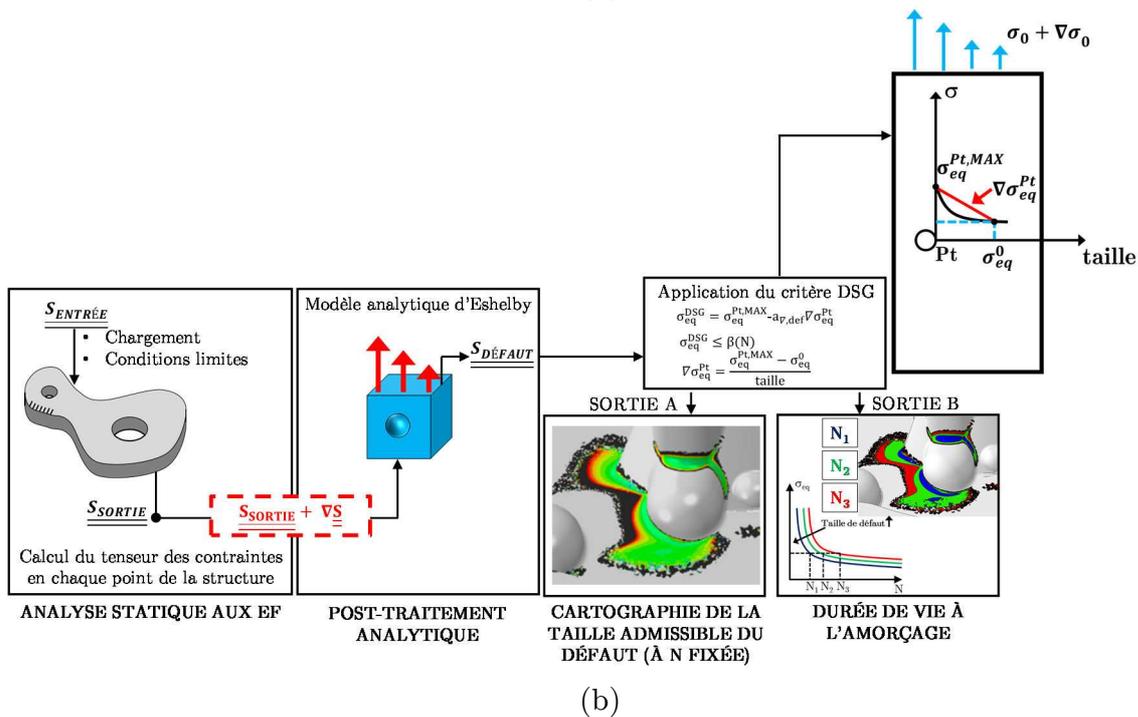
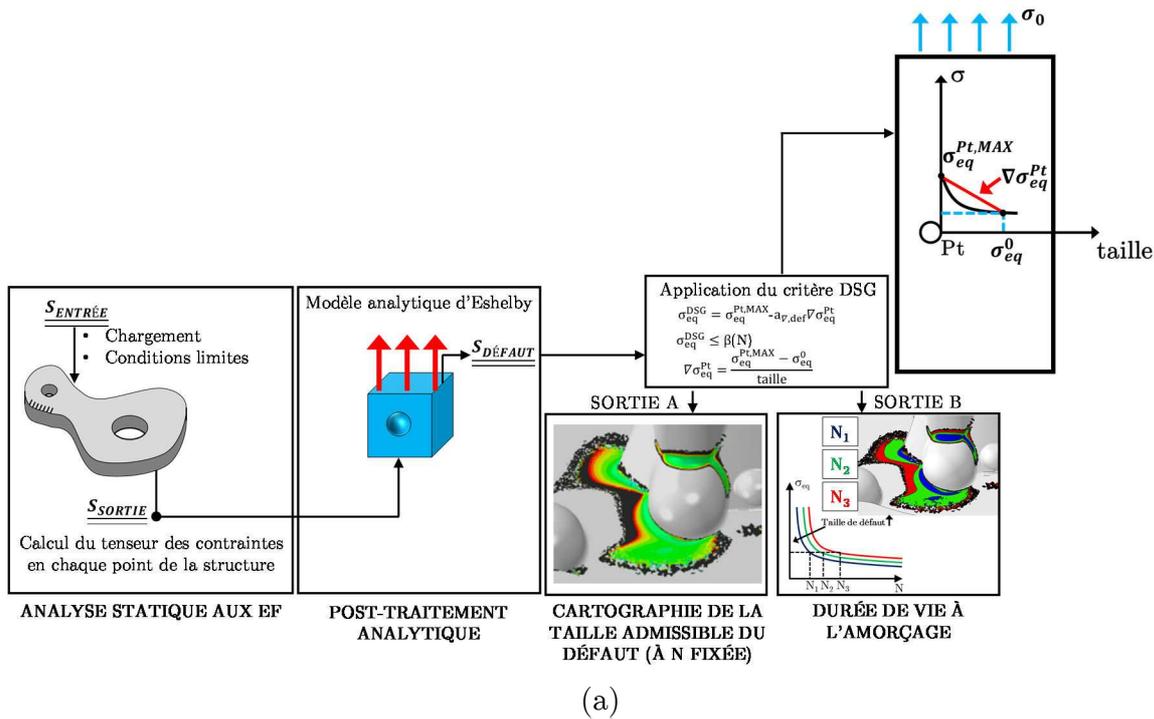


Figure 3.21 : (a) Organigramme de l'outil de post-traitement des données utilisé pour appliquer le critère DSG, (b) organigramme de l'outil de post-traitement des données utilisé pour appliquer le critère DSG avec prise en compte du gradient macroscopique

L'étape finale de la chaîne de calcul est l'application du critère DSG, le post-traitement des données utilisé peut nous donner deux sorties différentes. La première est la cartographie de la taille critique de défaut sur l'ensemble du composant (sortie A) ; à partir des deux contraintes équivalentes calculées dans les étapes précédentes on peut calculer le gradient de contrainte à l'échelle du défaut $\nabla \sigma_{eq}^{Pt}$ et obtenir, en manipulant l'équation (3.10), la taille critique de défaut définie par l'équation (3.13). La deuxième correspond à la durée

de vie de la pièce (sortie B), pour une taille de défaut fixée on peut calculer la contrainte équivalente de Crossland définie par le critère DSG (σ_{eq}^{DSG}) et construire une courbe de durée de vie à l'amorçage. A partir de cette courbe on peut obtenir la cartographie de la durée de vie à l'amorçage sur le modèle du composant en fonction de la taille du défaut. Dans le cadre de cette étude nous avons testé et validé sur pièce la sortie A et donc la suite des comparaisons et des simulations se réfèrent à l'estimation de la taille critique du défaut sur le composant.

Les résultats obtenus dans le paragraphe 3.4 ont montré que le gradient de contrainte à l'échelle macroscopique en absence de défauts, est un paramètre qui doit être pris en compte pour modéliser la durée de vie d'un composant complet.

Dans le cadre du modèle DSG, le gradient de contrainte est pris en compte à l'échelle mésoscopique du défaut ($\nabla\sigma_{eq}^{Pt}$) et ne prend pas en compte l'effet du gradient macroscopique de la structure, le paramètre $a_{\nabla, def}$ dépend du matériau et décrit le type de défaut et son influence à travers le gradient de contrainte, il n'est lié ni à la morphologie ni à la taille du défaut. Ce paramètre est identifié normalement à partir d'une limite de fatigue estimée sur une ou plusieurs éprouvettes avec un défaut calibré. Pour prendre en compte cet effet aussi dans le critère DSG et donc corriger la contrainte de l'effet du gradient, nous avons intégré l'effet du gradient de contrainte à l'échelle du composant directement dans le paramètre $a_{\nabla, def}$ qui, au lieu d'être calculé sur une éprouvette lisse avec un défaut calibré, est calculé sur une éprouvette entaillée avec un défaut calibré au fond de l'entaille. L'entaille utilisée est représentatif d'un gradient moyen macroscopique à l'échelle du composant.

Les paramètres du matériau de référence α_{Cr} et β_{Cr} ne changent pas par rapport aux ceux estimés dans le paragraphe 3.4 (étant donné que le critère multiaxiale à la base du modèle est toujours le critère de Crossland) et sont reportées avec le paramètre $a_{\nabla, def}$ dans le Table 3.3.

Table 3.3 : Paramètres matériau identifiés pour le critère de fatigue DSG (voir équations (3.10)-(3.13))

α_{Cr} (MPa)	β_{Cr} (MPa)	$a_{\nabla, def}$ (mm) (avec gradient macroscopique)	$a_{\nabla, def}$ (mm) (sans gradient macroscopique)
1.36	116	1.19	0.46

La Figure 3.22a montre l'évolution de la contrainte maximale de Crossland en fonction de la taille de défaut estimée selon le critère DSG dans une condition de traction uniaxiale pour un rapport de charge $R = 0.1$. On peut remarquer la présence de deux asymptotes, pour une taille de défaut qui tend vers zéro, la contrainte de Crossland tend vers l'infini. A partir d'une taille de défaut qui dépasse les 6 mm on commence à avoir une valeur de la contrainte équivalente de Crossland qui tend asymptotiquement vers une valeur 116 MPa qui correspond à la valeur du paramètre β_{Cr} . Pour des valeurs de contrainte au-dessous de la valeur asymptotique, la valeur de la taille de défaut est négative. En principe ceci n'est pas une valeur avec du sens physique, et ceci est dû au fait que pour une contrainte

appliquée inférieure à la valeur asymptotique, la contrainte équivalente de Crossland maximale (autour du défaut) est inférieure à la valeur de β_{Cr} qui est la valeur expérimentale qui définit la condition d'amorçage dans le critère. Dans le cas des simulations numériques conduites pour valider le modèle DSG sur structure, nous avons limité le domaine de validité du critère à une valeur de taille de défaut positive (Figure 3.22b).

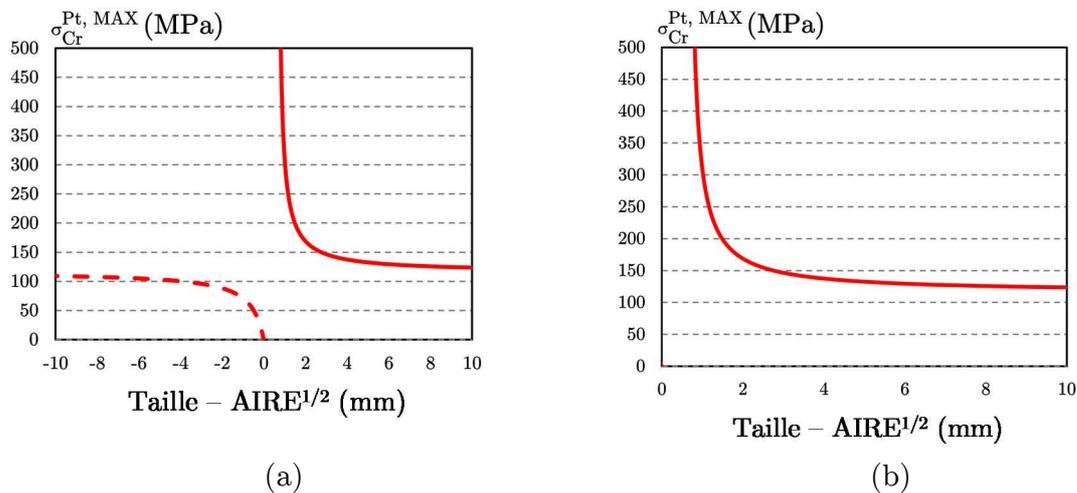


Figure 3.22 : (a) Diagramme de l'évolution de la contrainte de Crossland maximale en fonction de la taille de défaut calculé avec le critère DSG en traction uniaxiale et pour $R = 0.1$ (b) domaine de validité du critère DSG choisi pour les simulations numériques

Pour valider le modèle proposé nous avons testé trois composants (identiques aux composants vus dans le paragraphe 3.4) sur lesquels nous avons introduits des défauts de surface de forme quasi sphérique réalisés en électroérosion par enfonçage en utilisant une électrode en Cuivre pur au 99.9%. La Figure 3.23a montre le procédé de réalisation des défauts, en Figure 3.23b sont montrées les défauts réalisés sur les pièces.

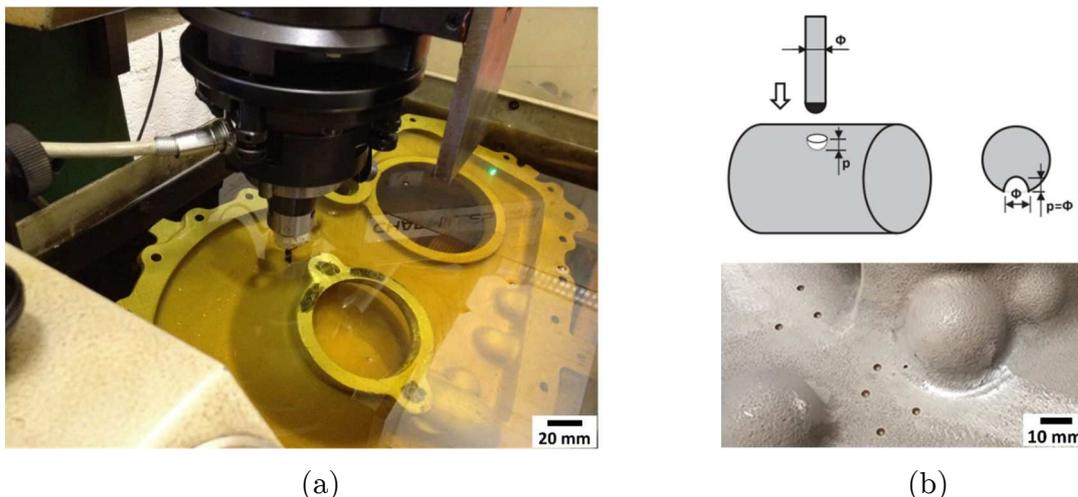


Figure 3.23 : (a) Réalisation d'un défaut artificiel en utilisant une machine à électroérosion par enfonçage, (b) exemples de défauts artificiels sur la surface d'une pièce

3.5.1 Cartographie de la taille critique de défaut

Pour valider le critère proposé, trois composants ont été testés avec les mêmes conditions que précédemment et qui sont résumées en Table 3.4. Pour pouvoir comparer les résultats des trois essais, nous avons fixé le chargement imposé (force maximale) égale à $F_{\max} = 6$ kN.

Nous avons comparé les résultats expérimentaux avec les résultats issus des simulations numériques faites en utilisant le critère DSG sans (schéma de Figure 3.21a) et avec prise en compte du gradient de contrainte macroscopique moyen à l'échelle du composant (schéma de Figure 3.21b).

Table 3.4 : Conditions d'essai pour le trois cas d'étude avec défauts artificiels

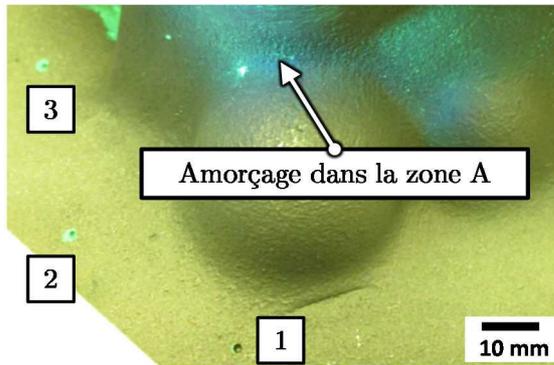
F_{\max} (kN)	R	Fréquence (Hz)	N_{\max} (cycles)
6	0.1	2	10^6

Afin d'identifier l'amorçage des fissures de fatigue sur le composant, un contrôle de la surface du composant a été effectué par ressuage à des intervalles réguliers pour chaque pièce testée. La cartographie de la taille critique de défaut que nous avons obtenu après chaque simulation montre les valeurs de la taille de défaut admissible maximale en chaque point de la structure. Pour pouvoir comparer graphiquement les résultats numériques avec les résultats expérimentaux, les cartographies numériques ont été superposées sur une image de chaque composant pour identifier la position des défauts artificiels. Pour chaque composant testé les résultats des simulations numériques ont été comparés avec les expériences conduites sur les couvercles en A357-T6, l'analyse est détaillée pour chacun des trois composants identifiés comme composants A, B et C. Afin de rendre plus lisibles les cartographies de la taille critique de défaut un seuillage a été imposé pour une taille supérieure à 2200 μm qui correspond à la couleur noire dans les cartographies. La couleur blanche indique les zones où le critère prévoit une taille de défaut négative et donc en dehors du domaine de validité du critère DSG établi au préalable et montré en Figure 3.22.

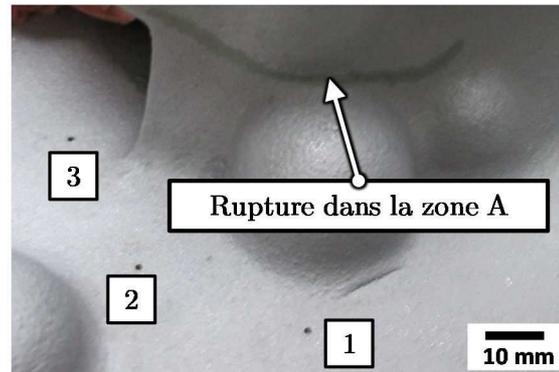
– Etude du composant A

La Figure 3.24 montre les simulations ainsi que les résultats des essais de fatigue obtenus sur le composant A. Trois défauts de la même taille (945 μm) ont été usinés sur la surface de la structure. Les cartographies de la taille critique de défaut, obtenues avec les simulations numériques, sont montrées en Figure 3.24c (DSG sans prise en compte du gradient macroscopique à l'échelle du composant) et en Figure 3.24d (DSG avec prise en compte du gradient macroscopique à l'échelle du composant). La simulation montre que le critère sans prise en compte du gradient à l'échelle du composant prévoit l'amorçage d'une fissure sur les défauts 1 et 3 et une taille négative pour le défaut 2 (donc en dehors du domaine de validité du critère). Le critère DSG qui prend en compte l'effet du gradient moyen à l'échelle du composant est moins conservatif en termes de taille de défaut critique et pour le défaut 3 ne prévoit pas d'amorçage. Le résultat de l'essai de fatigue montre que la fissure amorce dans la zone A (Figure 3.24a) comme dans les cas d'amorçage sur les

pièces sans défauts artificiels et aucun amorçage n'a été détecté, lors de l'essai, sur les trois défauts artificiels.



Amorçage à environ $1.5 \cdot 10^5$ cycles dans la zone A

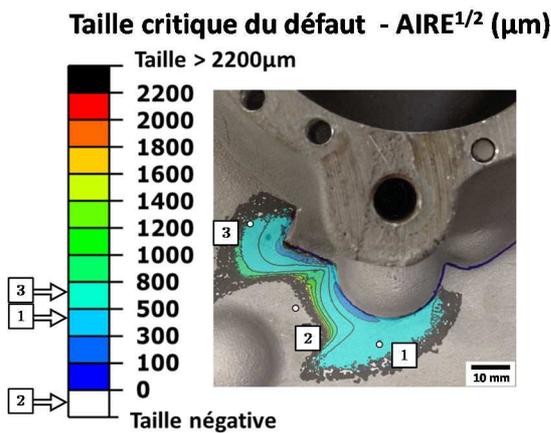


Rupture à environ $8.3 \cdot 10^5$ cycles dans la zone A

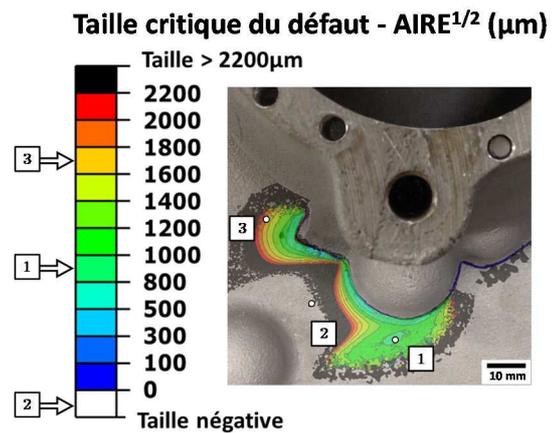
(a)

(b)

Taille des défauts artificiels 1-3 – $AIRE^{1/2} = 945 \mu\text{m}$



(c)



(d)

Figure 3.24 : Cas d'étude A – validation du critère DSG à l'échelle d'un composant contenant 3 défauts artificiels de surface (usinés par électroérosion), (a) inspection en surface par ressuage qui montre l'amorçage d'une fissure de fatigue dans la zone A, (b) rupture du composant dans la zone A, (c) résultats de la simulation du critère DSG sans prise en compte du gradient de contrainte à l'échelle du composant (cartographie de la taille critique de défaut), (d) résultats de la simulation du critère DSG avec prise en compte du gradient de contrainte à l'échelle du composant (cartographie de la taille critique de défaut)

Une analyse de l'évolution de la contrainte équivalente de Crossland dans la direction normale au plan tangent au défaut a été conduite (Figure 3.25a) sur une distance de 2 mm. La distribution est calculée dans les zones où il y a physiquement les défauts sur les composants, pour évaluer le gradient de contrainte macroscopique à l'échelle du composant. On remarque que pour les trois défauts il y a un gradient de contrainte locale (normé par rapport à la contrainte maximale) qui est moins élevé (environ 0.46 pour les défauts 1 et 3) par rapport à celui utilisé pour identifier le paramètre $a_{\nabla, \text{def}}$ (courbe noire) qui est plus élevé et de l'ordre de 0.61. Pour le défaut 2 le gradient locale normé est presque négligeable (0.22). Une analyse de la distribution du coefficient de triaxialité T_x a été également

conduite et est montrée sous forme de cartographie en Figure 3.25b. On trouve que les défauts 1 et 3 se trouvent dans une zone à forte taux de biaxialité $0.6 < T_x < 0.7$, le défaut 2, par contre, se trouve dans une zone avec une distribution de contrainte presque uniaxiale T_x de environ 0.37.

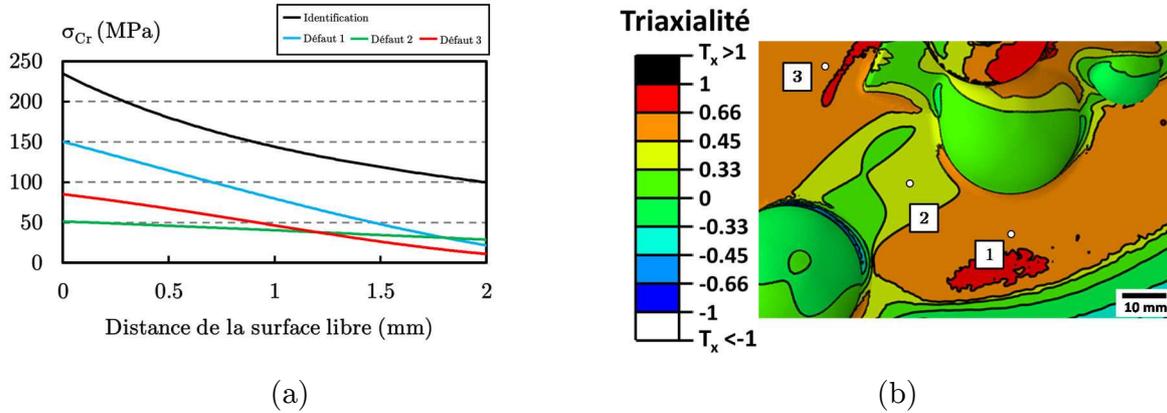


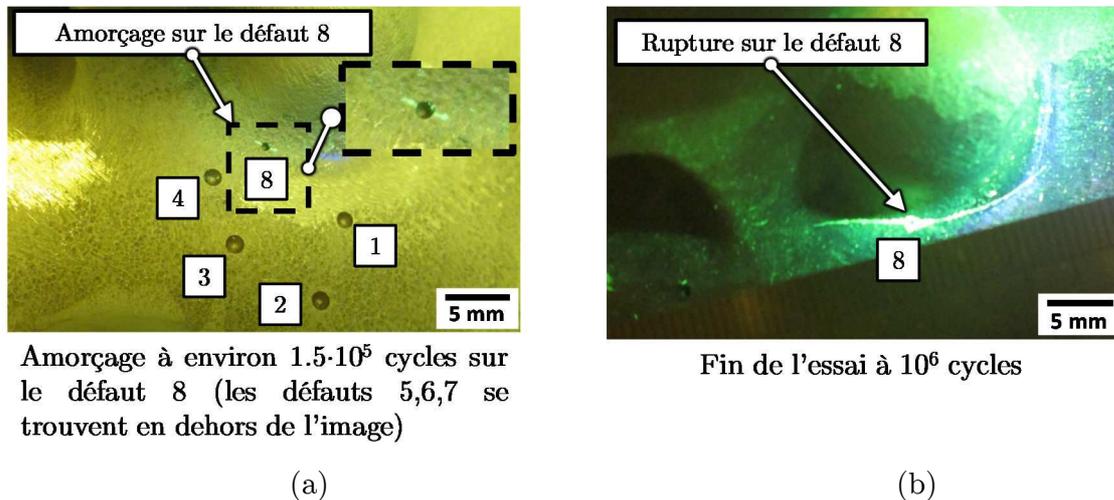
Figure 3.25 : (a) Evolution de la contrainte équivalente de Crossland dans une direction normale au plan tangent en correspondance des défauts artificiels du composant A, (b) cartographie du coefficient de triaxialité T_x

Il est important de remarquer que les valeurs du coefficient de triaxialité (T_x) sont plutôt hétérogènes au sein du composant et que le T_x est très souvent proche d'un état de contrainte biaxiale (T_x proche à 0.66). Si on considère les résultats obtenus dans les travaux de Mamiya et al. [Mamiya et al. 2002] (cf. paragraphe 1.4.2), les auteurs ont trouvé que le Critère de Crossland, pour un chargement biaxial en phase, donne une erreur maximale d'environ 6% par rapport aux résultats expérimentaux (obtenus sur des aciers), l'erreur maximale est plus élevée dans le cas d'un chargement triaxial (environ 16%). Cependant ce critère n'a pas été testé pour des alliages d'aluminium de fonderie, et donc il pourrait s'avérer que ce critère n'est pas le plus adapté.

– Etude du composant B

Huit défauts ont été réalisés sur la surface du composant B. Les défauts 1-7 ont une taille de 1250 μm alors que le défaut 8 a une taille de 945 μm . Pendant les essais de fatigue aucune fissure n'a été détectée sur les défauts 1-7. La simulation numérique conduite avec le critère DSG sans prise en compte du gradient macroscopique de contrainte (Figure 3.26c) est à nouveau plus conservatrice et sauf pour les défauts 3, 6 et 7 qui se trouvent soit dans une zone où le critère prévoit une taille négative (défaut 3) soit une taille supérieure à 2200 μm (défauts 6 et 7), prévoit l'amorçage d'une fissure sur les défauts 1, 2, 4, 5 et 8. Le critère qui prend en compte le gradient de contrainte à l'échelle macroscopique du composant (Figure 3.26d), indique aussi les défauts 4 et 5 comme non nocifs. Pour les autres défauts le critère prévoit l'amorçage même si la taille critique de défaut prévue est plus élevée par rapport au critère DSG de Figure 3.28c. Les résultats expérimentaux mettent en évidence un amorçage de fissure sur le défaut 8 (Figure 3.26a et Figure 3.26b), comme prévu par les simulations faites par le critère DSG (dans les deux cas de test). Aucune fissure n'a été détectée dans la zone A.

Les faciès de rupture de la zone d'amorçage autour du défaut 8 sont montrés en Figure 3.28. Le défaut artificiel est à l'origine de l'amorçage de la fissure de fatigue. Il n'y a pas d'autres défauts naturels qui participent à l'amorçage. La taille estimée sur le faciès de rupture est d'environ 927 μm , donc en ligne avec la taille prévue avant usinage en électroérosion.



Taille des défauts artificiels 1-7 – $\text{AIRE}^{1/2} = 1250 \mu\text{m}$
 Taille du défaut artificiel 8 - $\text{AIRE}^{1/2} = 945 \mu\text{m}$

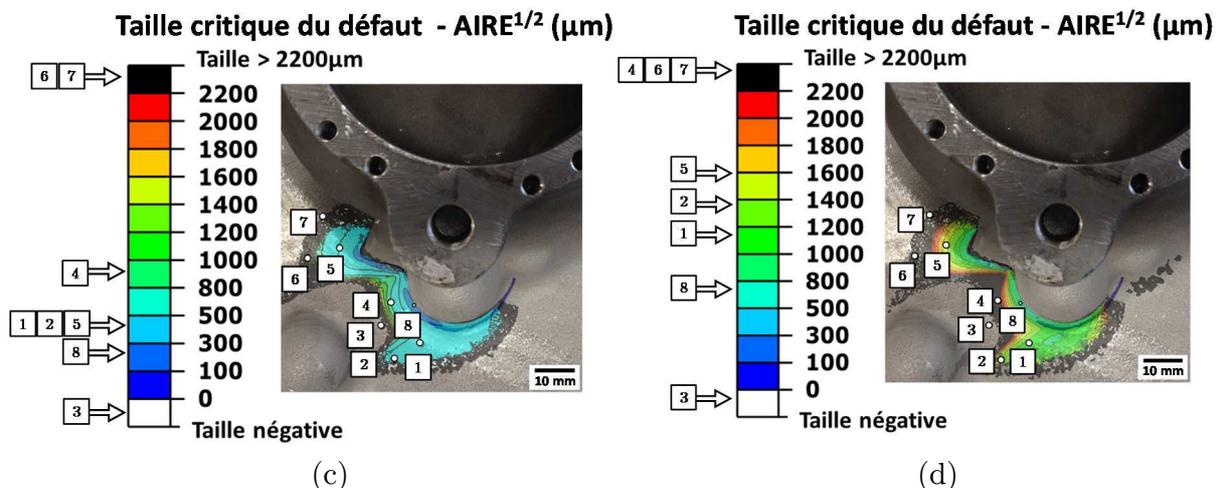


Figure 3.26 : Cas d'étude B – validation du critère DSG à l'échelle d'un composant, contenant 8 défauts artificiels de surface (usinés par électroérosion), (a) inspection en surface par ressuage qui montre l'amorçage d'une fissure de fatigue sur le défaut 8, (b) rupture du composant dans la zone A, (c) résultats de la simulation du critère DSG sans prise en compte du gradient de contrainte à l'échelle du composant (cartographie de la taille critique de défaut), (d) résultats de la simulation du critère DSG avec prise en compte du gradient de contrainte à l'échelle du composant (cartographie de la taille critique de défaut)

L'évolution de la contrainte équivalente de Crossland dans la direction normale au plan tangent au défaut est montrée en Figure 3.30a.

Le gradient de contrainte locale normé est, comme dans le cas de l'étude A, plus faible pour les défauts qui se trouvent dans une zone plate (sans entaille) et varie entre 0.20 pour le défaut 4 et 0.53 pour le défaut 2. Le gradient de contrainte est visiblement plus élevé

pour la zone où le défaut 8 a été usiné, dans ce cas sa valeur est d'environ 0.86. La cartographie du coefficient de triaxialité T_x est montrée en Figure 3.30b. Les défauts 1, 2, 5, 6 et 7 ont une valeur de T_x indicatrice d'un état de contrainte plutôt biaxial ($0.6 < T_x < 0.7$).

Pour les défauts 3 et 4 la distribution des contraintes est plus proche d'un état de contrainte uniaxiale ($0.3 < T_x < 0.4$). En ce qui concerne le défaut 8, le coefficient de triaxialité est de l'ordre de 0.47, cette valeur montre, quand même que le taux de triaxialité n'est pas élevé mais qui n'est pas complètement uniaxiale.

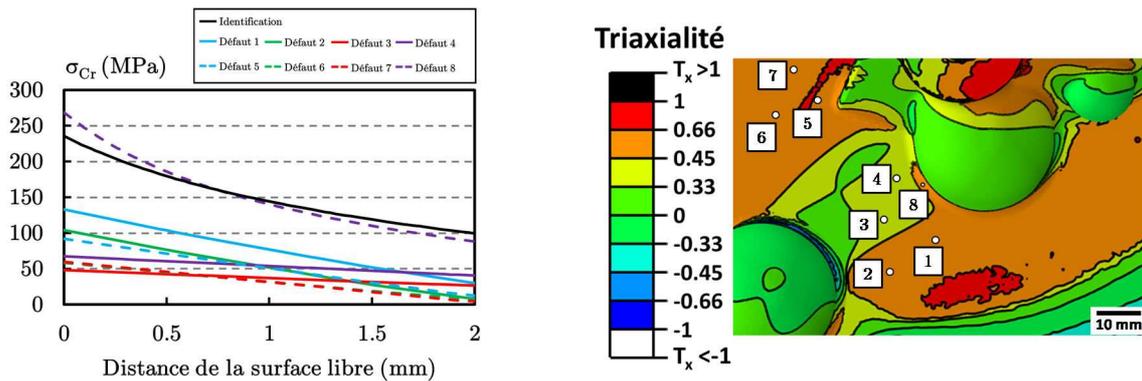


Figure 3.27 : (a) Evolution de la contrainte équivalente de Crossland dans une direction normale au plan tangent en correspondance des défauts artificiels du composant B, (b) cartographie du coefficient de triaxialité T_x

Etant donné que sur le défaut 8 il y a eu l'amorçage d'une fissure, une analyse de la contrainte principale maximale a été conduite (Figure 3.28c), la direction de la contrainte principale maximale (Figure 3.28d) correspond à la direction normale au plan de propagation de la fissure et confirme une propagation en mode 1 d'ouverture.

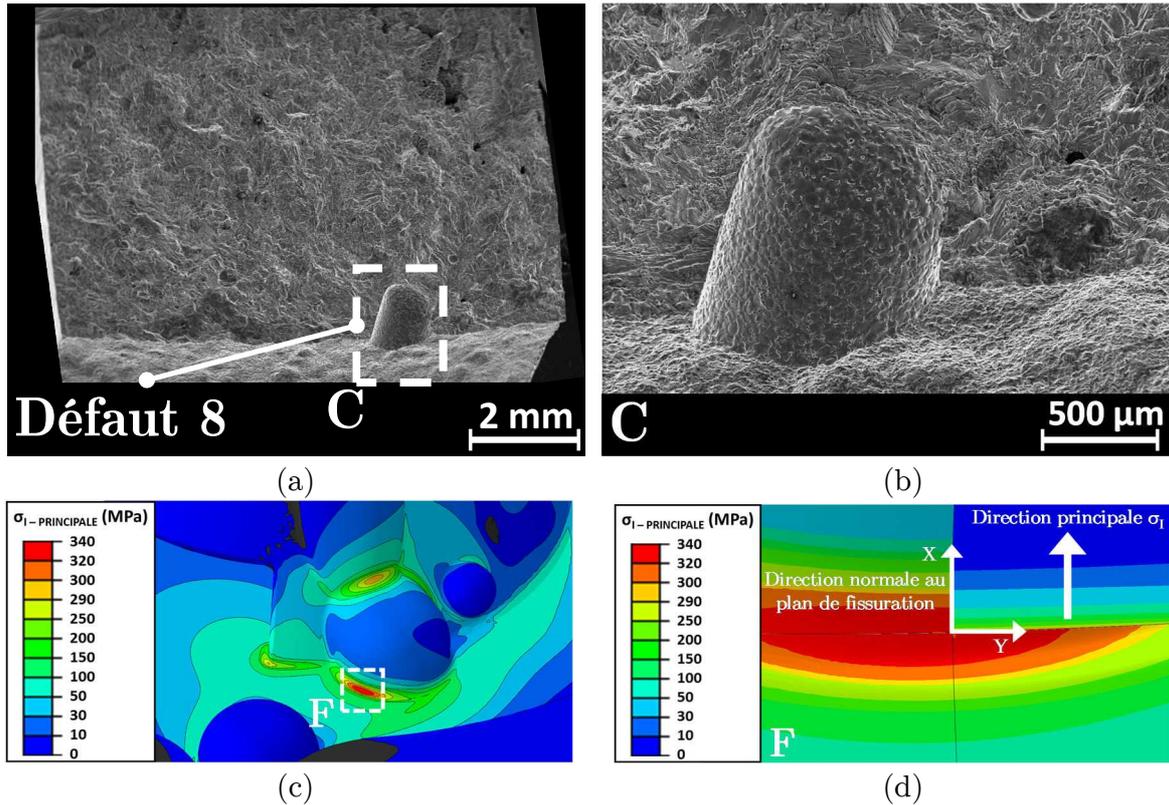
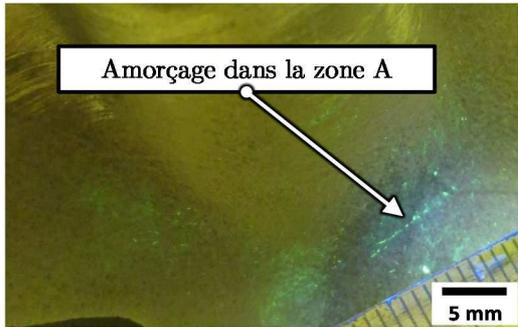


Figure 3.28 : (a) Surfaces de rupture du composant B dans la zone d'amorçage du défaut 8 ($F_{\max} = 6\text{kN}$, $N_i = 1.5 \cdot 10^5$ cycles, $N_f = 10^6$ cycles), (b) grossissement du défaut 8, (c) distribution de la contrainte principale maximale, (d) direction de la contrainte principale maximale

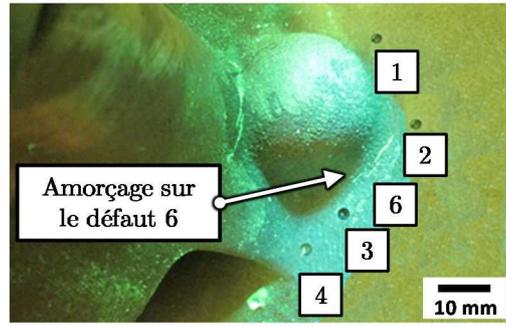
– Etude du composant C

Six défauts ont été usinés sur le composant C. Les défauts 1-5 ont une taille de 1250 μm, le défaut 6 a une taille de 300 μm. Trois fissures sont apparues au cours de l'essai dans des zones différentes du composant C.

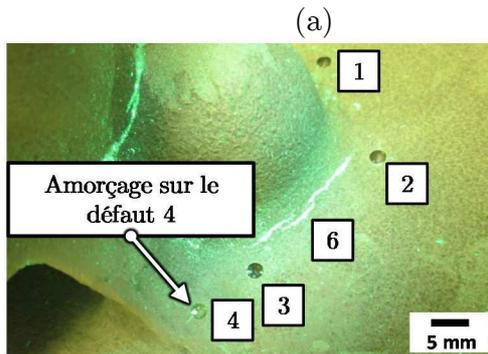
La première fissure est apparue dans la zone A comme déjà vu dans le cas du composant A. (Figure 3.29a). Une deuxième et une troisième fissure ont amorcé sur les défauts 6 et 4 respectivement (Figure 3.29b et Figure 3.29c). La simulation numérique conduite avec le critère DSG sans prise en compte du gradient macroscopique de contrainte prévoit l'amorçage sur les 6 défauts, cependant, il est conservatif sur les défauts 1, 2, 3 et 5 (Figure 3.29e). Le critère DSG avec prise en compte du gradient macroscopique de contrainte, prévoit correctement l'amorçage sur le défaut 4, et le non amorçage sur les défauts 1, 3 et 5 mais n'est pas conservatif sur le défaut 6 où il prévoit une taille critique plus élevée lorsque le défaut 6 a amorcé une fissure. (Figure 3.29f). Pour ce dernier cas le critère n'a pas été conservatif. En ce qui concerne les autres défauts, le modèle prévoit correctement que les défauts 1, 3 et 5 n'étaient pas critiques. Finalement, l'expérience n'as pas montré de fissures amorcées sur le défaut 2 bien que le critère avait prévu un amorçage (dans ce cas la prédiction n'est pas bonne mais conservative).



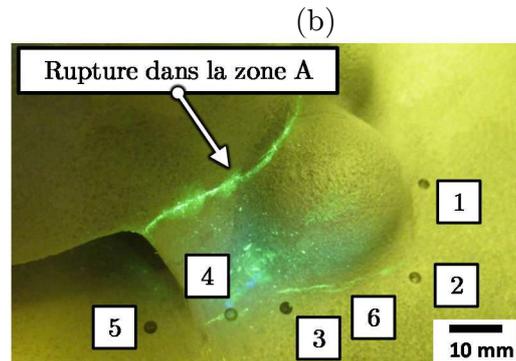
Amorçage dans la zone A
Amorçage entre $5 \cdot 10^4$ et 10^5 cycles dans zone A



Amorçage sur le défaut 6
Amorçage à environ $1.5 \cdot 10^5$ cycles sur le défaut 6 (le défaut 5 se trouve en dehors de l'image)



Amorçage sur le défaut 4
Amorçage à environ $3.5 \cdot 10^5$ cycles sur le défaut 4 (le défaut 5 se trouve en dehors de l'image)



Rupture dans la zone A
Rupture à environ $4.5 \cdot 10^5$ cycles dans la zone A

(a)

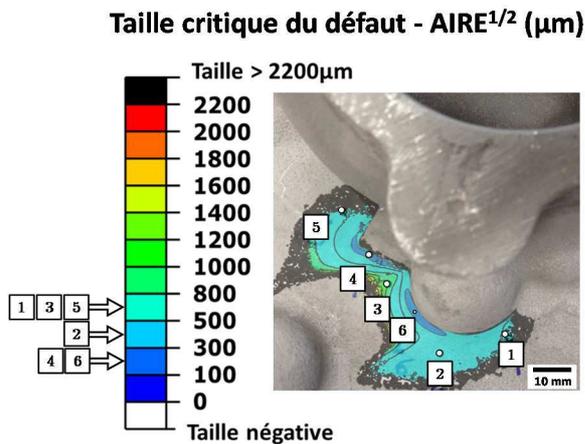
(b)

(c)

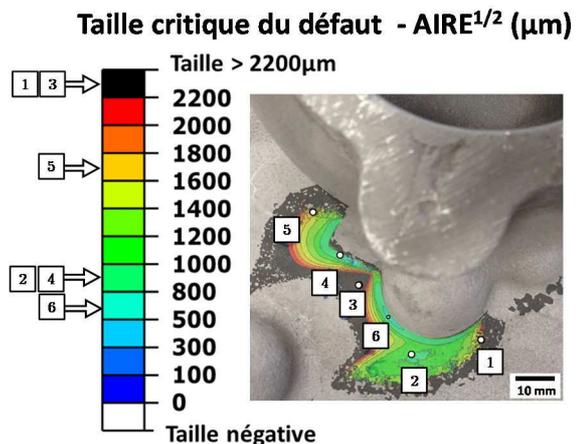
(d)

Taille des défauts artificiels 1-5 - $AIRE^{1/2} = 1250 \mu\text{m}$

Taille du défaut artificiel 6 - $AIRE^{1/2} = 300 \mu\text{m}$



(e)



(f)

Figure 3.29 : Cas d'étude C – validation du critère DSG à l'échelle d'un composant, contenant 6 défauts artificiels de surface (usinés par électroérosion), (a) inspection en surface par ressuage qui montre l'amorçage d'une fissure de fatigue dans la zone A, (b) inspection en surface par ressuage qui montre l'amorçage d'une fissure de fatigue sur le défaut 6, (c) inspection en surface par ressuage qui montre l'amorçage d'une fissure de fatigue sur le défaut 4, (d) rupture du composant dans la zone A, (e) résultats de la simulation du critère DSG sans prise en compte du gradient de contrainte à l'échelle du composant (cartographie de la taille critique de défaut), (f) résultats de la simulation du critère DSG avec prise en compte du gradient de contrainte à l'échelle du composant (cartographie de la taille critique de défaut)

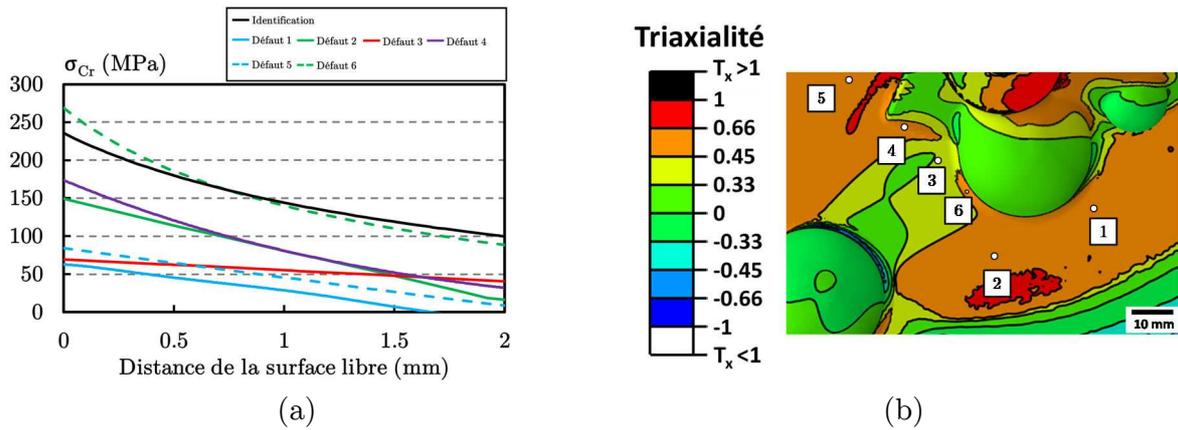


Figure 3.30 : (a) Evolution de la contrainte équivalente de Crossland dans une direction normale au plan tangent en correspondance des défauts artificiels du composant C, (b) cartographie du coefficient de triaxialité T_x

Une analyse de l'évolution de la contrainte équivalente de Crossland dans la direction normale au plan tangent au défaut a été conduite (Figure 3.30a) sur une longueur dans l'épaisseur de la pièce de 2 mm. La distribution est calculée dans les zones où il y a physiquement les défauts sur les composants pour évaluer le gradient de contrainte macroscopique à l'échelle du composant. Pour les défauts où une fissure a amorcé, la valeur du gradient de contrainte normé est 0.82 pour le défaut 4 et de 0.86 pour le défaut 6. Pour les autres défauts, la valeur du gradient normé varie entre 0.20 (pour le défaut 3) et 0.53 (pour le défaut 1).

La cartographie du coefficient de triaxialité T_x est montrée en Figure 3.30b. En ce qui concerne les défauts qui ont amorcé des fissures, nous avons que le coefficient T_x est de 0.47 pour le défaut 6 et 0.56 pour le défaut 4. Ces deux valeurs indiquent à nouveau que les zones ne sont pas trop influencées par la triaxialité, même si l'état de contrainte n'est pas complètement uniaxial.

La direction de la contrainte principale maximale au niveau du défaut est la même que pour le défaut 8 du cas d'étude B comme reporté en Figure 3.28d et correspond à la direction normale au plan de propagation de la fissure et confirme une propagation en mode 1 d'ouverture. En ce qui concerne le défaut 4, il y a une désorientation de la direction de la contrainte principale maximale par rapport à la normale au plan de fissuration d'environ 30° .

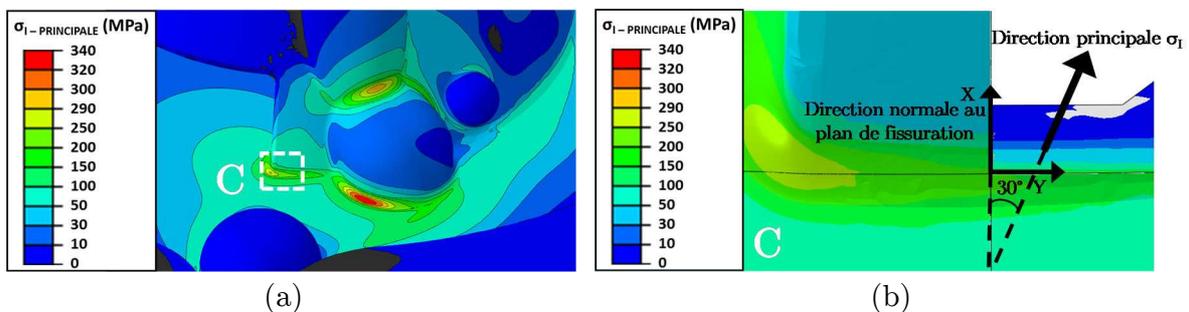


Figure 3.31 : (a) Distribution de la contrainte principale maximale sur le composant C dans la zone du défaut 4, (b) direction de la contrainte principale maximale

Une analyse fractographique a été conduite dans la zone d'amorçage autour du défaut 6 (Figure 3.32). Tout d'abord on peut remarquer que la fissure s'est propagée sur trois plans différents. Le défaut 6 se trouve dans la zone E (Figure 3.32c) et il est à l'origine d'une fissure de fatigue et sa taille après estimation sur le faciès de rupture est d'environ 300 μm . Cependant, dans la zone D (Figure 3.32b) il y a des traces d'un oxyde de type "old" et d'une micro-retassure qui ont été considérées comme un défaut unique avec une taille d'environ 300 μm (exprimée en $\text{AIRE}^{1/2}$) qui semblent être à l'origine d'une autre fissure de fatigue. Globalement, le défaut 6 semble avoir contribué à la formation d'une fissure de fatigue, même s'il ne semble pas être le seul facteur qui a déterminé l'amorçage des trois fissures dans cette zone du composant.

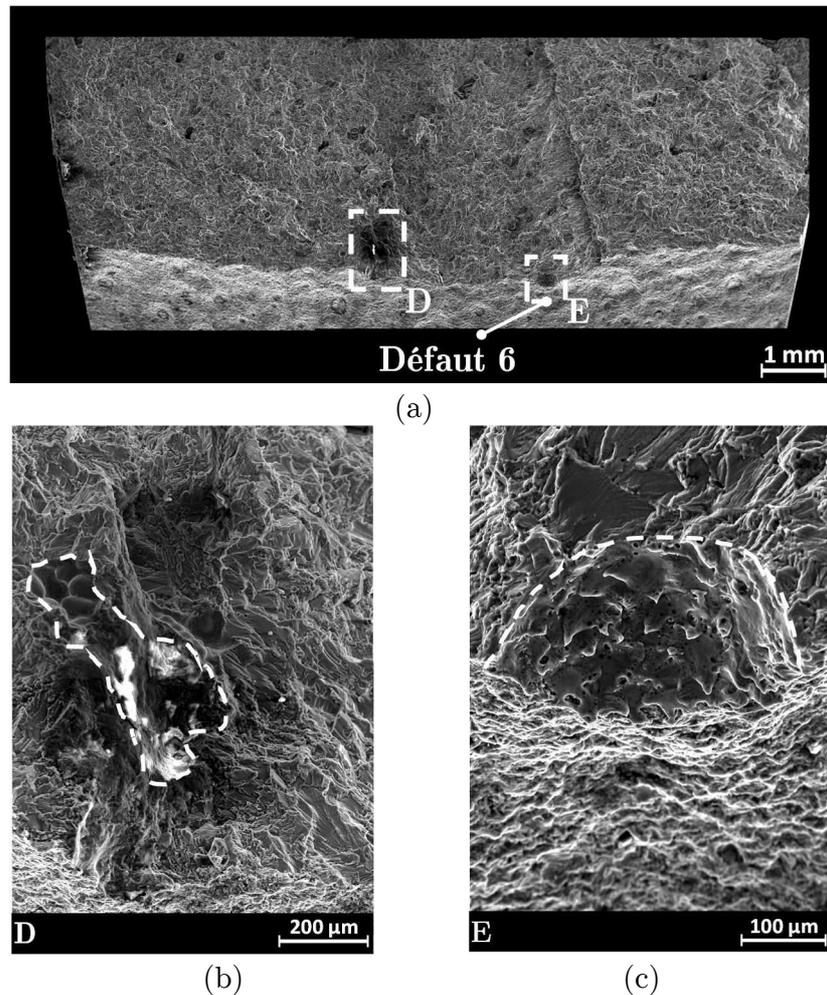


Figure 3.32 : Surfaces de rupture du composant C dans la zone d'amorçage du défaut 6 ($F_{\max} = 6\text{kN}$, $N_i = 1.5 \cdot 10^5$ cycles, $N_f = 4.5 \cdot 10^5$ cycles)

Les faciès de rupture de la zone d'amorçage autour du défaut 4 sont montrés en Figure 3.33 . Seulement le défaut artificiel (de taille égale à 1250 μm en $\text{AIRE}^{1/2}$) est à l'origine de l'amorçage de la fissure de fatigue. Il n'y a pas d'autres défauts naturels qui ont participés à l'amorçage. La fissure semble avoir propagé en mode 1 d'ouverture.

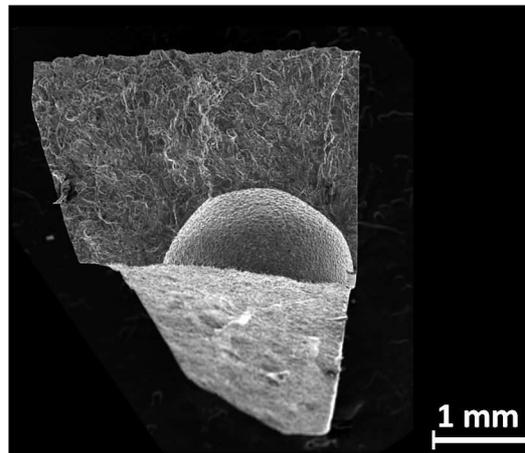


Figure 3.33 : Surfaces de rupture du composant C dans la zone d'amorçage du défaut 4 ($F_{\max} = 6\text{kN}$, $N_i = 3.5 \cdot 10^5$ cycles, $N_f = 4.5 \cdot 10^5$ cycles)

– Analyse de l'erreur

Une analyse de l'erreur a été conduite sur les trois cas d'étude et pour les deux critères testés. Le résultat de l'analyse est montré dans la Figure 3.34. Si on considère la totalité des défauts de surface (17 défauts), le modèle DSG sans prise en compte du gradient de contrainte macroscopique à l'échelle du composant a prévu correctement les résultats, amorçage ou pas d'une fissure, dans environ 41% des défauts observés (barres bleues dans le graphique de Figure 3.34a indiquées comme "bonne prédiction"). Dans 59% des cas le critère n'as pas prévu correctement l'amorçage ou pas d'une fissure de fatigue (barres rouges dans le graphique de Figure 3.34a indiquées comme "mauvaise prédiction"), mais dans tous le cas le critère a été conservatif. Le critère DSG avec prise en compte du gradient de contrainte à l'échelle du composant prévoit l'amorçage ou pas d'une fissure sur un défaut dans le 70% des cas, et donne une mauvaise prévision dans le 30% des cas. Cependant, le critère, dans un cas n'as pas été conservatif (barre noire dans le graphique de Figure 3.34b).

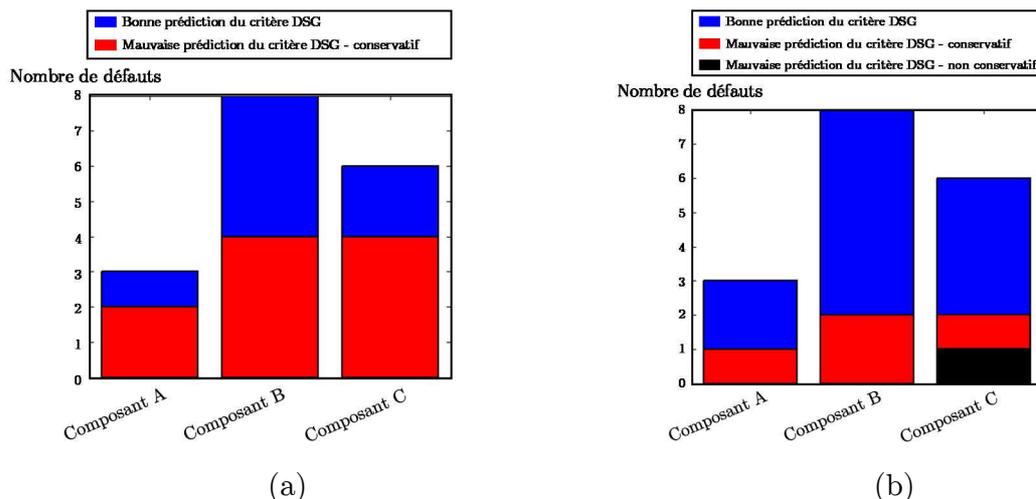


Figure 3.34 : (a) Analyse de l'erreur pour le modèle DSG sans prise en compte du gradient de contrainte macroscopique à l'échelle du composant, (b) analyse de l'erreur pour le modèle DSG avec prise en compte du gradient de contrainte macroscopique à l'échelle du composant (testé sur 17 défauts)

3.5.2 Conclusions et synthèse des résultats obtenus en présence de défauts artificiels

Dans ce chapitre une analyse complète d'un composant (couvercle qui fait partie des composantes d'un carter de transmission d'un turboréacteur) moulé en A357-T6 a été conduite. Des essais expérimentaux ont été menés sur deux typologies de coulées définies comme coulée saine et coulée dégradée (avec défauts naturels) après un CND par ressuage et par rayons X. Un banc de fatigue a été spécialement conçu pour tester les composants et appliquer un chargement défini pour obtenir une distribution de contraintes dans les zones avec défauts naturels. Les résultats des essais de fatigue ont montré que les deux coulées sont identiques vis-à-vis de la durée de vie en fatigue et qu'à l'origine de l'amorçage des fissures il n'y a aucun défaut de type retassure ou porosité gazeuse. La rupture des composants se produit toujours dans la même zone (définie comme zone A d'amorçage macroscopique) et les défauts naturels introduits dans la coulée n'ont montré aucun impact sur la durée de la vie des composants dégradés pour le type de chargement choisi.

Un critère de fatigue multiaxiale à l'amorçage, basé sur la contrainte équivalente de Crossland a été proposé pour modéliser la durée de vie des composants en absence de défauts. Ce critère prend en compte l'effet du gradient de contrainte macroscopique à l'échelle du composant avec une fonction linéaire et permet de modéliser la durée de vie à l'amorçage des composants avec une erreur moyenne absolue sur la contrainte équivalente de 15%. Le critère a été comparé avec une approche locale (calcul de la contrainte équivalente directement dans le point critique) qui a montré que la prise en compte du gradient de contrainte à l'échelle du composant est un paramètre d'ordre 1, étant donné qu'une simple approche locale est trop conservatrice et loin des résultats expérimentaux. A cette étape une première conclusion a été formulée à partir des résultats obtenus. Les paramètres matériau du modèle de fatigue proposé ont été estimés sur éprouvettes avec un état de surface usinée (R_a 0.67 μm) et le critère appliqué sur des composants avec une surface brute de fonderie (R_a 7.34 μm). Si on admet que les contraintes résiduelles ne jouent pas un rôle prédominant sur la durée de vie en fatigue, on peut affirmer que le rôle de l'état de surface vis-à-vis de la durée de vie en fatigue est marginal pour l'alliage A357-T6. Ce résultat confirme ce qui a été observé dans le Chapitre 2 dans le cas des éprouvettes avec surface brute de fonderie. Les résultats obtenus dans la première partie du Chapitre 3 ont été utilisés comme base pour l'analyse conduite dans la deuxième partie du chapitre.

Nous avons introduit un critère de type DSG qui permet d'estimer la taille critique d'un défaut de surface en prenant en compte le gradient de contrainte à l'échelle mésoscopique du défaut (équations (3.10) - (3.13)). Les hypothèses à la base du critère DSG qui ont été ensuite utilisées pour la modélisation peuvent se résumer comme il suit :

- Critère valable pour une durée de vie à l'amorçage
- Loi de comportement du matériau élastique linéaire
- Critère validé pour défauts de surface sphériques et isolés
- Domaine de validité du critère DSG pour une taille de défaut > 0
- Critère de fatigue utilisé (Crossland) validé pour des chargements proportionnels

Il est important de remarquer qu'au sein du composant complet, la distribution du coefficient de triaxialité (T_x) est très variée et très souvent on se trouve dans une condition de biaxialité. Le critère de Crossland n'a pas été validé pour des différents taux du coefficient de triaxialité pour l'alliage de cette étude (A357-T6). Cependant une étude a été conduite sur des aciers [Mamiya et al. 2002] (cf. paragraphe 1.4.2), où a été vérifié que le critère de Crossland est plutôt bien adapté pour un chargement biaxial (erreur maximale de 6%) et que l'écart dans le cas d'un chargement triaxial est autour de 16%.

A la lumière des résultats obtenus dans la première partie du Chapitre 3 synthétisés au début de ce paragraphe, nous avons testé deux "versions" du critère DSG ; un critère DSG "classique", qui prend en compte seulement le gradient de contrainte à l'échelle du défaut et un critère DSG avec prise en compte du gradient à l'échelle macroscopique du composant et à l'échelle du défaut. L'effet du gradient de contrainte moyen du composant a été intégré directement dans le paramètre $a_{\nabla,def}$. Ce paramètre, au lieu d'être estimé comme pour le critère DSG "classique", à partir d'une limite de fatigue calculé sur éprouvettes avec un défaut de taille calibré, est identifié sur une éprouvette avec une entaille qui reproduit le gradient de contrainte moyen du composant, et avec un défaut calibré au fond de l'entaille. Les résultats des simulations obtenus avec les deux critères ont été comparés avec trois essais expérimentaux conduits sur des composants où des défauts presque sphériques ont été introduits artificiellement par électroérosion sur la surface des couvercles en A357-T6. Dans les trois cas d'étude nous avons remarqué que le critère qui ne prend pas en compte le gradient de contrainte macroscopique à l'échelle de la structure a tendance à être plus conservatif et globalement sur 17 défauts donne une erreur de 41% par rapport au critère DSG avec prise en compte du gradient macroscopique, qui donne une erreur d'environ 30%. Il faut bien remarquer que toutefois, le deuxième critère, dans un cas n'a pas prévu l'amorçage d'une fissure sur un défaut en résultant non conservatif. Une analyse des gradients macroscopiques en correspondance des zones où les défauts artificiels ont été introduits a été également conduite. Effectivement la distribution des gradients sur les différentes zones du composant est plutôt variée, le gradient de contrainte normé sur la contrainte de Crossland maximale varie entre et une valeur de 0.2 et 0.86. La simplification adoptée en considérant un gradient moyen du composant et en l'intégrant dans un seul paramètre a donné l'avantage de simplifier les étapes de calcul. Cependant dans un cas plus complexe, où les gradients commencent à être sensiblement différents, risque d'être une approche trop simplifiée. L'analyse a cependant montré que d'un point de vue qualitatif les deux critères arrivent à identifier les zones critiques de la pièce. La prise en compte du gradient de contrainte à l'échelle de la structure est nécessaire pour éviter d'avoir un critère trop conservatif, mais son effet doit être pris en compte en chaque point de la structure car la distribution du gradient de contrainte macroscopique au sein d'un composant complet est très variée. A cet effet dans le paragraphe 3.7 il a une proposition d'extension du critère DSG. Dans cette nouvelle formulation on propose de garder le critère DSG dans sa formulation classique (paramètre $a_{\nabla,def}$ qui prend en compte seulement l'effet du défaut) et de considérer l'effet du gradient de contrainte macroscopique en chaque point du composant.

3.6 Analyse en micro-tomographie RX 3D de la coulée dégradée (défauts naturels)

Les essais de fatigue conduits sur les composants en A357-T6 issus de deux coulées différentes (saine et dégradée) ont donné les mêmes résultats en termes de durée de vie. En ce qui concerne les composants non conformes en CND (coulée dégradée), les défauts internes identifiés par le contrôle CND n'ont pas généré un abattement sur les propriétés en fatigue du composant selon le type de chargement choisi. Dans ce paragraphe, une analyse en micro-tomographie RX 3D a été conduite sur deux parties (définies comme zone 1 et zone 2 en Figure 3.35) prélevées à partir d'un couvercle en A357-T6 non conforme issu de la coulée dégradée pour caractériser les défauts naturels internes "non nocifs" vis-à-vis des essais de fatigue. L'analyse conduite porte sur une caractérisation de ces défauts internes pour déterminer le type de défaut et en estimer la taille et la position spatiale. Une analyse précédente en tomographie RX 3D avait déjà été conduite pendant le projet ANR-IDEFFAAR sur ce composant, mais à cause de la taille importante de la pièce (environ 40 cm en longueur) la résolution finale de l'acquisition n'a pas permis une analyse détaillée des défauts naturels introduits dans la coulée. Cette analyse précédente a, tout de même, permis d'identifier les zones du composant avec les défauts internes et de cibler les prélèvements sur les zones 1 et 2 (Figure 3.35) pour poursuivre l'analyse.

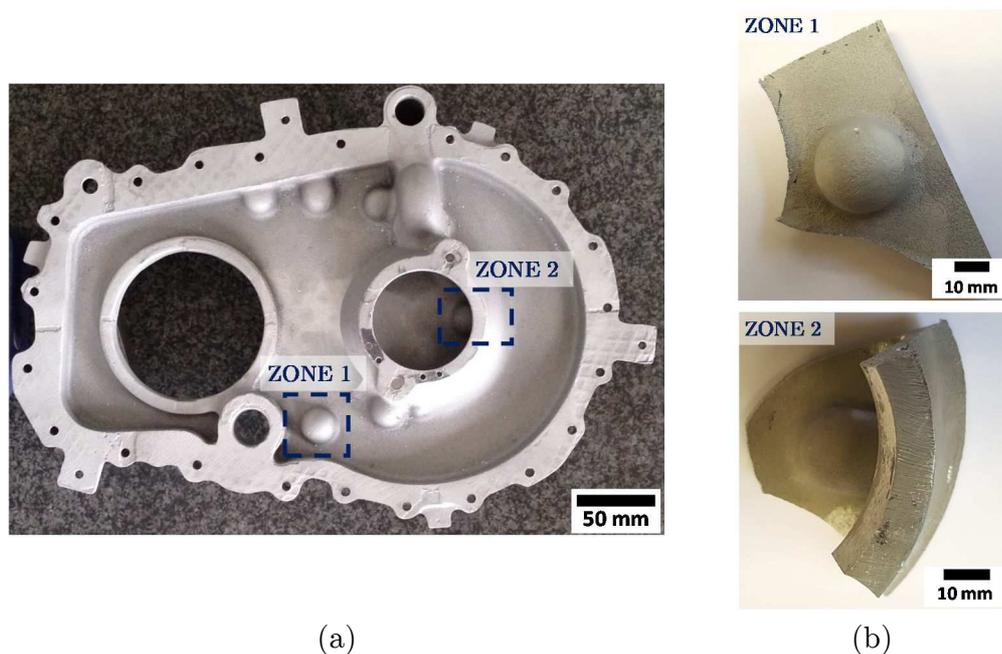


Figure 3.35 : Zones de prélèvement sur un couvercle en A357-T6 issu de la coulée dégradée pour caractériser les défauts naturels

L'acquisition des deux prélèvements est faite sur un tomographe de laboratoire RX-SOLUTIONS. La taille importante des prélèvements (épaisseur traversé d'environ 5 cm) a limité la résolution des images tomographiques à une taille de voxel de 35 μm qui reste quand même raisonnable pour analyser des défauts de taille supérieure à 200 μm .

La différence de densité entre le matériau et les défauts (typiquement du vide), permet d'avoir un bon contraste sur les images. L'étape de segmentation permet de séparer les

défauts du reste du matériau. Un seuillage a été imposé pour éliminer les défauts de taille inférieure à 200 voxel, ce qui correspond à une taille de défaut d'environ 200 μm (exprimée en $\text{VOLUME}^{1/3}$). La taille de défaut est exprimée en $\text{VOLUME}^{1/3}$ pour reporter la taille de défaut à une longueur. Le choix du paramètre $\text{VOLUME}^{1/3}$ au lieu du paramètre $\text{AIRE}^{1/2}$ a été faite parce que les défauts n'ont pas amorcé des fissures critiques, donc il n'y a pas un plan de fissuration sur lequel projeter la surface du défaut, mais seulement une indication sur la direction de la contrainte principale maximale ($\sigma_{I,max}$) si on connaît la répartition des contraintes sur la pièce. Le paramètre $\text{VOLUME}^{1/3}$ est ainsi indépendant du chargement et permet d'avoir une indication de la taille du défaut sans prendre en compte le plan que la fissure a choisi pour propager. Dans le cas d'une analyse des défauts sur un faciès de rupture, le paramètre $\text{AIRE}^{1/2}$ semble être la variable la plus cohérente à exploiter pour représenter la taille d'un défaut, vu que la notion de volume n'est pas connue. Dans le cas d'une analyse en micro-tomographie RX 3D où nous avons accès à la position spatiale ainsi qu'au volume du défaut, le paramètre $\text{VOLUME}^{1/3}$ semble être le plus pertinent pour représenter la taille d'un défaut et a été retenu pour la suite des analyses faites en micro-tomographie RX 3D qui seront détaillées dans les chapitres 4 et 5.

Une analyse de la distribution de la taille de défaut dans les deux prélèvements a été conduite. Concernant le prélèvement dans la zone 1, on peut voir que la presque totalité des défauts internes se trouve entre 200 μm et 600 μm (Figure 3.36b). A côté de ces porosités de taille inférieure à 1 mm on trouve un défaut de taille très importante (environ 8.48 mm) de type retassure cavité, identifié par la zone D en Figure 3.36a.

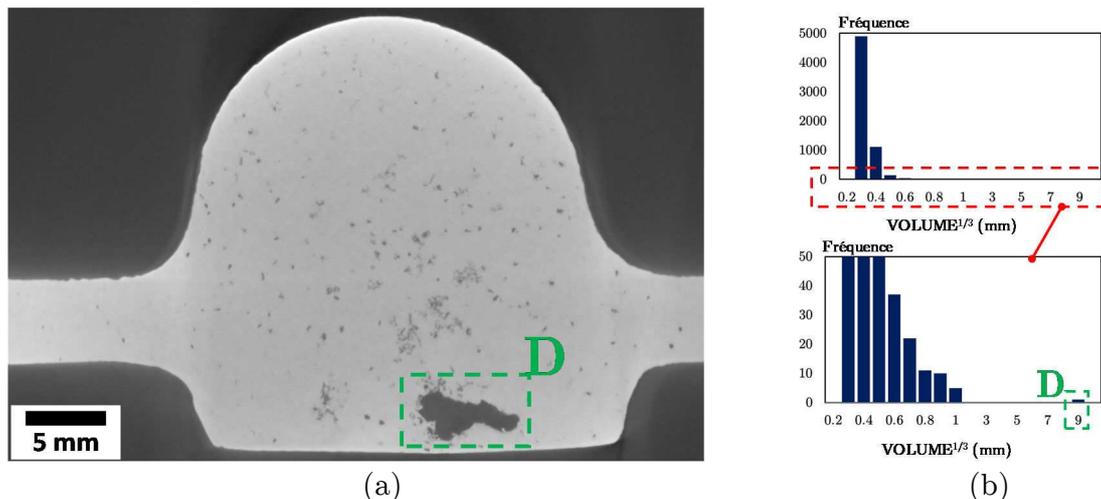


Figure 3.36 : (a) Image tomographique de la zone 1 de prélèvement indiquant la présence d'une retassure de type cavité de taille $\text{VOLUME}^{1/3} = 8.48\text{mm}$, (b) distribution de la taille des défauts dans la zone 1 de prélèvement

Une analyse similaire a été conduite aussi dans la zone 2 (Figure 3.37) et le résultat de la distribution des défauts est la même de celle vue dans la zone 1. Aussi dans cette partie du composant on trouve un défaut de taille très importante (environ 8.35 mm) de type retassure spongieuse. Une reconstruction 3D des défauts dans les deux zones de prélèvement est montrée dans la Figure 3.38b pour la zone 1 et dans la Figure 3.39b pour la zone 2. Dans le cas des composants dégradés les résultats des essais de fatigue ont montré que les défauts n'ont pas généré un abatement et qu'ils n'ont pas généré de fissures

secondaires détectables par contrôle en ressuage. La raison de la non-nocivité de ces défauts est liée au chargement de la pièce qui ne génère pas des contraintes suffisantes dans les zones avec les défauts naturels.

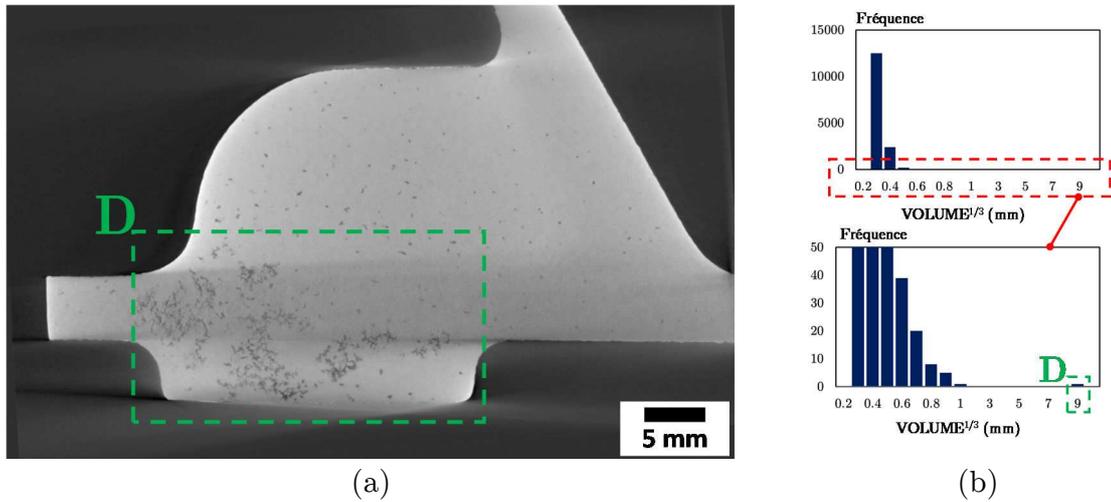


Figure 3.37 : (a) Image tomographique de la zone 1 de prélèvement indiquant la présence d'une retassure de type spongieuse de taille $VOLUME^{1/3} = 8.35\text{mm}$, (b) distribution de la taille des défauts dans la zone 1 de prélèvement

Une analyse de la distribution de la contrainte équivalente de Crossland a été conduite dans les deux zones prélevées.

La Figure 3.38c montre la distribution de la contrainte équivalente de Crossland dans la zone 1. On peut remarquer que dans cette zone, globalement il y a un niveau de contrainte équivalente très faible, d'environ 20 MPa, qui n'est visiblement pas suffisant pour pouvoir permettre l'activation de l'amorçage d'une fissure sur le défaut, même si le défaut est de taille très importante. Un résultat identique a été identifié pour la zone 2 de prélèvement, où le niveau de contrainte équivalente de Crossland est inférieur à 20 MPa. Dans les deux zones observées, une analyse de la taille critique du défaut a été également conduite en utilisant le critère DSG proposé dans le paragraphe 3.5. La Figure 3.38d montre la cartographie de la taille critique de défaut dans la zone 1 de prélèvement. Le résultat montre que la zone est en dehors des limites de validité du critère (Figure 3.22) qui dans ce cas coïncide avec une taille critique de défaut négative ($\sigma_{Cr}^{Pt,MAX} < \beta_{Cr}(N)$), c'est-à-dire que la zone n'est pas suffisamment sollicitée et donc n'est pas prise en compte par le critère DSG. Le résultat présenté se réfère au critère DSG avec prise en compte du gradient de contrainte à l'échelle macroscopique du composant, mais le résultat reste identique même si l'on ne prend en compte que le gradient à l'échelle du défaut, étant donné que le chargement est tellement faible de ne pas dépasser la valeur de $\beta_{Cr}(N) = 116\text{ MPa}$ pour $N = 10^6$ cycles). Un résultat identique a été obtenu pour la zone 2 de prélèvement comme montré en Figure 3.39d. Dans les deux cas une reconstruction 3D des défauts dans l'espace a été conduite et elle est présentée en Figure 3.38b pour la zone 1 et en Figure 3.39b pour la zone 2.

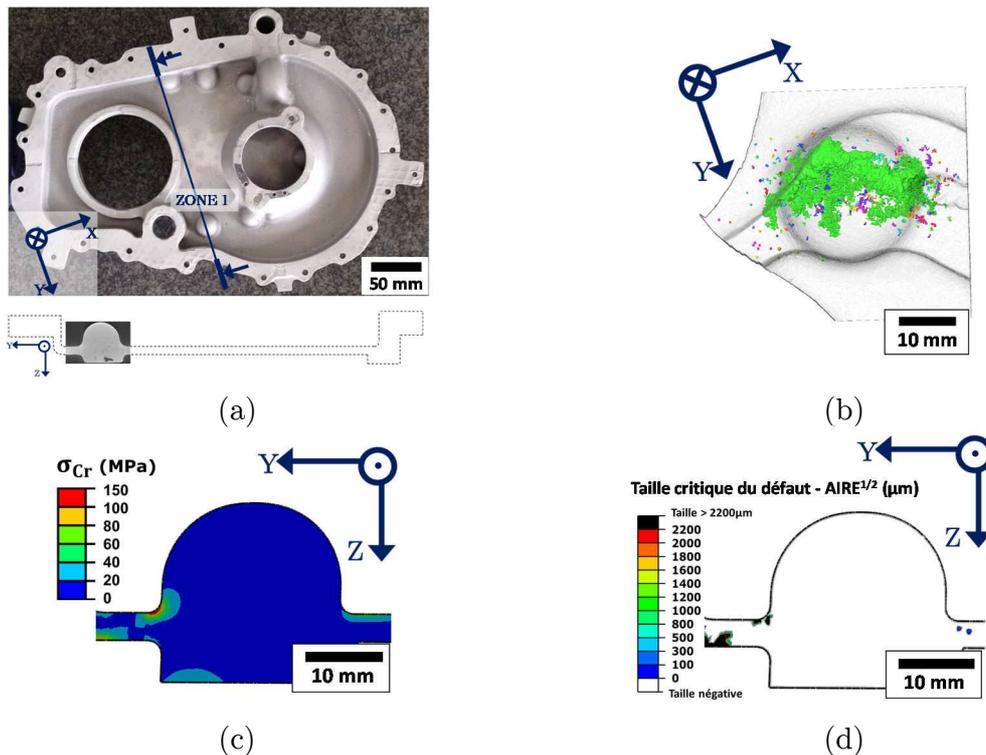


Figure 3.38 : (a) Localisation de la zone 1 observée sur les simulations numériques dans le composant, (b) reconstruction 3D des défauts dans la zone 1 de prélèvement, (c) distribution de la contrainte équivalente de Crossland dans la zone 1 de prélèvement, (d) cartographie de la taille critique de défaut dans la zone 1 de prélèvement

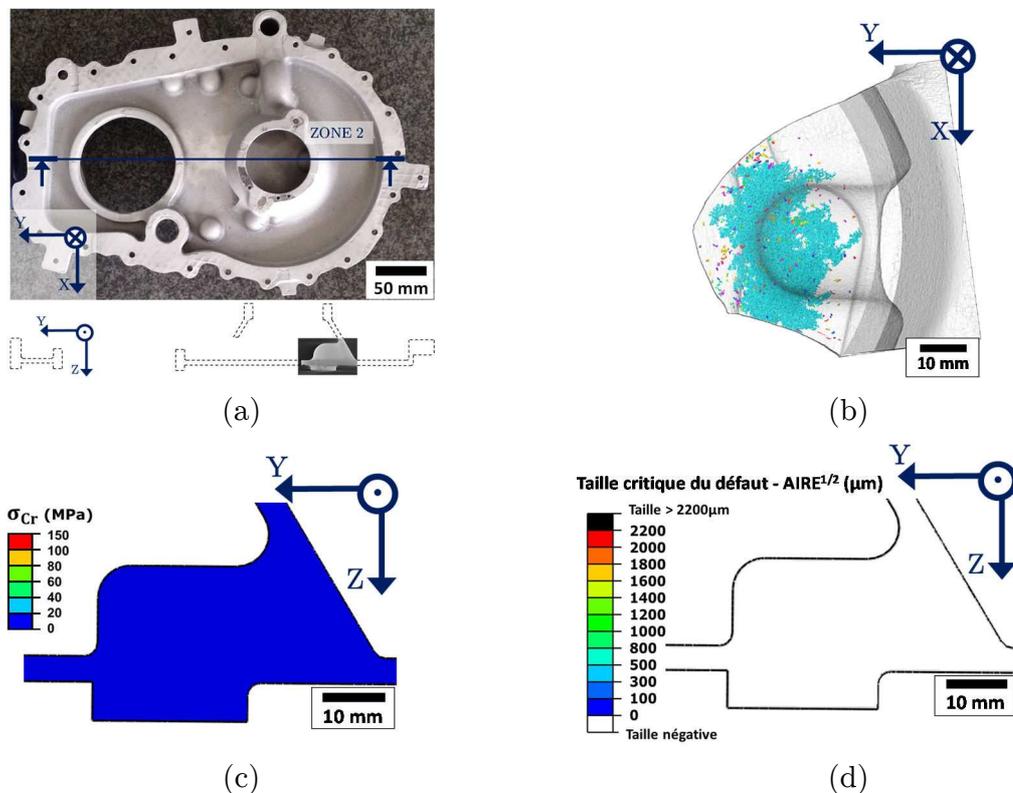


Figure 3.39 : (a) Localisation de la zone 2 observée sur les simulations numériques dans le composant, (b) reconstruction 3D des défauts dans la zone 2 de prélèvement, (c) distribution de la contrainte équivalente de Crossland dans la zone 1 de prélèvement, (d) cartographie de la taille critique de défaut dans la zone 2 de prélèvement

L'analyse conduite en micro-tomographie RX 3D a montré que l'amorçage sur un défaut interne est une condition plutôt rare aussi dans le cas d'un essai à l'échelle d'un composant, dans un régime de fatigue à grand nombre de cycles. La faible criticité d'un défaut interne peut se reconduire à un effet d'environnement qui peut influencer la vitesse de propagation des fissures. Comme montré dans la revue bibliographique (paragraphe 1.2.3) des études conduites par Serrano-Munoz et al. [Serrano-Munoz 2014; Serrano-Munoz et al. 2017] sur l'alliage A357-T6 ont montré que l'amorçage d'une fissure de fatigue à partir d'un défaut interne (sans exposition à l'environnement extérieur) engendre une réduction de la vitesse de propagation des fissures (qui est très proche d'une condition de propagation sous vide). L'application d'un critère de type DSG, pour l'estimation de la taille critique d'un défaut interne, doit prendre en compte cet effet d'environnement en considérant des paramètres matériau estimés dans une condition d'amorçage interne (ou sous vide). Une analyse plus approfondie des effets liés à l'environnement ainsi que à la position d'un défaut naturel seront détaillées dans le Chapitre 5.

3.7 Extension du critère DSG pour l'estimation de la cartographie de la taille de défaut admissible

Dans le paragraphe 3.5.1 nous avons testé le critère DSG pour obtenir la cartographie de la taille admissible de défaut sur un composant de type couvercle en utilisant deux formulations différentes. Les résultats ont montré que pour un critère DSG qui prend en compte seulement le gradient à l'échelle du défaut, on obtient des résultats conservatifs, parce qu'on ne prend pas en compte l'effet du gradient de contrainte macroscopique qui a été démontré dans le paragraphe 3.4 comme un paramètre qui peut influencer la durée de vie en fatigue du composant. Nous avons ainsi proposé une modification dans l'identification d'un paramètre matériau ($a_{\nabla, def}$) qui a été calibré en prenant en compte l'effet du gradient macroscopique de contrainte à l'échelle de la pièce. Les résultats obtenus avec ce critère sont moins conservatifs, mais cependant la prise en compte d'un gradient de contrainte linéaire moyen de la structure à travers un paramètre matériau, permet de simplifier le modèle mais ne permet pas de capter l'effet du gradient de contrainte en chaque point de la structure, qui n'est pas constant mais très variable en fonction de la géométrie et de l'état de contrainte de la pièce. Cependant, une définition plus riche du gradient peut se faire mais ça suppose l'utilisation de six paramètres matériau et l'utilisation d'un gradient non linéaire [Luu et al. 2014].

La présence d'une distribution très variée du gradient de contrainte à l'échelle de la structure, pour être prise en compte, nécessite un critère qui puisse l'évaluer en chaque point de la structure et corriger la contrainte équivalente de l'effet du gradient macroscopique avant de calculer les contraintes autour du défaut. Dans ce paragraphe nous proposons une ouverture vers une extension du critère DSG qui puisse s'affranchir de l'estimation d'un paramètre matériau pour prendre en compte le gradient macroscopique à l'échelle du composant. Sur la Figure 3.40 est montré le schéma de calcul proposé pour pouvoir estimer le gradient de contrainte à l'échelle de la structure en chaque point du composant. Le schéma de départ est le même que celui adopté dans les analyses précédentes

et montré en Figure 3.21. Dans cette proposition, on fixe la taille de défaut et on déroule l'analyse pour obtenir une cartographie des zones critiques pour cette taille de défaut donnée. Après avoir estimé l'état des contraintes sur le modèle aux éléments finis de la pièce on choisit d'évaluer la distribution de la contrainte équivalente dans une direction normale au plan tangent à la surface dans le point considéré. La valeur de la contrainte équivalente est calculée pour une distance égale à la taille de défaut (deuxième bloc dans le schéma de Figure 3.40). Ceci est la nouvelle valeur de contrainte en entrée du modèle de l'inclusion équivalente d'Eshelby et à partir d'ici on garde les mêmes hypothèses de défaut sphérique isolé et de loi de comportement élastique linéaire déjà formulées pour le critère DSG. La dernière étape de calcul permet d'appliquer le critère DSG et d'obtenir la cartographie des zones critiques pour une taille de défaut donnée. La nouvelle formulation du critère DSG peut s'écrire comme il suit :

$$\sigma_{eq}^{DSG} = \sigma_{eq}^{Pt,MAX} \Big|_{d=taille} - a_{\nabla,def} \nabla \sigma_{eq}^{Pt} \Big|_{d=taille} \quad (3.14)$$

Le paramètre $a_{\nabla,def}$ dans ce cas ne dépendra que des défauts et l'influence du gradient de contrainte sera prise en compte avant d'appliquer le critère. L'implémentation dans une routine de post-traitement de ce type de modèle est plus complexe à cause de la définition d'un chemin sur lequel calculer le gradient pour une direction donnée en chaque point de la structure. Cette étape de calcul nécessite un nombre de ressources non négligeable ainsi que d'un temps de calcul plus élevé.

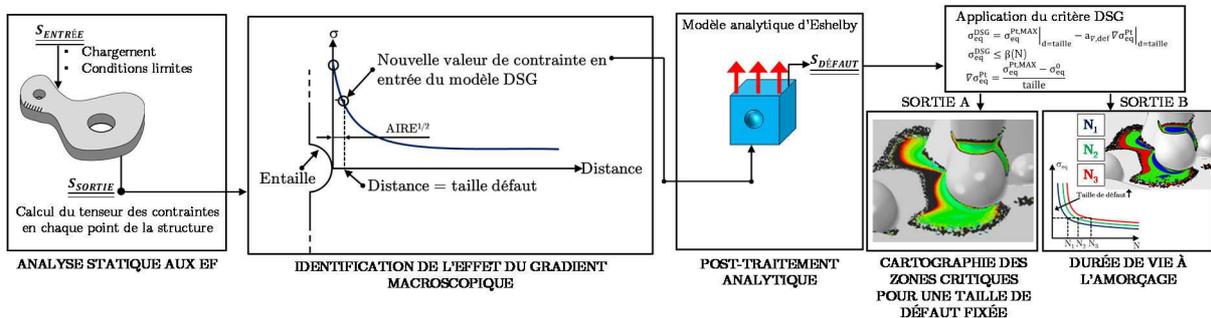


Figure 3.40 : Schéma de calcul de la contrainte à appliquer dans le modèle DSG

– Effet de l'application d'un champ non homogène sur l'estimation du champ de contraintes autour d'un défaut sphérique

Une correction de l'effet du gradient de contrainte à l'échelle de la pièce comporte l'introduction, en entrée du modèle analytique d'Eshelby, d'un champ de contraintes qui n'est pas homogène. La théorie de l'inclusion équivalente d'Eshelby a comme hypothèses de base que le défaut soit isolé et que le champ de contraintes appliqué soit homogène [Eshelby 1961; Mura 1987].

Si on considère un cas de traction uniaxiale (Figure 3.41), selon la théorie de l'inclusion équivalente d'Eshelby, on peut connaître le facteur de concentration des contraintes à appliquer au chargement de départ σ_{11}^0 pour estimer le champ local des contraintes autour du défaut sphérique.

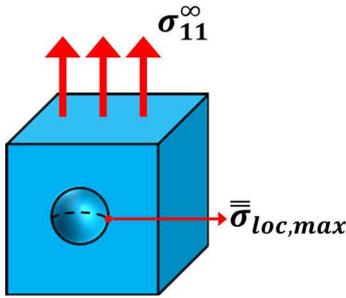


Figure 3.41 : Schéma d'évaluation de la contrainte maximale locale autour d'un défaut sphérique dans un cas de traction uniaxiale selon la théorie de l'inclusion équivalente d'Eshelby

On obtient que le point le plus sollicité se trouve sur l'équateur du défaut sphérique et que le tenseur de contrainte maximale locale peut s'écrire comme il suit :

$$\bar{\sigma}_{loc,max} = \sigma_{11}^\infty \begin{pmatrix} 2.05 & 0 & 0 \\ 0 & 0.136 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (3.15)$$

Des simulations numériques aux éléments finis ont été conduites pour estimer l'erreur que l'on commet en calculant l'état de contraintes autour d'un défaut sphérique qui est influencé par un champ de contraintes non homogène (résultats produits pendant le stage de Lalithya Rani Sukumar [Sukumar 2016]). Plus en détail, nous avons considéré les effets d'un champ de contraintes défini par un défaut sphérique de rayon $r_1 = 1$ mm et au fond de ce défaut nous avons introduit un défaut sphérique de rayon $r_2 = 0.1$ mm, le modèle simplifié (1/8 du modèle complet) ainsi que les conditions limites utilisées sont montrés en Figure 3.42.

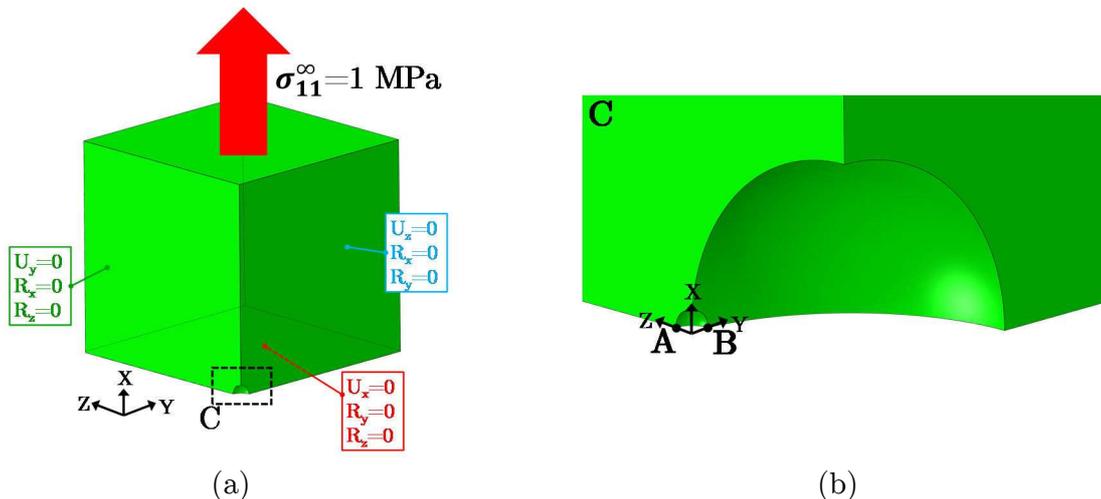


Figure 3.42 : Modèle utilisé pour calculer le champ de contraintes aux éléments finis (étude simplifiée à 1/8 du modèle complet)

Les conditions limites appliquées sont montrées en Figure 3.42a et correspondent à 3 appuis plans qui permettent l'expansion en volume du cube sollicité pendant la simulation, le chargement appliqué est constant et égale à 1 MPa dans la direction X positive. Pour le maillage convergé, nous avons utilisé des éléments de type tétraèdre avec une fonction d'interpolation quadratique (C3D10). La taille du maillage dans la zone C de Figure 3.42

a été choisie 10 fois plus petite par rapport au rayon r_2 donc équivalente à 10 μm . Les résultats des simulations ont été comparés avec les résultats analytiques obtenus en utilisant le modèle analytique d'Eshelby sur un défaut de rayon $r = r_2 = 0.1 \text{ mm}$ avec un chargement appliqué égale au chargement maximale ($\bar{\sigma}_{loc,max}$) que l'on a sur l'équateur d'un défaut sphérique, en traction uniaxiale, si on applique un chargement de 1 MPa :

$$\bar{\sigma}_{loc,max} = 1 \text{ MPa} \begin{pmatrix} 2.05 & 0 & 0 \\ 0 & 0.136 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (3.16)$$

Les résultats des simulations numériques et du modèle analytique sont montrés en Figure 3.43. La comparaison entre les deux résultats a été conduite dans le point A (Figure 3.42b). Pour les comparaisons il a été choisi d'utiliser le même repère local centré dans le défaut de rayon r_2 (Figure 3.42b).

$$\bar{\sigma}_{A-EF} = \begin{pmatrix} 3.29 & 0 & 0 \\ 0 & 0.266 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (a) \quad \bar{\sigma}_{A-Esh} = \begin{pmatrix} 4.21 & 0 & 0 \\ 0 & 0.156 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (b)$$

Figure 3.43 : (a) Tenseur de contrainte local calculé dans le point A en utilisant les éléments finis, (b) tenseur de contrainte local calculé dans le point A en utilisant la théorie analytique de Eshelby

On trouve que l'erreur commise en utilisant le modèle d'Eshelby sur la contrainte σ_{xx} n'est pas négligeable et est de l'ordre de 28%. Une analyse supplémentaire a été conduite pour voir si l'effet du champ non homogène peut être réduit en considérant que le chargement à appliquer dans le modèle d'Eshelby ne soit pas le maximale ($\bar{\sigma}_{loc,max}$) mais pris à une distance égale à la taille de défaut (exprimé en $\text{AIRE}^{1/2}$). Si on considère le cas d'un seul défaut sphérique, on peut tracer la distribution de la contrainte σ_{xx} dans l'épaisseur (direction Z en Figure 3.44).

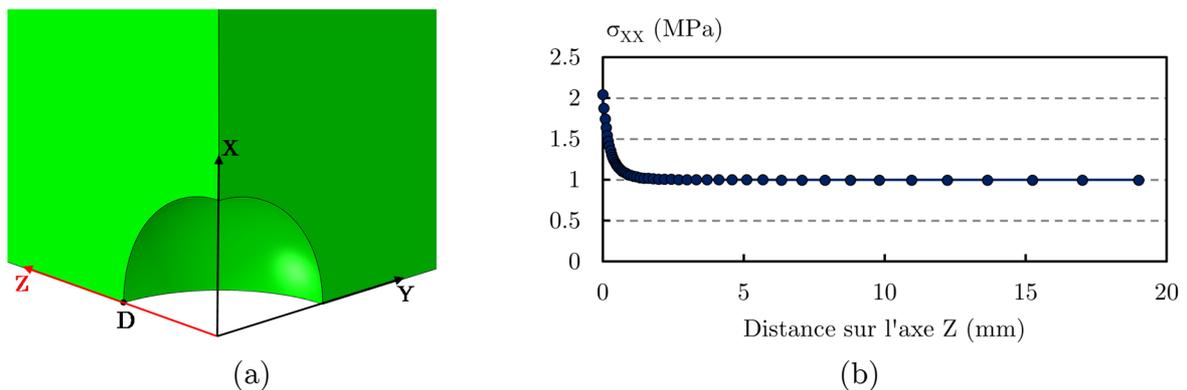


Figure 3.44 : (a) Modèle utilisé pour estimer l'évolution de la contrainte σ_{xx} dans la direction Z à partir du point D, (b) évolution de la contrainte σ_{xx} dans la direction Z

Si l'on considère la contrainte σ_{xx} à une distance égale à 0.125 mm qui correspond à la taille du défaut de rayon r_2 on obtient une valeur de contrainte $\sigma_{xx} = 1.59 \text{ MPa}$. On utilise le même principe pour la contrainte $\sigma_{yy} = 0.054 \text{ MPa}$ et on obtient que le chargement à appliquer dans le modèle analytique d'Eshelby peut s'écrire comme suit :

$$\bar{\sigma}_{loc, corr} = 1 \text{ MPa} \begin{pmatrix} 1.59 & 0 & 0 \\ 0 & 0.054 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (3.17)$$

En utilisant ce chargement, on obtient que l'erreur sur la contrainte σ_{xx} calculé dans le point A de Figure 3.42b se réduit à 0.74%, les tenseurs complets sont montrés en Figure 3.45.

$$\bar{\sigma}_{A-EF} = \begin{pmatrix} 3.29 & 0 & 0 \\ 0 & 0.266 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \text{ MPa} \quad \bar{\sigma}_{A-Esh, corr} = \begin{pmatrix} 3.26 & 0 & 0 \\ 0 & 0.327 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \text{ MPa}$$

(a) (b)

Figure 3.45 : (a) Tenseur de contrainte local calculé dans le point A en utilisant les éléments finis, (b) tenseur de contrainte local calculé dans le point A en utilisant la théorie analytique de Eshelby après correction du chargement imposé

Les mêmes simulations ont été conduites pour d'autres valeurs du rayon r_2 et les valeurs de l'écart sur la contrainte σ_{xx} sont montrés dans le Table 3.5, globalement on obtient que l'erreur maximale est de l'ordre de 1.41% pour le défaut de rayon $r_2 = 0.5$ mm.

Table 3.5 : Erreur obtenue sur la contrainte σ_{xx} pour des différentes valeurs du rayon r_2

Rayon r_2 (mm)	0.1	0.2	0.3	0.4	0.5
% erreur	0.74	1.13	1.13	0.77	1.41

Le résultat de cette analyse montre qu'effectivement, si on considère la contrainte à une distance égale à la taille du défaut, dans le cas d'un champ non homogène on arrive à réduire l'erreur sur l'estimation des champs mécaniques autour d'un défaut sphérique en utilisant la théorie d'Eshelby. Il est évident que ce résultat est à reconduire pour des cas de chargement plus complexes, mais cette première analyse dans un cas uniaxiale montre que le choix fait dans l'extension du critère DSG pour prendre en compte le gradient de contrainte à l'échelle du composant est un bon point de départ.

– **Exemple d'une simulation des zones critique sur pièce pour une taille de défaut fixée**

Deux simulations ont été conduites pour tester la nouvelle formulation du critère DSG. Nous avons repris le cas d'étude B, les simulations ont été conduites pour deux tailles de défaut données (945 μm et 1250 μm). Le contour rouge superposé sur l'image du composant avec les défauts, indique les zones de la pièce critiques vis-à-vis de la taille de défaut testée. La Figure 3.46a montre les zones de la pièce où une taille de défaut supérieure à 945 μm peut amorcer une fissure de fatigue, la Figure 3.46b montre une simulation conduite pour une taille de défaut de 1250 μm .

Défauts artificiels 1-7 – $\text{AIRE}^{1/2} = 1250 \mu\text{m}$

Défaut artificiel 8 – $\text{AIRE}^{1/2} = 945 \mu\text{m}$

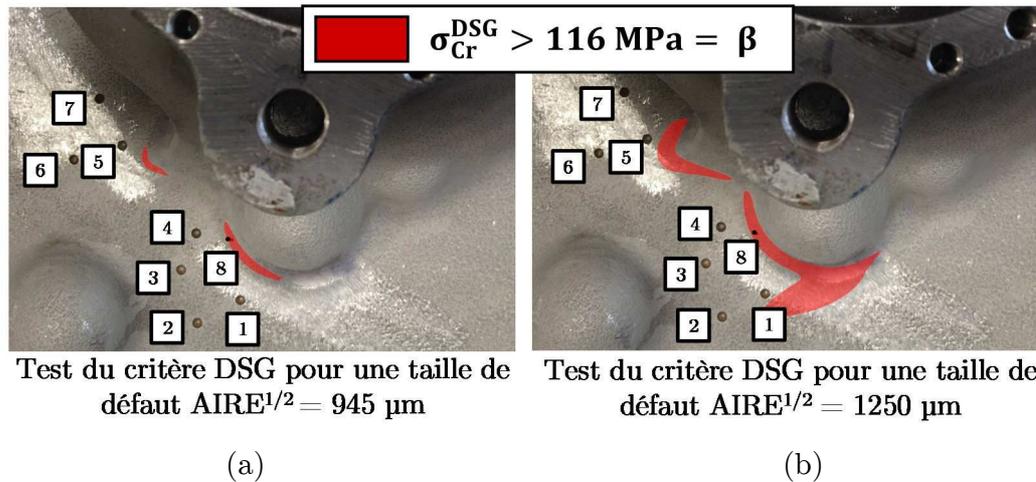


Figure 3.46 : Simulation du critère DSG pour une taille de défaut de (a) $945 \mu\text{m}$, (b) $1250 \mu\text{m}$

D'un point de vue quantitatif le critère montre que le seul défaut critique pour les deux tailles testées est le défaut 8 et le résultat est en accord avec la cartographie de la taille critique de défaut proposée dans le paragraphe 3.4.

Globalement une approche de ce type, est plus riche d'un point de vue de l'estimation du gradient de contrainte macroscopique étant donné que ce paramètre est calculé de façon autonome et ne dépend pas d'un paramètre spécifique calculé sur éprouvette. Il reste toujours à définir la typologie de gradient à appliquer, ici on propose de calculer le gradient dans une seule direction et de limiter la valeur de la contrainte à appliquer à une distance égale à la taille de défaut. Une approche de ce type, toutefois, n'empêche pas une définition différente du gradient de contrainte, plus complexe, en introduisant aussi la théorie de la distance critique couplé aux effets de gradient [Tovo et al. 2008; Sun et al. 2016].

Comme déjà discuté précédemment, le critère proposé, estime l'état des contraintes autour d'un défaut sphérique en utilisant la théorie de l'inclusion équivalente d'Eshelby, dans la réalité, les défauts naturels ont une forme plutôt complexe comme montré par l'analyse en micro-tomographie RX 3D du paragraphe 3.6. La morphologie complexe des retassures, peut engendrer des effets sur les champs de contraintes autour du défaut qui n'est plus approximable avec une sphère. Des effets de morphologie sont donc à prendre en considération pour pouvoir estimer plus correctement le champ de contraintes à l'échelle du défaut. Dans les travaux de Vincent et al. [Vincent et al. 2014] la théorie d'Eshelby a été appliqué pour calculer l'état de contraintes autour d'un défaut de forme ellipsoïdale qui se prête mieux à approximer le champ complexe autour d'un défaut naturel. Une analyse des effets de la morphologie complexe des défauts naturels de type retassure sera détaillée dans le Chapitre 4. La position du défaut est un autre aspect à prendre en considération étant donné que des paramètres matériaux estimés seulement pour des défauts de surface peuvent ne pas être valables dans le cas d'un effet d'environnement type vide, ces aspects seront traités dans le Chapitre 5.

3.8 Synthèse du Chapitre 3

Une analyse complète, en fatigue à grand nombre de cycles, a été conduite sur un composant coulé en utilisant l'alliage d'aluminium de fonderie A357-T6. L'analyse a été menée en plusieurs étapes pour analyser en détail les différents effets influençant la durée de vie de la pièce.

Dans la première étape de l'étude, deux coulées (saine et dégradée avec défauts naturels) ont été testées en fatigue sur un banc conçu pour réaliser les essais directement à l'échelle du composant complet. Globalement, il a été identifié que la rupture des composants se produit toujours dans une zone macroscopique spécifique, définie comme "Zone A", et que à l'origine de l'amorçage il n'y a pas de défauts naturels de type retassure, mais plutôt des inclusions de type oxyde "old". La microstructure des deux coulées a été analysée et donne une SDAS très proche (comprise entre $33 \mu\text{m} \pm 2 \mu\text{m}$ et $36 \mu\text{m} \pm 6 \mu\text{m}$). Les résultats des essais de fatigue et de l'analyse microstructurale ont permis de conclure que les deux coulées peuvent se considérer égales vis-à-vis de la durée de vie en fatigue pour le type de chargement appliqué, étant donné que les défauts naturels de la coulée dégradée n'ont activé aucun mécanisme d'amorçage macroscopique. Une analyse en micro-tomographie RX 3D a été conduite sur deux prélèvements issus d'un composant de la coulée dégradée. Les défauts naturels ont été caractérisés en termes de type et taille (exprimée sous forme de $\text{VOLUME}^{1/3}$). Pour les deux prélèvements on trouve que le défaut principale est de type retassure cavité ou spongieuse et que la taille est d'environ 8 mm. Aucune fissure n'a été détectée autour des défauts naturels (pour une taille de voxel de $35 \mu\text{m}$).

Globalement la durée de vie de ces composants (pour les conditions de chargement et d'inspection utilisées) comporte une phase de propagation importante (80% de la durée de vie en propagation pour une fissure de taille initiale $a_i = 1 \text{ mm}$ et une durée de vie totale de $7.46 \cdot 10^5$ cycles).

Un modèle aux éléments finis du composant a été réalisé pour modéliser la durée de vie en utilisant un critère de fatigue multiaxiale. Un critère de fatigue à l'amorçage basé sur la contrainte équivalente de Crossland a été proposé pour modéliser la durée de vie des composants en absence de défauts (on ne considère pas les défauts naturels étant donné que n'ont pas amorcé des fissures). Le critère proposé prend en considération le gradient de contrainte à l'échelle macroscopique du composant avec une fonction linéaire. Les simulations conduites ont montré que le critère proposé s'adapte bien aux résultats expérimentaux (erreur moyenne absolue en contrainte de l'ordre de 15%) et que l'effet du gradient macroscopique à l'échelle du composant a un impact majeur sur la modélisation de la durée de vie à l'amorçage de la pièce.

Une deuxième conclusion peut se faire sur l'effet de l'état de surface de la pièce (en termes de rugosité). Ce paramètre ne semble pas influencer la durée de vie de la pièce (à iso SDAS et iso défauts), si on considère un impact mineur des contraintes résiduelles sur la pièce après traitement thermique T6 (non vérifié expérimentalement).

Une analyse de l'état de contraintes, dans les zones où les défauts naturels de type retassure ont été identifiés en tomographie, a été également conduite. Les zones analysées apparaissent déchargées (contrainte équivalente de Crossland inférieure à 20 MPa) et ceci

peut justifier la condition de non amorçage des fissures de fatigue sur les défauts naturels (même de taille importante).

Des essais de fatigue ont été également conduits sur trois composants dégradés en surface avec des défauts artificiels (17 défauts de forme presque sphérique) usinés par électroérosion. Les résultats des essais de fatigue ont été comparés avec des simulations numériques conduites sur le modèle aux éléments finis du composant où un critère de type DSG a été appliqué (en utilisant une routine un post-traitement des données de type UARM). La routine de post-traitement utilisée permet d'avoir une cartographie de la taille critique de défaut directement sur la surface du composant. Le critère DSG a été appliqué en utilisant deux identifications différentes (sans et avec prise en compte de l'effet du gradient macroscopique à l'échelle du composant). Dans le deuxième cas la prise en compte du gradient est intégrée dans l'identification du paramètre ($a_{\nabla,def}$) en utilisant un gradient moyen de la pièce. Les résultats ont montrés que le critère DSG sans prise en compte de l'effet du gradient de contrainte macroscopique est plus conservatif et sur les 17 défauts testés donne une erreur plus élevée (environ 41%) par rapport au critère DSG avec prise en compte du gradient macroscopique du composant (erreur moyenne d'environ 30%) qui, cependant, dans un cas n'as pas été conservatif. Une analyse du gradient de contrainte a été conduite dans les zones de la pièce où les défauts ont été introduits, il en résulte une distribution du gradient de contrainte plutôt variée (gradient de contrainte normé sur la contrainte de Crossland maximale qui varie entre 0.2 et 0.86). La simplification utilisée pour estimer l'effet du gradient réduit les étapes de calcul mais, dans un cas où la variation des gradients au niveau de la structure est trop complexe, risque d'être une approche trop simplifiée, même si d'un point de vue qualitatif elle identifie bien les zones critiques du composant.

Une extension du critère DSG a été proposée pour prendre en compte l'effet du gradient de contrainte macroscopique en chaque point de la structure. Pour faire ça, la contrainte en entrée du modèle DSG est évaluée à une distance (dans l'épaisseur de la pièce) égale à la taille de défaut. Ce modèle permet d'estimer les zones critiques de la pièce pour une taille de défaut fixée. Cependant une procédure itérative serait nécessaire pour avoir une cartographie complète pour plusieurs tailles de défaut. L'évaluation de l'état de contrainte autour du défaut est faite en utilisant le modèle analytique d'Eshelby en considérant un chargement non homogène, ce qui engendre une erreur dans l'évaluation de l'état de contrainte autour du défaut. L'erreur commise a été évaluée en traction uniaxiale en considérant un défaut sphérique (de rayon $r_2 = 0.1$ mm). Entre la solution analytique et une solution obtenue aux éléments finis, l'écart sur la contrainte dans la direction du chargement (dans ce cas σ_{xx}) est autour de 28%. Une correction de la contrainte non homogène a été proposée en appliquant comme chargement en entrée du modèle d'Eshelby, la contrainte évaluée dans l'épaisseur à une distance égale à la taille de défaut. L'écart sur la contrainte autour du défaut dans la direction du chargement (σ_{xx}) est réduit à environ 0.74%. Néanmoins ce résultat est valide en traction uniaxiale, une analyse plus détaillée serait nécessaire pour vérifier d'autres cas de chargement. Globalement une évaluation du gradient de contrainte en chaque point du composant, semble être une solution plus adaptée d'un point de vue de la modélisation de la durée de vie d'un composant complet.

Cependant le modèle proposé est dépendant du choix du type de gradient ainsi que de la direction de calcul. L'application d'autres méthodes n'est pas à négliger, étant donné que le gradient de contrainte capte des phénomènes très locaux. Des méthodes basées, par exemple, sur une approche de type volumique, sont envisageables pour permettre d'avoir un paramètre moins influencé par la contrainte locale. Ces critères peuvent s'associer (quand la base des données du matériau de référence est suffisamment large) à des approches probabilistes qui permettent d'avoir la probabilité de rupture en chaque point de la structure et au même temps de pouvoir prendre en considération plusieurs mécanismes d'amorçage en compétition entre eux (cf. paragraphe 1.4.3).

Chapitre 4

Impact de la morphologie des défauts sur la limite de fatigue

Ce chapitre est dédié à l'analyse de la morphologie des défauts naturels de type retassure, et de leur impact sur la limite de fatigue de l'alliage A357-T6. Deux types de défauts seront analysés : les retassures de type cavité (RC) et les retassures de type spongieuse (RS). Des éprouvettes avec défauts artificiels ont été également analysées. Sur ces éprouvettes une variation locale de la morphologie du défaut a été apportée en utilisant deux procédés d'usinage différents : l'électroérosion par enfonçage (EDM) et la Sonde Ionique Focalisée (FIB). Les défauts de type retassure ont été aussi caractérisés en μ -CT. Une reconstruction 3D des retassures de type cavité a été conduite pour obtenir la géométrie 3D et étudier les champs mécaniques autour des retassures par éléments finis. Enfin la morphologie globale des retassures a été comparée avec deux géométries équivalentes simplifiées : une sphère et un ellipsoïde.

Sommaire

4.1	Essais de fatigue à grand nombre de cycles (matériau avec défauts naturels / artificiels).....	156
4.1.1	Défauts de type retassure cavité.....	156
4.1.2	Défauts de type retassure spongieuse	164
4.1.3	Défauts artificiels de surface avec une morphologie locale complexe	167
4.1.4	Evolution de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut (diagramme de type Kitagawa-Takahashi)	179
4.1.5	Modélisation de la limite de fatigue à grand nombre de cycles en présence de défauts (naturels / artificiels)	183
4.1.6	Synthèse des résultats de fatigue à grand nombre de cycles	188
4.2	Analyse en micro-tomographie RX 3D des défauts naturels.....	189
4.2.1	Caractérisation 3D des défauts naturels par μ -CT.....	189
4.2.2	Evolution de la limite de fatigue en fonction des paramètres caractéristiques d'un défaut naturel de type retassure.....	192
4.2.3	Analyse de l'effet de taille et morphologie du défaut sur éprouvettes prélevées sur un carter de transmission	196
4.2.4	Synthèse de l'analyse en μ -CT des défauts naturels.....	200
4.3	Analyse des champs mécaniques autour d'un défaut naturel reconstruit par μ-CT	201
4.3.1	Simulations numériques aux éléments finis sur retassures de type cavité.....	201
4.3.2	Corrélation entre la morphologie complexe d'un défaut et une géométrie simplifiée....	206
4.3.3	Synthèse des résultats des simulations numériques conduites sur la géométrie réelle d'un défaut naturel	211
4.4	Synthèse du Chapitre 4.....	212

4.1 Essais de fatigue à grand nombre de cycles (matériau avec défauts naturels / artificiels)

Dans ce paragraphe sera détaillée l'analyse complète conduite sur les éprouvettes en A357-T6 avec défauts naturels de type retassure. Tous les essais de fatigue (comme décrit dans le Chapitre 2) ont été conduits en utilisant la méthode par paliers (step by step method), à température ambiante et pour un rapport de charge positif $R = 0.1$. La limite de fatigue a été identifiée pour un nombre de cycles $N = 2 \cdot 10^6$ cycles et pour chaque éprouvette testée. La classification des éprouvettes de fatigue a été conduite par radiographie aux rayons X par les techniciens experts niveau 3 au CTIF (Centre Technique des Industries de la Fonderie) de Sèvres. La caractérisation des défauts a été faite en utilisant les mêmes critères de décision normés qui sont adoptés, en phase de contrôle non destructif d'un composant complet, dans l'industrie.

4.1.1 Défauts de type retassure cavité

Les essais de fatigue ont été conduits sur des éprouvettes issues de trois coulées avec un niveau de dégradation différent établi par le CND aux rayons X selon la norme ASTM E2422-11 [ASTM E2422-11 2011]. Plus en détail, les résultats des essais de fatigue montrés dans ce paragraphe, se réfèrent aux éprouvettes issues des coulées avec défauts de type retassure cavité de grade 2, 3 et 4 (RC 2, RC 3 et RC 4). Un diagramme de type Wöhler a été construit (Figure 4.1), les courbes S-N montrent les tendances obtenues par les trois types de retassure cavité et l'abattement sur la limite de fatigue par rapport au matériau sain de référence (grade < 1). La présence des défauts naturels, comme attendu, réduit la limite de fatigue de l'alliage de fonderie A357-T6. Le résultat montre que pour des défauts de type retassure cavité, pour un grade de nocivité qui varie entre 2 et 3, l'abattement moyen sur la limite de fatigue est de 51% par rapport à la référence saine (grade < 1). Si on compare la limite de fatigue obtenue pour la nuance classée RC 2 et la nuance classée RC 3 on constate que l'écart pour $N = 2 \cdot 10^6$ cycles est négligeable, les deux coulées produisent le même abattement sur la limite de fatigue. La tendance est différente pour un grade de nocivité plus élevé (RC 4). Dans ce cas, l'abattement sur la limite de fatigue est plus marqué et s'élève à 77%.

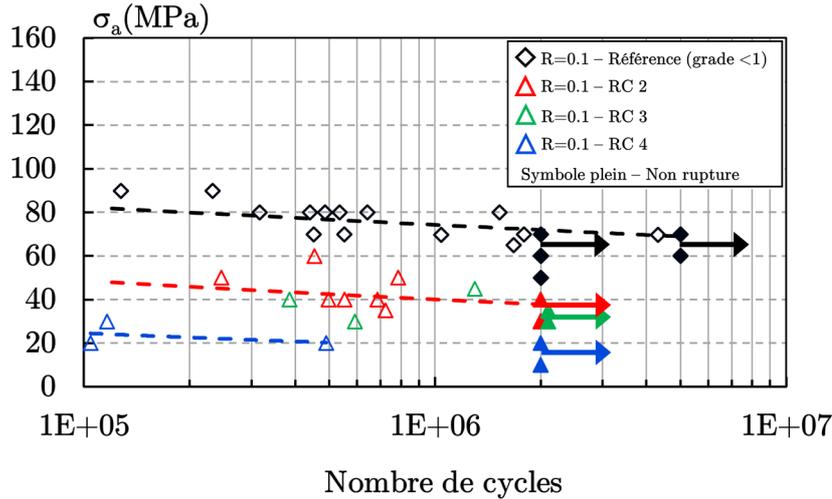


Figure 4.1 : Diagramme de Wöhler obtenu pour les éprouvettes qualifiées RC 2, RC 3 et RC 4 pour un rapport de charge positif $R = 0.1$ (fréquence de 106 Hz)

Une synthèse des limites de fatigue estimées avec la méthode par paliers est présentée dans le Table 4.1.

Table 4.1 : Limite de fatigue pour chaque coulée avec défauts naturels obtenue avec la méthode par paliers pour $N = 2 \cdot 10^6$ cycles (valeurs exprimées en amplitude de contrainte)

Coulée	R	σ_D^{ta} (MPa)
Saine (grade < 1)	0.1	69
Retassure cavité grade 2 (RC2)	0.1	36
Retassure cavité grade 3 (RC3)	0.1	32
Retassure cavité grade 4 (RC4)	0.1	15
Retassure spongieuse grade 2 (RS2)	0.1	36
Retassure spongieuse grade 3 (RS3)	0.1	34

Une analyse des faciès de rupture a été conduite pour les trois familles de défauts afin de comprendre l'origine de l'amorçage et estimer la taille de défaut, exprimée comme $AIRE^{1/2}$ pour chaque défaut à l'origine de la rupture des éprouvettes.

En présence de défauts de type retassure cavité, l'amorçage des fissures de fatigue se produit systématiquement au niveau des défauts. En fonction de la position des retassures on peut amorcer une ou plusieurs fissures en surface, en interne ou au même temps en interne et en surface sur des défauts différents. Dans ce paragraphe l'analyse sera concentrée seulement sur des cas d'amorçage de fissure sur un ou plusieurs défauts en surface ou en sous-couche, ce qui est le cas le plus fréquent qui a été observé pendant la campagne d'essais. Une analyse détaillée de la position des défauts et par conséquent des amorçages en interne sera conduite dans le Chapitre 5.

– **Retassures de type cavité grade 2 (RC 2)**

La Figure 4.2 montre le faciès de rupture de l'éprouvette 30-2 (RC 2), qui montre une retassure de type cavité (dans la zone D) à l'origine de l'amorçage d'une fissure critique. La taille du défaut (1619 μm) a été calculée en suivant la méthode proposée dans le paragraphe 2.3. Il est important de remarquer que la première phase d'amorçage d'une microfissure à partir d'un pore de surface de type retassure, sur des alliages de fonderie de la famille Al-7Si-Mg, normalement correspond à la décohésion des particules de Silicium dans les zones eutectiques localisées dans les zones convexes des pores, comme a été montré dans les travaux conduits par Buffière et al. [Buffière et al. 2001].

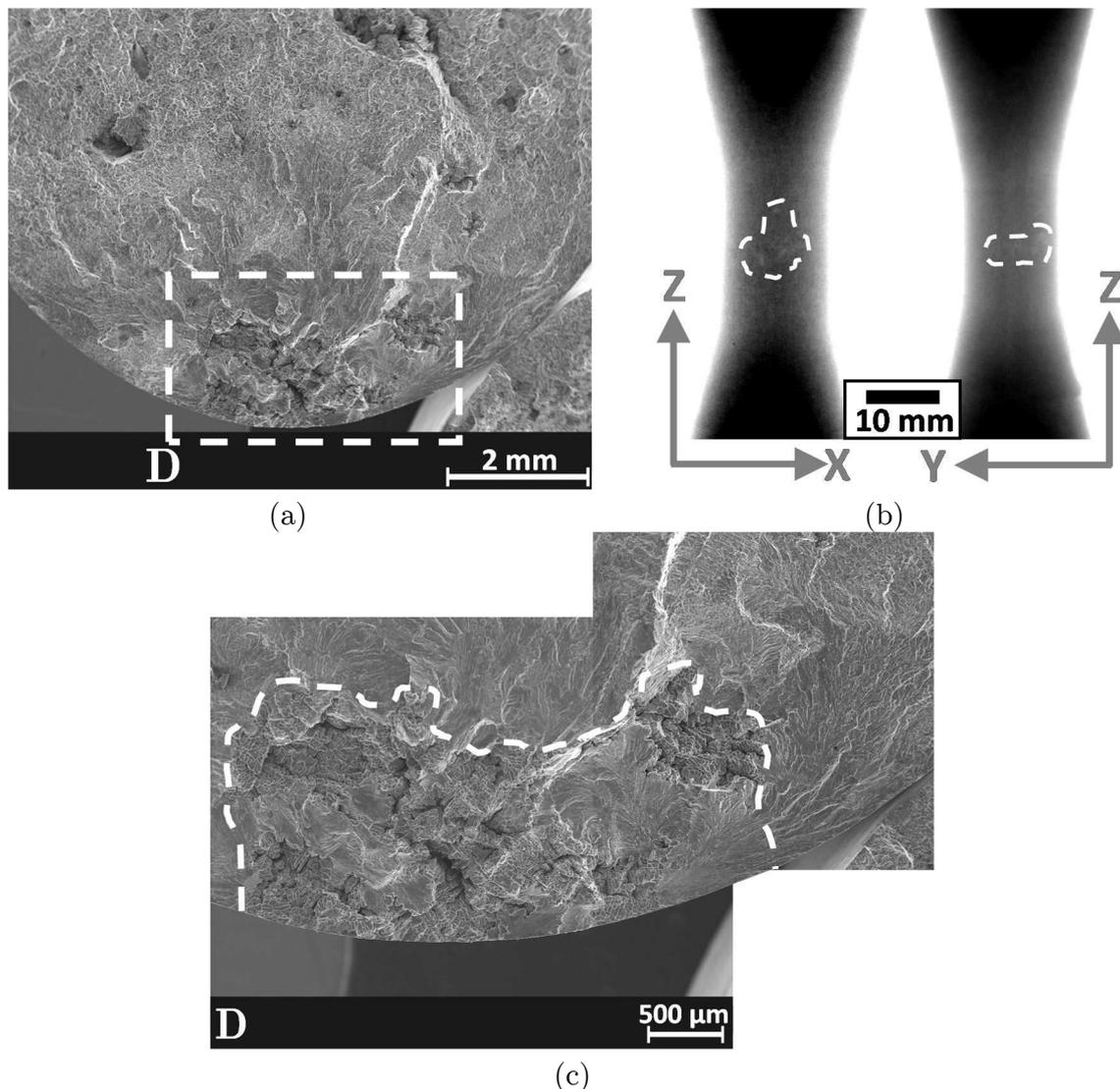


Figure 4.2 : (a) Faciès de rupture de l'éprouvette 30-2 qualifiée RC 2 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 40 \text{ MPa}$, $N = 5.52 \cdot 10^5$ cycles, (b) cliché radiographique du brut de fonderie (avant usinage) dans la zone utile, (c) défaut de type retassure cavité $\text{AIRE}^{1/2} = 1619 \mu\text{m}$

Un deuxième scénario est montré en Figure 4.3 où, pour l'éprouvette 33-2 (RC 2), trois défauts de type retassure cavité ont amorcé autant de fissures (zones F, G et H en Figure 4.3a). Ceci correspond à une condition de multi-amorçage sur des défauts de surface (ou en sous-couche). Il est important de remarquer que dans ce cas, les défauts ont une taille

importante. Dans le cas de la zone F, la fissure s'est propagée sur un plan partiellement visible sur le faciès, la taille a été estimée sur la partie de défaut visible et est égale à 592 μm . Les deux plans de propagation sont aussi visibles sur le fût fissuré de l'éprouvette (Figure 4.3e) où la fissure est indiquée par la flèche. Dans les zones G et H on constate l'amorçage et la propagation de deux autres fissures sur des défauts de taille égale à 1669 μm et 1363 μm respectivement. Il est important de remarquer que dans la caractérisation en CND des éprouvettes, l'indication aux rayons X, permet de classer une éprouvette en fonction de l'amas de défauts visibles sur le cliché (Figure 4.3b). Cependant sur les surfaces de rupture l'amas identifié est observable seulement partiellement et une corrélation entre l'identification faite en CND et les défauts identifiés sur le faciès de rupture n'est pas toujours simple à faire. Sur le faciès de rupture on arrive à identifier les sites d'amorçage, mais d'autres défauts de type retassure cavité (même de taille plus élevée par rapport aux défauts qui ont activé un mécanisme d'amorçage) peuvent être présents sans avoir activé aucun mécanisme d'amorçage. Ceci est une condition très fréquente pour un grade de défaut RC 2, cet effet est moins fréquent quand l'indication de nocivité du défaut est de l'ordre RC 3 ou RC 4 où les retassures commencent à être visibles sur presque toute la section utile de l'éprouvette en formant un amas de porosité important.

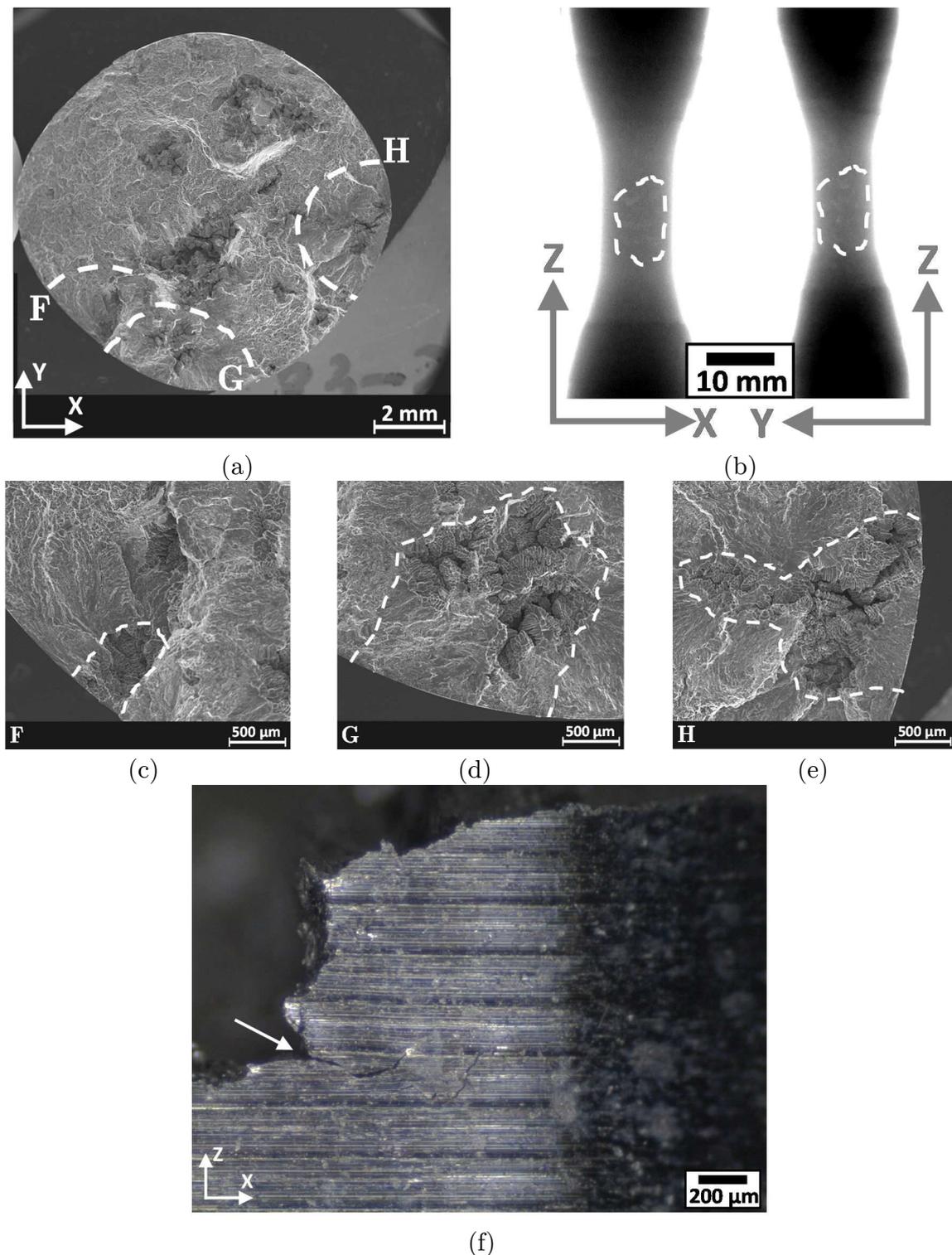


Figure 4.3 : (a) Faciès de rupture de l'éprouvette 33-2 qualifiée RC 2 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 50 \text{ MPa}$, $N = 2.46 \cdot 10^5$ cycles, (b) cliché radiographique du brut de fonderie (avant usinage) dans la zone utile, (c) défaut de type retassure cavité $AIRE^{1/2} = 592 \text{ } \mu\text{m}$, (d) défaut de type retassure cavité $AIRE^{1/2} = 1669 \text{ } \mu\text{m}$, (e) défaut de type retassure cavité $AIRE^{1/2} = 1363 \text{ } \mu\text{m}$, (f) partie du fût de l'éprouvette montrant les deux plans de fissuration et une fissure de surface (indiquée par la flèche)

– Retassures de type cavité grade 3 (RC 3)

La condition d’amorçage d’une fissure de fatigue dans le cas d’une éprouvette classée comme contenant une retassure de type cavité grade 3 (RC 3), dans le principe de base ne change pas, par rapport à ce qui a été observé pour le cas RC 2.

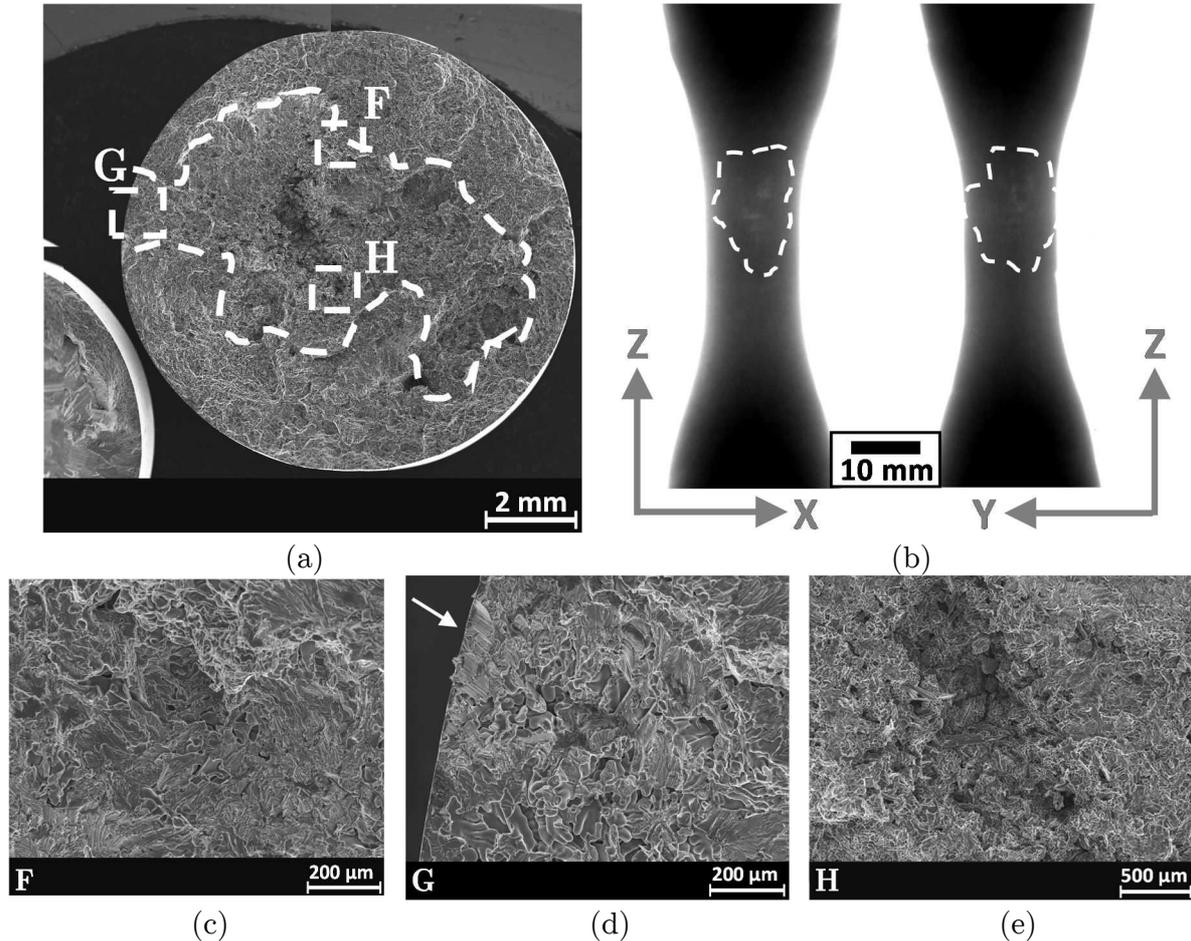


Figure 4.4 : (a) Faciès de rupture de l’éprouvette 51-3 qualifiée RC 3 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 40$ MPa, $N = 3.85 \cdot 10^5$ cycles, taille globale du défaut $AIRE^{1/2} = 6409 \mu m$, (b) cliché radiographique du brut de fonderie (avant usinage) dans la zone utile, (c) grossissement de la zone F qui montre de la porosité distribuée de type spongieuse et des zones de propagation stable (stade II), (d) grossissement de la zone G qui montre de la porosité distribuée de type spongieuse, des zones de propagation stable (stade II) et une facette cristallographique (indiquée par la flèche) (e) grossissement de la zone H qui montre un amas de porosité qui forme une cavité

La Figure 4.4 montre le faciès de rupture de l’éprouvette 51-3. On peut remarquer, que par rapport aux deux cas précédents, l’identification d’un site d’amorçage clair et net est difficile. Les surfaces de rupture sont caractérisées par une zone plus sombre, qui correspond effectivement à une retassure de type cavité, on identifie un évident manque de matière (grossissement dans la zone H de Figure 4.4e) et par une zone de micro-retassures distribuées autour de la retassure cavité (grossissements dans les zones F et G en Figure 4.4c et Figure 4.4d). Très souvent sur le faciès de rupture des éprouvettes caractérisées par de la porosité distribuée on peut observer la présence très localisée de facettes de type cristallographique qui, si elles se trouvent proches de la surface, peuvent indiquer un amorçage à partir d’une BGP (cf. paragraphe 2.3.2). Une facette de ce type

est montrée en Figure 4.4d (indiquée par la flèche), dans ce cas spécifique, il y a aussi la présence de plusieurs micro-retassures qui ont activé un mécanisme d'amorçage de fissure qui probablement, dans la zone indiquée par la flèche, a propagé en suivant un plan cristallographique spécifique. On peut remarquer que la morphologie globale du défaut au sens ASTM (retassure cavité entourée par de la microporosité spongieuse) est différente par rapport aux retassures de type cavité observées sur les éprouvettes de type RC 2. Cependant, si on observe la morphologie locale des micro-retassures spongieuses, on trouve que la morphologie est pilotée par la microstructure dendritique et au niveau local ne diffère pas de la morphologie d'une micro-retassure.

Un possible scénario d'amorçage et propagation a été schématisé en Figure 4.5. Une fissure principale amorce à partir de la retassure cavité et forme une zone de propagation stable (Zone D, comme dans le cas classique de propagation d'une fissure sur un défaut de surface, stade II de propagation cf. paragraphe 1.2.3). Au même temps les micro-retassures distribuées autour de la retassure cavité, amorcent des microfissures qui au cours de l'essai propagent et coalescent avec la fissure principale en formant une zone de propagation stable définie par la zone E de Figure 4.5. Enfin la partie restante de la surface de rupture correspond à la zone A de rupture ductile.

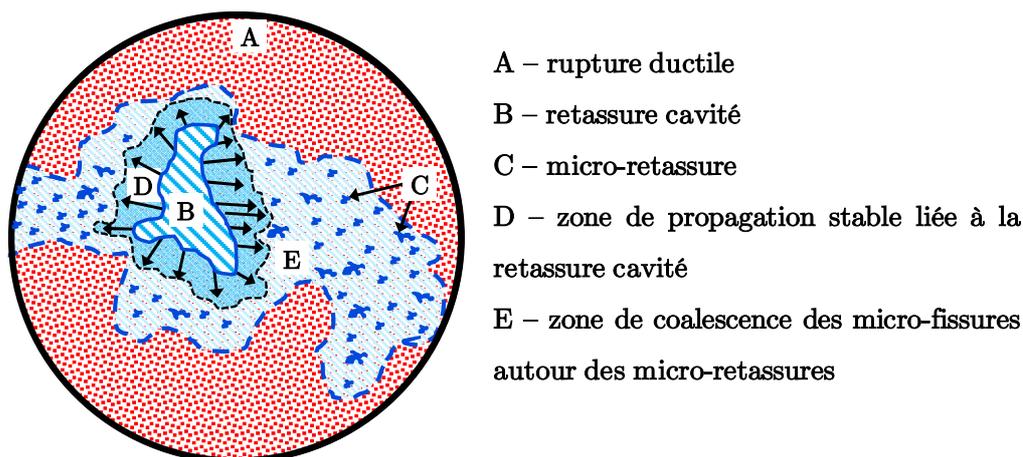


Figure 4.5 : Probable scénario d'amorçage et propagation d'une fissure de fatigue en présence d'un défaut entouré par de la microporosité de type spongieuse.

L'estimation de la taille de défaut dans un cas de ce type est compliquée et différente par rapport à ce qui a été fait pour des retassures isolées. Effectivement il n'y a pas un contour défini pour calculer la taille de défaut. Pour pouvoir estimer la taille d'un défaut, de ce type, toute la zone E de Figure 4.5 a été prise en compte comme contour du défaut en englobant la retassure cavité et les micro-retassures distribuées. Une estimation de ce type est plus grossière par rapport à celle que l'on peut faire sur une retassure isolée, mais permet d'avoir une indication sur la taille globale de défaut en termes de $AIRE^{1/2}$. Dans le cas de l'éprouvette 51-3 on obtient une valeur plutôt élevée d'environ 6409 μm .

– **Retassures de type cavité grade 4 (RC 4)**

Le cas des retassures de type cavité avec un grade de nocivité 4 (RC 4) ne diffère pas beaucoup par rapport au cas observé pour les RC 3. Effectivement le scénario d’amorçage et propagation est le même de celui proposé en Figure 4.5.

La Figure 4.6 montre les surfaces de rupture de l’éprouvette 62-1 (RC4), dans ce cas la zone de coalescence des microfissures avec la fissure principale est de taille plus élevée (environ 7438 μm) et occupe la presque totalité de la surface utile de l’éprouvette. Les micro-retassures s’étendent jusqu’à la surface libre en formant des zones de propagation stable comme montrée par les zones E et F de Figure 4.6c et Figure 4.6d respectivement, mais localement la morphologie des microretassures est toujours lié à la microstructure dendritique.

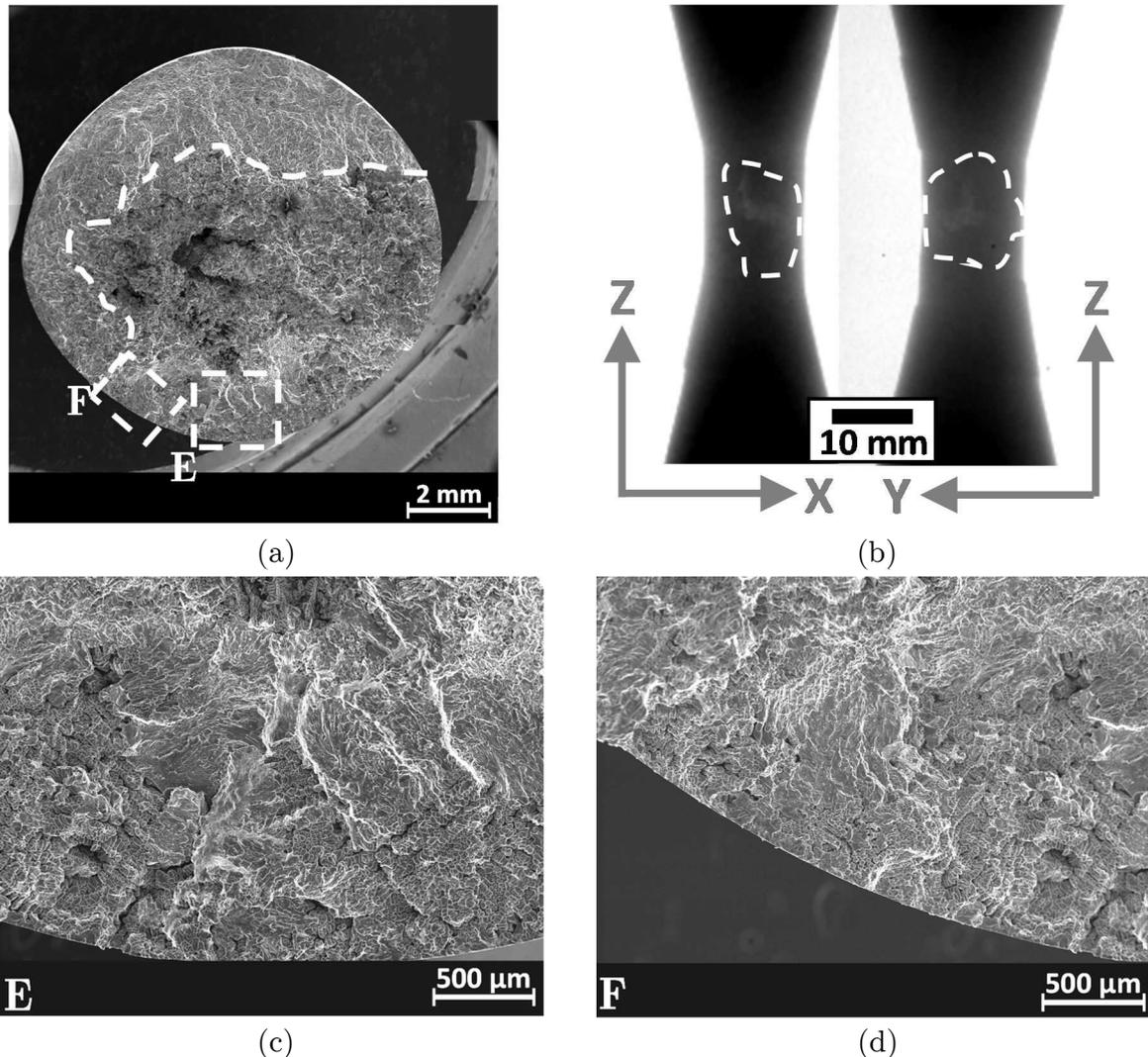


Figure 4.6 : (a) Faciès de rupture de l’éprouvette 62-1 qualifiée RC 4 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 40 \text{ MPa}$, $N = 1.16 \cdot 10^5$ cycles, taille globale du défaut $\text{AIRE}^{1/2} = 7438 \mu\text{m}$, (b) cliché radiographique du brut de fonderie (avant usinage) dans la zone utile, (c-d) grossissements des zones E et F qui montrent des amas de porosité débouchant en surface et des zones de propagation stable (stade II)

4.1.2 Défauts de type retassure spongieuse

La Figure 4.7 montre les résultats des essais de fatigue conduits sur les éprouvettes avec défauts naturels de type retassure spongieuse pour un grade de nocivité variable entre 2 et 3 selon la norme ASTM E2422-11 [ASTM E2422-11 2011].

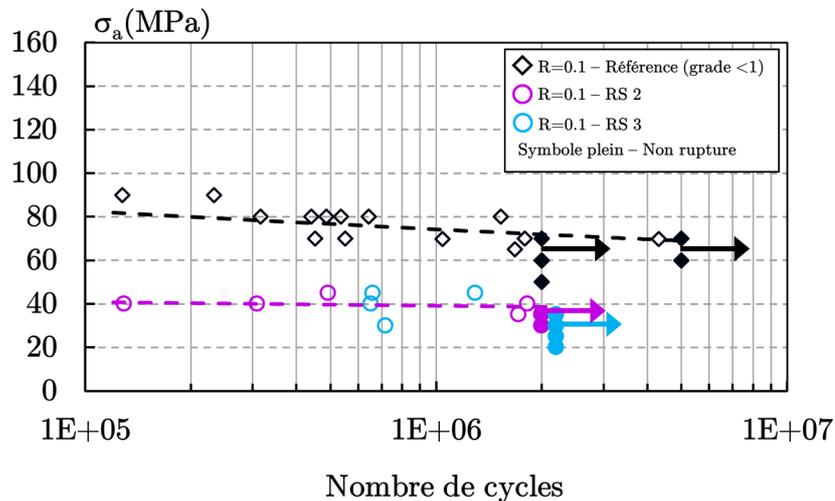


Figure 4.7 : Diagramme de Wöhler obtenu pour les éprouvettes qualifiées RS 2 et RS 3 pour un rapport de charge positif $R = 0.1$ (fréquence de 106 Hz)

Dans le cas des retassures de type spongieuse, la limite de fatigue est également impactée par la présence des défauts, mais comme dans le cas des retassures de type cavité, il a été constaté qu'entre un grade de nocivité 2 et 3 il n'y a pas de différences et l'impact sur la limite de fatigue est le même et s'élève à 49%. Les deux familles de défauts, ont presque la même limite de fatigue pour $N = 2 \cdot 10^6$ cycles (les valeurs des limites de fatigue sont résumées en Table 4.1) de 35 MPa. La limite d'endurance obtenue pour les retassures spongieuses de grade 2-3 ne diffère pas par rapport aux éprouvettes classées comme RC 2/3 (limite de fatigue de 34 MPa). Ce résultat montre que globalement la durée de vie ne semble pas être trop influencée, pour ces tailles, par le type de défaut.

– Retassures de type spongieuse grade 2 (RS 2)

La Figure 4.8a montre les surfaces de rupture de l'éprouvette 53-1 (RS2). On constate qu'un site d'amorçage unique et clair n'est pas identifiable et que sur toute la section utile de l'éprouvette il y a de la microporosité distribuée. A l'échelle locale, les microretassures qui composent la retassure dite spongieuse, ont une morphologie liée à la microstructure dendritique du matériau (Figure 4.8c). Un scénario de multi-amorçage local au niveau des différentes microretassures avec la formation d'une zone de coalescence des microfissures est très probable. La taille globale du défaut (6766 μm) a été estimée comme décrit dans le cas des retassures de type RC 3/4 en considérant la zone affectée par la microporosité visible sur le faciès de rupture, étant donné qu'un site d'amorçage unique n'est pas identifiable.

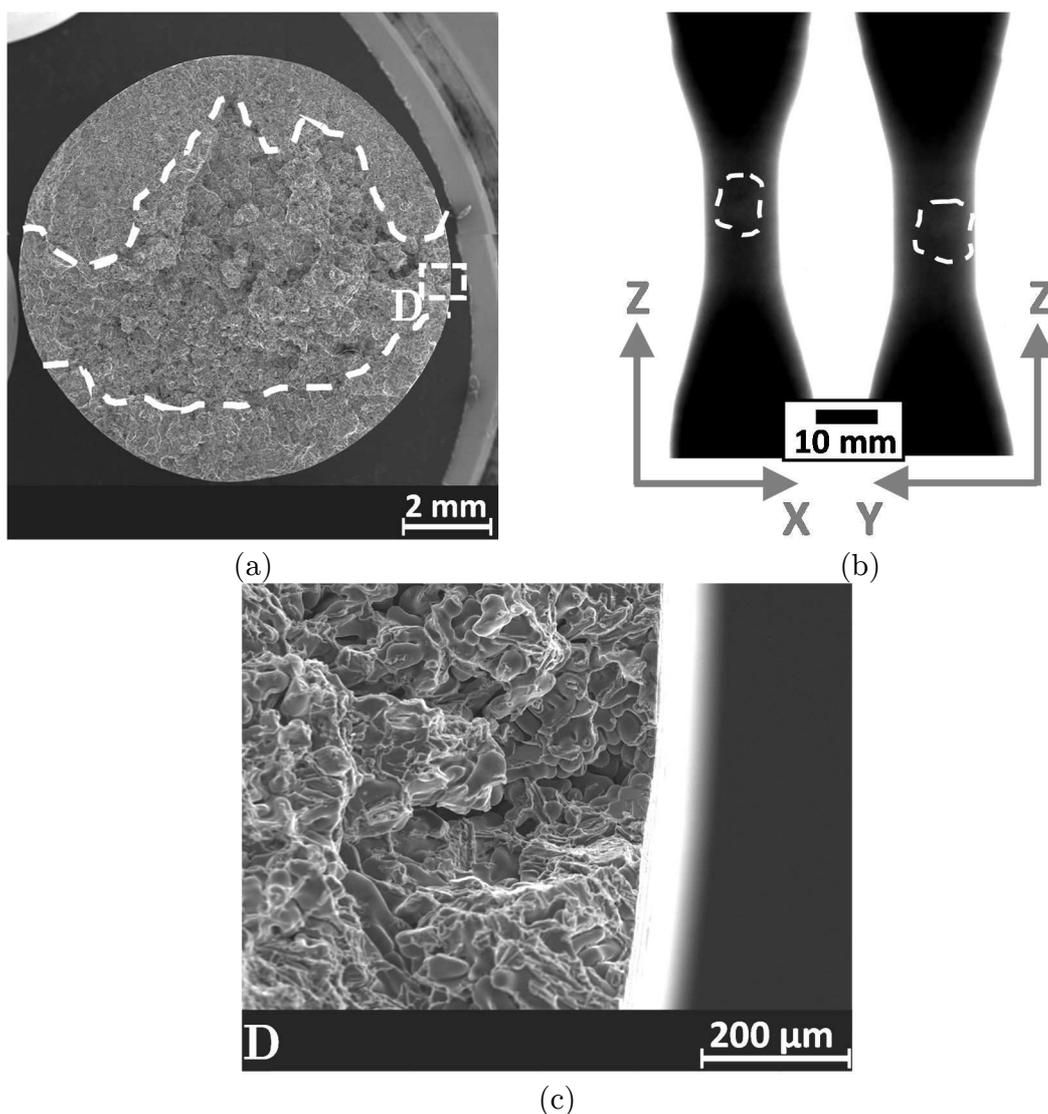


Figure 4.8 : Faciès de rupture de l'éprouvette 53-1 qualifiée RS 2 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 40 \text{ MPa}$, $N = 1.29 \cdot 10^5$ cycles, taille globale du défaut $\text{AIRE}^{1/2} = 6766 \text{ } \mu\text{m}$, (b) cliché radiographique du brut de fonderie (avant usinage) dans la zone utile, (c) grossissement de la zone D qui montre un amas de porosité débouchant en surface

– Retassures de type spongieuse grade 3 (RS 3)

Le faciès de rupture de l'éprouvette 50-1 (RS3) est montré en Figure 4.9a, globalement les surfaces de rupture ne changent pas par rapport aux retassures de type spongieuse grade 2. On peut remarquer la présence d'une zone de porosité distribuée sur toute la section utile de l'éprouvette qui fait une taille finale de $7187 \text{ } \mu\text{m}$. Les grossissements des zones E et F montrés dans les Figure 4.9c et Figure 4.9d respectivement illustrent la présence d'un zone de propagation stable (stade II) au niveau local autour d'un amas de porosité qui corrobore le scénario d'un multi-amorçage à l'échelle locale des micropores qui constituent la retassure spongieuse, ces zones sont très localisées et visibles dans la partie de matière entre les différentes microretassures (indiquée par les flèches en Figure 4.9d).

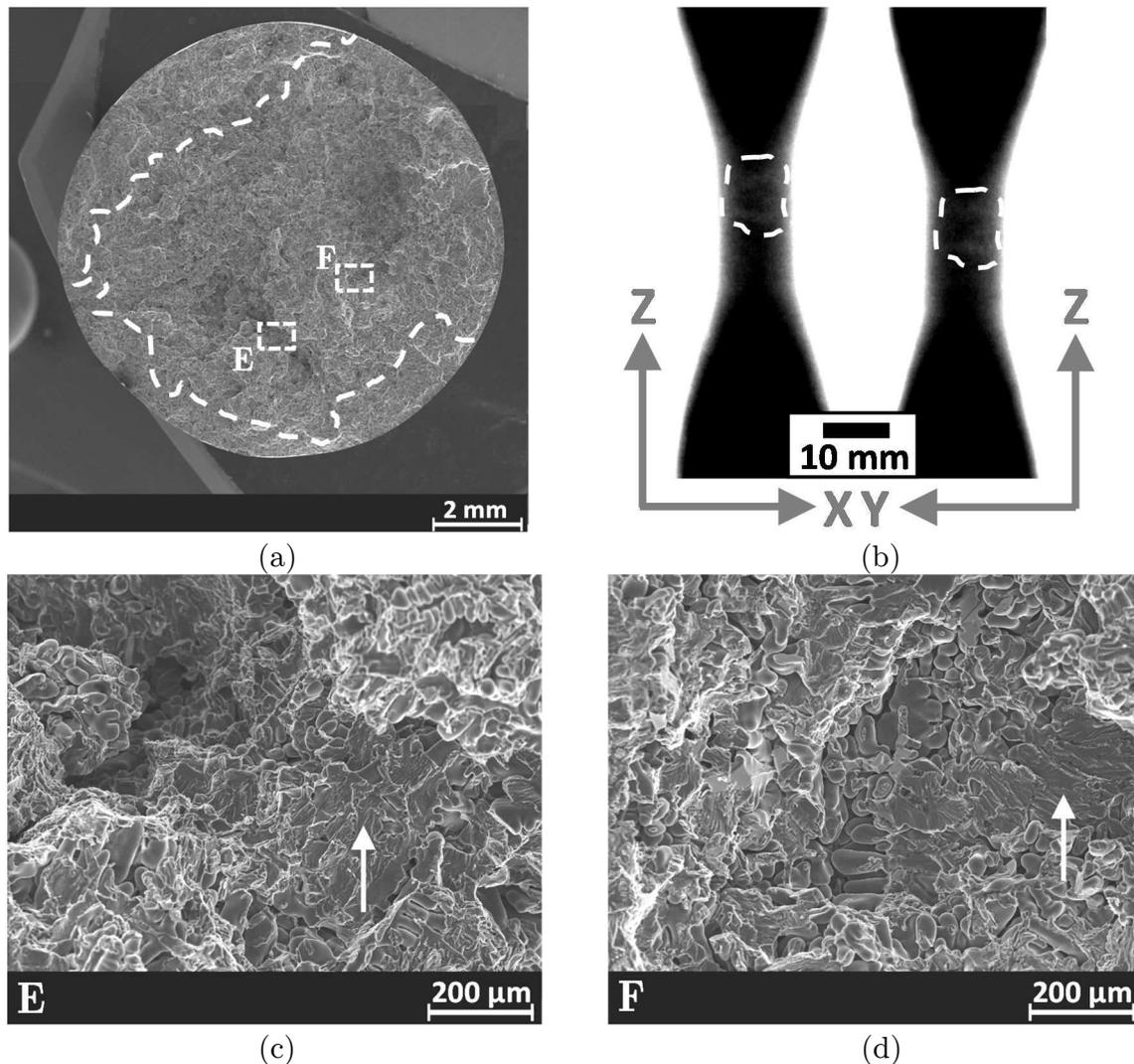


Figure 4.9 : Faciès de rupture de l'éprouvette 50-1 qualifiée RS 3 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 40$ MPa, $N = 6.53 \cdot 10^5$ cycles, taille globale du défaut $AIRE^{1/2} = 7187 \mu m$, (b) cliché radiographique du brut de fonderie (avant usinage) dans la zone utile, (c-d) grossissements des zones E et F qui montrent le ligament de matière restant entre les microretassures (indiqué par les flèches) avec la topographie typique d'une propagation stable (stade II)

D'un point de vue purement lié à la morphologie et à la taille globale des retassures, on constate que l'effet de la morphologie globale du défaut ne semble pas avoir un impact majeur sur la limite de fatigue. Les résultats des essais conduits ne montrent pas des différences remarquables sur la limite de fatigue (lorsque la taille est mesurée par le paramètre $AIRE^{1/2}$ sur le faciès de rupture) pour les deux types de défauts (RC et RS) analysés, ainsi que pour deux grades de nocivité différents (grade 2 et grade 3). Il est important de remarquer que la caractérisation des défauts par un contrôle aux rayons X peut donner une indication sur le type et le grade, mais cette identification peut se révéler différente sur une analyse post-mortem des faciès de rupture. Un exemple est montré par les éprouvettes 36-1, 37-2 et 47-3 (Figure 4.10), les trois éprouvettes ont été classées comme RC 2, mais dans les trois cas, sur le faciès de rupture, il a été identifié de la porosité distribuée (type microretassures). Les surfaces de rupture de ce type peuvent se confondre

avec les faciès observés pour des éprouvettes classées comme RC 3 ou RS 2/3, même si la caractérisation en CND est différente.

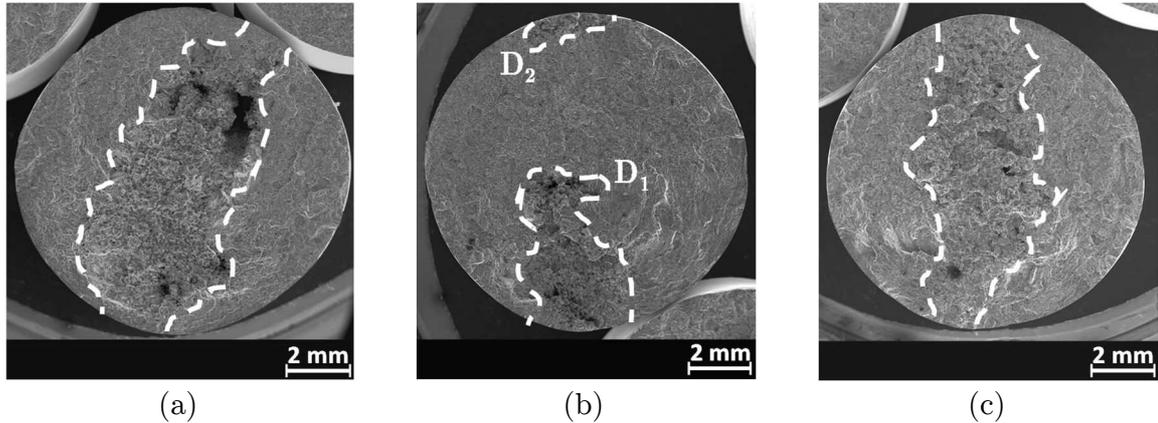


Figure 4.10 : (a) Faciès de rupture de l'éprouvette 36-1 qualifiée RC 2 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 50$ MPa, $N = 7.86 \cdot 10^5$ cycles, avec un défaut de taille globale $AIRE^{1/2} = 6233$ μm (b) faciès de rupture de l'éprouvette 37-2 qualifiée RC 2 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 40$ MPa, $N = 4.97 \cdot 10^5$ cycles, taille globale du défaut D_1 $AIRE^{1/2} = 3975$ μm , taille du défaut D_2 $AIRE^{1/2} = 1442$ μm (c) faciès de rupture de l'éprouvette 47-3 qualifiée RC 2 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 45$ MPa, $N = 4.84 \cdot 10^5$ cycles, avec un défaut de taille globale $AIRE^{1/2} = 6418$ μm

D'un point de vue de durée de vie, les trois éprouvettes ont donné un résultat en termes de limite de fatigue compris entre 32.5 MPa et 44 MPa qui rentre dans la plage de variation obtenue pour les éprouvettes de type RC 2/3 et RS 2/3.

4.1.3 Défauts artificiels de surface avec une morphologie locale complexe

Les résultats obtenus dans le paragraphe 4.1 ont montré que la morphologie globale (au sens ASTM) d'un défaut de type retassure n'a pas un impact majeur sur la limite de fatigue de l'alliage A357-T6 (pour une taille mesurée comme $AIRE^{1/2}$ sur le faciès de rupture). La morphologie locale au niveau des microretassures qui constituent une retassure spongieuse, cependant, semble être pilotée par la microstructure dendritique du matériau et ne diffère pas beaucoup (en termes de tortuosité) par rapport à celle d'une retassure cavité isolée de taille plus élevée. Etant donnée la complexité de la morphologie des défauts de type retassure une étude spécifique a été menée sur des défauts artificiels de surface avec une modification locale de la morphologie. Des essais de fatigue ont été conduits sur des éprouvettes issues de la coulée de référence (grade < 1) sur lesquelles un défaut artificiel de surface de forme presque sphérique (diamètre environ 1 mm) a été usiné en utilisant l'électroérosion par enfonçage (EDM) avec une électrode en cuivre pur (environ 99% de Cu). La morphologie locale du défaut sphérique a été ensuite modifiée en ajoutant un ou plusieurs défauts avec une taille maximale inférieure à 100 μm (afin d'éviter une modification importante de la taille globale du défaut). Le but des défauts locaux est de représenter la morphologie complexe induite par la porosité interdendritique et ils ont été introduits en utilisant deux méthodes différentes : l'électroérosion par enfonçage (EDM) avec un fil de 50 μm diamètre et une Sonde Ionique Focalisée (FIB).

La Figure 4.11 montre les résultats des essais de fatigue sous forme de courbe S-N, les essais ont été conduits dans les mêmes conditions définies pour les éprouvettes avec défauts naturels et la limite de fatigue a été identifiée avec la méthode par paliers (step by step method). Pour toutes les éprouvettes testées, un défaut de forme presque sphérique a été usiné par électroérosion en utilisant un fil en cuivre de 1 mm de diamètre. Un abattement a été défini sur la limite de fatigue pour les éprouvettes sans modification locale de la morphologie (seulement 1 défaut sphérique, points bleus sur le diagramme de Figure 4.11), pour avoir une limite de fatigue de référence pour un défaut artificiel avec une taille fixée autour de 700 μm . On trouve que dans cette condition la limite de fatigue est égale à 52 MPa et ceci comporte une réduction d'environ 25% par rapport à la référence (grade < 1).

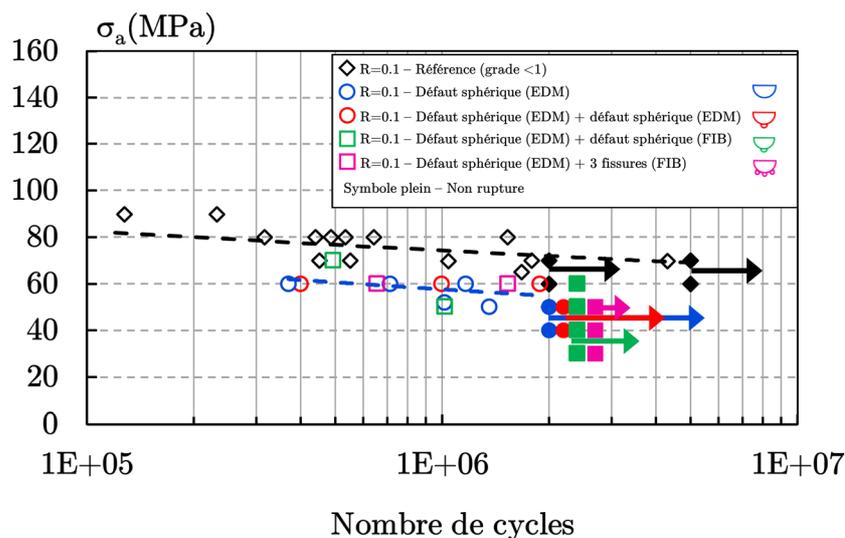


Figure 4.11 : Diagramme de Wöhler obtenu pour les éprouvettes avec défauts artificiels (électroérosion et FIB) pour un rapport de charge positif $R = 0.1$ (fréquence de 106 Hz)

Globalement les trois morphologies testées n'ont pas impacté la limite de fatigue du matériau par rapport aux effets d'un défaut sphérique unique étant donné que les points suivent la même tendance que dans le cas du défaut sphérique unique.

Le faciès de rupture d'une éprouvette (35-4) avec un défaut artificiel de forme sphérique est montré en Figure 4.12. La taille du défaut a été estimée en utilisant la méthode proposée dans le paragraphe 2.3 et est égale à 681 μm .

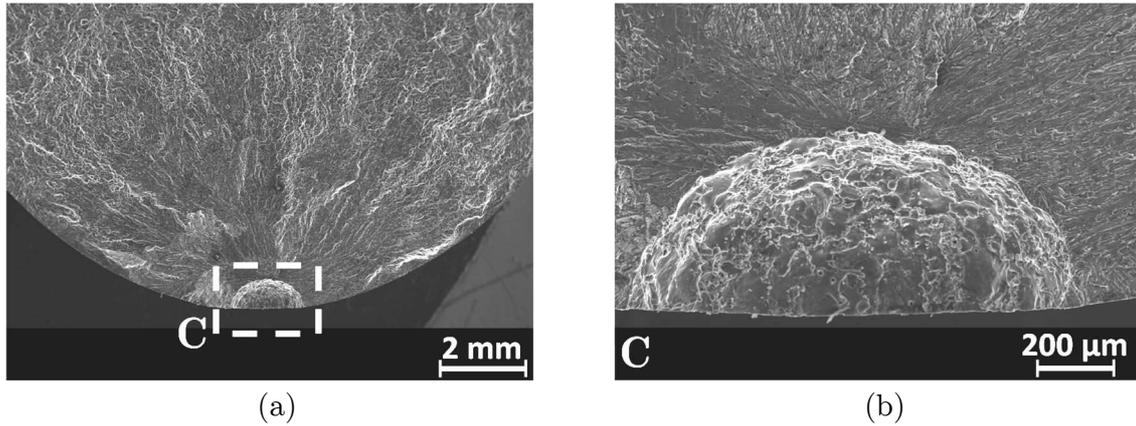


Figure 4.12 : Faciès de rupture de l'éprouvette 35-4 qualifiée saine (grade < 1) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 60 \text{ MPa}$, $N = 3.7 \cdot 10^5$ cycles, avec un défaut artificiel sphérique de taille $\text{AIRE}^{1/2} = 681 \mu\text{m}$ (b) grossissement de la zone C sur le défaut artificiel

Parmi les essais conduits sur les éprouvettes avec 1 défaut artificiel sphérique, dans un cas (éprouvette 32-1), la rupture de l'éprouvette n'a pas eu lieu sur le défaut artificiel mais ailleurs en surface. L'analyse des faciès de rupture est montrée en Figure 4.13, la rupture de l'éprouvette a été causée par la présence d'une retassure de type cavité, débouchant sur la surface de l'éprouvette, de taille égale à $777 \mu\text{m}$. La limite de fatigue de l'éprouvette est légèrement réduite à environ 47 MPa , mais reste très proche de celle moyenne identifiée pour les éprouvettes avec un seul défaut artificiel sphérique. L'effet du défaut naturel (de morphologie plus complexe par rapport à la sphère) n'a pas apporté une réduction significative de la limite de fatigue de l'éprouvette.

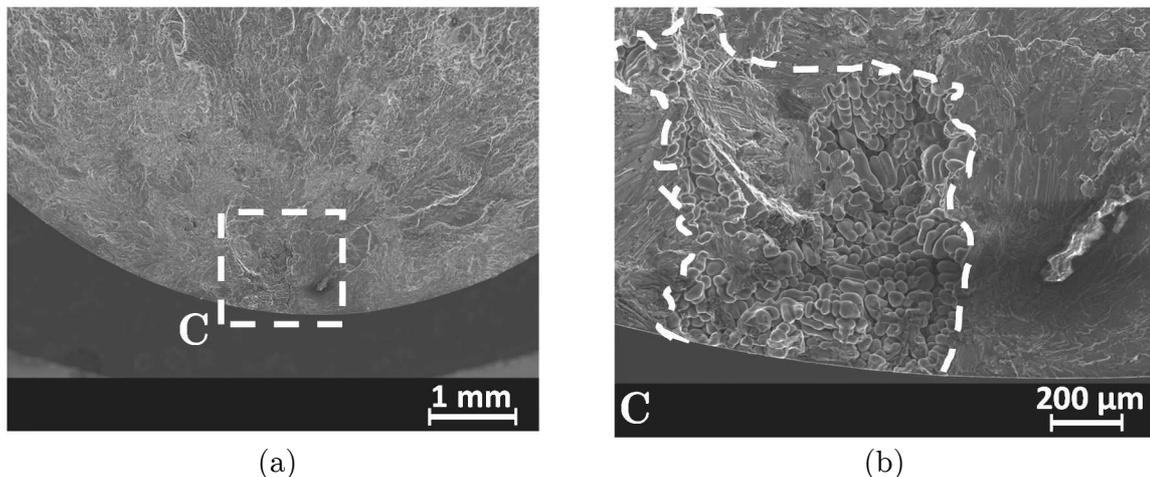


Figure 4.13 : Faciès de rupture de l'éprouvette 32-1 qualifiée saine (grade < 1) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 60 \text{ MPa}$, $N = 3.7 \cdot 10^5$ cycles, avec un défaut artificiel sphérique de taille $\text{AIRE}^{1/2} = 700 \mu\text{m}$ qui a amorcé une fissure de fatigue sur un défaut naturel de type retassure (b) grossissement de la zone C sur le défaut naturel de type retassure de taille $\text{AIRE}^{1/2} = 777 \mu\text{m}$

La taille de la retassure est très proche de celle du défaut artificiel (environ $700 \mu\text{m}$) qui cependant aurait dû activer un mécanisme d'amorçage en absence du défaut naturel. Une analyse de la surface du défaut artificiel a été conduite en Microscopie Electronique à Balayage (MEB), et est montrée en Figure 4.14.

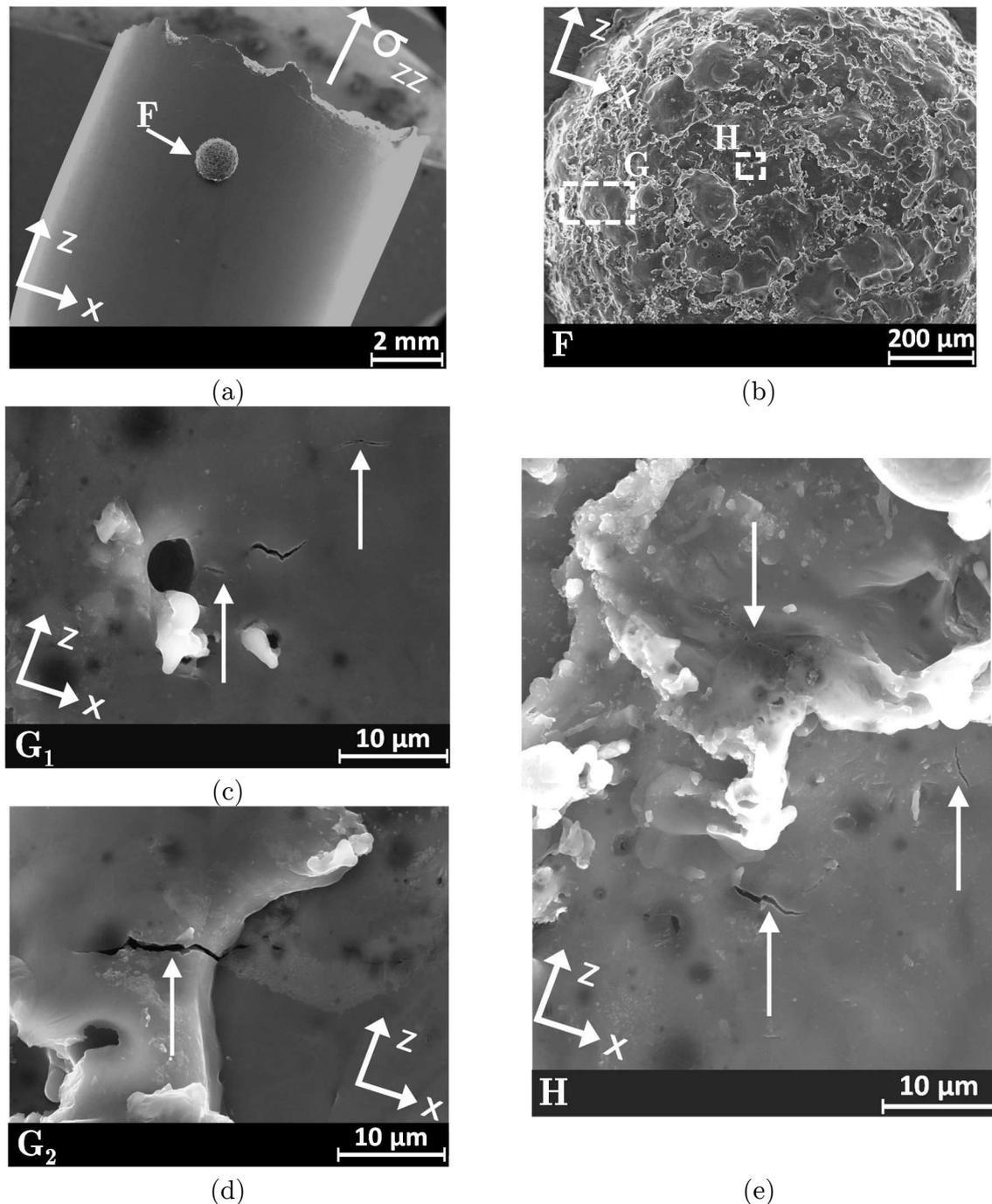


Figure 4.14 : Fût de l'éprouvette 32-1 qualifiée saine (grade < 1) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 60 \text{ MPa}$, $N = 3.7 \cdot 10^5$ cycles, avec un défaut artificiel sphérique de taille $\text{AIRE}^{1/2} = 700 \mu\text{m}$ qui a amorcé une fissure de fatigue sur un défaut naturel de type retassure (b) grossissement de la zone F qui montre la surface intérieure du défaut artificiel, (c-d) grossissement de la zone G sur la surface du défaut artificiel qui montre des microfissures de fatigue (indiquées par les flèches), (e) grossissement de la zone H sur la surface du défaut artificiel qui montre des microfissures de fatigue (indiquées par les flèches)

On peut observer que localement sur la surface interne du défaut il y a eu l'amorçage de quelques microfissures indiquées par les flèches (Figure 4.14c, Figure 4.14d, Figure 4.14e). Ces microfissures sont un indicateur de la nocivité du défaut artificiel qui est rentré en compétition avec le défaut naturel pendant l'essai mais qui a, quand même, développée les premiers stades de propagation d'une fissure de fatigue. Il est important de remarquer

que l'introduction d'un défaut artificiel par électroérosion comporte une modification locale de la microstructure du matériau ainsi qu'une couche de matériau fondu affecté thermiquement. Dans le cas d'un acier, le procédé par électroérosion peut introduire des microfissures sur la surface du défaut usinée visibles avant essai comme a été constaté par Ghanem et al. [Ghanem et al. 2003]. Dans le cas de l'alliage d'aluminium de cette étude, les défauts ont été observés avant essai et aucune microfissure n'a été détectée sur la surface. Iben Houria [Houria 2015] dans ses travaux a aussi montré que pour un alliage A356-T6, la zone affectée par le procédé d'électroérosion est négligeable et que la modification de la microstructure au niveau du défaut n'est pas remarquable. Ces deux considérations tendent à confirmer que la présence des microfissures est due principalement à l'activation des premiers stades de propagation d'une fissure de fatigue sur le défaut artificiel.

– **Modification de la morphologie locale du défaut par électroérosion**

L'étude de l'effet de la morphologie locale a été conduite en introduisant une perturbation locale au fond du défaut sphérique de départ (taille de défaut initiale d'environ 700 μm). La modification de la morphologie a été faite en introduisant un deuxième défaut de forme presque sphérique (en utilisant un fil en cuivre avec un diamètre de 50 μm) au fond du défaut de base de diamètre 1 mm.

La réalisation d'un défaut de ce type par EDM pose des problèmes à cause de l'instabilité du fil de 50 μm qui, étant très souple, risque de se tordre ou se de casser pendant l'usinage. L'instabilité du fil, ainsi que les effets dus au procédé, ne permettent pas d'obtenir un diamètre de défaut égale au diamètre du fil (cet effet est réduit à l'augmentation du diamètre du fil utilisé comme électrode), mais un diamètre plus élevé de l'ordre de 100 μm . Trois éprouvettes ont été usinées dans cette configuration, le faciès de rupture de l'éprouvette 25-2 est montré en Figure 4.15.

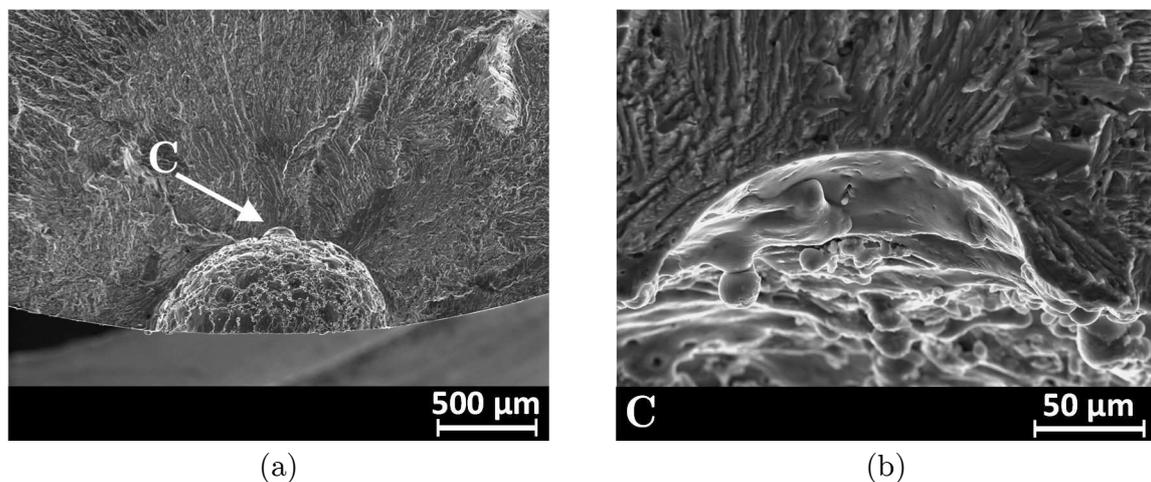


Figure 4.15 : (a) Faciès de rupture de l'éprouvette 25-2 qualifiée saine ($\text{grade} < 1$) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 60 \text{ MPa}$, $N = 3.99 \cdot 10^5$ cycles, avec un défaut artificiel sphérique avec modification locale de la morphologie (faite par électroérosion) de taille $\text{AIRE}^{1/2} = 715 \mu\text{m}$ (b) grossissement de la zone C sur la modification morphologique sphérique de taille $\text{AIRE}^{1/2} = 92 \mu\text{m}$

Le mode de rupture de l'éprouvette est identique à celui constaté pour le cas d'un seul défaut sphérique. L'ajout d'un défaut additionnel, ne modifie pas la limite de fatigue de l'éprouvette (qu'a été estimée égale à 52 MPa) ni la taille globale qui est égale à 715 μm .

Comme dans le cas d'un seul défaut sphérique, dans cette configuration de morphologie, une éprouvette est également arrivée à rupture à cause d'une fissure qui n'a pas amorcée sur le défaut artificiel. L'analyse des faciès de rupture de l'éprouvette 25-4 est montrée en Figure 4.16.

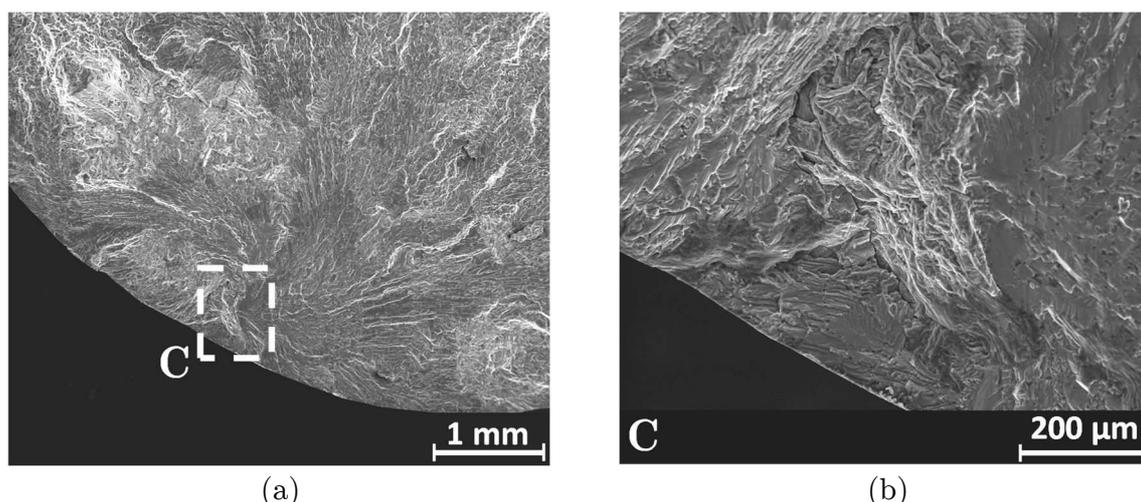


Figure 4.16 : Faciès de rupture de l'éprouvette 25-4 qualifiée saine ($\text{grade} < 1$) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 60 \text{ MPa}$, $N = 9.96 \cdot 10^5$ cycles, avec un défaut artificiel sphérique de taille $\text{AIRE}^{1/2} = 700 \mu\text{m}$ qui a amorcé une fissure de fatigue sur un défaut de type oxyde (b) grossissement de la zone C sur le défaut de type oxyde de taille $\text{AIRE}^{1/2} = 460 \mu\text{m}$

Dans ce cas la fissure critique a amorcé sur un défaut de type oxyde dont la taille est égale à environ $460 \mu\text{m}$. L'oxyde a plutôt la connotation d'un film d'oxyde défini par Wang et al. [Wang et al. 2006] de type "new" étant donné que la surface de l'oxyde a la forme typique "froissée". Une analyse de la surface du défaut artificiel a été conduite (Figure 4.17) et comme dans le cas de l'éprouvette 32-1 une fissure de fatigue a été identifiée sur la surface interne du défaut artificiel (Figure 4.17b et Figure 4.17c). Par rapport au cas précédent, la microfissure a eu la possibilité de propager sur environ $200 \mu\text{m}$. La limite de fatigue estimée pour l'éprouvette 25-4 est d'environ 55 MPa ce qui fait que l'oxyde ne semble pas avoir affecté la limite de fatigue du matériau par rapport au défaut artificiel, même si la taille de l'oxyde estimée est plus faible par rapport à celle du défaut artificiel.

Les résultats obtenus en modifiant la morphologie locale d'un défaut artificiel de forme sphérique ont montré que l'alliage A357-T6 semble être peu sensible à des petites modifications locales de la morphologie, étant donné que la limite de fatigue du matériau reste inchangée par rapport à un cas avec un défaut sphérique sans modifications locales. L'aspect de la porosité interdendritique locale ne semble pas affecter la limite de fatigue du matériau qui semble plutôt liée à la morphologie globale du défaut (effet de la tortuosité globale et du type de défaut). L'effet d'un film d'oxyde semble avoir un impact similaire à un défaut artificiel, même si la taille estimée de l'oxyde est inférieure. Cependant l'estimation de la taille d'un oxyde est moins évidente par rapport à un défaut artificiel où le contour projeté est plus simple à identifier.

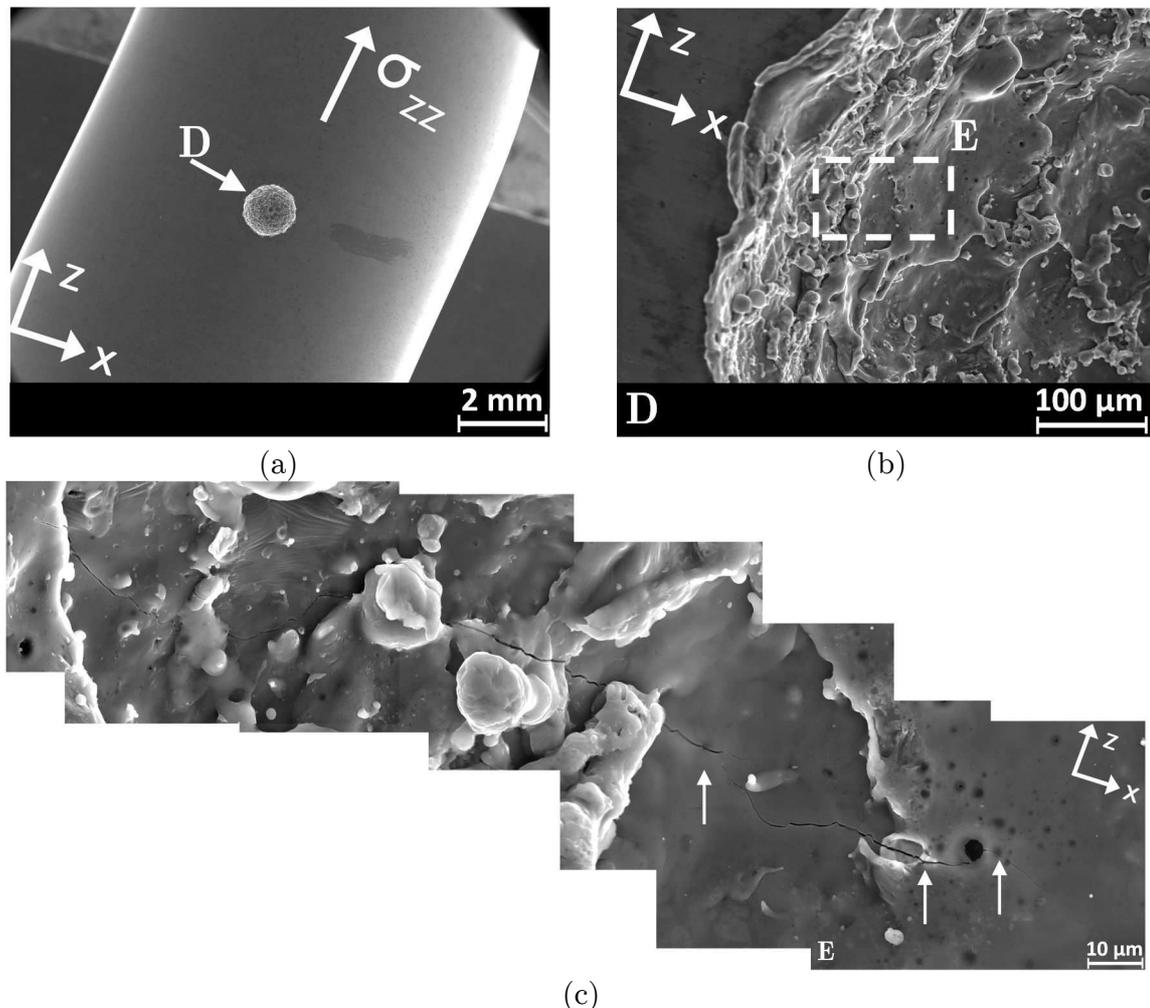


Figure 4.17 : Fût de l'éprouvette 25-4 qualifiée saine (grade < 1) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 60 \text{ MPa}$, $N = 9.96 \cdot 10^5$ cycles, avec un défaut artificiel sphérique de taille $AIRE^{1/2} = 700 \mu\text{m}$ qui a amorcé une fissure de fatigue sur un défaut de type oxyde (b) grossissement de la zone D qui montre la surface intérieure du défaut artificiel, (c) grossissement de la zone E sur la surface du défaut artificiel qui montre une microfissure de fatigue d'environ $200 \mu\text{m}$ de longueur (indiquée par les flèches)

– Modification de la morphologie locale du défaut au FIB

La modification locale de la morphologie d'un défaut sphérique par EDM est plutôt difficile à une échelle inférieure à $100 \mu\text{m}$, étant donné que la maîtrise de la taille ainsi que de la forme finale du défaut est compliquée à gérer. A cet effet des éprouvettes avec un défaut sphérique (réalisé préalablement par EDM) ont été modifiées localement en utilisant un usinage au FIB. La taille du défaut sphérique initiale est restée inchangée par rapport aux essais précédents (diamètre de l'électrode de 1 mm).

Quatre éprouvettes ont été réalisées, avec deux morphologies différentes au fond du défaut sphérique. Deux éprouvettes ont été usinées avec un défaut de type demi-sphère et diamètre de $100 \mu\text{m}$ (Figure 4.18a). Les autres éprouvettes ont été usinées avec trois défauts de type "fissure" qui correspond à un demi-disque avec un diamètre de $60 \mu\text{m}$ (Figure 4.18b). Les trois fissures se trouvent à une distance minimale entre elles d'environ $38 \mu\text{m}$ qui correspond à la taille projetée de chaque fissure sur un plan perpendiculaire à l'axe de chargement. Le choix de cette distance est lié aussi à la microstructure du matériau de

référence, étant donné que la SDAS du matériau sain (grade < 1) utilisé comme référence est de l'ordre de $31 \mu\text{m} \pm 8 \mu\text{m}$.

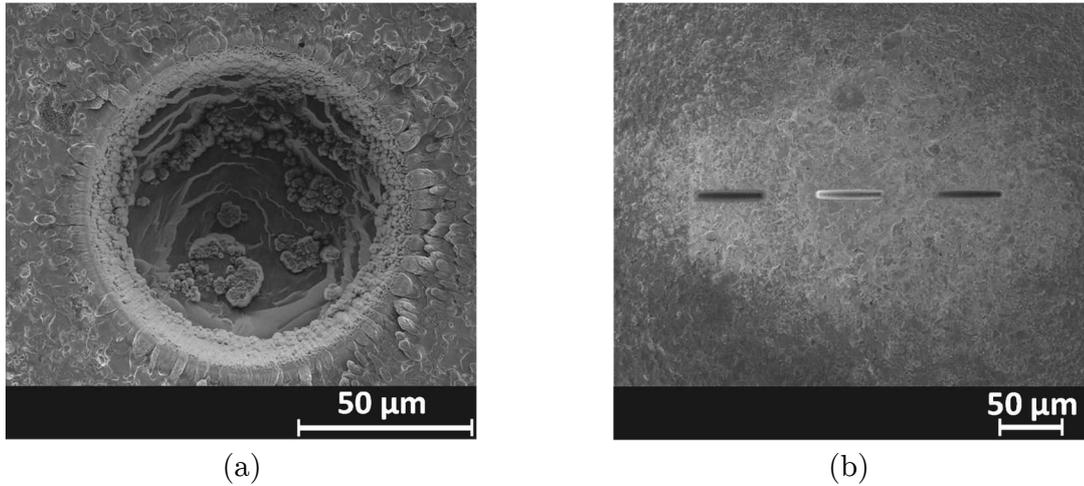


Figure 4.18 : (a) Défaut sphérique avec un diamètre d'environ $100 \mu\text{m}$ usinée au FIB, (b) trois défauts de type fissure (demi-disque) avec un diamètre d'environ $60 \mu\text{m}$ et une distance minimale entre les fissures d'environ $38 \mu\text{m}$

Le faciès de rupture de l'éprouvette 44-2 est montré en Figure 4.19. Dans ce cas, un défaut de forme presque sphérique a été ajouté au FIB au fond du défaut de 1 mm de diamètre. On peut remarquer que la rupture s'est produite sur le défaut artificiel à partir du défaut réalisé au FIB.

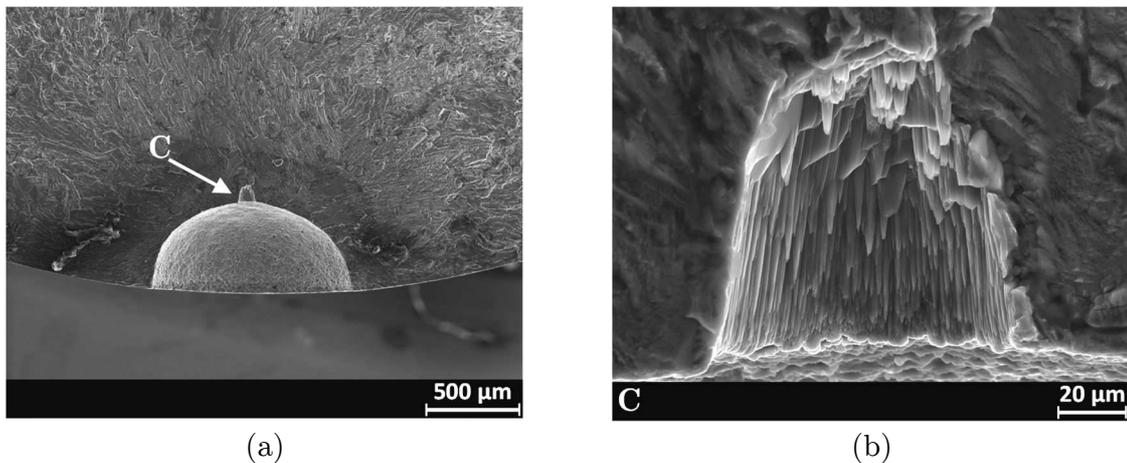


Figure 4.19 : Faciès de rupture de l'éprouvette 44-2 qualifiée saine (grade < 1) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 50 \text{ MPa}$, $N = 1.02 \cdot 10^5$ cycles, avec un défaut artificiel sphérique avec modification locale de la morphologie (usinée au FIB) de taille $\text{AIRE}^{1/2} = 667 \mu\text{m}$ (b) grossissement de la zone C sur la modification morphologique sphérique de taille $\text{AIRE}^{1/2} = 85 \mu\text{m}$

La Figure 4.19 montre un grossissement du défaut réalisée au FIB. L'état de surface est différent par rapport au défaut obtenu par électroérosion et la forme finale est plutôt allongée. Pour les deux éprouvettes testées (points verts sur le diagramme de Figure 4.11) il y a eu une légère dispersion sur l'estimation de la limite de fatigue (45 MPa pour l'éprouvette 44-2 et 62 MPa pour l'éprouvette 57-1) même si le mécanisme de rupture ainsi que type et taille de défaut sont les mêmes. Globalement la limite de fatigue moyenne reste

inchangée (environ 54 MPa) par rapport aux résultats précédents obtenus sur les éprouvettes avec un seul défaut ou avec deux défauts usinées par électroérosion. Ce résultat montre que globalement l'introduction d'un deuxième défaut, qui modifie localement la morphologie d'une sphère, n'impacte pas la limite de fatigue du matériau même pour deux procédés d'usinage différents (état de surface et forme finale du défaut différents).

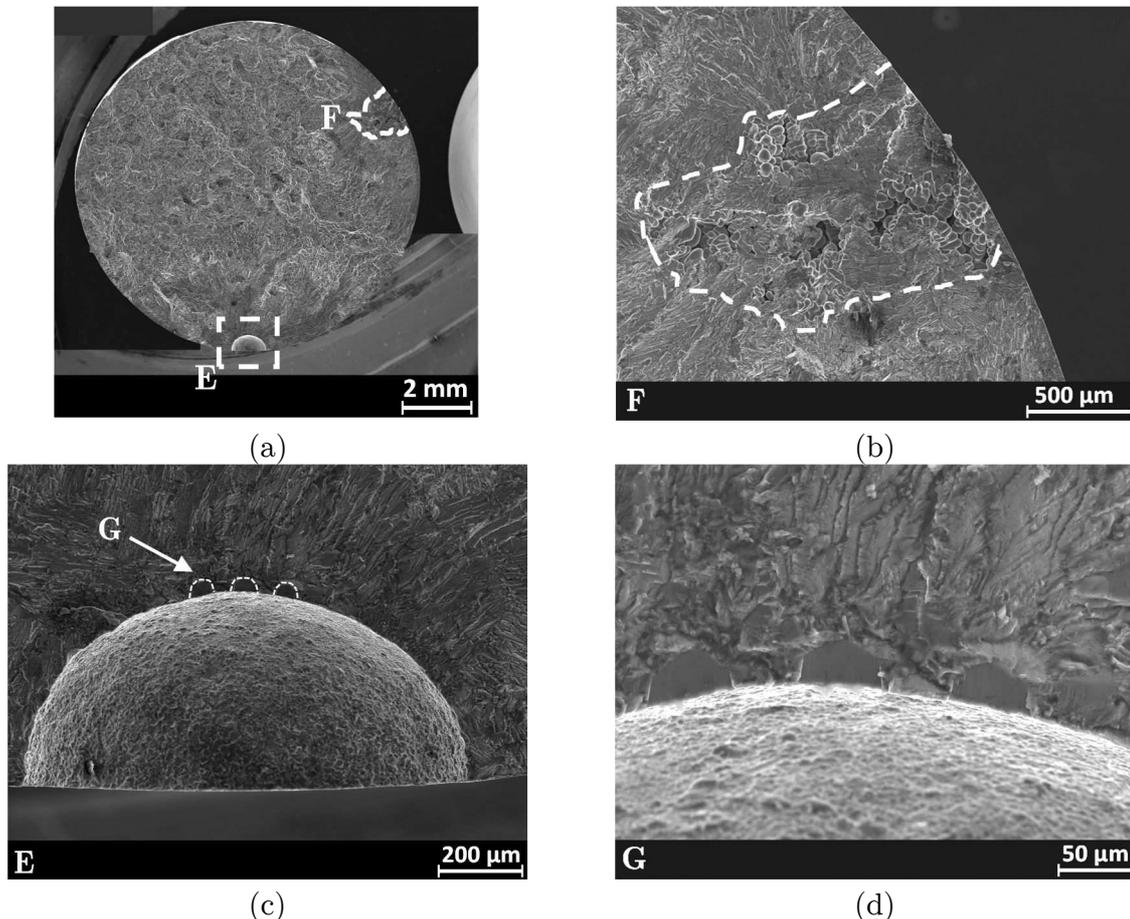


Figure 4.20 : Faciès de rupture de l'éprouvette 27-1 qualifiée saine ($grade < 1$) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 60$ MPa, $N = 6.57 \cdot 10^5$ cycles, avec un défaut artificiel sphérique avec modification locale de la morphologie (3 fissures usinées au FIB) de taille $AIRE^{1/2} = 654$ μm , (b) grossissement de la zone F qui montre un défaut de type retassure cavité de taille $AIRE^{1/2} = 1181$ μm qui amorcé une fissure de fatigue, (c) grossissement de la zone E sur le défaut artificiel, (d) grossissement de la zone G sur la modification morphologique (trois fissures) de taille $AIRE^{1/2} = 39$ μm (taille d'une seule fissure)

La Figure 4.20 montre le faciès de rupture de l'éprouvette 27-1, sur cette éprouvette trois fissures (en forme de demi-disque) ont été usinées au FIB sur le fond du défaut sphérique (Figure 4.20c et Figure 4.20d). Sur cette éprouvette la rupture s'est produite au niveau du défaut artificiel, mais au même temps une deuxième fissure a amorcé sur un défaut naturel de type retassure cavité débouchant en surface (Figure 4.20b). L'état de surface des trois fissures est différent (plus lisse) par rapport au défaut sphérique réalisé au FIB. La limite de fatigue de l'éprouvette ne change pas par rapport aux cas précédents (environ 53 MPa) en montrant que même un concentrateur de contrainte plus aigu de type fissure ne modifie pas le comportement à grand nombre de cycles de l'alliage par rapport

à un simple défaut sphérique qui est prédominant et peu influencé par la morphologie locale.

Parmi les deux éprouvettes testées dans la configuration morphologique avec trois fissures, une (28-1) a amorcé une fissure sur un défaut naturel de type retassure cavité (taille d'environ 588 μm) qui a engendré la rupture de l'éprouvette loin du défaut artificiel. Le faciès de rupture est montré en Figure 4.21. La limite de fatigue de l'éprouvette, cependant, n'a pas subi des modifications remarquables et a été estimée autour de 58 MPa.

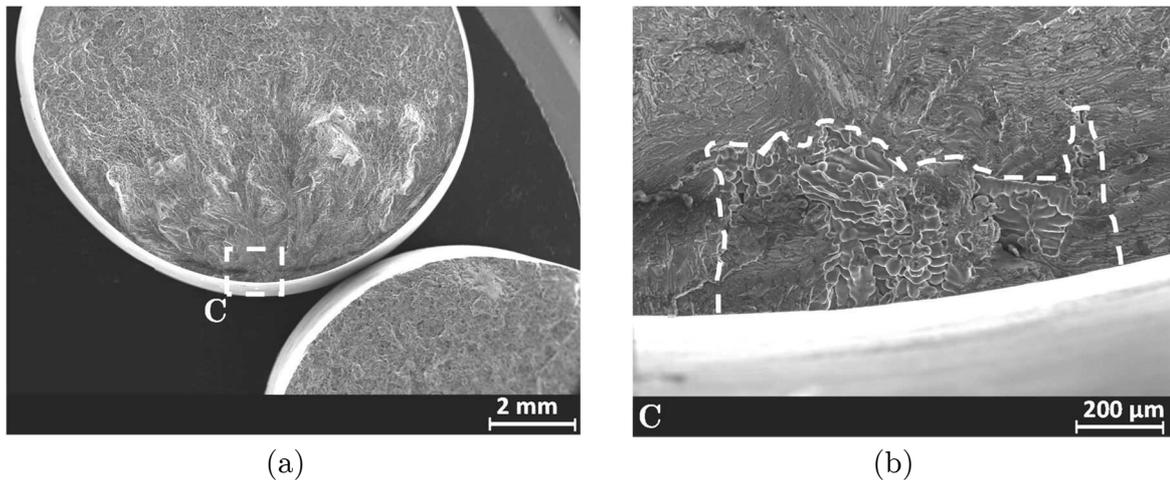


Figure 4.21 : Faciès de rupture de l'éprouvette 28-1 qualifiée saine ($\text{grade} < 1$) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 60 \text{ MPa}$, $N = 1.53 \cdot 10^6$ cycles, avec un défaut artificiel sphérique de taille $\text{AIRE}^{1/2} = 654 \mu\text{m}$ qui a amorcé une fissure de fatigue sur un défaut naturel de type retassure (b) grossissement de la zone C sur le défaut naturel de type retassure de taille $\text{AIRE}^{1/2} = 588 \mu\text{m}$

La surface du défaut a été analysée au MEB et au niveau de la troisième fissure (dans la direction x positive comme montré en Figure 4.22a) deux microfissures ont été identifiées sur les extrêmes du défaut (comme indiquée par les flèches en Figure 4.22b). Ceci est représentatif, encore une fois, des premiers stades d'endommagement au sein du défaut artificiel qui est rentré en compétition avec la retassure naturelle dans le processus de fissuration de l'éprouvette.

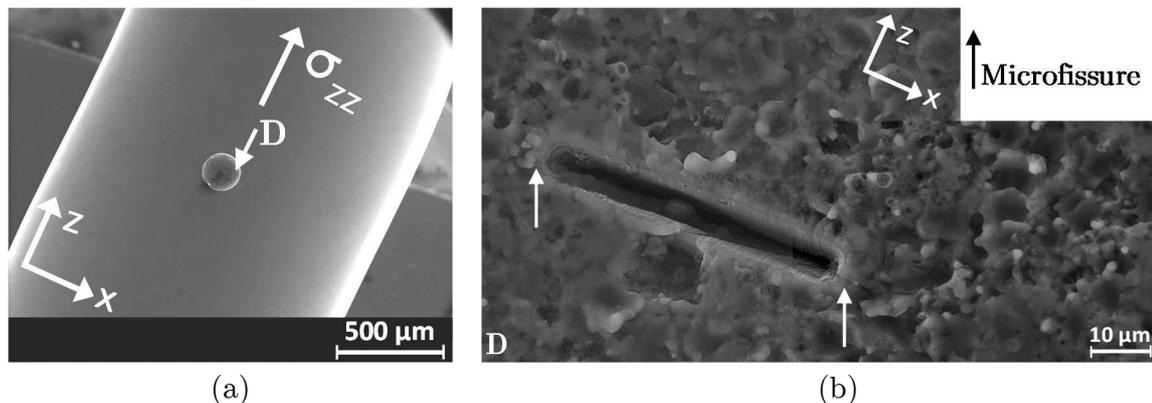


Figure 4.22 : Fût de l'éprouvette 28-1 qualifiée saine (grade < 1) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 60$ MPa, $N = 1.53 \cdot 10^6$ cycles, avec un défaut artificiel sphérique de taille $AIRE^{1/2} = 654$ μm qui a amorcé une fissure de fatigue sur un défaut de type retassure cavité (b) grossissement de la zone D qui montre la surface intérieure du défaut artificiel où une fissure usinée au FIB a amorcé des microfissures sur les deux extrêmes (indiquées par les flèches)

Le Table 4.2 résume la limite de fatigue estimée pour chaque type de défaut artificiel.

Table 4.2 : Limite de fatigue estimée, pour chaque typologie de défaut artificiel testé, avec la méthode par paliers pour $N = 2 \cdot 10^6$ cycles (valeurs exprimées en amplitude de contrainte)

Coulée		R	$\sigma_{D 0.1}^{ta}$ (MPa)
Saine (grade < 1)		0.1	69
Défaut sphérique (EDM)		0.1	52
Défaut sphérique (EDM) + défaut sphérique (EDM)		0.1	53
Défaut sphérique (EDM) + défaut sphérique (FIB)		0.1	54
Défaut sphérique (EDM) + 3 fissures (FIB)		0.1	55

Les résultats obtenus sur éprouvettes avec un défaut artificiel sphérique et une modification de la morphologie locale ont essentiellement montré que l'introduction d'un concentrateur de contraintes très localisé et représentatif de la porosité interdendritique, n'affecte pas la limite de fatigue de l'alliage A357-T6. Il est important de remarquer que dans les quatre configurations testées il y a toujours eu une éprouvette qui n'a pas atteint la rupture à partir du défaut artificiel mais à partir d'un défaut de différente nature (retassure ou film d'oxyde). Dans tous les cas, néanmoins, des microfissures ont été identifiées au fond des défauts artificiels qui ont agi comme concentrateurs de contrainte et comme sites d'amorçages non critiques. D'un point de vue purement lié à la morphologie du défaut, ceci ne semble pas vraiment être un paramètre d'ordre majeur influençant la

limite de fatigue. Si on compare les trois éprouvettes qui ne sont pas arrivées à rupture à partir du défaut artificiel, effectivement, on constate que le défaut naturel, de taille presque identique (ou inférieure) par rapport au défaut artificiel, est toujours plus critique et porte l'éprouvette à rupture. Ce constat peut se relier à un effet de la morphologie globale du défaut (liée à la tortuosité globale et au type de défaut), qui est plus complexe dans le cas d'une retassure ou d'un oxyde. Cependant cet effet n'est pas visible lorsqu'on modifie localement la morphologie d'un défaut artificiel sphérique.

4.1.4 Evolution de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut (diagramme de type Kitagawa-Takahashi)

Les résultats des essais de fatigue à grand nombre de cycles conduits sur les éprouvettes avec défauts naturels ont montré que globalement pour deux types de défauts naturels (retassure cavité et spongieuse) et pour deux grades de nocivité (grade 2 / 3) l'impact sur la limite de fatigue est presque identique. Cet effet a été constaté aussi sur des éprouvettes avec défauts artificiels où une variation très localisée (peu impactante sur la taille globale du défaut) de la morphologie du défaut n'a pas influencé la limite de fatigue de l'alliage. En ce qui concerne les défauts naturels, l'analyse de la taille a été conduite sur le faciès de rupture en calculant le paramètre proposé par Murakami [Murakami 2002] et défini comme $AIRE^{1/2}$. Ce paramètre est relativement simple à estimer pour un défaut isolé qui est caractérisé par un contour bien défini, cependant son identification est plus dure à faire dans le cas d'un défaut de type oxyde ou quand l'éprouvette est affectée par de la porosité distribuée de type spongieuse. L'influence de la taille de défaut sur la limite de fatigue peut s'exprimer en utilisant un diagramme de type Kitagawa-Takahashi [Kitagawa et al. 1976]. Les diagrammes de ce type sont caractérisés par une taille critique à partir de laquelle la limite de fatigue diminue. Si on approche le problème d'un point de vue déterministe, au-dessous de cette taille critique la limite de fatigue n'est pas affectée par la taille des pores et l'amorçage est plutôt piloté par les différentes hétérogénéités microstructurales. Pour une taille de défaut supérieure à la valeur critique, on identifie une réduction de la limite de fatigue du matériau. Si on approche le problème d'un point de vue probabiliste, à partir de la taille critique on augmente la probabilité d'amorcer une fissure sur un défaut, plutôt que par un effet de microstructure. Pour les analyses de cette étude une approche de type déterministe a été choisie, car les données à disposition n'ont pas permis de définir une distribution statistique des résultats. Cependant il est reconnu qu'une taille critique qui définit un seuil unique n'existe pas et qu'il faut toujours considérer une zone de transition entre un amorçage causé par un effet microstructural et un amorçage causé par la présence d'un défaut.

La Figure 4.23 montre le diagramme de Kitagawa-Takahashi construit à partir des résultats obtenus sur les éprouvettes avec défauts naturels et artificiels qui ont amorcé une fissure en surface. On peut remarquer que l'amorçage s'est produit sur plusieurs types de défauts naturels et artificiels pour lesquels l'analyse sera conduite séparément.

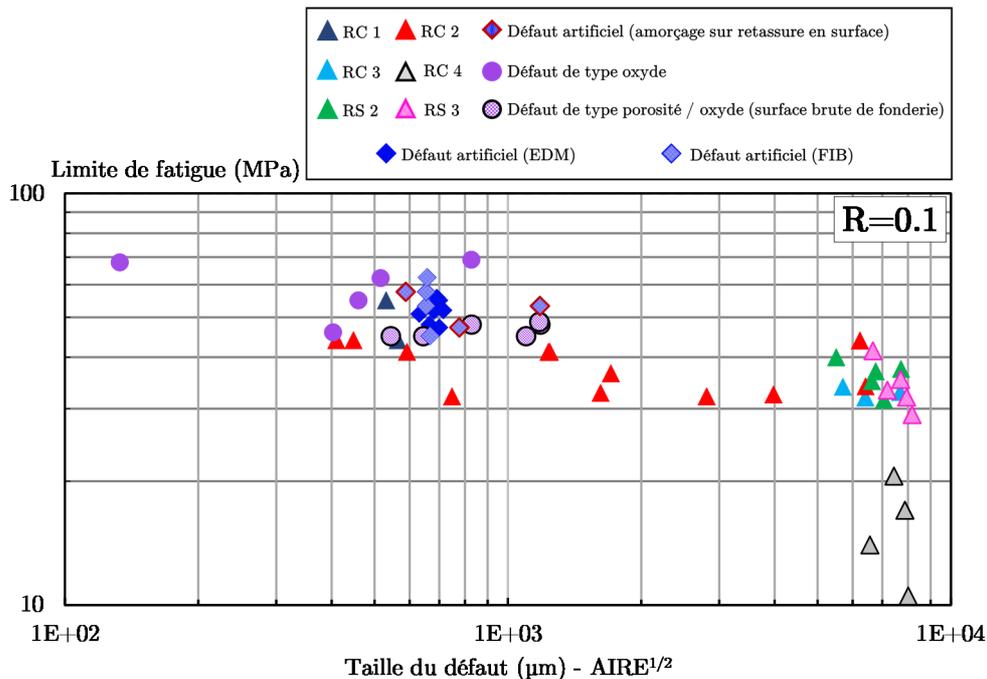


Figure 4.23 : Diagramme de Kitagawa-Takahashi qui montre l'influence de la taille des défauts (estimée sur les faciès de rupture au MEB) sur la limite de fatigue de l'alliage A357-T6 (amorçage en surface), la limite de fatigue est exprimée en amplitude de contrainte

– Amorçage sur un défaut naturel en surface

Dans le diagramme de la Figure 4.23, on peut constater que pour les défauts naturels de surface, et principalement pour les éprouvettes classées comme RC 2 (triangles rouges sur le diagramme), la limite de fatigue de l'alliage A357-T6 a tendance à décroître avec l'augmentation de la taille de défaut. L'effet de la taille de défaut est clairement observable pour des tailles comprises entre 400 μm et 2 mm où il y a un nombre suffisant de points produits sur des éprouvettes avec la même identification en CND et un amorçage sur un défaut du même type. Au-delà de 2 mm l'estimation de la taille est plus compliquée (comme détaillé dans les paragraphes 4.1.1 et 4.1.2) étant donné que la rupture des éprouvettes est causée par une action synergique de plusieurs défauts de type microretassure et le contour choisi pour estimer la taille englobe toute la surface affectée par les microretassures. Cette estimation comporte une zone d'agglomération des points entre 5 mm et 8 mm sur le diagramme. Ces points se réfèrent aux RC 3/4 et aux RS 2/3, dans cette zone on constate une saturation de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut. Il existe cependant une différence entre la limite de fatigue estimée pour les RC 4 (15 MPa) qui est inférieure à celle des RC 3 et RS 2/3 (35 MPa) à iso taille de défaut. Ce qui montre que pour pouvoir capter l'effet de la taille sur ces typologies de retassure il faut chercher une autre méthode de mesure. Parmi les résultats présentés dans le diagramme de Figure 4.23 il y a des points produits sur éprouvettes classées en CND comme RC 1, ces éprouvettes (3 en tous) ont été testées pour chercher à isoler un défaut naturel vers l'intérieur de l'éprouvette pour favoriser un amorçage interne (ces résultats seront discutées dans le Chapitre 5). Cependant une de ces éprouvettes a amorcé une fissure critique sur un défaut de surface dont les mécanismes ne diffèrent pas par rapport à ce qui a été déjà montré pour les éprouvettes de type RC 2. Le point indiqué comme RC 1 (triangle bleu) se situe dans la

zone d'évolution des points RC 2. Dans cette famille de défauts on trouve aussi des défauts naturels de type retassure cavité (sans classement CND) qui ont amorcé une fissure de fatigue critique sur des éprouvettes avec défaut artificiel (losanges bleu entourées en rouge). Ces points se trouvent dans le même domaine de variation que les retassures de type RC 2.

– **Amorçage sur un défaut de type oxyde en surface**

Les résultats des essais de fatigue conduits sur des éprouvettes classées comme saines (grade < 1) où avec défauts naturels / artificiels, mais qui ont amorcé une fissure critique sur un film d'oxyde en surface ont été tracés sur le diagramme de Kitagawa-Takahashi de Figure 4.23 (cercles mauve). L'effet des défauts de type oxyde n'est pas strictement lié à la taille (pour des tailles inférieures à 1 mm). La distribution des points se trouve dans le même domaine que les défauts naturels de surface de type RC 1/2 et globalement les oxydes semblent se comporter comme un défaut naturel de type retassure étant donné qu'il n'y a pas un écart marqué sur la limite de fatigue à même taille de défaut. L'effet des oxydes semble plus marqué en absence de défauts de type retassure de taille égale ou supérieure, étant donné qu'aucun oxyde n'a amorcé une fissure de surface critique sur les éprouvettes avec désignation RC / RS 2 ou supérieure.

– **Amorçage sur un défaut de type porosité gazeuse / oxyde sur éprouvettes avec surface brute de fonderie**

Des essais de fatigue ont été également conduits sur des éprouvettes avec surface brute de fonderie (cf. paragraphe 2.3.3). Les résultats ont montré que ces éprouvettes, même si classées comme saines (grade < 1), ont systématiquement amorcé des fissures sur des films d'oxyde ou sur des pores d'origine gazeuse liés à la présence des oxydes dans la coulée. Ces points sont indiqués sur le diagramme de la Figure 4.23 comme des cercles mauves entourés en noir. Dans ce cas on remarque une dispersion en termes de taille. Effectivement pour une limite de fatigue proche (environ 47 MPa en moyenne) on trouve que la taille de défaut varie entre 500 µm et 1.2 mm. Ces points se trouvent dans la même zone de variation que celle obtenue pour les éprouvettes classées comme RC 1/2 mais il n'y a pas un effet de taille considérable dans ce domaine de variation. Il est important de remarquer que pour ces éprouvettes il y a d'autres effets à prendre en compte dans l'analyse. L'état de surface, même s'il n'a pas un impact majeur sur la limite de fatigue, apporte toujours un élément d'incertitude. Effectivement les éprouvettes avec un état de surface brut de fonderie sont caractérisées par des défauts de type porosité / oxyde ce qui fait qu'il n'est pas possible de séparer l'effet des défauts de l'effet de l'état de surface (contraintes résiduelles et rugosité).

– **Amorçage sur un défaut artificiel en surface**

Pour les défauts artificiels, la taille est plutôt constante étant donné que les différentes comparaisons sur l'effet de la morphologie locale ont été conduites à isotaille. Les points qui correspondent aux éprouvettes avec défaut artificiel se distinguent en deux familles. Les points indiqués par des losanges bleues se réfèrent aux défauts usinées par EDM (sans et avec modification locale de la morphologie). Les losanges bleus clairs se réfèrent aux défauts avec une modification locale de la morphologie faite au FIB. Globalement tous les

points se trouvent autour d'une limite de fatigue moyenne d'environ 53 MPa. Tous les résultats obtenus sur défauts artificiel se trouvent dans la dispersion des points obtenus sur défaut naturel pour une plage de taille de défaut comprise entre 600 μm et 750 μm .

Globalement on constate que le diagramme de la Figure 4.23 se compose de trois zones différentes en fonction de la taille de défaut. On peut constater qu'effectivement déjà à partir d'une taille d'environ 300 μm – 400 μm la limite de fatigue de l'alliage A357-T6 (environ 69 MPa pour l'alliage dit de référence) commence à se dégrader. Si on intègre les résultats de fatigue de la base de données du projet ANR-IDEFFAAR [IDEFFAAR 2014] obtenus sur éprouvettes avec défauts naturels et défauts artificiels on peut constater que la tendance suivie par ces points est la même que celle constatée pour les résultats des essais conduits dans cette étude (Figure 4.24). Une taille critique de défaut (taille à partir de laquelle la limite de fatigue commence à décroître) peut s'identifier autour de 300 μm .

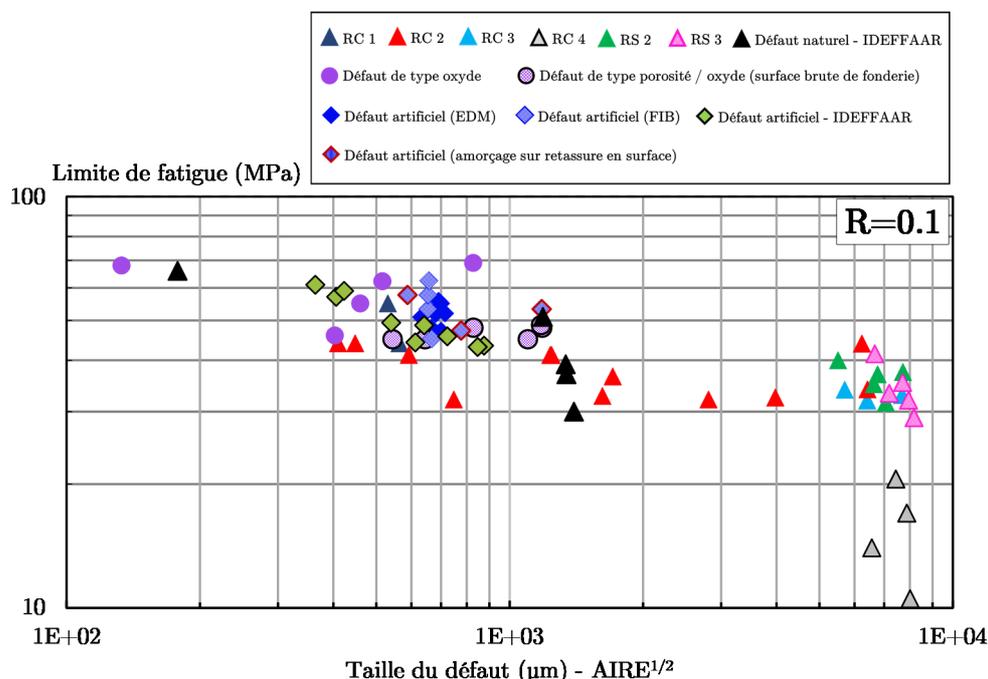


Figure 4.24 : Diagramme de Kitagawa-Takahashi global qui montre l'influence de la taille des défauts (estimée sur les faciès de rupture au MEB) sur la limite de fatigue de l'alliage A357-T6 (amorçage en surface), la limite de fatigue est exprimée en amplitude de contrainte

Dans la première zone (jusqu'à 300 μm), définie en bleue dans la Figure 4.25, on trouve que les points se réfèrent principalement à du matériau sain de référence (grade < 1) où la rupture est causée par des micro-retassures, par des défauts de type oxyde où pour des effets liés à la microstructure, par exemple l'amorçage sur une BGP en surface. Entre 300 μm et 2 mm (zone rouge sur le diagramme de Figure 4.25) on peut remarquer une réduction de la limite de fatigue avec l'augmentation de la taille de défaut. Ce résultat est confirmé par des essais conduits sur défaut naturel (de forme presque sphérique ou de type retassure) et par des essais conduits sur défaut artificiel. Dans cette zone, la limite de fatigue est clairement pilotée par la taille de défaut et la morphologie ne semble pas avoir un impact important sur la limite de fatigue. A partir d'une taille de défaut supérieure à 1 mm on

observe que le diagramme a tendance à saturer autour d'une limite de fatigue d'environ 30 MPa. A partir de 2 mm il y a une transition entre un amorçage sur un défaut unique artificiel ou de type retassure et l'amorçage multiple localisé au niveau d'un agglomérat de micro-retassures qui forment une retassure dite spongieuse (zone de transition rouge – verte de Figure 4.25). Au-delà de 2 mm on passe dans la troisième zone du diagramme de Kitagawa-Takahashi (zone verte - grise de Figure 4.25). Dans cette zone on identifie les défauts où la taille a été estimée en considérant la porosité distribuée sur la section utile comme un défaut unique. On remarque que même pour des tailles très élevées (supérieures à 5 mm) la limite de fatigue reste constante autour de 30 MPa. Un abattement plus marqué peut s'identifier pour les retassures de type RC 4 (limite de fatigue moyenne d'environ 15 MPa). Il faut bien remarquer que les essais ont été conduits sur des éprouvettes avec une section utile de diamètre égale à 10 mm et que globalement la taille équivalente de ces défauts dépasse largement la moitié de l'éprouvette. Cette condition commence à être limitante pour une analyse correcte de l'effet de la taille, car on affecte sensiblement la section résistante totale de l'éprouvette. Il est cependant important d'analyser ce type de défaut qui est très souvent rencontré dans les pièces en phase de control non destructif.

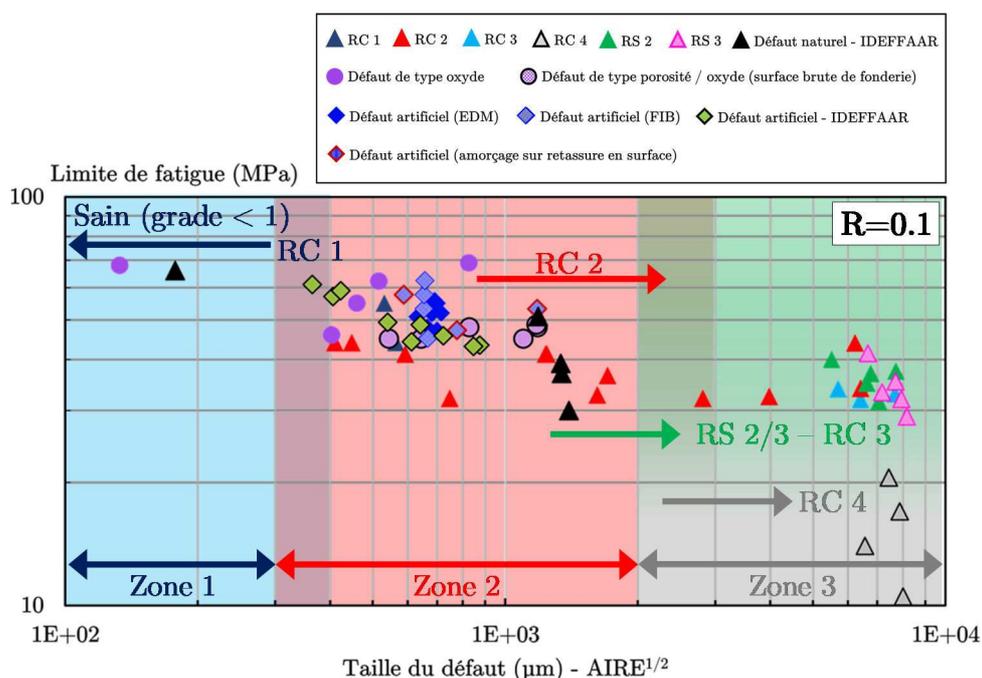


Figure 4.25 : Diagramme de Kitagawa-Takahashi global qui montre l'influence de la taille des défauts (estimée sur les faciès de rupture au MEB) sur la limite de fatigue de l'alliage A357-T6 (amorçage en surface) et le lien avec l'analyse CND sur les éprouvettes, la limite de fatigue est exprimée en amplitude de contrainte

4.1.5 Modélisation de la limite de fatigue à grand nombre de cycles en présence de défauts (naturels / artificiels)

L'analyse de l'effet de la taille de défaut sur la limite de fatigue a montré qu'entre une taille d'environ 300 μm et 2 mm il y a une évolution de la limite de fatigue avec l'augmentation de la taille de défaut. Deux critères (basés sur une approche déterministe) sont proposés pour modéliser l'effet de la taille sur la limite de fatigue. L'approche la plus

simple, se base sur la mécanique de la rupture en élasticité linéaire (LEFM) où l'on peut traiter les pores comme des fissures et relier la limite de fatigue au facteur d'intensité des contraintes de seuil (ΔK_{th}). Le critère s'exprime selon la formulation montrée dans l'équation (4.1).

$$\Delta\sigma = \frac{\Delta K_{th}}{Y \cdot \sqrt{\pi \sqrt{AIRE}}} \quad (4.1)$$

Où Y indique le facteur de forme du pore (approximé comme une fissure) et donc en supposant un front de fissure semi-circulaire la valeur de Y a été choisie égale à $2/\pi$ pour simplifier la démarche.

En ce qui concerne la valeur du facteur ΔK_{th} , il faut prendre en compte que la fissure propage à partir d'un pore. Roy et al. [Roy et al. 2012] ont comparé des résultats de fissuration de la littérature (qui se réfèrent à des essais conduits sur des alliages d'aluminium moulés à différents rapports de charge) avec des essais conduits sur éprouvettes avec défauts naturels. Selon les auteurs, le comportement des fissures courtes peut s'exprimer correctement en considérant une valeur de ΔK_{eff} où l'effet de fermeture a été corrigé. Le constat principal qui a été identifié est que les fissures naturelles amorcées à partir d'un pore ont le même comportement obtenu pour les fissures longues (avec correction de l'effet de fermeture). Il semble donc pertinent d'utiliser une valeur de seuil du facteur d'intensité des contraintes effectif. A partir des données de la littérature, Roy et al. [Roy et al. 2012] ont identifié une valeur du $\Delta K_{eff} = 1.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Le [Le 2016], dans son étude, a testé le critère LEFM pour des différents valeurs de ΔK_{th} en choisissant une valeur de $2.2 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ pour un rapport de charge positif qui donne une bonne corrélation avec les résultats expérimentaux présentés dans un diagramme de type Kitagawa-Takahashi. Lados [Lados 2004] dans son travail a identifié pour un rapport de charge $R = 0.1$ une valeur de $\Delta K_{eff} = 2.75 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ pour un alliage A356 (sans traitement thermique). Dans le cadre de cette analyse nous avons comparé les différents valeurs de ΔK_{th} à partir des résultats de la littérature cités précédemment [Roy et al. 2012; Le 2016; Lados 2004]. Le critère LEFM a été donc simulé pour un $\Delta K_{th} = 1.5, 2.2$ et $2.75 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Les résultats des simulations avec le critère LEFM sont montrés en Figure 4.26.

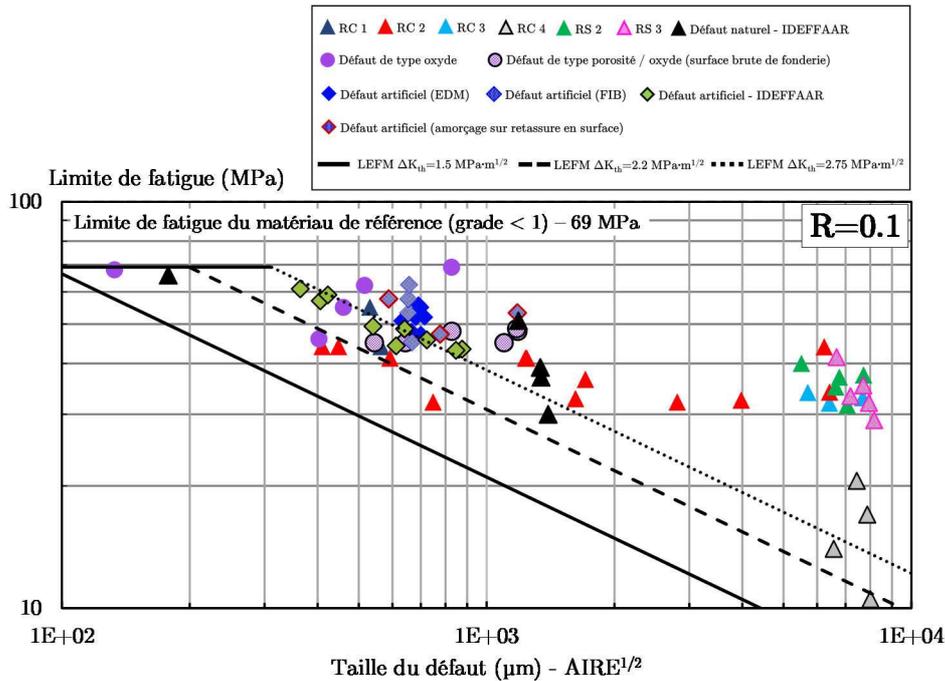


Figure 4.26 : Modélisation du diagramme de Kitagawa-Takahashi (obtenu pour des défauts de surface) avec un critère de type LEFM, la limite de fatigue est exprimée en amplitude de contrainte

Le diagramme de Figure 4.26 montre que le choix d'un $\Delta K_{th} = 1.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ n'est pas le plus adapté, la courbe du critère LEFM est éloignée des points expérimentaux et donne un résultat très conservatif (la taille critique de défaut est inférieure à $100 \mu\text{m}$). Le choix d'un ΔK_{th} plus élevé donne des résultats plus proches des points expérimentaux dans le domaine de variation de la taille entre $200 \mu\text{m}$ et 2 mm . Au-delà de 2 mm le critère arrive aussi à décrire l'évolution des points de type RC 4, mais ce domaine comporte l'incertitude sur le type de mesure effectuée pour l'estimation de la taille de défaut. Ce résultat est proche des résultats obtenus par Redik et al. [Redik et al. 2014] (cf. paragraphe 1.2.1) qui a identifié qu'une valeur de ΔK_{th} compris entre $2 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ et $2.8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ décrit bien le comportement de plusieurs alliages de la famille Al-Si-Mg et Al-Si-Cu pour des fissures amorcées à partir d'un pore naturel. Cependant ce résultat n'a pas été identifié avec une loi effective contrairement à ce qui a été proposé par Roy [Roy et al. 2012; Roy et al. 2011].

Si on suppose qu'un pore est égal à une fissure, on peut négliger des facteurs qui généralement contribuent à la fermeture d'une fissure de fatigue comme la formation d'une couche d'oxyde, la rugosité de la surface de rupture ainsi que de la plasticité localisée. Effectivement, une fissure naturelle qui amorce sur un pore a une taille suffisamment petite telle qu'il n'y a pas encore du sillage plastique et le seuil de propagation est celui d'une fissure qui propage sans historique plastique. La valeur proposée dans les travaux de Lados [Lados 2004] $\Delta K_{eff}=2.75 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ correspond à un seuil effectif, mais ne prend pas en compte l'effet du traitement thermique T6. Cette valeur semble plutôt pertinente étant donné qu'elle décrit bien l'évolution de la limite de fatigue pour une plage de taille de défaut comprise entre $300 \mu\text{m}$ (la valeur de la taille critique définie par le critère LEFM est de $312 \mu\text{m}$) et 2 mm . Cependant ne prenant pas en compte l'effet du traitement thermique cette valeur peut se considérer comme indication mais ne se réfère pas à une base de données solide qui peut justifier ce choix. Il faut aussi prendre en compte qu'un

critère basé sur la mécanique de la rupture en élasticité linéaire ne prend en compte aucun effet de saturation de la taille de défaut (la ligne du critère sur le diagramme décroît à l'infini), qui dans le cas de cette étude semble se produire à partir d'une taille de défaut supérieure à 1 mm.

– Approche de type DSG

L'approche de type Defect Stress Gradient (DSG) a été amplement décrite dans la revue bibliographique et dans le Chapitre 3. Dans cette section on propose une modélisation du diagramme de Kitagawa-Takahashi en utilisant un critère de type DSG (dans sa formulation classique) qui peut se résumer dans les équations (4.2) - (4.4).

$$\sigma_{eq}^{DSG} = \sigma_{eq}^{Pt,MAX} - a_{\nabla,def} \nabla \sigma_{eq}^{Pt} \quad (4.2)$$

$$\sigma_{eq}^{DSG} \leq \beta(N) \quad (4.3)$$

$$\nabla \sigma_{eq}^{Pt} = \frac{\sigma_{eq}^{Pt,MAX} - \sigma_{eq}^0}{taille} \quad (4.4)$$

Etant donné que les données ont été produites pour un cas de chargement uniaxial on propose d'utiliser la contrainte équivalente de Crossland (qui a été validée à plusieurs reprises pour de chargement uniaxiaux sur des alliages d'aluminium de fonderie [Iben Houria et al. 2015; Roy et al. 2012; Roy et al. 2011; Mu et al. 2014a; Mu et al. 2014b]). Les résultats des essais de fatigue ont aussi montré que l'effet de la morphologie locale du défaut n'est pas un paramètre qui a un impact majeur sur la limite de fatigue de l'alliage A357-T6. La contrainte maximale autour du défaut sera donc calculée en supposant un défaut sphérique isolé afin de pouvoir utiliser la théorie de l'inclusion équivalente d'Eshelby (cf. paragraphe 3.5).

Les paramètres α , β et $a_{\nabla,def}$ du modèle ont été estimés pour $N = 2 \cdot 10^6$ cycles et sont résumés en Table 4.3.

Table 4.3 : Paramètres matériau identifiées pour le critère de fatigue

α	β (MPa)	$a_{\nabla,def}$ (μm)
1.42	112.44	376

Le paramètre $a_{\nabla,def}$ a été estimé à partir des résultats des essais de fatigue en considérant deux essais conduits sur une éprouvette avec un défaut artificiel et une éprouvette avec défaut naturel (de type RC 2). Ce choix a été fait pour prendre en compte les deux typologies de défauts qui sont représentés dans le diagramme. Les valeurs de limite de fatigue ainsi que de taille de défaut utilisées pour estimer le paramètre $a_{\nabla,def}$ sont résumées en Table 4.4.

Table 4.4 : Essais de fatigue choisis pour estimer le paramètre $a_{\nabla,def}$ du critère DSG

Réf.	Type de défaut	$\sigma_{D 0.1}^{ta}$ (MPa)	Taille défaut (μm)	$a_{\nabla,def}$ (μm)
33-4	RC 2	37	1708	348
26-1	ARTIFICIEL (EDM)	48	665	404

Le diagramme de Kitagawa-Takahashi simulé avec le critère DSG est montré en Figure 4.27. On constate que le modèle décrit bien la zone de variation de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut. Le critère DSG (contrairement à une approche de type LEFM) a tendance à saturer à partir d’une taille de défaut proche de 2 mm. Cet effet est lié à l’évaluation du gradient local calculé autour du défaut. Si la taille du défaut augmente, la valeur du gradient a tendance à décroître et ceci porte le critère à saturer. La taille critique de défaut correspond à la valeur de $a_{\nabla,def} = 376 \mu\text{m}$ qui est plutôt cohérente avec les résultats expérimentaux (jusqu’à 2 mm). Il est important de noter que pour une taille supérieure à 2 mm il s’agit d’un domaine qui dépasse le concept de défaut et se rapproche d’un effet d’entaille, et pour lequel d’autres critères sont envisageables pour mieux décrire le comportement en fatigue.

L’approximation de la morphologie du défaut avec une sphère ne semble pas avoir impacté les résultats des simulations en montrant que, d’un point de vue globale un critère de ce type ne nécessite pas un paramètre additionnel prenant en compte la morphologie du défaut pour bien décrire l’effet de la taille de défaut sur la limite de fatigue en présence de défauts naturels.

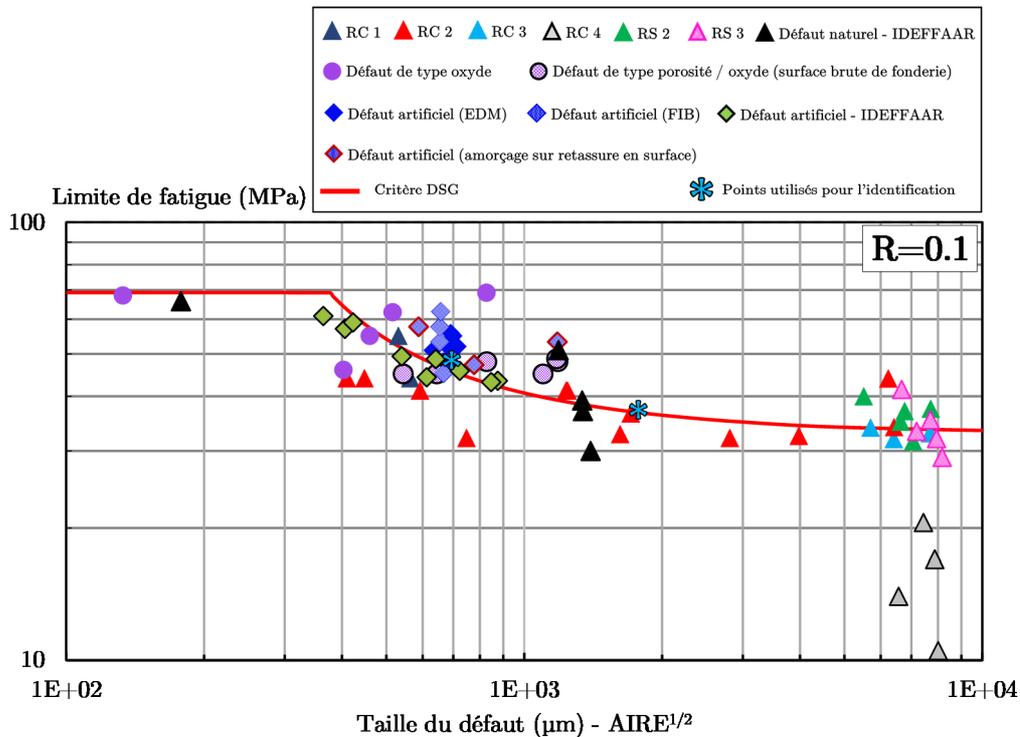


Figure 4.27 : Modélisation du diagramme de Kitagawa-Takahashi (obtenu pour des défauts de surface) avec un critère de type DSG, la limite de fatigue est exprimée en amplitude de contrainte

4.1.6 Synthèse des résultats de fatigue à grand nombre de cycles

Une campagne expérimentale a été menée pour déterminer la limite de fatigue à grand nombre de cycles ($N = 2 \cdot 10^6$ cycles) de 5 familles de défauts naturels et artificiels. Les résultats principaux peuvent se résumer comme suit :

1. L'abattement sur la limite de fatigue (par rapport au matériau de référence) est de 51% pour les défauts naturels de type retassure cavité et spongieuse de grade variable entre 2 et 3.
2. L'abattement est plus marqué (environ 77%) pour les éprouvettes qualifiées comme RC 4.
3. La morphologie globale des retassures est liée au type de défaut, ce paramètre pour le même grade de nocivité n'impacte pas la limite de fatigue du matériau, deux morphologies globales différentes génèrent le même abattement sur la limite de fatigue.
4. Une modification très locale de la morphologie d'un défaut artificiel sphérique représentative de la porosité interdendritique (usiné par EDM) n'impacte pas la limite de fatigue du matériau par rapport à l'abattement généré par un défaut sphérique d'environ 700 μm (abattement de 25.4%).
5. Pour une plage de taille de défauts comprise entre 300 μm et 2 mm on constate un abattement de la limite de fatigue avec l'augmentation de la taille de défaut. Le paramètre choisi pour estimer la taille de défaut dans ce domaine semble approprié.
6. Le diagramme de type Kitagawa-Takahashi tracé pour les différents types de défauts montre une tendance à saturer pour des tailles supérieures à 2 mm. Au-delà de 2 mm il y a une incertitude importante sur la mesure de la taille de défaut, étant donné qu'il n'est pas possible de tracer un contour bien défini du défaut.
7. Un critère basé sur la LEFM approxime bien les résultats expérimentaux (dans un domaine de taille compris entre 300 μm et 2 mm) pour une valeur de $\Delta K_{\text{eff}} = 2.75 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Cette valeur cependant ne prend pas en compte l'effet d'un traitement thermique T6. Une valeur de $\Delta K_{\text{eff}} = 1.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ est justifiée sur le plan théorique mais donne un résultat conservatif (limite basse des résultats expérimentaux) et ne prend pas en compte l'effet de saturation du diagramme de Kitagawa-Takahashi (le critère décroît à l'infini).
8. Un critère de type DSG basé sur le gradient de contrainte local (à l'échelle mésoscopique du défaut) donne une bonne approximation des résultats (dans un domaine de taille compris entre 300 μm et 2 mm) en supposant un gradient de contrainte linéaire et en approximant les défauts avec des sphères ; le critère prend aussi en compte l'effet de saturation du diagramme de Kitagawa-Takahashi pour des tailles supérieures à 2 mm.
9. Globalement on ne constate pas un effet marqué de la morphologie locale du défaut sur la limite de fatigue du matériau, qui ne semble pas être un paramètre majeur influençant la limite de fatigue. Il semble raisonnable de baser la modélisation d'un défaut de fonderie avec une sphère équivalente, sans prise en compte de la morphologie locale.

4.2 Analyse en micro-tomographie RX 3D des défauts naturels

L'analyse conduite dans les sections précédentes a montré que la cause principale de l'amorçage des fissures critiques pour l'alliage A357-T6 (avec des différents niveaux de dégradation) sont les défauts naturels. Un premier constat est que la morphologie locale du défaut n'a pas un impact majeur sur la limite de fatigue. Pour comprendre ce résultat une partie des éprouvettes testées en fatigue (avec défauts naturels) ont été analysées en microtomographie RX 3D afin de caractériser les défauts en termes de taille et position spatiale. En ce qui concerne les défauts de type retassure cavité, une reconstruction de la géométrie réelle du pore avec un maillage 3D a été conduite afin d'analyser les champs mécaniques autour des défauts naturels en conduisant des simulations numériques sous chargement cycliques aux éléments finis.

Les tomographies ont été conduites à l'aide du tomographe de laboratoire RX SOLUTION de l'institut P' (ISAE – ENSMA Poitiers). Toutes les tomographies ont été reconstruites en utilisant un algorithme analytique de "rétroprojection filtrée" et une taille de voxel moyenne comprise entre 6 μm et 8 μm ce qui fait une résolution spatiale moyenne d'environ 14 μm . Les étapes de segmentation des images ont été conduites en utilisant le logiciel d'imagerie 3D Avizo, le maillage 3D des retassures a été conduit avec le logiciel de maillage GMSH. La zone d'acquisition des tomographies est limitée à la partie utile de l'éprouvette, ce qui fait un cylindre de 10 mm de diamètre pour une hauteur d'environ 20 mm. Pour faciliter les étapes d'analyse, en phase de segmentation, une valeur de seuil a été imposée pour les défauts de taille inférieure à 50 μm qui n'ont pas été pris en compte. La condition de connectivité (voxels qui constituent le même défaut) se fait en utilisant un algorithme qui considère comme connectés les voxels qui ont au moins une face en commun.

4.2.1 Caractérisation 3D des défauts naturels par μ -CT

Une partie des éprouvettes avec défauts naturels testées en fatigue ont été analysées en μ -CT pour caractériser les défauts naturels de type retassure. L'analyse en microtomographie a permis d'identifier la taille, la position spatiale et la sphéricité de chaque défaut critique en corrélant les images tomographiques avec l'analyse des surfaces de rupture. Comme montré dans les paragraphes 4.1.1 et 4.1.2, en fonction de la caractérisation en CND pour les défauts classées comme retassure cavité (RC), on peut retrouver deux conditions différentes : soit des cavités presque isolées plus ou moins proches de la surface, soit des cavités entourées par de la porosité spongieuse. Dans le cas d'une caractérisation CND de type retassure spongieuse (RS) on ne constate que la présence de la porosité spongieuse. Ces trois conditions sont aussi observables en analysant une éprouvette en μ -CT. Pour illustrer ces trois conditions une analyse a été conduite sur trois éprouvettes de type RC 2, RC 4 et RS 3. La Figure 4.28 montre la corrélation entre le faciès de rupture de l'éprouvette 31-1 (RC2) et une coupe tomographique sur un plan perpendiculaire à l'axe de chargement (plan de fissuration). Les deux défauts principaux, qui ont amorcé une fissure de fatigue, sont indiqués par les flèches. Dans le cas du défaut D₂ la résolution spatiale de l'image (environ 12 μm) a permis de détecter aussi une partie

de fissure qui, en phase d'acquisition, était suffisamment ouverte (illustrée en gris pale dans la zone proche du défaut). Cette condition correspond au premier cas d'amorçage sur un défaut de type retassure cavité.

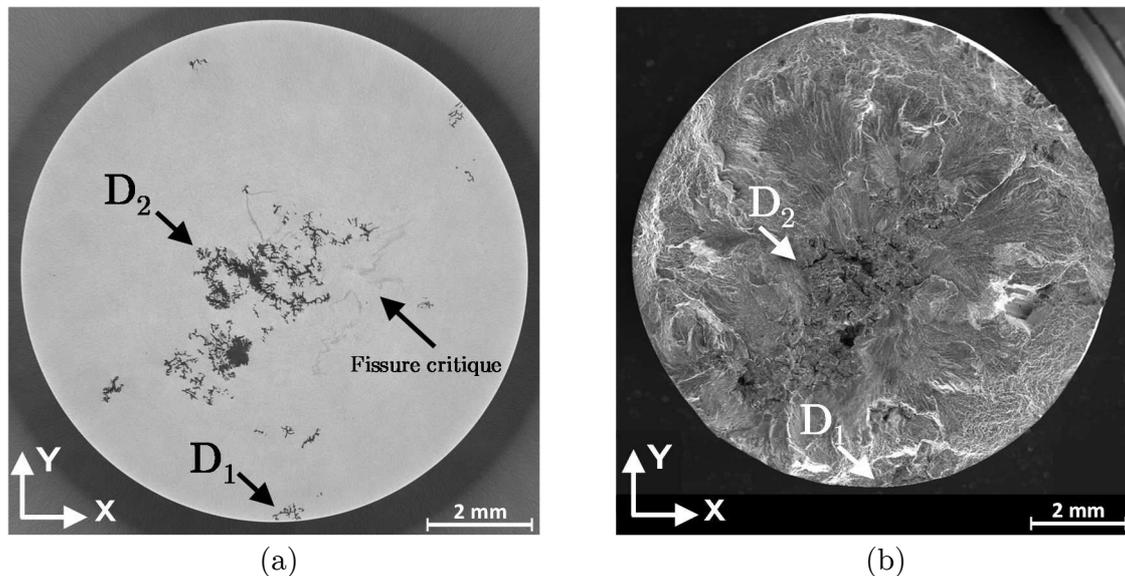


Figure 4.28 : Epreuve 31-1 qualifiée RC 2 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 35$ MPa, $N = 7.22 \cdot 10^5$ cycles, (a) image tomographique prise dans la section utile, taille du voxel = $6 \mu\text{m}$, taille de défaut D_1 $\text{AIRE}^{1/2} = 484 \mu\text{m}$, taille de défaut D_2 $\text{AIRE}^{1/2} = 2049 \mu\text{m}$, (b) faciès de rupture, taille de défaut D_1 $\text{AIRE}^{1/2} = 748 \mu\text{m}$, taille de défaut D_2 $\text{AIRE}^{1/2} = 2810 \mu\text{m}$

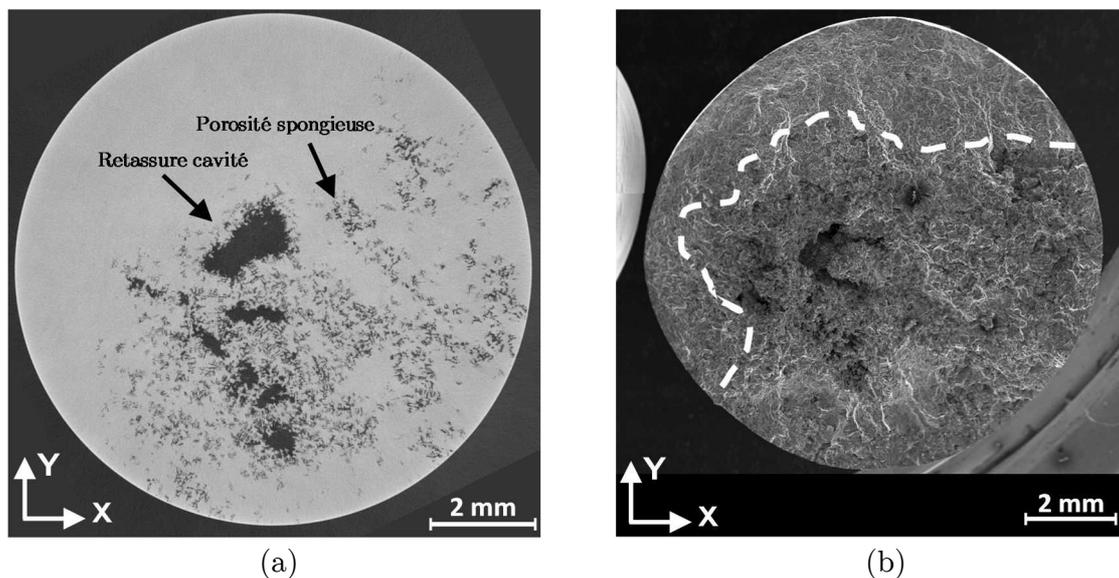


Figure 4.29 : Epreuve 62-1 qualifiée RC 4 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 30$ MPa, $N = 1.16 \cdot 10^5$ cycles, (a) image tomographique prise dans la section utile, taille du voxel = $8 \mu\text{m}$, taille de défaut $\text{AIRE}^{1/2} = 3260 \mu\text{m}$, (b) faciès de rupture, taille de défaut $\text{AIRE}^{1/2} = 7438 \mu\text{m}$

Le deuxième scénario est illustré en Figure 4.29 et montre la corrélation $\mu\text{-CT}$ / faciès de rupture pour l'éprouvette 62-1 classée comme RC 4. Dans ce cas on peut remarquer la présence d'une retassure cavité entourée par de la porosité spongieuse aussi dans une image issue de la tomographie (Figure 4.29a). Dans ce cas l'estimation de la taille de défaut se

fait à partir du volume total de retassure cavité et spongieuse qui composent le défaut critique qui a causé la rupture de l'éprouvette.

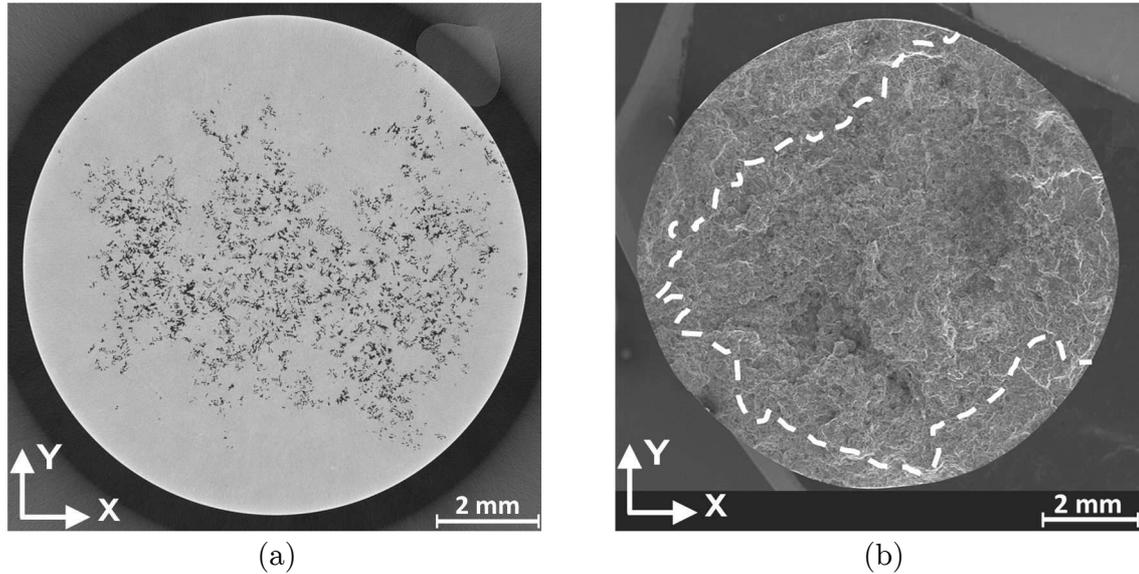


Figure 4.30 : Eprouvette 50-1 qualifiée RS 3 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 40$ MPa, $N = 6.53 \cdot 10^5$ cycles, (a) image tomographique prise dans la section utile, taille du voxel = $6 \mu\text{m}$, taille de défaut $\text{AIRE}^{1/2} = 3222 \mu\text{m}$, (b) faciès de rupture, taille de défaut $\text{AIRE}^{1/2} = 7187 \mu\text{m}$

La Figure 4.30 montre le scénario d'une éprouvette (50-1) classée comme contenant une retassure spongieuse de grade 3 (RS 3). Effectivement l'image tomographique (Figure 4.30a) montre une porosité distribuée sur presque toute la section utile de l'éprouvette. L'analyse en tomographie de laboratoire ne permet pas d'identifier les premiers stades de l'amorçage, mais l'hypothèse d'un multi-amorçage au sein des micro-retassures avec une phase de propagation locale et coalescence des microfissures semble être très probable étant donné que la microtomographie ne montre pas d'autres éléments qui puissent être à l'origine de l'amorçage. L'estimation de la taille de la retassure spongieuse (à partir de l'image tomographique) se fait en considérant toute la microporosité distribuée comme un pore unique ce qui fait la retassure spongieuse.

Les défauts après segmentation et reconstruction en 3D des images, montrent effectivement des morphologies globales très différentes. Ceci est dû principalement à la présence de la porosité spongieuse. La Figure 4.35 montre la reconstruction en 3D de la zone utile des éprouvettes 31-1 (RC 2), 62-1 (RC 4), 50-1 (RS 3). On peut remarquer que pour les éprouvettes de type RC 4 et RS 3 la porosité distribuée occupe presque toute la section utile de l'éprouvette. Dans le cas spécifique de l'éprouvette 62-1 (RC 4) on trouve d'autres retassures qui (selon le critère adopté dans le traitement des images) ne sont pas connectées à la retassure principale (retassure orange) mais qui se trouvent dans la zone d'influence de la retassure principale étant donné que la distance spatiale minimale entre les retassures est négligeable (de l'ordre de $120 \mu\text{m}$) par rapport à la taille globale de la porosité spongieuse.

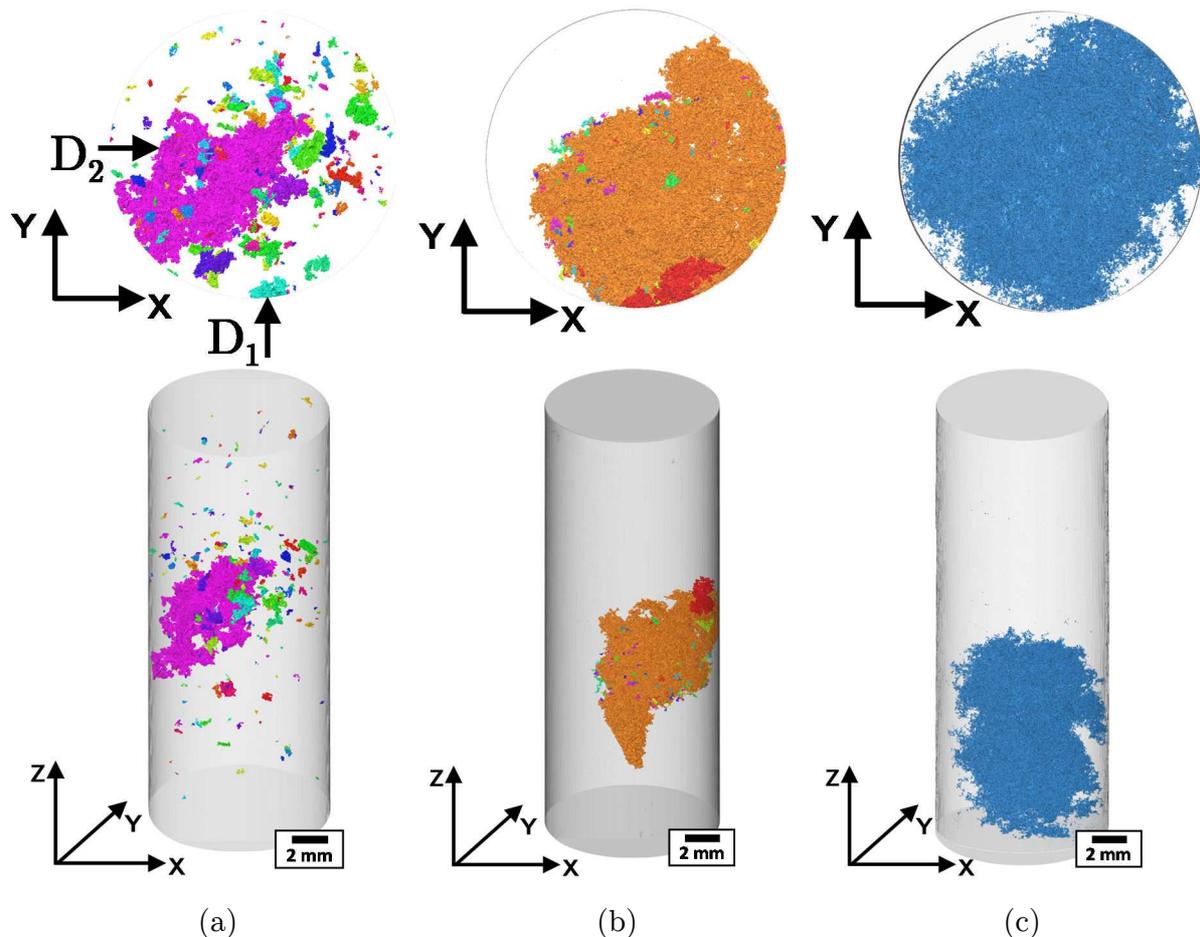


Figure 4.31 : (a) Reconstruction 3D de la zone utile de l'éprouvette 31-1 (RC 2) à partir des images tomographiques, taille du voxel = 6 μm , reconstruction 3D de la zone utile de l'éprouvette 62-1 (RC 4) à partir des images tomographiques, taille du voxel = 8 μm , reconstruction 3D de la zone utile de l'éprouvette 50-1 (RS 3) à partir des images tomographiques, taille du voxel = 6 μm

4.2.2 Evolution de la limite de fatigue en fonction des paramètres caractéristiques d'un défaut naturel de type retassure

L'analyse en $\mu\text{-CT}$ a montré que la morphologie des défauts naturels de type retassure est très variée. Dans cette section une analyse de l'influence des paramètres caractéristiques d'un défaut sur la limite de fatigue de l'alliage A357-T6 a été conduite à partir des observations faites en $\mu\text{-CT}$. L'analyse en microtomographie RX 3D a permis d'identifier la taille des retassures en considérant le volume global. Comme déjà décrit dans le paragraphe 3.6, grâce à la microtomographie on peut identifier le volume du défaut et pour reporter cette grandeur à une longueur on peut calculer le paramètre $\text{VOLUME}^{1/3}$. Ce paramètre en absence d'autres informations sur la rupture nous permet d'estimer une taille qui est indépendante du chargement appliqué. Globalement avec le paramètre $\text{VOLUME}^{1/3}$ on considère le volume global de la retassure, avec $\text{AIRE}^{1/2}$ on prend en compte ce qui a été critique vis-à-vis de la fatigue, cependant, même si on considère seulement une projection de la surface du défaut (au MEB) cette valeur est supérieure par rapport à une estimation sur le volume en $\mu\text{-CT}$.

La Figure 4.32 montre le diagramme de type Kitagawa-Takahashi obtenu pour les éprouvettes analysées en $\mu\text{-CT}$. Les points indiqués avec des losanges se réfèrent aux

éprouvettes avec défauts artificiels sphériques pour lesquelles la taille de défaut a été estimée en considérant le volume de la calotte sphérique usinée par EDM à partir d’une observation des faciès de rupture en supposant que la forme du défaut est sphérique.

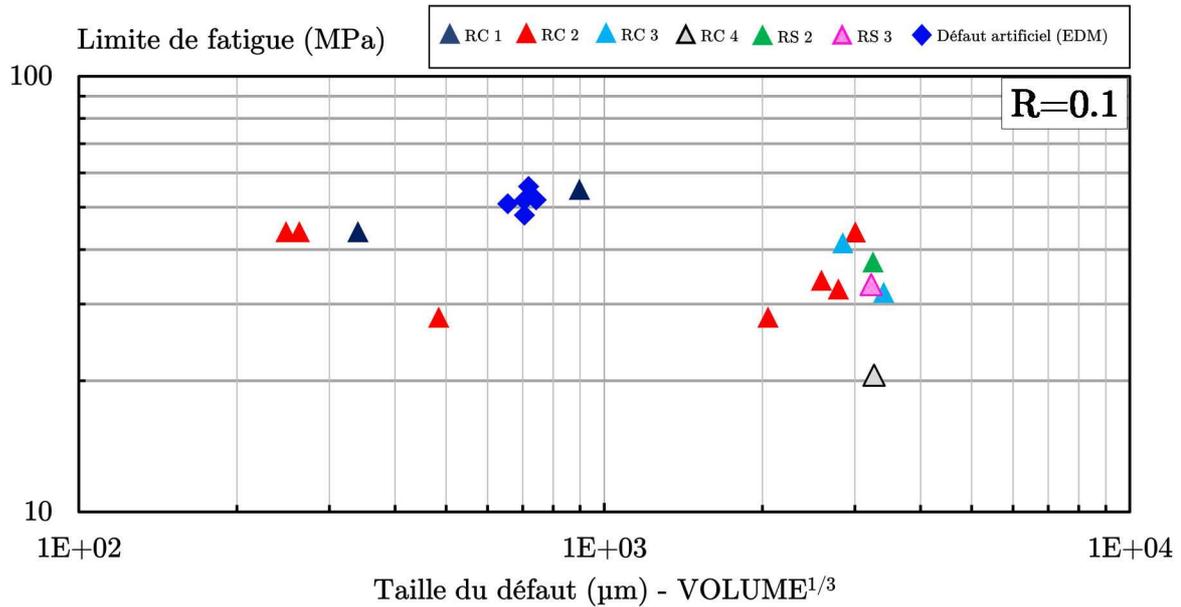


Figure 4.32 : Diagramme de Kitagawa-Takahashi qui montre l’influence de la taille des défauts (estimée par μ -CT) sur la limite de fatigue de l’alliage A357-T6 (amorçage en surface), la limite de fatigue est exprimée en amplitude de contrainte

Le premier constat que l’on peut faire sur le diagramme de la Figure 4.32 est que pour les mêmes défauts critiques, le paramètre taille est nettement inférieur à la valeur de $AIRE^{1/2}$ estimée sur le faciès de rupture.

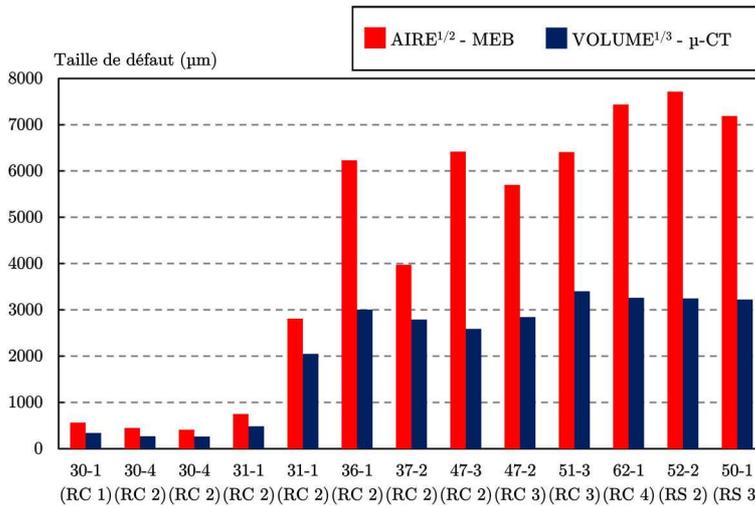


Figure 4.33 : Histogramme de comparaison entre la taille de défaut estimée sur le faciès de rupture de l’éprouvette en utilisant le paramètre $AIRE^{1/2}$ et en μ -CT en utilisant le paramètre $VOLUME^{1/3}$

La comparaison a été menée pour tous les défauts à l’origine de l’amorçage et le résultat de la comparaison est montré par l’histogramme de Figure 4.33. Si on calcule le rapport entre la valeur estimée sur la surface de rupture et l’estimation en μ -CT on obtient un

facteur égal à 2. Cette différence est due au différent paramètre de taille observé ainsi qu'à un effet dû à la méthode de mesure utilisée pour estimer la taille sur le faciès de rupture qui est affectée par l'effet de la projection de l'aire du défaut sur un plan.

La distribution de la taille de défaut sur le diagramme de la Figure 4.32 suit la même tendance déjà observée pour le diagramme complet obtenu en estimant la taille de défaut comme surface projetée. L'estimation de la taille pour les défauts de type RS 2/3 et RC 3/4 se fait en considérant le volume de toute la porosité spongieuse.

Etant donné que l'estimation de la taille de défaut peut engendrer des difficultés quand l'amorçage d'une fissure de fatigue n'est pas imputable à un défaut unique mesurable, une analyse du taux de porosité a été conduite pour toutes les éprouvettes analysées en microtomographie.

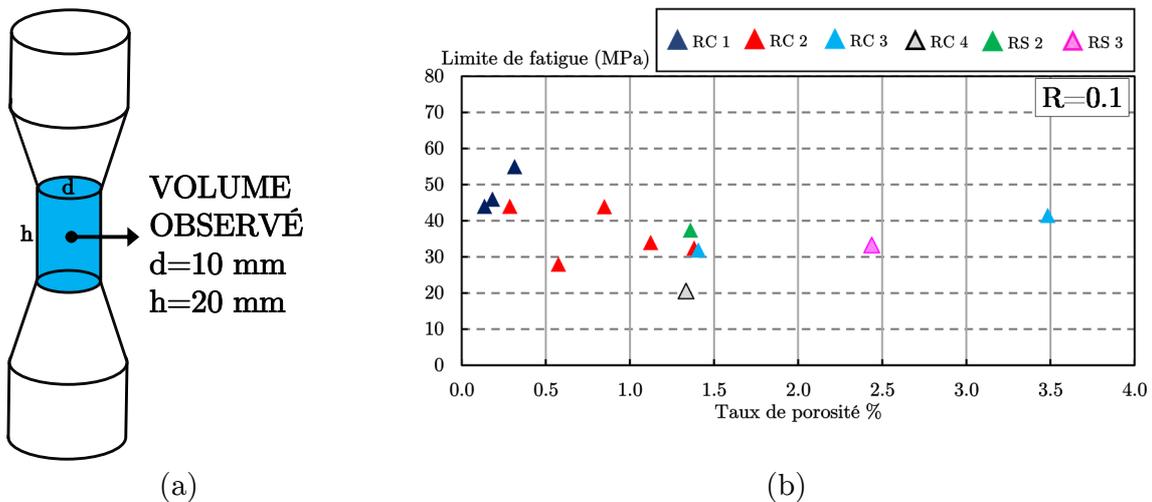


Figure 4.34 : (a) Volume total de la zone utile observé en μ -CT, (b) évolution de la limite de fatigue en fonction du taux de porosité

Le volume analysé correspond à la zone utile de l'éprouvette qui fait une hauteur de 20 mm et un diamètre de 10 mm (Figure 4.34a). Le taux de porosité est ensuite défini comme le rapport entre le volume des pores (V_p) et le volume total de la zone observée (V_t). Cette zone correspond avec la zone de l'éprouvette sollicitée de façon homogène ce qui fait que la contrainte sur les têtes est inférieure. Le diagramme qui montre l'évolution de la limite de fatigue en fonction du taux de porosité est montré en Figure 4.34b.

Le taux de porosité semble être majeur dans le cas des éprouvettes qui sont affectées par de la porosité spongieuse. Cependant le nombre d'éprouvettes de type RC 3/4 et RS 2/3 analysées n'est pas suffisant pour donner une indication globale. Toutefois la tendance du diagramme montre une légère diminution de la limite de fatigue avec l'augmentation du taux de porosité.

L'analyse conduite sur les éprouvettes sans l'aide de la μ -CT n'a pas montré une influence majeure de la morphologie du défaut sur la limite de fatigue. Pour confirmer ce résultat une analyse de la sphéricité (Ψ) des défauts à l'origine de l'amorçage des fissures critiques a été conduite. Par définition la sphéricité d'un défaut (en 3D) est un paramètre fonction du volume globale du défaut (V_d) et de la surface extérieure (S_d). Ce paramètre vaut 1 pour une sphère parfaite et il décroît avec l'augmentation de la tortuosité du défaut

et principalement quand un axe d’inertie est prépondérant par rapport aux autres. La sphéricité peut se définir selon la relation montrée dans l’équation (4.5).

$$\Psi = \frac{\frac{1}{\pi^3}(6V_d)^{\frac{2}{3}}}{S_d} \tag{4.5}$$

La Figure 4.35 illustre l’évolution de la limite de fatigue en fonction de la sphéricité. Le diagramme montre une sensible diminution de la limite de fatigue pour les défauts les plus tortueux ou affectés par de la porosité spongieuse (faible coefficient de sphéricité). Cependant il n’y a pas un nombre de points expérimentaux suffisant pour confirmer cette tendance.

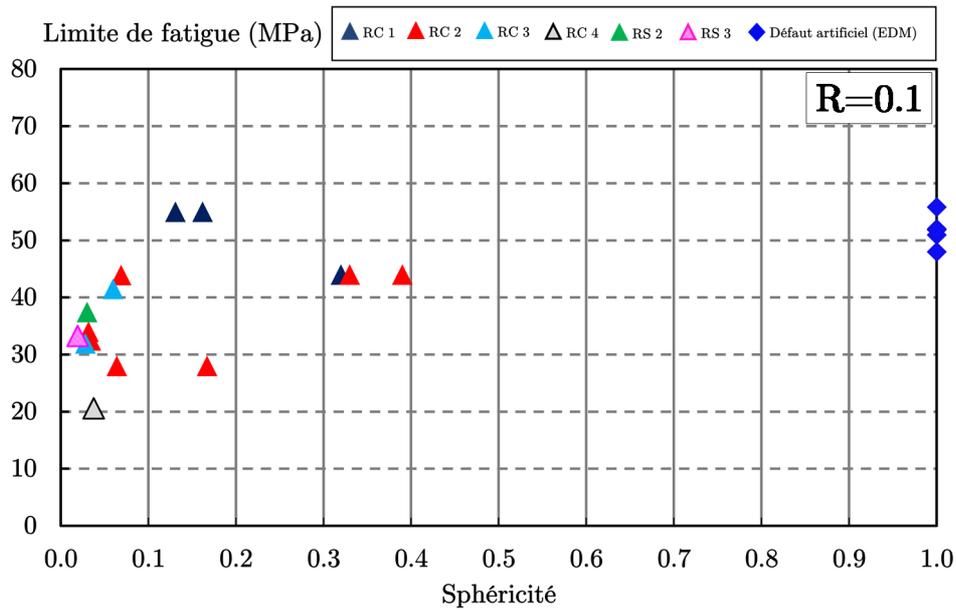


Figure 4.35 : Evolution de la limite de fatigue en fonction du coefficient de sphéricité (Ψ)

4.2.3 Analyse de l'effet de taille et morphologie du défaut sur éprouvettes prélevées sur un carter de transmission

L'analyse conduite dans le Chapitre 2 (cf. paragraphe 2.4) a montré que les éprouvettes prélevées à partir d'un carter de transmission donnent une limite de fatigue inférieure (pour $N = 2 \cdot 10^6$ cycles) par rapport au matériau de référence (grade < 1). L'écart sur la limite de fatigue a été imputé principalement à des effets liés à la microstructure et aux défauts. En ce qui concerne la microstructure, un effet de la SDAS a été quantifié sans prendre en compte les défauts, cependant cet effet justifie en partie l'écart sur la limite de fatigue et d'autres effets liés à la chimie, aux particules de silicium ainsi que à la taille de grain peuvent intervenir. Pour modéliser l'effet de la taille de défaut, un modèle de type DSG a été proposé, les paramètres α et β ont été estimés en utilisant la fonction proposée dans le Chapitre 2 (cf. paragraphe 2.4.2), le paramètre $a_{\nabla,def}$ a été estimé en considérant une éprouvette prélevée du carter de transmission avec une SDAS moyenne de $55 \mu\text{m} \pm 13 \mu\text{m}$. Les valeurs des paramètres du critère DSG sont résumées dans le Table 4.5, les données du point utilisées pour estimer le paramètre $a_{\nabla,def}$ sont montrés en Table 4.6.

Table 4.5 : Paramètres matériau identifiés pour le critère de fatigue (pour une SDAS = $55 \mu\text{m} \pm 13 \mu\text{m}$)

α	β (MPa)	$a_{\nabla,def}$ (μm)
1.03	81.92	162

Table 4.6 : Essai de fatigue choisi pour estimer le paramètre $a_{\nabla,def}$ du critère DSG (pour une SDAS = $55 \mu\text{m} \pm 13 \mu\text{m}$)

Réf.	Type de défaut	$\sigma_{D0.1}^{ta}$ (MPa)	Taille défaut (μm)	$a_{\nabla,def}$ (μm)
Epr - 2	Microretassure	39	320	162

Le résultat de la simulation du critère DSG identifiée pour une SDAS de $55 \mu\text{m} \pm 13 \mu\text{m}$ est montré en Figure 4.36. Si on prend en compte la présence des défauts le modèle DSG identifié sur les éprouvettes prélevées du carter de transmission représente plutôt bien les points dans un intervalle de taille compris entre $250 \mu\text{m}$ et $550 \mu\text{m}$. Cependant il n'y a pas un nombre suffisant de points expérimentaux pour pouvoir valider la taille critique du défaut identifiée par le modèle. Globalement on confirme qu'une SDAS plus grossière peut modifier la tenue en fatigue de l'alliage A357-T6, toutefois cet effet semble être moins marqué en présence de défauts pour un rapport de charge positif ($R = 0.1$).

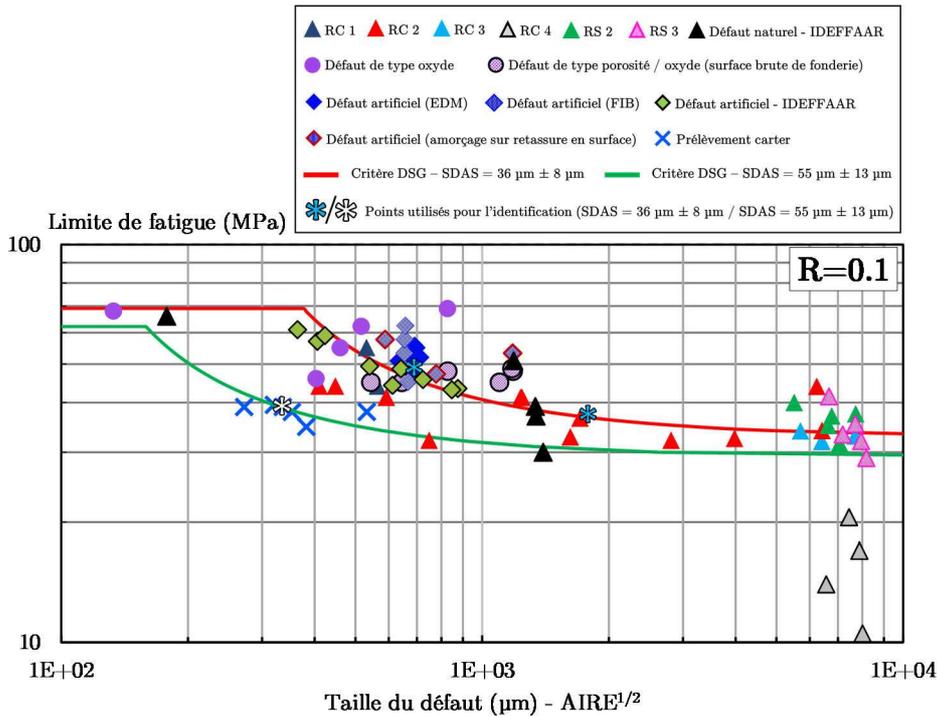


Figure 4.36 : Modélisation du diagramme de Kitagawa-Takahashi (obtenu pour des défauts de surface) avec un critère de type DSG identifié pour deux valeurs de SDAS, la limite de fatigue est exprimée en amplitude de contrainte

– Analyse de la population des défauts en μ -CT

Une analyse en μ -CT de l'éprouvette Epr-1 a été conduite pour identifier les défauts à l'origine de l'amorçage ainsi que pour étudier la distribution des défauts et leur nature. L'acquisition a été faite sur la zone utile de l'éprouvette (hauteur de 20 mm), la taille de voxel obtenue est de 10 μm ce qui fait une résolution spatiale d'environ 20 μm . L'analyse (comme déjà discuté dans le paragraphe 2.4.2) a permis d'identifier les deux fissures critiques qui ont amorcé sur une face latérale de l'éprouvette à partir de deux défauts de surface, comme observé sur le faciès de rupture. Une reconstruction 3D du fût de l'éprouvette, qui montre les deux fissures critiques, est illustrée en Figure 4.37 (la flèche verte indique la surface brute de fabrication). On peut constater (Figure 4.37b) que la zone utile de l'éprouvette est affectée par de la porosité gazeuse distribuée non négligeable (taux de porosité d'environ 0.73%). Cependant la taille de défaut maximale ne dépasse pas une valeur de 370 μm (estimation en $\text{VOLUME}^{1/3}$). Une caractérisation de la nature des défauts a été faite en évaluant la distribution du facteur de sphéricité (Ψ). Les défauts d'origine gazeuse ont généralement une sphéricité plus élevée par rapport aux défauts de type micro-retassure. L'histogramme de Figure 4.38b montre que la sphéricité des défauts est principalement comprise entre 0.7 et 0.9 ce qui indique une présence marquée de la porosité gazeuse plutôt que de défauts de type micro-retassure. Cependant les défauts critiques, qui ont amorcé une fissure (indiqués en rouge sur le graphique) sur l'éprouvette Epr-1, sont des microretassures et ont une sphéricité plus faible (environ 0.5) par rapport à la majorité des défauts identifiés. Ceci est dû principalement à une tortuosité plus élevée et dans le cas du défaut D₂, à un axe d'inertie prépondérant par rapport aux autres. Ce constat

montre qu'effectivement un effet de morphologie globale du défaut peut intervenir, étant donné que globalement pour la même taille de défaut, les défauts naturels de sphéricité plus faible résultent être des sites d'amorçage préférentiels, par rapport aux défauts artificiels sphériques ou naturels de sphéricité plus élevée.

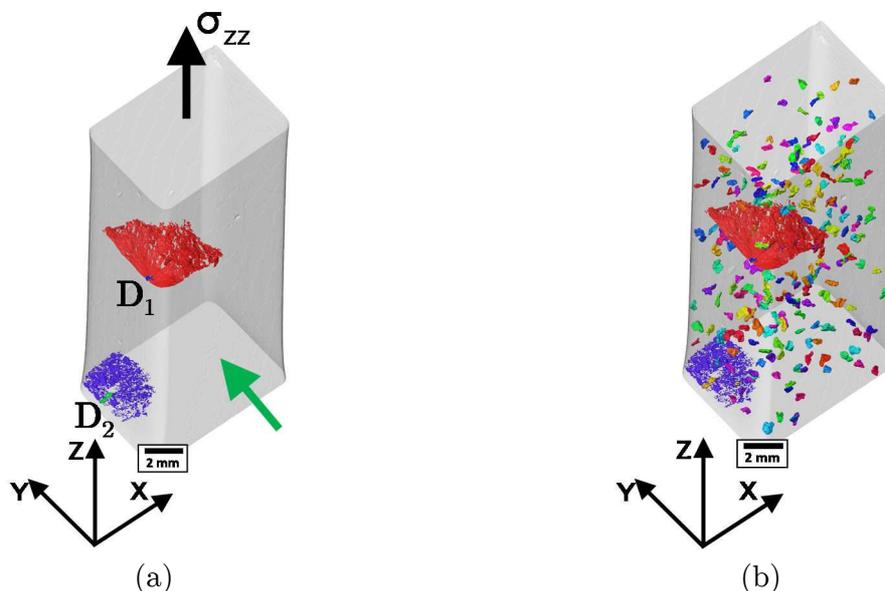


Figure 4.37 : Reconstruction 3D de la zone utile de l'éprouvette Epr-1 à partir des images tomographiques, taille du voxel = 10 μm , (a) défauts critiques et relatives fissures, la flèche verte indique la surface brute de fabrication, (b) fissures critiques et distribution des défauts

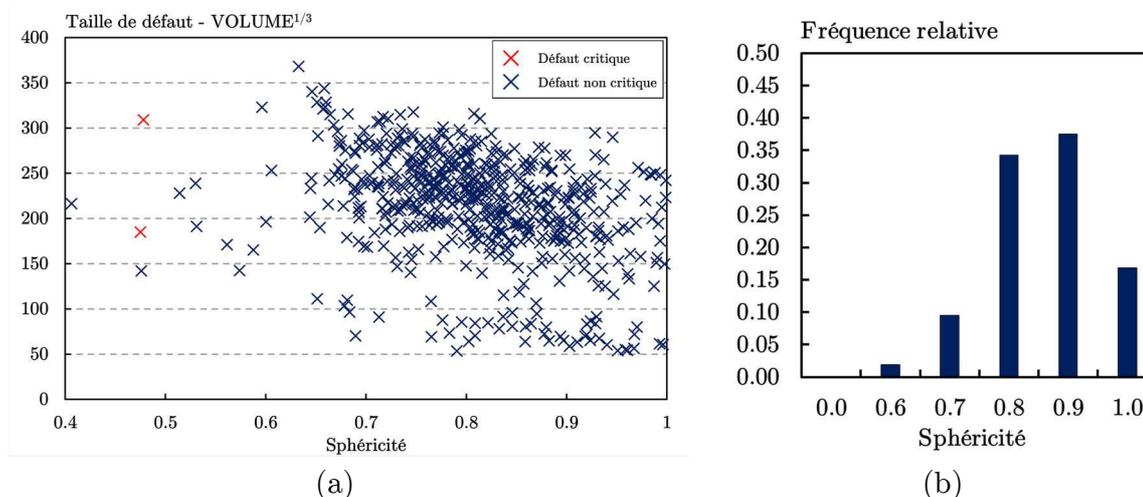


Figure 4.38 : (a) Evolution de la taille de défaut en fonction de la sphéricité (données obtenues pour l'éprouvette Epr-1), (b) distribution de la sphéricité des défauts dans la zone utile de l'éprouvette Epr-1

Comme déjà illustré dans le Chapitre 2 (cf. paragraphe 2.4), un ressuage a été réalisé sur la face avec un état brut de fabrication (indiquée par la flèche verte en Figure 4.37). Toutefois les fissures de fatigue ont amorcé sur des défauts qui se trouvent sur une face latérale de l'éprouvette qui n'a pas été inspectée par ressuage. A cet effet, pour mieux comprendre la distribution des défauts dans ces deux zones une analyse a été conduite dans une épaisseur de 500 μm (à partir de la surface) de ces deux parties de l'éprouvette (définies

comme Zone A et Zone B en Figure 4.39a). Les deux zones font respectivement un volume de 60 mm^3 pour la Zone A et de 80 mm^3 pour la Zone B.

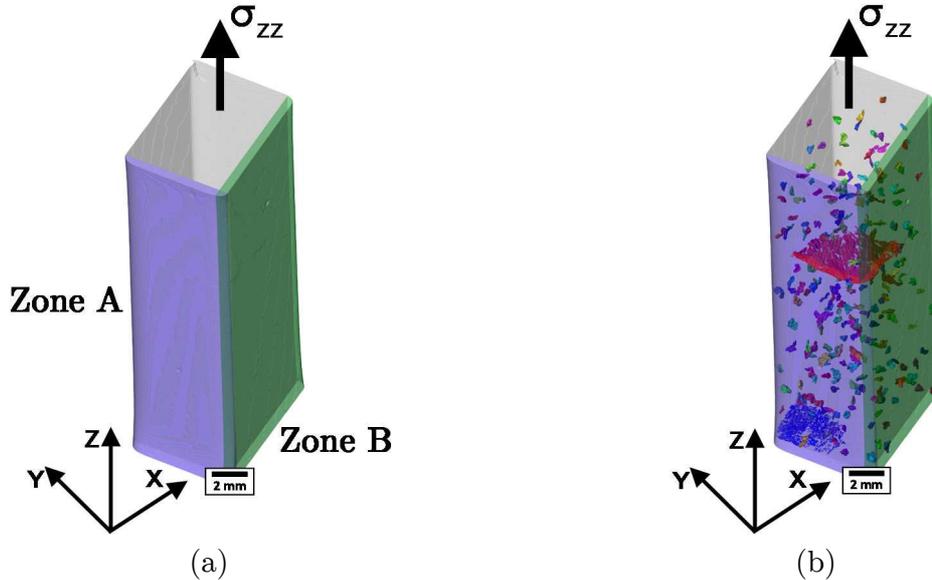


Figure 4.39 : (a) Reconstruction 3D de la zone utile de l'éprouvette Epr-1 à partir des images tomographiques, taille du voxel = $10 \mu\text{m}$, avec mise en évidence des Zones A et B, (b) fissures critiques et distribution des défauts

La corrélation entre taille de défaut et sphéricité pour les deux zones est montrée en Figure 4.40. On constate que la distribution des défauts ne varie pas entre les deux volumes considérés.

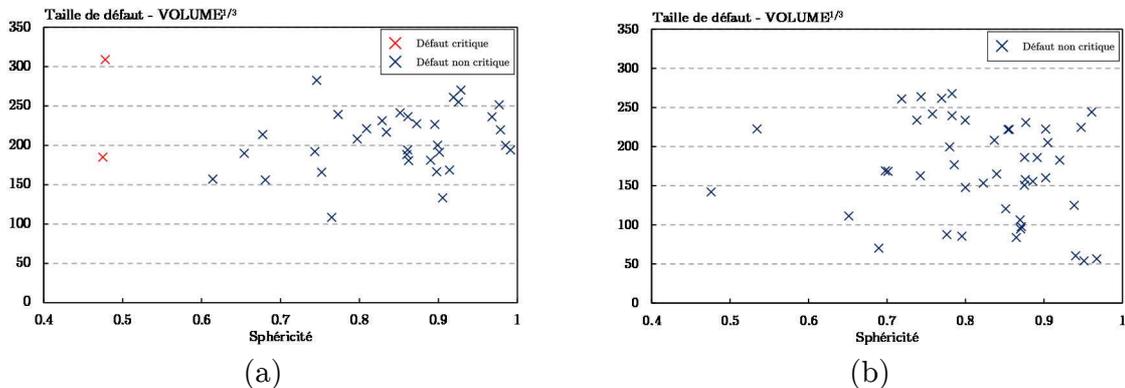


Figure 4.40 : Evolution de la taille de défaut en fonction de la sphéricité (données obtenues pour l'éprouvette Epr-1), (a) Zone A, (b) Zone B

Un effet de la morphologie globale du défaut peut se voir dans le cas de la Zone A, où effectivement les deux défauts critiques sont les défauts avec la sphéricité la plus faible. L'analyse conduite dans les sections précédentes a montré que l'effet de la taille du défaut est remarquable. Si on admet un effet de la morphologie globale du défaut, on peut définir que l'effet est plus nocif pour de défauts avec une faible sphéricité et une taille élevée. Cependant le type d'essai utilisé (traction $R = 0.1$) n'a pas permis d'activer un mécanisme d'amorçage sur la surface analysée par ressuage. Ceci n'a pas permis de faire un lien complet avec les résultats obtenus en phase de CND. Un essai de fatigue (flexion 4 points)

est envisageable pour permettre de solliciter différemment la surface intéressée et augmenter la probabilité d’amorcer une fissure sur un des défauts caractérisés par ressuage.

Globalement cette analyse a montré que même si l’indication donnée par le contrôle croisé ressuage/rayons X est critique, aucun défaut identifié sur la surface inspectée n’a amorcé une fissure de fatigue. Ceci est dû principalement à l’effet d’autres défauts de surface qui sont apparus sur la surface de la pièce après le prélèvement. Toutefois d’un point de vue purement lié à l’inspection CND, on peut constater que la nature du défaut (porosité gazeuse) est cohérente entre ressuage, rayons X et μ -CT.

4.2.4 Synthèse de l’analyse en μ -CT des défauts naturels

L’analyse conduite en μ -CT sur les éprouvettes avec défauts artificiels a permis d’analyser plus en détail les paramètres caractéristiques d’un défaut naturel de fonderie. En ce qui concerne la morphologie globale des défauts, les trois scénarios observés sur les faciès de rupture ont été confirmés aussi par l’analyse en μ -CT. Un écart important a été constaté sur l’estimation de la taille de défaut sur le faciès de rupture ou par μ -CT. Même s’il persiste une différence sur le paramètre utilisé pour estimer la taille de défaut, on constate que la taille de défaut a un impact important sur la limite de fatigue. Toutefois même en utilisant un paramètre différent ($VOLUME^{1/3}$ par rapport à $AIRE^{1/2}$) l’effet de saturation du diagramme, pour des valeurs de taille qui dépassent 2 mm, est toujours identifiable. Les défauts de type RS 2/3 et RC 3/4 se trouvent dans la même zone du diagramme (taille supérieure à 2 mm). Une corrélation entre la limite de fatigue et le taux de porosité dans la zone utile de l’éprouvette est identifiable. On constate que dans une zone de variation du taux de porosité entre 0 et 1.5% on retrouve l’abatement sur la limite de fatigue du matériau. Un diagramme qui corrèle le coefficient de sphéricité avec la limite de fatigue montre qu’un effet de la morphologie globale du défaut peut se mettre en évidence avec le coefficient de sphéricité. Si on corrèle la limite de fatigue au coefficient de sphéricité ainsi qu’à la taille de défaut on trouve que la résistance en fatigue est influencée par des tailles élevées et des faibles coefficients de sphéricité (défaut plus tortueux). Cependant la taille semble être toujours un paramètre prépondérant par rapport à la morphologie locale du défaut. La morphologie globale du défaut (type de défaut et tortuosité) semble avoir un impact sur la tenue en fatigue de l’alliage A357-T6. Un défaut naturel est un site d’amorçage préférentiel par rapport à un défaut artificiel sphérique ou avec une modification locale de la morphologie. Cet aspect a été aussi observé sur les essais de fatigue conduits sur éprouvettes prélevées à partir d’un carter de transmission rebuté en CND. Effectivement les défauts critiques correspondent à des défauts avec un coefficient de sphéricité plus faible (inférieur à 0.5) et une taille plus élevée par rapport aux autres défauts détectés dans le fût de l’éprouvette (sphéricité comprise entre 0.7 et 0.9) en μ -CT.

4.3 Analyse des champs mécaniques autour d'un défaut naturel reconstruit par μ -CT

L'analyse conduite en μ -CT a permis d'analyser en détail les paramètres caractéristiques d'un défaut de fonderie (taille et forme) et de comprendre leur effet sur la limite de fatigue. Le résultat principal de ces analyses est la faible influence de la morphologie locale d'un défaut sur la limite de fatigue de l'alliage A357-T6 (au sens de la porosité interdendritique). Dans cette section, grâce à l'aide des images tomographiques, une analyse des champs mécaniques autour de la géométrie d'une retassure réelle a été conduite. Pour cette étude, l'analyse a été limitée aux retassures de type cavité de taille inférieure à 2 mm (valeur exprimée en $VOLUME^{1/3}$). Les analyses précédentes, détaillées dans les paragraphes 4.1 et 4.2, ont clairement montré qu'avec l'augmentation du grade de nocivité du défaut il y a une tendance à obtenir de la porosité distribuée. Cette condition pose des problèmes en phase de reconstruction 3D et maillage du défaut à cause de la faible taille de chaque microretassure à mailler. La taille finale du modèle à simuler dans cette condition devient trop coûteuse à gérer en termes de mémoire et temps de calcul. Pour ces raisons, l'analyse a été conduite seulement sur des retassures de type cavité avec un coefficient de sphéricité différent. L'étude de l'influence de la morphologie du défaut a été conduite pour comprendre l'écart, d'un point de vue des champs mécaniques, entre une retassure réelle et deux formes géométriques équivalentes : une sphère et un ellipsoïde équivalent d'inertie.

4.3.1 Simulations numériques aux éléments finis sur retassures de type cavité

L'analyse des champs mécaniques autour d'une retassure réelle a été conduite sur des retassures de type cavité qui ont été identifiées comme la cause de l'amorçage d'une fissure critique sur des éprouvettes de type RC 1 et RC 2. La procédure de segmentation et de maillage surfacique a été conduite sur le logiciel d'imagerie Avizo, la modélisation de la partie utile de l'éprouvette en 3D (matrice d'aluminium et retassure) a été conduite sur le logiciel GMSH. Le maillage final a été ensuite importé sur le logiciel Abaqus pour appliquer les conditions aux limites et réaliser les simulations aux éléments finis. Les défauts choisis pour les simulations ne débouchent pas en surface, pour tous les défauts il y a un ligament restant de matériau de taille plus ou moins importante. Cette condition simplifie l'étape de maillage et, comme démontré par Serrano-Munoz dans ses travaux [Serrano-Munoz 2014], la différence en termes de facteur de concentration des contraintes (K_t) entre un pore débouchant et un pore en sous-couche (très proche de la surface) n'est pas significative.

– Identification du comportement élasto-plastique de la matrice d'aluminium

Le comportement élasto-plastique de l'alliage de référence (grade < 1) a été identifié à partir des données issues des essais d'érouissage cyclique conduits pendant le projet ANR-IDEFFAAR [IDEFFAAR 2014].

Le choix du modèle est fait à partir des résultats d'érouissage cyclique à déformation totale imposée dont les boucles sont montrées en Figure 4.41a.

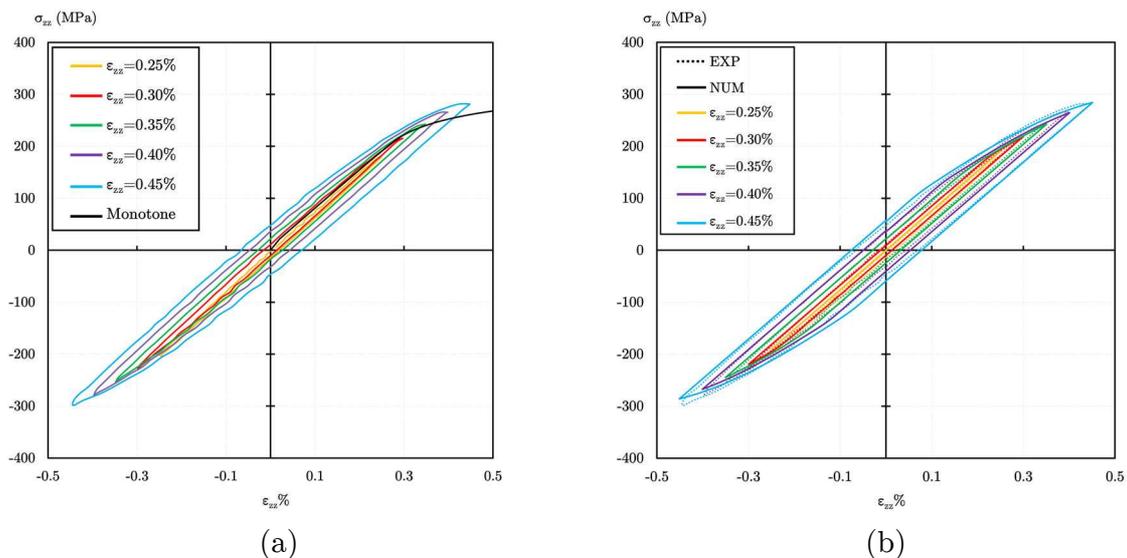


Figure 4.41 : (a) Essais d'écroissage cyclique à déformation totale imposée à différents taux de déformation totale imposée (boucles tracées à l'état stabilisé) [IDEFFAAR 2014], (b) comparaison des boucles contrainte-déformation simulées et expérimentales

Le comportement à l'écroissage cyclique de l'alliage de référence est principalement de type cinématique non linéaire. Le matériau montre un comportement plutôt neutre à l'écroissage isotrope, cet effet a été donc négligé en considérant un modèle d'écroissage seulement cinématique non-linéaire. Le modèle d'écroissage choisi se base sur l'approche proposé par Lemaitre et al. [Lemaitre et al. 2009] et il est synthétisé dans l'équation (4.6).

$$\underline{\dot{X}} = \frac{2}{3} C \cdot \underline{\dot{\epsilon}}^P - \gamma \cdot \underline{X} \cdot \dot{p} \quad (4.6)$$

Où \underline{X} est la variable d'écroissage, $\underline{\dot{\epsilon}}^P$ est le tenseur de déformation plastique, C et γ sont des coefficients caractéristiques du matériau et \dot{p} est le taux de déformation plastique cumulée.

Les paramètres C et γ ont été identifiés à partir des données expérimentales obtenues pour les 4 niveaux de déformation totale imposée et les valeurs obtenues sont résumées dans le Table 4.7

Table 4.7 : Paramètres du comportement élasto-plastique identifiés pour l'alliage de référence (grade < 1)

C (MPa)	γ (MPa)
150000	1400

La corrélation entre les boucles expérimentales et les boucles simulées est montré en Figure 4.41b. On trouve qu'il y a une bonne corrélation entre expérience et simulation, donc les paramètres matériau ont été retenus valides pour la suite des simulations aux éléments finis.

– **Mise en place du modèle numérique**

Comme introduit précédemment, après une étape de segmentation des pores et de la matrice d'aluminium, la surface des défauts est maillée avec des éléments triangulaires en utilisant le logiciel Avizo. Les pores maillés sont ensuite introduits dans un cylindre de taille égale à la partie utile de l'éprouvette (Figure 4.34a), de longueur égale 20 mm et diamètre de 10 mm. La hauteur importante du cylindre a été choisie pour limiter l'effet de bord des faces supérieures et inférieures sur lesquelles on applique les conditions limites. Le choix d'un volume de ce type peut rapidement faire augmenter le nombre d'éléments du modèle ; mais à l'aide d'un algorithme de remaillage intégré dans le logiciel GMSH, la taille des éléments est graduellement augmentée dans les zones éloignées de la surface du défaut. La position spatiale du défaut est celle du pore étant donné que la reconstruction de la surface maillée se fait à partir des coordonnées acquises en microtomographie. Le maillage 3D est réalisé à l'aide du logiciel GMSH le nombre d'éléments volumiques est variable en fonction de la taille globale du défaut simulé et est limité à un nombre maximale de $3 \cdot 10^6$ éléments.

Une analyse de convergence a été menée afin d'identifier la taille optimale du triangle à utiliser pour le maillage de la surface des défauts. Un cube d'arête 2 mm a été défini pour évaluer la convergence du maillage (Figure 4.42a). La taille des éléments sur la surface du cube a été fixée égale à $50 \mu\text{m}$. Un défaut de taille égale à $248 \mu\text{m}$ (exprimée en $\text{VOLUME}^{1/3}$) a été placé au centre du cube. Le maillage surfacique du cube a été étudié pour trois tailles moyennes de l'élément triangulaire : $13 \mu\text{m}$, $9 \mu\text{m}$ et $6 \mu\text{m}$. Le maillage 3D est de type tétraédrique avec une fonction d'interpolation quadratique (éléments de type C3D10 sur Abaqus). Les conditions limites de type appui plan sont imposées sur trois faces du cube et le chargement est de type uniaxiale statique.

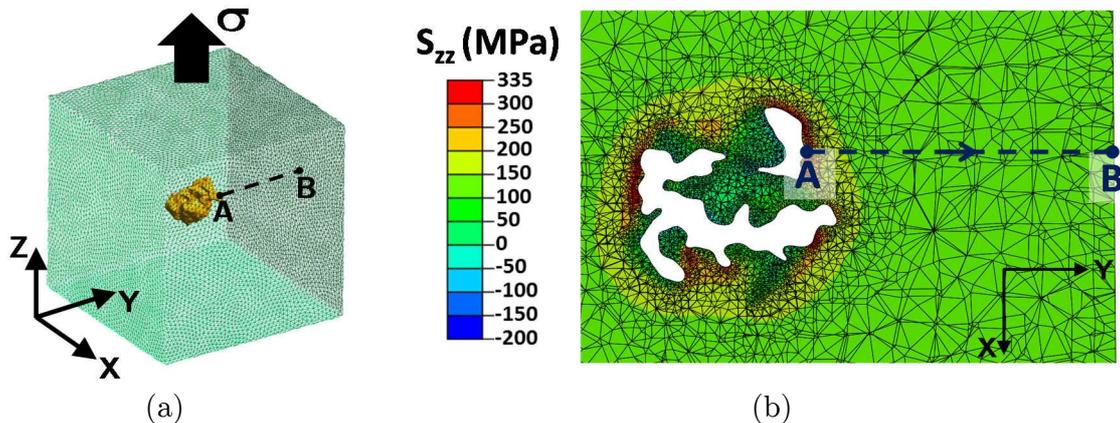


Figure 4.42 : (a) Modèle 3D d'un cube avec un défaut naturel utilisé pour évaluer la convergence du maillage, (b) distribution de la contrainte dans la direction de chargement sur un plan passant par le centre de gravité de la retassure

La convergence du maillage a été évaluée sur la contrainte dans la direction de chargement. Une ligne a été tracée sur un plan perpendiculaire à l'axe de chargement et passant par le centre de gravité du défaut. L'évolution de la contrainte a été extraite entre un point sur la surface du défaut (point A de Figure 4.42) et un point sur la surface du cube (Point B de Figure 4.42). Un diagramme qui corrèle l'évolution de la contrainte dans

la direction de chargement en fonction de la distance entre les points A et B est montré en Figure 4.43.

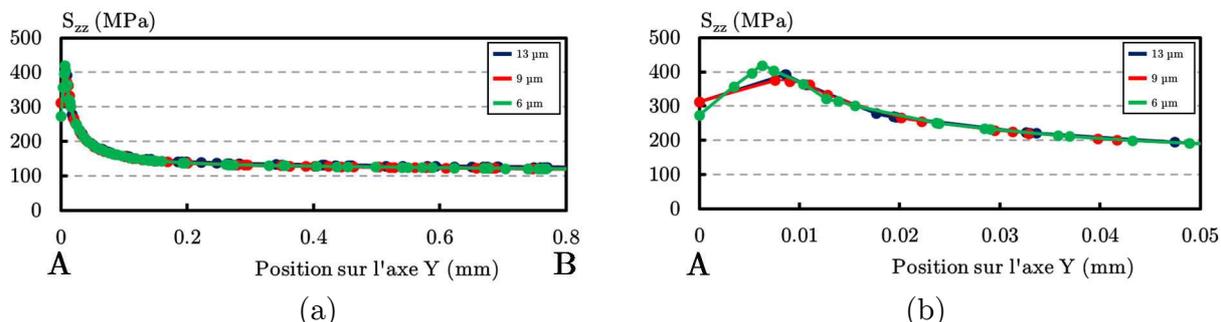


Figure 4.43 : (a) Evolution de la contrainte dans la direction de chargement entre le point A (sur la surface du défaut) et le point B (sur la surface du cube), (b) détail de l'évolution de la contrainte localement sur la surface du défaut

On peut remarquer que localement pour les trois maillages il n'y a pas une variation importante au niveau de la contrainte S_{zz} . Cette faible variation au niveau des contraintes montre que les trois maillages convergent vers la même valeur locale, par simplicité le maillage intermédiaire de $9\ \mu\text{m}$ a été choisi pour la suite des simulations. Ce choix a été fait pour augmenter le nombre de points d'intégration dans la zone d'intérêt et avoir une meilleure description de l'état de contrainte/déformation aussi pour des zones plus aigües par rapport à celle observée dans l'analyse de convergence.

Un schéma du modèle utilisé pour les simulations ainsi qu'une coupe qui montre le maillage intérieur entre la surface du défaut et la surface du cylindre est montré en Figure 4.44.

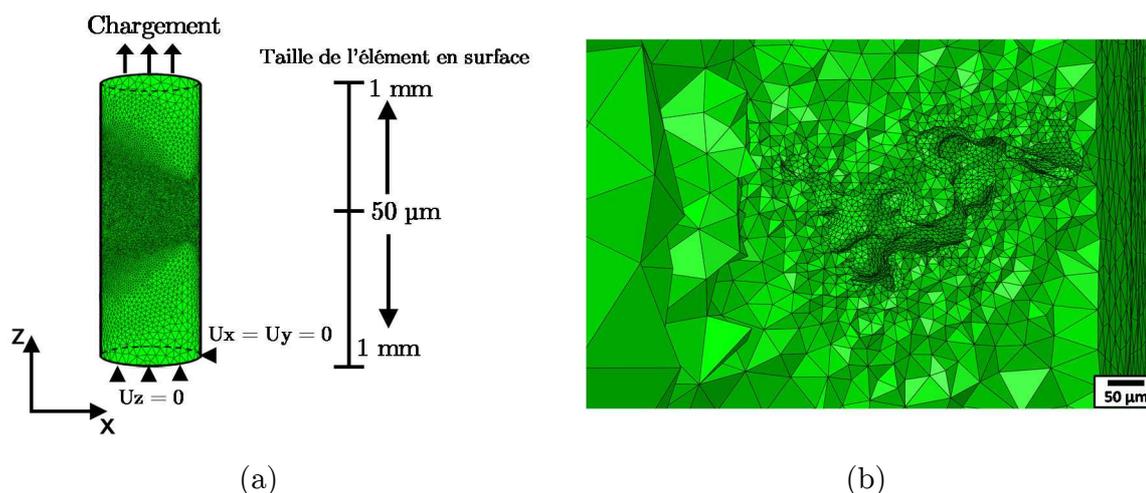


Figure 4.44 : (a) Modèle 3D de la zone utile de l'éprouvette utilisé pour les simulations aux éléments finis, (b) détail du maillage autour du défaut

Les simulations ont été conduites pour 10 cycles de chargement, une fréquence de 1 Hz et un rapport de charge positif $R = 0.1$. Le choix de la fréquence de chargement de 1 Hz ne reflète pas les essais expérimentaux, mais pour la loi du matériau choisie, étant donné

qu'il n'y a pas d'effets de viscoplasticité, la fréquence n'est pas à considérer comme un paramètre influençant les résultats. Le signal sinusoïdal utilisé pour le chargement est montré en Figure 4.45.

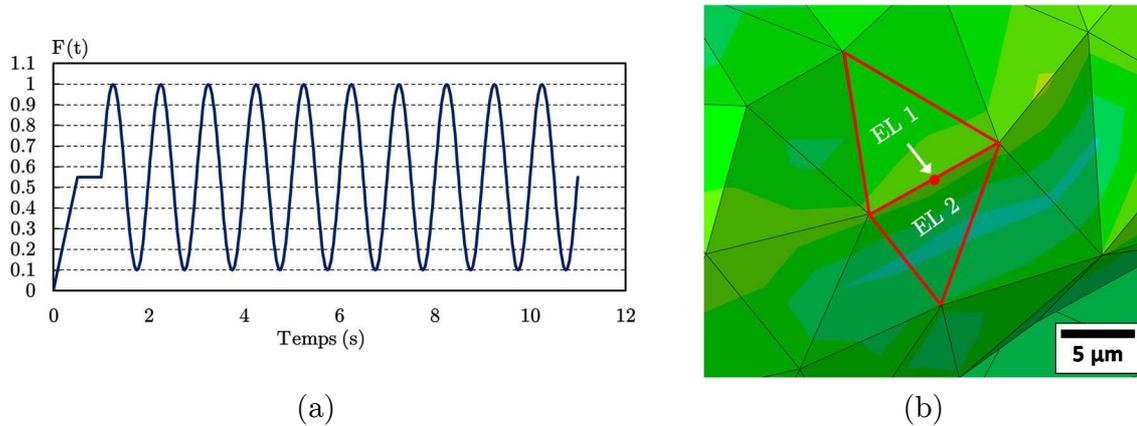


Figure 4.45 : (a) Signal sinusoïdal utilisé pour appliquer le chargement pendant les simulations numériques, (b) méthode utilisée pour calculer le facteur K_t^{pl} comme moyenne des valeurs sur les points d'intégration

La simulation ne démarre pas instantanément avec un chargement cyclique, mais la contrainte moyenne est atteinte linéairement à partir de l'instant initial ($T = 0$ s) et pendant une seconde. A partir du temps $T = 1$ s la contrainte appliquée est égale à la contrainte moyenne et la simulation cyclique démarre. Le choix d'appliquer 10 cycles de chargement est lié principalement à deux facteurs. En premier, une simulation de ce type nécessite d'environ 150 heures de simulation en calcul parallèle (8 nœuds de calcul et 32 processeurs), ce qui fait, qu'une augmentation du nombre de cycles engendre un incrément remarquable du temps de calcul. La deuxième raison est liée à l'évolution des contraintes dans les zones les plus sollicitées, qui dépassent la limite d'élasticité à partir du début de la simulation à cause d'une forte concentration des contraintes. La Figure 4.46 montre les résultats d'une simulation conduite sur la retassure 1 de l'éprouvette 30-4 (Figure 4.47a). On peut tout d'abord constater que la contrainte dans la direction de chargement, dans la zone proche de la surface libre de l'éprouvette (indiqué par la flèche) est plutôt élevée (environ 430 MPa) et ceci est dû à une action synergique d'une concentration des contraintes causée par la tortuosité du défaut ainsi que par l'effet de proximité à la surface libre de l'éprouvette (distance d'environ $15 \mu\text{m}$). Les éléments liés aux effets de la proximité à la surface libre de l'éprouvette seront discutés dans le Chapitre 5.

Si on se réfère à l'évolution de la contrainte en fonction du temps (Figure 4.46b) on peut remarquer que la contrainte évolue au cours du temps et que cette évolution commence à se stabiliser à partir du 8^{ème} cycle de chargement. Si on regarde plus en détail les pics de contrainte on peut observer que l'écart entre le cycle 8 et le cycle 10 est d'environ 2 MPa. On suppose donc qu'après 10 cycles on se trouve dans un état de contrainte accommodé, étant donné que l'effet de perte de la contrainte moyenne a tendance à se stabiliser.

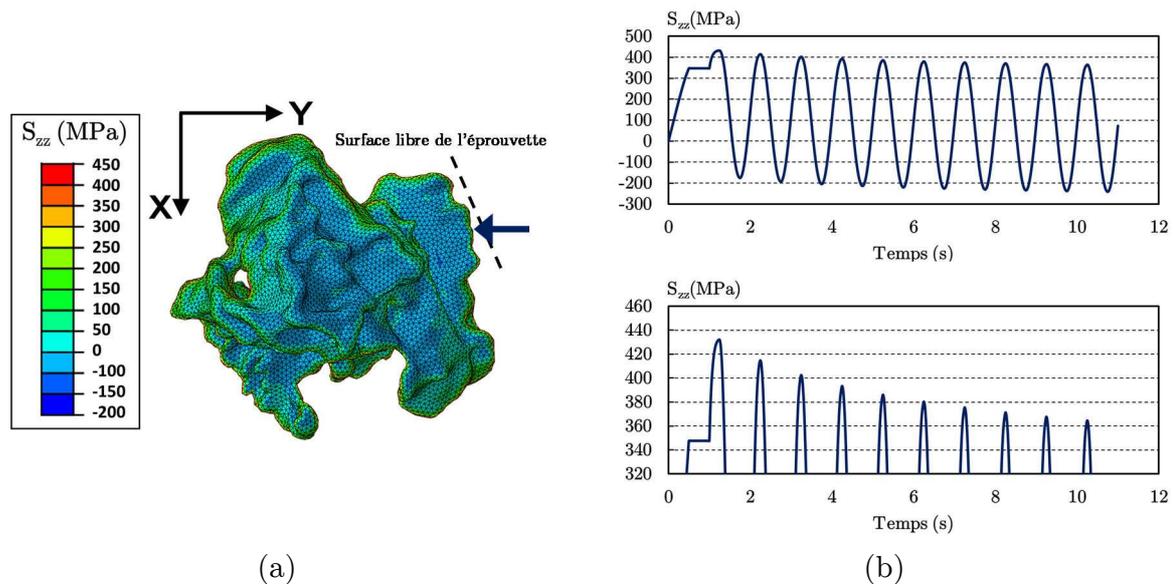


Figure 4.46 : (a) Modèle 3D de la retassure 1 (taille = 248 μm) de l'éprouvette 30-4, sous un chargement $\sigma_a = 60 \text{ MPa}$, (valeurs affichées à la valeur maximale du cycle 10 – T = 10.25 s) (b) évolution de la contrainte dans la direction de chargement en fonction du temps dans la zone d'amorçage (valeurs de contrainte calculées comme moyenne des points d'intégration sur un élément)

4.3.2 Corrélation entre la morphologie complexe d'un défaut et une géométrie simplifiée

Une étude numérique de l'effet de la morphologie locale d'un défaut de type retassure cavité a été conduit. Les champs mécaniques autour du défaut ont été évalués en utilisant le facteur de concentration des contraintes, avec prise en compte des effets de plasticité locale autour du défaut défini comme K_t^{pl} . Ce paramètre est défini comme le rapport entre la contrainte principale maximale σ_t^{Max} et la contrainte appliquée (loin du défaut) définie comme σ° (au pic maximal d'un cycle de chargement). La morphologie du défaut a été approximée avec deux formes géométriques simplifiées : une sphère de volume équivalente au défaut et un ellipsoïde équivalent d'inertie. Les simulations numériques ont été conduites sur 4 défauts différents avec un facteur de sphéricité variable entre 0.12 et 0.39 (les données de sphéricité et taille des défauts simulés sont résumés dans le Table 4.8). Le chargement appliqué pendant la simulation cyclique est le même que celui appliqué lors de l'essai expérimental correspondant. L'évaluation du facteur K_t^{pl} est faite dans la zone la plus proche de la surface libre, où normalement il y a eu une concentration des contraintes telle qu'elle permet d'activer le mécanisme d'amorçage et de propagation d'une fissure critique.

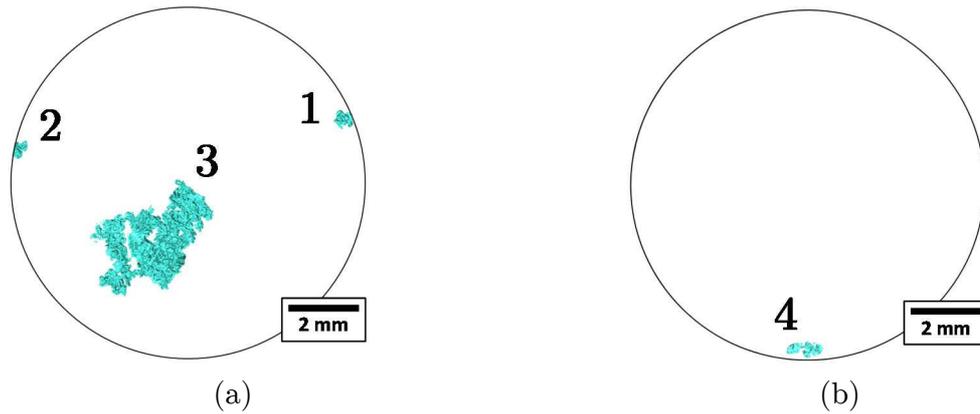


Figure 4.47 : Reconstruction 3D des défauts choisis pour les simulations aux éléments finis, les défauts ont tous amorcé une fissure, (a) éprouvette 30-4 qualifiée RC 2, $\sigma_{amp} = 60$ MPa, $N = 4.53 \cdot 10^5$ cycles, (b) éprouvette 30-1 qualifiée RC 1, $\sigma_{amp} = 50$ MPa, $N = 4.91 \cdot 10^5$ cycles

Table 4.8 : Caractéristiques des défauts simulés, la taille est exprimée comme $VOLUME^{1/3}$

Eprouvette	Défaut	Sphéricité	Taille (μm)
30-4	1	0.39	248
30-4	2	0.33	263
30-4	3	0.12	1214
30-1	4	0.32	340

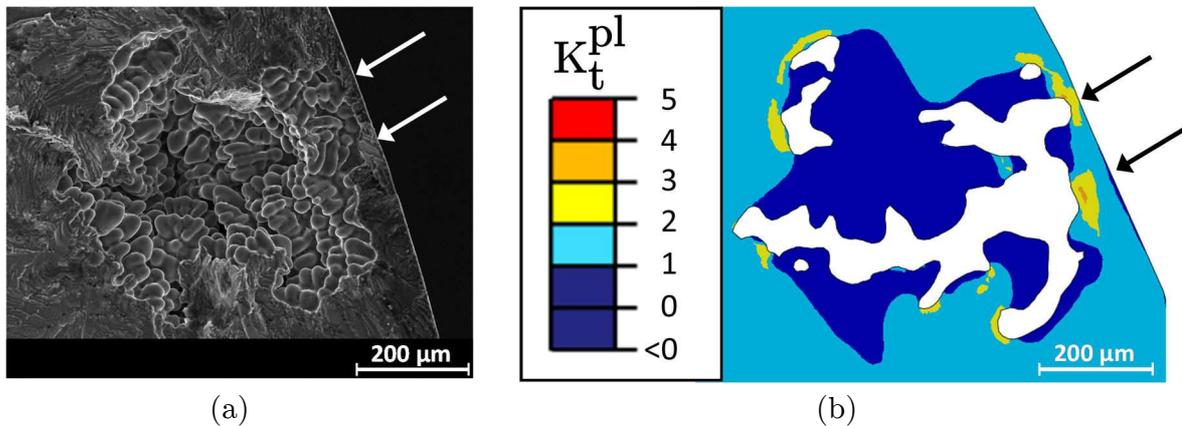


Figure 4.48 : (a) Faciès de rupture de l'éprouvette 30-4 qui montre l'amorçage sur le défaut 1, (b) évolution du facteur K_t^{pl} autour du défaut 1 de l'éprouvette 30-4 (valeurs affichées à la valeur maximale du cycle 10 – $T = 10.25$ s)

La Figure 4.48 montre la retassure 1 de l'éprouvette 30-4 qui a amorcé une fissure critique. Le pore se trouve à une distance d'environ $15 \mu\text{m}$ par rapport à la surface libre. L'amorçage s'est produit à partir des zones proches de la surface (indiquées par les flèches). Une cartographie du facteur K_t^{pl} obtenu pour le même défaut après simulation aux éléments finis, montre qu'effectivement la valeur du K_t^{pl} est plus élevée en proximité de la surface. Le calcul des contraintes est fait en moyenne sur les points d'intégration des éléments qui entourent le nœud le plus sollicité dans cette zone (indiqué par la flèche en Figure 4.45b). Ce choix a été fait pour réduire l'effet dû à la concentration des contraintes causées par le maillage dans les zones aigües.

Le diagramme de Figure 4.49a montre l'évolution du paramètre K_t^{pl} en fonction du facteur de sphéricité des retassures testées. On constate que le facteur K_t^{pl} a tendance à augmenter avec le coefficient de sphéricité. Cet effet n'est pas seulement à imputer à la concentration des contraintes induites par la tortuosité du défaut, mais aussi à un effet dû à la proximité du défaut avec la surface libre, qui peut intervenir pour faire augmenter le K_t^{pl} . Si on considère la position spatiale des défauts testés (Figure 4.47), on trouve que les défauts 1 et 2 de l'éprouvette 30-4 (illustrés en Figure 4.47a) et le défaut 4 de l'éprouvette 30-1 (illustré en Figure 4.47b) se trouvent très proches de la surface libre de l'éprouvette (distance inférieure à 60 μm) par rapport au défaut 3 qui se trouve à une distance d'environ 1.2 mm.

Pour ces raisons le paramètre T/D (défini comme le rapport entre la taille du défaut et sa distance par rapport à la surface libre) a été introduit.

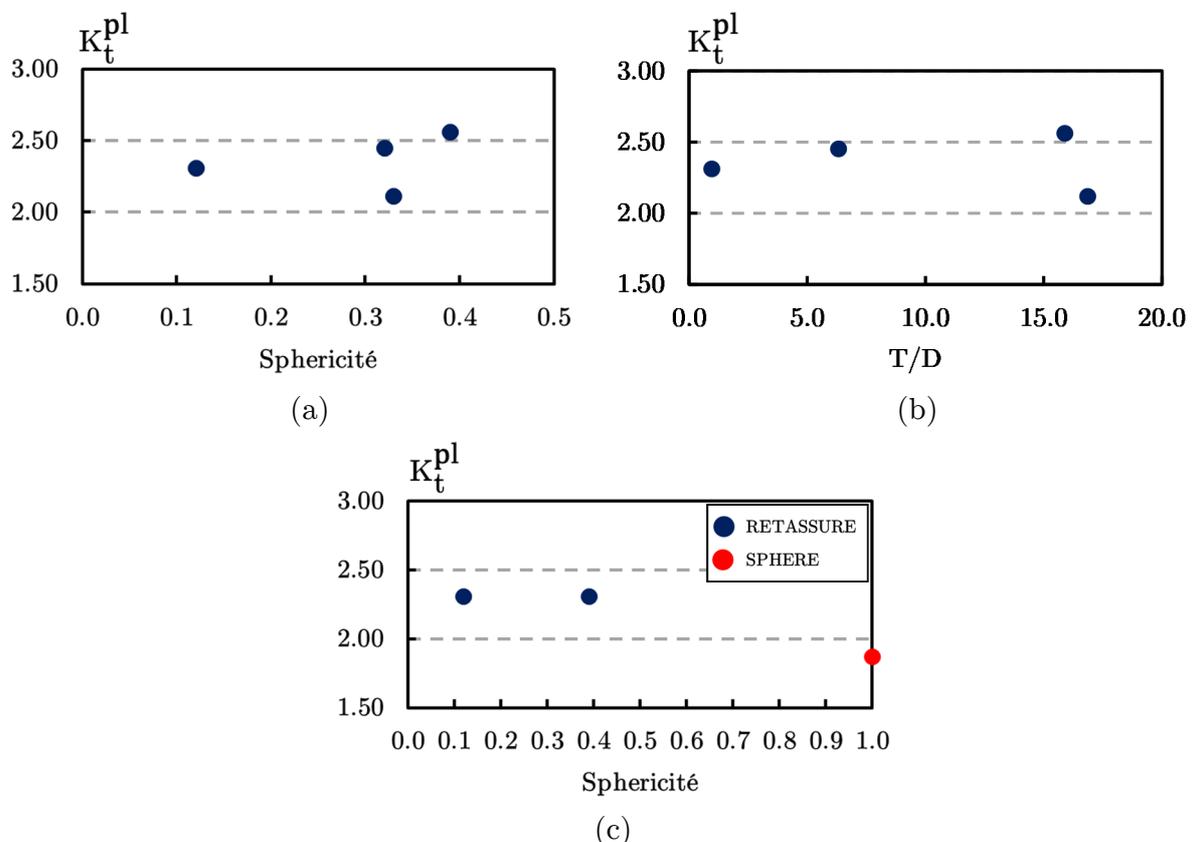


Figure 4.49 : (a) Evolution du facteur K_t^{pl} en fonction de la sphéricité, (b) évolution du facteur K_t^{pl} en fonction du paramètre T/D, (c) évolution du facteur K_t^{pl} en fonction de la sphéricité pour deux défauts naturels isolés et pour un défaut sphérique isolé

Le diagramme de Figure 4.49b montre l'évolution du paramètre K_t^{pl} en fonction du paramètre T/D. On constate qu'avec l'augmentation du rapport T/D le facteur K_t^{pl} a tendance à augmenter. Cependant, il n'est pas possible de découpler l'effet dû à la sphéricité globale du défaut. Pour chercher à découpler cet effet, une analyse a été conduite sur le défaut 1 de l'éprouvette 30-4 pour différentes positions par rapport à la surface libre (cette analyse sera détaillée dans le Chapitre 5).

Toutefois si on considère le résultat obtenu pour le défaut 1 de l'éprouvette 30-4 à une distance de la surface libre telle que le paramètre K_t^{pl} est influencé seulement par la morphologie du défaut, on peut tracer le diagramme de Figure 4.49c. Dans ce diagramme on trouve l'évolution du facteur K_t^{pl} en fonction de la sphéricité pour les défauts 1 et 3 de l'éprouvette 30-4 et pour un défaut sphérique isolé. On peut constater que le facteur K_t^{pl} du défaut 1 (quand n'est pas influencé par la proximité avec surface libre de l'éprouvette) est réduit et il est proche de la valeur calculée pour le défaut 3. Le défaut sphérique isolé (dans le cas d'un chargement qui engendre une déformation plastique) produit un $K_t^{pl} = 1.9$ qui est légèrement inférieur au K_t classique obtenu en élasticité linéaire et qui est égal à environ 2.05.

Ce résultat est proche de celui obtenu par Li et al. [Li et al. 2009], où pour un alliage A356-T6 les auteurs ont identifié une corrélation entre le facteur K_g (cf. paragraphe 1.3.3); la position du défaut et le facteur de forme. La tendance obtenue par Li montre une réduction du paramètre K_g pour un pore qui passe d'une forme d'ellipsoïde prolata à une forme oblate. Li a aussi montré que le facteur K_g se réduit à cause d'une variation géométrique dans le plan transversal de l'éprouvette (réduction de la surface projetée) par rapport à une variation sur le plan longitudinal.

Dans cette étude pour les 4 défauts simulés, deux géométries simplifiées ont été proposées : une sphère et un ellipsoïde d'inertie équivalente. La procédure d'identification d'ellipsoïde d'inertie équivalente est détaillée dans l'annexe C. Cette procédure permet, en utilisant le principe d'inégalité triangulaire, d'obtenir les valeurs des trois semi-axes (a, b et c) qui définissent un ellipsoïde en gardant les mêmes axes d'inertie de la retassure à approximer (Figure 4.50).

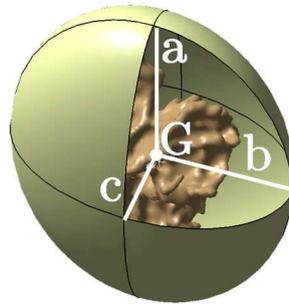


Figure 4.50 : Exemple d'ellipsoïde d'inertie équivalente obtenu pour la retassure 1 de l'éprouvette 30-4

Les résultats obtenus pour les 2 géométries équivalentes sont montrés en Figure 4.51. Le diagramme qui corrèle le paramètre K_t^{pl} en fonction du rapport T/D est montré en Figure 4.51a. Globalement on obtient que l'écart absolu moyen (Figure 4.51b) est inférieur dans le cas d'une approximation avec un ellipsoïde équivalent d'inertie (environ 8%) par rapport à une sphère équivalente (environ 11%). On constate que la sphère équivalente sous-estime la valeur du facteur K_t^{pl} par rapport à l'ellipsoïde équivalent d'inertie.

Si on considère les défauts 1 et 2 de l'éprouvette 30-4, on obtient que la corrélation avec un ellipsoïde équivalente d'inertie est plutôt satisfaisante car l'écart moyen absolu est autour de 3%, lorsque une sphère équivalente donne un écart moyen absolu d'environ 12%. La corrélation entre ellipsoïde et retassure est moins bonne pour les défauts 3 et 4 de l'éprouvette 30-4 et 30-1 respectivement. Seulement dans le cas du défaut 4 la sphère donne

une approximation meilleure par rapport à l'ellipsoïde (écart de 4%). Si on se réfère à l'évolution de la sphéricité on trouve que l'approximation avec l'ellipsoïde est meilleure pour les défauts avec une valeur de sphéricité plus élevée. Ce constat montre que globalement la sphéricité du défaut ne semble pas être un paramètre qui rentre en jeu quand on se réfère à des effets plutôt localisés comme dans le cas de cette analyse.

D'un point de vue global, l'ellipsoïde d'inertie équivalente semble être un moyen qui représente mieux les effets de la tortuosité globale d'un défaut naturel, même si cette corrélation est plutôt localisée sur un endroit spécifique, cependant l'écart sur la sphère équivalente ne dépasse pas 16% (en sous-estimation).

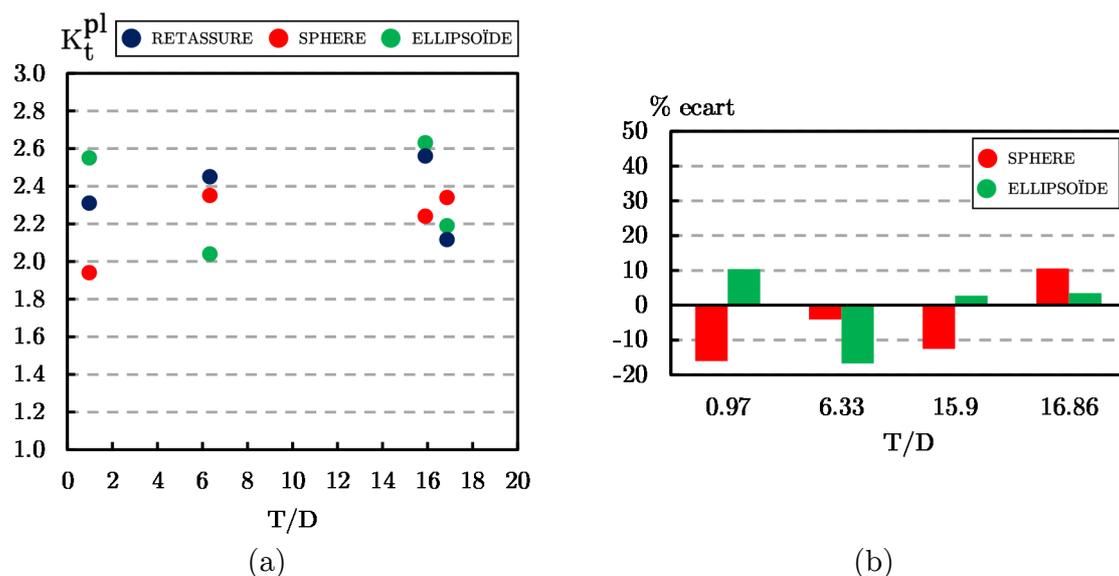


Figure 4.51 : (a) Evolution du facteur K_t^{pl} en fonction du rapport T/D et de la sphéricité pour trois géométries du pore (morphologie réelle, sphère équivalente et ellipsoïde équivalente d'inertie), (b) écart sur l'estimation du paramètre K_t^{pl} avec les deux géométries équivalentes

Li et al. [Li et al. 2009] ont montré qu'en phase de propagation, remplacer un pore avec une sphère qui présente le même diamètre projeté donne un facteur K_g (proche du front de fissure) qui s'écarte seulement de 6% par rapport à la valeur estimée sur la géométrie réelle du pore approximé.

L'analyse conduite dans cette étude a montré qu'au niveau local les effets de la morphologie du défaut peuvent être pris en compte avec des géométries idéalisées. Il est important de remarquer que la comparaison a été faite seulement dans la zone d'amorçage et qu'une géométrie équivalente n'est pas capable de décrire de manière satisfaisante les effets de tortuosité du défaut naturel partout sur la surface. Une deuxième remarque est à faire sur la loi de comportement du matériau qui a été utilisée. L'influence des pores est quand même très localisée à une échelle où une bonne description de l'état de contraintes nécessite de considérer un modèle qui prend en compte les effets de plasticité cristalline, capable de décrire les interactions du pore avec la microstructure. Ces effets n'ont pas été pris en compte dans cette étude. Cependant si on accepte ces conditions de base, le résultat global de l'analyse numérique corrobore les constats mis en évidence avec les essais expérimentaux, où l'effet de la morphologie locale du défaut, pour cette gamme d'alliage,

ne semble pas être un paramètre majeur influençant la durée de vie à grand nombre de cycles.

4.3.3 Synthèse des résultats des simulations numériques conduites sur la géométrie réelle d'un défaut naturel

Des simulations numériques aux éléments finis ont été conduites pour comprendre l'effet de la tortuosité d'un défaut naturel en comparant les résultats avec deux géométries simplifiées. Les conclusions principales peuvent se résumer comme suit :

1. Le facteur de concentration des contraintes K_t^{pl} est influencé par la proximité avec la surface libre.
2. Si on considère des défauts isolés (sans interaction avec la surface libre), globalement une faible sphéricité est un indicateur d'une morphologie globale plus complexe et d'une criticité majeure du défaut.
3. L'approximation d'un défaut naturel avec un ellipsoïde d'inertie équivalent permet d'approximer le facteur K_t^{pl} dans la zone d'amorçage avec un écart absolu moyen d'environ 8% (réduit à 3% pour les défauts 1 et 2), l'approximation avec une sphère donne un écart majeur d'environ 11%.

Globalement la morphologie d'un défaut naturel ne semble pas être un paramètre d'ordre majeur influençant la durée de vie à grand nombre de cycles de l'alliage A357-T6.

4.4 Synthèse du Chapitre 4

L'impact de la morphologie des défauts naturels et artificiels sur la limite de fatigue d'un alliage d'aluminium de fonderie A357-T6 a été analysé. Dans ce chapitre, l'analyse a été conduite en considérant seulement les défauts qui ont amorcé une fissure de fatigue en surface. Des essais de fatigue à grand nombre de cycles ont été conduits sur éprouvettes qualifiées en CND en fonction du type de défaut (retassure cavité ou spongieuse) et du grade de nocivité (de 2 à 4).

Les résultats des essais de fatigue ont montré que même si la morphologie globale des retassures de type cavité est différente par rapport aux retassures spongieuse, l'impact sur la limite de fatigue pour un grade de nocivité qui varie entre 2 et 3 est le même. La réduction sur la limite de fatigue par rapport au matériau de référence (grade < 1) est de l'ordre de 51%. Un grade de nocivité plus élevé (RC 4) réduit la limite de fatigue d'environ 77%.

Les résultats des essais de fatigue conduits sur les défauts naturels ont été comparés avec ceux obtenus sur défauts artificiels sphériques avec une modification locale de la morphologie représentative de la porosité interdendritique du matériau. D'un point de vue de l'impact sur la limite de fatigue, une modification très locale de la morphologie d'un défaut sphérique n'influence pas la limite de fatigue et le résultat est identique à celui obtenu avec un défaut sphérique simple. Ce résultat a été obtenu pour deux méthodes d'usinage des défauts, EDM et FIB, et deux géométries locales : une demi sphère de diamètre égale à environ 100 μm et trois fissures alignées de largeur égale à 60 μm . Une analyse de l'impact de la taille de défaut sur la limite de fatigue a été également conduite en traçant un diagramme de type Kitagawa-Takahashi. Globalement, on constate que pour une taille de défaut qui varie entre 300 μm et 2 mm il y a un effet de la taille de défaut sur la limite de fatigue du matériau. Dans ce domaine de variation, on trouve trois type de défauts : retassures, défauts artificiels et défauts type oxyde. Pour des défauts de taille supérieure à 2 mm on constate un effet de saturation du diagramme (peu d'évolution de la limite de fatigue), cependant l'estimation de la taille dans ces conditions (défauts de type RC 3 / 4 et RS 2 / 3) est plus compliquée à faire, étant donné que il n'y a pas un contour bien défini du défaut et une estimation de ce type ne semble pas la plus appropriée.

Deux critères de fatigue ont été testés pour prendre en compte l'effet de la taille sur la limite de fatigue : un critère de type LEFM et un critère de type DSG. Dans le premier cas on obtient une bonne approximation du domaine compris entre 300 μm et 2 mm pour un $\Delta K_{\text{eff}} = 2.75 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Une valeur de $\Delta K_{\text{eff}} = 1.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ est pertinente car identifiée pour des fissures naturelles et pour des alliages traités thermiquement, cependant cette valeur donne un résultat conservatif qui représente la limite basse des points expérimentaux. L'effet de saturation du diagramme de Kitagawa-Takahashi n'est pas pris en compte par un critère de type LEFM. Le critère de type DSG prend en compte l'effet du gradient de contrainte à l'échelle du défaut avec une fonction linéaire. La simulation du critère donne une bonne corrélation avec les résultats expérimentaux (entre 300 μm et 2 mm) et prend en compte l'effet de saturation de la taille de défaut.

Une analyse en $\mu\text{-CT}$ a été conduite pour caractériser les défauts naturels, globalement on constate un effet de la taille de défaut sur la limite de fatigue, même si l'estimation de

la taille se fait avec un paramètre différent, $VOLUME^{1/3}$, par rapport à l'estimation faite sur les faciès de rupture (où on considère la projection d'une surface). Un effet dû au taux de porosité peut s'observer pour un taux de porosité compris entre 0 et 1.5%, où l'on constate une réduction de la limite de fatigue avec l'augmentation du taux de porosité. La forme du défaut (définie par la sphéricité) ne semble pas avoir une influence majeure sur la limite de fatigue. Cependant, en ligne générale, un faible coefficient de sphéricité correspond à des défauts plus critiques, ce qui fait que la morphologie globale du défaut est un paramètre à prendre en considération.

Des simulations aux éléments finis sous chargement cyclique ont été conduites sur la géométrie réelle d'un pore de type retassure cavité (reconstruite à partir des images acquises en μ -CT). La géométrie du défaut a été ensuite simplifiée avec deux géométries équivalentes : une sphère et un ellipsoïde équivalent d'inertie. Le facteur de concentration des contraintes (avec effet de plasticité) K_t^{pl} a été évalué dans la zone d'amorçage locale d'une fissure de fatigue sur chaque pore. L'approximation avec un ellipsoïde équivalent d'inertie donne un écart absolu moyen sur le facteur K_t^{pl} d'environ 8%, l'écart est supérieur pour une sphère équivalente (environ 11%). Globalement on constate que l'effet de la morphologie locale du défaut n'a pas un impact majeur sur la limite de fatigue du matériau pour l'alliage A357-T6 et dans ces conditions d'essai.

Ce qui a été constaté grâce aux analyses conduites dans le Chapitre 4 porte à des considérations globales sur le lien entre un CND classique et les analyses que l'on peut conduire au sein d'un laboratoire de recherche. Normalement en phase d'inspection par radiographie on obtient une indication sur un grade et type de défaut. Les analyses conduites dans cette étude ont montré que l'effet de la taille ainsi que de la morphologie du défaut peuvent, en première approximation, s'intégrer dans la définition de type et grade de défaut. Les différences au sein de la morphologie d'un défaut de type retassure cavité ou retassure spongieuse ne sont pas visible vis-à-vis d'un chargement de fatigue en traction positive. A partir d'une indication obtenue par les rayons X, il est possible de définir l'impact sur la limite de fatigue d'un certain type de défaut et calculer à priori la tenue en fatigue de la pièce compte tenu d'un certain facteur de sécurité adapté au cas à traiter.

En ce qui concerne l'inspection par ressuage, l'analyse conduite sur les éprouvettes prélevées à partir d'un carter de transmission n'a pas permis de faire un lien complet entre l'inspection CND et les résultats obtenus sur les éprouvettes. Cependant la détection des défauts en surface par ressuage est aussi un indicateur d'un certain degré de porosité dans l'épaisseur de la pièce. Néanmoins, comme indiqué dans le Chapitre 2 pour faire un lien complet entre une indication donnée par le ressuage et les résultats expérimentaux il est nécessaire de changer le type d'essai en utilisant, par exemple, un essai de flexion quatre points afin de favoriser l'amorçage en surface sur un défaut caractérisé par ressuage.

Chapitre 5

Impact de la position des défauts sur la limite de fatigue

Ce chapitre est dédié à l'analyse de la position des défauts naturels de type retassure, et de leur impact sur la limite de fatigue de l'alliage A357-T6. Une analyse des mécanismes à la base de l'amorçage interne a été menée et les résultats ont été comparés avec des essais réalisés sous vide (base de données du projet ANR-IDEFFAAR). Une analyse aux éléments finis a été faite sur la géométrie réelle d'un défaut reconstruite après acquisition en μ -CT. Une étude de l'influence de la position d'un défaut naturel, sur les champs mécaniques, a été menée avec des simulations numériques aux éléments finis. Les résultats ont été comparés pour deux géométries équivalentes, une sphère et un ellipsoïde d'inertie équivalent. Un critère basé sur les résultats expérimentaux et numériques a été proposé pour définir le risque d'amorçage.

Sommaire

5.1	Condition d'amorçage interne dans un régime de fatigue à grand nombre de cycles.....	216
5.2	Diagramme de Kitagawa-Takahashi dans une condition d'amorçage en interne.....	220
5.2.1	Modélisation de la limite de fatigue en présence de défauts (naturels / artificiels)	222
5.2.2	Synthèse de l'impact des défauts naturels / artificiels sur la limite de fatigue sous un environnement inerte (condition d'amorçage interne).....	227
5.3	Analyse en micro-tomographie RX 3D des défauts naturels internes	228
5.4	Effet de la position d'un défaut naturel de type retassure cavité sur la distribution des champs mécaniques autour d'une retassure	234
5.4.1	Evolution de l'état de contraintes / déformations en fonction de la position du défaut	235
5.4.2	Analyse en μ -CT de l'amorçage sur des défauts naturels surface / interne	240
5.4.3	Simplification de la morphologie d'un défaut naturel	241
5.4.4	Synthèse des résultats des simulations aux EF conduits sur la géométrie réelle d'un défaut naturel en fonction de la position.....	243
5.5	Synthèse du Chapitre 5.....	244

5.1 Condition d’amorçage interne dans un régime de fatigue à grand nombre de cycles

Dans le revue bibliographique (cf. paragraphe 1.2.3) il a été montré que la condition d’amorçage interne, pour des alliages d’aluminium, est typiquement favorisée par un régime de fatigue gigacyclique. Cette condition cependant a été observée aussi dans des régimes de fatigue à grand nombre de cycles pour des alliages d’aluminium de fonderie [Serrano-Munoz et al. 2017; Serrano-Munoz 2014]. Dans ce régime cet effet est plus rare car généralement un défaut de surface a une influence plus néfaste sur la tenue en fatigue des alliages d’aluminium moulé et l’amorçage d’une fissure de fatigue est plus probable sur un défaut de surface par rapport à un défaut interne.

Cet effet a été confirmé par les essais conduits dans cette étude où, dans certains cas, l’amorçage d’une fissure de fatigue s’est produit à partir d’un défaut interne de type retassure.

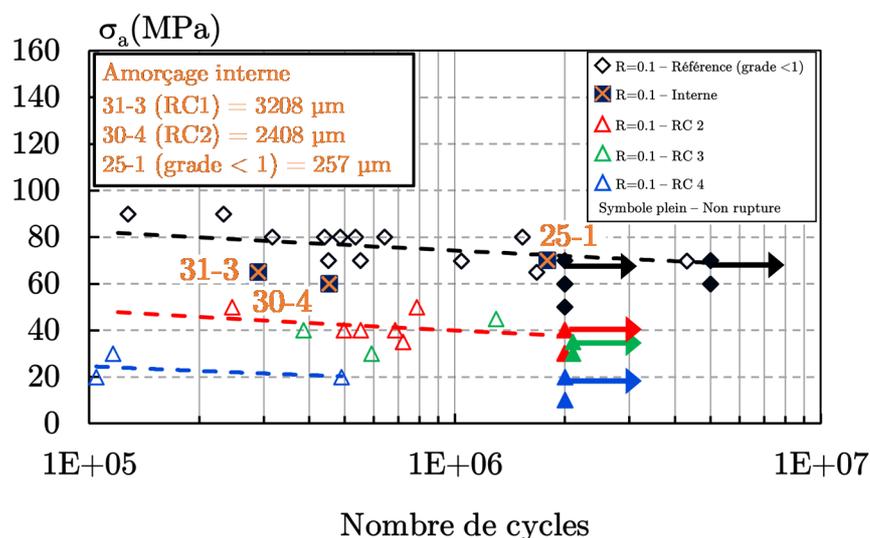


Figure 5.1 : Diagramme de Wöhler qui montre trois essais qui ont amorcé une fissure en interne pour un rapport de charge positif $R = 0.1$ (fréquence de 106 Hz)

La Figure 5.1 montre la courbe S-N de l’alliage A357-T6 pour les trois classes de défauts de type “retassure cavité” qui ont été testées dans cette étude. Les symboles avec une croix, indiquent trois éprouvettes qui ont amorcé une fissure sur un défaut naturel en interne. On peut remarquer que ces points sont très proches des résultats obtenus pour l’alliage de référence (grade < 1). Les trois éprouvettes qui ont amorcé une fissure de fatigue sur un défaut interne sont issues de trois coulées différentes (saine, RC 1 et RC 2). Si on considère la limite de fatigue moyenne estimée pour ces trois essais on obtient une limite de fatigue de 56 MPa qui correspond à une réduction de 19% par rapport à la limite de fatigue du matériau de référence (grade < 1). Cette valeur peut être considérée comme indicative, mais dans les trois cas (à cause d’une différente classification en CND), le défaut à l’origine de l’amorçage a une taille variable entre 257 μm et environ 3 mm.

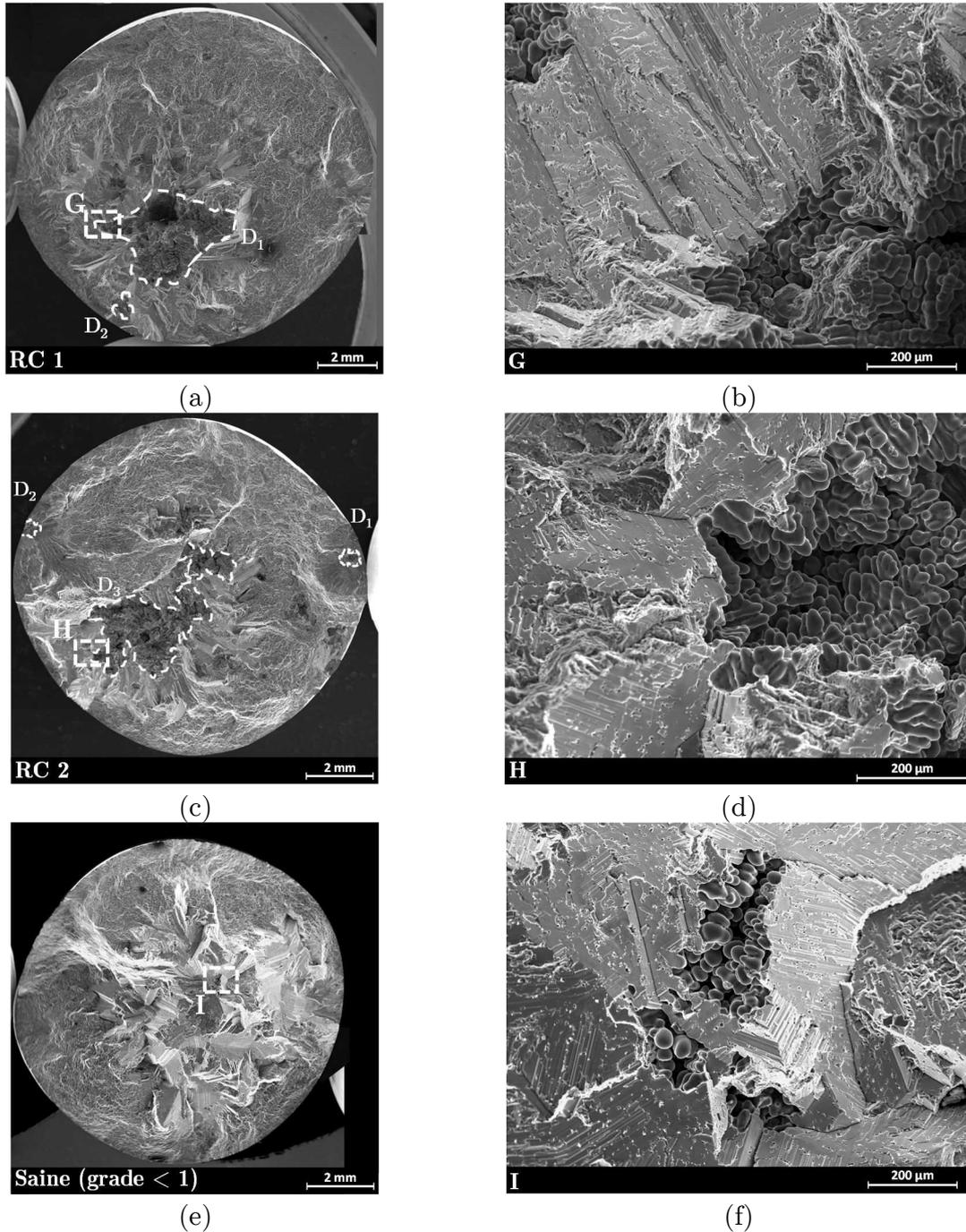


Figure 5.2 : (a) Faciès de rupture de l'éprouvette 31-3 qualifiée RC 1 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 65 \text{ MPa}$, $N = 2.89 \cdot 10^5$ cycles, qui montre un amorçage multiple, en interne sur le défaut D_1 ($\text{AIRE}^{1/2} = 3208 \text{ } \mu\text{m}$), en surface sur le défaut D_2 ($\text{AIRE}^{1/2} = 531 \text{ } \mu\text{m}$), (b) grossissement de la zone G qui montre les facettes cristallographiques autour du défaut interne, (c) faciès de rupture de l'éprouvette 30-4 qualifiée RC 2 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 60 \text{ MPa}$, $N = 4.53 \cdot 10^5$ cycles, qui montre un amorçage multiple, en surface sur les défauts D_1 ($\text{AIRE}^{1/2} = 448 \text{ } \mu\text{m}$) et D_2 ($\text{AIRE}^{1/2} = 410 \text{ } \mu\text{m}$) et un amorçage en interne sur le défaut D_3 ($\text{AIRE}^{1/2} = 2408 \text{ } \mu\text{m}$), (d) grossissement de la zone H qui montre les facettes cristallographiques autour du défaut interne D_3 , (e) faciès de rupture de l'éprouvette 25-1 qualifiée saine ($\text{grade} < 1$) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 70 \text{ MPa}$, $N = 1.79 \cdot 10^6$ cycles, qui montre un amorçage sur un défaut interne de taille = $257 \text{ } \mu\text{m}$, (f) grossissement de la zone I qui montre les facettes cristallographiques autour du défaut interne

La Figure 5.2 montre le faciès de rupture des trois éprouvettes qui ont amorcé une fissure de fatigue sur un défaut interne. Comme déjà illustré dans la revue bibliographique et dans le Chapitre 2 (cf. paragraphes 1.2.3. et 2.3.2), les faciès de rupture sont un indicateur d'un amorçage et propagation de fissure à partir d'un défaut interne et d'une propagation sous un environnement neutre (type vide). Ceci peut se remarquer par la nature cristallographique des faciès qui ont une forme à facettes. Selon les travaux de Serrano-Munoz et al. [Serrano-Munoz 2014; Serrano-Munoz et al. 2017], la propagation sous un environnement "type vide" est toujours de type transgranulaire mais la fissure propage selon des directions cristallographiques bien définies qui suivent les plans $\{111\}$. La Figure 5.2a et la Figure 5.2c montrent les surfaces de rupture des éprouvettes 31-3 (RC 1) et 30-4 (RC 2) respectivement. Dans le cas de l'éprouvette 31-3 on peut constater que l'amorçage s'est produit sur deux défauts différents (D_1 et D_2) en interne et en surface, même si la propagation en interne, à partir du défaut D_1 , semble prépondérante par rapport à celle en surface sur le défaut D_2 . Une situation similaire s'est produite sur l'éprouvette 30-4 (RC 2). On peut constater que l'amorçage s'est produit sur trois défauts différents, deux micro-retassures (défauts D_1 et D_2) ont amorcé une fissure en surface et le défaut D_3 a amorcé une fissure en interne.

Dans les travaux de Serrano-Munoz et al. [Serrano-Munoz 2014; Serrano-Munoz et al. 2017] il a été amplement décrit que pour l'alliage A357-T6, le comportement en fatigue à grand nombre de cycles est le même entre une éprouvette qui a amorcé une fissure en interne et une éprouvette testée sous vide. L'effet d'une propagation en interne (ou sous vide) se constate par une réduction de la vitesse de propagation de fissure et ceci conduit à une tenue en fatigue comparable à celle du matériau de référence (grade < 1) obtenue sous air (amorçage en surface). Cet effet est visible aussi dans le diagramme de Figure 5.3.

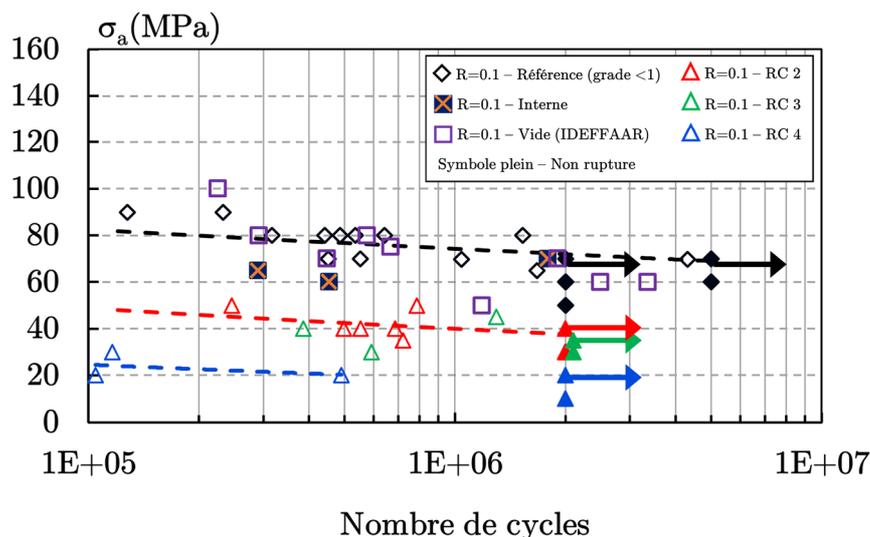


Figure 5.3 : Diagramme de Wöhler qui montre l'effet d'un environnement inerte sur la tenue en fatigue de l'alliage A357-T6, pour un rapport de charge positif $R = 0.1$

Les symboles mauves correspondent aux essais conduits sous vide (base de données du projet ANR-IDEFFFAAR [IDEFFFAAR 2014]) en présence de défauts naturels et artificiels de surface ou sous-surface. On peut constater que les points suivent la même tendance que

la courbe du matériau de référence et que les trois points (symboles orange) qui correspondent à un amorçage interne produits dans cette étude, ne s'éloignent pas beaucoup par rapport aux points sous vide.

Le faciès de rupture d'une éprouvette (SN 2) testée sous vide est montré en Figure 5.4. Les facettes cristallographiques sont identiques à celles observées dans le cas d'un amorçage sur un défaut interne (montrées en Figure 5.2).

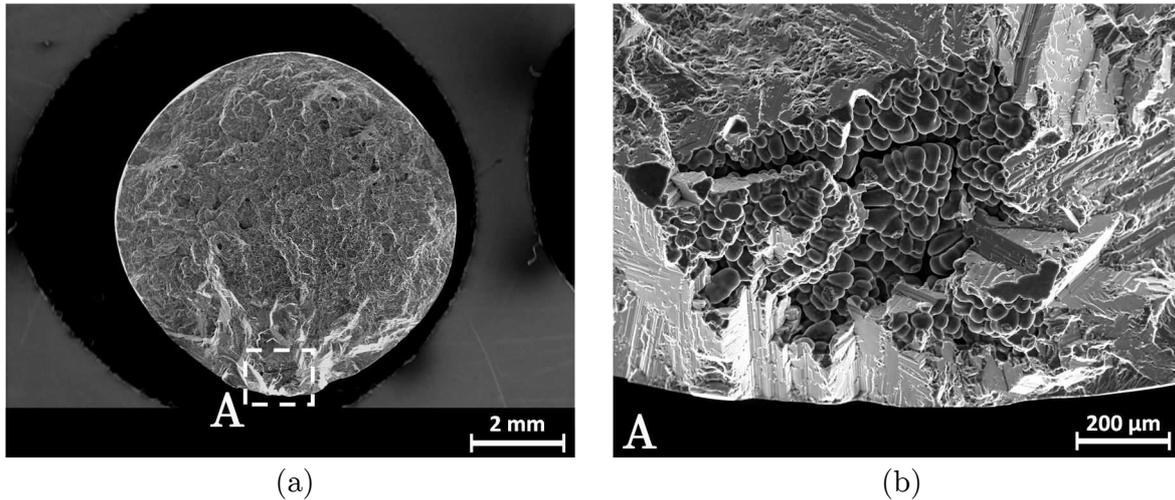


Figure 5.4 : (a) Faciès de rupture de l'éprouvette SN 2 (testée sous vide) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 80 \text{ MPa}$, $N = 5.74 \cdot 10^5$ cycles, qui a amorcé une fissure sur un défaut naturel en sous-surface de taille $\text{AIRE}^{1/2} = 778 \text{ }\mu\text{m}$, (b) grossissement de la zone A qui montre le défaut critique [IDEFFAAR 2014]

5.2 Diagramme de Kitagawa-Takahashi dans une condition d’amorçage en interne

Les résultats des essais de fatigue à grand nombre de cycles conduits sur les éprouvettes avec défauts naturels qui ont amorcé une fissure en interne, ont confirmé que l’amorçage interne est un phénomène qui peut se reproduire sous un environnement inerte type vide. La taille de défaut ne semble pas impacter fortement (comme dans le cas d’un défaut de surface) la limite de fatigue du matériau. À cet effet un diagramme de type Kitagawa-Takahashi a été tracé pour quantifier l’effet de la taille de défaut sur la limite de fatigue dans une condition d’amorçage interne (ou sous vide) et il est illustré en Figure 5.5b. Le diagramme inclut différents types d’essais dont une schématisation est reportée en Figure 5.5a. En ce qui concerne les essais conduits sur éprouvettes avec défaut artificiel interne, le défaut interne de forme quasi sphérique a été introduit artificiellement avec une méthode confidentielle développée par le CTIF de Sèvres.

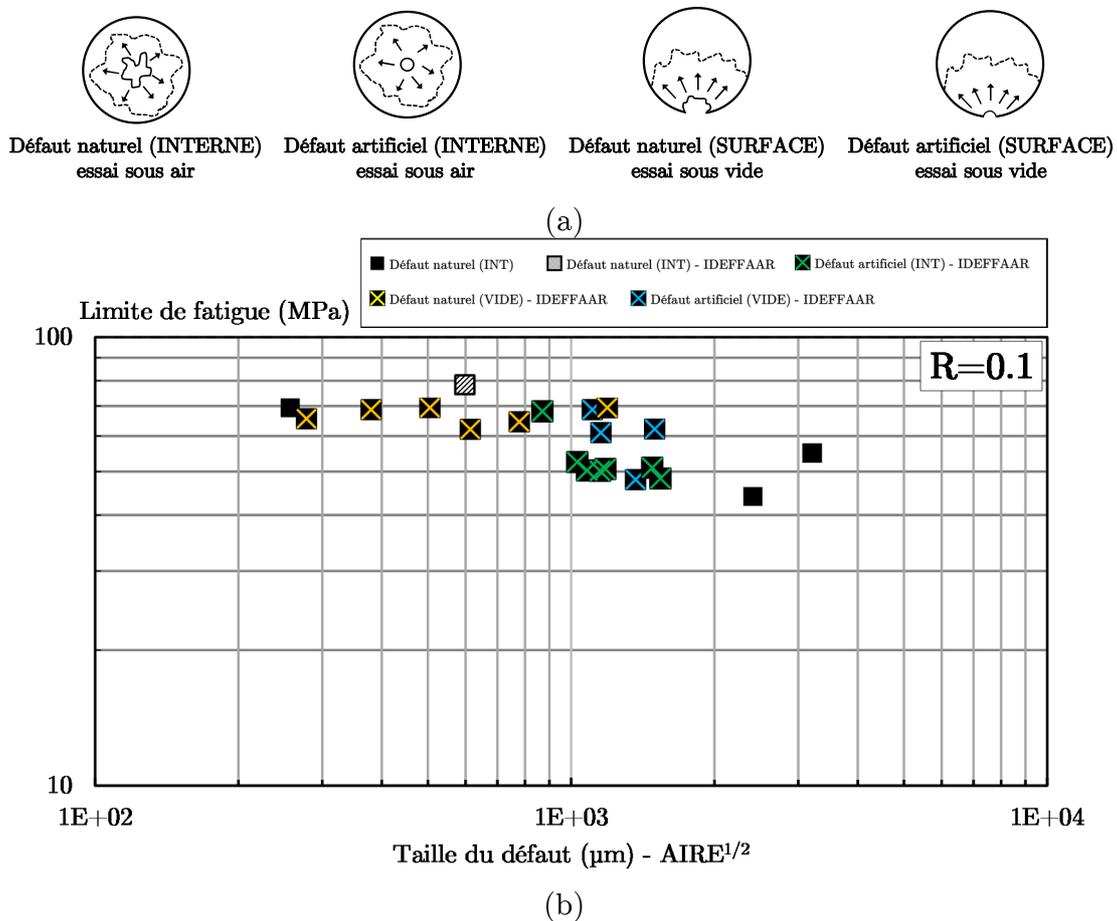


Figure 5.5 : (a) Schématisation des différents essais de fatigue représentés dans le diagramme de Kitagawa-Takahashi, (b) diagramme de Kitagawa-Takahashi qui montre l’influence de la taille de défaut (estimée sur les faciès de rupture au MEB) sur la limite de fatigue de l’alliage A357-T6 dans une condition d’amorçage sur un défaut interne ou sous vide, la limite de fatigue est exprimée en amplitude de contrainte

On peut constater que la limite de fatigue ne varie pas beaucoup pour une taille de défaut inférieure à 1 mm et elle est très proche à celle du matériau de référence (grade < 1). Au-delà de 1 mm on observe une réduction de la limite de fatigue. Il semble raisonnable

de supposer l'existence d'une taille critique du défaut, toutefois, à partir de cette taille, l'impact sur la limite de fatigue semble être moins marqué par rapport à une condition d'amorçage sous air. En ce qui concerne les essais sous vide (avec un défaut de surface ou sous surface) on ne constate pas de différence avec une condition d'amorçage et propagation sur un défaut interne. Il est important de considérer que parmi les trois éprouvettes qui ont amorcé une fissure sur un défaut interne, il y a eu dans deux cas un amorçage multiple sur un défaut de surface. Cette condition ne semble pas avoir influencé remarquablement la durée de vie de ces éprouvettes car, si on considère les éprouvettes avec défaut interne artificiel testées sous air (essais issus de la base de données IDEFFAAR [IDEFFAAR 2014]) on obtient une tendance cohérente avec les essais de cette étude.

Le rôle de la taille de défaut dans une condition d'amorçage en interne (ou sous vide), est plus évident pour une taille de défaut supérieure à 1 mm. Cependant, en ce qui concerne la morphologie du défaut, on peut constater un résultat identique à celui obtenu sous air. Les résultats ont été produits sur des défauts naturels de type retassure et sur des défauts artificiels de forme presque sphérique. L'effet de la morphologie locale du défaut n'apparaît pas et pour les quatre types d'essai il n'y a aucune variation remarquable de la limite de fatigue causée par une différence de la morphologie du défaut.

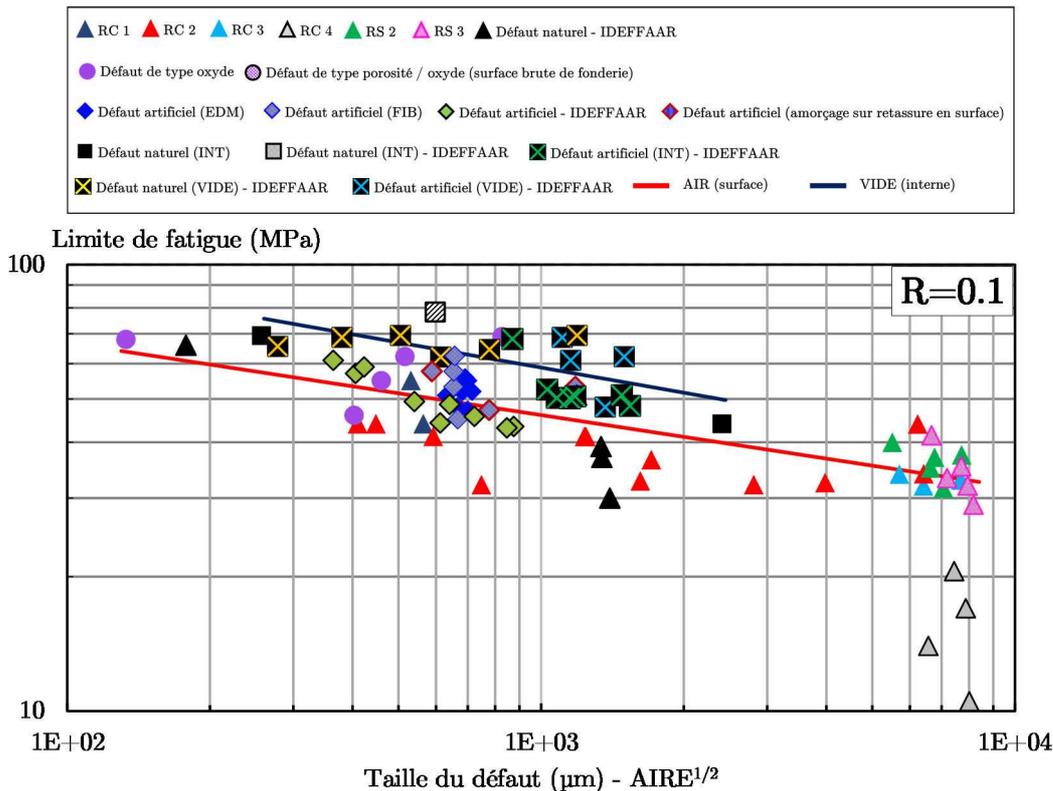


Figure 5.6 : Diagramme de Kitagawa-Takahashi global qui montre l'influence de la taille de défaut (estimée sur les faciès de rupture au MEB) sur la limite de fatigue de l'alliage A357-T6, la limite de fatigue est exprimée en amplitude de contrainte

Les résultats obtenus sous une condition d'environnement inerte ont été comparés avec une condition d'amorçage en surface sous air (Figure 5.6). On peut constater que dans le domaine de variation de la taille compris entre 300 µm et 2 mm il y a un écart entre le comportement sous air et le comportement sous vide. Sous une condition d'environnement

plus agressif (air à température ambiante) il y a un effet de taille qui est plutôt clair et qui correspond à une réduction de la limite de fatigue à partir d'une taille critique (comprise entre 300 μm et 400 μm). Cet effet est moins évident sous un environnement inerte. Dans le cas d'un amorçage en interne (ou sous vide) il n'y a pas un nombre suffisant de points pour démontrer un effet de saturation du diagramme de Kitagawa-Takahashi, même si ce scénario semble le plus probable pour une taille de défaut qui dépasse 2 mm.

5.2.1 Modélisation de la limite de fatigue en présence de défauts (naturels / artificiels)

L'évolution du diagramme de Kitagawa-Takahashi a montré que dans le cas d'un amorçage en interne (ou sous vide) il n'y a pas un effet très marqué de la taille du défaut, sauf une faible variation au-delà de 1 mm. Pour chercher à modéliser cette évolution de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut, deux critères (basés sur une approche déterministe) sont proposés. L'approche la plus simple se base sur la mécanique de la rupture en élasticité linéaire (LEFM), dans cette approche on traite les pores comme des fissures. Ce critère a déjà été testé dans le paragraphe 4.1.5 pour modéliser l'évolution de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut dans un cas d'amorçage en surface (sous air). Cette approche est liée au facteur d'intensité des contraintes seuil (ΔK_{th}). Comme dans le cas d'un amorçage en surface, on suppose un front de fissure semi-circulaire et on considère un facteur de forme $Y = 2/\pi$. Dans le cas d'un amorçage en surface il a été montré que le choix d'un seuil de propagation effectif est pertinent car il est représentatif du comportement des fissures naturelles (pas de fermeture). Cependant la valeur de $\Delta K_{\text{eff}} = 1.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ est très conservative par rapport aux résultats expérimentaux.

Pour obtenir une valeur de seuil de fissuration effectif sous vide l'analyse a été basée sur les résultats obtenus dans la base de données ANR-IDEFFAAR [IDEFFAAR 2014]. Si on considère que sous vide la propagation d'une fissure naturelle suit le même comportement que les fissures longues, une valeur du seuil de propagation effectif de $\Delta K_{\text{eff}} = 3 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ semble raisonnable pour l'alliage A357-T6. Cette valeur est pertinente aussi avec le seuil de propagation effectif obtenu dans le travail de Richard et al. [Richard et al. 2010] pour des alliages d'aluminium de type 2022 T351, 2024A T351, 8090 T651 et 2050 T851. Les résultats des simulations du critère LEFM ont été tracés aussi pour d'autres valeurs plus élevées du seuil de propagation égales respectivement à $\Delta K_{\text{th}} = 4.4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ et $\Delta K_{\text{th}} = 5.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ qui cependant n'ont pas été obtenus expérimentalement et sont utilisées comme valeurs de comparaison.

Comme obtenu dans le cas sous air, on obtient que le critère LEFM simulé avec un $\Delta K_{\text{eff}} = 3 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ est plutôt conservatif (Figure 5.7) et ne décrit pas l'évolution des points expérimentaux. Pour décrire de manière plus pertinente les points expérimentaux il faut augmenter le seuil de propagation à une valeur supérieure à $4.4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Cependant la pertinence de cette valeur n'a pas été vérifiée expérimentalement. Globalement, aussi dans le cas d'un amorçage et propagation à partir d'un défaut naturel sous un environnement inerte "type vide", on obtient qu'un critère de type LEFM basé sur un seuil de propagation effectif donne un résultat conservatif.

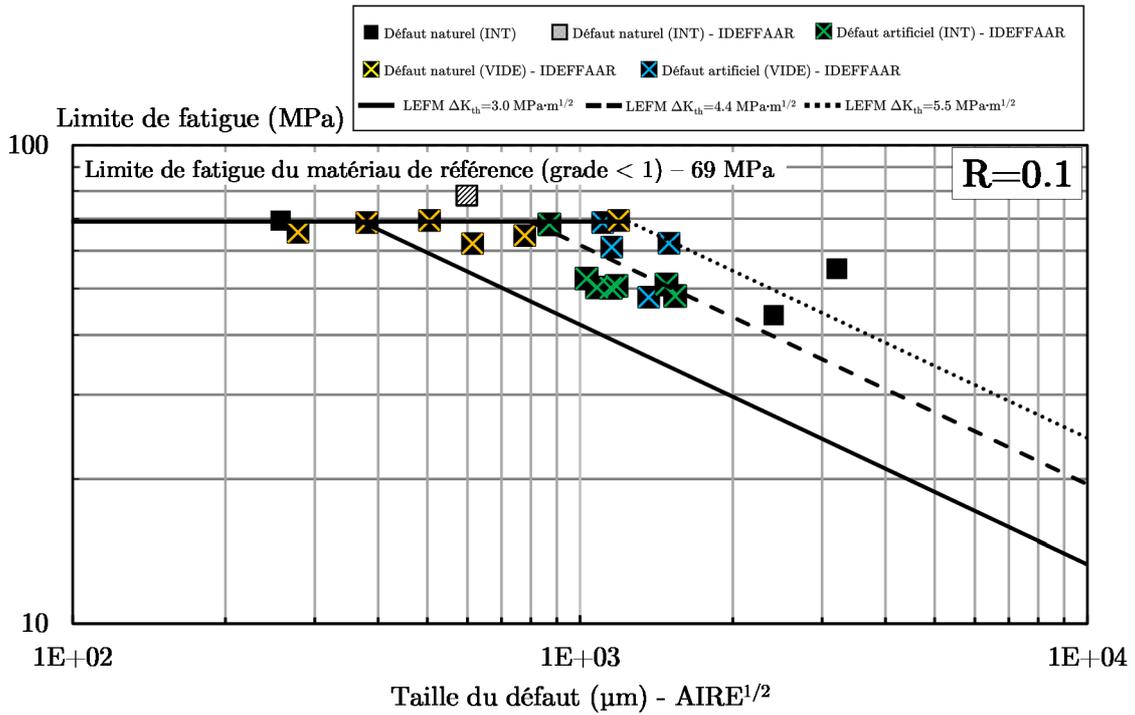


Figure 5.7 : Modélisation du diagramme de Kitagawa-Takahashi avec un critère de type LEFM identifié sous vide, la limite de fatigue est exprimée en amplitude de contrainte

– Approche de type DSG

Dans le Chapitre 4 il a été montré que l'utilisation d'une approche de type DSG permet de décrire l'effet de saturation du diagramme de type Kitagawa-Takahashi pour l'alliage A357-T6 en présence de défauts de surface. Cette approche a été utilisée aussi pour décrire l'effet d'un environnement inerte "type vide". Les hypothèses de bases n'ont pas été modifiées par rapport à un cas d'amorçage en surface et on garde une écriture du critère avec une contrainte de fatigue équivalente de Crossland. En ce qui concerne l'évaluation de l'état de contrainte à l'échelle mésoscopique du défaut, si on se base sur les résultats obtenus dans le Chapitre 4, il semble pertinent d'approximer un défaut naturel avec une sphère. Effectivement les effets locaux de la morphologie du défaut sont presque négligeables vis-à-vis de la limite de fatigue et une approximation globale avec une sphère est plus simple (par rapport à un ellipsoïde).

En ce qui concerne les paramètres matériaux, on constate que la limite de fatigue en traction positive ($R = 0.1$) de l'alliage avec défauts obtenue sous vide est proche de celle de l'alliage de référence (grade < 1) obtenue sous air (amorçage sur petits défauts de surface). Dans la campagne expérimentale de cette étude il n'y a pas eu de résultats sous vide pour un rapport de charge négatif ($R = -1$), et ceci est nécessaire pour estimer les paramètres α et β du critère de Crossland. Cependant, étant donné que pour un rapport de charge positif il n'y a pas eu de variations entre des essais sous air et des essais sous vide, on suppose que la limite de fatigue ne change pas pour un rapport de charge $R = -1$. Avec cette simplification on peut garder les mêmes paramètres matériau utilisés pour calibrer le modèle sous air. En ce qui concerne le paramètre $a_{\nabla,def}$, il a été estimé à partir des résultats de fatigue obtenus pour des défauts internes et des essais sous vide en considérant trois points : un essai conduit sous vide avec un défaut naturel, un essai conduit sous vide avec un défaut artificiel et un essai conduit sous air mais avec une condition d'amorçage en interne sur un défaut naturel. Le choix de faire une moyenne sur ces trois valeurs se base sur le principe de décrire les conditions d'essai reproduites expérimentalement pour des défauts différents (naturels et artificiels). Les valeurs de paramètres α , β et $a_{\nabla,def}$ sont résumées en Table 5.1, les valeurs de limite de fatigue ainsi que de taille de défaut utilisées pour estimer le paramètre $a_{\nabla,def}$ sont synthétisées en Table 5.2.

Table 5.1 : Paramètres matériau identifiés pour le critère de fatigue sous vide

α	β (MPa)	$a_{\nabla,def}$ (μm)
1.42	112.44	945

Table 5.2 : Essais de fatigue choisis pour estimer le paramètre $a_{\nabla,def}$ du critère DSG

Réf.	Type de défaut	$\sigma_{D 0.1}^{ta}$ (MPa)	Taille défaut (μm)	$a_{\nabla,def}$ (μm)
30-4	NAT. (INTERNE)	44	2408	1180
SN 5	NAT. (VIDE)	62	614	553
EP 2	ART. (VIDE)	69	1108	1104

La Figure 5.8 montre les résultats des simulations du critère DSG pour une condition d'amorçage sous air et sous vide. La courbe qui décrit l'évolution de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut identifiée sous vide donne une taille critique de défaut qui correspond au paramètre $a_{\nabla,def} = 945 \mu\text{m}$. Cette valeur reflète les différences engendrées par l'influence d'un environnement inerte étant donné que la courbe obtenue utilisant un modèle identifié avec des paramètres sous air donne une taille critique de $376 \mu\text{m}$. L'approximation de la morphologie du défaut avec une sphère semble être cohérente aussi dans le cas d'un modèle identifié sous vide, étant donné que la morphologie du défaut n'est pas à considérer comme un paramètre d'ordre un comme déjà constaté pour des essais sous air (amorçage en surface).

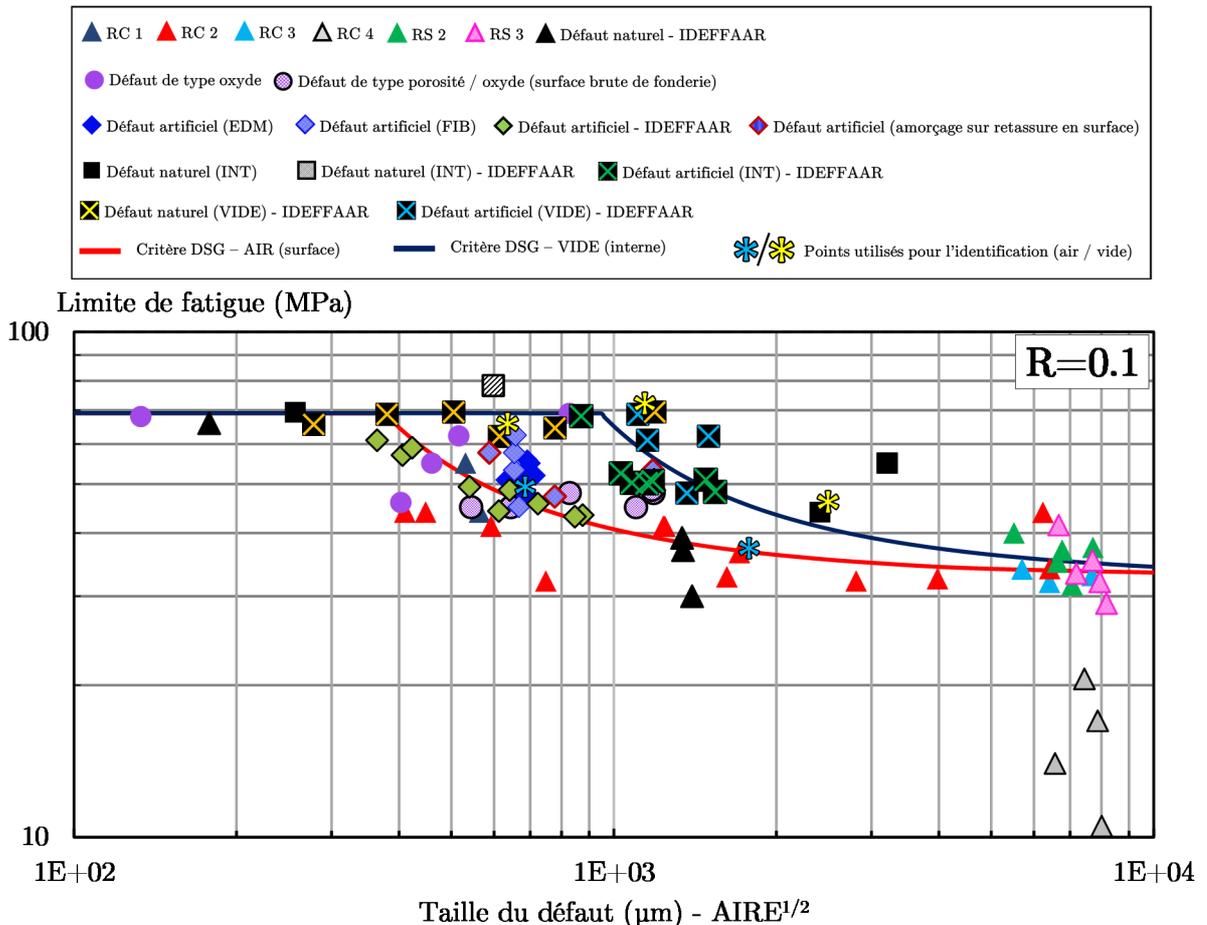


Figure 5.8 : Modélisation du diagramme de Kitagawa-Takahashi avec un critère de type DSG identifié sous air (amorçage en surface) et sous vide (amorçage en interne), la limite de fatigue est exprimée en amplitude de contrainte

Une différenciation entre un défaut interne et un défaut de surface a été également identifiée pour de la fonte GS par Nadot et al. [Nadot et al. 2004]. Le diagramme de type Kitagawa-Takahashi obtenu pour la fonte GS est montré en Figure 5.9. On peut remarquer que dans ce cas, l'effet d'environnement est plus marqué par rapport à l'alliage A357-T6, si on considère un défaut qui a amorcé une fissure de fatigue en interne. Effectivement il y a un écart remarquable en termes de taille entre un pore interne et un pore de surface qui

donnent presque la même limite de fatigue, ce qui confirme que globalement un défaut interne est moins nocif par rapport à un défaut de surface.

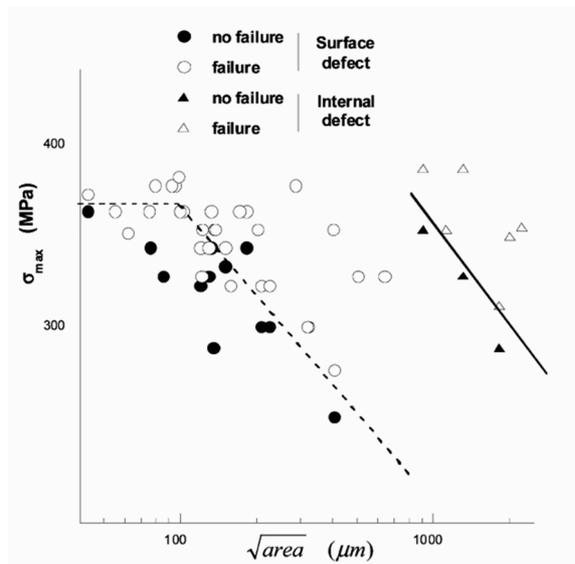


Figure 5.9 : Evolution de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut (diagramme de Kitagawa-Takahashi) tracé pour des défauts naturels de surface et internes, pour de la fonte GS [Nadot et al. 2004]

5.2.2 Synthèse de l'impact des défauts naturels / artificiels sur la limite de fatigue sous un environnement inerte (condition d'amorçage interne)

A partir de la campagne expérimentale menée pour estimer la limite de fatigue à grand nombre de cycles ($N = 2 \cdot 10^6$ cycles) de l'alliage A357-T6 en présence de défauts, une condition d'amorçage de fissure en interne a été identifiée. Les résultats principaux peuvent se résumer comme suit :

1. Une condition d'amorçage de fissure en interne produit le même effet qu'une condition d'amorçage sous vide en surface pour l'alliage A357-T6, en termes de limite de fatigue et mécanismes d'amorçage et propagation.
2. Le diagramme de type Kitagawa-Takahashi ne montre pas un effet marqué de la taille de défaut dans une condition d'amorçage en interne (ou sous vide), une faible réduction de la limite de fatigue peut se constater pour une taille de défaut supérieure à 1 mm.
3. La morphologie du défaut n'est pas un paramètre d'ordre majeur influençant la limite de fatigue, dans une condition d'amorçage interne (ou sous vide) il n'y a pas de distinctions entre un défaut artificiel de forme presque sphérique et un défaut naturel.
4. Un critère basé sur la Mécanique de la Rupture en Elasticité Linéaire (identifié sous vide) est plutôt conservatif pour une valeur de $\Delta K_{\text{eff}} = 3 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, une approximation meilleure est obtenue pour des valeurs de ΔK_{th} supérieurs à $4.4 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$.
5. Un critère de type DSG basé sur le gradient de contrainte local donne une bonne approximation dans la zone de variation de la taille de défaut comprise entre 900 μm et 1 mm en supposant un gradient de contrainte linéaire et en utilisant une approximation de la morphologie des défauts avec des sphères. Cela nécessite cependant de connaître la limite de fatigue expérimentale pour une éprouvette avec un défaut interne.
6. D'un point de vue global, dans une condition d'amorçage et propagation en interne (ou sous vide) on ne constate pas un effet marqué ni de la taille de défaut (impact inférieur par rapport à un amorçage en surface sous air), ni de la morphologie de défaut (même effet observé pour un amorçage en surface sous air), ce qui montre que les défauts internes sont moins nocifs par rapport aux défauts de surface.

5.3 Analyse en micro-tomographie RX 3D des défauts naturels internes

Les résultats des essais de fatigue ont montré que l'effet de la taille comme l'effet de morphologie du défaut sur la limite de fatigue est réduit quand l'amorçage et la propagation d'une fissure se produit sous un environnement inerte.

Les éprouvettes qui ont amorcé une fissure à partir d'un défaut interne ont été analysées en microtomographie RX 3D. Pour favoriser cette condition d'amorçage, deux éprouvettes brutes de coulée ont été analysées en μ -CT avant usinage afin de définir un diamètre de la zone utile de l'éprouvette à même de permettre l'amorçage d'une fissure sur un défaut interne. Le choix du diamètre optimal a été conduit en cherchant à éviter la présence de défauts de taille importante (supérieure à 300 μm) en surface. Cependant à cause d'une distribution très hétérogène des retassures dans l'espace, cette condition n'a pas pu être respectée ce qui fait que des défauts secondaires, par rapport au défaut interne principal, peuvent déboucher en surface. L'analyse en μ -CT conduite sur les éprouvettes brutes de coulée a été menée dans la zone d'extraction du fût de l'éprouvette tournée. Cette zone fait une hauteur de 25 mm et un diamètre d'environ 13 mm, ce qui permet d'obtenir une taille de voxel d'environ 8 μm (résolution spatiale d'environ 16 μm). La Figure 5.10a montre une image tomographique prise dans la zone utile du brut de coulée de l'éprouvette 31-3 (RC 1). Le diamètre final de la zone utile de l'éprouvette tournée a été fixé à 11.5 mm comme montré en Figure 5.10d, pour éviter d'avoir le défaut de la Figure 5.10c complètement débouchant sur la surface extérieure (Figure 5.10f). Le choix de ce diamètre a favorisé l'amorçage d'une fissure de fatigue en interne, mais a également produit une fissure sur un défaut de surface comme confirmé par le faciès de rupture illustré en Figure 5.12a. Un grossissement de la zone d'amorçage en surface est montré en Figure 5.12b où l'on peut remarquer une zone de propagation sous air (indiquée par les flèches).

La Figure 5.11 montre une reconstruction 3D des défauts qui se trouvent dans la partie utile de l'éprouvette (après usinage). Les défauts identifiés comme D_1 et D_2 correspondent aux défauts qui ont amorcé une fissure en interne dans l'éprouvette. Les deux défauts ne sont pas connectés mais la distance minimale entre les deux est de l'ordre de 120 μm ce qui fait qu'effectivement les deux défauts ne sont pas distinguables dans l'interprétation du faciès de rupture de Figure 5.12.

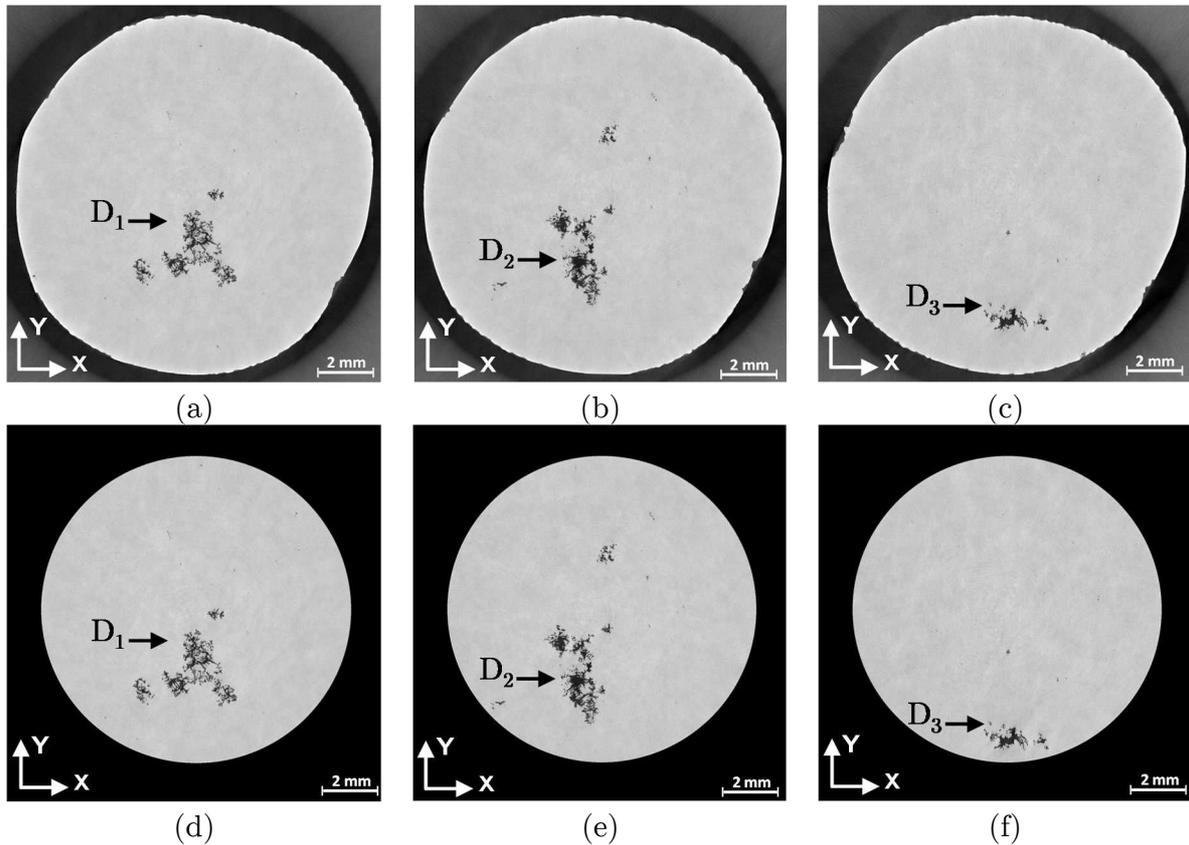


Figure 5.10 : Image tomographique prise dans la section utile du brut de coulée de l'éprouvette 31-3 (RC 1) avant usinage, (a) défaut D₁ qui a amorcé une fissure en interne, (b) défaut D₂ qui a amorcé une fissure en interne, (c) défaut D₃ qui a amorcé une fissure en surface, (d – e – f) définition d'un diamètre de la zone utile de l'éprouvette de 11.5 mm, taille du voxel = 8 μ m

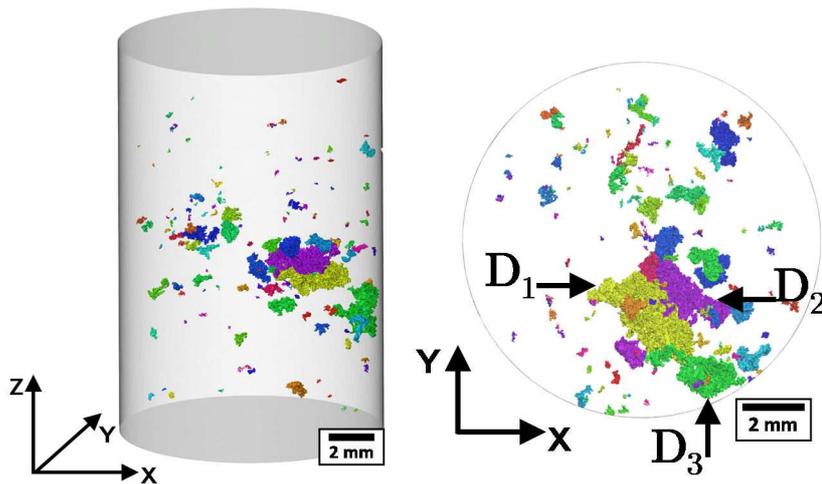


Figure 5.11 : Reconstruction 3D de la zone utile de l'éprouvette 31-3 (RC 1) à partir des images tomographiques, taille du voxel = 8 μ m

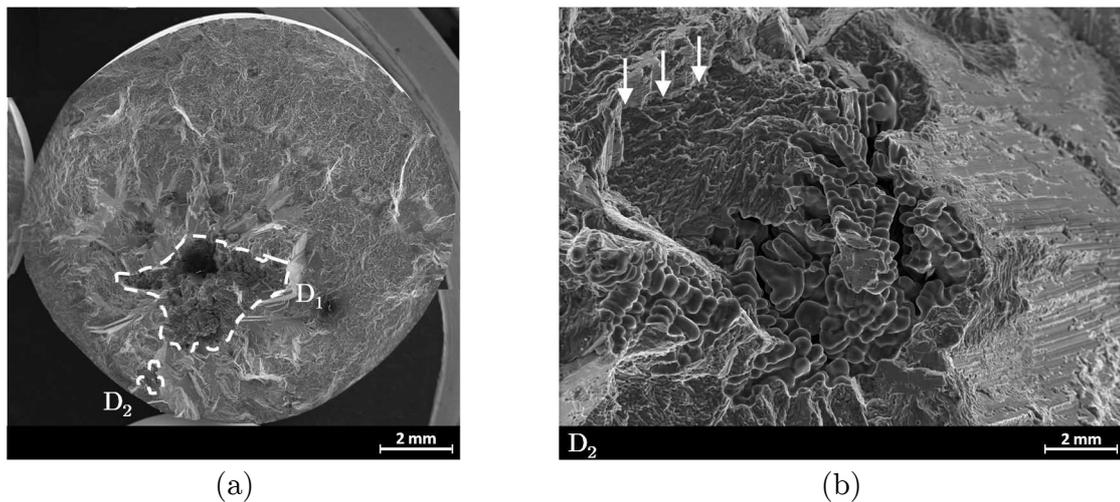


Figure 5.12 : (a) Faciès de rupture de l'éprouvette 31-3 qualifiée RC 1 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 65 \text{ MPa}$, $N = 2.89 \cdot 10^5$ cycles, (b) grossissement sur le défaut D_2 qui a amorcé une fissure en surface (les flèches indiquent une zone de propagation sous air)

La même analyse a été conduite pour l'éprouvette 28-2 (RC 1) afin d'isoler les défauts internes qui caractérisent la retassure de type cavité et éviter la présence de défauts de surface, le diamètre final de l'éprouvette a été réduit à 6.93 mm (Figure 5.13).

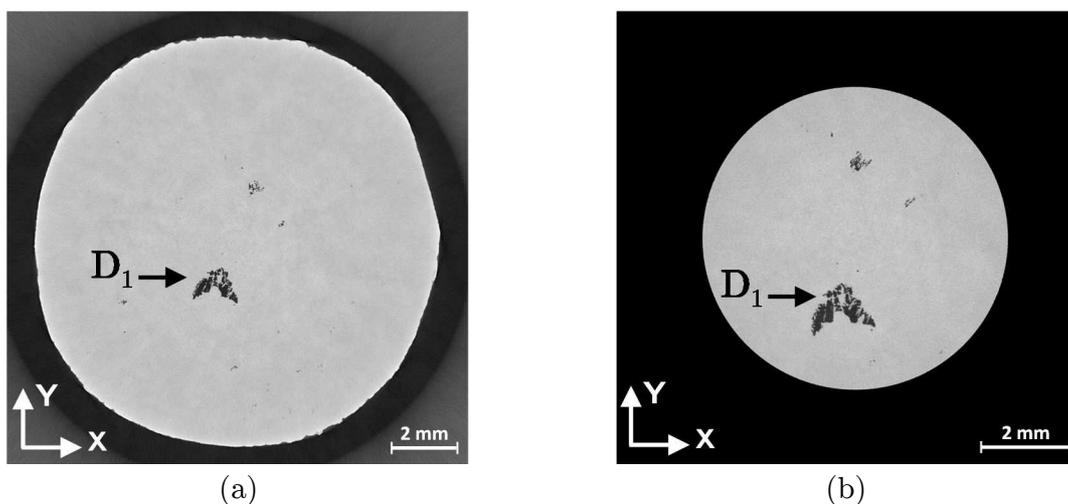


Figure 5.13 : (a) Image tomographique prise dans la section utile du brut de coulée de l'éprouvette 28-2 (RC 1) avant usinage, taille du voxel = $8 \mu\text{m}$, (b) définition d'un diamètre de la zone utile de l'éprouvette de 6.93 mm

Contrairement à l'éprouvette 31-3 (RC 1), la rupture de l'éprouvette 28-2 (RC 1) s'est produite à cause d'un film d'oxyde débouchant en surface, comme montré par le faciès de rupture de Figure 5.14. L'oxyde semble avoir généré aussi une microporosité (de taille égale à $113 \mu\text{m}$) qui a été identifiée en $\mu\text{-CT}$. Une reconstruction en 3D du pore lié à la présence d'un film d'oxyde est indiquée en vert dans la zone A de la Figure 5.15. Aucune fissure n'a été détectée sur le défaut D_1 après essai.

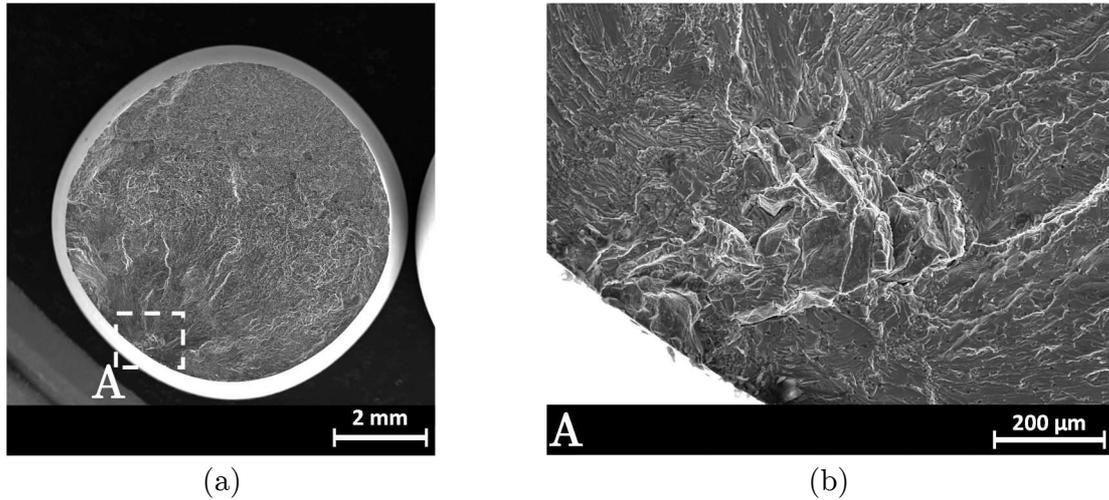


Figure 5.14 : Faciès de rupture de l'éprouvette 28-2 qualifiée RC 1 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 50 \text{ MPa}$, $N = 7.37 \cdot 10^5$ cycles, taille du défaut $AIRE^{1/2} = 403 \text{ } \mu\text{m}$, (b) grossissement de la zone A qui montre le défaut "type oxyde" à l'origine de l'amorçage

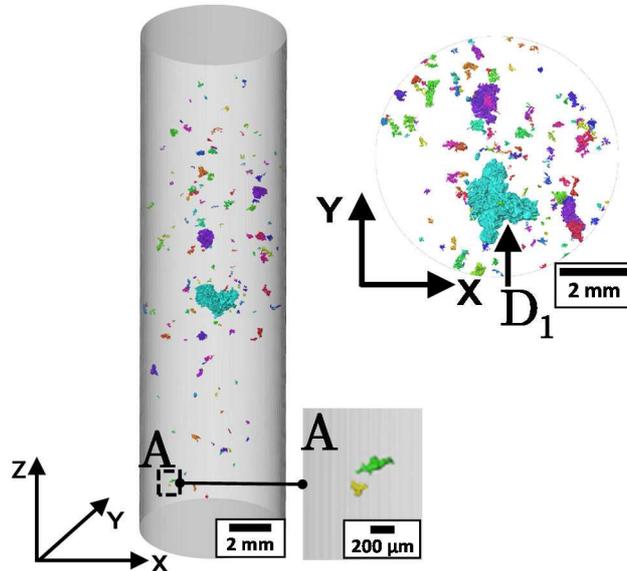


Figure 5.15 : Reconstruction 3D de la zone utile de l'éprouvette 28-2 (RC 1) à partir des images tomographiques, taille du voxel = $8 \text{ } \mu\text{m}$, dans la zone A il a été identifiée une microporosité engendrée par le film d'oxyde qui est à l'origine de la rupture (indiquée en vert)

Pour mieux comprendre l'effet de la position du défaut sur l'amorçage des fissures, un diagramme qui corrèle la taille de défaut avec sa position a été tracé pour les éprouvettes qui ont amorcé une fissure sur un défaut interne et qui ont été analysées en μ -CT (Figure 5.16). On peut constater que l'amorçage d'une fissure sous un environnement "type vide" (points verts) se produit sur des défauts qui se trouvent à une distance suffisamment élevée par rapport à la surface libre de l'éprouvette. Cependant cette condition semble être principalement favorisée par des défauts que n'interagissent pas avec la surface de l'éprouvette et de taille plus importante par rapport aux défauts critiques qui amorcent une fissure en surface. Néanmoins un nombre important de défauts suffisamment loin de la surface libre n'ont pas amorcé des fissures. L'amorçage et propagation d'une fissure sous air, se produit toujours sur un défaut très proche de la surface libre ou débouchant et cette

condition est prépondérante par rapport à une condition d'amorçage en interne. Le cas de l'éprouvette 28-2 (Figure 5.16b) explique bien cette condition. Même s'il y a des défauts internes de taille suffisamment élevée pour activer un mécanisme d'amorçage en interne, la sévérité du film d'oxyde débouchant en surface est d'ordre majeur.

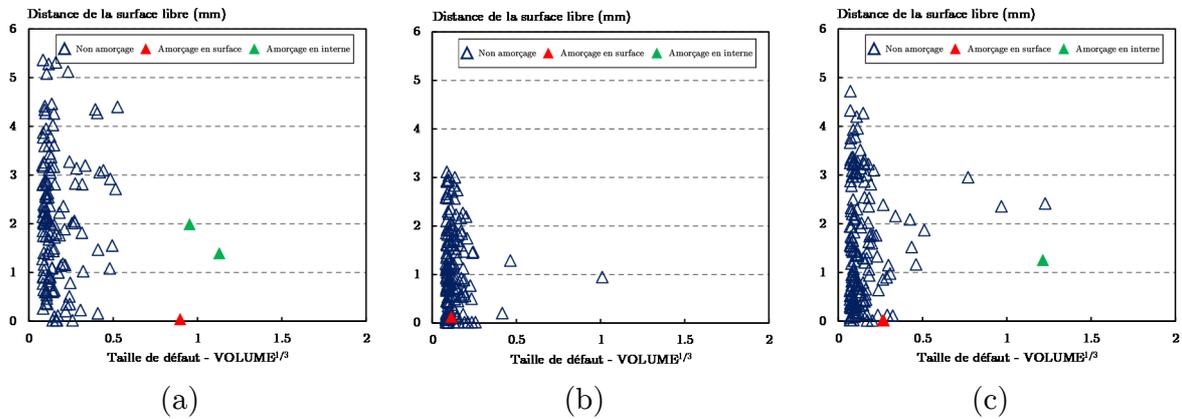


Figure 5.16 : Diagramme qui corrèle la taille de défaut avec sa position spatiale pour les éprouvettes (a) 31-3 (RC 1), (b) 28-2 (RC 1), (c) 30-4 (RC 2)

– Diagramme de type Kitagawa-Takahashi obtenu après analyse en μ -CT

Un diagramme de type Kitagawa-Takahashi a été tracé en ajoutant les résultats obtenus sur les défauts internes (Figure 5.17).

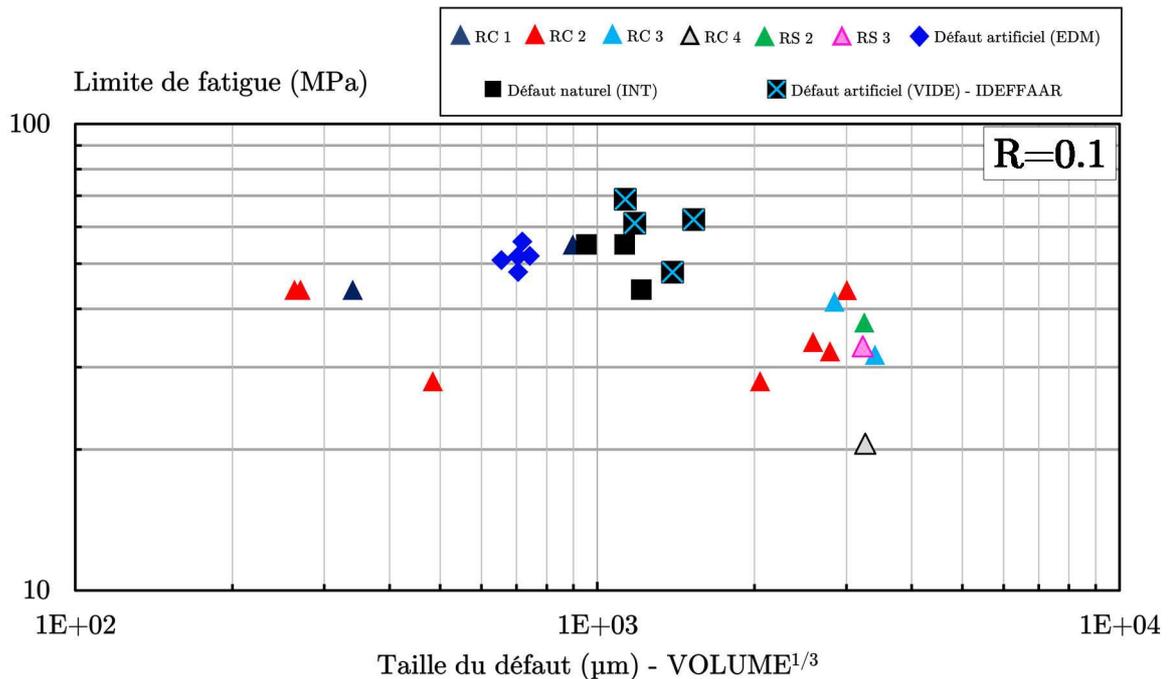


Figure 5.17 : Diagramme de Kitagawa-Takahashi qui montre l'influence de la taille de défaut (estimée en μ -CT) sur la limite de fatigue de l'alliage A357-T6, pour une condition d'amorçage en surface, en interne et sous vide, la limite de fatigue est exprimée en amplitude de contrainte

Les essais conduits sur les éprouvettes avec défaut artificiel sous vide ont été également inclus dans ce graphique en calculant la taille du défaut (presque-sphérique) comme $VOLUME^{1/3}$ d'une calotte sphérique. On peut constater que les points issus d'un amorçage en interne et ceux obtenus sous vide peuvent se regrouper dans la même zone du diagramme et ceci est indépendant du type de mesure utilisée pour estimer la taille de défaut. Par rapport aux diagrammes tracés en utilisant une mesure de la taille de défaut estimée sur le faciès de rupture, les données sont plus dispersées. Cependant l'effet d'un amorçage en interne (ou sous vide) est identifiable aussi sur ce diagramme.

Globalement l'analyse conduite en μ -CT a confirmé que la nocivité d'un défaut naturel est liée au type de défaut et surtout à sa position spatiale par rapport à la surface. Un défaut de surface a typiquement plus de probabilité d'amorcer une fissure de fatigue, cependant ceci n'empêche pas d'amorcer d'autres fissures sur des défauts internes et d'activer les deux mécanismes d'amorçage et propagation au même temps. Comme déjà discuté dans le Chapitre 4, la présence d'un oxyde en surface devient toujours critique en absence d'autres concentrateurs de contraintes et ces défauts ne sont pas détectables en μ -CT de laboratoire. Un défaut interne, même de taille supérieure à l'oxyde n'est pas suffisamment critique pour activer un mécanisme d'amorçage et propagation en interne.

5.4 Effet de la position d'un défaut naturel de type retassure cavité sur la distribution des champs mécaniques autour d'une retassure

L'analyse conduite dans les sections précédentes a montré que la position du défaut est un paramètre crucial qui peut influencer la limite de fatigue de l'alliage A357-T6. Pour mieux comprendre l'effet de la position du défaut sur la distribution des contraintes autour d'une retassure, des simulations numériques aux éléments finis ont été conduites. La géométrie du défaut a été reconstruite à partir des images acquises en μ -CT et l'évolution de différents paramètres a été analysée en fonction de la position du défaut par rapport à la surface libre. L'étude a été conduite sur un défaut qui a amorcé une fissure en surface et qui a été identifié comme défaut D_1 pour l'éprouvette 30-4 (Figure 5.18).

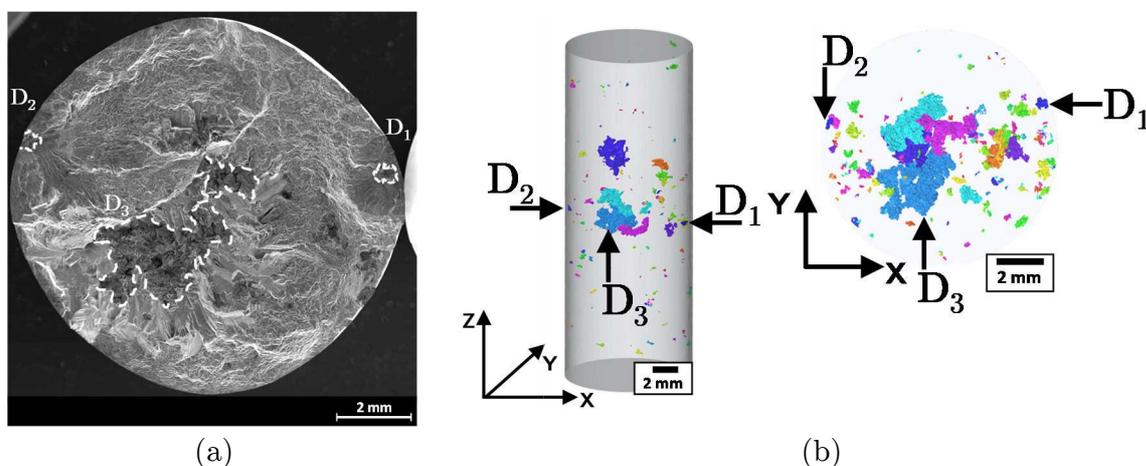


Figure 5.18 : (a) Faciès de rupture de l'éprouvette 30-4 qualifiée RC 2 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 60 \text{ MPa}$, $N = 4.53 \cdot 10^5$ cycles, qui montre un amorçage multiple, en surface sur les défauts D_1 ($AIRE^{1/2} = 448 \text{ } \mu\text{m}$) et D_2 ($AIRE^{1/2} = 410 \text{ } \mu\text{m}$) et un amorçage en interne sur le défaut D_3 ($AIRE^{1/2} = 2408 \text{ } \mu\text{m}$), (b) reconstruction 3D de la zone utile de l'éprouvette 30-4 (RC 2), à partir des images tomographiques, taille de voxel = $7 \text{ } \mu\text{m}$

Les conditions de simulation et de maillage sont les mêmes que celles utilisées pour l'analyse de l'effet de la morphologie dans le paragraphe 4.3.1. Pour rappel, la taille de l'élément sur la surface de la retassure est de $9 \text{ } \mu\text{m}$, les simulations ont été conduites pour 10 cycles de chargement avec une loi du matériau de type élasto-plastique avec un écrouissage de type cinématique non-linéaire. L'élément est de type tétraédrique avec une fonction d'interpolation quadratique (C3D10). Pour les conditions de maillage, de chargement et pour la loi du matériau utilisée, chaque simulation a une durée d'environ 150 heures en calcul parallèle (8 nœuds de calcul et 32 processeurs).

Le schéma du modèle utilisé pour les calculs aux éléments finis est montré en Figure 5.19. La position du défaut est calculée comme la distance minimale (d_{min}) entre le défaut et la surface libre de l'éprouvette (distance entre les points A et B). Pour les simulations numériques il a été choisi de simuler l'effet de la position pour 4 distances établies en fonction de la taille de la retassure. Dans le cas du défaut D_1 de l'éprouvette 30-4, la taille de défaut est de $248 \text{ } \mu\text{m}$ (exprimée en $VOLUME^{1/3}$), et le défaut se trouve à une distance

minimale d_{\min} d'environ 15 μm . Les simulations numériques ont été conduites pour la distance réelle du défaut (15 μm), pour une distance égale respectivement à la moitié de la taille du défaut (124 μm), à la taille du défaut (248 μm) et à deux fois la taille du défaut (496 μm).

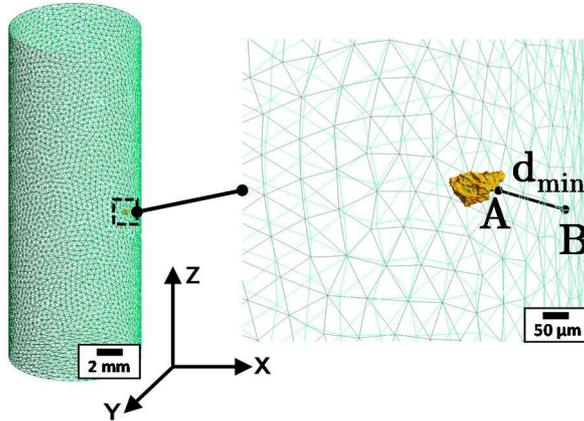


Figure 5.19 : Schéma du modèle utilisé pour étudier l'effet de la position du défaut sur la distribution des champs mécaniques

5.4.1 Evolution de l'état de contraintes / déformations en fonction de la position du défaut

La Figure 5.20a montre la distribution de la contrainte principale maximale autour du défaut D_1 pour différentes positions du pore par rapport à la surface libre. On peut remarquer que quand le défaut se trouve très proche de la surface (zone C en Figure 5.20a), il y a une interaction entre la distribution des contraintes propres à la tortuosité de la retassure et la surface de l'éprouvette. Cet effet se réduit avec l'augmentation de la distance minimale entre le défaut et la surface libre. Pour quantifier l'impact de la position du défaut sur la distribution des contraintes, il a été choisi d'utiliser un indicateur simple comme le facteur de concentrations des contraintes (avec effet de plasticité) K_t^{pl} évalué dans la zone la plus proche par rapport à la surface libre (d_{\min}). Une cartographie du facteur K_t^{pl} autour du défaut D_1 en fonction de la position est illustrée en Figure 5.20b. L'effet de la proximité du pore avec la surface libre est plus évident quand le défaut se trouve à sa distance minimale (15 μm environ), cet effet est moins visible avec l'augmentation de la distance. Pour mieux comprendre l'évolution des contraintes locales dans la zone la plus proche à la surface, un diagramme qui corrèle le facteur de concentration des contraintes plastique (K_t^{pl}) a été tracé en fonction de la position du défaut. Le paramètre K_t^{pl} a été calculé comme moyenne sur les valeurs extraites aux points d'intégration des éléments qui entourent un nœud critique (cf. paragraphe 4.3.1). Le diagramme de Figure 5.20b montre que la valeur du facteur K_t^{pl} décroît avec l'augmentation de la distance entre le défaut et la surface libre de l'éprouvette. Cet effet est plutôt évident pour une distance égale à 248 μm ce qui correspond à la taille du défaut même. La valeur du facteur K_t^{pl} se stabilise à partir de cette distance et reste constante pour une distance supérieure, égale à 496 μm qui correspond à deux fois la taille du défaut.

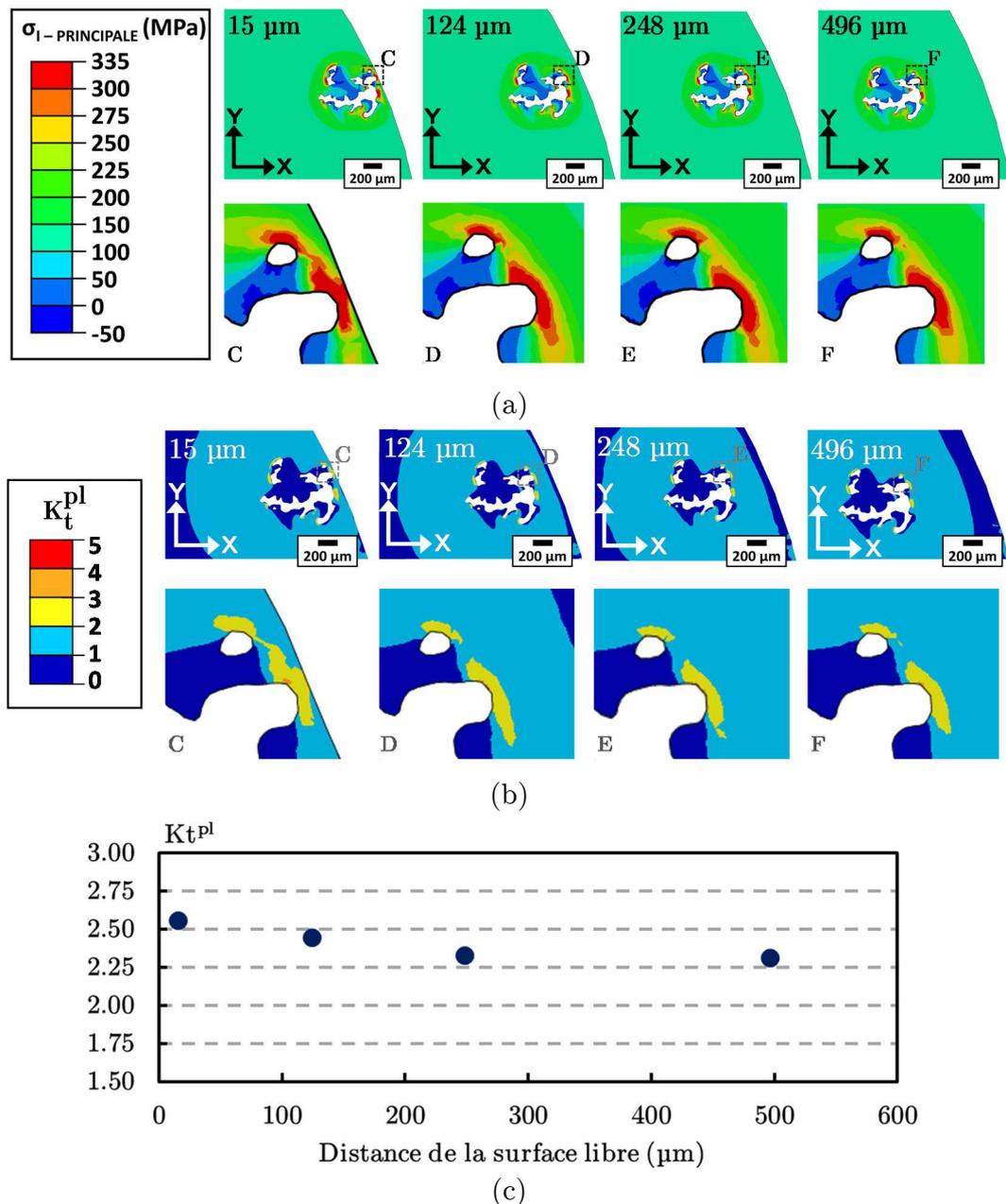
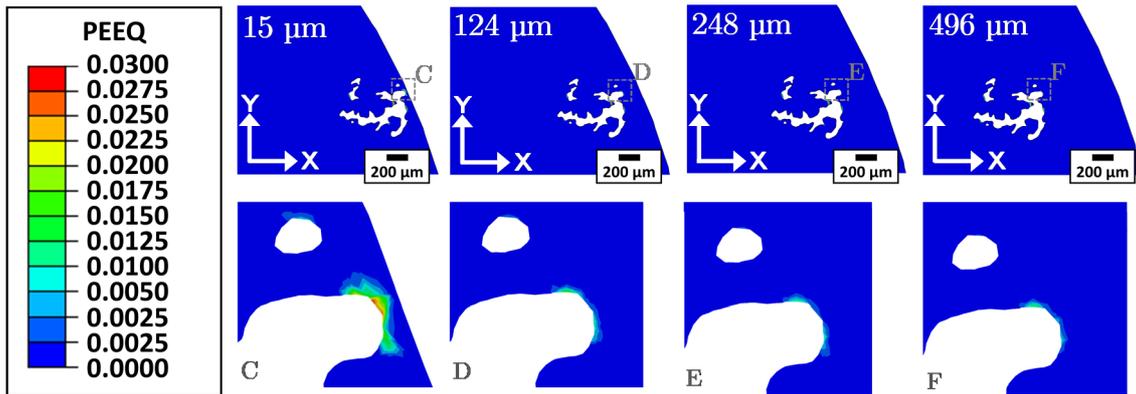


Figure 5.20 : (a) Distribution de la contrainte principale maximale autour de la retassure D_1 pour différentes positions du défaut par rapport à la surface libre (valeurs affichées à la valeur maximale du cycle 10 – $T = 10.25$ s), (b) distribution du facteur de concentration des contraintes K_t^{pl} autour de la retassure D_1 pour différentes positions du défaut par rapport à la surface libre (valeurs affichées à la valeur maximale du cycle 10 – $T = 10.25$ s) (c) évolution du facteur K_t^{pl} , calculé dans la zone la plus proche par rapport à surface libre, en fonction de la position du défaut

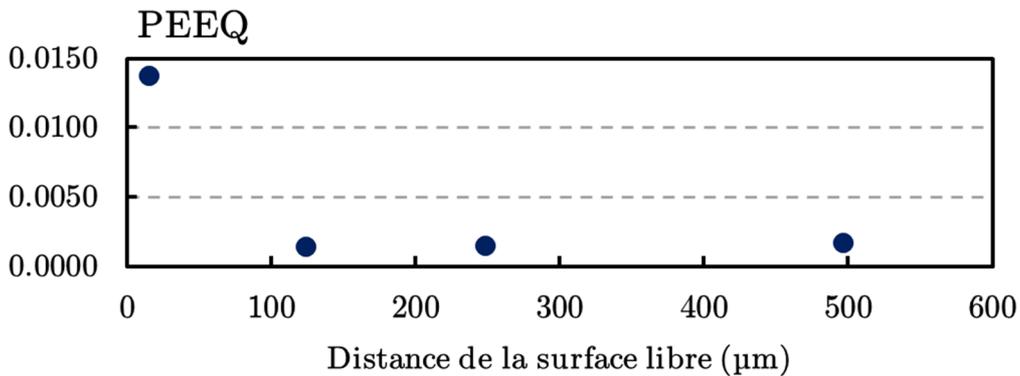
L'endommagement par fatigue, en présence d'une contrainte locale qui engendre une déformation plastique, peut se relier à la déformation plastique équivalente cumulée (PEEQ). Cette variable est définie selon l'équation (5.1).

$$PEEQ = \bar{\varepsilon}^{pl} \Big|_0 + \int_0^t \dot{\bar{\varepsilon}}^{pl} dt \quad (5.1)$$

Où $\bar{\varepsilon}^{pl} \Big|_0$ correspond à la déformation plastique initiale et $\dot{\bar{\varepsilon}}^{pl} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}^{pl} : \dot{\varepsilon}^{pl}}$ est défini comme la déformation plastique équivalente de von Mises.



(a)



(b)

Figure 5.21 : (a) Distribution la déformation plastique équivalente cumulée (PEEQ) autour du défaut D_1 pour différentes positions du pore par rapport à la surface libre (valeur affichées à la fin du dernier cycle de chargement (cycle 10 – T = 11 s), (b) évolution de la déformation plastique équivalente cumulée (PEEQ), calculée dans la zone la plus proche par rapport à surface libre, en fonction de la position du défaut

La Figure 5.21a montre la distribution de la déformation équivalente cumulée en fonction de la position du défaut. On peut constater que le cumul plastique est plus élevé quand le défaut est très proche de la surface libre (distance de 15 µm). Cet effet diminue drastiquement avec l'augmentation de la distance et reste presque constant. Ceci peut s'observer sur le diagramme de Figure 5.21b qui montre l'évolution de la déformation plastique équivalente cumulée en fonction de la position du défaut. Dans une condition de fatigue oligocyclique, il a été démontré à plusieurs reprises qu'un indicateur basé sur la

déformation plastique peut représenter correctement les zones critiques vis-à-vis d'un chargement de fatigue [Dezecot et al. 2017; Gao et al. 2004; Gall et al. 1999]. Cependant, dans le cas de cette étude, on est dans une condition de fatigue à grand nombre de cycles ce qui fait qu'au cours d'un essai il y a une accommodation des contraintes dans les zones les plus sollicitées, à fort taux de plasticité. Même si les conditions d'essai ne correspondent pas à une condition de fatigue oligocyclique, l'évolution de la déformation plastique cumulée est toutefois un indicateur d'une zone critique et ceci ne diffère pas par rapport aux constats faits en considérant le facteur K_t^{pl} .

Un autre paramètre qui est typiquement utilisé pour tester le domaine de validité d'un critère de fatigue, et qui intervient dans le calcul des grandeurs qui définissent la croissance de l'endommagement, est le taux de triaxialité T_x , qui est défini comme le rapport entre la contrainte hydrostatique et la contrainte équivalente de von Mises (cf. paragraphe 3.4.1).

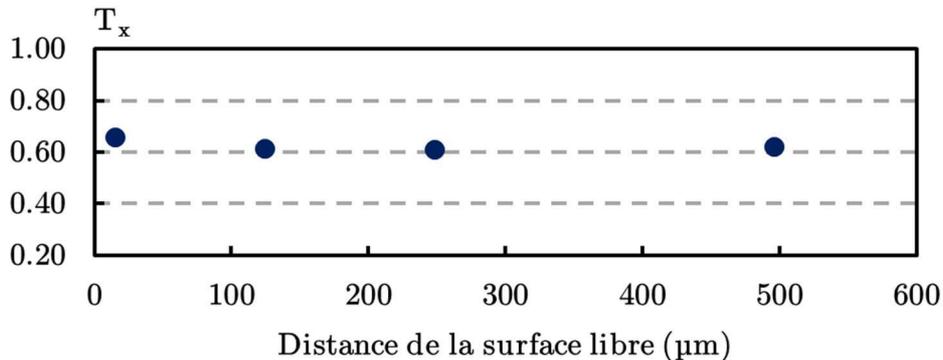
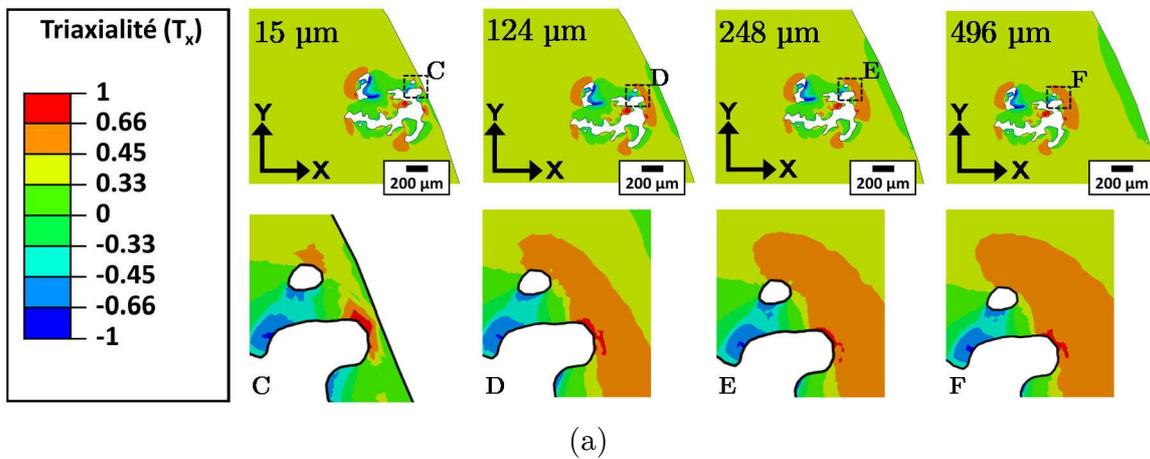


Figure 5.22 : (a) Distribution du coefficient de triaxialité (T_x) autour du défaut D_1 pour des différentes positions du défaut par rapport à la surface libre (valeurs affichées à la valeur maximale du cycle 10 – $T = 10.25$ s), (b) évolution du coefficient de triaxialité (T_x), calculé dans la zone la plus proche par rapport à surface libre, en fonction de la position du défaut

La distribution du taux de triaxialité T_x en fonction de la position du défaut est montré en Figure 5.22a. On peut constater que la distribution des contraintes révèle un état proche à la traction biaxiale (T_x de 0.66) dans la zone observée. Cet effet est très marqué dans les zones les plus tortueuses du défaut, mais l'évolution du T_x n'est pas influencée par la position du pore. Ceci peut se constater par l'évolution du coefficient T_x en fonction de la

position du défaut (Figure 5.22b) où la valeur du taux de triaxialité reste presque constante autour d'une valeur d'environ 0.6.

Un effet dû au coefficient de triaxialité ainsi que à la composante inélastique de la déformation a été constaté dans le travail de Dezecot et al. [Dezecot et al. 2017]. Dans ce travail les auteurs ont analysé l'endommagement de l'alliage A319 à chaud (250 °C) et dans une condition de fatigue oligocyclique. Un des résultats de ce travail a montré qu'autour des pores critiques, qui ont amené l'éprouvette à rupture, les valeurs de triaxialité ainsi que de la déformation plastique sont plus élevées, ce qui a engendré l'amorçage des microfissures de fatigue à ces endroits. Comme cité précédemment, il faut prendre en compte que l'effet de la déformation plastique équivalente cumulée peut avoir une influence moins importante dans une condition de fatigue à grand nombre de cycles.

Toutefois il est important de remarquer que les essais expérimentaux, dont les résultats ont été discutés dans les sections précédentes, ont montré que la durée de vie de l'alliage A357-T6 est pilotée principalement par la phase de propagation (environ 80% de la durée de vie sur une structure), ce qui fait que les premiers stades d'amorçage d'une fissure commencent très tôt surtout en présence de défauts. Les pores agissent comme concentrateurs de contraintes, et dans le cas d'un pore proche de la surface libre, les simulations numériques ont montré que le cumul de déformation plastique est très élevé dans la zone comprise entre le défaut et la surface de l'éprouvette. Cette condition semble être favorable, pour permettre à une fissure d'amorcer rapidement dans les premiers cycles de chargement. La phase de propagation peut ensuite être influencée par l'environnement extérieur ce qui peut provoquer une augmentation de la vitesse de propagation et un changement de mécanisme par rapport à un environnement inerte "type vide".

Les travaux de Serrano-Munoz [Serrano-Munoz 2014] ont aussi montré qu'en termes de K_t , il n'y a pas une différence considérable entre un défaut débouchant en surface ou en sous surface ce qui fait que la distribution des contraintes peut se considérer presque identique. La différence entre un défaut interne et de surface peut se relier à deux aspects. D'un point de vue purement mécanique, les simulations aux EF ont montré que la proximité d'un défaut avec la surface libre engendre une augmentation de la contrainte principale maximale et par conséquent du facteur de concentration des contraintes dans une zone très localisée. Cet effet est absent quand le défaut est suffisamment éloigné de la surface libre. Dans cette condition la distribution des champs mécaniques est liée seulement à la forme du défaut et au type de chargement. De façon générale il semble raisonnable de lier cette "distance critique" à la taille du défaut, étant donné qu'à partir d'une distance égale à la taille équivalente du défaut, les simulations aux EF ont montré que les champs mécaniques ne subissent pas l'influence de la surface libre.

Le deuxième effet est clairement lié à l'environnement extérieur. Si les champs mécaniques d'un défaut sont liés seulement à sa morphologie et sont suffisamment critiques pour engendrer l'amorçage d'une microfissure, la phase de propagation de la fissure suivra un mécanisme proche à la condition de vide. Un mécanisme différent s'active dans le cas d'un défaut de surface ou sous/surface qui, des premiers stades d'amorçage et propagation, subira l'effet d'un environnement extérieur plus agressif ce qui engendre un mécanisme de propagation différent.

5.4.2 Analyse en μ -CT de l'amorçage sur des défauts naturels surface / interne

Les simulations aux éléments finis conduites sur la géométrie d'un défaut naturel ont montré que l'évolution des champs mécaniques autour d'un pore ne dépend pas seulement de la morphologie du défaut, mais que sa position joue aussi un rôle important sur la distribution des contraintes. Les analyses conduites dans les sections précédentes ont ainsi montré qu'il peut exister un lien entre la position et la taille du défaut.

Dans cette section on s'intéresse à la définition d'un critère pour définir si un défaut peut se considérer comme un défaut interne ou de surface. Etant donné que les résultats expérimentaux et numériques ont montré qu'un défaut interne est moins critique par rapport à un défaut de surface, un critère de ce type peut intervenir en phase de CND comme outil de support dans la phase de définition de la criticité d'un défaut vis-à-vis des chargements mécaniques que la pièce doit subir pendant sa durée de vie en service.

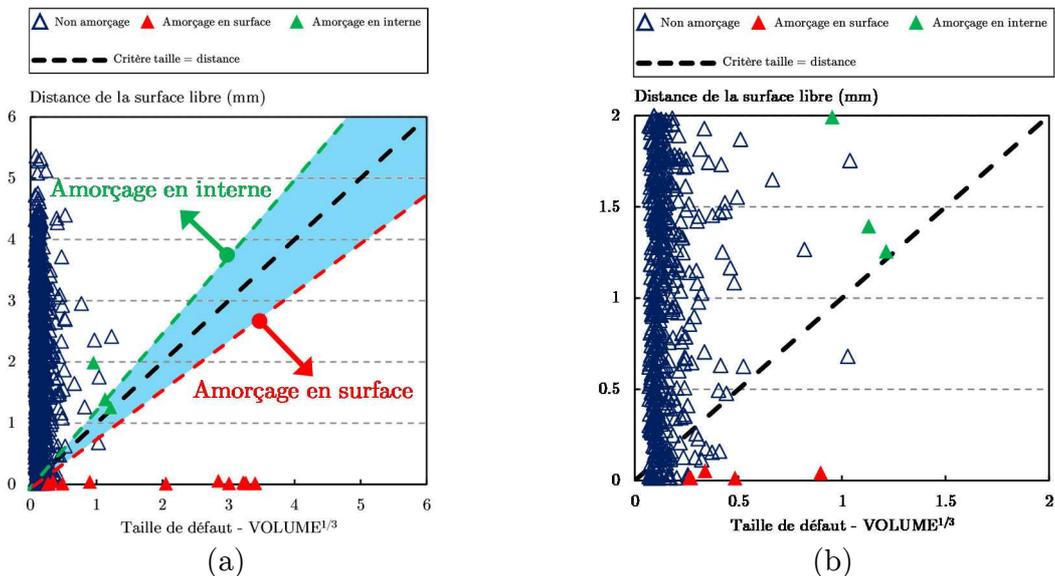


Figure 5.23 : (a) Diagramme qui montre la corrélation entre la taille de défaut (exprimée en $VOLUME^{1/3}$) et la distance minimale entre le défaut et la surface libre (les données sont obtenues après acquisition en μ -CT) (b) grossissement du diagramme pour une taille de défaut comprise entre 0 et 2 mm

A partir des analyses conduites en μ -CT il a été constaté que quand un défaut se trouve à une distance, par rapport à la surface libre, qui est égale à sa taille équivalente (exprimée comme $VOLUME^{1/3}$), l'effet dû à l'augmentation des contraintes locales causé par la proximité avec la surface n'apparaît pas. A partir de ce constat numérique et des résultats expérimentaux, un diagramme qui montre la corrélation entre la taille de défaut (exprimée comme $VOLUME^{1/3}$) et sa position a été tracé et il est montré en Figure 5.23a (cette analyse a été conduite à partir des résultats obtenus sur toutes les éprouvettes observées en μ -CT).

Les images tomographiques des éprouvettes analysées ont été segmentées pour séparer les défauts de la matrice d'aluminium (un seuillage a été effectué pour les défauts de taille inférieure à $50 \mu m$). Ensuite grâce à l'analyse post-mortem des faciès de rupture, les défauts critiques qui ont amené l'éprouvette à rupture ont été identifiés et classés en fonction du

type d’amorçage (en interne ou en surface). Un script de calcul a été développé sur MatLab pour segmenter chaque défaut et calculer pour chaque pile d’images la distance minimale entre le défaut et la surface libre de l’éprouvette, ce qui permet de construire les diagrammes montrés en Figure 5.23.

Les triangles bleus indiquent des défauts qui n’ont pas amorcé une fissure (ou pour lesquels aucune fissure n’a été identifiée en μ -CT), les triangles rouges indiquent les défauts qui ont amorcé une fissure en surface (faciès de rupture sous air) enfin les triangles verts indiquent les défauts qui ont amorcé une fissure sur un défaut interne (faciès de rupture cristallographique, type vide). Pour toutes les éprouvettes analysées il a été constaté que l’amorçage en surface s’est toujours produit sur des défauts débouchants ou qui se trouvent à une distance par rapport à la surface libre presque négligeable (considérablement inférieure à la taille du défaut). Par ailleurs, les défauts qui ont amorcé une fissure en interne, se trouvent tous à une distance égale ou supérieure à la taille du défaut. Ce résultat, même si obtenu pour un nombre d’éprouvettes insuffisant pour définir une tendance globale, confirme ce qui a été constaté avec les simulations aux éléments finis. Si on se focalise sur un intervalle de taille de défaut compris entre 0 et 2 mm (Figure 5.23b), que l’on peut considérer comme la zone de validité du diagramme de Kitagawa-Takahashi, on trouve que la séparation entre défaut interne et défaut de surface est plus significative. Cependant il n’a pas été possible d’isoler des défauts naturels à des distances spécifiques par rapport à la surface libre pour confirmer expérimentalement le domaine de validité de cette frontière entre défaut interne et défaut de surface.

Il est important de remarquer que cette analyse se base sur des considérations déterministes, et que l’existence d’une zone de transition (indiquée en bleu clair en Figure 5.23a) entre un amorçage en interne et un amorçage en surface est à tenir en compte. Cependant il n’y a pas de résultats expérimentaux qui permettent de vérifier ce scénario, étant donné qu’on ne peut pas piloter la position d’un défaut naturel.

Globalement cette analyse a montré qu’en première approximation, il semble correct de considérer un défaut comme interne quand il se trouve à une distance minimale par rapport à la surface qui est égale ou supérieure à sa taille. Ce résultat est important pour la définition de nocivité d’un défaut, notamment dans une phase de contrôle non destructif. La connaissance de la position d’un défaut naturel devient un enjeu d’importance capitale pour le contrôle d’une pièce et ceci pourrait permettre d’adapter les critères d’acceptation classiques, qui à l’état actuel ne prennent pas en compte une distinction entre un défaut interne et un défaut de surface et ils traitent ces défauts de la même façon.

5.4.3 Simplification de la morphologie d’un défaut naturel

Les simulations numériques conduites sur la géométrie réelle d’un défaut naturel en fonction de sa position par rapport à la surface libre ont montré que la position du défaut, est un paramètre qui peut influencer fortement la distribution des champs mécaniques autour d’une retassure. L’étude de cet effet a été conduite aussi pour deux géométries équivalentes à la géométrie du défaut naturel : une sphère et un ellipsoïde.

Comme déjà détaillé dans le paragraphe 4.3.2, les géométries équivalentes correspondent à une sphère avec le même volume que le défaut et à un ellipsoïde avec la même distribution d'inertie que la retassure. Les étapes de définition d'un ellipsoïde équivalent d'inertie sont détaillés dans l'annexe C.

Le diagramme de la Figure 5.24a montre l'évolution du facteur K_t^{pl} en fonction de la position du défaut pour les trois géométries proposées. On peut constater que l'évolution du facteur K_t^{pl} est la même pour les trois géométries, ceci démontre que l'effet de la position du défaut est indépendant de sa morphologie.

L'approximation locale faite par la sphère est plutôt grossière et l'écart absolu moyen sur le K_t^{pl} est de l'ordre de 17% (Figure 5.24b). L'écart est réduit en proximité de la surface de l'éprouvette (environ 12%), cette variation peut se relier à l'augmentation des contraintes locales en proximité de la surface, ce qui réduit les effets locaux de la morphologie étant donné que l'effet dû à la position semble être prépondérant par rapport à la forme du défaut. L'effet de la morphologie locale est plus marqué quand le paramètre K_t^{pl} n'est pas influencé par d'autres facteurs et ceci porte à une augmentation de l'écart entre la sphère et la retassure qui s'élève à environ 19% pour un défaut isolé (distance égale à 496 μm).

En ce qui concerne l'ellipsoïde équivalent d'inertie, l'écart absolu moyen est autour de 3%. Par rapport à une approximation avec une sphère équivalente (qui sous-estime toujours la valeur de K_t^{pl}), on constate que l'ellipsoïde, en proximité de la surface libre, surestime la valeur du K_t^{pl} et que cette tendance est inversée quand on se trouve à une distance égale à la taille de défaut. A cette distance le défaut est suffisamment loin de la surface et la distribution des contraintes est seulement liée à la morphologie du défaut qui globalement est mieux approximée avec un ellipsoïde équivalent d'inertie.

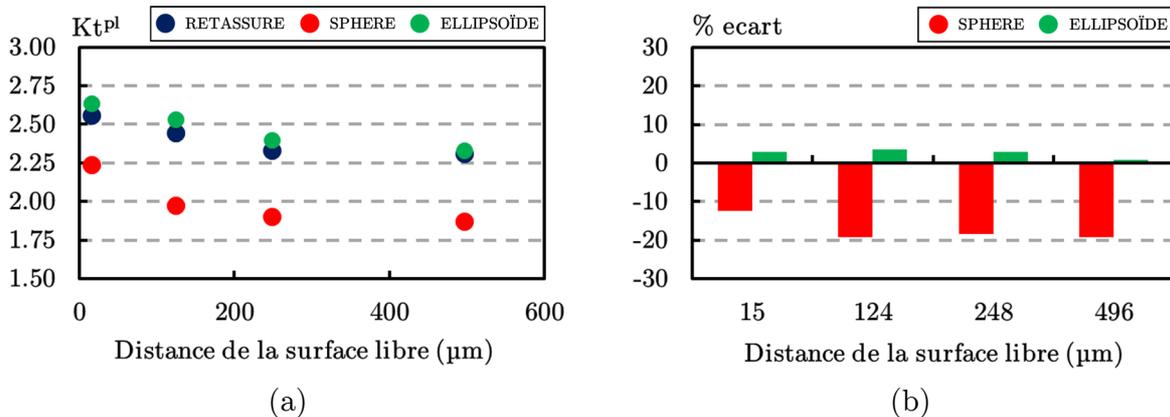


Figure 5.24 : Evolution du facteur K_t^{pl} en fonction de la position du défaut pour trois géométries du pore (morphologie réelle, sphère équivalente et ellipsoïde équivalent d'inertie), (b) écart sur l'estimation du paramètre K_t^{pl} avec les deux géométries équivalentes

5.4.4 Synthèse des résultats des simulations aux EF conduites sur la géométrie réelle d'un défaut naturel en fonction de la position

Une analyse en μ -CT a été conduite pour mieux comprendre l'effet de la position d'un défaut naturel sur la limite de fatigue de l'alliage A357-T6. Une analyse des champs mécaniques autour d'une retassure a été menée avec des simulations aux éléments finis réalisés sur la géométrie d'un défaut naturel (reconstruite à partir des images obtenues en μ -CT). Les résultats principaux peuvent se résumer comme il suit :

1. La distribution des contraintes autour d'une retassure varie en fonction de la position du défaut. La valeur du facteur de concentration des contraintes avec effet de plasticité (K_t^{pl}) est plus élevée en proximité de la surface libre et sa valeur décroît jusqu'à se stabiliser pour une distance minimale entre le pore et la surface libre égale à la taille de défaut.
2. Un indicateur des zones critiques autour d'un défaut est la déformation plastique cumulée équivalente (PEEQ), ce paramètre est très élevé en proximité de la surface libre et il est réduit drastiquement quand la distance minimale entre la surface du défaut et la surface libre de l'éprouvette augmente.
3. Le taux de triaxialité (T_x) n'est pas influencé par la position du défaut et reste presque constant (autour de 0.6) ce qui est un indicateur d'un état de contrainte plutôt biaxial dans les zones les plus tortueuse du défaut.
4. A la lumière des résultats expérimentaux et des simulations numériques, il semble pertinent, en première approximation, de définir que l'amorçage sur un défaut interne est favorisé (en absence de défauts de surface), si le défaut se trouve à une distance par rapport à la surface libre de l'éprouvette égale ou supérieure à sa taille.
5. La distribution des contraintes en fonction de la position du défaut suit la même tendance dans le cas d'un défaut naturel ou d'une géométrie simplifiée (sphère ou ellipsoïde équivalent), un ellipsoïde approxime mieux le K_t^{pl} local avec un écart moyen absolu d'environ 3%, la sphère donne toujours une sous-estimation du K_t^{pl} avec un écart moyen absolu d'environ 17%.
6. Globalement l'effet de la position du défaut peut se relier à deux aspects principaux :
 - a. Le premier est purement mécanique (contraintes plus élevées en proximité de la surface libre) et il est réduit pour une distance du défaut par rapport à la surface libre égale à sa taille.
 - b. Le deuxième est lié à l'environnement, un environnement inerte (type vide) ralenti la vitesse de propagation des fissures et modifie le mécanisme d'amorçage et propagation, par rapport à un amorçage sous air.

5.5 Synthèse du Chapitre 5

L'impact de la position d'un défaut naturel sur la limite de fatigue d'un alliage d'aluminium de fonderie A357-T6 a été analysé. Les essais ont confirmé que, dans une condition de fatigue à grand nombre de cycles, il est possible d'amorcer une fissure sur un défaut interne. La condition d'amorçage en interne est comparable à celle observable sous vide et active un mécanisme de propagation de type cristallographique qui est différent par rapport au mécanisme qui s'active lors d'un amorçage sur un défaut de surface (propagation sous air). Globalement, un régime d'amorçage et de propagation d'une fissure sur un défaut interne ou sous vide ralentit la vitesse de propagation de la fissure et donne une tenue en fatigue comparable à celle du matériau de référence (grade < 1).

Une analyse de l'impact de la taille de défaut sur la limite de fatigue a été conduite en traçant un diagramme de type Kitagawa-Takahashi, pour une condition d'amorçage en interne. Il n'a pas été constaté un effet marqué de la taille de défaut même si à partir d'une taille d'environ 1 mm la limite de fatigue montre une légère diminution. Cet effet est différent par rapport à une condition d'amorçage en surface où pour une taille de défaut comprise entre 300 μm et 2 mm on constate une variation plutôt marquée de la limite de fatigue. Deux critères de fatigue ont été testés pour modéliser l'évolution de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut dans une condition d'amorçage en interne ou sous vide : un critère basé sur la Mécanique de la Rupture en Élasticité Linéaire (LEFM) et un critère de type DSG. Dans le premier cas, l'adoption d'un seuil de propagation (défini sous vide) $\Delta K_{\text{eff}} = 3 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ est plutôt conservatif, une meilleure approximation est obtenue pour un ΔK_{th} de $4.4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ou supérieur, mais cette valeur n'as pas été obtenue expérimentalement et elle est utilisée à titre indicatif. En ce qui concerne le critère DSG on obtient une valeur de la taille critique de défaut de $945 \mu\text{m}$, le critère donne une bonne approximation de la faible réduction de la limite de fatigue à partir d'une taille de défaut supérieure à 1 mm. Cependant pour identifier les paramètres du critère il est nécessaire d'estimer une limite de fatigue dans le cas d'un défaut interne. Globalement la taille de défaut, ainsi que la morphologie, ne semblent pas influencer de manière prépondérante la limite fatigue de l'alliage A357-T6 dans une condition d'amorçage en interne ou sous vide.

Des simulations numériques aux éléments finis ont été conduites à partir de la géométrie d'un pore de type retassure cavité (reconstruite à partir des images acquises $\mu\text{-CT}$). L'évaluation des champs mécaniques a été faite en fonction de la position du défaut, la contrainte maximale principale et par conséquent le facteur K_t^{pl} augmente en proximité de la surface libre du défaut. Une réduction de ce paramètre est visible à partir d'une distance égale à la taille du pore, où l'effet de la proximité avec la surface libre de l'éprouvette disparaît et la concentration des contraintes est liée seulement à des effets de morphologie. L'effet de la position du défaut est visible aussi dans la distribution de la déformation plastique cumulée équivalente (PEEQ), cette variable est très élevée quand le défaut est très proche de la surface, mais décroît drastiquement avec l'augmentation de la distance minimale entre la surface du défaut et la surface libre de l'éprouvette. Le coefficient de triaxialité (T_x) n'est pas impacté par la position du défaut, dans la zone la plus proche à la surface libre le facteur T_x reste constant, autour de 0.6 ce qui indique une condition de traction biaxiale.

Globalement ce résultat montre qu'il subsiste un lien entre la position et la taille du défaut. L'influence due au voisinage du défaut avec la surface libre est réduite quand la distance minimale entre la surface du défaut et la surface libre de l'éprouvette est au moins égale à la taille équivalente du défaut.

Ce qui a été constaté grâce aux analyses conduites dans le Chapitre 5 porte à des considérations globales sur les résultats obtenus à l'échelle d'une structure. Dans le Chapitre 3, un critère de type DSG a été proposé pour modéliser la tenue en fatigue à grand nombre de cycles d'un composant en A357-T6 en présence de défauts naturels et artificiels. La distribution des champs mécaniques sur la pièce engendrée par le chargement appliqué, n'a pas permis de solliciter correctement les défauts naturels internes et aucune fissure n'a été amorcée sur ces pores. Cependant à la lumière des résultats obtenus dans le Chapitre 5 il semble raisonnable de traiter de manière différente un défaut interne et un défaut de surface dans le cas de l'analyse de la taille admissible de défaut sur une pièce. La condition d'amorçage et de propagation d'une fissure à partir d'un défaut interne est pilotée par un effet d'environnement, ce qui rend nécessaire de définir des propriétés du matériau différentes entre le maillage surfacique et le maillage interne de la pièce. Le critère qui établit si un défaut peut se considérer comme interne ou de surface (vérifié expérimentalement avec une analyse conduite en μ -CT) peut se prendre en compte aussi à l'échelle d'une structure, ce qui est le but final dans l'objectif de construire un lien entre une analyse CND classique (ressuage et radiographie aux rayons X) et une analyse spécifique des mécanismes d'amorçage et propagation conduite avec des moyens plus avancés comme la μ -CT.

Une approximation de la morphologie du pore a été proposée en utilisant une géométrie équivalente. L'évolution du facteur K_t^{pl} en fonction de la position du défaut est la même, entre le pore et les deux géométries équivalentes (une sphère et un ellipsoïde). Globalement l'ellipsoïde approxime mieux les contraintes locales dans la zone la plus proche à la surface libre et donne un écart moyen absolu d'environ 3%. La sphère donne une approximation plus grossière avec un écart moyen absolu de l'ordre de 17%. A l'échelle d'une structure, le critère DSG a été testé en supposant une forme sphérique du défaut. D'un point de vue strictement lié à la distribution des champs mécaniques locaux, une simplification de ce type comporte un écart non négligeable par rapport à une représentation avec un ellipsoïde équivalent. Cependant la définition d'une sphère équivalente ne nécessite pas la connaissance de l'orientation du défaut, ce qui est nécessaire pour un ellipsoïde équivalent d'inertie. L'approximation d'un défaut avec cette géométrie simplifiée est certainement plus précise localement. Néanmoins les essais expérimentaux conduits dans le Chapitre 4 sur éprouvettes avec défauts artificiels ont montré que un effet morphologique très localisé n'impacte pas la tenue en fatigue de l'alliage A357-T6, ce qui fait qu'une sphère équivalente à la retassure, en première approximation, peut donner un résultat suffisamment fiable pour définir la criticité d'un défaut au sein d'une structure complète. Toutefois, un niveau de précision plus élevé peut être atteint, mais cela nécessite de l'introduction d'autres paramètres propres à un défaut naturel ce qui incrémente la complexité du critère à utiliser.

Les résultats de cette étude ont permis de définir deux effets liés à la position du défaut qui influencent l'activation d'un mécanisme d'amorçage et de propagation en interne ou

en surface. Le premier effet est purement mécanique, les simulations numériques ont montré que la contrainte principale maximale, ainsi que le K_t^{pl} et la déformation plastique cumulée équivalente, sont influencées par la position du défaut. Si le défaut est proche de la surface libre ces grandeurs augmentent. Cependant, avec l'augmentation de la distance, cet effet est réduit et ceci (pour le facteur K_t^{pl}) est bien visible quand la distance est égale à la taille du pore. Le deuxième effet est lié à l'environnement, la concentration des contraintes autour d'un défaut interne est liée seulement à sa forme et au chargement appliqué, si le défaut est suffisamment critique pour amorcer une fissure, la phase de propagation sera influencée par l'environnement, qui dans le cas d'un défaut interne est moins nocif et proche d'une condition de vide.

Globalement les analyses conduites dans les Chapitres 4 et 5 ont montré que la criticité d'un défaut naturel est liée principalement à trois facteurs : la position du défaut, la taille du défaut et la morphologie / type du défaut. Les résultats obtenus sur éprouvettes avec défauts naturels et artificiels ont montré que l'effet de taille et morphologie peuvent s'intégrer dans le concept de grade de nocivité du défaut défini par la norme ASTM 2422-11 pour un contrôle aux rayons X. Les résultats des essais de fatigue obtenus sur les éprouvettes qui ont amorcé une fissure sur un défaut de surface permettent de donner, une fois que les conditions de chargement sur la pièce sont connues, une estimation sur la durée de vie du composant en fonction du type et grade de défaut identifié. Cependant la connaissance de la position d'un défaut naturel est un enjeu important en phase de contrôle non destructif d'une pièce. Un défaut interne (selon le critère établi par les analyses conduites dans cette étude) est remarquablement moins nocif par rapport à un défaut de surface, une analyse semble donc nécessaire pour déterminer la position du défaut. A l'état actuel le seul moyen qui permet d'établir avec précision la position spatiale d'un pore est la μ -CT, ce qui n'est pas un moyen conventionnel d'inspection à l'échelle d'un composant industriel. Une alternative à cette analyse est le couplage de plusieurs tirs radiographiques qui puissent permettre, en fonction de la position de la pièce, de repérer approximativement la position spatiale du défaut et permettre d'appliquer un critère de décision différent dans le cas d'un défaut suffisamment loin de la surface libre tel d'être considéré isolé et donc moins nocif vis-à-vis de la tenue en fatigue du composant.

Conclusion générale et perspectives

Conclusion générale

Les expériences et simulations conduites dans ces travaux portent sur la quantification de l'impact des paramètres qui caractérisent un défaut de fonderie, sur la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium moulé A357-T6 (AS7G06-T6). En particulier l'étude est focalisée sur trois paramètres : (i) la morphologie du défaut, (ii) la position du défaut, (iii) la taille du défaut. La revue bibliographique a montré que certains aspects liés à ces paramètres n'ont pas encore été pleinement compris. L'effet d'une surface brute de fonderie à l'échelle d'une éprouvette ainsi qu'à l'échelle d'une structure, reste aussi un point à clarifier. A cet effet, dans ce travail, des essais de fatigue ainsi que des simulations numériques ont été conduits à l'échelle des éprouvettes et à l'échelle d'une structure pour chercher de donner des éléments de réponse à ces questionnements ouverts.

L'effet de la morphologie ainsi que de la position du défaut a été quantifié pour six coulées spécifiques modifiées en phase de moulage pour introduire des défauts naturels de type retassure cavité et spongieuse pour un grade de nocivité variable entre 2 et 4 (grade défini par une inspection radiographique selon la norme ASTM E2422-11). L'effet de la morphologie locale d'un défaut naturel a été étudié en comparant les résultats obtenus pour les défauts naturels et sur des éprouvettes dégradées en surface avec un défaut artificiel de forme locale complexe, représentative de la porosité interdendritique. La morphologie réelle des défauts a été reconstruite par μ -CT et l'évolution des champs mécaniques autour d'une retassure a été étudiée par simulations aux éléments finis.

En parallèle, une étude complète de la tenue en fatigue à grand nombre de cycles a été menée à l'échelle d'une structure dégradée avec défauts naturels et artificiels. La durée de vie en fatigue a été modélisée avec un critère de fatigue de type DSG qui prend en compte le gradient de contrainte à deux échelles : (i) à l'échelle macroscopique de la structure, (ii) à l'échelle mésoscopique du défaut. L'effet d'un état de surface brut de fonderie a été évalué à l'échelle d'une structure ainsi que à l'échelle des éprouvettes.

Les conclusions principales de ces travaux peuvent se résumer comme il suit :

– **Effet de la morphologie du défaut**

1. D'un point de vue global, les résultats des essais de fatigue ne montrent pas de différences entre les deux familles de retassures analysées. La limite de fatigue estimée est la même entre les éprouvettes classées RC 2/3 et les éprouvettes classées RS 2/3 (environ 34 MPa en amplitude de contrainte). Un effet plus marqué a été constaté pour un grade de nocivité plus élevée (RC 4) qui correspond à une réduction d'environ 77% de la limite de fatigue de l'alliage.
2. Une modification très localisée (de taille comparable à la porosité interdendritique de l'alliage) de la morphologie d'un défaut sphérique, réalisée par EDM ou par usinage au FIB, n'engendre pas de variation de la limite de fatigue par rapport au défaut artificiel sphérique seul.

3. Les défauts avec un faible taux de sphéricité sont plus critiques vis-à-vis de la tenue en fatigue par rapport aux défauts de forme plus sphérique. Cependant cet effet est fortement influencé par la taille et la position du défaut. Le facteur K_t^{pl} est mieux approximé par un ellipsoïde équivalent (écart absolu moyen de 8%) par rapport à une sphère équivalente (écart absolu moyen de 11%).
4. Globalement l'effet de la morphologie du défaut, sur la limite de fatigue, semble être un paramètre secondaire, par rapport à la taille de défaut. Un critère de type DSG décrit bien l'évolution de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut.

– **Effet de la position du défaut**

1. Les résultats expérimentaux ont montré que la condition d'amorçage sur un défaut interne produit une phase de propagation sous un environnement inerte "type vide", caractérisée par un faciès de rupture à facettes de type cristallographique (indicateur d'un pseudo-stade I de propagation). Cette condition a été également constatée dans le cas d'un essai conduit sous vide. La limite de fatigue de l'alliage A357-T6, en présence de défauts internes naturels ou artificiels sphériques de rayon ≈ 1 mm (test conduit sous air) ou de surface (test conduit sous vide), est comparable à celle de l'alliage de référence (grade < 1) obtenue sous air. Cet effet est associé à un ralentissement de la vitesse de propagation de la fissure de fatigue causé par l'environnement inerte.
2. Les analyses aux éléments finis 3D conduites sur la géométrie réelle du pore (reconstruite à partir d'un scan en μ -CT) montrent qu'il y a un lien entre position et taille du défaut. Les grandeurs mécaniques (calculées dans la zone la plus proche à la surface libre de l'éprouvette), sont plus élevées quand le défaut se rapproche de la surface libre et décroissent quand cette distance augmente. Ces valeurs se stabilisent à partir d'une distance égale à la taille équivalente du défaut. Le paramètre K_t^{pl} , évalué en fonction de la position du défaut, est bien approximé par un ellipsoïde équivalent (écart absolu moyen de 3%) par rapport à une sphère équivalente qui sous-estime la valeur du K_t^{pl} (écart absolu moyen de 17%).
3. La position du défaut provoque deux effets différents :
 - a. Un effet purement mécanique, qui engendre un état de contrainte / déformation plus élevé en proximité de la surface libre de l'éprouvette. Cet effet est réduit quand la distance minimale entre la surface du défaut et la surface libre de l'éprouvette est égale à la taille équivalente de la retassure.
 - b. Un effet lié à l'environnement, l'amorçage sous un environnement inerte (type vide) ralenti la vitesse de propagation des fissures de fatigue et engendre un mécanisme d'amorçage et propagation différent par rapport à un amorçage sous un environnement plus agressif (air).
4. Les résultats des analyses expérimentales et numériques couplés à des observations conduites en μ -CT ont permis de définir un critère qui établit la frontière entre un défaut interne et un défaut de surface. Il semble raisonnable de considérer un défaut comme interne quand sa distance minimale par rapport à la surface libre est égale ou supérieure à sa taille équivalente.

– **Conclusions générales formulées à partir des résultats obtenus sur structure**

1. La phase de propagation d'une fissure de fatigue au sein d'une structure, pour l'alliage A357-T6 est prépondérante et correspond à environ 80% de la durée de vie totale (estimation faite en utilisant une inspection par ressuage pour une fissure de taille initiale $a_i = 1$ mm et une durée de vie totale de $7.46 \cdot 10^6$ cycles).
2. Un effet du gradient de contrainte à l'échelle macroscopique de la structure a été constaté. Si cet effet est pris en compte dans un critère de fatigue multiaxial les résultats expérimentaux sont approximés avec un écart absolu moyen de 15%, une approche locale (sans prise en compte du gradient de contrainte) donne un résultat très conservatif.
3. Si on suppose les contraintes résiduelles négligeables après T6, l'effet de l'état de surface brut de fonderie (après étape de sablage au corindon) ne semble pas affecter les résultats obtenus en modélisant la durée de vie avec un critère identifié sur éprouvettes qui présentent un état de surface tourné ($R_a = 0.67$ μm). Cet effet a été validé en conduisant des essais sur éprouvettes avec une surface brute de fonderie (après étape de sablage au corindon $R_a = 7.34$ μm). L'état de surface de l'éprouvette ne semble pas être un paramètre d'ordre un qui influence la limite de fatigue de l'alliage A357-T6. Cependant une surface brute de fonderie introduit dans les éprouvettes des films d'oxyde qui provoquent la présence de pores gazeux de taille remarquable (taille moyenne de 900 μm). Ceci engendre un effet plutôt nocif sur la limite de fatigue à $R = 0.1$ quantifiable dans un 30% d'abattement.
4. L'application d'un critère de fatigue de type DSG a été utilisé pour modéliser la durée de vie de la pièce en présence de défauts artificiels de surface et identifier la taille admissible de défaut en chaque point du modèle aux éléments finis du composant. Le critère qui prend en compte le gradient de contrainte à deux échelles (macroscopique de la structure et mésoscopique du défaut) donne une erreur de 30%, la prise en compte seulement du gradient de contrainte à l'échelle mésoscopique du défaut donne une erreur de 41%.

– **Lien entre inspection CND et résultats expérimentaux de laboratoire**

1. Un des objectifs de ce travail est celui de trouver un lien entre les méthodes d'inspection classiques (ressuage et inspection radiographique) utilisées en phase de CND d'une pièce industrielle et les résultats obtenus à l'échelle des éprouvettes de laboratoire. A cet effet les résultats des essais de fatigue et les analyses conduites en μ -CT ont permis d'obtenir des courbes d'abattement en fonction d'un grade de défaut spécifique. A la lumière des résultats expérimentaux, il semble raisonnable d'intégrer l'effet de la morphologie et de la taille de défaut, en première approximation, dans la définition de type et grade de défaut exprimée par la norme ASTM 2422-11. Etant donné que l'effet d'un défaut de surface est plus nocif par rapport à un défaut interne, les courbes S-N produites ainsi que le diagramme de Kitagawa-Takahashi, peuvent donner une indication sur la tenue en fatigue en fonction du type et du grade de défaut. Cependant les résultats expérimentaux et numériques ont montré que l'effet d'un défaut interne est différent et que l'on peut

définir un critère qui indique si un défaut peut se considérer comme interne ou de surface. Si on admet la validité de ce critère, il reste à définir un moyen pour identifier la position d'un défaut par rapport à la surface libre de la pièce. Une analyse en μ -CT est certainement un moyen qui permet de connaître avec précision la position spatiale d'un défaut. Cependant lorsque cette méthode d'inspection (non conventionnelle en CND) n'est pas disponible, la connaissance approximative de la position du défaut pourrait se faire en utilisant plusieurs tirs radiographiques (2D) croisés en fonction de la position de la pièce. Cette méthode pourra permettre, en utilisant des coefficients de sécurité adaptés, d'intégrer le critère qui établit si un défaut peut se considérer interne ou de surface dans une routine de calcul basée sur l'approche DSG. Ceci permettra, avec une simulation numérique, d'évaluer la criticité du défaut vis-à-vis de sa taille, sa position et du chargement appliqué sur la pièce. Un exemple de la chaîne d'analyse proposée est illustré en Figure VI.

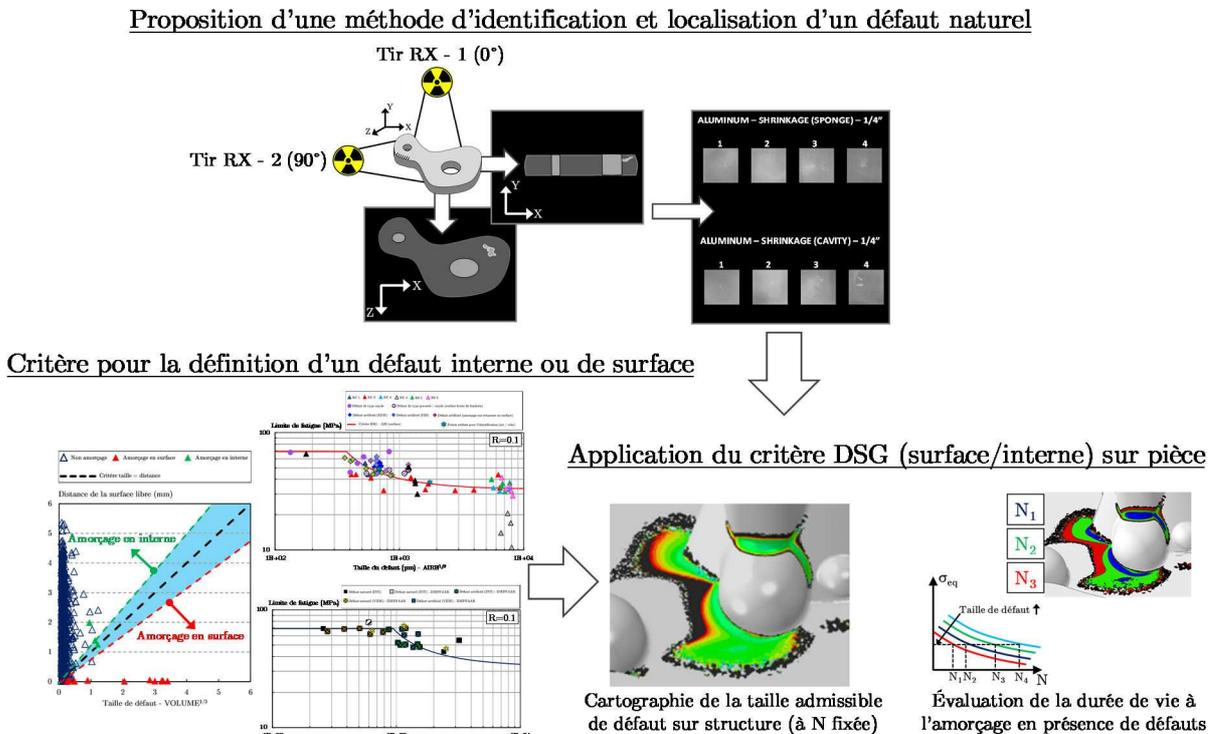


Figure VI : Schéma de la chaîne d'analyse proposée en phase de CND pour classer la nocivité d'un défaut de fonderie de type retassure

2. Les analyses conduites sur les éprouvettes prélevées à partir d'un carter de transmission n'ont pas permis de définir un lien entre l'indication donnée par le ressuage et les résultats expérimentaux. Cependant cette analyse a permis de définir que la détection de défauts non conformes en surface est un indicateur d'un certain degré de porosité qui s'entend aussi en profondeur dans la pièce.

Perspectives

En ce qui concerne les travaux futurs, plusieurs perspectives peuvent être proposées :

- Les effets induits par la morphologie ainsi que par la position d'un défaut naturel ont été étudiés. Néanmoins il serait intéressant de tester ces résultats sur une structure, en pilotant la présence des défauts internes et de surface à des endroits critiques vis-à-vis du chargement de la pièce en service et tester un modèle de type DSG défini sous air (défaut de surface) et sous vide (défaut interne). Les différentes propriétés seront à appliquer différemment sur un modèle aux éléments finis en considérant des propriétés sous vide pour le maillage interne et sous air pour le maillage en surface. Le modèle pourrait se valider en considérant sa formulation initiale, avec une sphère équivalente et une formulation qui approxime les défauts avec un ellipsoïde équivalent (la théorie de l'inclusion équivalente d'Eshelby permet d'obtenir le champ de contrainte/déformation pour un ellipsoïde quelconque). Ces paramètres pourraient s'intégrer dans le critère proposé dans le Chapitre 3 afin de prendre en compte au même temps les effets dus au gradient de contrainte (à l'échelle macroscopique et mésoscopique), à la morphologie et à la position d'un défaut de fonderie.
- Dans cette étude nous avons cherché à favoriser l'amorçage sur un défaut interne en pilotant le diamètre final de l'éprouvette pour placer le défaut à une distance spécifique de la surface libre. Plusieurs facteurs sont intervenus lors de l'application de cette méthodologie (notamment la présence de microretassures autour de la retassure principale) et n'ont pas permis de formuler des conclusions dans une condition de défaut naturel interne isolé. Cependant les essais de fatigue pourraient se poursuivre pour conforter expérimentalement la définition d'une frontière entre un défaut interne et un défaut de surface.
- Les essais de fatigue présentés dans ces travaux ont été conduits en traction positive ($R = 0.1$). Il serait intéressant, en perspective, d'élargir la campagne d'essais pour d'autres types de chargements, typiquement des essais de torsion et de traction biaxiale alternée, étant donné que dans le cas des essais sur structure, des conditions de biaxialité sont retrouvées en surface de la pièce. Un rapport de charge négatif ($R = -1$) permettrait d'évaluer aussi l'effet de la compression.
- Les démarches suivies dans ces travaux ont été basées sur des considérations déterministes. En élargissant la base de données du matériau en présence de défauts, une possible extension des critères proposés serait d'intégrer aussi des approches probabilistes, surtout dans l'application à une structure pour pouvoir donner en sortie une cartographie de la probabilité d'amorçage d'une fissure de fatigue en fonction de la taille, de la morphologie et de la position d'un défaut.
- Un autre aspect à approfondir concerne le lien entre les méthodes d'inspections traditionnelles utilisées dans un CND industriel et les essais de laboratoire. Comme proposé dans les Chapitres 2 et 4, un essai de flexion 4 points semble être un moyen plus efficace pour activer les défauts identifiés sur une surface inspectée par ressuage. Une analyse de ce type permettrait de classer le niveau de criticité d'un défaut par rapport à l'indication obtenue en CND et comparer ces résultats avec les courbes de fatigue obtenues sur éprouvette avec défauts naturels/artificiels.

Annexe A

Analyse fractographique des éprouvettes avec surface brute de fonderie

A.1 Analyse des surfaces de rupture

Dans cette annexe une analyse complémentaire a été conduite sur les surfaces de rupture des éprouvettes issues de la coulée saine de référence (grade < 1) avec une surface brute de fonderie (après étape de sablage au corindon). Comme décrit dans le Chapitre 2 (cf. paragraphe 2.3.3), la majorité des éprouvettes a amorcé une fissure de fatigue à partir d'un défaut de type pore gazeuse induit par la présence d'un film d'oxyde.

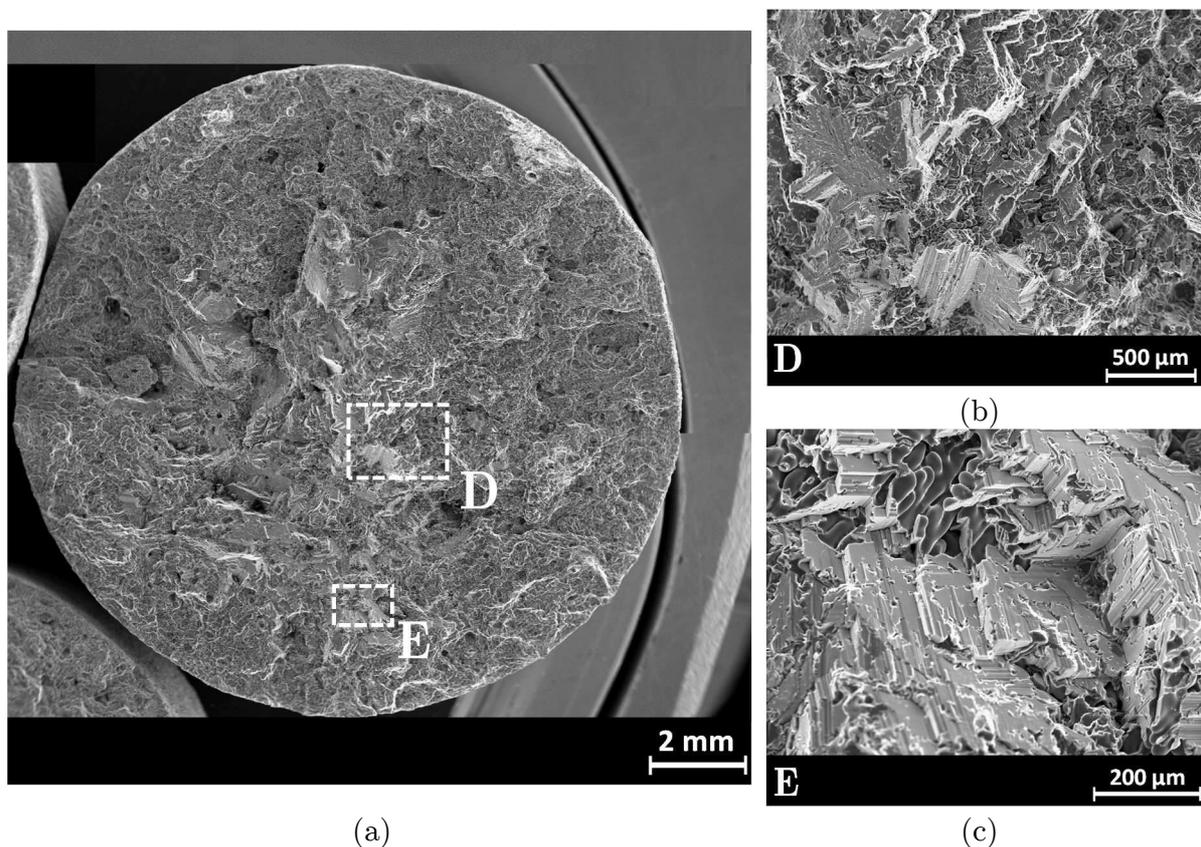


Figure A.1 : Faciès de rupture de l'éprouvette 58-1 saine de référence (grade < 1) avec état de surface brut de fonderie sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 60$ MPa, $N = 1.15 \cdot 10^6$ cycles, (b - c) grossissement des zones D et E qui montrent des facettes cristallographiques autour de microretassures

La Figure A.1 montre le faciès de rupture de l'éprouvette 58-1. Cette éprouvette présente des surfaces de rupture principalement à facettes, de type cristallographique, qui typiquement sont un indicateur d'un amorçage de fissure sur un défaut interne. Cette condition, a été également identifiée (très rarement) pour des éprouvettes avec surface

usinée du lot de matériau sain de référence (grade < 1) sans détecter aucun défaut sous-jacent à l'origine de l'amorçage.

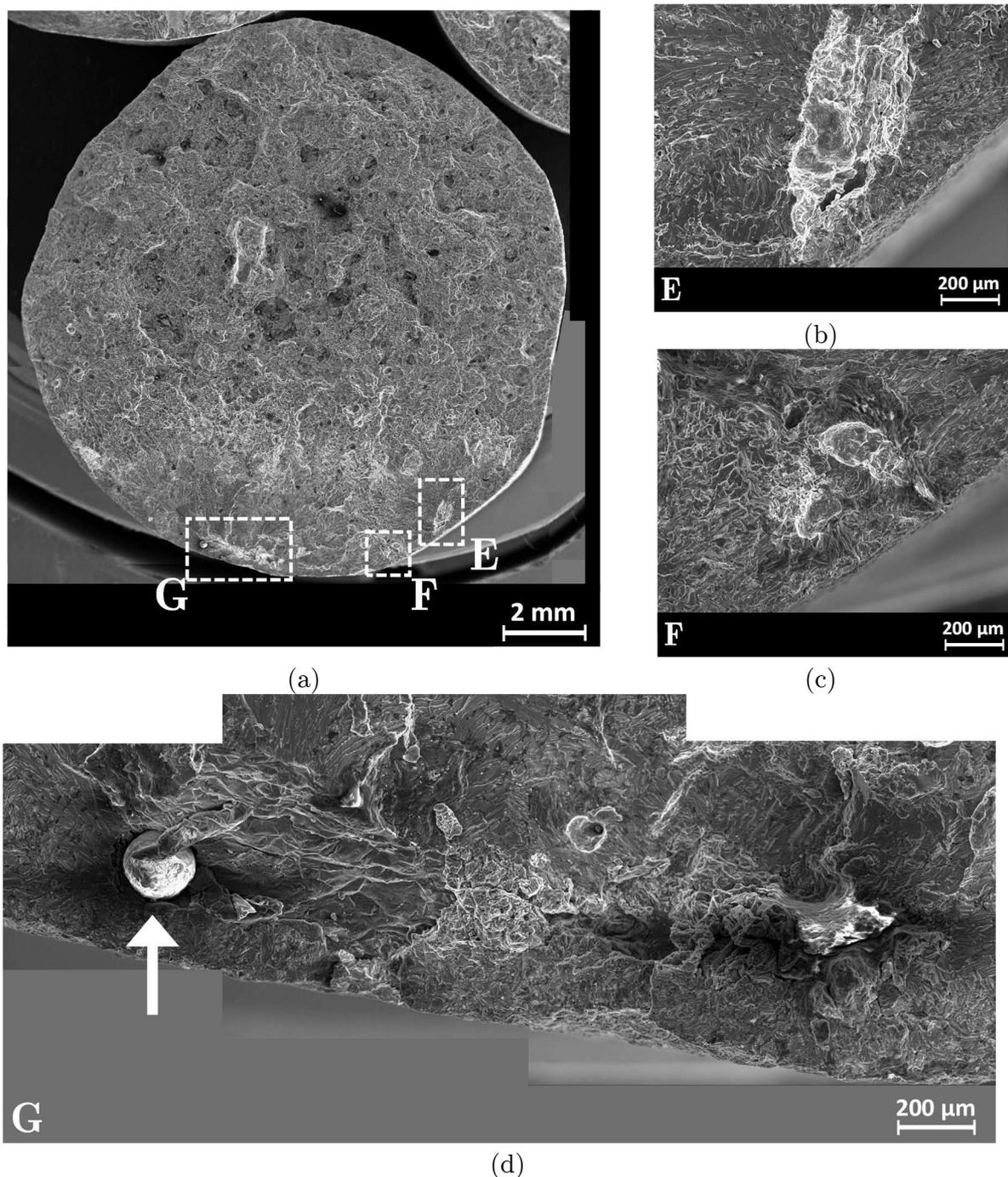


Figure A.2 : Faciès de rupture de l'éprouvette 58-2 saine de référence (grade < 1) avec état de surface brut de fonderie sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 60$ MPa, $N = 7.99 \cdot 10^5$ cycles, (b - c) grossissement des zones D et E qui montrent deux porosités de type gazeuse, contournées par un film d'oxyde, de taille égale à $AIRE^{1/2} = 644 \mu\text{m}$ et $AIRE^{1/2} = 475 \mu\text{m}$, (d) grossissement de la zone G qui montre un défaut type film d'oxyde et un défaut type inclusion sphérique

Dans le cas de l'éprouvette 58-1 de Figure A.1, les facettes de type cristallographiques entourent de la microporosité distribuée sur toute la section utile de l'éprouvette, comme

montré dans la Figure A.1b et Figure A.1c. Ce constat porte à proposer comme probable scénario, une condition de multi-amorçage interne à partir des microretassures.

Une condition similaire à celle déjà observée sur les éprouvettes analysées dans le paragraphe 2.3.3 a été identifiée sur l'éprouvette 58-2. Le faciès de rupture est montré en Figure A.2, dans ce cas la rupture de l'éprouvette a été causée par des défauts de surface proches à une porosité gazeuse induite par un oxyde, comme montré en Figure A.2b et en Figure A.2c. La fissure de fatigue a amorcé à partir de plusieurs défauts de surface, la zone G montre un film d'oxyde ainsi qu'une inclusion sphérique (indiquée par la flèche). Cette zone a été également analysée par imagerie MEB en électrons rétrodiffusés (Figure A.3). Un indicateur de la présence d'une couche d'oxyde autour de l'inclusion sphérique est donné par la différence de contraste (couleur plus sombre). La nature de l'inclusion n'a pas été analysée, cependant une inclusion sphérique similaire a été observé par Warmuzek [Warmuzek 2004] sur le faciès de rupture d'un alliage A390 (Figure A.3b). L'auteur a reporté que une inclusion de ce type est principalement composée par les éléments suivants : O, Al, Si, K, Ti et Fe.

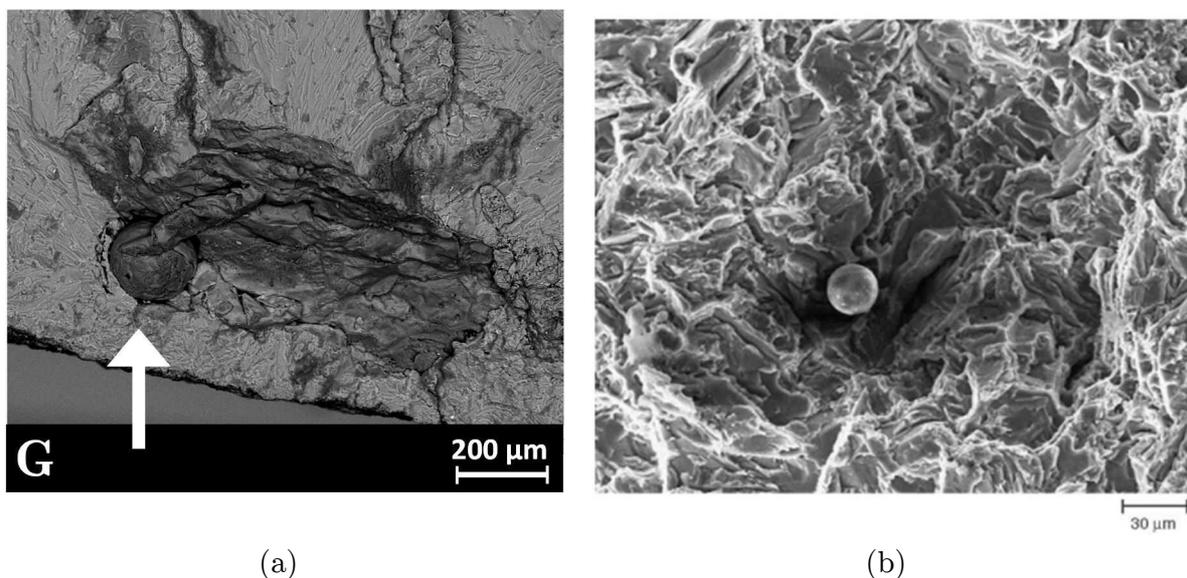


Figure A.3 : (a) Analyse de l'inclusion sphérique de la zone G de l'éprouvette 58-2 par imagerie MEB en électrons rétrodiffusés, (b) exemple d'inclusion sphérique contenant : O, Al, Si, K, Ti et Fe observée sur le faciès de rupture d'un alliage d'aluminium de fonderie [Warmuzek 2004]

Annexe B

Étapes de calcul conduites par la routine de post-traitement des données

B.1 Schéma de calcul de la routine de post-traitement des données UVARM

Dans cette annexe sont détaillées les étapes de calcul conduites par la routine de post-traitement des données UVARM utilisée pour le calcul de la taille de défaut admissible avec le critère DSG et qui permet d'afficher le résultat sous forme d'une cartographie.

Comme décrit dans le Chapitre 3 (cf. paragraphe 3.5) le calcul de l'état de contrainte / déformation est conduit à deux échelles dans le critère DSG, à l'échelle macroscopique du composant et à l'échelle mésoscopique du défaut. Pour rappel on résume de suite les relations qui caractérisent le critère DSG et qui ont été implémentées dans la routine de post-traitement.

$$\sigma_{eq}^{DSG} = \sigma_{eq}^{Pt,MAX} - a_{\nabla,def} \nabla \sigma_{eq}^{Pt} \quad (B.1)$$

$$\sigma_{eq}^{DSG} \leq \beta(N) \quad (B.2)$$

$$\nabla \sigma_{eq}^{Pt} = \frac{\sigma_{eq}^{Pt,MAX} - \sigma_{eq}^0}{taille} \quad (B.3)$$

$$taille = a_{\nabla,def} \frac{\sigma_{eq}^{Pt,MAX} - \sigma_{eq}^0}{\sigma_{eq}^{Pt,MAX} - \beta} \quad (B.4)$$

L'organigramme qui montre les étapes principales du calcul conduit par la routine UVARM est montré en Figure B.1. Etant donné que la prise en compte de l'effet du gradient de contrainte à l'échelle macroscopique du composant est faite directement dans le paramètre $a_{\nabla,def}$, les étapes de calcul conduites dans la routine UVARM sont les mêmes pour les deux modèles de Figure B.1.

La routine de post-traitement des données a été codée pour calculer comme contrainte équivalente la contrainte de Crossland qui est définie par l'équation (B.5).

$$\sigma_{Cr} = \sqrt{J_{2,a}} + \alpha_{Cr} \cdot J_{1,max} \quad (B.5)$$

L'amplitude du deuxième invariant du tenseur des contraintes peut s'écrire sous forme de double maximisation du tenseur des contraintes $\bar{\bar{S}}$ sur une période de temps T (équation (B.6)).

$$\sqrt{J_{2,a}} = \frac{1}{2\sqrt{2}} \max_{t_i \in T} \left\{ \max_{t_j \in T} \sqrt{(\bar{\bar{S}}(t_i) - \bar{\bar{S}}(t_j)) : (\bar{\bar{S}}(t_i) - \bar{\bar{S}}(t_j))} \right\} \quad (B.6)$$

Pour réduire le temps de calcul on considère que des chargements sinusoïdaux et proportionnels (Figure B.2).

Le tenseur des contraintes dans un point générique P et dans un repère géométrique peut s'écrire selon l'équation (B.7) :

$$\bar{\bar{\sigma}}_{r.g}^P = \begin{pmatrix} \sigma_{11}^P & \sigma_{12}^P & \sigma_{13}^P \\ \sigma_{21}^P & \sigma_{22}^P & \sigma_{23}^P \\ \sigma_{31}^P & \sigma_{32}^P & \sigma_{33}^P \end{pmatrix} (k_{moy}^P + k_{amp}^P \cdot \sin \omega t) \quad (B.7)$$

Où σ_{ij}^P est la composante du tenseur de contrainte dans un point générique P pour un chargement unitaire. k_{moy}^P et k_{amp}^P sont les amplificateurs de la contrainte moyenne et de l'amplitude de contrainte, ω est la fréquence angulaire et t est l'instant de temps considéré. Le tenseur des contraintes peut se simplifier en modifiant le repère et passant du repère géométrique au repère principal. Dans le repère principal il y a seulement trois composantes non nulles σ_{11}^{P*} , σ_{22}^{P*} , σ_{33}^{P*} . Pour un chargement avec une fréquence angulaire $\omega = 2\pi s^{-1}$ et une période de chargement $T = 1$ s chaque composante du tenseur déviatorique dans le repère principale atteint sa valeur maximale (ou minimale) pour un instant de temps $t = 0.25$ s (ou $\omega t = \pi/2$) et minimale (ou maximale) pour un instant de temps $t = 0.75$ s (ou $\omega t = 3\pi/2$). Si on considère ces simplifications l'équation (B.6) peut s'écrire (pour un chargement proportionnel) comme il suit :

$$\sqrt{J_{2,a}} = \frac{1}{2\sqrt{2}} \sqrt{\left(\bar{\bar{S}}^{P*} \left(\frac{T}{4} \right) - \bar{\bar{S}}^{P*} \left(\frac{3T}{4} \right) \right) : \left(\bar{\bar{S}}^{P*} \left(\frac{T}{4} \right) - \bar{\bar{S}}^{P*} \left(\frac{3T}{4} \right) \right)} \quad (B.8)$$

Le premier invariant du tenseur des contraintes dans le point P défini comme J_1^P peut s'écrire comme il suit :

$$J_1^P = \frac{\sigma_{11}^{P*} + \sigma_{22}^{P*} + \sigma_{33}^{P*}}{3} (k_{avg}^P + k_{amp}^P \cdot \sin \omega t) \quad (B.9)$$

L'invariant J_1^P varie aussi de façon périodique et atteint sa valeur maximale pour $t = 0.25$ s ou $t = 0.75$ s, la valeur de $J_{1,max}^P$ peut donc se calculer en comparant ces deux valeurs (équation (B.10))

$$J_{1,max}^P = \max\left(J_1^P\left(\frac{T}{4}\right), J_1^P\left(\frac{3T}{4}\right)\right) \quad (\text{B.10})$$

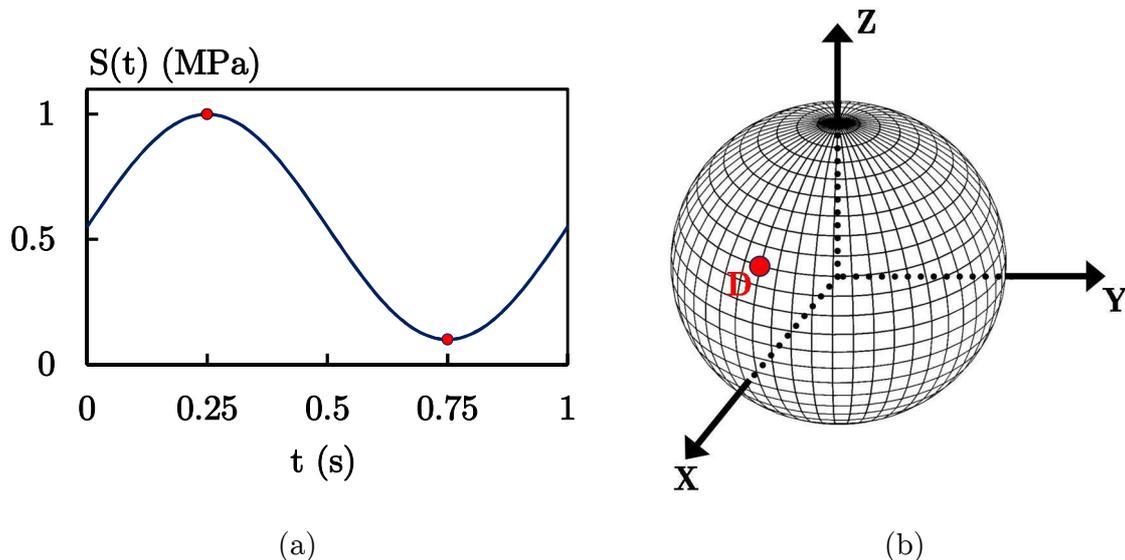


Figure B.2 : (a) Exemple d'un signal de chargement pour un rapport de charge $R = 0.1$, (b) discrétisation de la surface d'une sphère générique pour la recherche de la valeur maximale de la contrainte de Crossland

Le modèle DSG nécessite du calcul de la contrainte de Crossland à deux échelles, l'échelle macroscopique (loin du défaut) et à l'échelle mésoscopique du défaut. Ce calcul est implémenté dans une routine de post-traitement des données UVARM, dont les étapes de calcul sont synthétisées par le diagramme de flux de Figure B.3.

Un code couleur est utilisé pour définir les étapes conduites à l'échelle macroscopique (rouge) et à l'échelle mésoscopique (bleu), les composantes du tenseur de contrainte à l'échelle macroscopique sont représentées par le symbole Σ , à l'échelle mésoscopique par le symbole σ . Le calcul est conduit en chaque point P du composant, les étapes sont détaillées pour un point P générique du maillage aux éléments finis du modèle.

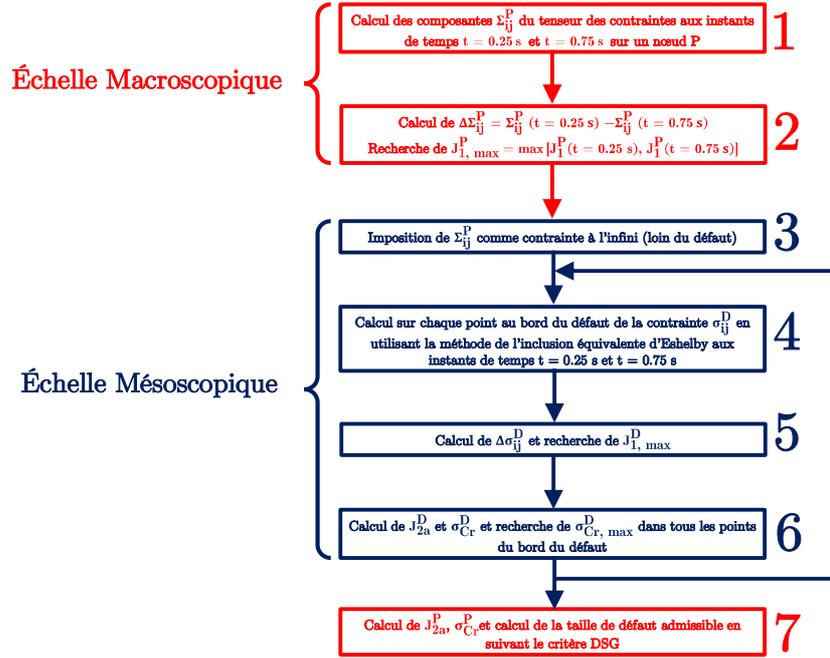


Figure B.3 : Diagramme de flux qui montre les étapes de calcul conduites dans la routine de post-traitement des données UVARM

Après avoir effectué le calcul statique aux éléments finis sur un cycle de chargement (Figure B.2a), dans l'étape 1 de l'UVARM, on récupère le tenseur des contraintes dans le point P et ses composantes sont définies comme Σ_{ij}^P . Dans l'étape 2 les composantes du tenseur de contraintes sont calculées pour l'instant de temps $t = 0.25$ s et $t = 0.75$ s (soit la valeur maximale et minimale du cycle) dans le point P. Le paramètre $\Delta\Sigma_{ij}^P$ est ensuite calculé comme la différence entre les composantes du tenseur Σ_{ij}^P calculé aux deux instants de temps. A la fin de l'étape 2 est possible de calculer la valeur de $J_{I, \max}^P$ à l'échelle macroscopique.

Le tenseur des contraintes macroscopique calculé dans le point générique P est utilisé comme chargement en entrée (loin du défaut) dans le modèle de l'inclusion équivalente d'Eshelby.

Dans l'étape 4 on utilise le modèle de l'inclusion équivalente d'Eshelby pour calculer la valeur locale de chaque composante du tenseur de contrainte sur un point générique D autour d'un défaut sphérique (Figure B.2b), définie comme σ_{ij}^D . La valeur des composantes est calculée pour les instants de temps $t = 0.25$ s et $t = 0.75$ s. Dans l'étape 5 on calcule le paramètre $\Delta\sigma_{ij}^D$. Il est défini comme la différence entre les composantes du tenseur de contrainte (à l'échelle du défaut) pour les instants $t = 0.25$ s et $t = 0.75$ s. Les données calculées permettent, à cette étape, de définir une valeur de $J_{I, \max}^D$ sur un point générique D de la surface du défaut sphérique. Dans l'étape 6 on calcule J_{2a}^D et σ_{Cr}^D . La valeur de σ_{Cr}^D est calculée avec une procédure itérative (répétition des étapes 4, 5 et 6) sur toute la surface du défaut sphérique jusqu'à l'identification de sa valeur maximale $\sigma_{Cr, \max}^D$. Dans l'étape finale on calcule J_{2a}^P et σ_{Cr}^P à l'échelle macroscopique. Enfin toutes les données sont disponibles pour calculer la taille de défaut admissible en chaque point P du modèle aux éléments finis (selon l'équation (B.4)).

Annexe C

Étapes de calcul suivies pour construire un ellipsoïde équivalent d'inertie

C.1 Définition d'un ellipsoïde équivalent d'inertie

Dans les Chapitres 4 et 5, la géométrie d'une retassure naturelle a été simplifiée avec deux géométries équivalentes : une sphère et un ellipsoïde d'inertie équivalente. Dans cette annexe sont détaillées les étapes suivies pour définir la géométrie d'un ellipsoïde avec la même inertie d'une retassure.

La première étape consiste dans le calcul de la matrice d'inertie complète de la retassure (après reconstruction 3D à partir des images acquises en μ -CT) définie comme $\bar{\bar{I}}_R$. Pour un système de n points de coordonnées (x_i, y_i, z_i) avec une masse m_i la matrice d'inertie peut se définir comme montré par l'équation (C.1).

$$\bar{\bar{I}}_R = \sum_{i=1}^N m_i \begin{bmatrix} y_i^2 + z_i^2 & -x_i \cdot y_i & -x_i \cdot z_i \\ -x_i \cdot y_i & x_i^2 + z_i^2 & -y_i \cdot z_i \\ -x_i \cdot z_i & -y_i \cdot z_i & x_i^2 + y_i^2 \end{bmatrix} \quad (\text{C.1})$$

Ce tenseur est une matrice réelle et symétrique, il est possible donc de définir un repère pour lequel la matrice est diagonale (équation (C.2)).

$$\bar{\bar{I}}_R = \begin{bmatrix} I_{R,1} & 0 & 0 \\ 0 & I_{R,2} & 0 \\ 0 & 0 & I_{R,3} \end{bmatrix} \quad (\text{C.2})$$

Les mêmes conditions peuvent se poser pour un ellipsoïde quelconque défini par l'équation (C.3)

$$\frac{x^2}{a^2} + \frac{y^2}{b^2} + \frac{z^2}{c^2} = 1 \quad (\text{C.3})$$

La matrice d'inertie diagonale pour l'ellipsoïde est montrée par l'équation (C.4).

$$\bar{\bar{I}}_E = \begin{bmatrix} \frac{m}{5}(b^2 + c^2) & 0 & 0 \\ 0 & \frac{m}{5}(a^2 + c^2) & 0 \\ 0 & 0 & \frac{m}{5}(a^2 + b^2) \end{bmatrix} \quad (\text{C.4})$$

Pour obtenir un ellipsoïde avec la même distribution d'inertie de la retassure on pose l'égalité entre les valeurs sur la diagonale des deux matrices di inertie (équation (C.5)).

$$\begin{aligned}I_1 &= \frac{m}{5}(b^2+c^2) \\I_2 &= \frac{m}{5}(a^2+c^2) \\I_3 &= \frac{m}{5}(a^2+b^2)\end{aligned}\tag{C.5}$$

Etant donné que l'équivalence est de nature géométrique, on pose la masse $m = 1$ pour la retassure et pour l'ellipsoïde. Pour calculer la valeur des trois semi-axes de l'ellipsoïde équivalent on pose la condition d'inégalité triangulaire (équation (C.6)).

$$\begin{aligned}I_1 + I_2 &\geq I_3 \\I_2 + I_3 &\geq I_1 \\I_3 + I_1 &\geq I_2\end{aligned}\tag{C.6}$$

Le centre de gravité de l'ellipsoïde est posé égale à celui de la retassure et par conséquent on considère les mêmes axes principaux d'inertie, pour avoir la même orientation dans l'espace.

Liste des Figures

I	Méthodes d'inspections utilisées pour qualifier les composants en aluminium moulé	2
1.1	Microstructure des alliages de la famille Al-Si, (a) alliage hypoeutectique, (b) alliage eutectique, (c) alliage hypereutectique [Warmuzek 2004]	8
1.2	Modification de la morphologie des particules de silicium sur un alliage de la famille Al-Si, (a) sans addition de strontium, (b) avec addition de strontium [Heiberg et al. 2001]	8
1.3	Micrographie de la microstructure d'un alliage de la famille Al-Si-Mg qui montre la phase intermétallique β et la phase intermétallique π (Chinese script-like) dans la phase eutectique, les phases sont apparues dans un alliage Al-7Si-0.4Mg-0.12Fe après mise en solution à 540°C (a) microscopie optique, (b) Microscopie Electronique à Balayage avec analyse dispersive en énergie (EDS) [Yao et al. 2012]	9
1.4	Durée de vie en fatigue à rupture pour un alliage A356-T6 modifié au Sr en fonction de la taille de défaut, (a) SDAS entre 20 μm – 25 μm , (b) SDAS entre 70 μm – 75 μm [Wang et al. 2001a]	12
1.5	(a) Evolution de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut (mesurée comme diamètre équivalent) [Redik et al. 2014], (b) morphologie 2D des pores dans un alliage AM60B, (c) pore de type retassure (formée par un gaz), (d) pore gazeux, (e-f) pores de type retassure [Li et al. 2016]	14
1.6	(a) Fissure de fatigue amorcée sur un oxyde de type "old" pour un alliage de type 319 obtenu par moulage par modèle perdu (PMP) [Wang et al. 2006], (b) morphologie d'un oxyde de type "young" observé pour un alliage de la famille Al-Si-Mg [Nyahumwa et al. 2001]	15
1.7	(a) Evolution du nombre de cycles à rupture en fonction de la SDAS (a) pour les alliages A356-T6 / A357-T6 en traction positive ($R = 0.1$), (b) pour l'alliage A357-T6 dans une configuration non modifiée et modifiée au Sr [Wang et al. 2001b]	17
1.8	(a) Evolution de la limite de fatigue en torsion en fonction de la SDAS, (b) évolution de la limite de fatigue en torsion ($R = 0$ et $R = -1$) en fonction de la SDAS et de la taille de défaut [Iben Houria et al. 2015]	18
1.9	Propagation d'une fissure courte sur une éprouvette en A357 rhéocoulée, (a) $N = 0$ cycles, taille = 0 μm , (b) $N = 3.89 \cdot 10^5$ cycles, taille = 30 μm , (c) $N = 4.45 \cdot 10^5$ cycles, taille = 175 μm , (d) $N = 7.74 \cdot 10^5$ cycles, taille = 387 μm [Brochu et al. 2010]	19
1.10	Courbes de Wöhler (schématisques) obtenues en (a) flexion plane ($R = 0.11$), (b) flexion rotative ($R = -1$), (S = sable, C = coquille, B = brut de coulée, Co = corindonné, U = usiné) d'après Stucky et al. [Stucky et al. 1996]	20
1.11	(a) Faciès de rupture typique d'une éprouvette en acier à haute résistance en régime de fatigue gigacyclique qui montre un amorçage interne sur une inclusion, (b) courbe S-N obtenue pour trois aciers à haute résistance (Cr-Si) qui montre la transition entre un amorçage en surface et un amorçage en sous-surface pour un régime de fatigue gigacyclique [Wang et al. 2002]	21
1.12	Illustration schématique des trois stades de propagation de fissure pour des matériaux mono ou polycristallins sous un régime de vide poussé, (a) chemin de fissure obtenu sous un régime de type stade I pour un alliage de Mg monocristallin composé par le 4.5% de Al et le 1.25% de Zn en poids (au pic de vieillissement) favorablement orienté pour un glissement sur les plans (111), (b) chemin de fissure obtenu sous un régime de type pseudo-stade I pour un polycristal du même matériau (au pic de vieillissement), (c) chemin de fissure obtenu sous un régime de type stade II pour le même matériau (dans un état survieilli) [Petit et al. 2010]	23

1.13	Illustration schématique du mécanisme proposé par Wei et al. [Wei et al. 1981] pour décrire la fissuration assistée par l'environnement obtenue sous hydrogène. La fragilisation est montrée par une réaction matrice-hydrogène-matrice avec la zone plastique	23
1.14	Illustration du modèle de propagation de fissure assisté par la vapeur d'eau (air à l'ambiante) comparé avec la propagation de fissure observée sous vide. La valeur critique de da/dN indique le point de transition entre les deux modèles de propagation de fissure assistée par l'environnement [Petit et al. 2006].....	25
1.15	(a) Influence de la température et de l'humidité, sur la vitesse de propagation d'un alliage 2024A T351 (b) modification de la morphologie des surfaces de rupture d'un alliage d'aluminium 2024A-T351 quand les conditions d'environnement changent de l'aire à l'ambiante à l'air sec à 223K [Richard et al. 2010]	26
1.16	(a) Surfaces de rupture d'une éprouvette en A357-T6 avec un défaut interne artificiel ($d_{eq} = 2$ mm) qui montre une propagation sous un environnement type vide, (b) schématisation des trois régions de propagation identifiées dans le cas d'un amorçage d'une fissure de fatigue en interne [Serrano-Munoz 2014]	27
1.17	(a) Surfaces de rupture d'une éprouvette en A357-T6 avec un défaut de surface artificiel ($d_{eq} = 2$ mm) testée sous vide, (b) schématisation des régions de propagation identifiées dans le cas d'un amorçage d'une fissure de fatigue sur un défaut de surface artificiel testé sous vide (e), un défaut de surface artificiel testé sous air (f), un défaut de surface naturel testé sous vide (g) [Serrano-Munoz 2014].....	28
1.18	Courbes S-N à $R = 0.1$ obtenues pour l'alliage A357-T6 pour des défauts internes et de surface sous deux environnements différents, vide et air [Serrano-Munoz 2014]	29
1.19	Configuration expérimentale de base pour effectuer une tomographie RX d'après Baruchel et al. [Baruchel et al. 2000]	32
1.20	Coefficient d'atténuation massique de l'aluminium ($Z = 13$) [Suplee 2009].....	33
1.21	Tomographe RX-SOLUTIONS de l'institut Pprime (ISAE -ENSMA – Poitiers)	34
1.22	Corrélation entre sphéricité et taille équivalente pour des défauts internes de type micro-retassure et porosité gazeuse identifiés par μ -CT pour un alliage A356 [Buffière et al. 2001] ...	38
1.23	(a) Repère utilisé pour faire varier l'angle d'orientation de la retassure dans les simulation EF, (b) évolution du facteur de concentration des contraintes (K_t) en fonction de l'orientation du pore [Nicoletto et al. 2012]	39
1.24	(a) Corrélation entre la durée de vie en fatigue expérimentale et le modèle paramétrique [Tijani et al. 2013b], (b) corrélation entre le facteur de concentration des contraintes (K_t) expérimental et le modèle paramétrique [Tijani et al. 2013a]	41
1.25	Evolution du facteur de concentration des contraintes/déformations K_g en fonction de la (a) forme du pore, (b) orientation du pore [Li et al. 2009].....	42
1.26	Suivi d'une fissure de fatigue avec un essai in situ au synchrotron, (a) phases de propagation de fissure pour un défaut de surface, (b) phases de propagation de fissure pour un défaut interne, (c) graphique de la propagation de fissure en fonction du nombre de cycles [Serrano-Munoz 2014]	43
1.27	(a) Reconstruction 3D d'un film d'oxyde par rayonnement au synchrotron ; (b) image obtenue par rayonnement au synchrotron d'un film d'oxyde [Serrano-Munoz 2014].....	44
1.28	Distribution des contraintes dans une éprouvette lisse soumise à un chargement de (a) traction, (b) de flexion [Weber 1999].....	53
1.29	Diagramme probabiliste de type Kitagawa-Takahashi pour l'alliage AlSi7Cu05Mg03-T7 qui montre l'effet du procédé de Compaction Isostatique à Chaud (CIC) [Pessard et al. 2013; Koutiri et al. 2013b]	57

2.1	(a) Configuration de la grappe de coulée des éprouvettes, (b) éprouvettes refroidies dans le moule.....	63
2.2	Brut de fonderie en A357	63
2.3	(a) plan de l'éprouvette de fatigue, (b) éprouvette de fatigue usinée.....	63
2.4	Images de référence de la norme ASTM E2422 $\frac{1}{4}$ de inch (a) retassures cavités, (b) retassures spongieuses [ASTM E2422-11 2011].....	65
2.5	Clichés radiographiques des bruts de fonderie dans la zone utile (a) saine (grade < 1), (b) retassure spongieuse grade 2, (c) retassure spongieuse grade 3, (d) retassure cavité grade 2, (e) retassure cavité grade 3, (f) retassure cavité grade 4	65
2.6	(a) Microstructure de l'alliage A357-T6 (surface polie miroir avec une suspension à base de silice colloïdale 0.04 μm), (b) schéma de calcul de la SDAS	66
2.7	Microstructure de l'alliage A357-T6 dans la zone utile, (a) saine (grade < 1), (b) retassure spongieuse grade 2, (c) retassure spongieuse grade 3, (d) retassure cavité grade 2, (e) retassure cavité grade 3, (f) retassure cavité grade 4.....	67
2.8	Distribution de la SDAS des différentes coulées	68
2.9	Evolution de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut et de la SDAS pour l'alliage A356-T6, (a) traction $R = 0$, (b) traction $R = -1$ (résultats obtenus sur éprouvettes lisses sans entaille) [Iben Houria et al. 2015]	68
2.10	Echantillons enrobés après attaque Barker pour la révélation de la structure granulaire, (a) saine (grade < 1), (b) retassure spongieuse grade 2, (c) retassure spongieuse grade 3, (d) retassure cavité grade 2, (e) retassure cavité grade 3, (f) retassure cavité grade 4.....	69
2.11	Structure granulaire du matériau sain de référence (grade < 1) observée en lumière polarisée	69
2.12	Schéma de calcul de la taille de grain avec la méthode du segment intercepte linéaire	70
2.13	Machine de fatigue à grand nombre de cycles : vibrophore Amsler 10 HFP 420.....	72
2.14	(a) Courbe de fréquence obtenue pendant un essai de fatigue au vibrophore, critère d'arrêt pour une chute de fréquence de 1 Hz, (b) faciès de rupture de l'éprouvette 24-4 saine de référence (grade < 1) après une chute de fréquence de 1 Hz, $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 75 \text{ MPa}$, $N = 5.35 \cdot 10^5$ cycles.....	73
2.15	Exemple d'application de la méthode par paliers (step by step method)	74
2.16	Schéma de calcul de la taille du défaut sur un faciès de rupture	74
2.17	Schéma de calcul de la surface d'un polygone quelconque de m sommets.....	75
2.18	(a) Contour d'un défaut de type retassure cavité tracé pour le calcul de la taille sur une surface de rupture, (b) intégration du ligament entre le contour du défaut et la surface libre, (c) points du contour du défaut utilisées pour calculer la taille, (d) interface graphique du script MatLab utilisée pour calculer la taille du défaut.....	76
2.19	Diagramme de Wöhler obtenu pour le matériau sain de référence (grade < 1) pour un rapport de charge $R = -1$ (fréquence de 106 Hz)	77
2.20	Diagramme de Wöhler obtenu pour le matériau sain de référence (grade <1) pour un rapport de charge $R = 0.1$ (fréquence de 106 Hz)	77
2.21	Diagramme de Haig obtenu pour l'alliage A357-T6 dans la configuration saine de référence (grade < 1).....	78
2.22	Fissure amorcée sur une micro-retassure (éprouvette A335 - référence IDEFFAAR) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 70 \text{ MPa}$, $N = 5.51 \cdot 10^5$ cycles, $\text{AIRE}^{1/2} = 178 \mu\text{m}$ [IDEFFAAR 2014]	78
2.23	Fissure amorcée sur une micro-retassure (éprouvette A330 - référence IDEFFAAR) sous chargement uniaxial à $R = -1$, $\sigma_{\text{amp}} = 130 \text{ MPa}$, $N = 5.17 \cdot 10^5$ cycles, $\text{AIRE}^{1/2} = 182 \mu\text{m}$ [IDEFFAAR 2014]	79

2.24 Fissure amorcée sur un film d'oxyde (éprouvette 24-1) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 80\text{MPa}$, $N = 3.16 \cdot 10^5$ cycles, $AIRE^{1/2} = 827 \mu\text{m}$	80
2.25 Fissure amorcée sur un défaut type oxyde (éprouvette 24-4) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 75\text{MPa}$, $N = 5.35 \cdot 10^5$ cycles, $AIRE^{1/2} = 133 \mu\text{m}$	80
2.26 Amorçage de type cristallographique dans la matrice aluminium (éprouvette 34-1) sous chargement uniaxial à $R = -1$, $\sigma_{amp} = 120\text{MPa}$, $N = 1.55 \cdot 10^6$ cycles.....	81
2.27 Amorçage de type cristallographique dans la matrice aluminium (éprouvette 25-1) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 70\text{MPa}$, $N = 1.79 \cdot 10^6$ cycles, $AIRE^{1/2} = 257 \mu\text{m}$	81
2.28 Fissures amorcés sur une BGP, (a) alliage A357 avec addition de Sr [Dezecot et al. 2015], (b) alliage de fonderie Al-7Si-Mg [Nyahumwa et al. 2001].....	82
2.29 Epreuve de fatigue avec un état de surface brut de fonderie (têtes M22 pas de 1 mm)	82
2.30 Diagramme de Wöhler obtenu pour le matériau sain de référence (grade < 1) pour un rapport de charge $R = 0.1$ avec deux états de surface, (points noir) usinée $R_a = 0.67 \mu\text{m}$, (points rouge) brut de fonderie $R_a = 7.34 \mu\text{m}$	83
2.31 (a) Faciès de rupture d'une éprouvette saine de référence (grade < 1) avec état de surface brut de fonderie (éprouvette 59-1) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 50 \text{MPa}$, $N = 1.47 \cdot 10^6$ cycles, (b) défaut type porosité induite par un oxyde, $AIRE^{1/2} = 1184 \mu\text{m}$, (c) défaut type oxyde, $AIRE^{1/2} = 544 \mu\text{m}$	83
2.32 (a) Faciès de rupture d'une éprouvette saine de référence (grade < 1) avec état de surface brut de fonderie (éprouvette 59-2) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 50 \text{MPa}$, $N = 1.75 \cdot 10^6$ cycles, (b) défaut type porosité induite par un oxyde, $AIRE^{1/2} = 1184 \mu\text{m}$, (c) défaut type oxyde, $AIRE^{1/2} = 1177 \mu\text{m}$	84
2.33 Porosités gazeuses identifiées sur le faciès de rupture d'un alliage d'aluminium de fonderie ADC12 [Wan et al. 2014].....	85
2.34 (a) Fissures amorcées sur une éprouvette saine de référence (grade < 1) avec état de surface brut de fonderie (éprouvette 51-1) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 70\text{MPa}$, $N = 6.29 \cdot 10^5$ cycles, (b) défaut type porosité gazeuse, $AIRE^{1/2} = 1184 \mu\text{m}$, (c) défaut type oxyde, $AIRE^{1/2} = 828 \mu\text{m}$	85
2.35 Diagramme de Kitagawa-Takahashi de l'alliage A357-T6 pour un rapport de charge $R = 0.1$ [Mu et al. 2014a].....	86
2.36 Diagramme de Wöhler obtenu pour le matériau sain de référence (grade < 1) pour un rapport de charge $R = 0.1$ avec deux états de surface, (points noir) usinée $R_a = 0.67 \mu\text{m}$, (points rouge) brut de fonderie $R_a = 7.34 \mu\text{m}$, (ligne pointillée bleu foncé) droite de Basquin estimée pour une taille de défaut de défaut moyenne de $900 \mu\text{m}$	87
2.37 (a) Zone 1 de prélèvement du carter de transmission, (b) image du contrôle par ressuage sous lumière UV qui révèle les porosités de type gazeuses non conformes dans la Zone 1 du carter.....	90
2.38 (a) Zone 2 de prélèvement du carter de transmission, (b) image du contrôle par ressuage sous lumière UV qui révèle les porosités de type gazeuses non conformes dans la Zone 2 du carter.....	90
2.39 (a) Plan de l'éprouvette plate à prélever sur la surface du carter de transmission, (b) éprouvette prélevée par électroérosion (face avec état brut de fabrication), (c) face arrière de l'éprouvette après polissage.....	91
2.40 Machine de fatigue à grand nombre de cycles : vibrophore Amsler 10 HFP 420 avec montage pour éprouvettes plates.....	91
2.41 Diagramme de Wöhler obtenu pour le matériau sain de référence (grade < 1) pour un rapport de charge $R = 0.1$ (état de surface usinée $R_a = 0.67 \mu\text{m}$ – fréquence de 106 Hz) et pour les	

prélèvements faits sur le carter de transmission de puissance (état de surface brut de fraisage $R_a = 0.45 \mu\text{m}$ – fréquence de 80 Hz).....	92
2.42 Microstructure de l’alliage A357-T6 dans la zone utile des éprouvettes plates prélevées sur le carter de transmission de puissance, (a) Zone 1, (b) Zone 2	92
2.43 (a) Image du contrôle par ressuage sous lumière UV qui révèle les porosités de type gazeuses non conformes dans la Zone 1 du carter et en particulier dans la zone de prélèvement de l’éprouvette Epr-1 (analyse conduite par un technicien niveau 3 de Safran TS), la flèche indique la zone approximative d’apparition de la fissure, (b) image du contrôle par ressuage sous lumière UV qui révèle les porosités de type gazeuses et une fissure (indiquée par la flèche) sur la surface avec un état brut de fraisage (ressuage réalisé à l’ENSMA)	93
2.44 Reconstruction 3D de la zone utile de l’éprouvette Epr-1 à partir des images tomographiques avec mise en évidence des fissure critiques, taille du voxel = $10 \mu\text{m}$	94
2.45 (a) Fût de l’éprouvette Epr-1 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 45 \text{ MPa}$, $N = 5.78 \cdot 10^6$ cycles qui montre une fissure de fatigue amorcée à partir d’un défaut de surface (zone A), (b) grossissement de la zone A qui montre le défaut critique, (c) fissure secondaire apparue sur la surface polie de l’éprouvette (image obtenue en microscopie optique).....	94
2.46 Faciès de rupture de l’éprouvette Epr-1 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 45 \text{ MPa}$, $N = 5.78 \cdot 10^6$ cycles (a) fissure amorcée sur le défaut 1 $\text{AIRE}^{1/2} = 353 \mu\text{m}$, (b) grossissement de la zone E sur le défaut 1 (c) fissure amorcée sur le défaut 2, $\text{AIRE}^{1/2} = 532 \mu\text{m}$, (d) grossissement de la zone F sur le défaut 2, les flèches indiquent la face avec une surface avec état brut de fabrication.....	96
2.47 Diagramme de Kitagawa-Takahashi de l’alliage A357-T6 pour un rapport de charge $R = 0.1$ (amorçage en surface) [Mu et al. 2014a], la ligne rouge indique la limite de fatigue moyenne identifié pour les éprouvettes plates issues d’un carter de transmission Safran TS	97
2.48 Evolution de la limite de fatigue en torsion en fonction de la SDAS [Iben Houria et al. 2015]	98
2.49 Simulation du critère DSG pour un cas de traction positive ($R = 0$) pour deux valeurs de SDAS [Iben Houria et al. 2015].....	100
3.1 (a) Composant utilisé pour la campagne expérimentale, (b) image tomographique d’un composant qualifié comme conforme issu de la coulée saine, (c) image tomographique d’un composant qualifié comme non conforme issu de la coulée dégradée	105
3.2 (a) Banc d’essai utilisé pour produire les essais de fatigue sur les composants, (b) capteur de déplacement LVDT, (c) système de vissage utilisé pour bloquer la pièce sur le banc de fatigue	106
3.3 (a) Montage utilisé pour appliquer le chargement sur les couvercles en A357-T6, (b) système de vissage utilisé pour fixer l’arbre au couvercle	107
3.4 (a) Diagramme de l’amplitude de déformation au cours de l’essai obtenu dans le point d’application du chargement avec le capteur LVDT (la zone C indique la fin de l’essai), (b) fissure critique débouchant sur un coin du composant qui génère une variation brusque de l’amplitude de déplacement (zone C).....	107
3.5 (a) Site d’amorçage macroscopique identifié par ressuage, (b) fissures de fatigue observées pendant une inspection par ressuage au cours d’un essai de fatigue (environ 80% de la durée de vie).....	108
3.6 Résultats des essais de fatigue conduits sur les composants, chaque couleur indique un chargement, chaque symbole indique un composant différent, le site d’amorçage macroscopique est le même pour tous les composants (zone A en Figure 3.5a)	108

3.7	Microstructure de l'alliage A357-T6 dans la zone d'amorçage macroscopique A (observation en microscopie optique d'une coupe polie avec une suspension à la silice colloïdale 0.04 μm), (a) coulée saine, (b) coulée dégradée	109
3.8	Surfaces de rupture d'un composant de la coulée saine dans la zone A d'amorçage macroscopique ($F_{\text{max}} = 6\text{kN}$, $N_i = 1.5 \cdot 10^6$ cycles, $N_f = 7.46 \cdot 10^5$ cycles).....	111
3.9	Surfaces de rupture d'un composant de la coulée dégradée dans la zone A d'amorçage macroscopique ($F_{\text{max}} = 8\text{kN}$, $N_i = 3.7 \cdot 10^4$ cycles, $N_f = 1.98 \cdot 10^5$ cycles).....	111
3.10	Modèle aux éléments finis du composant	114
3.11	(a) Amplitude de déplacement au point d'application du chargement, (b) écart absolu sur l'amplitude déplacement	114
3.12	Positionnement des jauges et des rosettes de déformation sur le couvercle en A357-T6.....	115
3.13	(a) Repère utilisé pour calculer les déformations dans le plan pour les rosettes de déformation (b) écart entre la valeur de déformation captée par les jauges et rosettes de déformations et la valeur obtenue par voie numérique (écart calculé sur la déformation équivalente de von Mises)	116
3.14	Ecart sur les composantes de déformation dans le plan, (a) rosette de déformation R1, (b) rosette de déformation R2.....	116
3.15	Courbes de propagation obtenues sur éprouvettes CT pour l'alliage A357-T6 [IDEFFAAR 2014]	118
3.16	(a) Diagramme de Wöhler du matériau sain de référence (grade <1) obtenu sur éprouvettes lisses pour $R = -1$ et $R = 0.1$ et pour éprouvettes entaillées $R = 0.1$, (b) géométrie de l'éprouvette entaillée	119
3.17	Evolution de la contrainte équivalente de Crossland dans la zone A d'amorçage macroscopique : calcul du gradient de contrainte à l'échelle macroscopique du composant .	120
3.18	Evolution de la contrainte équivalente de Crossland en fonction du nombre de cycles à l'amorçage	121
3.19	Simulation du diagramme de Wöhler en utilisant le critère de Crossland avec (ligne en pointillée) ou sans (ligne continue) prendre en compte l'effet du gradient de contrainte macroscopique à l'échelle du composant	121
3.20	Analyse de l'erreur, (a) approche avec prise en compte du gradient de contrainte macroscopique à l'échelle du composant, (b) approche locale	122
3.21	(a) Organigramme de l'outil de post-traitement des données utilisé pour appliquer le critère DSG, (b) organigramme de l'outil de post-traitement des données utilisé pour appliquer le critère DSG avec prise en compte du gradient macroscopique.....	126
3.22	(a) Diagramme de l'évolution de la contrainte de Crossland maximale en fonction de la taille de défaut calculé avec le critère DSG en traction uniaxiale et pour $R = 0.1$ (b) domaine de validité du critère DSG choisi pour les simulations numériques	128
3.23	(a) Réalisation d'un défaut artificiel en utilisant une machine à électroérosion par enfonçage, (b) exemples de défauts artificiels sur la surface d'une pièce	128
3.24	Cas d'étude A – validation du critère DSG à l'échelle d'un composant contenant 3 défauts artificiels de surface (usinés par électroérosion), (a) inspection en surface par ressuage qui montre l'amorçage d'une fissure de fatigue dans la zone A, (b) rupture du composant dans la zone A, (c) résultats de la simulation du critère DSG sans prise en compte du gradient de contrainte à l'échelle du composant (cartographie de la taille critique de défaut), (d) résultats de la simulation du critère DSG avec prise en compte du gradient de contrainte à l'échelle du composant (cartographie de la taille critique de défaut)	130

3.25 (a) Evolution de la contrainte équivalente de Crossland dans une direction normale au plan tangent en correspondance des défauts artificiels du composant A, (b) cartographie du coefficient de triaxialité T_x	131
3.26 Cas d'étude B – validation du critère DSG à l'échelle d'un composant, contenant 8 défauts artificiels de surface (usinés par électroérosion), (a) inspection en surface par ressuage qui montre l'amorçage d'une fissure de fatigue sur le défaut 8, (b) rupture du composant dans la zone A, (c) résultats de la simulation du critère DSG sans prise en compte du gradient de contrainte à l'échelle du composant (cartographie de la taille critique de défaut), (d) résultats de la simulation du critère DSG avec prise en compte du gradient de contrainte à l'échelle du composant (cartographie de la taille critique de défaut)	132
3.27 (a) Evolution de la contrainte équivalente de Crossland dans une direction normale au plan tangent en correspondance des défauts artificiels du composant B, (b) cartographie du coefficient de triaxialité T_x	133
3.28 (a) Surfaces de rupture du composant B dans la zone d'amorçage du défaut 8 ($F_{max} = 6kN$, $N_i = 1.5 \cdot 10^5$ cycles, $N_f = 10^6$ cycles), (b) grossissement du défaut 8, (c) distribution de la contrainte principale maximale, (d) direction de la contrainte principale maximale.....	134
3.29 Cas d'étude C – validation du critère DSG à l'échelle d'un composant, contenant 6 défauts artificiels de surface (usinés par électroérosion), (a) inspection en surface par ressuage qui montre l'amorçage d'une fissure de fatigue dans la zone A, (b) inspection en surface par ressuage qui montre l'amorçage d'une fissure de fatigue sur le défaut 6, (c) inspection en surface par ressuage qui montre l'amorçage d'une fissure de fatigue sur le défaut 4, (d) rupture du composant dans la zone A, (e) résultats de la simulation du critère DSG sans prise en compte du gradient de contrainte à l'échelle du composant (cartographie de la taille critique de défaut), (f) résultats de la simulation du critère DSG avec prise en compte du gradient de contrainte à l'échelle du composant (cartographie de la taille critique de défaut)	135
3.30 (a) Evolution de la contrainte équivalente de Crossland dans une direction normale au plan tangent en correspondance des défauts artificiels du composant C, (b) cartographie du coefficient de triaxialité T_x	136
3.31 (a) Distribution de la contrainte principale maximale sur le composant C dans la zone du défaut 4, (b) direction de la contrainte principale maximale	136
3.32 Surfaces de rupture du composant C dans la zone d'amorçage du défaut 6 ($F_{max} = 6kN$, $N_i = 1.5 \cdot 10^5$ cycles, $N_f = 4.5 \cdot 10^5$ cycles)	137
3.33 Surfaces de rupture du composant C dans la zone d'amorçage du défaut 4 ($F_{max} = 6kN$, $N_i = 3.5 \cdot 10^5$ cycles, $N_f = 4.5 \cdot 10^5$ cycles)	138
3.34 (a) Analyse de l'erreur pour le modèle DSG sans prise en compte du gradient de contrainte macroscopique à l'échelle du composant, (b) analyse de l'erreur pour le modèle DSG avec prise en compte du gradient de contrainte macroscopique à l'échelle du composant (testé sur 17 défauts).....	138
3.35 Zones de prélèvement sur un couvercle en A357-T6 issu de la coulée dégradée pour caractériser les défauts naturels.....	141
3.36 (a) Image tomographique de la zone 1 de prélèvement indiquant la présence d'une retassure de type cavité de taille $VOLUME^{1/3} = 8.48mm$, (b) distribution de la taille des défauts dans la zone 1 de prélèvement	142
3.37 (a) Image tomographique de la zone 1 de prélèvement indiquant la présence d'une retassure de type spongieuse de taille $VOLUME^{1/3} = 8.35mm$, (b) distribution de la taille des défauts dans la zone 1 de prélèvement	143
3.38 (a) Localisation de la zone 1 observée sur les simulations numériques dans le composant, (b) reconstruction 3D des défauts dans la zone 1 de prélèvement, (c) distribution de la contrainte	

équivalente de Crossland dans la zone 1 de prélèvement, (d) cartographie de la taille critique de défaut dans la zone 1 de prélèvement 144

3.39 (a) Localisation de la zone 2 observée sur les simulations numériques dans le composant, (b) reconstruction 3D des défauts dans la zone 2 de prélèvement, (c) distribution de la contrainte équivalente de Crossland dans la zone 1 de prélèvement, (d) cartographie de la taille critique de défaut dans la zone 2 de prélèvement 144

3.40 Schéma de calcul de la contrainte à appliquer dans le modèle DSG..... 146

3.41 Schéma d'évaluation de la contrainte maximale locale autour d'un défaut sphérique dans un cas de traction uniaxiale selon la théorie de l'inclusion équivalente d'Eshelby 147

3.42 Modèle utilisé pour calculer le champ de contraintes aux éléments finis (étude simplifiée à 1/8 du modèle complet)..... 147

3.43 (a) Tenseur de contrainte local calculé dans le point A en utilisant les éléments finis, (b) tenseur de contrainte local calculé dans le point A en utilisant la théorie analytique de Eshelby 148

3.44 (a) Modèle utilisé pour estimer l'évolution de la contrainte σ_{xx} dans la direction Z à partir du point D, (b) évolution de la contrainte σ_{xx} dans la direction Z..... 148

3.45 (a) Tenseur de contrainte local calculé dans le point A en utilisant les éléments finis, (b) tenseur de contrainte local calculé dans le point A en utilisant la théorie analytique de Eshelby après correction du chargement imposé 149

3.46 Simulation du critère DSG pour une taille de défaut de (a) 945 μm , (b) 1250 μm 150

4.1 Diagramme de Wöhler obtenu pour les éprouvettes qualifiées RC 2, RC 3 et RC 4 pour un rapport de charge positif $R = 0.1$ (fréquence de 106 Hz) 157

4.2 (a) Faciès de rupture de l'éprouvette 30-2 qualifiée RC 2 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 40 \text{ MPa}$, $N = 5.52 \cdot 10^5$ cycles, (b) cliché radiographique du brut de fonderie (avant usinage) dans la zone utile, (c) défaut de type retassure cavité $\text{AIRE}^{1/2} = 1619 \mu\text{m}$ 158

4.3 (a) Faciès de rupture de l'éprouvette 33-2 qualifiée RC 2 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 50 \text{ MPa}$, $N = 2.46 \cdot 10^5$ cycles, (b) cliché radiographique du brut de fonderie (avant usinage) dans la zone utile, (c) défaut de type retassure cavité $\text{AIRE}^{1/2} = 592 \mu\text{m}$, (d) défaut de type retassure cavité $\text{AIRE}^{1/2} = 1669 \mu\text{m}$, (e) défaut de type retassure cavité $\text{AIRE}^{1/2} = 1363 \mu\text{m}$, (f) partie du fût de l'éprouvette montrant les deux plans de fissuration et une fissure de surface (indiquée par la flèche) 160

4.4 (a) Faciès de rupture de l'éprouvette 51-3 qualifiée RC 3 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 40 \text{ MPa}$, $N = 3.85 \cdot 10^5$ cycles, taille globale du défaut $\text{AIRE}^{1/2} = 6409 \mu\text{m}$, (b) cliché radiographique du brut de fonderie (avant usinage) dans la zone utile, (c) grossissement de la zone F qui montre de la porosité distribuée de type spongieuse et des zones de propagation stable (stade II), (d) grossissement de la zone G qui montre de la porosité distribuée de type spongieuse, des zones de propagation stable (stade II) et une facette cristallographique (indiquée par la flèche) (f) grossissement de la zone H qui montre un amas de porosité qui forme une cavité..... 161

4.5 Probable scénario d'amorçage et propagation d'une fissure de fatigue en présence d'un défaut entouré par de la microporosité de type spongieuse. 162

4.6 (a) Faciès de rupture de l'éprouvette 62-1 qualifiée RC 4 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 40 \text{ MPa}$, $N = 1.16 \cdot 10^5$ cycles, taille globale du défaut $\text{AIRE}^{1/2} = 7438 \mu\text{m}$, (b) cliché radiographique du brut de fonderie (avant usinage) dans la zone utile, (c-d) grossissements des zones E et F qui montrent des amas de porosité débouchant en surface et des zones de propagation stable (stade II)..... 163

4.7 Diagramme de Wöhler obtenu pour les éprouvettes qualifiées RS 2 et RS 3 pour un rapport de charge positif $R = 0.1$ (fréquence de 106 Hz) 164

4.8	Faciès de rupture de l'éprouvette 53-1 qualifiée RS 2 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 40$ MPa, $N = 1.29 \cdot 10^5$ cycles, taille globale du défaut $AIRE^{1/2} = 6766$ μm , (b) cliché radiographique du brut de fonderie (avant usinage) dans la zone utile, (c) grossissement de la zone D qui montre un amas de porosité débouchant en surface.....	165
4.9	Faciès de rupture de l'éprouvette 50-1 qualifiée RS 3 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 40$ MPa, $N = 6.53 \cdot 10^5$ cycles, taille globale du défaut $AIRE^{1/2} = 7187$ μm , (b) cliché radiographique du brut de fonderie (avant usinage) dans la zone utile, (c-d) grossissements des zones E et F qui montrent le ligament de matière restant entre les micoretassures (indiqué par les flèches) avec la topographie typique d'une propagation stable (stade II).....	166
4.10	(a) Faciès de rupture de l'éprouvette 36-1 qualifiée RC 2 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 50$ MPa, $N = 7.86 \cdot 10^5$ cycles, avec un défaut de taille globale $AIRE^{1/2} = 6233$ μm (b) faciès de rupture de l'éprouvette 37-2 qualifiée RC 2 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 40$ MPa, $N = 4.97 \cdot 10^5$ cycles, taille globale du défaut D_1 $AIRE^{1/2} = 3975$ μm , taille du défaut D_2 $AIRE^{1/2} = 1442$ μm (c) faciès de rupture de l'éprouvette 47-3 qualifiée RC 2 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 45$ MPa, $N = 4.84 \cdot 10^5$ cycles, avec un défaut de taille globale $AIRE^{1/2} = 6418$ μm	167
4.11	Diagramme de Wöhler obtenu pour les éprouvettes avec défauts artificiels (électroérosion et FIB) pour un rapport de charge positif $R = 0.1$ (fréquence de 106 Hz).....	168
4.12	Faciès de rupture de l'éprouvette 35-4 qualifiée saine (grade < 1) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 60$ MPa, $N = 3.7 \cdot 10^5$ cycles, avec un défaut artificiel sphérique de taille $AIRE^{1/2} = 681$ μm (b) grossissement de la zone C sur le défaut artificiel.....	169
4.13	Faciès de rupture de l'éprouvette 32-1 qualifiée saine (grade < 1) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 60$ MPa, $N = 3.7 \cdot 10^5$ cycles, avec un défaut artificiel sphérique de taille $AIRE^{1/2} = 700$ μm qui a amorcé une fissure de fatigue sur un défaut naturel de type retassure (b) grossissement de la zone C sur le défaut naturel de type retassure de taille $AIRE^{1/2} = 777$ μm	169
4.14	Fût de l'éprouvette 32-1 qualifiée saine (grade < 1) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 60$ MPa, $N = 3.7 \cdot 10^5$ cycles, avec un défaut artificiel sphérique de taille $AIRE^{1/2} = 700$ μm qui a amorcé une fissure de fatigue sur un défaut naturel de type retassure (b) grossissement de la zone F qui montre la surface intérieure du défaut artificiel, (c-d) grossissement de la zone G sur la surface du défaut artificiel qui montre des microfissures de fatigue (indiquées par les flèches), (e) grossissement de la zone H sur la surface du défaut artificiel qui montre des microfissures de fatigue (indiquées par les flèches).....	170
4.15	(a) Faciès de rupture de l'éprouvette 25-2 qualifiée saine (grade < 1) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 60$ MPa, $N = 3.99 \cdot 10^5$ cycles, avec un défaut artificiel sphérique avec modification locale de la morphologie (faite par électroérosion) de taille $AIRE^{1/2} = 715$ μm (b) grossissement de la zone C sur la modification morphologique sphérique de taille $AIRE^{1/2} = 92$ μm	172
4.16	Faciès de rupture de l'éprouvette 25-4 qualifiée saine (grade < 1) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 60$ MPa, $N = 9.96 \cdot 10^5$ cycles, avec un défaut artificiel sphérique de taille $AIRE^{1/2} = 700$ μm qui a amorcé une fissure de fatigue sur un défaut de type oxyde (b) grossissement de la zone C sur le défaut de type oxyde de taille $AIRE^{1/2} = 460$ μm	173
4.17	Fût de l'éprouvette 25-4 qualifiée saine (grade < 1) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 60$ MPa, $N = 9.96 \cdot 10^5$ cycles, avec un défaut artificiel sphérique de taille $AIRE^{1/2} = 700$ μm qui a amorcé une fissure de fatigue sur un défaut de type oxyde (b) grossissement de la zone D qui montre la surface intérieure du défaut artificiel, (c) grossissement de la zone D sur la surface du défaut artificiel qui montre une microfissure de fatigue d'environ 200 μm de longueur (indiquée par les flèches).....	174

4.18 (a) Défaut sphérique avec un diamètre d'environ 100 μm usinée au FIB, (b) trois défauts de type fissure (demi-disque) avec un diamètre d'environ 60 μm et une distance minimale entre les fissures d'environ 38 μm	175
4.19 Faciès de rupture de l'éprouvette 44-2 qualifiée saine (grade < 1) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 50$ MPa, $N = 1.02 \cdot 10^5$ cycles, avec un défaut artificiel sphérique avec modification locale de la morphologie (usinée au FIB) de taille $\text{AIRE}^{1/2} = 667$ μm (b) grossissement de la zone C sur la modification morphologique sphérique de taille $\text{AIRE}^{1/2} = 85$ μm	175
4.20 Faciès de rupture de l'éprouvette 27-1 qualifiée saine (grade < 1) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 60$ MPa, $N = 6.57 \cdot 10^5$ cycles, avec un défaut artificiel sphérique avec modification locale de la morphologie (3 fissures usinées au FIB) de taille $\text{AIRE}^{1/2} = 654$ μm , (b) grossissement de la zone F qui montre un défaut de type retassure cavité de taille $\text{AIRE}^{1/2} = 1181$ μm qui amorcé une fissure de fatigue, (c) grossissement de la zone E sur le défaut artificiel, (d) grossissement de la zone G sur la modification morphologique (trois fissures) de taille $\text{AIRE}^{1/2} = 39$ μm (taille d'une seule fissure).....	176
4.21 Faciès de rupture de l'éprouvette 28-1 qualifiée saine (grade < 1) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 60$ MPa, $N = 1.53 \cdot 10^6$ cycles, avec un défaut artificiel sphérique de taille $\text{AIRE}^{1/2} = 654$ μm qui a amorcé une fissure de fatigue sur un défaut naturel de type retassure (b) grossissement de la zone C sur le défaut naturel de type retassure de taille $\text{AIRE}^{1/2} = 588$ μm	177
4.22 Fût de l'éprouvette 28-1 qualifiée saine (grade < 1) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 60$ MPa, $N = 1.53 \cdot 10^6$ cycles, avec un défaut artificiel sphérique de taille $\text{AIRE}^{1/2} = 654$ μm qui a amorcé une fissure de fatigue sur un défaut de type retassure cavité (b) grossissement de la zone D qui montre la surface intérieure du défaut artificiel où une fissure usinée au FIB a amorcé des microfissures sur les deux extrêmes (indiquées par les flèches)	178
4.23 Diagramme de Kitagawa-Takahashi qui montre l'influence de la taille des défauts (estimée sur les faciès de rupture au MEB) sur la limite de fatigue de l'alliage A357-T6 (amorçage en surface), la limite de fatigue est exprimée en amplitude de contrainte	180
4.24 Diagramme de Kitagawa-Takahashi global qui montre l'influence de la taille des défauts (estimée sur les faciès de rupture au MEB) sur la limite de fatigue de l'alliage A357-T6 (amorçage en surface), la limite de fatigue est exprimée en amplitude de contrainte.....	182
4.25 Diagramme de Kitagawa-Takahashi global qui montre l'influence de la taille des défauts (estimée sur les faciès de rupture au MEB) sur la limite de fatigue de l'alliage A357-T6 (amorçage en surface) et le lien avec l'analyse CND sur les éprouvettes, la limite de fatigue est exprimée en amplitude de contrainte.....	183
4.26 Modélisation du diagramme de Kitagawa-Takahashi (obtenu pour des défauts de surface) avec un critère de type LEFM, la limite de fatigue est exprimée en amplitude de contrainte	185
4.27 Modélisation du diagramme de Kitagawa-Takahashi (obtenu pour des défauts de surface) avec un critère de type DSG, la limite de fatigue est exprimée en amplitude de contrainte	187
4.28 Epreuve 31-1 qualifiée RC 2 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 35$ MPa, $N = 7.22 \cdot 10^5$ cycles, (a) image tomographique prise dans la section utile, taille du voxel = 6 μm , taille de défaut D_1 $\text{AIRE}^{1/2} = 484$ μm , taille de défaut D_2 $\text{AIRE}^{1/2} = 2049$ μm , (b) faciès de rupture, taille de défaut D_1 $\text{AIRE}^{1/2} = 748$ μm , taille de défaut D_2 $\text{AIRE}^{1/2} = 2810$ μm	190
4.29 Epreuve 62-1 qualifiée RC 4 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{\text{amp}} = 30$ MPa, $N = 1.16 \cdot 10^5$ cycles, (a) image tomographique prise dans la section utile, taille du voxel = 8 μm , taille de défaut $\text{AIRE}^{1/2} = 3260$ μm , (b) faciès de rupture, taille de défaut $\text{AIRE}^{1/2} = 7438$ μm	190

4.30	Eprouvette 50-1 qualifiée RS 3 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 40$ MPa, $N = 6.53 \cdot 10^5$ cycles, (a) image tomographique prise dans la section utile, taille du voxel = 6 μm , taille de défaut $\text{AIRE}^{1/2} = 3222$ μm , (b) faciès de rupture, taille de défaut $\text{AIRE}^{1/2} = 7187$ μm	191
4.31	(a) Reconstruction 3D de la zone utile de l'éprouvette 31-1 (RC 2) à partir des images tomographiques, taille du voxel = 6 μm , reconstruction 3D de la zone utile de l'éprouvette 62-1 (RC 4) à partir des images tomographiques, taille du voxel = 8 μm , reconstruction 3D de la zone utile de l'éprouvette 50-1 (RS 3) à partir des images tomographiques, taille du voxel = 6 μm	192
4.32	Diagramme de Kitagawa-Takahashi qui montre l'influence de la taille des défauts (estimée par $\mu\text{-CT}$) sur la limite de fatigue de l'alliage A357-T6 (amorçage en surface), la limite de fatigue est exprimée en amplitude de contrainte	193
4.33	Histogramme de comparaison entre la taille de défaut estimée sur le faciès de rupture de l'éprouvette en utilisant le paramètre $\text{AIRE}^{1/2}$ et en $\mu\text{-CT}$ en utilisant le paramètre $\text{VOLUME}^{1/3}$	193
4.34	(a) Volume total de la zone utile observé en $\mu\text{-CT}$, (b) évolution de la limite de fatigue en fonction du taux de porosité	194
4.35	Evolution de la limite de fatigue en fonction du coefficient de sphéricité (Ψ).....	195
4.36	Modélisation du diagramme de Kitagawa-Takahashi (obtenu pour des défauts de surface) avec un critère de type DSG identifié pour deux valeurs de SDAS, la limite de fatigue est exprimée en amplitude de contrainte	197
4.37	Reconstruction 3D de la zone utile de l'éprouvette Epr-1 à partir des images tomographiques, taille du voxel = 10 μm , (a) défauts critiques et relatives fissures, la flèche verte indique la surface brute de fabrication, (b) fissures critiques et distribution des défauts.....	198
4.38	(a) Evolution de la taille de défaut en fonction de la sphéricité (données obtenues pour l'éprouvette Epr-1), (b) distribution de la sphéricité des défauts dans la zone utile de l'éprouvette Epr-1	198
4.39	(a) Reconstruction 3D de la zone utile de l'éprouvette Epr-1 à partir des images tomographiques, taille du voxel = 10 μm , avec mise en évidence des Zones A et B, (b) fissures critiques et distribution des défauts.....	199
4.40	Evolution de la taille de défaut en fonction de la sphéricité (données obtenues pour l'éprouvette Epr-1), (a) Zone A, (b) Zone B.....	199
4.41	(a) Essais d'érouissage cyclique à déformation totale imposée à différents taux de déformation totale imposée (boucles tracées à l'état stabilisé) [IDEFFAAR 2014], (b) comparaison des boucles contrainte-déformation simulées et expérimentales.....	202
4.42	(a) Modèle 3D d'un cube avec un défaut naturel utilisé pour évaluer la convergence du maillage, (b) distribution de la contrainte dans la direction de chargement sur un plan passant par le centre de gravité de la retassure.....	203
4.43	(a) Evolution de la contrainte dans la direction de chargement entre le point A (sur la surface du défaut) et le point B (sur la surface du cube), (b) détail de l'évolution de la contrainte localement sur la surface du défaut	204
4.44	(a) Modèle 3D de la zone utile de l'éprouvette utilisé pour les simulations aux éléments finis, (b) détail du maillage autour du défaut.....	204
4.45	(a) Signal sinusoïdal utilisé pour appliquer le chargement pendant les simulations numériques, (b) méthode utilisée pour calculer le facteur K_t^{Pl} comme moyenne des valeurs sur les points d'intégration.....	205
4.46	(a) Modèle 3D de la retassure 1 (taille = 270 μm) de l'éprouvette 30-4, sous un chargement $\sigma_a = 60$ MPa, (valeurs affichées à la valeur maximale du cycle 10 - T = 10.25 s) (b) évolution de	

la contrainte dans la direction de chargement en fonction du temps dans la zone d'amorçage (valeurs de contrainte calculées comme moyenne des points d'intégration sur un élément).....	206
4.47 Reconstruction 3D des défauts choisis pour les simulations aux éléments finis, les défauts ont tous amorcé une fissure, (a) éprouvette 30-4 qualifiée RC 2, $\sigma_{amp} = 60$ MPa, $N = 4.53 \cdot 10^5$ cycles, (b) éprouvette 30-1 qualifiée RC 1, $\sigma_{amp} = 50$ MPa, $N = 4.91 \cdot 10^5$ cycles	207
4.48 (a) Faciès de rupture de l'éprouvette 30-4 qui montre l'amorçage sur le défaut 1, (b) évolution du facteur K_t^{pl} autour du défaut 1 de l'éprouvette 30-4 (valeurs affichées à la valeur maximale du cycle $10 - T = 10.25$ s)	207
4.49 (a) Evolution du facteur K_t^{pl} en fonction de la sphéricité, (b) évolution du facteur K_{tpl} en fonction du paramètre T/D , (c) évolution du facteur K_t^{pl} en fonction de la sphéricité pour deux défauts naturels isolées et pour un défaut sphérique isolé	208
4.50 Exemple d'ellipsoïde d'inertie équivalente obtenu pour la retassure 1 de l'éprouvette 30-4.....	209
4.51 (a) Evolution du facteur K_t^{pl} en fonction du paramètre R et de la sphéricité pour trois géométries du pore (morphologie réelle, sphère équivalente et ellipsoïde équivalente d'inertie), (b) écart sur l'estimation du paramètre K_t^{pl} avec les deux géométries équivalentes	210
5.1 Diagramme de Wöhler qui montre trois essais qui ont amorcé une fissure en interne pour un rapport de charge positif $R = 0.1$ (fréquence de 106 Hz)	216
5.2 (a) Faciès de rupture de l'éprouvette 31-3 qualifiée RC 1 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 65$ MPa, $N = 2.89 \cdot 10^5$ cycles, qui montre un amorçage multiple, en interne sur le défaut D_1 ($AIRE^{1/2} = 3208$ μm), en surface sur le défaut D_2 ($AIRE^{1/2} = 531$ μm), (b) grossissement de la zone G qui montre les facettes cristallographiques autour du défaut interne, (c) faciès de rupture de l'éprouvette 30-4 qualifiée RC 2 sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 60$ MPa, $N = 4.53 \cdot 10^5$ cycles, qui montre un amorçage multiple, en surface sur les défauts D_1 ($AIRE^{1/2} = 448$ μm) et D_2 ($AIRE^{1/2} = 410$ μm) et un amorçage en interne sur le défaut D_3 ($AIRE^{1/2} = 2408$ μm), (d) grossissement de la zone H qui montre les facettes cristallographiques autour du défaut interne D_3 , (e) faciès de rupture de l'éprouvette 25-1 qualifiée saine (grade < 1) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 70$ MPa, $N = 1.79 \cdot 10^6$ cycles, qui montre un amorçage sur un défaut interne de taille = 257 μm , (f) grossissement de la zone I qui montre les facettes cristallographiques autour du défaut interne	217
5.3 Diagramme de Wöhler qui montre l'effet d'un environnement inerte sur la tenue en fatigue de l'alliage A357-T6, pour un rapport de charge positif $R = 0.1$	218
5.4 (a) Faciès de rupture de l'éprouvette SN 2 (testée sous vide) sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 80$ MPa, $N = 5.74 \cdot 10^5$ cycles, qui a amorcé une fissure sur un défaut naturel en sous-surface de taille $AIRE^{1/2} = 778$ μm , (b) grossissement de la zone A qui montre le défaut critique [IDEFFAAR 2014]	219
5.5 (a) Schématisation des différents essais de fatigue représentés dans le diagramme de Kitagawa-Takahashi, (b) diagramme de Kitagawa-Takahashi qui montre l'influence de la taille de défaut (estimée sur les faciès de rupture au MEB) sur la limite de fatigue de l'alliage A357-T6 dans une condition d'amorçage sur un défaut interne ou sous vide, la limite de fatigue est exprimée en amplitude de contrainte	220
5.6 Diagramme de Kitagawa-Takahashi global qui montre l'influence de la taille de défaut (estimée sur les faciès de rupture au MEB) sur la limite de fatigue de l'alliage A357-T6, la limite de fatigue est exprimée en amplitude de contrainte	221
5.7 Modélisation du diagramme de Kitagawa-Takahashi avec un critère de type LEFM identifié sous vide, la limite de fatigue est exprimée en amplitude de contrainte	223

5.8	Modélisation du diagramme de Kitagawa-Takahashi avec un critère de type DSG identifié sous air (amorçage en surface) et sous vide (amorçage en interne), la limite de fatigue est exprimée en amplitude de contrainte	225
5.9	Evolution de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut (diagramme de Kitagawa-Takahashi) tracé pour des défauts naturels de surface et internes, pour de la fonte GS [Nadot et al. 2004].....	226
5.10	Image tomographique prise dans la section utile du brut de coulée de l'éprouvette 31-3 (RC 1) avant usinage, (a) défaut D ₁ qui a amorcé une fissure en interne, (b) défaut D ₂ qui a amorcé une fissure en interne, (c) défaut D ₃ qui a amorcé une fissure en surface, (d – e – f) définition d'un diamètre de la zone utile de l'éprouvette de 11.5 mm, taille du voxel = 8 µm	229
5.11	Reconstruction 3D de la zone utile de l'éprouvette 31-3 (RC 1) à partir des images tomographiques, taille du voxel = 8 µm.....	229
5.12	(a) Faciès de rupture de l'éprouvette 31-3 qualifiée RC 1 sous chargement uniaxial à R = 0.1, $\sigma_{amp} = 65$ MPa, N = 2.89·10 ⁵ cycles, (b) grossissement sur le défaut D ₂ qui a amorcé une fissure en surface (les flèches indiquent une zone de propagation sous air)	230
5.13	(a) Image tomographique prise dans la section utile du brut de coulée de l'éprouvette 28-2 (RC 1) avant usinage, taille du voxel = 8 µm, (b) définition d'un diamètre de la zone utile de l'éprouvette de 6.93 mm.....	230
5.14	Faciès de rupture de l'éprouvette 28-2 qualifiée RC 1 sous chargement uniaxial à R = 0.1, $\sigma_{amp} = 50$ MPa, N = 7.37·10 ⁵ cycles, taille du défaut AIRE ^{1/2} = 403 µm, (b) grossissement de la zone A qui montre le défaut "type oxyde" à l'origine de l'amorçage	231
5.15	Reconstruction 3D de la zone utile de l'éprouvette 28-2 (RC 1) à partir des images tomographiques, taille du voxel = 8 µm, dans la zone A il a été identifiée une microporosité engendrée par le film d'oxyde qui est à l'origine de la rupture (indiquée en vert)	231
5.16	Diagramme qui corrèle la taille de défaut avec sa position spatiale pour les éprouvettes (a) 31-3 (RC 1), (b) 28-2 (RC 1), (c) 30-4 (RC 2)	232
5.17	Diagramme de Kitagawa-Takahashi qui montre l'influence de la taille de défaut (estimée en µ-CT) sur la limite de fatigue de l'alliage A357-T6, pour une condition d'amorçage en surface, en interne et sous vide, la limite de fatigue est exprimée en amplitude de contrainte.....	233
5.18	(a) Faciès de rupture de l'éprouvette 30-4 qualifiée RC 2 sous chargement uniaxial à R = 0.1, $\sigma_{amp} = 60$ MPa, N = 4.53·10 ⁵ cycles, qui montre un amorçage multiple, en surface sur les défauts D ₁ (AIRE ^{1/2} = 448 µm) et D ₂ (AIRE ^{1/2} = 410 µm) et un amorçage en interne sur le défaut D ₃ (AIRE ^{1/2} = 2408 µm), (b) reconstruction 3D de la zone utile de l'éprouvette 30-4 (RC 2), à partir des images tomographiques, taille de voxel = 7 µm	234
5.19	Schéma du modèle utilisé pour étudier l'effet de la position du défaut sur la distribution des champs mécaniques	235
5.20	(a) Distribution de la contrainte principale maximale autour de la retassure D ₁ pour différentes positions du défaut par rapport à la surface libre (valeurs affichées à la valeur maximale du cycle 10 – T = 10.25 s), (b) distribution du facteur de concentration des contraintes K _t ^{pl} autour de la retassure D ₁ pour différentes positions du défaut par rapport à la surface libre (valeurs affichées à la valeur maximale du cycle 10 – T = 10.25 s) (c) évolution du facteur K _t ^{pl} , calculé dans la zone la plus proche par rapport à surface libre, en fonction de la position du défaut	236
5.21	(a) Distribution la déformation plastique équivalente cumulée (PEEQ) autour du défaut D ₁ pour différentes positions du pore par rapport à la surface libre (valeur affichées à la fin du dernier cycle de chargement (cycle 10 – T = 11 s), (b) évolution de la déformation plastique équivalente cumulée (PEEQ), calculée dans la zone la plus proche par rapport à surface libre, en fonction de la position du défaut.....	237

5.22 (a) Distribution du coefficient de triaxialité (T_x) autour du défaut D_1 pour des différentes positions du défaut par rapport à la surface libre (valeurs affichées à la valeur maximale du cycle $10 - T = 10.25$ s), (b) évolution du coefficient de triaxialité (T_x), calculé dans la zone la plus proche par rapport à surface libre, en fonction de la position du défaut.....	238
5.23 (a) Diagramme qui montre la corrélation entre la taille de défaut (exprimée en $VOLUME^{1/3}$) et la distance minimale entre le défaut et la surface libre (les données sont obtenues après acquisition en μ -CT (b) grossissement du diagramme pour une taille de défaut comprise entre 0 et 2 mm	240
5.24 Evolution du facteur K_t^{pl} en fonction de la position du défaut pour trois géométries du pore (morphologie réelle, sphère équivalente et ellipsoïde équivalent d'inertie), (b) écart sur l'estimation du paramètre K_t^{pl} avec les deux géométries équivalentes.....	242
VI Schéma de la chaîne d'analyse proposée en phase de CND pour classer la nocivité d'un défaut de fonderie de type retassure	250
A.1 Faciès de rupture de l'éprouvette 58-1 saine de référence (grade < 1) avec état de surface brut de fonderie sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 60$ MPa, $N = 1.15 \cdot 10^6$ cycles, (b - c) grossissement des zones D et E qui montrent des facettes cristallographiques autour de microretassures.....	253
A.2 Faciès de rupture de l'éprouvette 58-2 saine de référence (grade < 1) avec état de surface brut de fonderie sous chargement uniaxial à $R = 0.1$, $\sigma_{amp} = 60$ MPa, $N = 7.99 \cdot 10^5$ cycles, (b - c) grossissement des zones D et E qui montrent deux porosités de type gazeuse, contournées par un film d'oxyde, de taille égale à $AIRE^{1/2} = 644$ μ m et $AIRE^{1/2} = 475$ μ m, (d) grossissement de la zone G qui montre un défaut type film d'oxyde et un défaut type inclusion sphérique	254
A.3 (a) Analyse de l'inclusion sphérique de la zone G de l'éprouvette 58-2 par imagerie MEB en électrons rétrodiffusés, (b) inclusion sphérique contenant : O, Al, Si, K, Ti et Fe observée sur le faciès de rupture d'un alliage d'aluminium de fonderie [Warmuzek 2004]	255
B.1 (a) Organigramme de l'outil de post-traitement des données utilisé pour appliquer le critère DSG, (b) organigramme de l'outil de post-traitement des données utilisé pour appliquer le critère DSG avec prise en compte du gradient macroscopique.....	258
B.2 (a) Exemple d'un signal de chargement pour un rapport de charge $R = 0.1$, (b) discrétisation de la surface d'une sphère générique pour la recherche de la valeur maximale de la contrainte de Crossland.....	260
B.3 Diagramme de flux qui montre les étapes de calcul conduites dans la routine de post-traitement des données UVARM	261

Liste des Tables

2.1	Composition chimique de l'alliage A357-T6 %massique	62
2.2	Paramètres de rugosité mesurés sur la zone utile des éprouvettes de fatigue.....	64
2.3	Taille de la SDAS pour les 6 coulées produites (données exprimées en $\mu \pm \sigma$) – 160 mesures par coulée	68
2.4	Taille de grain pour les 6 coulées produites (données exprimées en $\mu \pm \sigma$) – 20 mesures par coulée.....	71
2.5	Propriétés statiques de l'alliage A357-T6 (mesures conventionnelles) [IDEFFAAR 2014].....	71
2.6	Limite de fatigue pour chaque coulée obtenue avec la méthode par paliers pour $N = 2 \cdot 10^6$ cycles (valeurs exprimées en amplitude de contrainte).....	88
2.7	Valeurs des paramètres matériau du critère de Crossland estimées en fonction de la SDAS..	99
2.8	Valeurs des constantes matériaux utilisées pour identifier les paramètres $\alpha_{Cr}(\lambda_2)$ et $\beta_{Cr}(\lambda_2)$..	99
3.1	Coefficients de la loi de Paris estimés avec des essais de fissuration sous air [IDEFFAAR 2014]	119
3.2	Paramètres matériau identifiés pour le critère de fatigue (voir équations (3.2)-(3.4))	120
3.3	Paramètres matériau identifiés pour le critère de fatigue DSG (voir équations (3.10)-(3.13))	127
3.4	Conditions d'essai pour le trois cas d'étude avec défauts artificiels.....	129
3.5	Erreur obtenue sur la contrainte σ_{xx} pour des différentes valeurs du rayon r_2	149
4.1	Limite de fatigue pour chaque coulée avec défauts naturels obtenue avec la méthode par paliers pour $N = 2 \cdot 10^6$ cycles (valeurs exprimées en amplitude de contrainte)	157
4.2	Limite de fatigue estimée, pour chaque typologie de défaut artificiel testé, avec la méthode par paliers pour $N = 2 \cdot 10^6$ cycles (valeurs exprimées en amplitude de contrainte).....	178
4.3	Paramètres matériau identifiées pour le critère de fatigue	186
4.4	Essais de fatigue choisis pour estimer le paramètre $a_{\nabla,def}$ du critère DSG.....	187
4.5	Paramètres matériau identifiés pour le critère de fatigue (pour une SDAS = $55 \mu\text{m} \pm 13 \mu\text{m}$)	196
4.6	Essai de fatigue choisi pour estimer le paramètre $a_{\nabla,def}$ du critère DSG (pour une SDAS = $55 \mu\text{m} \pm 13 \mu\text{m}$).....	196
4.7	Paramètres du comportement élasto-plastique identifiés pour l'alliage de référence (grade < 1)	202
4.8	Caractéristiques des défauts simulés, la taille est exprimée comme $\text{VOLUME}^{1/3}$	207
5.1	Paramètres matériau identifiés pour le critère de fatigue sous vide	224
5.2	Essais de fatigue choisis pour estimer le paramètre $a_{\nabla,def}$ du critère DSG.....	224

Bibliographie

- [Alvarez et al. 1976] ALVAREZ R.E., MACOVSKI A. 1976 Energy-selective reconstructions in x-ray computerised tomography *Physics in medicine and biology* 21, 5, 733.
- [ASM International 2009] ASM INTERNATIONAL 2009 *Casting design and performance* ASM International, Materials Park, Ohio.
- [ASTM E112-13 2013] ASTM E112-13 2013 *Standard Test Methods for Determining Average Grain Size* .
- [ASTM E155-15 2015] ASTM E155-15 2015 *Standard Reference Radiographs for Inspection of Aluminum and Magnesium Castings* .
- [ASTM E1417 / E1417M-16 2016] ASTM E1417 / E1417M-16 2016 *Standard Practice for Liquid Penetrant Testing* .
- [ASTM E2422-11 2011] ASTM E2422-11 2011 *Standard Digital Reference Images for Inspection of Aluminum Castings* .
- [Banvillet et al. 2003] BANVILLET A., PALIN-LUC T., LASSERRE S. 2003 A volumetric energy based high cycle multiaxial fatigue criterion *International Journal of Fatigue* 25, 8, 755–769.
- [Bartholomew et al. 1957] BARTHOLOMEW R.N., CASAGRANDE R.M. 1957 Measuring solids concentration in fluidized systems by gamma-ray absorption *Industrial & Engineering Chemistry* 49, 3, 428–431.
- [Baruchel et al. 2000] BARUCHEL J., BUFFIERE J.Y., MAIRE E. 2000 *X-ray Tomography in Material Science* Hermes Science.
- [Bathias et al. 2001] BATHIAS C., DROUILLAC L., 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.
- [Beachem 1972] BEACHEM C.D. 1972 A new model for hydrogen-assisted cracking (hydrogen embrittlement) *Metallurgical transactions* 3, 2, 441–455.
- [Bellows et al. 1999] BELLOWS R.S., MUJU S., NICHOLAS T. 1999 Validation of the step test method for generating Haigh diagrams for Ti–6Al–4V *International Journal of Fatigue* 21, 7, 687–697.
- [Billaudeau et al. 2004] BILLAUDEAU T., NADOT Y., BEZINE G. 2004 Multiaxial fatigue limit for defective materials: mechanisms and experiments *Acta Materialia* 52, 13, 3911–3920.

- [Bilotta 2016] BILOTTA G. 2016 Influence de l'hydrogène gazeux sur la vitesse de propagation d'une fissure de fatigue dans les métaux: approche expérimentale et modélisation , Thèse ENSMA de Poitiers.
- [Birnbaum et al. 1994] BIRNBAUM H.K., SOFRONIS P. 1994 Hydrogen-enhanced localized plasticity: a mechanism for hydrogen-related fracture *Materials Science and Engineering: A* 176, 1–2, 191–202.
- [Brochu et al. 2010] BROCHU M., VERREMAN Y., AJERSCH F., BOUCHARD D. 2010 High cycle fatigue strength of permanent mold and rheocast aluminum 357 alloy *International Journal of Fatigue* 32, 8, 1233–1242.
- [Buffière et al. 2014] BUFFIERE J.Y., MAIRE E. 2014 Imagerie 3D en mécanique des matériaux *Hermès*.
- [Buffière et al. 2001] BUFFIÈRE J.-Y., SAVELLI S., JOUNEAU P.-H., MAIRE E., FOUGERES 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, 115–126.
- [Campbell 2003] CAMPBELL J. 2003 *Castings* Butterworth-Heinemann, Oxford.
- [Carter et al. 1984] CARTER R.D., LEE E.W., STARKE E.A., BEEVERS C.J. 1984 The effect of microstructure and environment on fatigue crack closure of 7475 aluminum alloy *Metallurgical and Materials Transactions A* 15, 3, 555–563.
- [Caton et al. 1999] CATON M.J., JONES J.W., BOILEAU J.M., ALLISON J.E. 1999 The effect of solidification rate on the growth of small fatigue cracks in a cast 319-type aluminum alloy *Metallurgical and Materials Transactions A* 30, 12, 3055–3068.
- [Caton et al. 2003] CATON M.J., JONES J.W., MAYER H., STANZL-TSCHEGG S., ALLISON J.E. 2003 Demonstration of an endurance limit in cast 319 aluminum *Metallurgical and Materials Transactions A* 34, 1, 33–41.
- [Cendre et al. 1999] CENDRE E., DUVAUCHELLE P., PEIX G., BUFFIERE J.Y., BABOT D. 1999 Conception of a high resolution x-ray computed tomography device; application to damage initiation imaging inside materials *Proceedings of the 1st World Congress on Industrial Process Tomography*, 362–369.
- [Chaboche 1974] CHABOCHE J.-L. 1974 *Une loi différentielle d'endommagement de fatigue avec cumulation non linéaire* Office Nationale d'Etudes et de Recherches Aérospatiales.
- [Chan et al. 2003] CHAN K.S., JONES P., WANG Q. 2003 Fatigue crack growth and fracture paths in sand cast B319 and A356 aluminum alloys *Materials Science and Engineering: A* 341, 1–2, 18–34.

-
- [Chandran et al. 2010] CHANDRAN K.R., CHANG P., CASHMAN G.T. 2010 Competing failure modes and complex S–N curves in fatigue of structural materials *International Journal of Fatigue* 32, 3, 482–491.
- [Chaudonneret 1993] CHAUDONNERET M. 1993 A simple and efficient multiaxial fatigue damage model for engineering applications of macro-crack initiation *TRANSACTIONS-AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS JOURNAL OF ENGINEERING MATERIALS AND TECHNOLOGY* 115, 373–373.
- [Chen et al. 1998] CHEN W., ZHANG B., WU T., POIRIER D., SUNG P., FANG Q.T. 1998 Microstructure dependence of fatigue life for A356. 2 *Proceedings of the 1998 TMS Annual Meeting*, Minerals, Metals & Materials Soc (TMS).
- [Couper et al. 1990] COUPER M.J., NEESON A.E., GRIFFITHS J.R. 1990 CASTING DEFECTS AND THE FATIGUE BEHAVIOUR OF AN ALUMINIUM CASTING ALLOY *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures* 13, 3, 213–227.
- [Crossland 1956] CROSSLAND B. 1956 Effect of large hydrostatic pressures on the torsional fatigue strength of an alloy steel *Proceedings of the international conference on fatigue of metals*, 138–149.
- [Dal Cero Coehlo 2014] DAL CERO COEHLO F. 2014 Fatigue Life Assessment of Welded Joints , Thèse ENSMA de Poitiers.
- [Dang Van 1973] DANG VAN K. 1973 Sur la résistance à la fatigue des métaux *Extrait de sciences et techniques de l'armement. Mémorial de l'artillerie. Troisième fascicule*.
- [Darlet et al. 2015] DARLET A., DESMORAT R. 2015 Stress triaxiality and Lode angle along surfaces of elastoplastic structures *International Journal of Solids and Structures* 67–68, 71–83.
- [Davidson et al. 2004] DAVIDSON C.J., GRIFFITHS J.R., ZANADA A. 2004 Fatigue Properties Of Squeeze, Semisolid And Gravity Diecast Al-Si-Mg Alloy *Structural Integrity and Fracture International Conference (SIF'04)*, 79–84.
- [Dezecot et al. 2015] DEZECOT S., BROCHU M. 2015 Microstructural characterization and high cycle fatigue behavior of investment cast A357 aluminum alloy *International Journal of Fatigue* 77, 154–159.
- [Dezecot et al. 2017] DEZECOT S., MAUREL V., BUFFIERE J.-Y., SZMYTKA F., KOSTER A. 2017 3D characterization and modeling of low cycle fatigue damage mechanisms at high temperature in a cast aluminum alloy *Acta Materialia* 123, 24–34.

- [Dixon et al. 1948] DIXON W.J., MOOD A.M. 1948 A Method for Obtaining and Analyzing Sensitivity Data *Journal of the American Statistical Association* 43, 241, 109.
- [Doriath et al. 2007] DORIATH J.-C., PRIGENT S. 2007 Fonderie de précision à modèle perdu Application aux super-alliages *Techniques de l'ingénieur Techniques de moulage des métaux base documentaire : TIB358DUO*.
- [Downing et al. 1982] DOWNING S.D., SOCIE D.F. 1982 Simple rainflow counting algorithms *International Journal of Fatigue* 4, 1, 31–40.
- [El Haddad et al. 1980] EL HADDAD M.H., DOWLING N.E., TOPPER T.H., SMITH K.N. 1980 J integral applications for short fatigue cracks at notches *International Journal of Fracture* 16, 1, 15–30.
- [Endo 2003] ENDO M. 2003 The multiaxial fatigue strength of specimens containing small defects *European Structural Integrity Society* 31, 243–264.
- [Eshelby 1961] ESHELBY J.D. 1961 Elastic Inclusion and Inhomogeneities *Progress in Solid Mechanics* 2, 89–140.
- [Fang et al. 1989] FANG Q., GRANGER D. 1989 Porosity formation in modified and unmodified A356 alloy castings *AFS Trans* 97, 10, 989–1000.
- [Feldkamp et al. 1984] FELDKAMP L.A., DAVIS L.C., KRESS J.W. 1984 Practical cone-beam algorithm *JOSA A* 1, 6, 612–619.
- [Feng et al. 2009] FENG B.X., MAO X.N., YANG G.J., YU L.L., WU X.D. 2009 Residual stress field and thermal relaxation behavior of shot-peened TC4-DT titanium alloy *Materials Science and Engineering: A* 512, 1–2, 105–108.
- [Ferrié et al. 2005] FERRIÉ E., BUFFIERE J., LUDWIG W. 2005 3D characterisation of the nucleation of a short fatigue crack at a pore in a cast Al alloy using high resolution synchrotron microtomography *International Journal of Fatigue* 27, 10–12, 1215–1220.
- [Flavenot et al. 1989] FLAVENOT J.F., SKALLI N. 1989 A critical depth criterion for the evaluation of long life fatigue strength under multiaxial loading and a stress gradient *London, Mechanical Engineering Publications*.
- [Froustey et al. 1992] FROUSTEY C., LASSERRE S., DUBAR L. 1992 Essais de fatigue multiaxiaux et par blocs validation d'un critère pour les matériaux métalliques. *MAT-TEC 92, Grenoble*.
- [Gall et al. 1999] GALL K., YANG N., HORSTEMEYER M., MCDOWELL D.L., FAN J. 1999 The debonding and fracture of Si particles during the fatigue of a cast Al-Si alloy *Metallurgical and Materials Transactions A* 30, 12, 3079–3088.

-
- [Gao et al. 2004] GAO Y.X., YI J.Z., LEE P.D., LINDLEY T.C. 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.
- [Gasquères et al. 2005] GASQUÈRES C., SARRAZIN-BAUDOIX C., PETIT J., DUMONT D. 2005 Fatigue crack propagation in an aluminium alloy at 223K *Scripta materialia* 53, 12, 1333–1337.
- [Gates et al. 2016] GATES N., FATEMI A. 2016 Notch deformation and stress gradient effects in multiaxial fatigue *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 84, 3–25.
- [George 1955] GEORGE S. 1955 Failure of materials under combined repeated stresses with superimposed static stresses .
- [Ghanem et al. 2003] GHANEM F., BRAHAM C., SIDHOM H. 2003 Influence of steel type on electrical discharge machined surface integrity *Journal of Materials Processing Technology* 142, 1, 163–173.
- [Gough et al. 1951] GOUGH H.J., CLENSHAW W.J., POLLARD H.V. 1951 *Some experiments on the resistance of metals to fatigue under combined stresses: Part 1 und 2* HM Stationery Office.
- [Gough et al. 1935] GOUGH H.J., POLLARD H.V. 1935 The strength of metals under combined alternating stresses *Proceedings of the institution of mechanical engineers* 131, 1, 3–103.
- [Gulfstream 2013] GULFSTREAM 2013 *G450 Airplane Operating Manual* .
- [Heiberg et al. 2001] HEIBERG G., ARNBERG L. 2001 Investigation of the microstructure of the Al–Si eutectic in binary aluminium–7 wt% silicon alloys by electron backscatter diffraction (EBSD) *Journal of Light Metals* 1, 1, 43–49.
- [Hénaff et al. 1995] HÉNAFF G., MARCHAL K., PETIT J. 1995 On fatigue crack propagation enhancement by a gaseous atmosphere: experimental and theoretical aspects *Acta metallurgica et materialia* 43, 8, 2931–2942.
- [Hénaff et al. 1996] HÉNAFF G., PETIT J. 1996 A logical framework for the analysis of enhancement of fatigue crack propagation by the ambient atmosphere *Materials Science* 32, 2, 190.
- [Hertel et al. 2012] HERTEL O., VORMWALD M. 2012 Statistical and geometrical size effects in notched members based on weakest-link and short-crack modelling *Engineering Fracture Mechanics* 95, 72–83.
- [Hohenemser et al. 1933] HOHENEMSER K., PRAGER W. 1933 The problem of fatigue strength under complex stresses *Metallwirtschaft* 12, 342.

- [Holper et al. 2003] HOLPER B., MAYER H., VASUDEVAN A.K., STANZL-TSCHEGG S.E. 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.
- [Holper et al. 2004] HOLPER B., MAYER H., VASUDEVAN A.K., STANZL-TSCHEGG S.E. 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.
- [Hounsfield 1973] HOUNSFIELD G.N. 1973 Computerized transverse axial scanning (tomography): Part 1. Description of system *The British journal of radiology* 46, 552, 1016–1022.
- [Houria 2015] HOURIA M.I. 2015 Etude expérimentale et modélisation de la durée de vie en fatigue d'un alliage d'aluminium de fonderie A356-T6 sous chargement multiaxial , Thèse ENSMA de Poitiers.
- [Iben Houria et al. 2015] IBEN HOURIA M., NADOT Y., FATHALLAH R., ROY M., 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, 0, 90–102.
- [IDEFFFAAR 2014] IDEFFFAAR 2014 *Projet ANR - IDEFFFAAR - rapport interne* .
- [Kachelrieß et al. 2006] KACHELRIEß M., SOURBELLE K., KALENDER W.A. 2006 Empirical cupping correction: A first-order raw data precorrection for cone-beam computed tomography *Medical physics* 33, 5, 1269–1274.
- [Kaufman 1999] PROPERTIES OF ALUMINUM ALLOYS: TENSILE, CREEP, AND FATIGUE DATA AT HIGH AND LOW TEMPERATURES 1999 ASM International [u.a.], Materials Park, Ohio.
- [Kitagawa et al. 1976] KITAGAWA H., TAKAHASHI S. 1976 Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage *Second International Conference on Mechanical Behavior of Materials, Boston, 1976, 627-631*.
- [Koutiri et al. 2013a] KOUTIRI I., BELLETT D., MOREL F., AUGUSTINS L., ADRIEN J. 2013 High cycle fatigue damage mechanisms in cast aluminium subject to complex loads *International Journal of Fatigue* 47, 44–57.
- [Koutiri et al. 2013b] KOUTIRI I., BELLETT D., MOREL F., PESSARD E. 2013 A probabilistic model for the high cycle fatigue behaviour of cast aluminium alloys subject to complex loads *International Journal of Fatigue* 47, 137–147.
- [Lados 2004] LADOS D.A. 2004 Fatigue crack growth mechanisms in Al–Si–Mg alloys , Thèse Worcester Polytechnic Institute.

-
- [Lanning 2005] LANNING D. 2005 On the use of critical distance theories for the prediction of the high cycle fatigue limit stress in notched Ti-6Al-4V *International Journal of Fatigue* 27, 1, 45–57.
- [Lashkari et al. 2009] LASHKARI O., YAO L., COCKCROFT S., MAIJER D. 2009 X-Ray Microtomographic Characterization of Porosity in Aluminum Alloy A356 *Metallurgical and Materials Transactions A* 40, 4, 991–999.
- [Laslaz et al. 1991] LASLAZ G., LATY P. 1991 Gas Porosity and Metal Cleanliness in Aluminum Casting Alloys *AFS Transactions* 99, 83–90.
- [Le Nézet et al. 2013a] LE NEZET A., GARAT M. 2013 Moulage des alliages d'aluminium Sable, moulage de précision et procédés apparentés *Techniques de l'ingénieur Fonderies et moulages des alliages base documentaire: TIB479DUO*.
- [Le Nézet et al. 2013b] LE NEZET A., GARAT M. 2013 Moulage des alliages d'aluminium Moules permanents : coquille, sous pression et apparentés *Techniques de l'ingénieur Fonderies et moulages des alliages base documentaire: TIB479DUO*.
- [Le 2016] LE V.D. 2016 Etude de l'influence des hétérogénéités microstructurales sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles des alliages d'aluminium de fonderie , Thèse ENSAM de Angers.
- [Le et al. 2016a] LE V.-D., MOREL F., BELLETT D., SAINTIER N., OSMOND P. 2016 Simulation of the Kitagawa-Takahashi diagram using a probabilistic approach for cast Al-Si alloys under different multiaxial loads *International Journal of Fatigue* 93, Part 1, 109–121.
- [Le et al. 2016b] LE V.-D., MOREL F., BELLETT D., SAINTIER N., OSMOND P. 2016 Multiaxial high cycle fatigue damage mechanisms associated with the different microstructural heterogeneities of cast aluminium alloys *Materials Science and Engineering: A* 649, 426–440.
- [Lee 1981] LEE S.-B. 1981 Evaluation of theories on multiaxial fatigue with discriminating specimens *Dissertation Abstracts International* 41, 8, 174.
- [Lee 1985] LEE S.-B. 1985 A criterion for fully reversed out-of-phase torsion and bending In: *Multiaxial Fatigue*. ASTM International.
- [Lemaitre 1985] LEMAITRE J. 1985 A continuous damage mechanics model for ductile fracture *Transactions of the ASME. Journal of Engineering Materials and Technology* 107, 1, 83–89.
- [Lemaitre et al. 2009] LEMAITRE J., CHABOCHE J.-L., BENALLAL A., DESMORAT R. 2009 *Mécanique des matériaux solides - 3ème édition* Dunod.

- [Li et al. 2009] LI P., LEE P.D., MAIJER D.M., LINDLEY T.C. 2009 Quantification of the interaction within defect populations on fatigue behavior in an aluminum alloy *Acta Materialia* 57, 12, 3539–3548.
- [Li et al. 2016] LI X., XIONG S.M., GUO Z. 2016 Correlation between Porosity and Fracture Mechanism in High Pressure Die Casting of AM60B Alloy *Journal of Materials Science & Technology* 32, 1, 54–61.
- [Lu et al. 2002] LU W., MACKIE T.R. 2002 Tomographic motion detection and correction directly in sinogram space *Physics in medicine and biology* 47, 8, 1267.
- [Ludwig et al. 2012] LUDWIG T., DI SABATINO M., ARNBERG L., DISPINAR D. 2012 Influence of oxide additions on the porosity development and mechanical properties of A356 aluminium alloy castings *International Journal of Metalcasting* 6, 2, 41–50.
- [Luetje et al. 2017] LUETJE M., WICKE M., BACAICOA I., BRUECKNER-FOIT A., GEISERT A., FEHLBIER M. 2017 3D characterization of fatigue damage mechanisms in a cast aluminum alloy using X-ray tomography *International Journal of Fatigue* 103, 363–370.
- [Luo et al. 2005] LUO Z., ZHONG E. 2005 Derivation of Formula for Any Polygonal Area and Its Applications *College Mathematics* 21, 1, 123–125.
- [Luu et al. 2014] LUU D.H., MAITOURNAM M.H., NGUYEN Q.S. 2014 Formulation of gradient multiaxial fatigue criteria *International Journal of Fatigue* 61, 170–183.
- [Lynch 1979] LYNCH S.P. 1979 Hydrogen embrittlement and liquid-metal embrittlement in nickel single crystals *Scripta Metallurgica* 13, 11, 1051–1056.
- [Lynch 1988] LYNCH S.P. 1988 Environmentally assisted cracking: overview of evidence for an adsorption-induced localised-slip process *Acta Metallurgica* 36, 10, 2639–2661.
- [Lynch 2013] LYNCH S.P. 2013 Mechanisms and kinetics of environmentally assisted cracking: current status, issues, and suggestions for further work *Metallurgical and Materials Transactions A* 44, 3, 1209–1229.
- [Madi 2006] MADI K. 2006 Influence de la morphologie tridimensionnelle des phases sur le comportement mécanique de réfractaires électrofondus , Thèse École Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [Major 1998] MAJOR J.F. 1998 Porosity control and fatigue behavior in A356-T61 aluminum alloy *Transactions-American Foundrymens Society*, 901–906.
- [Mamiya et al. 2002] MAMIYA E.N., ARAÚJO J.A. 2002 Fatigue limit under multiaxial loadings: on the definition of the equivalent shear stress *Mechanics Research Communications* 29, 2, 141–151.

-
- [Maxwell et al. 1999] MAXWELL D., NICHOLAS T. 1999 A Rapid Method for Generation of a Haigh Diagram for High Cycle Fatigue In: T. Panontin and S. Sheppard, eds., *Fatigue and Fracture Mechanics: 29th Volume*. ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959, 626-626–16.
- [Mayer et al. 2003] MAYER H., PAPAKYRIACOU M., ZETTL B., STANZL-TSCHEGG S.. 2003 Influence of porosity on the fatigue limit of die cast magnesium and aluminium alloys *International Journal of Fatigue* 25, 3, 245–256.
- [McDowell et al. 2003] MCDOWELL D.L., GALL K., HORSTEMEYER M.F., FAN J. 2003 Microstructure-based fatigue modeling of cast A356-T6 alloy *Engineering Fracture Mechanics* 70, 1, 49–80.
- [Morel et al. 2002] MOREL F., PALIN-LUC T. 2002 A non-local theory applied to high cycle multiaxial fatigue *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 25, 7, 649–665.
- [Mu et al. 2014a] MU P., NADOT Y., NADOT-MARTIN C., CHABOD A., SERRANO-MUNOZ I., VERDU C. 2014 Influence of casting defects on the fatigue behavior of cast aluminum AS7G06-T6 *International Journal of Fatigue* 63, 97–109.
- [Mu et al. 2014b] MU P., NADOT Y., SERRANO-MUNOZ I., CHABOD A. 2014 Multiaxial fatigue design of cast parts: Influence of complex defect on cast AS7G06-T6 *Engineering Fracture Mechanics* 131, 315–328.
- [Mughrabi 2002] 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.
- [Mughrabi 2006] MUGHRABI H. 2006 Specific features and mechanisms of fatigue in the ultrahigh-cycle regime *International journal of fatigue* 28, 11, 1501–1508.
- [Mura 1987] MURA T. 1987 *Micromechanics of defects in solids* Springer Netherlands, Dordrecht.
- [Murakami 2002] EFFECTS OF SMALL DEFECTS AND NONMETALLIC INCLUSIONS 2002 Elsevier, Amsterdam.
- [Murakami et al. 1983] MURAKAMI Y., ENDO M. 1983 Quantitative evaluation of fatigue strength of metals containing various small defects or cracks *Engineering Fracture Mechanics* 17, 1, 1–15.
- [Murakami et al. 2000] MURAKAMI Y., NOMOTO T., UEDA T. 2000 On the mechanism of fatigue failure in the superlong life regime ($N > 10^7$ cycles). Part 1: influence of hydrogen trapped by inclusions *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 23, 11, 893–902.

- [Murakami et al. 1998] MURAKAMI Y., TAKADA M., TORIYAMA T. 1998 Super-long life tension–compression fatigue properties of quenched and tempered 0.46% carbon steel *International Journal of Fatigue* 20, 9, 661–667.
- [Nadot 1997] NADOT Y. 1997 Influence des défauts de fonderie sur la résistance à la fatigue d’une fonte GS , Thèse ENSMA de Poitiers.
- [Nadot et al. 2006] NADOT Y., BILLAUDEAU T. 2006 Multiaxial fatigue limit criterion for defective materials *Engineering Fracture Mechanics* 73, 1, 112–133.
- [Nadot et al. 2004] NADOT Y., MENDEZ J., RANGANATHAN N. 2004 Influence of casting defects on the fatigue limit of nodular cast iron *International Journal of Fatigue* 26, 3, 311–319.
- [Neuber 1961] NEUBER H. 1961 *Theory of notch stresses: principles for exact calculation of strength with reference to structural form and material* USAEC Office of Technical Information.
- [Nicoletto et al. 2010] NICOLETTO G., ANZELOTTI G., KONEČNÁ R. 2010 X-ray computed tomography vs. metallography for pore sizing and fatigue of cast Al-alloys *Procedia Engineering* 2, 1, 547–554.
- [Nicoletto et al. 2012] NICOLETTO G., KONEČNÁ R., 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.
- [Nishihara et al. 1945] NISHIHARA T., KAWAMOTO M. 1945 The strength of metals under combined alternating bending and torsion with phase difference *Memoirs of the College of Engineering, Kyoto Imperial University* 11, 5, 85–112.
- [Nishijima et al. 1999] NISHIJIMA S., KANAZAWA K. 1999 Stepwise SN curve and fish-eye failure in gigacycle fatigue *Fatigue and fracture of engineering materials and structures* 22, 7, 601–608.
- [Nishihara et al. 1941] NISHIHARA T., KAWAMOTO M. 1941 The strength of metals under combined alternating bending and torsion *Trans. Japan Soc. Mech. Engrs* 7, 185–194.
- [Nyahumwa et al. 1998a] NYAHUMWA C., GREEN N R., CAMPBELL J. 1998 The concept of the fatigue potential of cast alloys *Journal of the Mechanical Behavior of Materials* 9, 4.
- [Nyahumwa et al. 1998b] NYAHUMWA C., GREEN N.R., CAMPBELL J. 1998 Effect of Mold-Filling Turbulence on Fatigue Properties of Cast Aluminum Alloys (98-58) *Transactions of the American Foundrymen’s Society* 106, 215–224.

- [Nyahumwa et al. 2001] NYAHUMWA C., GREEN N.R., 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.
- [Ødegård et al. 1994] ØDEGÅRD J.A., PEDERSEN K. 1994 Fatigue Properties of an A356 (AlSi7Mg) Aluminium Alloy for Automotive Applications - Fatigue Life Prediction.
- [Oriani 1970] ORIANI R.A. 1970 The diffusion and trapping of hydrogen in steel *Acta metallurgica* 18, 1, 147–157.
- [Oriani 1972] ORIANI R.A. 1972 A mechanistic theory of hydrogen embrittlement of steels *Berichte der Bunsengesellschaft für physikalische Chemie* 76, 8, 848–857.
- [Oriani 1987] ORIANI R.A. 1987 Whitney Award Lecture—1987: Hydrogen—The Versatile Embrittler *Corrosion* 43, 7, 390–397.
- [Oriani et al. 1977] ORIANI R.A., JOSEPHIC P.H. 1977 Equilibrium and kinetic studies of the hydrogen-assisted cracking of steel *Acta Metallurgica* 25, 9, 979–988.
- [Palin-Luc et al. 1998] PALIN-LUC T., LASSERRE S. 1998 An energy based criterion for high cycle multiaxial fatigue *European Journal of Mechanics - A/Solids* 17, 2, 237–251.
- [Papadopoulos 1987] PAPADOPOULOS I.V. 1987 Fatigue polycyclique des métaux: Une nouvelle approche (Annexe A-1: La plus petite hypersphère circonscrite à une courbe donnée) *Thèse de Doctorat, Ecole Nationale des Ponts et Chaussées, Paris*, 239–245.
- [Papadopoulos 1993] PAPADOPOULOS I.V. 1993 *Fatigue limit of metals under multiaxial stress conditions: the microscopic approach* Joint Research Centre, ISEI.
- [Papadopoulos et al. 1996] PAPADOPOULOS I.V., PANOSKALTSIS V.P. 1996 Invariant formulation of a gradient dependent multiaxial high-cycle fatigue criterion *Engineering Fracture Mechanics* 55, 4, 513–528.
- [Papuga et al. 2008] PAPUGA J., RUZICKA M. 2008 Two new multiaxial criteria for high cycle fatigue computation *International Journal of Fatigue* 30, 1, 58–66.
- [Paris et al. 1963] PARIS P.P., ERDOGAN F.F. 1963 A critical Analysis of Crack Propagation Laws *Journal of Fluids Engineering* 85, 4, 529–533.
- [Pazos et al. 2010] PAZOS L., CORENGIA P., SVOBODA H. 2010 Effect of surface treatments on the fatigue life of titanium for biomedical applications *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials* 3, 6, 416–424.
- [Perez Mora 2010] PEREZ MORA R. 2010 Study of the fatigue strength in the gigacycle regime of metallic alloys used in aeronautics and off-shore industries , Thèse ENSAM de Bordeaux.

- [Pessard et al. 2013] PESSARD E., BELLETT D., MOREL F., KOUTIRI I. 2013 A mechanistic approach to the Kitagawa–Takahashi diagram using a multiaxial probabilistic framework *Engineering Fracture Mechanics* 109, 89–104.
- [Peterson 1959] PETERSON R.E. 1959 Notch sensitivity *Metal fatigue*, 293–306.
- [Petit 1999] PETIT J. 1999 Influence of environment on small fatigue crack growth *Small fatigue cracks, mechanics, mechanisms and applications, Ravichandran KS, Ritchie RO, Murakami Y (eds), Elsevier Pub., Amsterdam*, 167–178.
- [Petit et al. 1991] PETIT J., HENAFF G. 1991 Stage II intrinsic fatigue crack propagation *Scripta metallurgica et materialia* 25, 12, 2683–2687.
- [Petit et al. 2000] PETIT J., HÉNAFF G., SARRAZIN-BAUDOUX C. 2000 Mechanisms and modeling of near-threshold fatigue crack propagation In: *Fatigue Crack Growth Thresholds, Endurance Limits, and Design*. ASTM International.
- [Petit et al. 2006] PETIT J., 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.
- [Petit et al. 2010] PETIT J., SARRAZIN-BAUDOUX C. 2010 Some critical aspects of low rate fatigue crack propagation in metallic materials *International Journal of Fatigue* 32, 6, 962–970.
- [Pfeil 1926] PFEIL L.B. 1926 The effect of occluded hydrogen on the tensile strength of iron *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character* 112, 760, 182–195.
- [Polmear 2007] POLMEAR I.J. 2007 *Light alloys: from traditional alloys to nanocrystals* Elsevier, Butterworth-Heinemann, Amsterdam.
- [Redik et al. 2014] REDIK S., TAUSCHER M., GRÜN F. 2014 Mechanisms of fatigue-crack initiation and their impact on fatigue life of AlSi7 die-cast components *MATEC Web of Conferences* 12.
- [Remeysen et al. 2006] REMEYSEN K., SWENNEN R. 2006 Beam hardening artifact reduction in microfocus computed tomography for improved quantitative coal characterization *International Journal of Coal Geology* 67, 1, 101–111.
- [Richard et al. 2010] RICHARD S., GASQUÈRES C., SARRAZIN-BAUDOUX C., 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.

-
- [Roy et al. 2012] ROY M., NADOT Y., MAIJER D.M., BENOIT G. 2012 Multiaxial fatigue behaviour of A356-T6 *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 35, 12, 1148–1159.
- [Roy et al. 2011] ROY M.J., NADOT Y., NADOT-MARTIN C., BARDIN P.-G., MAIJER D.M. 2011 Multiaxial Kitagawa analysis of A356-T6 *International Journal of Fatigue* 33, 6, 823–832.
- [Saintier et al. 2013] SAINTIER N., PALIN-LUC T., BÉNABES J., COCHETEUX F. 2013 Non-local energy based fatigue life calculation method under multiaxial variable amplitude loadings *International Journal of Fatigue* 54, 68–83.
- [Savelli et al. 2000] SAVELLI S., BUFFIÈRE J.Y., FOUGÈRES R. 2000 Pore Characterization in a Model Cast Aluminum Alloy and its Quantitative Relation to Fatigue Life Studied by Synchrotron X-Ray Microtomography *Materials Science Forum* 331–337, 197–202.
- [Serrano-Munoz 2014] SERRANO-MUNOZ I. 2014 Influence of casting defects on the fatigue behaviour of an A357-T6 aerospace alloy , Thèse INSA de Lyon.
- [Serrano-Munoz et al. 2017] SERRANO-MUNOZ I., BUFFIERE J.-Y., MOKSO R., VERDU C., NADOT Y. 2017 Location, location & size: defects close to surfaces dominate fatigue crack initiation *Scientific Reports* 7, 45239.
- [Serrano-Munoz et al. 2015] SERRANO-MUNOZ I., BUFFIERE J.-Y., VERDU C., GAILLARD Y., MU P., NADOT Y. 2015 Influence of surface and internal casting defects on the fatigue behaviour of A357-T6 cast aluminium alloy *International Journal of Fatigue*.
- [Shin et al. 1983] SHIN K.S., MESHII M. 1983 Effect of sulfur segregation and hydrogen charging on intergranular fracture of iron *Acta Metallurgica* 31, 10, 1559–1566.
- [Siebel et al. 1955] SIEBEL E., STIELER M. 1955 Dissimilar stress distributions and cyclic loading *Z Ver Deutsch Ing* 97, 121–31.
- [Simonnet 2010] SIMONNET R. 2010 Amélioration des algorithmes de reconstruction d’image pour la tomographie d’émission par collimation à trous larges et longs , Thèse Université d’Angers.
- [Sines 1959] SINES G. 1959 Behavior of metals under complex static and alternating stresses *Metal fatigue* 1, 145–169.
- [Sonsino et al. 1997] SONSINO C.M., KAUFMANN H., GRUBIŠIĆ V. 1997 *Transferability of material data for the example of a randomly loaded forged truck stub axle* SAE Technical Paper.

- [Sonsino et al. 1993] SONSINO C.M., ZIESE J. 1993 Fatigue strength and applications of cast aluminium alloys with different degrees of porosity *International Journal of Fatigue* 15, 2, 75–84.
- [Spaggiari et al. 2011] SPAGGIARI A., CASTAGNETTI D., DRAGONI E., BULLERI S. 2011 Fatigue life prediction of notched components: a comparison between the theory of critical distance and the classical stress-gradient approach *Procedia Engineering* 10, 2755–2767.
- [Stanzl et al. 1991] STANZL S.E., MAYER H.R., TSCHEGG E.K. 1991 The influence of air humidity on near-threshold fatigue crack growth of 2024-T3 aluminum alloy *Materials Science and Engineering: A* 147, 1, 45–54.
- [Stanzl-Tschegg 2006] STANZL-TSCHEGG S. 2006 Fatigue crack growth and thresholds at ultrasonic frequencies *International Journal of Fatigue* 28, 11, 1456–1464.
- [Stanzl-Tschegg et al. 1995] STANZL-TSCHEGG S.E., MAYER H.R., BESTE A., KROLL S. 1995 Fatigue and fatigue crack propagation in AlSi7Mg cast alloys under in-service loading conditions *International journal of fatigue* 17, 2, 149–155.
- [Stock 1999] STOCK S.R. 1999 X-ray microtomography of materials *International Materials Reviews* 44, 4, 141–164.
- [Stucky et al. 1996] STUCKY M., RICHARD M. 1996 Tenue en fatigue des alliages d'aluminium de type Al-Si7Mg : Influence de l'état de surface *Fonderie - Fondateur d'aujourd'hui - CTIF* 159.
- [Sukumar 2016] SUKUMAR L.R. 2016 *Comparison between the FEM and the Eshelby analytical approaches in the stress/strain calculation for an internal porosity* , Rapport de stage ENSMA de Poitiers.
- [Sun et al. 2016] SUN S., YU X., CHEN X. 2016 Study of component structural equivalent fatigue based on a combined stress gradient approach and the theory of critical distance *Engineering Failure Analysis* 60, 199–208.
- [Suplee 2009] SUPLEE C. 2009 X-Ray Mass Attenuation Coefficients .
- [Susmel 2004] SUSMEL L. 2004 A unifying approach to estimate the high-cycle fatigue strength of notched components subjected to both uniaxial and multiaxial cyclic loadings *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 27, 5, 391–411.
- [Susmel et al. 2003] SUSMEL L., TAYLOR D. 2003 Two methods for predicting the multiaxial fatigue limits of sharp notches *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 26, 9, 821–833.

-
- [Taylor 2010] TAYLOR D. 2010 *The theory of critical distances: a new perspective in fracture mechanics* Elsevier.
- [Taylor et al. 1996] TAYLOR D., HUGHES M., ALLEN D. 1996 Notch fatigue behaviour in cast irons explained using a fracture mechanics approach *International Journal of Fatigue* 18, 7, 439–445.
- [Taylor 2012] TAYLOR J.A. 2012 Iron-Containing Intermetallic Phases in Al-Si Based Casting Alloys *Procedia Materials Science* 1, 19–33.
- [Tijani et al. 2013a] TIJANI Y., HEINRIETZ A., BRUDER T., HANSELKA H. 2013 Quantitative evaluation of fatigue life of cast aluminum alloys by non-destructive testing and parameter model *International Journal of Fatigue* 57, 73–78.
- [Tijani et al. 2013b] TIJANI Y., HEINRIETZ A., STETS W., VOIGT P. 2013 Detection and Influence of Shrinkage Pores and Nonmetallic Inclusions on Fatigue Life of Cast Aluminum Alloys *Metallurgical and Materials Transactions A* 44, 12, 5408–5415.
- [Tovo et al. 2008] TOVO R., LIVIERI P. 2008 An implicit gradient application to fatigue of complex structures *Engineering Fracture Mechanics* 75, 7, 1804–1814.
- [Troiano 2016] TROIANO A.R. 2016 The role of hydrogen and other interstitials in the mechanical behavior of metals *Metallography, Microstructure, and Analysis* 5, 6, 557–569.
- [Vanderesse et al. 2011] VANDERESSE N., MAIRE É., CHABOD A., BUFFIÈRE J.-Y. 2011 Microtomographic study and finite element analysis of the porosity harmfulness in a cast aluminium alloy *International Journal of Fatigue* 33, 12, 1514–1525.
- [Vincent et al. 2014] VINCENT M., NADOT-MARTIN C., NADOT Y., DRAGON A. 2014 Fatigue from defect under multiaxial loading: Defect Stress Gradient (DSG) approach using ellipsoidal Equivalent Inclusion Method *International Journal of Fatigue* 59, 176–187.
- [Vu et al. 2010] VU Q.H., HALM D., NADOT Y. 2010 Multiaxial fatigue criterion for complex loading based on stress invariants *International Journal of Fatigue* 32, 7, 1004–1014.
- [Wan et al. 2014] WAN Q., ZHAO H., ZOU C. 2014 Effect of Micro-porosities on Fatigue Behavior in Aluminum Die Castings by 3D X-ray Tomography Inspection *ISIJ International* 54, 3, 511–515.
- [Wang et al. 2001a] WANG Q., APELIAN D., LADOS D. 2001 Fatigue behavior of A356-T6 aluminum cast alloys. Part I. Effect of casting defects *Journal of Light Metals* 1, 1, 73–84.

- [Wang et al. 2001b] WANG Q.G., APELIAN D., LADOS D.A. 2001 Fatigue behavior of A356/357 aluminum cast alloys. Part II—Effect of microstructural constituents *Journal of Light Metals 1*, 1, 85–97.
- [Wang 2004] WANG Q.G. 2004 Plastic deformation behavior of aluminum casting alloys A356/357 *Metallurgical and Materials Transactions A 35*, 9, 2707–2718.
- [Wang et al. 2006] WANG Q.G., CREPEAU P.N., DAVIDSON C.J., GRIFFITHS J.R. 2006 Oxide films, pores and the fatigue lives of cast aluminum alloys *Metallurgical and Materials Transactions B 37*, 6, 887–895.
- [Wang et al. 2010] WANG Q.G., PRAUD M., NEEDLEMAN A., ET AL. 2010 Size effects in aluminium alloy castings *Acta Materialia 58*, 8, 3006–3013.
- [Wang et al. 2002] WANG Q.Y., BATHIAS C., KAWAGOISHI N., CHEN Q. 2002 Effect of inclusion on subsurface crack initiation and gigacycle fatigue strength *International Journal of Fatigue 24*, 12, 1269–1274.
- [Warmuzek 2004] WARMUZEK M. 2004 *Aluminum-silicon casting alloys: atlas of microfractographs* ASM International, Materials Park, Ohio.
- [Weber 1999] WEBER B. 1999 Fatigue multiaxiale des structures industrielles sous chargement quelconque , Thèse INSA de Lyon.
- [Wei et al. 1981] WEI R.P., SIMMONS G.W. 1981 Recent progress in understanding environment assisted fatigue crack growth *International Journal of Fracture 17*, 2, 235–247.
- [Willmott 2011] WILLMOTT P. 2011 *An introduction to synchrotron radiation: techniques and applications* John Wiley & Sons.
- [Wils 2011] WILS P. 2011 Tomographie par rayons X: correction des artefacts liés à la chaîne d’acquisition , Thèse INSA de Lyon.
- [Wormsen et al. 2007] WORMSEN A., SJÖDIN B., HÄRKEGÅRD G., FJELDSTAD A. 2007 Non-local stress approach for fatigue assessment based on weakest-link theory and statistics of extremes *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures 30*, 12, 1214–1227.
- [Yao et al. 2012] YAO J.Y., TAYLOR J.A. 2012 Characterisation of intermetallic particles formed during solution treatment of an Al–7Si–0.4Mg–0.12Fe alloy *Journal of Alloys and Compounds 519*, 60–66.
- [You et al. 1996] YOU B.-R., LEE S.-B. 1996 A critical review on multiaxial fatigue assessments of metals *International Journal of Fatigue 18*, 4, 235–244.

-
- [Zenner et al. 2000] ZENNER H., SIMBÜRGER A., LIU J. 2000 On the fatigue limit of ductile metals under complex multiaxial loading *International Journal of Fatigue* 22, 2, 137–145.
- [Zhang et al. 1999] ZHANG B., POIRIER D.R., CHEN W. 1999 Microstructural effects on high-cycle fatigue-crack initiation in A356. 2 casting alloy *Metallurgical and Materials Transactions A* 30, 10, 2659–2666.
- [Zhang et al. 2002] ZHANG B., POIRIER D.R., CHEN W. 2002 EFFECTS OF HIPPING AND SR-MODIFICATION ON THE FATIGUE OF A356. 2 CAST ALUMINUM *HIP* 6, 100, 125.
- [Zhang et al. 2010] ZHANG X.C., ZHANG Y.K., LU J.Z., XUAN F.Z., WANG Z.D., TU S.T. 2010 Improvement of fatigue life of Ti–6Al–4V alloy by laser shock peening *Materials Science and Engineering: A* 527, 15, 3411–3415.
- [Zhu et al. 2006] ZHU X., SHYAM A., JONES J.W., MAYER H., LASECKI J.V., ALLISON J.E. 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.
- [Zou et al. 2013] ZOU J., TYNELIUS K., KIM D.G., SHIVKUMAR S., APELIAN D. 2013 Evaluation of feeding characteristics in cast aluminum alloys *Production and Electrolysis of Light Metals: Proceedings of the International Symposium on Production and Electrolysis of Light Metals, Halifax, August 20-24, 1989*, Elsevier, 87.
- [Zuo et al. 2008] ZUO J.H., WANG Z.G., HAN E.H. 2008 Effect of microstructure on ultra-high cycle fatigue behavior of Ti–6Al–4V *Materials Science and Engineering: A* 473, 1, 147–152.

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

Résumé : Ces travaux de thèse concernent la caractérisation en fatigue à grand nombre de cycles de l'alliage d'aluminium moulé A357-T6 (AS7G06-T6) en présence de défauts de type retassure. Six coulées ont été produites pour étudier deux familles de défauts : les retassures de type cavité et les retassures de type spongieuse avec un grade de nocivité qui varie entre 2 et 4 (selon la norme ASTM E 2422). La limite de fatigue en traction positive ($R = 0.1$) a été estimée en fonction de chaque type de défaut pour $N = 2 \cdot 10^6$ cycles. Des essais ont été également menés sur des éprouvettes dégradées en surface avec un défaut artificiel. Le défaut artificiel est caractérisé par une variation très localisée de la morphologie (usinage au FIB et par EDM) représentative de la microporosité interdendritique. La morphologie locale et globale des défauts naturels est étudiée grâce à des simulations numériques aux éléments finis. Les calculs numériques sont conduits sur la géométrie réelle d'un pore reconstruite à partir d'un scan en μ -CT. Deux géométries équivalentes ont été proposées pour approximer la morphologie d'un défaut naturel : une sphère et un ellipsoïde équivalent d'inertie.

L'effet de la position du défaut sur l'évolution des champs mécaniques a été également étudié en conduisant des simulations numériques aux éléments finis sur la géométrie réelle du pore. Deux approches ont été proposées pour simuler un diagramme de type Kitagawa-Takahashi: (i) la Mécanique de la Rupture en Élasticité Linéaire (LEFM) (ii) un critère de fatigue de type Defect Stress Gradient (DSG), les deux modèles ont été testés dans le cas d'un amorçage sur un défaut de surface et interne.

Une campagne d'essais de fatigue ($R = 0.1$) a été conduite à l'échelle d'un composant industriel. Une pièce réalisée par fonderie en A357-T6 a été testée dans une configuration saine et dégradée avec des défauts artificiels de surface. Un critère de type DSG, qui prend en compte l'effet du gradient de contrainte à l'échelle macroscopique de la structure, a été proposé. Le modèle a été validé par un calcul aux éléments finis du composant en utilisant une routine de post traitement des données, qui affiche en sortie la cartographie de la taille admissible du défaut de surface en chaque point du modèle simulé.

Mots-clés : Aluminium—Alliages, Durée de vie (ingénierie), Métaux—Défauts, Alliages—Fatigue, Éléments finis, Méthode des, Diagramme de Kitagawa-Takahashi, Microtomographie, Cartographie de la taille admissible de défaut.

HIGH CYCLE FATIGUE OF THE A357-T6 CAST ALUMINUM ALLOY : ROLE OF THE DEFECT MORPHOLOGY, POSITION AND FATIGUE LIFE ASSESMENT OF A STRUCTURAL COMPONENT

Abstract : The purpose of this work is to characterize the high cycle fatigue strength of the A357-T6 (AS7G06-T6) cast aluminum alloy affected by natural casting defects (shrinkages). Six different castings have been manufactured in order to study two shrinkage types: the cavity shrinkages and the sponge shrinkages with a defect grade ranging from 2 to 4 (as defined by the ASTM E2422 standard). High cycle fatigue tests have been carried out in order to estimate the fatigue limit under positive tensile loading ($R = 0.1$) for each defect type at $N = 2 \cdot 10^6$ cycles. The effect of the local defect morphology has been investigated performing several fatigue tests on specimens with artificial surface defects characterized by a local morphology modification (FIB and EDM machining). The artificial defect size and morphology is representative of the natural interdendritic porosity. The local and global defect morphology of the natural defects have been studied by means of finite element simulations conducted on the real shrinkage morphology reconstructed from a μ -CT scan. Two equivalent geometries have been proposed to simplify the natural defect morphology: a sphere and an inertia - equivalent ellipsoid.

The effect of the defect position on the mechanical field evolution has also been studied by means of finite element simulations performed on the real defect geometry. The analysis of the Kitagawa-Takahashi diagram has been performed by using two different approaches for both internal and surface defects: (i) the Linear Elastic Fracture Mechanics (LEFM) (ii) the Defect Stress Gradient (DSG) fatigue criterion.

An experimental campaign has been performed at a component scale. A casted A357-T6 structural component has been tested with two different configurations: as received and degraded with artificial surface defects. A DSG fatigue criterion, taking into account the effect of the stress gradient at the macroscopic scale of the component, has been proposed. The model has been validated by means of finite element simulations using a data post-processing sub-routine that gives as output the critical defect size map at each point of the simulated model.

Keywords: Aluminium alloys, Service life (Engineering), Metals—Defects, Alloys—Fatigue, Finite element method, Kitagawa-Takahashi diagram, Microtomography, Critical defect size mapping.