



HAL
open science

effets des gradients de porosité et de contrainte sur le comportement en fatigue à grand nombre de cycles de l'alliage d'aluminium AlSi9Cu3 coulé sous pression

Thomas Landron

► **To cite this version:**

Thomas Landron. effets des gradients de porosité et de contrainte sur le comportement en fatigue à grand nombre de cycles de l'alliage d'aluminium AlSi9Cu3 coulé sous pression. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. HESAM Université, 2023. Français. NNT : 2023HESAE091 . tel-04501665

HAL Id: tel-04501665

<https://pastel.hal.science/tel-04501665v1>

Submitted on 12 Mar 2024

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

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

ÉCOLE DOCTORALE SCIENCES DES MÉTIERS DE L'INGÉNIEUR
LAMPA – Campus d'Angers & I2M – Campus de Bordeaux

THÈSE

Présentée par : **Thomas LANDRON**
soutenue le : **19 décembre 2023**

Pour obtenir le grade de : **Docteur d'HESAM Université**
Préparée à : **École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers**
Spécialité : **Mécanique & Matériaux**

Effets des gradients de porosité et de contrainte sur le comportement en fatigue à grand nombre de cycles de l'alliage d'aluminium AlSi9Cu3 coulé sous pression

THÈSE dirigée par :

M. MOREL Franck & M. SAINTIER Nicolas

Co-encadrée par :

M. LE Viet Duc

Jury

M. Luc REMY , Directeur de recherche CNRS Emeritus , Centre des matériaux, Ecole des Mines de Paris	Président
M. Jean-Yves BUFFIERE , Professeur des universités, MATEIS, INSA Lyon	Rapporteur
M. Fabien SZMYTKA , Professeur associé, ENSTA Paris, Institut Polytechnique de Paris	Rapporteur
Mme Nathalie LIMODIN , Directrice de recherche CNRS, LaMcube, Ecole Centrale de Lille	Examinatrice
M. Franck MOREL , Professeur des universités, LAMPA, ENSAM Angers	Examinateur
M. Nicolas SAINTIER , Professeur des universités, I2M, ENSAM Bordeaux	Examinateur
M. Viet Duc LE , Ingénieur de recherche, AMVALOR, ENSAM Angers	Examinateur
M. Daniel BELLETT , Ingénieur de recherche, AMVALOR, ENSAM Angers	Examinateur
Mme Agathe FORRE , Ingénieur de recherche, Stellantis	Examinatrice
M. Pierre OSMOND , Ingénieur de recherche, CETIM	Invité
M. Laurent ROTA , Ingénieur de recherche, Stellantis	Invité

Remerciements

Je tiens à exprimer ma sincère gratitude à Franck Morel, Nicolas Saintier, Viet Duc Le et Daniel Bellet pour leur soutien inestimable, leurs conseils éclairés et leur engagement constant tout au long de ce projet de recherche. L'expertise et la passion de Franck pour la fatigue ont été une source d'inspiration pour moi. J'ai grandement apprécié les discussions que nous avons eues, aussi bien scientifiques que sur l'état du monde. Je remercie chaleureusement Viet Duc pour toutes les heures qu'il m'a consacrées et l'accompagnement quotidien qu'il m'a fourni. Un grand merci à Nicolas et Danny pour leurs remarques qui ont sans cesse remis en question ma vision des choses.

Je tiens aussi à remercier Pierre Osmond, Agathe Forré et Laurent Rota de la société Stellantis de m'avoir permis de réaliser cette thèse CIFRE entre Stellantis et les laboratoires du LAMPA et de l'I2M. En particulier, je remercie Pierre pour toute l'aide qu'il m'a apportée grâce, notamment, à sa connaissance incroyable de la littérature scientifique : toujours le petit article qui convient dans n'importe quelle circonstance.

Je remercie également les membres de mon jury de thèse, Luc Rémy, Jean-Yves Buffière, Fabien Szmytka et Nathalie Limodin, d'avoir accepté d'étudier ces travaux et de l'intérêt qu'ils y ont porté.

Je souhaite remercier les membres du laboratoire LAMPA et I2M qui ont participé à ces travaux de thèse et à l'ambiance incroyable. Tout particulièrement Linamaria et Camille, sans qui une bonne partie de ces travaux expérimentaux et tomographiques n'aurait pu voir le jour. Ce sera grâce à Lina que j'aurais pu apprendre à allumer la lumière à tous les étages. Camille, je dois avouer que je ne sais toujours pas comment utiliser Cassiopée. J'aimerais aussi remercier Cyril, Quentin, Daniel, Eric, Sylvain, Claude, Gilles et Jonathan pour leur sympathie et leur grande expertise technique. Petit clin d'œil à Etienne, un Canteaysien de plus avec une thèse.

Mes remerciements vont également aux collègues doctorants qui ont eu le courage (ou la folie ?) de se lancer dans cette aventure. Leur bonne humeur et leur sympathie ont su créer une merveilleuse ambiance de travail au sein du laboratoire.

Je tiens à remercier Stellantis, le LAMPA et l'I2M ainsi que toutes les autres personnes et institutions qui ont contribué de près ou de loin à la réalisation de ce travail.

Je ne saurais oublier de remercier mes amis et ma famille qui m'ont soutenu pendant ces années de thèse. J'espère avoir pu les faire rire avec les anecdotes et péripéties inévitablement présentes dans une thèse aussi expérimentale que la mienne.

Finalement, je voudrais remercier la personne la plus importante à mes yeux, ma future petite femme, Laura. Merci beaucoup pour ton soutien dans les hauts comme dans les bas. Merci de m'avoir apporté des casse-croûtes lors des longues soirées sur le meub. Ta patience, ta gentillesse et ton amour sont les trois richesses qui ont rendu ce travail possible.

Merci à tous pour votre soutien et votre encouragement.

« La persévérance est la noblesse de l'obstination » - Adrien Decourcelle

Table des matières

Table des matières	7
Table des figures	11
Table des tableaux	20
Introduction	23
Contexte industriel.....	23
Contexte scientifique.....	24
Problématiques et objectifs de la thèse.....	24
Démarche.....	25
Plan du mémoire.....	25
Chapitre I : Revue bibliographique	28
I.1. Introduction	28
I.2. Procédé de mise en forme : la coulée sous pression.....	28
I.2.1. Présentation des étapes du procédé de coulée sous pression.....	29
I.2.2. Caractéristiques du procédé	30
I.2.3. Avantages et inconvénients du procédé	31
I.2.4. Effets des paramètres du procédé sur la porosité du matériau	32
I.3. Alliage d'aluminium coulé sous pression : AlSi9Cu3	32
I.3.1. Généralités.....	32
I.3.2. Microstructure	33
I.3.3. Défauts dans l'AlSi9Cu3 coulé sous pression : défauts d'écoulement, retassures et porosités gazeuses.....	39
I.4. Effet des hétérogénéités et de la microstructure sur la tenue en fatigue des matériaux à défauts...43	
I.4.1. Généralités.....	43
I.4.2. Cas de l'AlSi9Cu3.....	55
I.5. Caractéristiques de la propagation de fissure dans les alliages d'aluminium de fonderie	60
I.5.1. Généralités sur la propagation de fissures.....	60
I.5.2. Propagation de fissure dans un AlSi9Cu3 coulé sous pression.....	63
I.6. Synthèse et conclusion de la revue bibliographique	67
Chapitre II : Matériaux et méthodes expérimentales	72
II.1. Introduction.....	72
II.2. Matériaux : Procédé de fabrication et caractérisation	72
II.2.1. Procédé de fabrication des éprouvettes d'essais et géométrie	72
II.2.2. Géométries des éprouvettes de fatigue	73
II.2.3. Caractérisation de la microstructure	74
II.2.4. Caractérisation de la distribution des défauts par tomographie RX.....	80
II.2.5. Comportement mécanique en traction monotone	89

II.3. Méthode expérimentale : essais de fatigue et suivi de fissure	91
II.3.1. Protocole d'essai et méthode de calcul de la résistance en fatigue	91
II.3.2. Essais de fatigue en flexion R=-1	93
II.3.3. Essais de fatigue en traction R=-1	93
II.3.4. Suivi de fissure in situ par corrélation d'image	94
II.3.5. Méthode de Murakami de discrimination des positions d'amorçage en amorçage de surface ou amorçage interne.....	100
II.4. Synthèse de la caractérisation de l'alliage AlSi9Cu3	100
Chapitre III : Caractérisation des effets des gradients de porosité et de chargement sur le comportement en FGNC de l'AlSi9Cu3 ; mécanismes d'endommagement associés.....	104
III.1. Introduction	104
III.2. Etude du comportement en FGNC sous flexion à R=-1	104
III.2.1. Résistance en fatigue à 2.10^6 cycles en flexion par la méthode de l'escalier en contraintes nominales.....	104
III.2.2. Prise en compte de l'effet de la position du défaut critique dans l'éprouvette sur la contrainte locale subie et sur la résistance en fatigue en flexion	105
III.3. Etude du comportement en FGNC sous traction à R=-1	109
III.3.1. Résistance en fatigue à 2.10^6 cycles en traction par la méthode de l'escalier en contraintes nominales.....	109
III.3.2. Prise en compte de l'effet de la position du défaut critique dans l'éprouvette sur la contrainte locale subie et sur la résistance en fatigue en traction	109
III.4. Comparaison des comportements en FGNC sous chargements de flexion et traction à R=-1 ..	112
III.5. Mécanismes d'endommagement en FGNC	113
III.5.1. Présentation des défauts critiques et de leurs caractéristiques.....	113
III.5.2. Etude des mécanismes d'amorçage pour chaque configuration d'essai	118
III.5.3. Effet de la distribution des défauts et des gradients de contrainte sur la position des sites d'amorçage	136
III.5.4. Distribution en taille des défauts critiques.....	140
III.6. Synthèse et conclusion sur le comportement en FGNC et les mécanismes d'endommagement	142
Chapitre IV : Rôle des défauts sur le comportement en FGNC de l'AlSi9Cu3 : interprétation et modélisation des effets de gradient de porosité.....	146
IV.1. Introduction	146
IV.2. Présentation des modèles basés sur la mécanique linéaire de la rupture et de la méthodologie d'ajustement des modèles	146
IV.2.1. Généralités sur la mécanique linéaire de la rupture.....	146
IV.2.2. Modèle de El Haddad	147
IV.2.3. Modèle combiné du seuil en contraintes, de Murakami et de Takahashi.....	148
IV.3. Détermination des paramètres agissant au premier ordre sur le comportement en fatigue et prise en compte de l'effet du nombre de cycles et de la morphologie des défauts.....	151

IV.3.1. Effet de la taille du défaut	152
IV.3.2. Effet de la morphologie des défauts	152
IV.3.3. Effet du nombre de cycles	153
IV.4. Analyse quantitative de l'effet de la taille de défaut sur la résistance en fatigue à $2 \cdot 10^6$ cycles	155
IV.4.1. Validité d'une dépendance unique à la taille du défaut selon les configurations d'essais ..	155
IV.4.2. Étude de l'effet du type de chargement : Flexion et Traction	157
IV.4.3. Etude de l'effet de la nature du défaut critique	158
IV.4.4. Etude de l'effet de la position d'amorçage : interne et surface	160
IV.4.5. Modélisation de l'effet de la taille de défaut sur la résistance en fatigue pour les deux positions d'amorçage : interne et surface	162
IV.5. Comparaison des effets des défauts sur le comportement en fatigue de différents alliages d'aluminium obtenus à partir de procédés de coulée sous pression et gravité	171
IV.5.1. Quelques éléments de comparaison entre les alliages coulés gravité AlSi7Mg03 et AlSi7Cu05Mg03 et l'alliage coulé sous pression AlSi9Cu3	172
IV.5.2. Effet sur le seuil de propagation.....	173
IV.5.3. Effet en contrainte : Diagrammes de Kitagawa-Takahashi	174
IV.5.4. Des paramètres microstructuraux et mécaniques pour expliquer la différence de comportement en fatigue des alliages d'aluminium	175
IV.6. Synthèse et conclusion de l'effet des défauts	179
Chapitre V : Caractérisation de la cinétique de propagation grâce à une approche par suivi de fissure in-situ : Vers une modélisation de l'effet des défauts sur la durée de vie.....	184
V.1. Etude de la propagation de fissure in situ en FGNC.....	184
V.1.1. Description de la détection de la fissure	184
V.1.2. Éprouvette SF-5-3.....	186
V.1.3. Éprouvette SF-5-4.....	188
V.1.4. Mise en évidence du multi-amorçage	191
V.2. Modélisation de la propagation de fissure en FGNC.....	196
V.2.1. Procédure d'évaluation du facteur d'intensité de contraintes et de calibration de la loi de Paris	197
V.2.2. Modélisation de la propagation de fissure	203
V.2.3. Complément bibliographique sur l'effet des réseaux en lien avec les mousses d'alliage d'aluminium	206
V.3. Modélisation de l'effet des défauts sur la durée de vie en FGNC	206
V.3.1. Modélisation de la durée de vie en fatigue en propagation	208
V.3.2. Modélisation de la durée de vie en fatigue en amorçage et propagation sous sollicitation de flexion.....	211
V.3.3. Modélisation de la durée de vie en fatigue en amorçage et propagation sous sollicitation de Traction	212
V.3.4. Conclusion sur la génération de courbes de Wöhler.....	212

V.4. Synthèse et conclusion sur la modélisation de la durée de vie	215
V.4.1. Synthèse.....	215
V.4.2. Proposition d'un scénario complet d'amorçage et de propagation de fissure à partir d'un réseau de porosité dans l'AlSi9Cu3 coulé sous pression.....	216
Conclusion générale et perspectives	218
Conclusion générale	218
Perspectives	220
Annexes	226
A. Courbes de Wöhler en contraintes nominales.....	226
B. Caractérisation fine de la distribution de défaut	229
C. Effet de la discrétisation sur l'analyse de la distribution spatiale des défauts	232
D. Comportement en écrouissage cyclique de l'AlSi9Cu3 coulé sous pression	235
E. Complément de la revue de la littérature sur les alliages coulés gravité	237
1. Présentation de l'alliage AlSi7Mg03	237
2. Tenue en fatigue des alliages	239
3. Mécanismes d'endommagement	239
4. Effet de la taille des défauts sur le comportement en fatigue	240
5. Comportement en écrouissage cyclique : étude du durcissement.....	241
F. Présentation des résultats des essais de fatigue par la méthode de l'escalier avec reprise	243
Références	254

Table des figures

Figure 1 Carter de moteur électrique.....	24
Figure 2 Carter d'embrayage	24
Figure 3 Carter de réducteur.....	24
Figure 4 machine de coulée sous pression (HPDC, 2017)	29
Figure 5 Schéma du procédé de coulée sous pression (Dynacast, 2020)	30
Figure 6 Graphique des différents procédés de fonderie présentant la cadence de production en fonction de la masse coulée (Bonollo et al., 2015).....	31
Figure 7 Diagramme binaire Al-Si en pourcentage atomique (Warmuzek, 2004).....	33
Figure 8 Microstructure d'un alliage de AlSi9Cu3(Fe) coulé sous pression (Timelli and Fabrizi, 2014).34	
Figure 9 Variation de la fraction d'eutectique dans le plan radial d'une éprouvette d'essai en AlSi9Cu3 coulé sous pression (Timelli and Fabrizi, 2014).....	34
Figure 10 Variation de la dureté Vickers dans le plan radial d'une éprouvette d'essai en AlSi9Cu3 coulé sous pression (Timelli and Fabrizi, 2014)	34
Figure 11 Image au microscope optique d'intermétalliques : a) phase β -Fe b) phase α -Fe c) intermétalliques en bloc d) intermétalliques en "étoile" (Ceschini et al., 2018).....	35
Figure 12 Profil moyen du "sludge factor" dans le plan radial d'une éprouvette de traction en AlSi9Cu3 coulé sous pression (Timelli and Fabrizi, 2014).....	36
Figure 13 Dispersion de la taille des intermétalliques ferreux dans un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression (Salas Reyes et al., 2020)	36
Figure 14 Micrographie de grains cristallisés en dehors du moule au sein de la microstructure d'une éprouvette d'AlSi9Cu3 coulé sous pression (Timelli and Fabrizi, 2014).....	37
Figure 15 Micrographie de grains cristallisés sur les parois de la chambre d'injection au sein de la microstructure d'une éprouvette d'AlSi9Cu3 coulé sous pression (Timelli and Fabrizi, 2014)	37
Figure 16 Micrographie d'un alliage d'AlSi9Cu3 montrant la bimodalité de la taille de dendrite (Murray and Murray, 2011).....	38
Figure 17 Distribution de la taille de grain en surface et à cœur dans le plan radial d'une éprouvette de traction en AlSi9Cu3 coulé sous pression (Timelli et al., 2014)	39
Figure 18 Carte EBSD de l'orientation des grains (a) proche de la surface (b) à cœur d'une éprouvette de traction en AlSi9Cu3 coulé sous pression (Timelli et al., 2014)	39
Figure 19 Micrographie de pores au sein d'éprouvettes en AlSi9Cu3 coulé sous pression (Dos Santos et al., 2015).....	40
Figure 20 Sphéricité en fonction du volume pour chaque pore des éprouvettes en AlSi9Cu3 coulé sous pression (Vanderesse et al., 2011)	41
Figure 21 (d) Reconstruction des pores observés par tomographie RX sur une éprouvette en AlSi9Cu3 coulé sous pression (Vanderesse et al., 2011)	41
Figure 22 Evolution de la masse volumique et du taux de porosité en fonction de l'épaisseur usinée en surface des éprouvettes en AlSi9Cu3 coulé sous pression (Timelli and Fabrizi, 2014).....	41
Figure 23 micrographie d'un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression montrant des retassures (Salas Reyes et al., 2020)	42
Figure 24 faciès de rupture sur essai de traction monotone d'un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression montrant une zone poreuse (Lumley et al., 2011)	43
Figure 25 Variation de la résistance en fatigue en fonction de la SDAS en absence de défaut à l'origine de la rupture en torsion à $R\sigma = 0$ et $R\sigma = -1$ sur l'alliage d'aluminium A356-T6 (Iben Houria et al., 2015)	44
Figure 26 Variation de la résistance en fatigue en fonction de la taille de grain en absence de défaut à l'origine de la rupture en torsion à $R\sigma = 0$ et $R\sigma = -1$ sur l'alliage d'aluminium A356-T6 (Iben Houria et al., 2015).....	44

Figure 27 Effet du ratio $\sqrt{area}/SDAS$ sur la résistance en fatigue des alliages bleu) AlSi7Cu05Mg03, rouge : AlSi7Mg03, vert : AlSi7Mg03 CIC, noir : AlSi7Mg03 (Le, 2016)	44
Figure 28 Porosité à l'origine de la ruine d'une éprouvette de fatigue en AlSi7Mg03 (El Khoukhi et al., 2018).....	45
Figure 29 Observations en surface (a) et sur le faciès de rupture (b) d'un pore à l'origine de l'amorçage de la fissure principale d'une éprouvette de AlSi7Mg03 en traction-compression R=-1 (Le, 2016)	46
Figure 30 Représentation du paramètre de Murakami (Murakami, 2002)	47
Figure 31 Relation entre la résistance en fatigue et la \sqrt{area} sur un acier (Murakami, 2002)	47
Figure 32 Evolution de la résistance en fatigue en fonction de la taille des défauts pour différents alliages d'aluminium de fonderie, modélisation avec la mécanique linéaire de la rupture (Redik et al., 2014)	48
Figure 33 Résistance en fatigue d'alliages d'aluminium coulés AlSi10Mg, R=-1 (Beretta and Romano, 2017).....	48
Figure 34 Diagramme de Kitagawa - Takahashi mettant en avant la taille de la microstructure comme seuil d'effet des défauts, l'axe des abscisses est normalisé par la taille de grain des alliages, l'axe des ordonnées par la résistance en fatigue sans défaut, D_g = taille de grain (Nadot, 2022)	49
Figure 35 Simulations éléments finis de la concentration de contraintes aux abords de deux défauts de tortuosités différentes (Xie et al., 2021)	50
Figure 36 Diagrammes de Kitagawa – Takahashi pour les aciers (a) 17-4PH (b) X20Cr13 montrant l'effet de l'acuité des défauts sur le comportement en fatigue (Schönbauer and Mayer, 2019).....	51
Figure 37 Taille et position de la porosité critique (rouge) vis-à-vis de la population globale de porosité dans un alliage d'aluminium de fonderie (Le, 2016)	52
Figure 38 Facteur d'intensité de contrainte pour des défauts en proche surface, mise en évidence des interactions avec la surface libre (Murakami, 2002)	52
Figure 39 Diagramme de Kitagawa de l'alliage A357-T6 montrant l'effet de la distance à la surface, droite rouge = surface et droite bleue = cœur (Rotella et al., 2017)	53
Figure 40 Représentation du principe d'équivalence des défauts de Murakami (Murakami, 2002).....	53
Figure 41 Mise en évidence de l'effet équivalent des films d'oxyde et des retassures sur le comportement en fatigue d'alliages d'aluminium de fonderie (Brochu et al., 2010)	54
Figure 42 Effet du filtrage des précipités riches en fer sur le comportement en fatigue d'un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression, cercle noir = procédé classique, cercle rouge = précipités Fe filtrés (Wagner et al., 2021)	55
Figure 43 Courbe de Wöhler d'un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression testé à 20 kHz, R=-1, cercle plein = amorçage en surface ou sous couche et cercle vide = amorçage à cœur (Mayer et al., 2003)	55
Figure 44 Effet du taux de porosité sur le comportement en fatigue d'éprouvettes lisses d'AlSi9Cu3 coulé sous pression, Q1 → Q3 augmentation du taux de porosité (Linder et al., 2006)	56
Figure 45 Effet de l'assistance du vide sur le comportement en fatigue d'un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression (Szalva and Orbulov, 2020)	57
Figure 46 Effet de la taille des défauts artificiels sur le comportement en fatigue d'un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression (Szalva and Orbulov, 2021).....	57
Figure 47 Faciès de rupture d'une éprouvette en AlSi9Cu3 coulé sous pression non-rompue où une fissure amorce aux abords d'une porosité (Mayer et al., 2003).....	57
Figure 48 Faciès de rupture d'une éprouvette d'AlSi9Cu3 coulé sous pression testée en flexion à R=-1 et montrant la méthode de mesure des défauts (Linder et al., 2006)	57
Figure 49 Amorçage de fissure en fatigue au niveau d'une zone de forte porosité dans un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression (Avalle, 2002).....	58
Figure 50 Amorçage de fissure de fatigue au niveau d'un film d'oxyde dans un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression (Avalle, 2002)	58
Figure 51 Présentation de faciès représentatifs des sites d'amorçages dans un alliage d'AlSi9Cu3 testé en fatigue (Szalva and Orbulov, 2020).....	58

Figure 52 Diagramme de Kitagawa d'un Alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression (Linder et al., 2006)..	59
Figure 53 Diagramme de Kitagawa d'un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression avec défauts artificiels (Szalva and Orbulov, 2021).....	59
Figure 54 Représentation du facteur d'intensité de contrainte seuil pour un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression (Mayer et al., 2003).....	60
Figure 55 Schéma des trois modes de chargement d'une fissure. Mode I = Mode d'ouverture, Mode II = mode de cisaillement dans le plan, Mode III = mode de cisaillement hors-plan (Krupp, 2007).....	61
Figure 56 Schématisation des différents stades de propagation d'une fissure et de leurs effets sur un diagramme de Kitagawa-Takahashi et un diagramme en facteur d'intensité de contraintes (Zerbst et al., 2016).....	62
Figure 57 Fissure courte dans la zone de déformation plastique induite par une entaille (Zerbst et al., 2016).....	63
Figure 58 Effet de l'environnement sur la vitesse de propagation des fissures dans un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression : cercles noirs = air chaud (125°C), cercles blancs = air ambiant (20°C) et triangles noirs = sous vide, R=-1 (Mayer et al., 2005).....	64
Figure 59 Effet du rapport R sur la propagation de fissures longues dans un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression (Oberwinkler et al., 2009).....	65
Figure 60 Dépendance du seuil de propagation de fissure au rapport R, (a) effet seuil total de R_c (b) effet seuil partiel de R_c (Zerbst et al., 2016).....	65
Figure 61 Graphique $da/dN - \Delta K$ pour les fissures courtes dans un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression (Oberwinkler et al., 2009).....	66
Figure 62 Comparaison des vitesses de propagation des fissures courtes et longues dans un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression, R=-1, données extraites de (Oberwinkler et al., 2009).....	66
Figure 63 Différence de vitesse de propagation de fissure de fatigue entre fissures courtes et longues dans un alliage d'aluminium (Suresh et al., 1984).....	67
Figure 64 Machine de coulée sous pression du lycée Hector Guimard à Lyon de la marque Italpresse...	72
Figure 65 Géométrie éprouvette d'essai brute coulée sous pression.....	73
Figure 66 Photographie d'une éprouvette brute coulée sous pression.....	73
Figure 67 Schéma de la réduction d'épaisseur de l'éprouvette brute pour la fabrication des éprouvettes de fatigue, faces usinées côtés droits et faces brutes côtés gauches.....	73
Figure 68 Géométrie d'une éprouvette test de 5mm d'épaisseur, R_c = rayon de courbure.....	74
Figure 69 Schéma de la zone d'observation en EBSD sur une éprouvette d'essais.....	74
Figure 70 Cartographie EBSD de l'alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression.....	75
Figure 71 Probabilité d'occurrence d'une taille de grain équivalente.....	76
Figure 72 Probabilité cumulée d'occurrence d'une taille de grain équivalente.....	76
Figure 73 Distribution de la taille des grains par rapport à l'aire occupée.....	77
Figure 74 micrographie optique d'une zone poreuse.....	77
Figure 75 micrographie optique des zones dendritiques.....	77
Figure 76 Macrographie optique d'une zone poreuse dans une coupe longitudinale d'éprouvette brute réalisée à mi-épaisseur.....	78
Figure 77 Mesure de dureté dans le plan transversal d'une éprouvette de 5 mm brute de coulée entre les deux surfaces planes, couleurs = différentes éprouvettes.....	79
Figure 78 Indentation pour la mesure de la dureté sur une éprouvette de 5 mm brute de coulée.....	79
Figure 79 Schéma du protocole de mesure du gradient de dureté dans le plan transversal des éprouvettes.....	80
Figure 80 Schéma du prélèvement des échantillons pour analyses tomographiques, diamètre de 5 mm.....	81
Figure 81 Distribution de la taille des défauts.....	81
Figure 82 Distribution de la taille des défauts en variable réduite, $y=-\ln(-\ln(F(x)))$	81

Figure 83 Sphéricité des défauts en fonction de leur taille.....	82
Figure 84 Ajustement d'une gaussienne 3D sur la répartition spatiale des porosités dans une éprouvette de 10 mm coulée sous pression	82
Figure 85 Variation du taux de porosité dans la section d'une éprouvette de 10 mm coulée sous pression, x et y en dixième de mm et H fraction volumique de vide.....	83
Figure 86 Projection du taux de porosité en échelle de gris dans la section d'une éprouvette coulée sous pression : noir = vide et blanc = matière, diamètre = 7 mm	84
Figure 87 Image d'un réseau en tomographie rayon X et de sa prise en compte partielle par le logiciel de traitement d'image, en jaune	85
Figure 88 Image tomographique brute d'une section d'éprouvette coulée sous pression	86
Figure 89 Image tomographique traitée par floutage d'une section d'éprouvette brute coulée sous pression.....	86
Figure 90 Image zoomée d'une tomographie brute.....	86
Figure 91 Image zoomée traitée par floutage	86
Figure 92 Mise en évidence de l'effet du floutage sur les défauts par comparaison entre les distributions en tailles des défauts brutes et floutés sur un échantillon de 7 mm de diamètre, variable réduite : $y = -\ln(-\ln(F(x)))$	87
Figure 93 Répartition des plus gros réseaux dans une éprouvette coulée sous pression après traitement d'image par floutage, cylindre de 24 mm de hauteur par 7 mm de diamètre	88
Figure 94 Géométrie cylindrique des éprouvettes de traction monotone	89
Figure 95 Montage d'essai en traction monotone pour éprouvette cylindrique	90
Figure 96 Courbes de traction monotone de l'AlSi9Cu3 coulé sous pression sur éprouvettes cylindriques	91
Figure 97 Montage d'essais de fatigue en flexion à R=-1.....	93
Figure 98 Montage d'essais de fatigue en traction-compression à R=-1	94
Figure 99 Montage permettant le suivi de fissure in situ.....	95
Figure 100 Eprouvette avec mouchetis montée sur une machine d'essai en flexion. Image prise par la caméra réalisant le suivi de fissure	96
Figure 101 Schéma du montage de suivi de fissure.....	97
Figure 102 Schéma logique du fonctionnement du code informatique sur le microcontrôleur reprogrammable.....	98
Figure 103 Champ de déplacement en surface de l'éprouvette SF-5-3, $\sigma = 100$ MPa et N = 590 000 cycles	99
Figure 104 Gradient de déplacement local en surface de l'éprouvette SF-5-3, $\sigma = 100$ MPa et N = 590 000 cycles	99
Figure 105 Limites de fatigue en flexion données par la résolution de la méthode de l'escalier à 2.10^6 cycles pour les différentes géométries en utilisant contraintes nominales	105
Figure 106 Schéma de la mesure de la distance entre les zones d'amorçage et le milieu de l'éprouvette dans la direction longitudinale, plan longueur – largeur	105
Figure 107 Schéma de la mesure de la distance entre le défaut critique et la fibre neutre de l'éprouvette dans le plan largeur – épaisseur.....	106
Figure 108 Résistance en fatigue en flexion à 2.10^6 cycles en contraintes corrigées par la méthode du palier	107
Figure 109 Courbes de Wöhler en flexion à R=-1 pour toutes les géométries	108
Figure 110 Limites de fatigue en traction données par la résolution de la méthode de l'escalier à 2.10^6 cycles pour les différentes géométries.....	109
Figure 111 Résistance en fatigue en traction à 2.10^6 cycles en contraintes corrigées par la méthode du palier.....	110

Figure 112 Courbes de Wöhler en traction à R=-1 pour toutes les géométries	111
Figure 113 Comparaison des résistances en fatigue à 2.10 ⁶ cycles données par les modèles de Basquin pour les deux sollicitations	112
Figure 114 Comparaison des résistances en fatigue à 2.10 ⁶ cycles données par la méthode du palier pour les deux sollicitations	113
Figure 115 Comparaison des comportements en fatigue pour toutes les configurations d'essais	113
Figure 116 Défauts du type défaut de surface à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue.....	114
Figure 117 Défauts du type inclusion à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue	114
Figure 118 Défauts du type pore gazeux à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue, flèches orange = facettes.....	115
Figure 119 Défauts du type réseau de porosité à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue	116
Figure 120 Défauts du type réseaux + pore gazeux à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue ...	116
Figure 121 Défauts du type retassure à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue.....	117
Figure 122 Répartition des défauts critiques par type de défaut pour l'ensemble des 151 essais	117
Figure 123 Taille moyenne et écarts types des défauts critiques par type de défaut pour l'ensemble des essais.....	118
Figure 124 Courbes de Wöhler des éprouvettes de 10 mm en flexion à R=-1 discriminées par type d'amorçage.....	119
Figure 125 Faciès de rupture d'éprouvettes de 10 mm testées en flexion à R=-1	120
Figure 126 Courbes de Wöhler des éprouvettes de 9 mm en flexion à R=-1 discriminées par type d'amorçage.....	121
Figure 127 Faciès de rupture d'éprouvettes de 9 mm testées en flexion à R=-1	122
Figure 128 Image EDX de la ségrégation eutectique dans un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression (Lattanzi, 2017)	122
Figure 129 Courbes de Wöhler des éprouvettes de 7 mm en flexion à R=-1 discriminées par type d'amorçage.....	123
Figure 130 Faciès de rupture d'éprouvettes de 7 mm testées en flexion à R=-1	124
Figure 131 Courbes de Wöhler des éprouvettes de 5 mm en flexion à R=-1 discriminées par type d'amorçage.....	125
Figure 132 Faciès de rupture d'éprouvettes de 5 mm testées en flexion à R=-1	126
Figure 133 Courbes de Wöhler des éprouvettes de 10 mm en traction à R=-1 discriminées par type d'amorçage.....	127
Figure 134 Faciès de rupture d'éprouvettes de 10 mm testées en traction à R=-1.....	128
Figure 135 Courbes de Wöhler des éprouvettes de 9 mm en traction à R=-1 discriminées par type d'amorçage.....	129
Figure 136 Faciès de rupture d'éprouvettes de 9 mm testées en traction à R=-1.....	130
Figure 137 Courbes de Wöhler des éprouvettes de 7 mm en traction à R=-1 discriminées par type d'amorçage.....	131
Figure 138 Faciès de rupture d'éprouvettes de 7 mm testées en traction à R=-1.....	132
Figure 139 Courbes de Wöhler des éprouvettes de 5 mm en traction à R=-1 discriminées par type d'amorçage.....	133
Figure 140 Faciès de rupture d'éprouvettes de 5 mm testées en traction à R=-1.....	134
Figure 141 Proportion d'amorçage de chaque géométrie en flexion par type de défaut critique	135
Figure 142 Proportion d'amorçage de chaque géométrie en traction par type de défaut critique.....	136
Figure 143 Répartition des amorçages internes-surface en flexion.....	137
Figure 144 Répartition des amorçages internes-surface en traction.....	137
Figure 145 Répartition des zones d'amorçage selon la position sur l'axe longitudinal par type de sollicitation	138

Figure 146 Répartition des zones d'amorçage selon la position sur l'axe longitudinal pour toutes les configurations 138

Figure 147 Comparaison de la variation du taux de porosité calculée dans la largeur de l'éprouvette au niveau du milieu de l'éprouvette et de la tête..... 139

Figure 148 Comparaison de la variation du taux de porosité calculée dans l'épaisseur de l'éprouvette au niveau du milieu de l'éprouvette et de la tête..... 140

Figure 149 Représentation schématique de la contrainte maximale à 80% dans le plan hauteur-épaisseur d'une éprouvette en flexion (gauche) et traction (droite)..... 140

Figure 150 Distribution de la taille de défauts critiques, en traction et flexion, comparée à la distribution de défauts dans l'AlSi9Cu3, variable réduite : $y = -\ln(-\ln(F(x)))$ 141

Figure 151 Distribution de la taille de défauts critiques en flexion selon la géométrie d'éprouvette, variable réduite : $y = -\ln(-\ln(F(x)))$ 142

Figure 152 Distribution de la taille de défauts critiques en traction selon la géométrie d'éprouvette, variable réduite : $y = -\ln(-\ln(F(x)))$ 142

Figure 153 Mise en évidence des deux domaines d'effet de la taille de défaut pour le facteur d'intensité de contraintes (haut : a) et des trois domaines d'effet de la taille de défaut pour les contraintes (bas : b) (Schönbauer and Mayer, 2019)..... 149

Figure 154 Ensemble des courbes de Wöhler mettant en avant l'effet de la taille de défaut critique sur la tenue en fatigue de l'AlSi9Cu3 152

Figure 155 Mise en évidence de l'effet de la morphologie des défauts à 2.10^6 cycles 153

Figure 156 Mise en évidence de l'effet du nombre de cycles à rupture sur un diagramme de Kitagawa-Takahashi..... 154

Figure 157 Effet de l'interpolation de Nicolas sur la contrainte des essais en fatigue..... 155

Figure 158 Diagramme de Kitagawa-Takahashi réparti selon le type de sollicitation et la géométrie .. 156

Figure 159 Diagramme en facteur d'intensité de contraintes réparti selon le type de sollicitation et la géométrie 157

Figure 160 Diagramme de Kitagawa-Takahashi réparti par type de sollicitation 158

Figure 161 Diagramme en facteur d'intensité de contraintes réparti par type de sollicitation 158

Figure 162 Diagramme de Kitagawa-Takahashi réparti par nature de défaut critique..... 159

Figure 163 Diagramme en facteur d'intensité de contraintes réparti par nature de défaut critique..... 160

Figure 164 Diagramme de Kitagawa-Takahashi réparti par position d'amorçage, interne ou surface ... 161

Figure 165 Diagramme en facteur d'intensité de contraintes réparti par position d'amorçage, interne ou surface..... 162

Figure 166 Diagramme de Kitagawa-Takahashi mettant en évidence des bandes d'incertitudes résultant de l'ajustement du modèle de El Haddad, bande de confiance à un écart type 163

Figure 167 Diagramme de Kitagawa-Takahashi pour l'aluminium moulé A357-T6, courbe rouge = amorçage en surface, courbe bleue = amorçage interne (Rotella, 2017) 164

Figure 168 Diagramme de Kitagawa-Takahashi présentant l'ajustement du modèle combiné réparti par position d'amorçage 166

Figure 169 Diagramme en facteur d'intensité de contraintes mettant en évidence les bandes d'incertitudes résultant de l'ajustement du modèle de El Haddad, bande de confiance à un écart type. 169

Figure 170 Solubilité à l'équilibre de l'hydrogène dans l'aluminium liquide et solide en fonction de la température (Tiryakioğlu, 2020)..... 169

Figure 171 Diagramme en facteur d'intensité de contraintes présentant l'ajustement du modèle combiné réparti par position d'amorçage..... 171

Figure 172 Cartographie EBSD de la microstructure de l'alliage AlSi7Mg03 (Le, 2016) 173

Figure 173 Diagramme en facteur d'intensité de contraintes de l'AlSi9Cu3 avec amorçage surface et des alliages coulés gravité..... 174

Figure 174 Diagramme de Kitagawa-Takahashi de l'AlSi9Cu3 avec amorçage surface et des alliages coulés gravité.....	175
Figure 175 Diagramme de Kitagawa-Takahashi des alliages d'AlSi9Cu3 et coulés gravité où la contrainte est normalisée par la résistance en fatigue sans défaut d'El Haddad	176
Figure 176 Mise en évidence de l'effet de la SDAS sur l'effet des défauts en fatigue, gauche : sans prise en compte de la SDAS, droite : avec prise en compte de la SDAS (Le, 2016)	177
Figure 177 Mise en évidence du paramètre microstructural du premier ordre sur l'effet des défauts en fatigue pour les alliages d'AlSi9Cu3 et coulés gravité : la taille de grain pour l'AlSi9Cu3 et la SDAS pour les alliages coulés gravité.....	177
Figure 178 Extrapolation du modèle combiné en prenant en compte l'effet de la microstructure sur le comportement en fatigue des matériaux	178
Figure 179 Comparaison de l'évolution des comportements en fatigue selon le procédé de mise en forme, (a) : alliage d'AlSi, rouge = AlSi coulé gravité, bleu = AlSi9Cu3 coulé sous pression, (b) : Acier 316L, rouge = corroyé, bleu = FLLP (Mérot, 2021).....	179
Figure 180 Visualisation du champ de déplacement en millimètre dans la direction longitudinale de l'éprouvette, la zone blanche perpendiculaire à l'axe de chargement correspond à la fissure de fatigue, éprouvette SF-5-3, N = 780 000 cycles	185
Figure 181 Visualisation du gradient de déplacement local selon la direction longitudinale de l'éprouvette dans le voisinage de la fissure, en bleu la détection de contour qui indique la zone de la fissure	185
Figure 182 Visualisation de la squelettisation et extraction de la fissure à partir du gradient de déplacement local	185
Figure 183 Evolution de la taille de la fissure en fonction du nombre de cycles pour les deux essais de suivi	186
Figure 184 Faciès de rupture de l'éprouvette SF-5-3.....	187
Figure 185 Images du gradient de déplacement local selon l'axe longitudinal en fonction du nombre de cycles, éprouvette SF-5-3, contour bleu = détection de fissure.....	188
Figure 186 Faciès de rupture de l'éprouvette SF-5-4.....	189
Figure 187 Images du gradient de déplacement local selon l'axe longitudinal en fonction du nombre de cycles, éprouvette SF-5-4, contour bleu = détection de fissure.....	190
Figure 188 Faciès de rupture de l'éprouvette SF-5-3, zoom sur la zone d'amorçage, tirets orange = défaut critique.....	191
Figure 189 Faciès de rupture de l'éprouvette SF-5-4, zoom sur la zone d'amorçage, tirets orange = défaut critique, tirets bleus = défauts constitutifs du réseau critique.....	191
Figure 190 Mise en évidence du multi-amorçage sur l'éprouvette SF-5-3, échelle de couleur en déplacement selon l'axe longitudinal	194
Figure 191 Mise en évidence du multi-amorçage sur l'éprouvette SF-5-4, échelle de couleur en déplacement selon l'axe longitudinal	196
Figure 192 Schéma d'une fissure elliptique (Newman et Raju, 1981)	197
Figure 193 Logigramme de la procédure de calibration de la loi de Paris	198
Figure 194 Variation de la vitesse de propagation de fissure en fonction de la taille de la fissure pour les 2 essais de suivi	199
Figure 195 Variation de la vitesse de propagation de fissure en fonction du facteur d'intensité de contrainte pour les 2 essais de suivi	200
Figure 196 Schéma logique de la méthode de propagation virtuelle d'une fissure suivant une loi de Paris	201
Figure 197 Variation de la taille de la fissure calculée en profondeur (a) et en surface (c) en fonction du nombre de cycles, éprouvette SF-5-3	202

Figure 198 Variation du facteur d'intensité de contraintes (SIF) calculé de la fissure en profondeur (a) et en surface (c) en fonction du nombre de cycles, éprouvette SF-5-3.....	202
Figure 199 Variation du ratio taille de la fissure en profondeur/taille de la fissure en surface (a/c) en fonction de la taille de la fissure en surface (c), éprouvette SF-5-3	202
Figure 200 Variation du ratio taille de la fissure en profondeur/taille de la fissure en surface (a/c) en fonction de la taille de la fissure en surface (c), éprouvette SF-5-4	202
Figure 201 Comparaison de l'évolution du facteur d'intensité de contraintes en surface pour une fissure semi-circulaire et elliptique en fonction de la taille de la fissure en surface, SIF_NR = facteur d'intensité de contraintes de Newman et Raju forme semi-elliptique avec rapport de forme variable, SIF_SC = facteur d'intensité de contraintes pour une fissure semi-circulaire	203
Figure 202 Evolution de la taille de fissure pour les deux suivis, seules les tailles supérieures aux défauts critiques sont affichées, lignes en pointillés = taille de défaut critique sur le faciès de rupture.....	204
Figure 203 Variation de la vitesse de propagation des fissures en fonction de la taille de la fissure en surface.....	205
Figure 204 Variation de la vitesse de propagation des fissures en fonction du facteur d'intensité de contraintes calculé avec la formule de Newman et Raju	205
Figure 205 Evolution de la vitesse de propagation des fissures dans des mousses métalliques d'alliage d'aluminium en fonction du rapport de densité relative, $\rho = \text{densité mousses} / \text{densité alliage aluminium sain}$ (Olurin, 2001).....	206
Figure 206 Modélisation de l'évolution du ratio a/c en fonction de c pour différentes tailles de défauts initiaux $2c$	207
Figure 207 Chute de fréquence type lors d'un essai de fatigue en flexion. Condition d'essai : éprouvette de 9 mm d'épaisseur, $\sigma_{amp} = 132$ MPa, $N_f = 684\ 000$ cycles	208
Figure 208 Présentation de la méthode de détermination du nombre de cycle de propagation à partir de la chute de fréquence lors d'un essai en fatigue. Eprouvette F-9-09, $s_a = 132$ MPa, $N_f = 684\ 000$ cycles..	209
Figure 209 Comparaison entre le nombre de cycles de propagation et le nombre de cycles à rupture pour les éprouvettes testées en flexion.....	209
Figure 210 Distribution du ratio entre le nombre de cycles de propagation et le nombre de cycles à rupture pour les essais en flexion	210
Figure 211 Courbes de Wöhler iso-taille de défaut critique ajustées sur les données des essais en flexion en ne considérant que les cycles de propagation, $C = 3,0 \pm 0,1 \cdot 10^{-11}$ et $m = 3,07$	211
Figure 212 Courbes de Wöhler iso-taille de défaut critique ajustées sur les données des essais en flexion en durée de vie totale, $a_0 =$ taille de défaut critique, $C = 6,1 \pm 0,5 \cdot 10^{-12}$ et $m = 3,07$	211
Figure 213 Courbes de Wöhler iso-taille de défaut critique ajustées sur les données des essais en traction en considérant tous les cycles, $a_0 =$ taille de défaut critique, $C = 2,4 \pm 0,5 \cdot 10^{-11}$ et $m = 3,07$	212
Figure 214 Mise en évidence de l'effet du paramètre m sur la génération des courbes de Wöhler en flexion en durée de vie totale, (a) : $m = 4$, (b) : $m = 6$ et (c) : $m = 8$	214
Figure 215 Mise en évidence de l'effet du paramètre m sur la génération de courbes de Wöhler en traction en durée de vie totale, $m = 6$	214
Figure 216 Amorçage sur réseaux de pores dans un alliage d'aluminium AlSi7Mg06 fabriqué par fabrication additive SLM (Bonneric et al., 2020a).....	221
Figure 217 Organigramme de l'approche probabiliste proposée par El Khoukhi montrant les principales étapes utilisées pour prédire la résistance à la fatigue (El Khoukhi et al., 2021)	222
Figure 218 Diagramme de Wöhler en contraintes nominales pour la configuration des éprouvettes de 5 mm en flexion.....	226
Figure 219 Diagramme de Wöhler en contraintes nominales pour la configuration des éprouvettes de 7 mm en flexion.....	226
Figure 220 Diagramme de Wöhler en contraintes nominales pour la configuration des éprouvettes de 9 mm en flexion.....	227

Figure 221 Diagramme de Wöhler en contraintes nominales pour la configuration des éprouvettes de 10 mm en flexion.....	227
Figure 222 Diagramme de Wöhler en contraintes nominales pour la configuration des éprouvettes de 5 mm en traction.....	228
Figure 223 Diagramme de Wöhler en contraintes nominales pour la configuration des éprouvettes de 7 mm en traction.....	228
Figure 224 Diagramme de Wöhler en contraintes nominales pour la configuration des éprouvettes de 9 mm en traction.....	229
Figure 225 Diagramme de Wöhler en contraintes nominales pour la configuration des éprouvettes de 10 mm en traction.....	229
Figure 226 évolution de C1 selon la longueur de l'éprouvette, abscisse en mm et ordonnée en nombre de pores par mm ³	231
Figure 227 évolution de x0 et y0 selon la longueur, abscisse et ordonnée en mm, en pointillés le centre géométrique des différentes tranches	232
Figure 228 évolution de Ox et Oy selon la longueur, abscisse et ordonnée en mm	232
Figure 229 Effet de la discrétisation sur le paramètre C1	234
Figure 230 Effet de la discrétisation sur les paramètres x0 et y0	234
Figure 231 Effet de la discrétisation sur les paramètres Ox et Oy	235
Figure 232 Effet de la discrétisation sur la distribution de défauts selon la largeur à épaisseur fixe	235
Figure 233 Géométrie des éprouvettes d'essais pour l'écrouissage cyclique.....	236
Figure 234 Evolution de la contrainte maximale et minimale lors d'essais d'écrouissage cyclique sur l'AlSi9Cu3 coulé sous pression, légende = amplitude de déformation en pourcentage, la vitesse de déformation est de 10 ⁻³ s ⁻¹	237
Figure 235 Distribution de la taille de grain d'un alliage d'AlSi7Mg03 PMP = nuance B (Le, 2016)....	238
Figure 236 Distribution de la SDAS d'un alliage d'AlSi7Mg03 PMP = nuance B (Le, 2016).....	238
Figure 237 Répartition des défauts en fonction de la distance à l'axe de l'éprouvette d'un alliage d'AlSi7Mg03 PMP (Le, 2016).....	238
Figure 238 Distribution de la taille des défauts dans un alliage d'AlSi7Mg03 PMP = nuance B (Le, 2016)	238
Figure 239 Courbe de Wöhler de l'AlSi7Cu05Mg03(Nuance A) et de l'AlSi7Mg03 (Nuance B) (Le, 2016).....	239
Figure 240 Faciès de rupture d'une éprouvette sollicitée en traction compression à R=-1 montrant un pore à l'origine de la fissure (Le, 2016)	240
Figure 241 diagramme de Kitagawa de l'alliage AlSi7Mg03 PMP (Le, 2016).....	241
Figure 242 Courbes de durcissement cyclique obtenues à partir des essais d'écrouissage cyclique en traction-compression R=-1 pour l'alliage AlSi7Cu05Mg03 (Le, 2016)	242
Figure 243 Courbes de durcissement cyclique obtenues à partir des essais d'écrouissage cyclique en traction-compression R=-1 pour l'alliage AlSi7Mg03 (Le, 2016)	243

Table des tableaux

Tableau 1 Effet des paramètres du procédé de coulée sous pression sur le taux de porosité (Tsoukalas, 2008).....	32
Tableau 2 Composition en pourcentage massique de l'AlSi9Cu3	32
Tableau 3 Caractéristiques de l'AlSi9Cu3	33
Tableau 4 Caractéristiques microstructurales de l'AlSi9Cu3	68
Tableau 5 Caractéristiques mécaniques de l'AlSi9Cu3	68
Tableau 6 Caractéristiques en fatigue de l'AlSi9Cu3	68
Tableau 7 Proportion en pourcentage massique de chaque élément dans l'alliage d'AlSi9Cu3 utilisé ..	100
Tableau 8 Récapitulatif des caractéristiques microstructurales et mécaniques de l'alliage d'AlSi9Cu3 étudié	100
Tableau 9 Tableau récapitulatif du nombre d'éprouvettes testées en fatigue par lot.....	101
Tableau 10 Nomenclature pour chaque lot	101
Tableau 11 Schémas des configurations d'essais de la campagne en fatigue, pour chaque couple géométrie – sollicitation, le gradient de contrainte et la distribution spatiale de la fraction de porosité sont illustrés.....	102
Tableau 12 Résistance en fatigue en flexion et écarts types à 2.10^6 cycles en flexion par la méthode du palier	107
Tableau 13 Paramètres ajustés du modèle de Basquin pour les essais en flexion	108
Tableau 14 Résistance en fatigue en traction et écart type à 2.10^6 cycles en flexion par la méthode du palier	110
Tableau 15 Paramètres ajustés du modèle de Basquin pour les essais en traction	111
Tableau 16 Caractéristiques des défauts critiques par type de défaut	118
Tableau 17 Paramètres ajustés du modèle de El Haddad en contraintes sur les amorçages internes et en surface.....	164
Tableau 18 Paramètres ajustés du modèle combiné en contraintes sur les amorçages internes et en surface.....	166
Tableau 19 Valeurs des seuils effectifs et de fissures longues calculées à partir des paramètres du modèle combiné en contraintes	167
Tableau 20 Paramètres ajustés du modèle de El Haddad en facteur d'intensité de contraintes	169
Tableau 21 Paramètres ajustés du modèle combiné en facteur d'intensité de contrainte.....	171
Tableau 22 Comparaison des caractéristiques microstructurales des alliages d'aluminium AlSi9Cu3, AlSi7Cu05Mg03 et AlSi7Mg03	173
Tableau 23 Paramètres ajustés du modèle combiné en facteur d'intensité de contrainte pour l'AlSi9Cu3 et les alliages coulés gravité	174
Tableau 24 Paramètres ajustés du modèle combiné en contraintes pour l'AlSi9Cu3 et les alliages coulés gravité.....	175
Tableau 25 Paramètres ajustés du modèle de El Haddad en contraintes pour l'AlSi9Cu3 et les alliages coulés gravité.....	175
Tableau 26 Paramètres ajustés du modèle combiné en contrainte prenant en compte l'effet de la microstructure pour les alliages d'AlSi9Cu3 et coulés gravité.....	178
Tableau 27 Comparaison des caractéristiques du 316L FLLP et corroyé (Guerchais, 2014; Liang, 2020; Mérot, 2021)	179
Tableau 28 Paramètres ajustés de la loi de Paris avec le facteur d'intensité de contraintes pour une fissure semi-circulaire	200
Tableau 29 Paramètres ajustés de la courbe $a/c=f(c)$	202

Tableau 30 Paramètres ajustés de la loi de Paris pour le facteur d'intensité de contraintes calculé avec la formule de Newman et Raju, comparaison avec les données de la littérature (Oberwinkler et al., 2009)206

Tableau 31 Paramètres de la loi de Paris ajustés sur les essais en durée de vie totale et durée de propagation, comparaison avec les paramètres en suivi de fissure et de la littérature212

Tableau 32 Caractéristiques mécaniques typiques de l'AlSi7Mg03 PMP (Le, 2016)239

Introduction

Contexte industriel

L'industrie automobile est actuellement en pleine transformation. Les différentes normes européennes (e.g. norme Euro VI) ainsi que la volonté de l'industrie automobile de réduire son empreinte écologique poussent le constructeur Stellantis à opérer un changement de motorisation et une réduction drastique des masses des véhicules. Le but est de limiter l'utilisation des énergies fossiles émettrices de gaz à effet de serre et de diminuer la consommation globale d'énergie des véhicules. Ce sujet de thèse sous convention CIFRE entre Stellantis d'une part et le LAMPA et I2M d'autre part s'inscrit donc dans le cadre de la transition écologique engagée par le constructeur automobile.

Pour répondre à ces exigences, Stellantis souhaite étendre l'utilisation des alliages d'aluminium. Ces alliages sont des matériaux permettant d'opérer efficacement la réduction de masse des véhicules. Ils possèdent un rapport résistance mécanique sur densité très intéressant et une bonne coulabilité qui leur permettent d'être utilisés avec un large panel de procédés. On peut constater l'augmentation de leur utilisation durant ces 20 dernières années (Hirsch, 2014; Lee, 2003; Miller et al., 2000) dans le secteur automobile, notamment pour fabriquer des parties du groupe moteur comme les culasses obtenues par le procédé de coulée par gravité (Le, 2016) mais aussi pour fabriquer des pièces de voitures électriques et hybrides comme les logements de batteries (Knorre, 2019). Afin de répondre aux exigences d'économie d'énergie, l'utilisation d'AlSi9Cu3 de 2nd fusion est également susceptible de croître. Le recyclage de l'aluminium permet une économie d'énergie de l'ordre de 90% par rapport à la fabrication et l'utilisation d'aluminium primaire ainsi que la préservation des ressources minières sur le long terme (Kuchariková et al., 2017).

L'utilisation du procédé de coulée sous pression avec l'alliage d'AlSi9Cu3 est envisagée pour fabriquer une gamme de plus en plus large de pièces de voitures électriques et thermiques, ne se limitant plus aux pièces peu sollicitées mécaniquement. Ce procédé permet de fabriquer, à cadence élevée, des composants comportant des parois fines et des géométries complexes. On retrouve quelques exemples de pièces fabriquées avec ce couple matériau-procédé sur la Figure 1, la Figure 2 et la Figure 3.



Figure 1 Carter de moteur électrique



Figure 2 Carter d'embrayage



Figure 3 Carter de réducteur

Si Stellantis souhaite, a minima, un gain de masse sur les pièces fabriquées en $AlSi9Cu3$ coulées sous pression, une méthode de dimensionnement au plus juste doit être mise en œuvre. Or, les méthodes de dimensionnement actuellement utilisées ont encore du mal à prendre en compte toutes les spécificités du couple matériau-procédé. Quand les composants sont soumis à de la fatigue à grand nombre de cycles (FGNC), il est impératif d'assurer un dimensionnement sachant tenir compte explicitement des hétérogénéités microstructurales.

Contexte scientifique

Cette thèse de doctorat s'inscrit dans la continuité d'une collaboration de longue date entre Stellantis et les laboratoires LAMPA et I2M. Trois thèses ont déjà été réalisées sur le thème du comportement en fatigue d'alliages d'aluminium de fonderie coulés gravité (El Khoukhi, 2020; Koutiri, 2011; Le, 2016). Ces trois auteurs ont étudié les effets des hétérogénéités microstructurales associées à différentes nuances sur la dispersion, le comportement sous chargement multiaxial et l'effet d'échelle en fatigue. Une grande quantité de résultats d'essais et de caractérisation a été obtenue et plusieurs conclusions originales ont été issues de ces travaux. Dans le cas de notre étude, le changement de matériau et de procédé pose des problématiques complètement inédites qui sortent du champ des travaux déjà réalisées. Il s'agira d'adresser, pour le couple matériau-procédé, les problématiques de gradient de porosité entre surface et cœur, de défauts très caractéristiques sous forme de réseaux tridimensionnels de pores et de microstructures fines induites par des vitesses de refroidissement élevées.

Problématiques et objectifs de la thèse

Les travaux réalisés durant cette thèse visent essentiellement à mieux comprendre l'effet des défauts et des chargements uniaxiaux avec ou sans gradient sur le comportement en fatigue de l'alliage $AlSi9Cu3$ coulé sous pression. Comme mentionné précédemment, le couple matériau-procédé étudié confère des caractéristiques microstructurales spécifiques aux structures coulées. Le but pour Stellantis est de mettre en place de nouveaux critères de dimensionnement qui prennent en compte ces caractéristiques.

Pour traiter les problématiques de comportement en fatigue associées au couple microstructure – défaut induit par le couple matériau-procédé, on se propose de répondre aux questions principales suivantes :

1. Quelles sont les spécificités des mécanismes d’amorçage et de propagation de fissures de fatigue dans l’alliage AlSi9Cu3 coulé sous pression ?
2. Comment la population de défauts (distribution spatiale, distribution en taille, distribution en morphologie et nature) affecte la résistance en fatigue moyenne et la dispersion associée ?
3. Quel est l’effet du gradient de densité de porosité et de contrainte sur le comportement en fatigue de l’AlSi9Cu3 coulé sous pression ?
4. Quelle approche de modélisation peut être adaptée à la prise en compte des différentes hétérogénéités pour la modélisation des phases d’amorçage et de propagation ?

Démarche

Une démarche scientifique spécifique a été mise en place pour répondre aux objectifs formulés. Elle comprend un volet expérimental très important. Les données obtenues permettent de proposer une approche de modélisation adaptée à la problématique.

Afin de répondre aux questions portant sur l’effet des gradients de porosité et de contrainte sur le comportement en fatigue de l’AlSi9Cu3, la démarche mise en place repose sur un grand nombre d’essais avec différentes sollicitations appliquées à des éprouvettes fabriquées spécialement pour mettre en avant les effets des gradients. Les différentes configurations d’essais utilisées couplées à l’analyse fine de la distribution des défauts et des mécanismes d’endommagement permettent de conclure sur l’effet des gradients sur le comportement en fatigue.

Afin de quantifier l’effet des défauts sur le comportement en fatigue du matériau, une méthode basée sur l’utilisation de diagrammes de Kitagawa – Takahashi et de diagrammes Seuil de propagation – Taille de défauts couplés à l’ajustement de modèles de type El Haddad et Murakami est mise en œuvre. Ces modèles permettent une étude fine de l’effet des défauts assimilés à des fissures courtes et longues.

Afin d’étudier et de modéliser l’effet des défauts sur la durée de vie du matériau, une approche par suivi de fissure in-situ est spécialement développée dans cette thèse. Elle permet d’étudier la propagation de fissures pendant les essais de fatigue et de la modéliser via la loi de Paris. Une modélisation de l’effet des défauts sur la durée de vie du matériau peut alors être proposée à partir des résultats des essais de FGNC de la campagne.

Plan du mémoire

La structure de ce mémoire s’appuie sur la démarche scientifique proposée précédemment et contient 5 chapitres.

Le premier chapitre est consacré à une revue de la littérature centrée sur les éléments principaux de la thèse. La première partie est dédiée au procédé de mise en forme, la coulée sous pression. La seconde partie traite des caractéristiques du matériau, l’AlSi9Cu3 coulé sous pression. La dernière partie examine l’effet des défauts sur le comportement en fatigue et en propagation de fissures des alliages d’aluminium de fonderie avec un intérêt particulier pour l’AlSi9Cu3.

Le chapitre II traite des matériaux et des conditions expérimentales employés au cours de cette thèse. La caractérisation fine du matériau est détaillée ainsi que les méthodes d’essais utilisées. Une présentation des différents lots utilisés lors de la campagne en fatigue est faite en synthèse de cette partie.

Le chapitre III porte sur le comportement en FGNC et les mécanismes d'endommagement. Ce chapitre traite en premier lieu du comportement en FGNC de l'alliage coulé sous pression sous sollicitation de flexion et de traction à un rapport de charge $R=-1$. Il s'ensuit une présentation des mécanismes d'endommagement. Finalement, une comparaison entre les différents comportements et mécanismes est réalisée.

Le chapitre IV se concentre sur l'analyse de l'effet des défauts sur le comportement en FGNC de l'AlSi9Cu3 coulé sous pression. En première partie, une analyse de l'effet des défauts à l'aide de la construction de diagrammes de Kitagawa-Takahashi est proposée. On y constate l'effet des défauts en fonction des types de sollicitation et de leur position par rapport à la surface. Dans une seconde partie, l'effet des défauts sur le seuil de propagation est présenté. Grâce à la large gamme de tailles des défauts présents dans l'alliage étudié, il est possible de mieux comprendre les effets spécifiques des défauts de petites et de grandes tailles. Pour clôturer ce chapitre, une analyse de l'effet des défauts pour différents alliages d'aluminium de fonderie est réalisée grâce aux données recueillies lors des thèses précédentes.

Le chapitre V porte sur la modélisation de la durée de vie. Dans un premier temps, une étude de la propagation de fissure in situ est présentée. Il s'ensuit la modélisation de la propagation grâce à la loi de Paris. Une méthode pour prévoir l'effet des défauts sur la durée de vie en FGNC est finalement proposée.

Chapitre I : Revue bibliographique

Chapitre I : Revue bibliographique

I.1. Introduction

Les travaux de thèse présentés dans ce manuscrit traitent de l'effet des hétérogénéités microstructurales sur le comportement en fatigue de l'AlSi9Cu3 coulé sous pression. La revue bibliographique proposée est séparée en quatre parties portant sur : le procédé de coulée sous pression, l'alliage AlSi9Cu3, sa microstructure et ses propriétés, l'effet des défauts sur la tenue en fatigue d'alliage d'aluminium de fonderie et finalement, l'effet des défauts sur la durée de vie en fatigue et la propagation de fissures à partir de défauts.

La première partie relative au procédé de coulée sous pression présente d'abord les différentes étapes réalisées lors de la mise en forme puis les caractéristiques spécifiques du procédé vis-à-vis des procédés classiques de coulée gravité sont expliquées. Finalement, les effets de chaque paramètre du procédé sur la santé matière de l'alliage sont détaillés.

La deuxième partie aborde les caractéristiques chimiques et microstructurales de l'alliage AlSi9Cu3 coulé sous pression. Dans un premier temps, on revient sur quelques caractéristiques classiques de l'alliage telles que sa composition et ses caractéristiques mécaniques nominales. Dans un deuxième temps, on présente en détail la microstructure et les défauts occasionnés par le procédé.

La troisième partie concerne l'état de la connaissance sur le comportement en fatigue des alliages d'AlSi de fonderie. Il s'agit d'abord de présenter les effets de la microstructure, des pores, des oxydes et des différents éléments chimiques sur le comportement en fatigue. Dans un second temps, on s'intéresse au cas particulier du comportement en fatigue de l'AlSi9Cu3, avec un focus sur les mécanismes d'endommagement et l'effet des défauts.

La dernière partie aborde l'effet des défauts sur la durée de vie en fatigue pour le matériau de l'étude avec quelques rappels sur les notions de base en propagation de fissure, notamment dans le cas des matériaux à défaut.

I.2. Procédé de mise en forme : la coulée sous pression

La coulée sous pression est un procédé de fonderie qui permet d'obtenir des pièces « near-net shape » d'alliages non-ferreux avec une cadence élevée. Le principe du procédé est simple : du métal en fusion est injecté à grande vitesse dans un moule en acier puis une forte pression est appliquée par un piston sur le métal liquide afin qu'il remplisse bien tout le moule lors de la solidification. Une machine de coulée sous pression est présentée en Figure 4.



Figure 4 machine de coulée sous pression (HPDC, 2017)

Ce procédé est particulièrement adapté à la production de pièces aux géométries complexes. Les fortes pressions utilisées permettent de complètement remplir les moules même lorsque les parois des pièces sont fines. Un grand nombre de pièces peut être fabriqué car la cadence est élevée. Dans le domaine automobile, des carters de moteurs électriques et thermiques, des carters d'embrayage et d'huile, des colonnes de direction, des boîtes de vitesses ainsi que des coupelles de suspension sont fabriqués de la sorte.

I.2.1. Présentation des étapes du procédé de coulée sous pression

La Figure 5 présente un schéma de la machine de coulée sous pression. Une fois que le métal en fusion se trouve dans la chambre d'injection, le procédé se déroule en quatre étapes :

1. Le piston avance dans la chambre d'injection jusqu'à ce que le métal soit à l'entrée du moule. La vitesse d'avance du piston est lente pendant cette étape,
2. Le moule est ensuite rempli par le métal liquide grâce à une avance très rapide du piston. La vitesse du métal en sortie de chambre est de l'ordre de 30 à 60 m.s⁻¹ (Bonollo et al., 2015). Pour atteindre ces vitesses, l'énergie mécanique fournie au piston est délivrée par un gaz sous pression contenu dans une bouteille extérieure à l'appareil,
3. Une fois l'emprunte complètement remplie, le piston ferme le moule avec une très forte pression afin que le métal en cours de solidification continue de remplir la totalité du moule. La pression exercée par le piston peut aller jusqu'à 120 MPa soit 1200 bar (Cao et al., 2019),
4. Une fois la solidification terminée, la pièce est éjectée et on réalise un poteyage du moule qui permet de le refroidir et de le lubrifier.

Ces quatre étapes sont réalisées dans un intervalle de temps court. Pour une pièce massive comme un carter cylindre, le cycle de fabrication dure moins de 2 min.

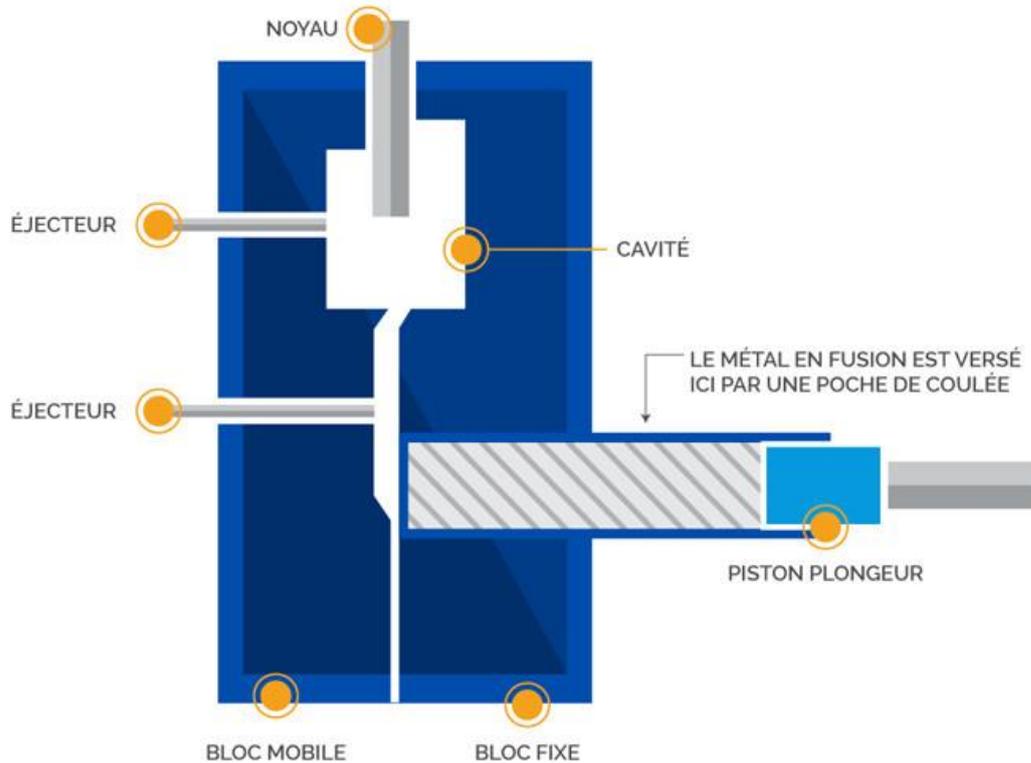


Figure 5 Schéma du procédé de coulée sous pression (Dynacast, 2020)

I.2.2. Caractéristiques du procédé

I.2.2.1. Chambre froide et chambre chaude

Il existe deux types de machine pour la coulée sous pression qui se distinguent par leurs fours de maintien et qui sont utilisées pour différentes familles d'alliage. Pour le procédé à chambre froide, le métal liquide est stocké dans un four extérieur à la machine. Une louche vient prélever le métal pour le verser dans la chambre d'injection. En chambre chaude, le four de maintien est incorporé au système d'injection et à la chambre d'injection. Il n'y a pas de transfert de métal, il est directement injecté dans le moule.

Les deux technologies sont utilisées pour des métaux différents. La technologie de la chambre chaude permet des cadences plus élevées car on ne doit pas attendre le versement du métal liquide dans la chambre d'injection. La pression de fermeture exercée par le piston est néanmoins plus faible ce qui a un impact sur la qualité de la pièce fabriquée.

I.2.2.2. Alliages utilisables

Les alliages utilisables en coulée sous pression dépendent du type de machine employée (chambre froide ou chambre chaude). Pour la chambre froide, on retrouve les alliages à base d'aluminium, de cuivre et de magnésium. Pour la chambre chaude, les alliages utilisables sont ceux à base de magnésium, zinc et plomb. Le plus utilisé est l'alliage étudié dans cette thèse à savoir l' AlSi9Cu3(Fe) qui est un alliage de 2nd fusion.

Pour plus de détails, voici une liste non-exhaustive des alliages couramment utilisés en coulée sous pression :

- Base Al : AlSi9Cu3(Fe) , AlSi12 , AlSi12Cu , AlSi10Mg , Silafont, AlSi17Cu4 ,
- Base Zn : Zamok 2, 3, et 5, ZA8, ZA12, ZA27,

- Base Cu : CuZn40 (laiton), Cu pur,
- Base Mg : AZ91, Am50, AM60,
- Base Pb : Pb doux, Pb-Sn, Pb-Sb.

I.2.2.3. Moules

Les moules d'injection font partie des pièces les plus coûteuses et complexes du procédé. Leur part dans le coût de production d'une pièce peut aller jusqu'à 15% (Hairy, 2019). Ces coûts élevés imposent inévitablement un nombre de pièces minimal fabriquées de l'ordre de 10^4 et cantonnent ce procédé à la production de masse. Le moule peut être mono ou multi-empreintes. Il est généralement constitué d'acier X38CrMoV5 pour les parties en contact avec le métal liquide et d'un acier moins noble pour la carcasse. Des tiroirs peuvent être présents pour fabriquer des pièces non démoulables. Le moule est thermorégulé par un circuit d'eau ou d'huile ce qui permet une solidification et un refroidissement rapide des pièces.

I.2.3. Avantages et inconvénients du procédé

Certains avantages du procédé ont déjà été présentés auparavant et regroupent les caractéristiques suivantes : un état de finition « near-net shape », la possibilité de mettre en forme des pièces aux géométries complexes et comportant des parois fines, un bon remplissage du moule. La coulée sous pression est faite pour les grandes séries, elle possède une cadence de fabrication élevée en témoigne la Figure 6 qui présente le procédé de coulée choisie en fonction de la cadence et de la masse des pièces à couler (Bonollo et al., 2015).

Un des défauts majeurs de ce procédé est la santé matière. Pour une géométrie équivalente, la pièce coulée sous pression aura bien plus de défauts du type porosité gazeuse que la pièce coulée gravité. En effet, lorsque le métal remplit à haute vitesse le moule, le gaz contenu initialement dans l'empreinte se mélange au métal liquide et forme des porosités lors de la solidification. Ces porosités rendent les traitements thermiques risqués à cause de la dilatation des gaz. Un autre désavantage du procédé est qu'il ne permet pas de placer des noyaux destructibles pour réaliser des pièces creuses comme pour les procédés par gravité. Finalement, on peut aussi noter que le nombre d'alliage utilisable pour ce procédé est plus limité que pour les autres procédés.

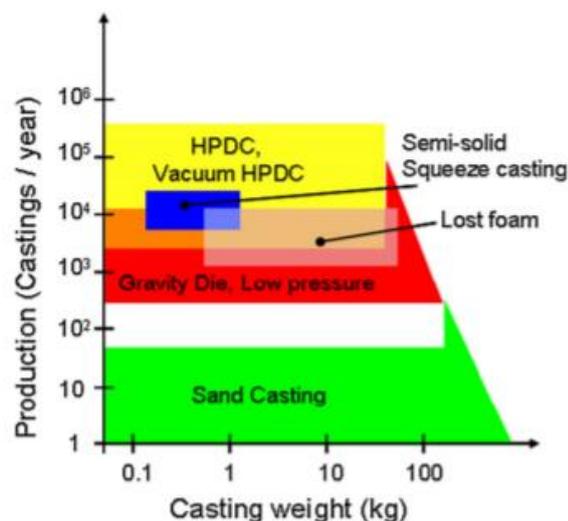


Figure 6 Graphique des différents procédés de fonderie présentant la cadence de production en fonction de la masse coulée (Bonollo et al., 2015)

I.2.4. Effets des paramètres du procédé sur la porosité du matériau

Tsoukalas étudie et modélise l'effet des différents paramètres du procédé tels que la température du four de maintien, la température du moule, les vitesses de piston et la pression de fermeture du moule sur le taux de porosité de l'alliage AlSi9Cu3 (Tsoukalas, 2008). Il utilise une double approche de modélisation via une régression linéaire multivariable et une approche par machine learning. Le Tableau 1 présente les paramètres optimisés en comparaison avec une première coulée non-optimisée. On observe que l'augmentation de la température de maintien du four et du moule réduit le taux de porosité. L'augmentation de la vitesse d'avance du piston lors de la première phase de l'injection dite « lente » et la diminution de la vitesse d'avance lors de la deuxième phase « rapide » diminuent le taux de porosité. L'augmentation de la pression de fermeture du moule lors de la solidification diminue le taux de porosité.

Paramètres	Initial	Optimisé
Porosité AlSi9Cu3	0,73%	0,25%
Température de maintien	670 °C	730°C
Température moule	190°C	270°C
Vitesse lente	0,18 m/s	0,34 m/s
Vitesse rapide	3,8 m/s	1,2 m/s
Pression de fermeture	120 bars	276 bars

Tableau 1 Effet des paramètres du procédé de coulée sous pression sur le taux de porosité (Tsoukalas, 2008)

I.3. Alliage d'aluminium coulé sous pression : AlSi9Cu3

I.3.1. Généralités

Les alliages d'aluminium de fonderie Al-Si sont des matériaux très utilisés dans l'industrie automobile. Ils représentent entre 85 et 90% des pièces coulées en aluminium (Lee, 2003) et entre 10 et 20% de la masse totale des véhicules en moyenne (Hirsch, 2014). Les alliages à base d'aluminium sont connus pour leur faible masse volumique, 3 à 4 fois inférieures aux aciers, leur bonne usinabilité et résistance à la corrosion.

L'alliage AlSi9Cu3 est un alliage de fonderie à base d'aluminium pouvant être de seconde fusion. Il est connu sous le nom de AC-46000 dans la nomenclature européenne et A380 dans la nomenclature américaine. Sa composition est donnée dans le Tableau 2 en pourcentage massique.

Fe	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	Cu	Mg	Zn	Sn	Pb	Al
1,3	8,0-11,0	Max 0,55	0,15	0,55	0,25	2,0-4,0	0,05-0,55	1,2	0,25	0,35	Bal.

Tableau 2 Composition en pourcentage massique de l'AlSi9Cu3

L'alliage étudié est classé parmi les alliages hypoeutectiques avec une teneur en silicium inférieure à 12%at. On présente le diagramme binaire AlSi en Figure 7.

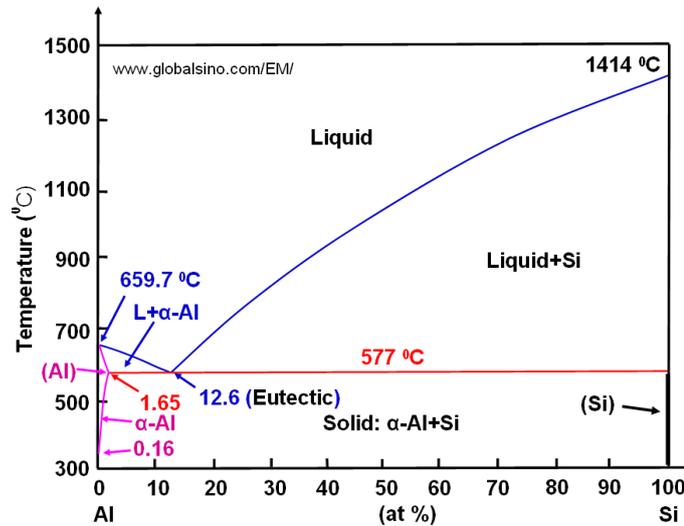


Figure 7 Diagramme binaire Al-Si en pourcentage atomique (Warmuzek, 2004)

L'ajout des éléments suivants et leurs effets sont présentés dans (Hairy, 2019; Murray and Murray, 2011) :

- Le silicium présent dans l'alliage permet d'augmenter la coulabilité du matériau,
- Le fer réduit l'agressivité de l'alliage vis-à-vis du moule,
- Le cuivre améliore les caractéristiques mécaniques de l'alliage grâce à la formation de précipités participant au durcissement structural. Il diminue cependant la résistance à la corrosion et augmente le risque de crique.

L'agrégat de certains de ces éléments se traduit par la formation d'intermétalliques grossiers appelés « sludge » qui réduisent les propriétés du matériau ainsi que son usinabilité (Ceschini et al., 2018; Murray and Murray, 2011).

Le Tableau 3 regroupe quelques caractéristiques typiques de l'alliage (Avalle, 2002; Fabrizi et al., 2018; Fiocchi et al., 2020; Timelli et al., 2014):

Masse volumique (ρ)	2 730 kg.m ⁻³
Module d'Young (E)	70 GPa
Limite d'élasticité (Y)	140 MPa
Résistance mécanique (Rm)	240 MPa
Allongement à rupture	1%
Dureté	Environ 100 HV

Tableau 3 Caractéristiques de l'AlSi9Cu3

I.3.2. Microstructure

I.3.2.1. Généralités

L'AlSi9Cu3 est un alliage d'aluminium-silicium hypoeutectique constitué d'une phase dendritique et d'une phase eutectique. Il est composé majoritairement de phase α -Al et de plaquettes de silicium. La règle des bras de leviers à l'équilibre donne une composition de 89%at de α -Al et 11%at de silicium. La microstructure dendritique d' α -Al se forme en premier lors de la solidification. La phase eutectique,

constituée d' α -Al et de silicium, se forme lors du palier eutectique à 577°C et est localisée entre les dendrites et bras de dendrites.

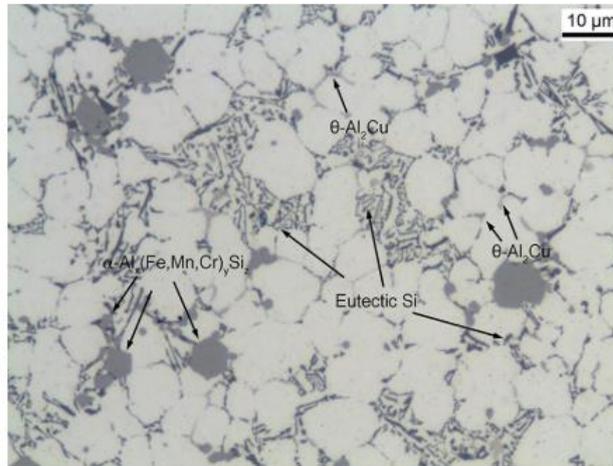


Figure 8 Microstructure d'un alliage de AlSi9Cu3(Fe) coulé sous pression (Timelli and Fabrizi, 2014)

I.3.2.2. Phase eutectique et dureté

La répartition de la phase eutectique au sein du matériau est hétérogène. Timelli et Fabrizi (Timelli and Fabrizi, 2014) ainsi que Lattanzi et al. (Lattanzi et al., 2017) observent une zone de ségrégation de la phase eutectique au sein de leurs éprouvettes d'essai. Cette variation de teneur en phase eutectique est corrélée avec la variation de la dureté au sein du matériau comme on peut le voir sur la Figure 9 et la Figure 10.

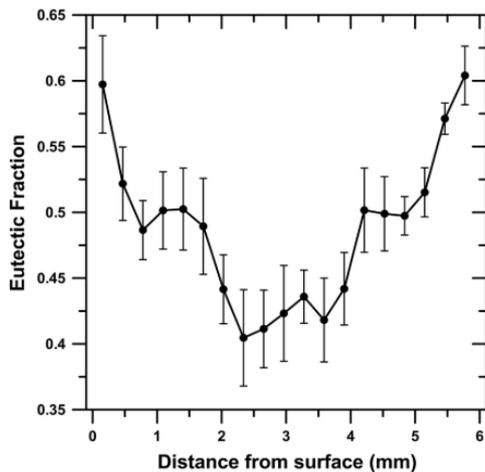


Figure 9 Variation de la fraction d'eutectique dans le plan radial d'une éprouvette d'essai en AlSi9Cu3 coulée sous pression (Timelli and Fabrizi, 2014)

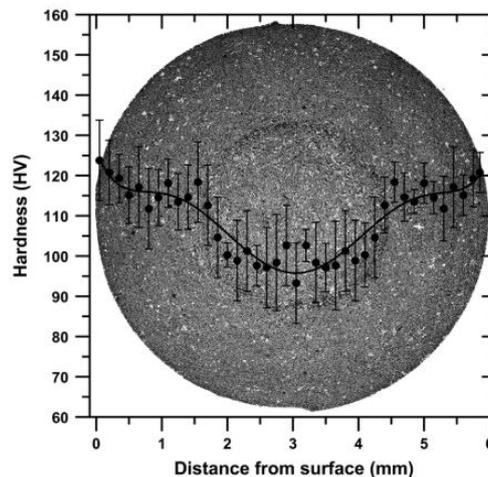


Figure 10 Variation de la dureté Vickers dans le plan radial d'une éprouvette d'essai en AlSi9Cu3 coulée sous pression (Timelli and Fabrizi, 2014)

I.3.2.3. Intermétalliques

On remarque sur la Figure 8 et la Figure 11 la présence d'intermétalliques de différents types : Al_2Cu , $Al_x(Fe, Mn, Cr)_ySi_z$, $AlCrSi$, $Al(Cr, Fe)Si$, Al_5FeSi , Bi-rich. Ils sont majoritairement présents dans les zones inter-dendritiques et au niveau des joints de grains (Ceschini et al., 2018; Timelli and Fabrizi, 2014).

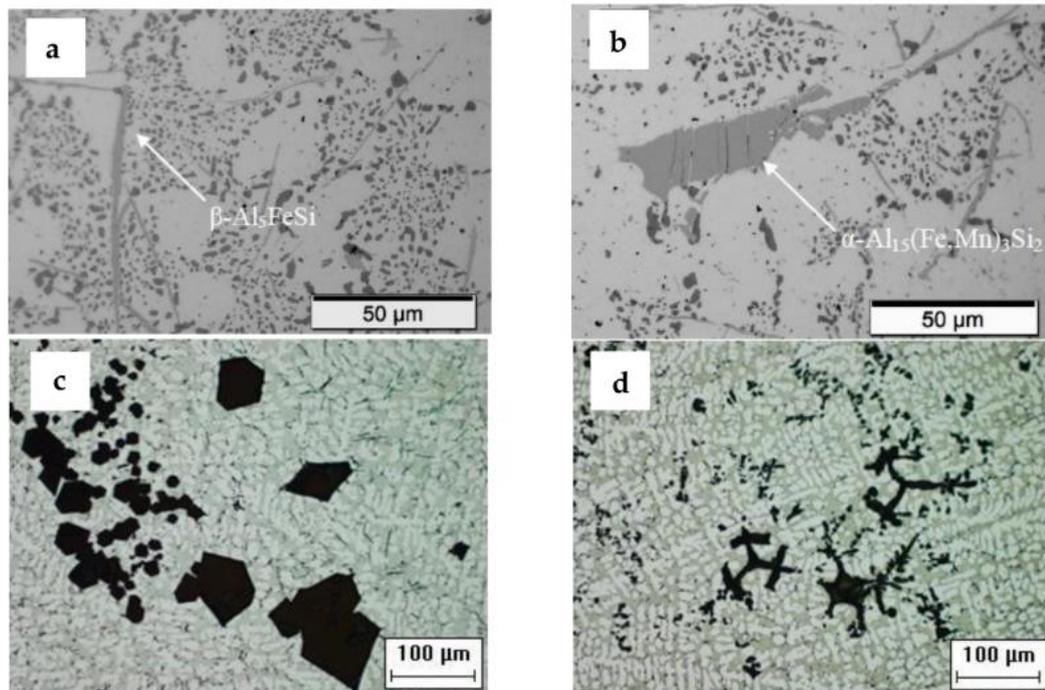


Figure 11 Image au microscope optique d'intermétalliques : a) phase β -Fe b) phase α -Fe c) intermétalliques en bloc d) intermétalliques en "étoile" (Ceschini et al., 2018)

Il a été observé que la répartition de ces intermétalliques dans le plan radial des éprouvettes est hétérogène. Timelli et Fabrizi (Timelli and Fabrizi, 2014) définissent le « sludge factor » comme la combinaison linéaire des concentrations massiques des éléments constitutifs des intermétalliques :

$$\text{Sludge factor} = [\text{Fe}] + 2[\text{Mn}] + 3[\text{Cr}]$$

Ils étudient ensuite la variation de ce facteur dans le plan radial d'une éprouvette d'essai comme on peut le voir sur la Figure 12. On peut alors remarquer qu'il existe aussi une zone de ségrégation des intermétalliques proche de la surface des éprouvettes.

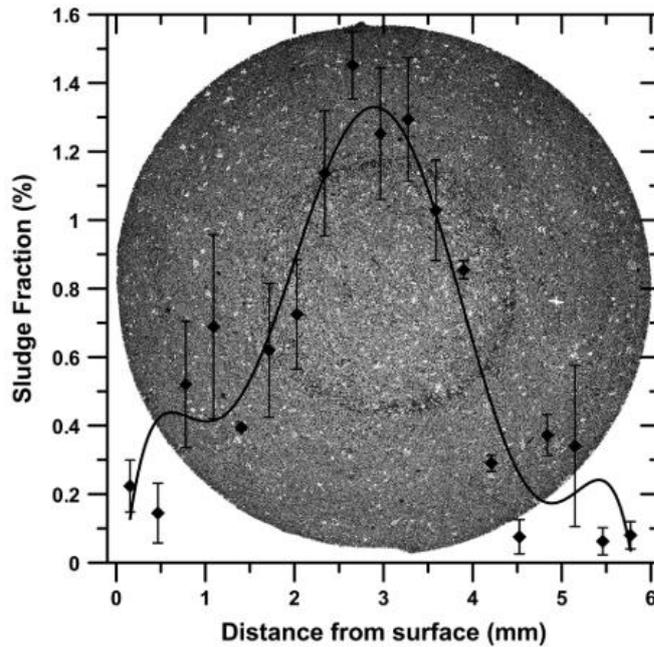


Figure 12 Profil moyen du "sludge factor" dans le plan radial d'une éprouvette de traction en AlSi9Cu3 coulée sous pression (Timelli and Fabrizi, 2014)

Salas et al. (Salas Reyes et al., 2020) ont montré que la taille moyenne des intermétalliques ferreux est de l'ordre de 20-25 μm sur un alliage AlSi9Cu3 coulé sous pression comme on peut le voir sur la Figure 13.

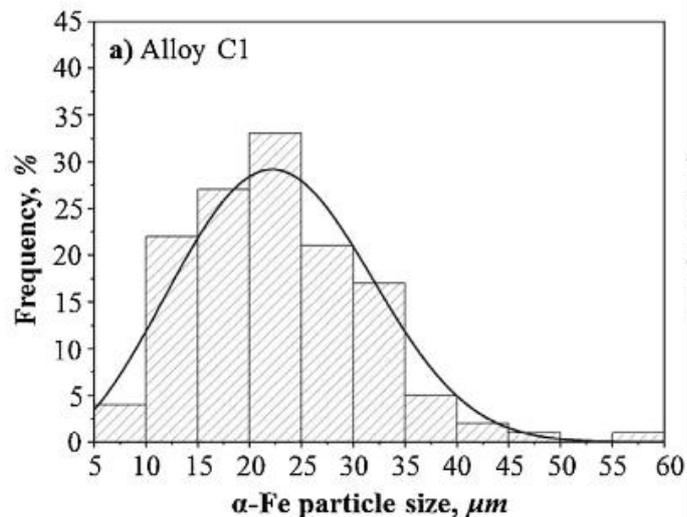


Figure 13 Dispersion de la taille des intermétalliques ferreux dans un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression (Salas Reyes et al., 2020)

I.3.2.4. Grains ESC et cold flakes

Timelli et Fabrizi (Timelli and Fabrizi, 2014) observent des cristaux qu'ils pensent déjà formés avant l'injection du métal liquide dans le moule. La Figure 14 (Timelli and Fabrizi, 2014) montre ces grains cristallisés dans la chambre d'injection ou pendant le transfert du four de maintien vers la chambre. On les reconnaît à leurs tailles supérieures aux grains qui les entourent. Ces grains sont appelés « ESC » pour « Externally Solidified Crystals ». Un deuxième type de cristaux solidifiés en dehors du moule, les « cold

flakes », sont des cristaux formés sur les parois de la chambre d'injection et que le piston vient déloger lors de son mouvement. On peut les voir à la Figure 15 (Timelli and Fabrizi, 2014). La présence de grains ESC ou cold flakes est inhérente à la méthode de mise en forme des pièces par coulée sous pression. La chambre de coulée est à une température largement inférieure à celle du four même pour les machines à chambre chaude. Ainsi la solidification du métal débute dès que celui-ci est transféré (Gershenzon et al., 1999).

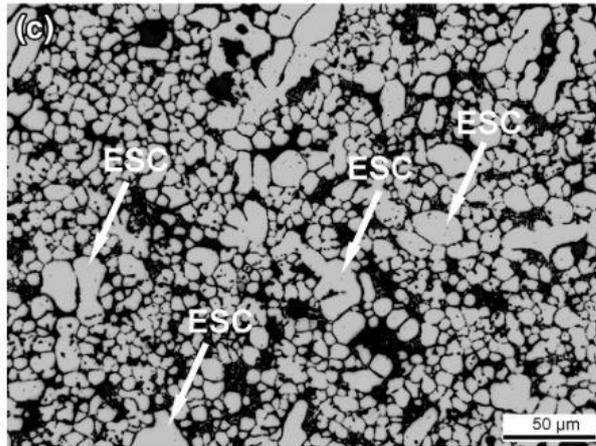


Figure 14 Micrographie de grains cristallisés en dehors du moule au sein de la microstructure d'une éprouvette d'AlSi9Cu3 coulée sous pression (Timelli and Fabrizi, 2014)

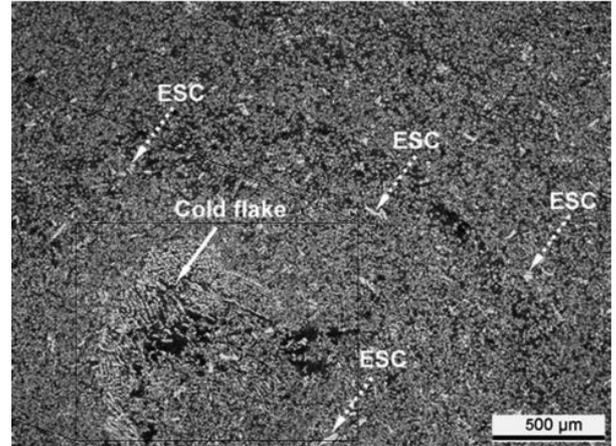


Figure 15 Micrographie de grains cristallisés sur les parois de la chambre d'injection au sein de la microstructure d'une éprouvette d'AlSi9Cu3 coulée sous pression (Timelli and Fabrizi, 2014)

Une autre conséquence de la présence de ces grains au tout début de la solidification est la possibilité d'une bimodalité de la taille des dendrites. Les grains déjà présents donnent naissance à de grandes dendrites là où les grains cristallisés dans le moule forment de petites dendrites (Figure 16). Cet effet est d'autant plus marqué que la capacité volumique de la machine est faible. La morphologie des dendrites dépend des paramètres de coulée telle que de la vitesse en sortie de chambre d'injection. Gunasegaram et al. (Gunasegaram et al., 2007) ont montré que plus la vitesse est élevée moins les dendrites sont grandes. De même, la fraction de porosité décroît lorsque la vitesse augmente.

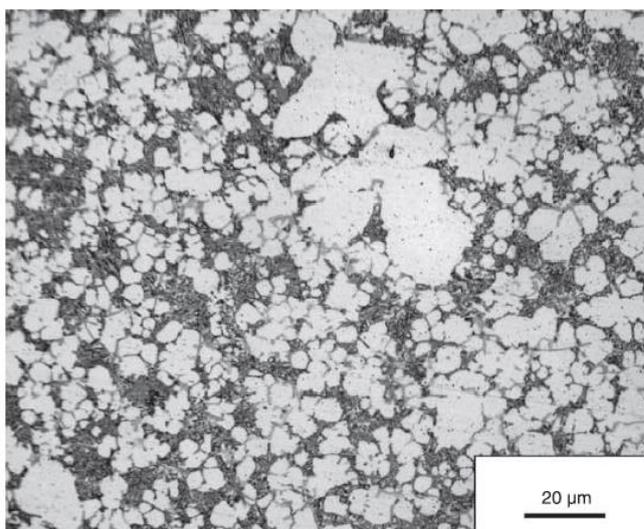


Figure 16 Micrographie d'un alliage d'AlSi9Cu3 montrant la bimodalité de la taille de dendrite (Murray and Murray, 2011)

I.3.2.5. Taille de grain et texture

Timelli et Fabrizi et Lattanzi et al. (Lattanzi et al., 2017; Timelli and Fabrizi, 2014) ont mesuré la taille de grain dans leurs éprouvettes d'essais par EBSD. Timelli observe une taille de grain équivalente de $20,2 \pm 8,6 \mu\text{m}$ à cœur et $17,1 \pm 6,2 \mu\text{m}$ proche de la surface comme on peut le voir sur la Figure 17. Lattanzi observe une taille de grain équivalente de $17 \pm 8 \mu\text{m}$ à cœur sur ses éprouvettes.

Les deux mêmes auteurs ont aussi réalisé des cartographies EBSD de l'orientation des grains. Les résultats sont présentés en Figure 18 sous la forme de cartes associant à chaque grain une orientation cristallographique. La correspondance entre couleur et orientation est fournie dans le triangle unitaire stéréographique. La répartition des couleurs sur les figures de pôles inverses ne montre pas d'orientations préférentielles des grains. On observe une structure équiaxe, ce qui est aussi en accord avec les observations de Fabrizi et al. (Fabrizi et al., 2013).

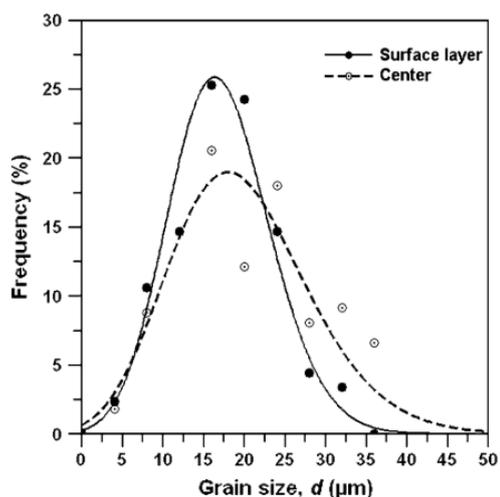


Figure 17 Distribution de la taille de grain en surface et à cœur dans le plan radial d'une éprouvette de traction en AlSi9Cu3 coulée sous pression (Timelli et al., 2014)

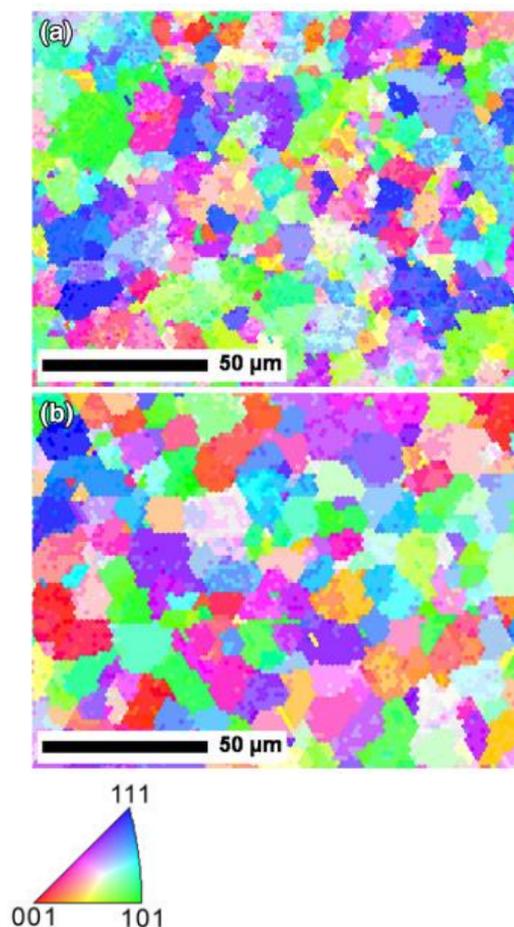


Figure 18 Carte EBSD de l'orientation des grains (a) proche de la surface (b) à cœur d'une éprouvette de traction en AlSi9Cu3 coulée sous pression (Timelli et al., 2014)

I.3.3. Défauts dans l'AlSi9Cu3 coulé sous pression : défauts d'écoulement, retassures et porosités gazeuses

I.3.3.1. Généralités

L'alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression présente un grand nombre de défauts assimilables à de la porosité. Ces défauts proviennent de plusieurs phénomènes qu'on expliquera par la suite. On présente dans un premier temps la porosité de manière générale.

La fraction volumique de pores gazeux et de retassures dans les éprouvettes de Vanderesse et al. et Linder et al. se situe dans la gamme 0,20-0,62% (Linder et al., 2006; Vanderesse et al., 2011). La morphologie des pores est très variée au sein des éprouvettes. La Figure 19 présente quelques photographies de pores au microscope optique. Ces pores peuvent apparaître sous forme de bulle ronde de tailles variables (a, d, e), de réseaux de petits pores (f) ou de retassure (a, b) chez Dos Santos (Dos Santos et al., 2015).

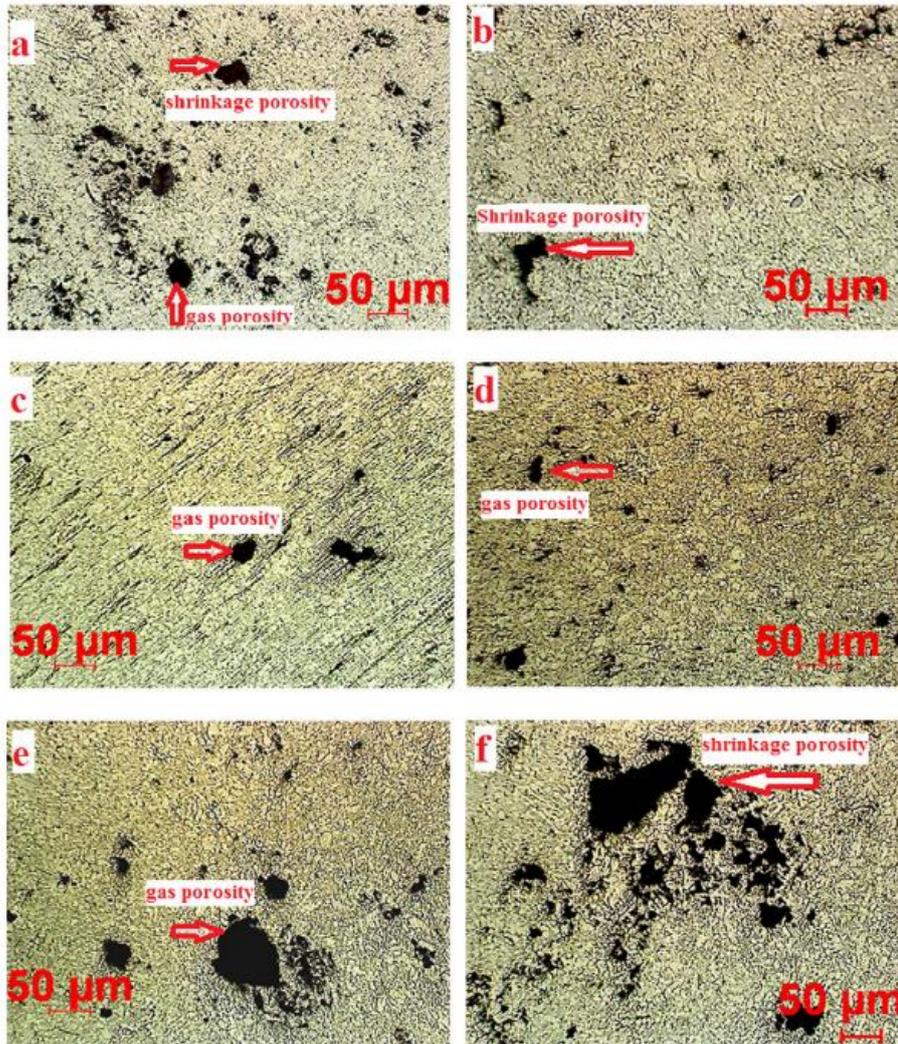


Figure 19 Micrographie de pores au sein d'éprouvettes en AlSi9Cu3 coulée sous pression (Dos Santos et al., 2015)

I.3.3.2. Etude des défauts par tomographie RX

Pour étudier la porosité au sein du matériau, des auteurs ont recours à la tomographie aux rayons X. Cette technique permet d'observer les défauts avec une résolution pouvant aller jusqu'à des tailles inférieures à 5μm, permettant ainsi d'appréhender finement la morphologie des défauts. Vanderesse et al. (Vanderesse et al., 2011) se sont intéressés à la distribution spatiale et à la morphologie des pores dans leurs éprouvettes d'essai cylindriques. La Figure 20 présente la sphéricité des pores en fonction de leur volume. On remarque que, malgré une dispersion élevée pour les faibles volumes, plus les pores sont volumineux moins ils sont sphériques.

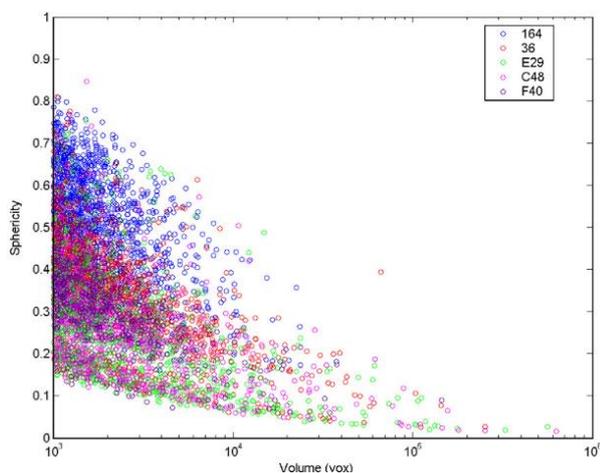
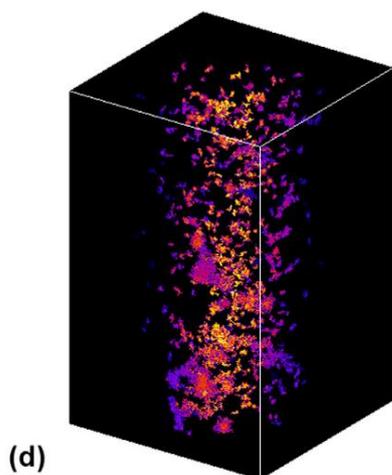


Figure 20 Sphéricité en fonction du volume pour chaque pore des éprouvettes en AlSi9Cu3 coulée sous pression (Vanderesse et al., 2011)

Vanderesse et al. (Vanderesse et al., 2011) se sont aussi intéressés à la dispersion spatiale des pores dans leurs éprouvettes. Ils observent un gradient de densité de pores de l'intérieur vers l'extérieur de l'éprouvette avec une plus forte densité de pores à cœur. La Figure 21 est une reconstruction de l'éprouvette à partir des données tomographiques. Timelli et Fabrizi (Timelli and Fabrizi, 2014) observent aussi un gradient de densité de pores. Ils observent un taux de porosité plus important à cœur des éprouvettes (Figure 22).



(d)

Figure 21 (d) Reconstruction des pores observés par tomographie RX sur une éprouvette en AlSi9Cu3 coulée sous pression (Vanderesse et al., 2011)

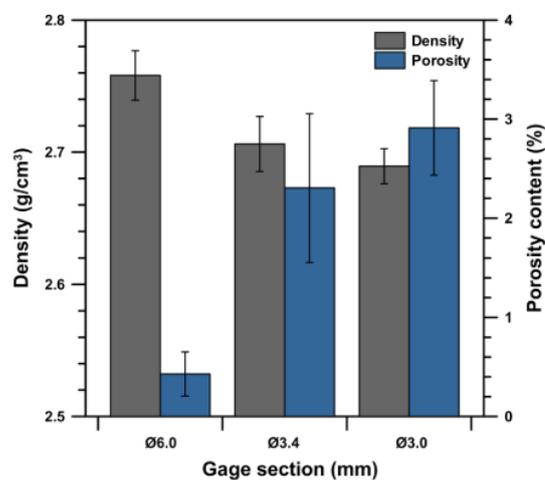


Figure 22 Evolution de la masse volumique et du taux de porosité en fonction de l'épaisseur usinée en surface des éprouvettes en AlSi9Cu3 coulée sous pression (Timelli and Fabrizi, 2014)

I.3.3.3. Morphologie et origine des défaut poreux

Les défauts assimilables à de la porosité ont des morphologies et origines multiples. On présente les catégories principales dans la suite :

- Les défauts liés à l'écoulement :

Le premier facteur de la présence de défauts est l'imperfection de l'écoulement du métal dans le moule. Lorsque le métal liquide est injecté dans le moule, il entre en contact avec ses parois. Le flux de matière forme alors des vortex contenant le liquide et des grains solidifiés lors du contact avec les parois du moule. Les différents vortex peuvent alors se rencontrer et les liquides à moitié solidifiés empêchent une bonne soudure des interfaces. L'air présent dans le moule peut alors se retrouver piégé entre les vortex et ainsi former des porosités (Cao et al., 2019; Murray and Murray, 2011).

- Les retassures

Les retassures ont pour origine le retrait de matière résultant du passage de la phase liquide à solide. Lors de ce retrait, deux possibilités s'offrent au métal : se retirer des parois du moule ou former une cavité au cœur de la matière. Ainsi, on retrouve des retassures en surface mais aussi à cœur. La Figure 23 présente des micrographies de retassures dans un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression. On observe des défauts aux caractéristiques singulières avec une structure spongieuse qu'on retrouve aussi chez Lumley (Lumley et al., 2011) en Figure 24. Ils joueront un rôle très important dans la suite de l'étude.

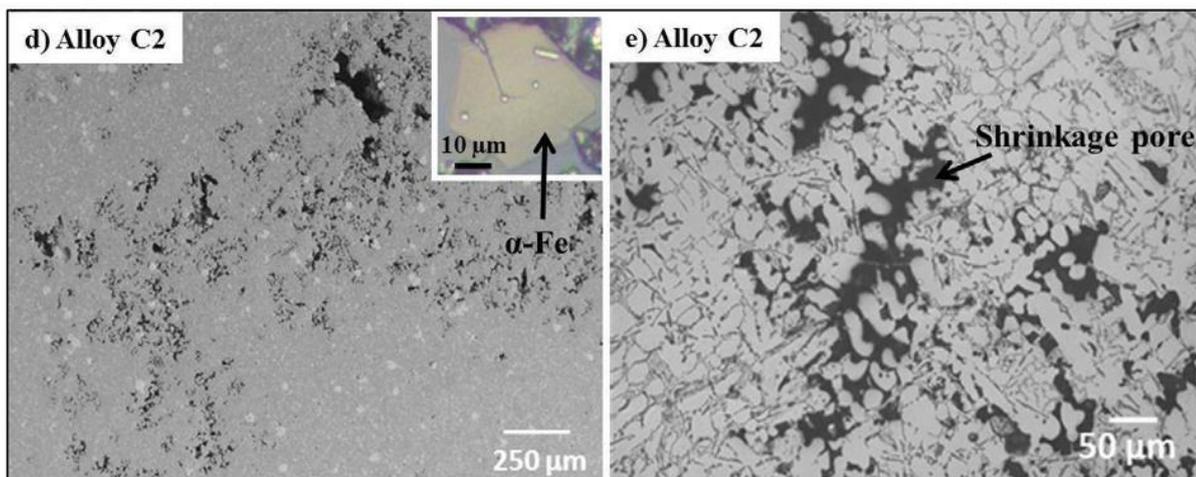


Figure 23 micrographie d'un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression montrant des retassures (Salas Reyes et al., 2020)

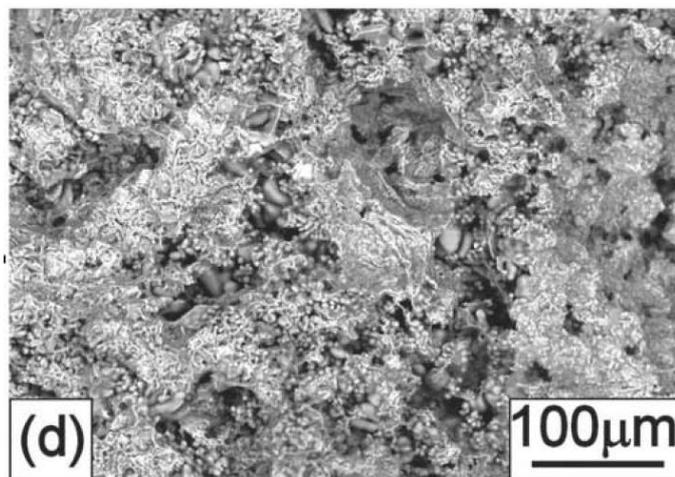


Figure 24 faciès de rupture sur essai de traction monotone d'un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression montrant une zone poreuse (Lumley et al., 2011)

- Les porosités gazeuses :

Les porosités gazeuses sont très répandues dans les matériaux coulés. Ces défauts ont deux origines majeures : le mélange de l'air et du métal liquide intervenant lors de l'injection ou le relargage d'hydrogène solubilisé dans le métal liquide lors de la solidification. On peut observer, sur la Figure 51 (b), une porosité gazeuse responsable de l'amorçage d'une fissure en fatigue uniaxiale à $R=-1$ sur un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression. La morphologie des porosités gazeuses est reconnaissable grâce à sa sphéricité. Dans le cas des alliages coulés sous pression, la porosité gazeuse peut être écrasée lors de la phase de fermeture du moule. Ainsi, on peut retrouver des formes légèrement différentes en « haricots ».

I.4. Effet des hétérogénéités et de la microstructure sur la tenue en fatigue des matériaux à défauts

I.4.1. Généralités

Cette partie traite de l'effet de la microstructure et des défauts sur la tenue en fatigue des alliages d'aluminium de fonderie pour différents procédés de mise en forme, dont le procédé de coulée sous pression.

I.4.1.1. Effet de la taille de grain et de la SDAS

Houria (Iben Houria et al., 2015) montre, sur un alliage d'aluminium A356-T6, l'effet bénéfique de la réduction de la SDAS et l'effet néfaste de la réduction de la taille de grain sur la tenue en fatigue. Cependant, la SDAS et la taille de grain sont corrélées ce qui empêche une conclusion tranchée sur l'effet individuel de chacun des deux paramètres.

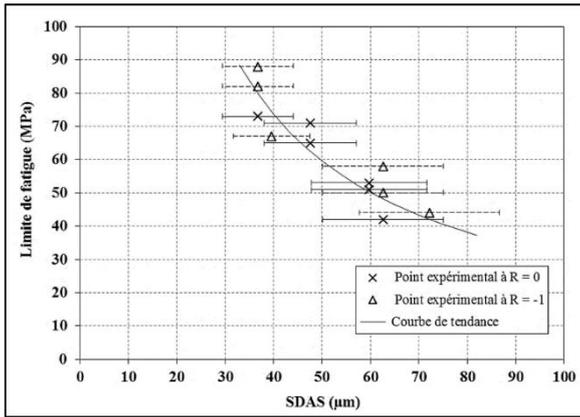


Figure 25 Variation de la résistance en fatigue en fonction de la SDAS en absence de défaut à l'origine de la rupture en torsion à $R\sigma = 0$ et $R\sigma = -1$ sur l'alliage d'aluminium A356-T6 (Iben Houria et al., 2015)

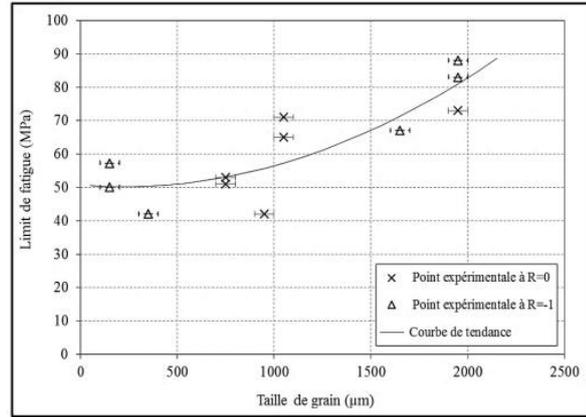


Figure 26 Variation de la résistance en fatigue en fonction de la taille de grain en absence de défaut à l'origine de la rupture en torsion à $R\sigma = 0$ et $R\sigma = -1$ sur l'alliage d'aluminium A356-T6 (Iben Houria et al., 2015)

Dans les matériaux à défauts, il est souvent difficile d'appréhender l'effet de la microstructure car elle semble jouer un rôle secondaire sur le comportement en fatigue. En utilisant le rapport $\sqrt{\text{area}}/\text{SDAS}$, Le (Le, 2016) montre, qu'à iso-taille de défaut, si la SDAS augmente alors la tenue en fatigue augmente.

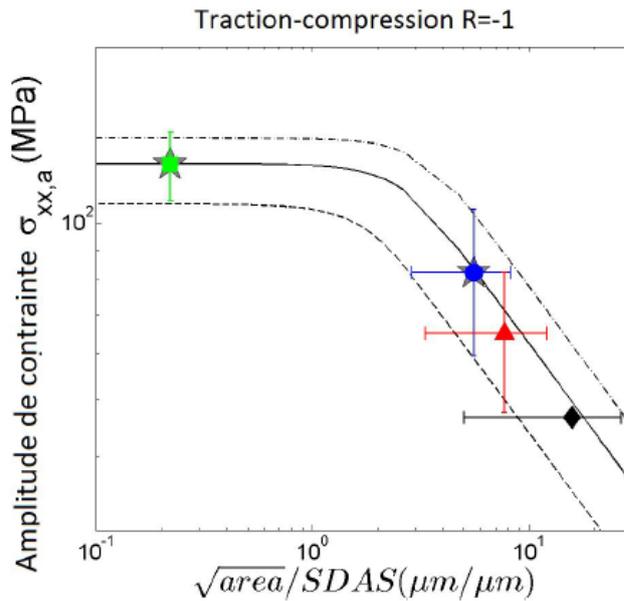


Figure 27 Effet du ratio $\sqrt{\text{area}}/\text{SDAS}$ sur la résistance en fatigue des alliages bleu) AlSi7Cu05Mg03, rouge : AlSi7Mg03, vert : AlSi7Mg03 CIC, noir : AlSi7Mg03 (Le, 2016)

Même s'il est difficile de clairement dissocier les effets de taille de grain et de SDAS, une amélioration de la tenue en fatigue avec la décroissance de la taille de grain (Brochu et al., 2010) et de la SDAS (Wang et al., 2010) semble être observée. Cela est en contradiction partielle avec les observations de Houria qui montre une chute de la résistance en fatigue avec l'augmentation de la taille de grain (Figure 25) et une augmentation de la résistance en fatigue avec l'augmentation de la SDAS (Figure 26).

I.4.1.2. Effet des pores et de leurs caractéristiques

Le mécanisme d'amorçage le plus observé en FGNC dans les matériaux à défauts est l'amorçage à partir de porosités. La présence de porosité dans un champ de contrainte conduit à une augmentation locale de la contrainte aux abords du défaut. Cette concentration de contrainte accélère et facilite l'apparition de fissure.

De nombreux auteurs ont montré le rôle prépondérant des porosités sur le comportement en fatigue des d'alliages d'aluminium de fonderie. On peut notamment citer Buffière, El Khoukhi, Koutiri, Le, Redik, Rotella mais aussi Roy, Skallerud et Couper (Buffière et al., 2001; Couper et al., 1990; El Khoukhi et al., 2018; Koutiri et al., 2013; Le, 2016; Redik et al., 2014; Rotella et al., 2017; Roy et al., 2011; Skallerud et al., 1993). Cette liste n'est pas exhaustive. La Figure 28 et la Figure 29 montrent des faciès de rupture d'alliage d'aluminium de fonderie où l'on observe une porosité à l'origine de la fissure principale.

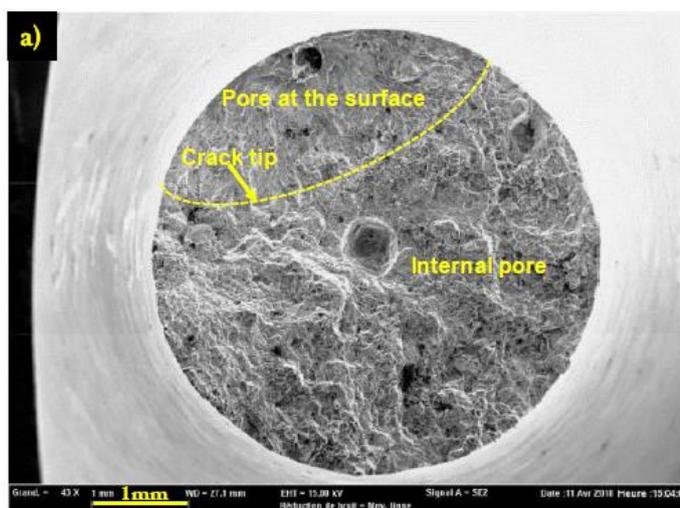


Figure 28 Porosité à l'origine de la ruine d'une éprouvette de fatigue en AlSi7Mg03 (El Khoukhi et al., 2018)

De nombreux auteurs ont également étudié l'effet des caractéristiques des pores sur la tenue en fatigue des alliages d'aluminium de fonderie. Trois caractéristiques principales sont souvent discutées : la taille, la morphologie et la position.

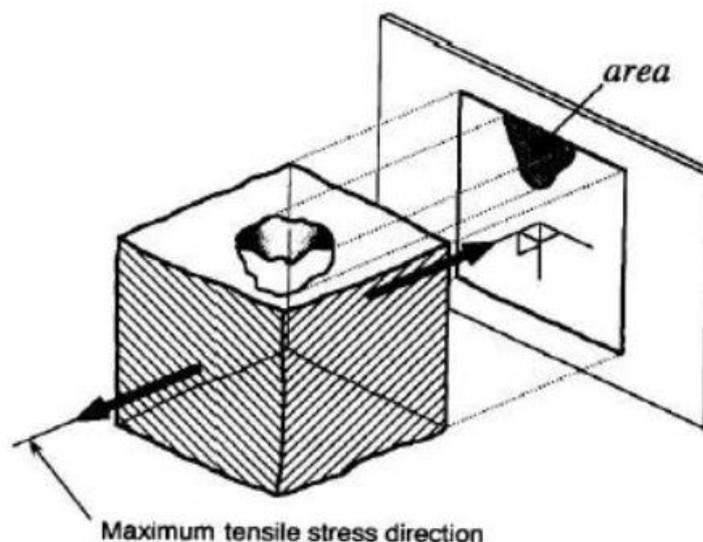
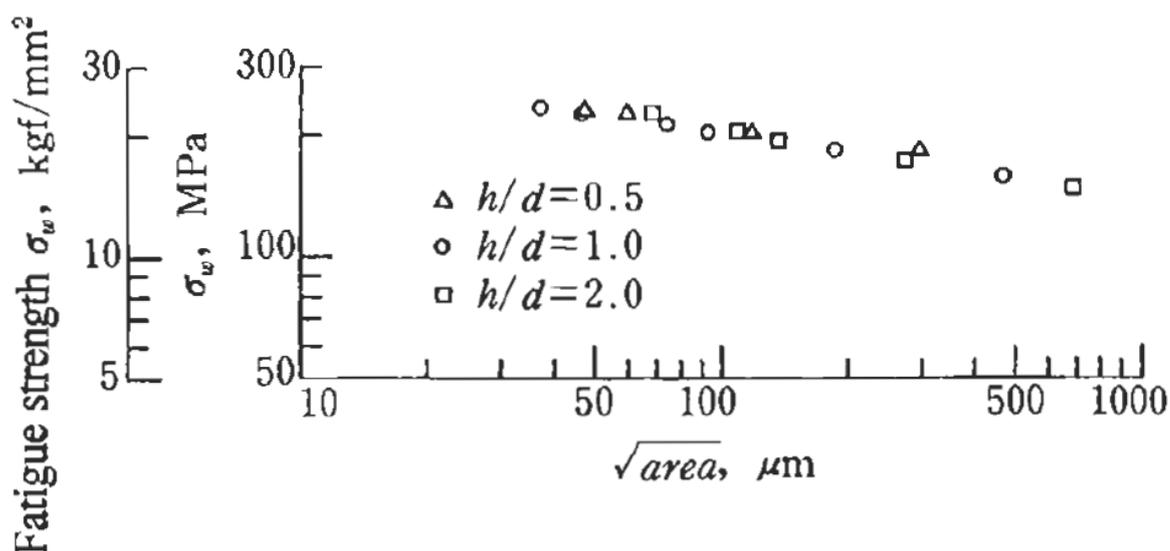


Figure 30 Représentation du paramètre de Murakami (Murakami, 2002)

Figure 31 Relation entre la résistance en fatigue et la \sqrt{area} sur un acier (Murakami, 2002)

En utilisant la même méthodologie, de nombreux auteurs ont montré le même effet sur les alliages d'aluminium de fonderie (Aigner et al., 2019; Beretta and Romano, 2017; El Khoukhi et al., 2018; Le et al., 2016; Mu et al., 2014; Redik et al., 2014; Romano et al., 2018; Rotella et al., 2017). Une forte décroissance de la résistance en fatigue est observable lorsque la taille des porosités augmente comme on peut le voir sur la Figure 32 et la Figure 33. Dans les travaux de Nourian-Avval (Nourian-Avval and Fatemi, 2020a, 2020b, 2020c; Nourian-Avval and Fatemi, 2021) portant sur l'impact des défauts sur la résistance en fatigue et sur la durée de vie d'un alliage d'A356 (AlSi6Mg0,3), il est également mis en évidence le rôle majeur de la taille de défaut.

Beretta et Romano (Beretta and Romano, 2017) ont observé l'effet de défauts de petite taille mettant ainsi en avant un effet de seuil. Pour les conditions étudiées, cet effet de seuil sur la taille de défaut apparaît pour une taille critique de l'ordre 100 μm (Figure 33). C'est à partir de cette taille qu'un effet des défauts est constaté sur la tenue en fatigue. En deçà de cette taille, le comportement en fatigue est piloté par les

propriétés intrinsèques du matériau et notamment sa capacité à accommoder la déformation plastique irréversible grâce à la formation de bandes de glissement dans les grains. On note que la valeur de la taille critique de défaut est susceptible de dépendre de nombreux paramètres tels que les conditions de sollicitations, la microstructure ou encore les propriétés intrinsèques du matériau.

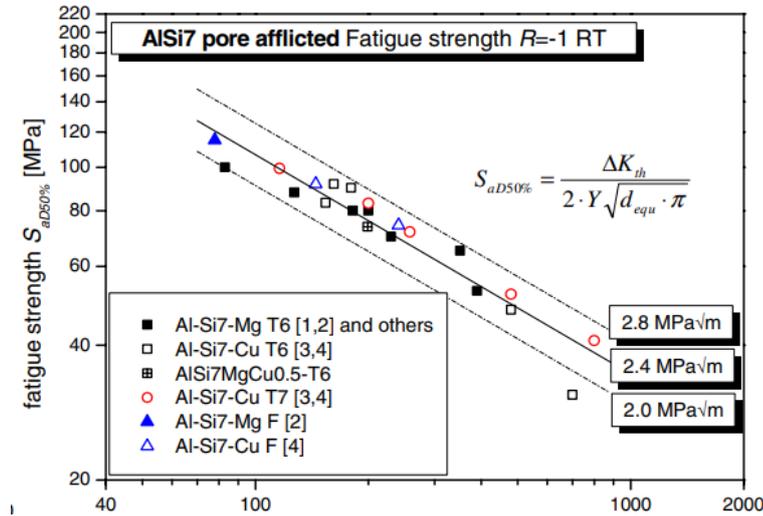


Figure 32 Evolution de la résistance en fatigue en fonction de la taille des défauts pour différents alliages d'aluminium de fonderie, modélisation avec la mécanique linéaire de la rupture (Redik et al., 2014)

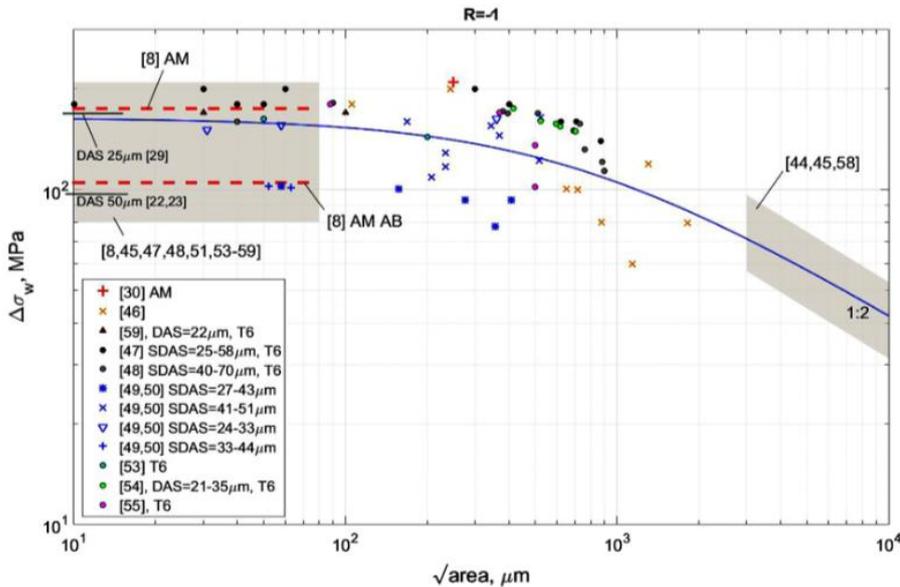


Figure 33 Résistance en fatigue d'alliages d'aluminium coulés AlSi10Mg, R=-1 (Beretta and Romano, 2017)

A titre d'illustration, Vincent et Nadot (Nadot, 2022; Vincent et al., 2016) montrent que le seuil de taille de défaut peut être relié à un paramètre microstructural du matériau. Sur un Fer Armco, Vincent trace un diagramme de Kitagawa-Takahashi avec un matériau à gros grain et un matériau à petit grain. En

normalisant la taille de défaut par la taille de microstructure et la résistance en fatigue par la résistance en fatigue du matériau sans défaut, il constate que les deux courbes sont superposées. Le seuil d'effet de la taille des défauts est, pour les deux matériaux, lié à la taille de la microstructure comme on peut le voir sur la Figure 34.

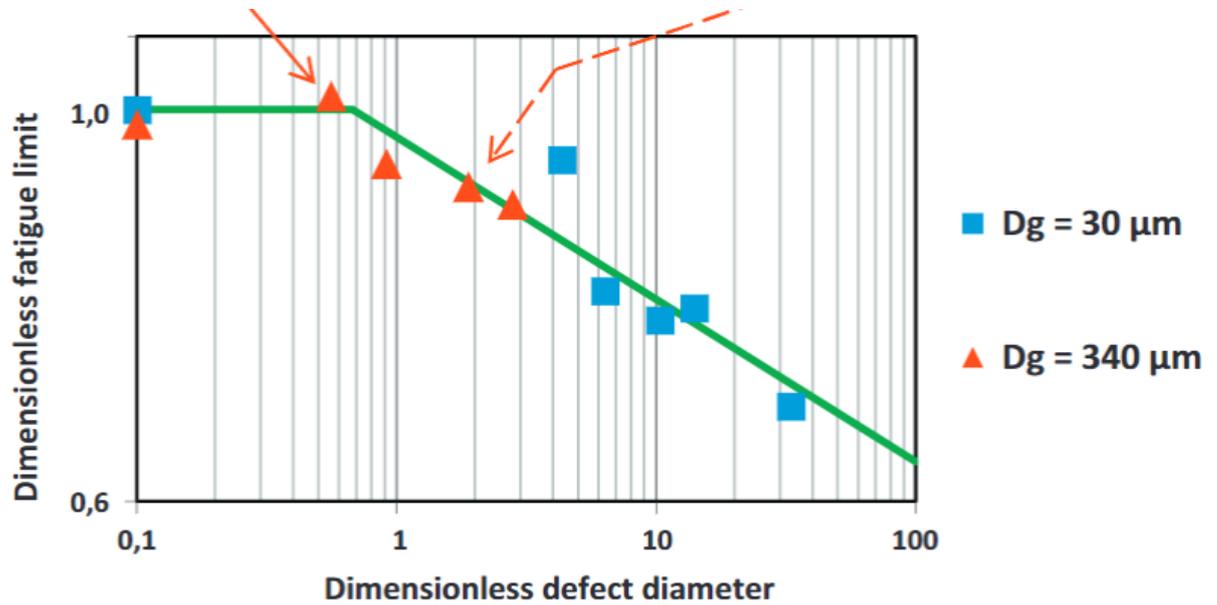


Figure 34 Diagramme de Kitagawa - Takahashi mettant en avant la taille de la microstructure comme seuil d'effet des défauts, l'axe des abscisses est normalisé par la taille de grain des alliages, l'axe des ordonnées par la résistance en fatigue sans défaut, D_g = taille de grain (Nadot, 2022)

- Effet de la morphologie

La morphologie des défauts est un paramètre parfois étudié pour caractériser la criticité des défauts en fatigue. Xie (Xie et al., 2021) montre qu'il faut prendre en compte la taille et la morphologie du défaut pour comprendre son impact sur le comportement en fatigue d'un alliage d'aluminium AIMG4.5 en fabrication additive. Il compare les concentrations de contrainte sur un défaut poreux sphérique et un manque de fusion comme on peut le voir sur la Figure 35. Clairement, le défaut le plus tortueux est celui qui présente le plus de concentration de contrainte. De même, sur des géométries plus simples, Guerchais (Guerchais et al., 2017) montre l'impact du rayon de courbure de défauts ellipsoïdes sur les concentrations de contraintes en simulation numérique de matériaux polycristallins. Il montre clairement l'impact des différentes géométries sur la répartition des contraintes dans les grains autour des défauts.

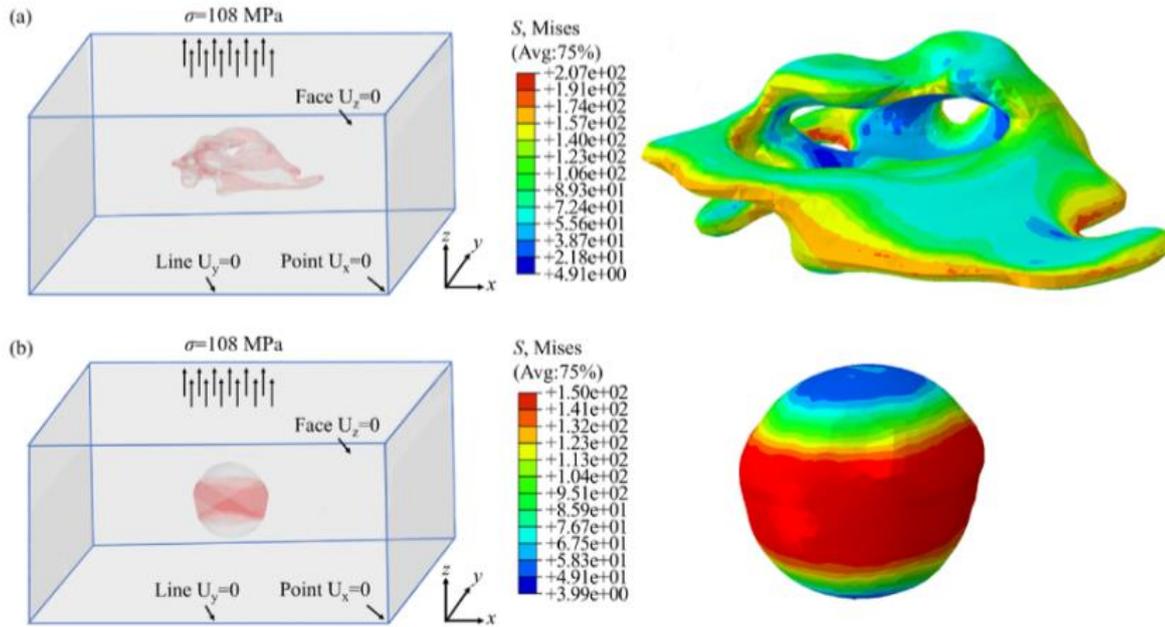


Figure 35 Simulations éléments finis de la concentration de contraintes aux abords de deux défauts de tortuosités différentes (Xie et al., 2021)

Sur des défauts extraits par tomographie RX d'un alliage d'aluminium de fonderie, Wicke (Wicke et al., 2016) montre que le facteur de concentration de contrainte autour d'un défaut tortueux peut atteindre quasiment 20. Dans une étude du même type, Nicoletto (Nicoletto et al., 2012, 2010) montre que les concentrations de contrainte autour d'un pore gazeux sphérique et d'une retassure sont très différentes.

Dans une étude sur des aciers, Schönbauer (Schönbauer and Mayer, 2019) montre le rôle du rayon de courbure des défauts sur le comportement en fatigue. Sur la Figure 36, on observe deux zones distinctes : avant et après « $\sqrt{\text{area}_{\text{trans}}}$ ». Lorsque la taille de défaut est supérieure à $\sqrt{\text{area}_{\text{trans}}}$ (c.à.d. dans le domaine fissure longue), les défauts possédant une forte acuité se comportent comme des fissures pré-amorcées. Ainsi, le critère de propagation de fissure contrôle la résistance en fatigue. A contrario, pour les défauts de faible acuité, le paramètre contrôlant la résistance en fatigue est le critère d'amorçage de fissure. Dans la zone inférieure à $\sqrt{\text{area}_{\text{trans}}}$, l'acuité des défauts n'a plus d'impact car la résistance à la propagation des fissures courtes est plus élevée que celle des fissures longues.

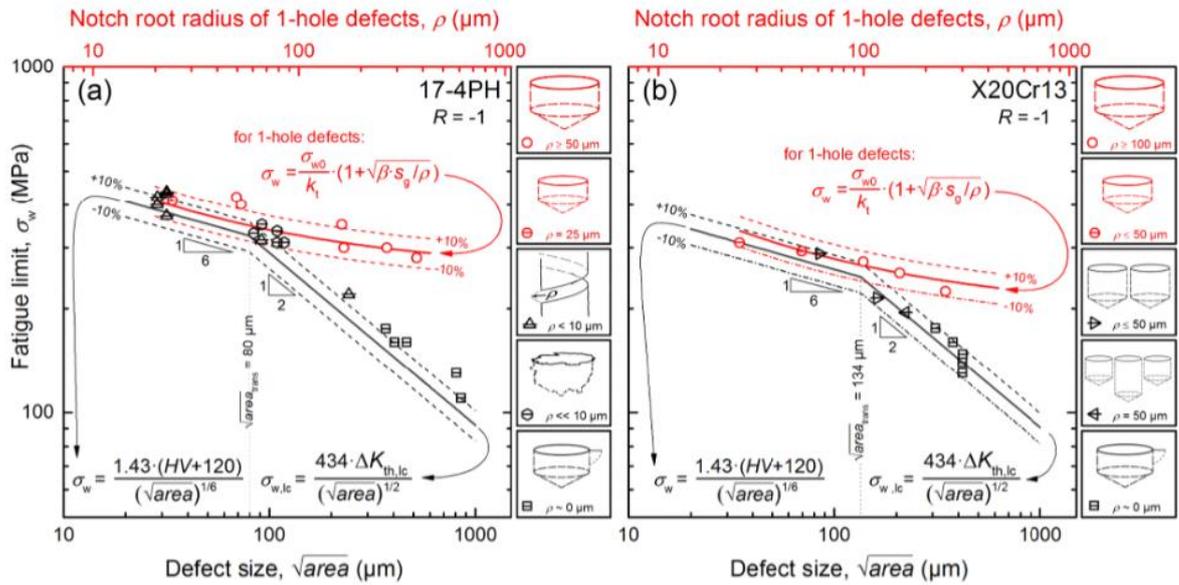


Figure 36 Diagrammes de Kitagawa – Takahashi pour les aciers (a) 17-4PH (b) X20Cr13 montrant l’effet de l’acuité des défauts sur le comportement en fatigue (Schönbauer and Mayer, 2019)

- Effet de la distance à la surface

Il est maintenant clairement admis que la criticité des défauts est fonction de la distance à la surface libre. Plus précisément, un pore débouchant de taille donnée est significativement plus nocif que le même pore à cœur. De nombreux auteurs ont mis en évidence ce phénomène.

Murakami (Murakami, 2002) propose un critère binaire pour prendre en compte l’effet cœur - surface dans la formule :

$$\sigma = \beta(HV + 120)\sqrt{\text{area}}^{-\frac{1}{n}} \left(\frac{1 - R}{2}\right)^\alpha \text{ avec } \alpha = 0.226 + HV \times 10^{-4}$$

Eq. 1

où β change de valeur lorsque le défaut est en surface $\beta = 1,43$ ou à cœur $\beta = 1,56$.

Vanderesse et Le (Le, 2016; Vanderesse et al., 2011) montrent l’effet néfaste de la distance à la surface sur un alliage d’aluminium de fonderie. Bien que des porosités de taille plus grande soient présentes à cœur, les défauts critiques se situent systématiquement en proche surface comme on peut le voir sur la Figure 37.

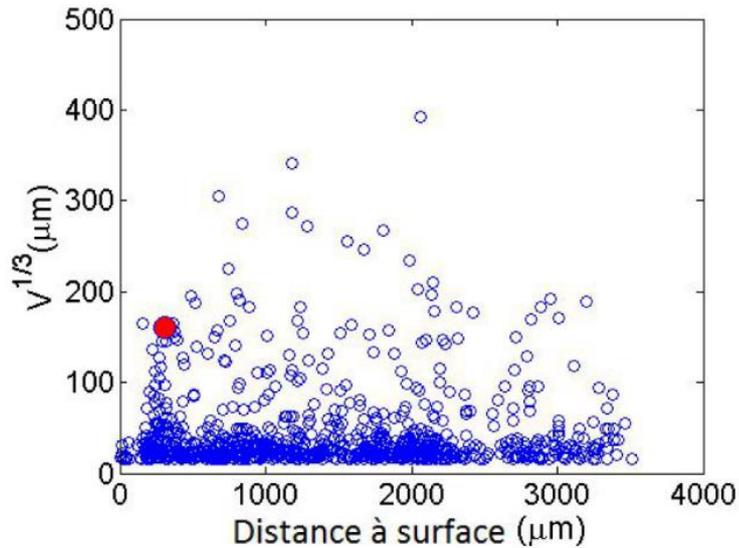


Figure 37 Taille et position de la porosité critique (rouge) vis-à-vis de la population globale de porosité dans un alliage d'aluminium de fonderie (Le, 2016)

Principalement, deux mécanismes expliquent la différence de comportement entre les défauts à cœur et en surface. Le premier est un effet mécanique. La concentration de contrainte est plus élevée pour un défaut en surface qu'un défaut à cœur. De plus, on constate une interaction avec la surface pour les défauts en sous couche proche de la surface (Murakami, 2002) si bien que certains défauts en extrême surface peuvent être considérés comme débouchant (Figure 38). Le deuxième est un effet chimique lié à l'environnement. Les fissures se propageant à partir d'un défaut débouchant subissent les effets agressifs de l'atmosphère qui n'est pas inerte. A contrario, une fissure se propageant à partir d'un défaut à cœur évolue dans un milieu, la plupart du temps, moins agressif.

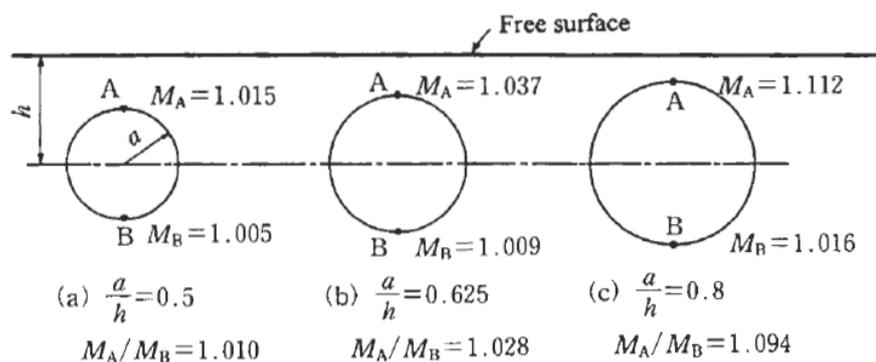


Figure 38 Facteur d'intensité de contrainte pour des défauts en proche surface, mise en évidence des interactions avec la surface libre (Murakami, 2002)

Rotella (Rotella et al., 2017) met également en avant un léger effet cœur-surface sur un alliage d'aluminium de fonderie (Figure 39) alors que Nadot (Nadot et al., 1999) observe un effet 10 fois plus nocif d'un défaut débouchant par rapport au même défaut à cœur dans une fonte.

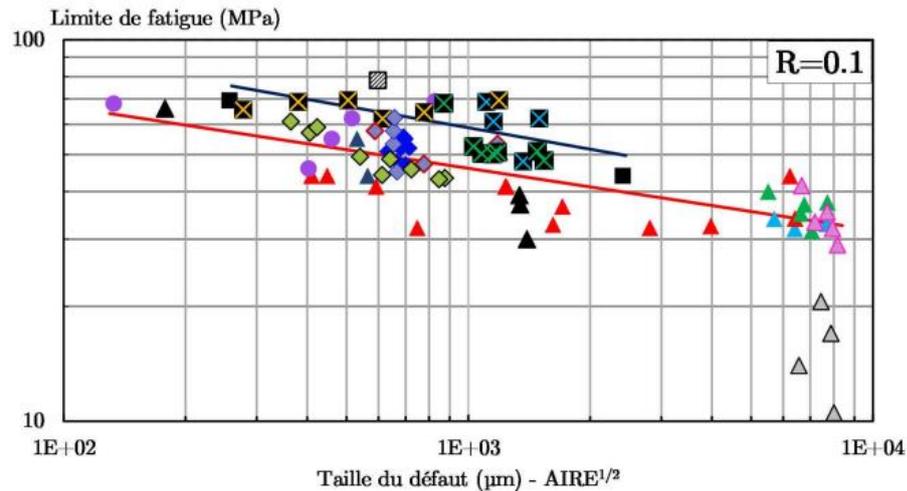


Figure 39 Diagramme de Kitagawa de l'alliage A357-T6 montrant l'effet de la distance à la surface, droite rouge = surface et droite bleue = cœur (Rotella et al., 2017)

I.4.1.3. Effet des oxydes

D'après Murakami (Murakami, 2002), la nature des défauts n'a que peu d'effet sur leur criticité. Son principe d'équivalence des défauts ne prend en compte que la surface projetée donc une porosité et un film d'oxyde de la même taille auront une criticité équivalente (Figure 40).

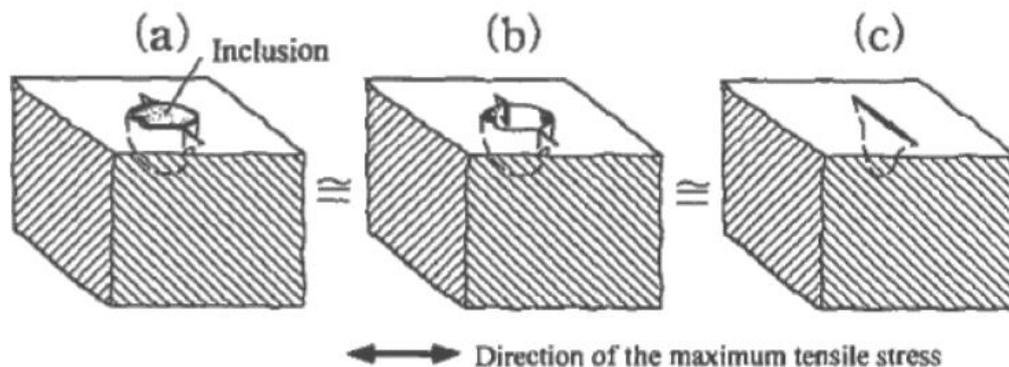


Figure 40 Représentation du principe d'équivalence des défauts de Murakami (Murakami, 2002)

Sur un alliage d'aluminium de fonderie coulé avec deux procédés différents, Brochu (Brochu et al., 2010) observe les effets des films d'oxyde et des retassures en fatigue. L'auteur constate que les effets des oxydes sont équivalents à ceux des retassures comme on peut le voir sur la Figure 41.

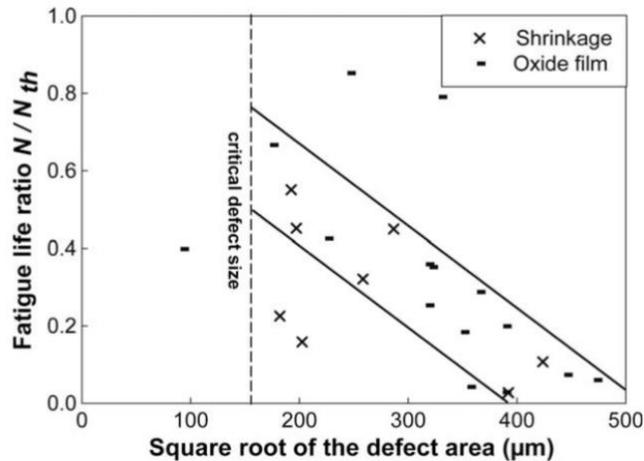


Figure 41 Mise en évidence de l'effet équivalent des films d'oxyde et des retassures sur le comportement en fatigue d'alliages d'aluminium de fonderie (Brochu et al., 2010)

I.4.1.4. Effet des éléments chimiques

De manière générale, il est assez difficile d'estimer l'impact de la modification de la concentration d'un élément chimique sur le comportement en fatigue des matériaux. En effet, les constituants des alliages d'aluminium influent sur un grand nombre de paramètres : taille de la microstructure, comportement mécanique, état de précipitation et présence d'intermétalliques.

- Effet du silicium :

Dans les alliages d'aluminium de fonderie Al-Si, l'ajout de silicium résulte en une augmentation de la fraction volumique de particules de Si pure. En présence de défauts, Buffière (Buffière et al., 2001) observe que l'amorçage de fissure se produit à cause du déchaussement des particules de silicium dans la matrice d'aluminium.

- Effet du cuivre

Le cuivre fait partie des éléments formant des précipités. Il joue un rôle important dans le durcissement structural des alliages d'aluminium. Huter (Huter et al., 2016) observe que l'ajout de cuivre augmente le durcissement structural des alliages d'aluminium de fonderie. En fatigue olygocyclique, la perte de ductilité lié à l'augmentation du durcissement structural réduit la résistance en fatigue. En FGNC, l'amélioration des propriétés mécaniques telle que la limite d'élasticité dû au durcissement structural améliore la tenue en fatigue.

- Effet du magnésium

Fabrizi (Fabrizi et al., 2013) observe qu'un ajout de magnésium dans un alliage d'aluminium de fonderie permet de réduire le taux de microporosité. A l'exception de cet auteur, il n'existe pas de travaux détaillant spécifiquement les effets de l'ajout de magnésium sur la durabilité des alliages d'aluminium de fonderie.

- Effet du fer

Dans les alliages d'aluminium de fonderie, le fer est un élément formant un grand nombre de précipités différents. Il se retrouve en quantité dans les alliages de seconde fusion. Wagner (Wagner et al., 2021) observe qu'en filtrant les intermétalliques à base de fer directement dans le bain de fusion, il est possible

d'augmenter légèrement la résistance en fatigue d'un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression notamment pour les fortes contraintes (Figure 42).

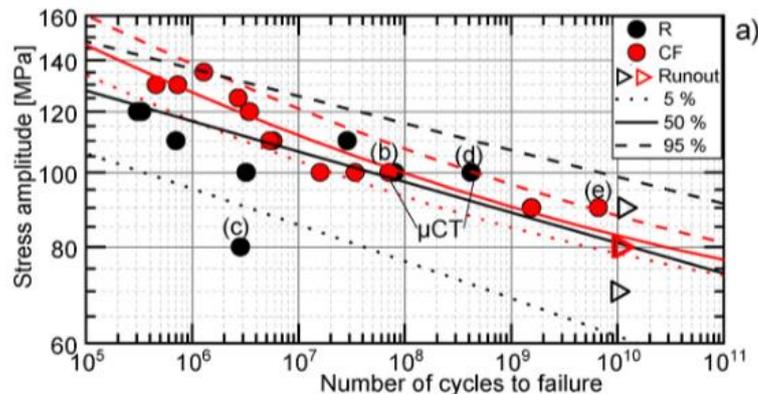


Figure 42 Effet du filtrage des précipités riches en fer sur le comportement en fatigue d'un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression, cercle noir = procédé classique, cercle rouge = précipités Fe filtrés (Wagner et al., 2021)

I.4.2. Cas de l'AlSi9Cu3

I.4.2.1. Tenue en fatigue

Mayer (Mayer et al., 2003) teste en fatigue ultrasonique à 10^9 cycles de censure des éprouvettes en AlSi9Cu3 coulé sous pression. La méthode d'essai ultrasonique consiste en une machine capable de faire entrer en résonance les éprouvettes à une fréquence d'environ 20 kHz. Le rapport de charge des essais est de -1. La quasi-totalité des fissures qu'il observe amorcent à partir de porosité. Il trouve une résistance en fatigue de l'ordre de 75 MPa. La Figure 43 montre qu'une fraction non-négligeable des amorçages ont lieu à cœur. Aucune donnée sur la distance surface-défaut n'est mentionnée. On constate néanmoins que les défauts à cœur et en surface sont compris dans le même nuage de point, ce qui impliquerait qu'il n'y ait que peu d'effets de la position du site d'amorçage relativement à la surface libre. Le faible nombre de données rend cette analyse discutable.

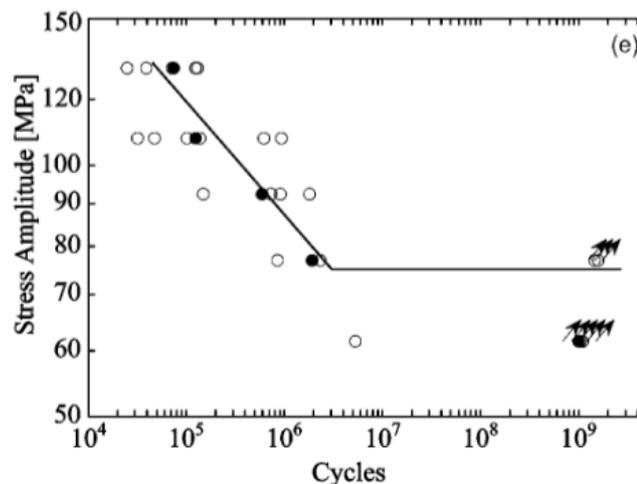


Figure 43 Courbe de Wöhler d'un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression testé à 20 kHz, $R=-1$, cercle plein = amorçage en surface ou sous couche et cercle vide = amorçage à cœur (Mayer et al., 2003)

Linder (Linder et al., 2006) essaie de quantifier l'effet des défauts sur le comportement en fatigue d'un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression en séparant ses éprouvettes en 3 lots suivant leur taux de porosité grâce à des observations aux rayons X. Ses essais portent sur deux géométries d'éprouvettes testées en flexion à $R=-1$, une ayant un facteur de concentration de contraintes de 1.05 et l'autre de 2.25. Il montre l'effet clair et néfaste de l'augmentation du taux de porosité avec une chute de l'ordre de 25% de la résistance en fatigue sur les éprouvettes lisses (Figure 44). Il montre aussi un effet du volume sollicité, les éprouvettes à fort facteur de concentration de contraintes sont moins sujettes à la chute de résistance en fatigue due à l'augmentation du taux de porosité. Les mêmes tendances sont obtenues par Bizal (Bizal et al., 2015).

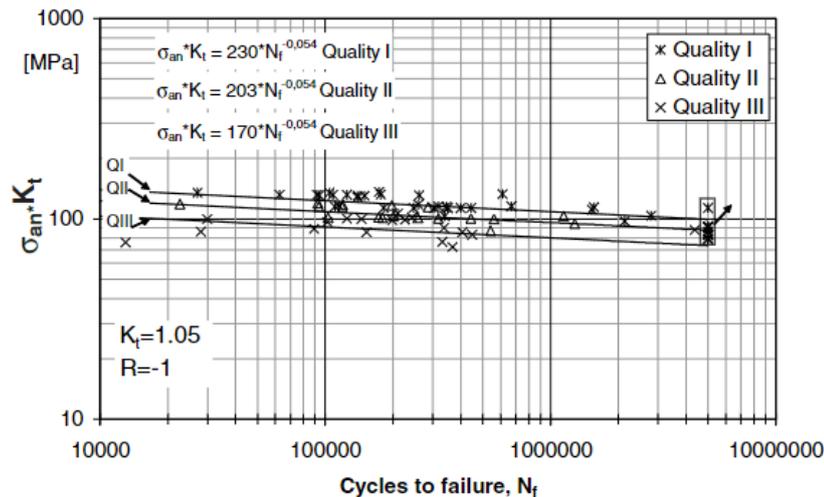


Figure 44 Effet du taux de porosité sur le comportement en fatigue d'éprouvettes lisses d'AlSi9Cu3 coulé sous pression, Q1 → Q3 augmentation du taux de porosité (Linder et al., 2006)

Szalva (Szalva and Orbulov, 2020) étudie l'impact du changement de procédé de coulée en passant d'éprouvettes coulées sous pression à des éprouvettes coulées sous pression avec assistance du vide (vacuum-assisted die casting). L'auteur constate une réduction du taux de porosité mesuré par pesée hydrostatique de 0.61% à 0.54% en passant à une assistance à vide qui se traduit par une augmentation sensible de la résistance en fatigue (Figure 45). Szalva (Szalva and Orbulov, 2021) réalise des essais sur le même matériau mais avec défauts artificiels de deux tailles différentes. Il observe une baisse de la résistance en fatigue lorsque la taille des défauts augmente (Figure 46).

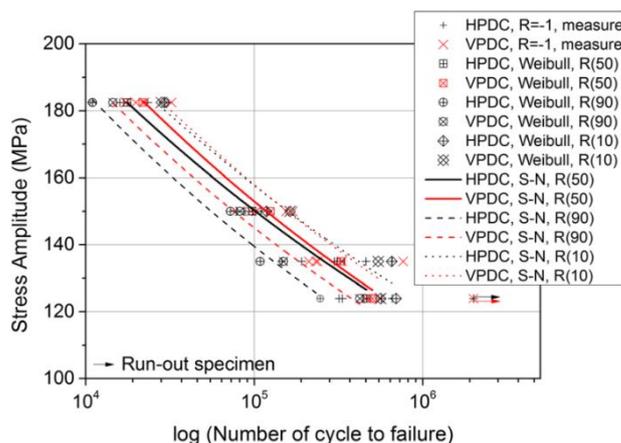


Figure 45 Effet de l'assistance du vide sur le comportement en fatigue d'un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression (Szalva and Orbulov, 2020)

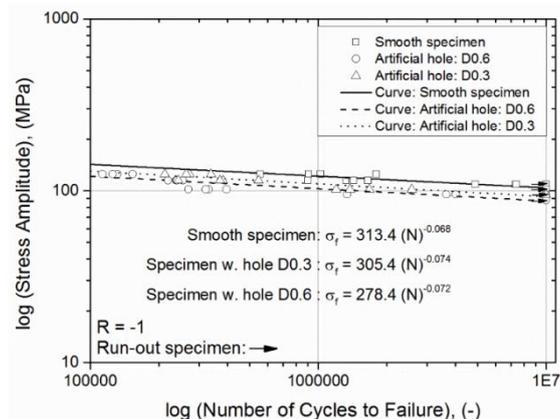


Figure 46 Effet de la taille des défauts artificiels sur le comportement en fatigue d'un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression (Szalva and Orbulov, 2021)

I.4.2.2. Mécanismes d'endommagement et types de défaut critique

L'alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression étant un alliage à défaut, les mécanismes d'endommagement sont quasi systématiquement des amorçages à partir de porosités ou dans certains cas d'oxydes. La littérature disponible sur ce sujet conduit à un consensus.

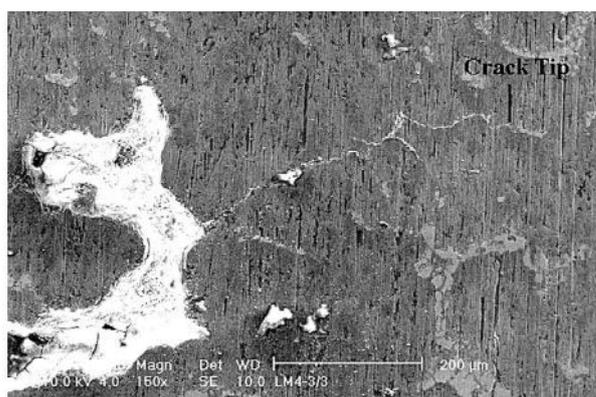


Figure 47 Faciès de rupture d'une éprouvette en AlSi9Cu3 coulé sous pression non-rompue où une fissure amorce aux abords d'une porosité (Mayer et al., 2003)

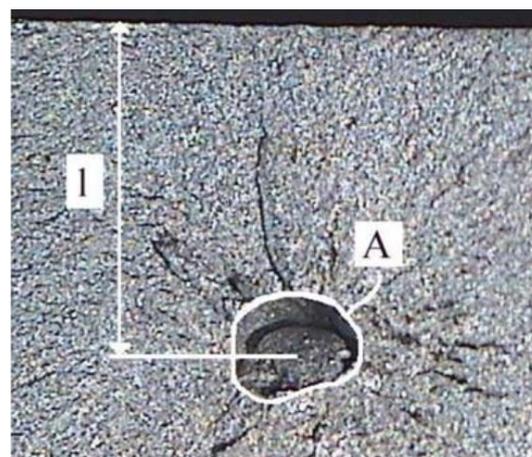


Figure 48 Faciès de rupture d'une éprouvette d'AlSi9Cu3 coulé sous pression testée en flexion à R=-1 et montrant la méthode de mesure des défauts (Linder et al., 2006)

Mayer (Mayer et al., 2003) montre, sur un faciès d'une éprouvette non-rompue, une porosité d'où une fissure amorce mais ne se propage pas (Figure 47). Tout comme Mayer, Linder (Linder et al., 2006) observe des amorçages de fissure à partir de porosités comme on peut le voir sur la Figure 48. Avalle (Avalle, 2002) observe l'amorçage de fissure à partir de zones très poreuses, quasiment spongieuses, qu'on a pu décrire dans la partie précédente (Figure 49, Figure 23). Avalle observe aussi un amorçage sur un film d'oxyde mais dans une configuration de coulée modifiée avec une vitesse d'injection plus faible (Figure 50).

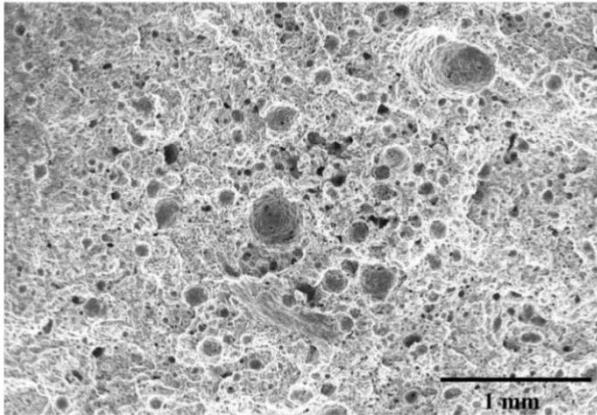


Figure 49 Amorçage de fissure en fatigue au niveau d'une zone de forte porosité dans un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression (Avalle, 2002)

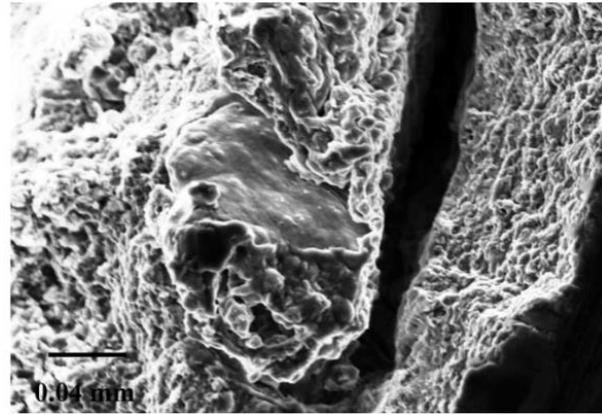


Figure 50 Amorçage de fissure de fatigue au niveau d'un film d'oxyde dans un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression (Avalle, 2002)

Szalva (Szalva and Orbulov, 2020) observe que les amorçages arrivent quasi-systématiquement sur des défauts poreux. Il rapporte quelques amorçages en surface sur des zones sans défaut. Cela peut être dû des effets de coins liés à la géométrie comme on le voit sur la Figure 51 (d).

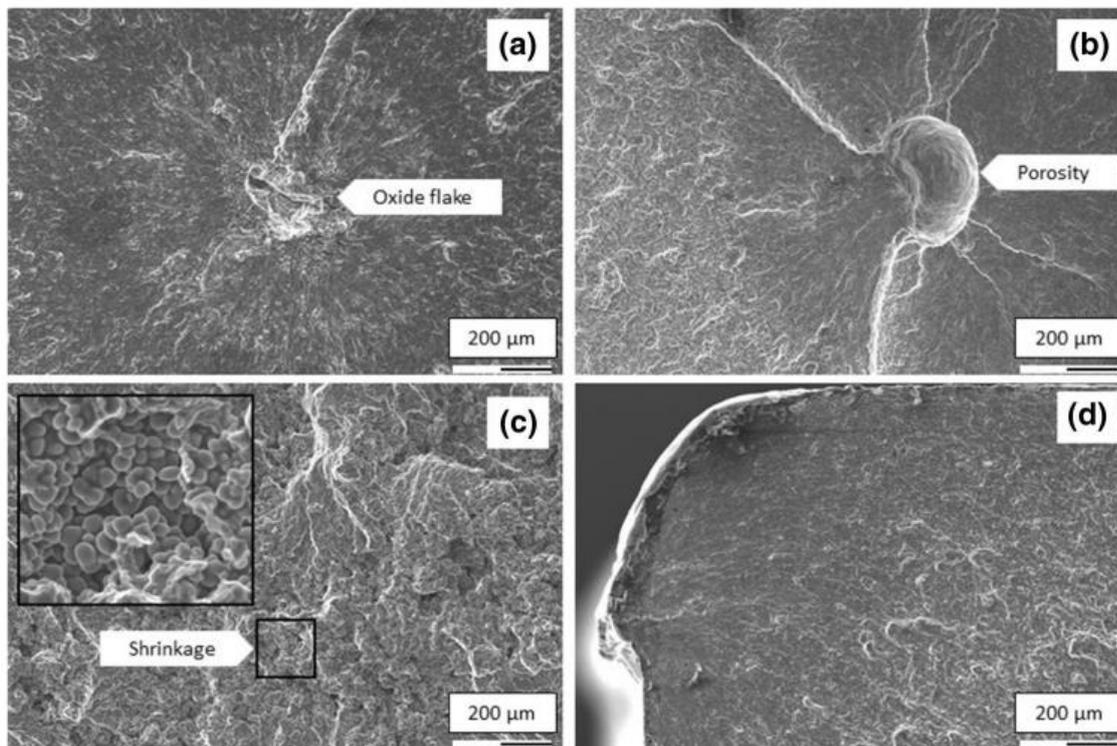


Figure 51 Présentation de faciès représentatifs des sites d'amorçages dans un alliage d'AlSi9Cu3 testé en fatigue (Szalva and Orbulov, 2020)

I.4.2.3. Effet de la taille des défauts sur le comportement en fatigue

De manière générale, la littérature montre qu'avec une augmentation de la taille des défauts, la résistance en fatigue décroît. Linder et Szalva (Linder et al., 2006; Szalva and Orbulov, 2021) observent une

décroissance de la résistance en fatigue avec l'augmentation de la taille des défauts (Figure 52 et Figure 53). La taille seuil à partir de laquelle les défauts exercent une influence sur le comportement en fatigue est de l'ordre de 200 à 300 μm . Peu de données sont disponibles quant à l'effet réel de la position du défaut critique vis-à-vis de la surface libre.

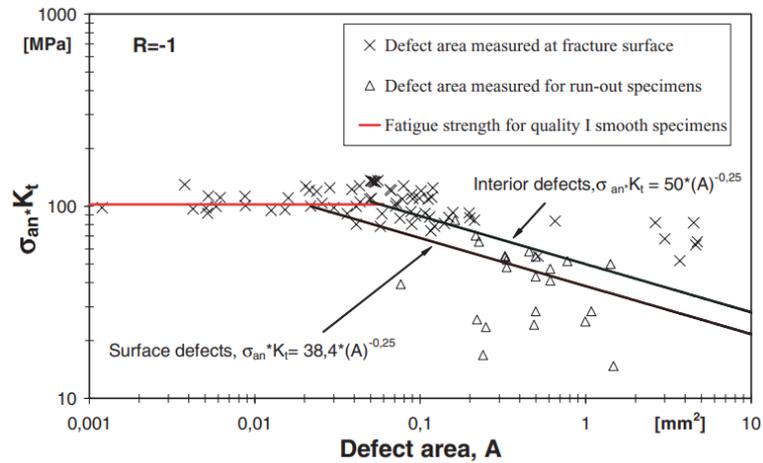


Figure 52 Diagramme de Kitagawa d'un Alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression (Linder et al., 2006)

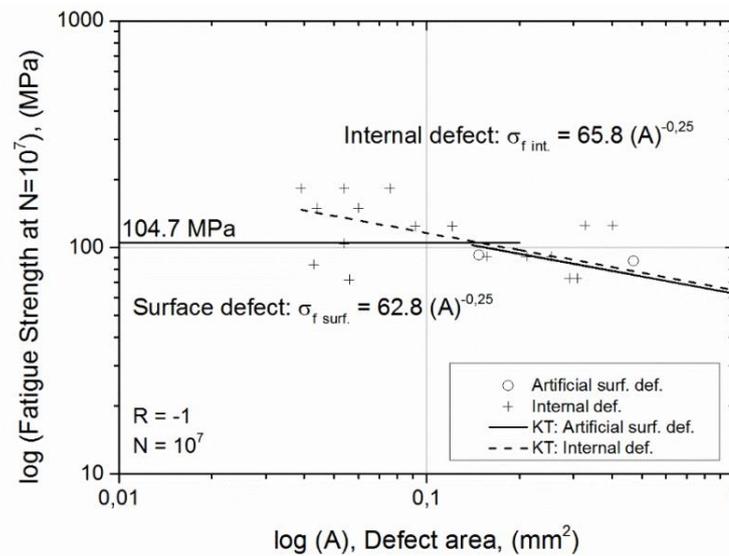


Figure 53 Diagramme de Kitagawa d'un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression avec défauts artificiels (Szalva and Orbulov, 2021)

Linder calcule un seuil de $1,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ et Szalva de $1,8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Mayer donne un intervalle compris entre $1,8$ et $2,0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ comme on peut le voir sur la Figure 54. On voit donc que les ordres de grandeur sont respectés entre les différents auteurs.

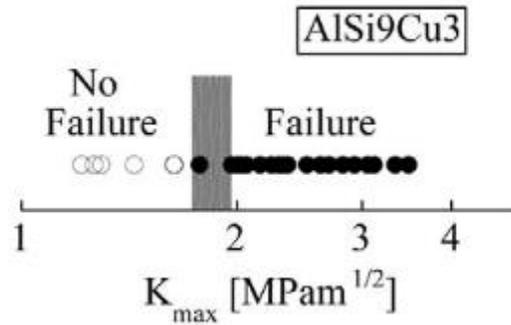


Figure 54 Représentation du facteur d'intensité de contrainte seuil pour un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression (Mayer et al., 2003)

I.5. Caractéristiques de la propagation de fissure dans les alliages d'aluminium de fonderie

Dans cette partie, on s'intéresse à la propagation de fissure dans les alliages d'aluminium de fonderie et particulièrement de l'AlSi9Cu3 coulé sous pression. Dans un premier temps, un résumé sur la propagation de fissure est présenté. Il reprendra les grands paramètres qui influent sur la propagation des fissures tels que les paramètres microstructuraux, la taille des fissures ainsi que la présence des défauts. Dans un second temps, on présentera les quelques résultats de la littérature sur l'étude de la propagation de fissure dans les alliages d'AlSi9Cu3 coulés sous pression via des approches $da/dN - \Delta K$, sous vide et en présence d'atmosphère ainsi que l'effet du rapport de charge.

I.5.1. Généralités sur la propagation de fissures

De manière générale, il existe trois modes de chargement d'une fissure comme on peut le voir sur la Figure 55. Le mode I correspond au mode d'ouverture en traction. Le mode II représente un mode de cisaillement dans le plan de propagation de la fissure. Finalement, le mode III est le mode de cisaillement hors plan c'est-à-dire dans un plan différent de la propagation de la fissure.

Dans la littérature, certains auteurs comme Irwin, Newman, Raju, Tada et Murakami (Irwin, 1958; Murakami, 2002; Newman and Raju, 1981; Raju and Newman, 1979; Tada et al., 2000) se sont attelés à décrire la répartition du facteur d'intensité de contraintes en pointe de fissure suivant sa géométrie et du type de chargement subi. Ainsi, le facteur d'intensité de contrainte qui est le moteur de la propagation de fissure en régime de plasticité confiné peut être décrit dans une grande variété de situation, cela permet une étude fine de la propagation des fissures dans les matériaux.

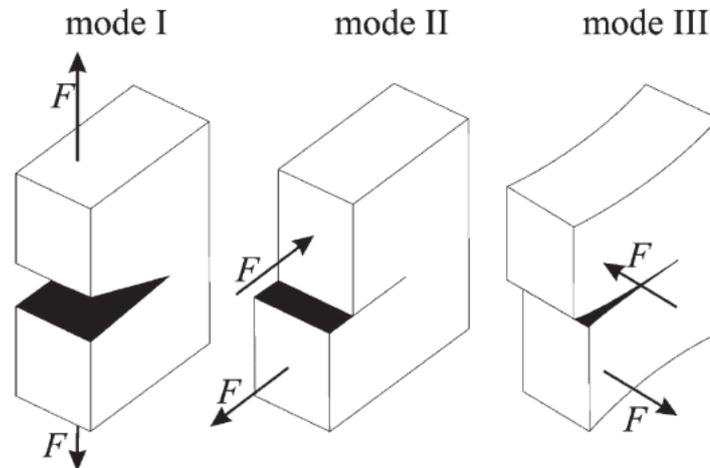


Figure 55 Schéma des trois modes de chargement d'une fissure. Mode I = Mode d'ouverture, Mode II = mode de cisaillement dans le plan, Mode III = mode de cisaillement hors-plan (Krupp, 2007)

La durée de vie d'un matériau est donnée par les composantes d'amorçage et de propagation de fissure. Ainsi, l'existence de fissure n'entraîne pas systématiquement la ruine du matériau. L'amorçage de fissures non-propageantes a été observé chez Frost (Frost et al., 1975), Brochu (Brochu et al., 2010) et Yoshinaka (Yoshinaka et al., 2019) tout au long de la durée de vie des matériaux étudiés. De même, Billaudeau observe des fissures non-propageantes sur un défaut elliptique horizontal dans un acier (Billaudeau et al., 2004). De fait, la limite de fatigue n'est alors pas définie comme l'amorçage de fissure mais comme la condition sur la propagation de ces fissures amorcées.

I.5.1.1. Propagation de fissure en absence de défaut

La cinétique de propagation de fissure est complexe et suit plusieurs stades comme on peut le voir sur la Figure 56. On distingue généralement trois régimes différents de propagations :

- Fissures microstructuralement courtes :

A ce stade, la taille de la fissure est plus faible que les paramètres microstructuraux comme la taille de grain ou encore la SDAS. Du point de vue de la fissure, à cette échelle, le matériau est anisotrope. Les hétérogénéités microstructurales pilotent la propagation de la fissure. Ainsi, chaque grain ou joint de grain est un obstacle de plus pour la fissure qui subit des accélérations et décélérations. En effet, avec l'augmentation de la taille de la fissure, la taille de la zone plastique en pointe de fissure augmente ce qui réduit l'impact des barrières microstructurales. Durant ce stade, la fissure est chargée selon le mode II et III : cisaillement mixte. La séparation entre ce stade et le suivant intervient pour une taille de fissure proche de la taille caractéristique de microstructure avec des facteurs compris entre 1 à 10 (Nadot, 2022; Taylor and Knott, 1981; Tokaji and Ogawa, 1992; Zhang et al., 2002). Ce stade correspond à la zone « A » sur la Figure 56.

- Fissures mécaniquement et physiquement courtes :

Durant le stade de fissure mécaniquement courte, la propagation de la fissure est indépendante de la microstructure et suit un mode I en ouverture. La taille de la zone plastique en pointe de fissure est importante devant celle de la fissure si bien que la mécanique élasto-plastique pilote la propagation.

Une fois que la taille de la zone plastique est faible devant la taille de la fissure, on entre dans le stade des fissures physiquement courtes. La mécanique linéaire de la rupture est applicable mais les effets de fermeture de fissure ne sont pas encore assez conséquents pour influencer sur la propagation de fissure.

Ce stade correspond à la zone « B » sur la Figure 56 qui est une zone de transition entre le domaine où la microstructure pilote et le domaine où la mécanique linéaire de la rupture pilote.

- Fissures longues :

A ce stade, la taille de la fissure est grande devant la microstructure et la zone de plasticité en pointe de fissure. Le matériau est donc considéré comme homogène devant la taille de la fissure. La taille de la fissure ainsi que le chargement mécanique qu'elle subit pilote la cinétique de propagation. Les effets de fermeture de fissure liés à la plasticité sont totalement développés. Ce stade correspond à la zone « C » sur la Figure 56. Le seuil de propagation est constant en fonction de la taille de la fissure. Il est cependant à noter que certains paramètres microstructuraux peuvent influencer le trajet de la fissure, notamment dans les zones inter-dendritiques comme l'a montré Merhy dans un alliage d'aluminium (Merhy et al., 2013).

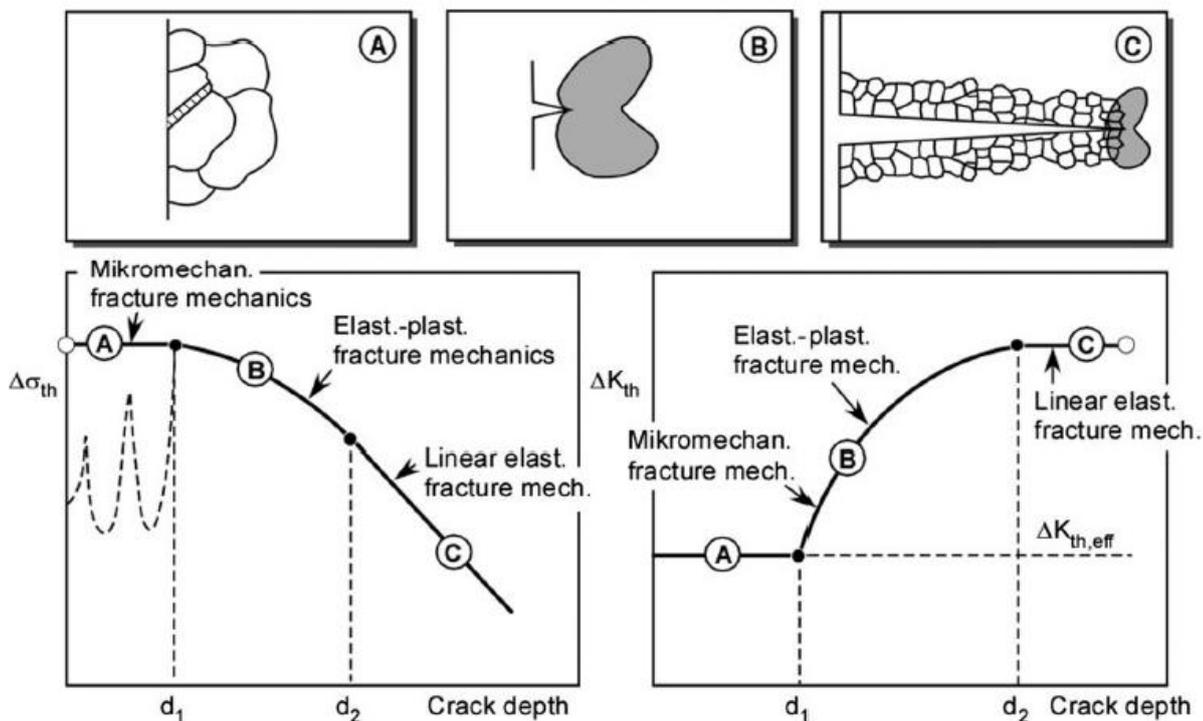


Figure 56 Schématisation des différents stades de propagation d'une fissure et de leurs effets sur un diagramme de Kitagawa-Takahashi et un diagramme en facteur d'intensité de contraintes (Zerbst et al., 2016)

I.5.1.2. Propagation de fissure en présence de défaut

L'effet des défauts peut être assimilé à celui des entailles sur la propagation des fissures. Un défaut génère un gradient de contrainte lorsqu'il est soumis à un chargement comme une entaille. Ce gradient est fonction de la géométrie du défaut et plus précisément de son acuité : plus le défaut est aigue, plus il génèrera de contraintes en pointe de défaut. Ainsi, on estime que la distance caractéristique du gradient est du même ordre de grandeur que le rayon de courbure du défaut. Lorsque la fissure en pointe de défaut est courte et donc encore dans la zone d'effet du défaut, celui-ci modifie le comportement de propagation de la fissure comme on peut le voir sur la Figure 57. Ceci est aussi en accord avec les observations faites par Suresh

(Suresh et al., 1984). Ainsi, ce comportement est principalement affecté par trois facteurs d'après Zerbst (Zerbst et al., 2016):

1. L'augmentation du facteur d'intensité de contrainte lié à l'augmentation de la taille de la fissure
2. La diminution de la sur-contrainte lorsque la pointe de fissure s'éloigne du défaut
3. L'augmentation des effets de fermeture de fissure avec les différents mécanismes de fermeture activés pendant la propagation

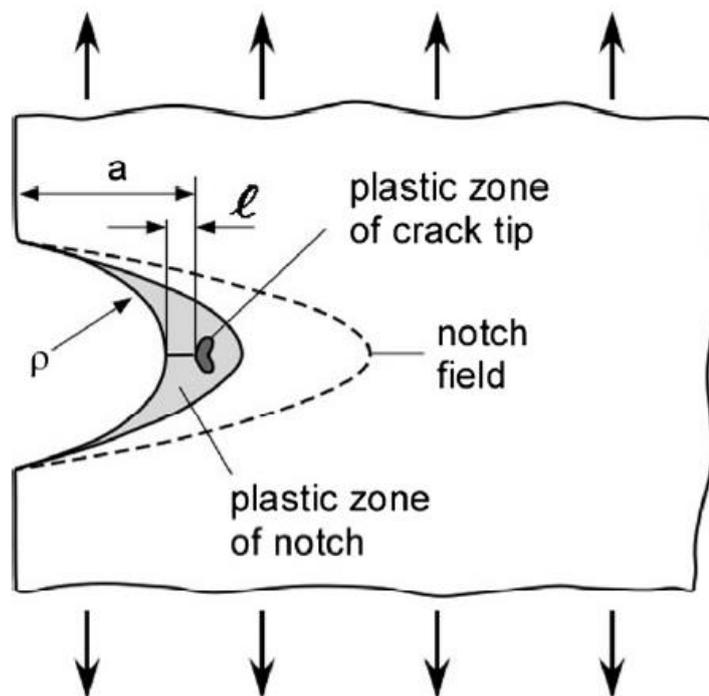


Figure 57 Fissure courte dans la zone de déformation plastique induite par une entaille (Zerbst et al., 2016)

I.5.2. Propagation de fissure dans un AlSi9Cu3 coulé sous pression

Dans les parties précédentes, il a été observé qu'il est difficile d'empêcher l'amorçage de fissures autour des défauts surtout dans le cas du matériau de l'étude. Ainsi, il est essentiel de caractériser, comprendre et modéliser le comportement du matériau en propagation de fissure qu'elles soient longues ou courtes.

I.5.2.1. Effet de l'environnement

Mayer (Mayer et al., 2005) et Papakyriacou (Papakyriacou et al., 2002) étudient l'effet de l'environnement sur la vitesse de propagation des fissures longues dans un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression (Figure 58). Les essais sont réalisés sur des éprouvettes entaillées avec un ratio $R=-1$ à une fréquence de 20 kHz. La mesure de la fissure est rendue possible via un montage vidéo. La détermination du seuil est faite en l'absence de propagation après $2 \cdot 10^7$ cycles. La vitesse minimale est liée à la résolution et vaut $3,5 \cdot 10^{-13}$ m/cycle. Il faut mentionner que toutes les vitesses sont moyennées sur une distance d'environ $200 \mu\text{m}$. On rappelle que la longueur physique minimale de propagation par cycle ne peut être inférieure à la norme du vecteur de Burgers soit $2,86 \cdot 10^{-10}$ m et que toute vitesse de propagation inférieure à cette norme indique une alternance de phase d'arrêt et d'avancée de la fissure.

Les deux auteurs observent un effet net de l'environnement sur le comportement en propagation de l'alliage. A iso-facteur d'intensité de contraintes, la vitesse de propagation augmente lorsqu'on passe de

vide à air ambiant puis air chaud. Ces résultats sont en accord avec ce qu'on retrouve classiquement dans la littérature. Le seuil de propagation varie également avec l'environnement passant de 3,3-3,4 MPa√m sous vide à 2,45-2,7 MPa√m sous air ambiant et finalement 1,95-2,2 MPa√m sous air chaud.

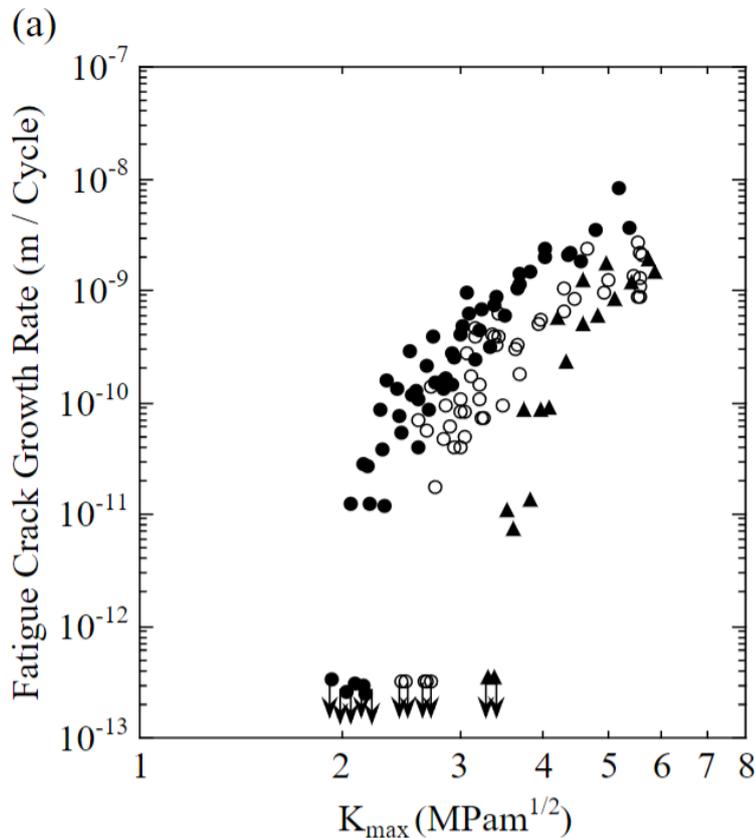


Figure 58 Effet de l'environnement sur la vitesse de propagation des fissures dans un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression : cercles noirs = air chaud (125°C), cercles blancs = air ambiant (20°C) et triangles noirs = sous vide, R=-1 (Mayer et al., 2005)

L'effet de l'environnement est lié à l'interaction entre les molécules de l'atmosphère et le matériau. Un des phénomènes les plus connus et pourtant mal compris est celui de la fragilisation par l'hydrogène. Comme son nom l'indique, la présence d'hydrogène dans le matériau réduit ses caractéristiques mécaniques via l'affaiblissement des liaisons interatomiques et la diminution de la ductilité par interaction avec les dislocations.

I.5.2.2. Effet du rapport R

De manière générale, une augmentation du rapport de charge R implique une augmentation de la vitesse de propagation à iso-facteur d'intensité de contrainte. Lorsque R augmente, la contrainte minimale augmente et réduit les phénomènes de fermeture de fissure.

Oberwinkler (Oberwinkler et al., 2009) observe ce phénomène sur un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression (Figure 59) en étudiant l'effet du rapport R sur la propagation des fissures longues. Les essais sont conduits sur éprouvettes entaillées, en flexion quatre points, sur une machine à résonance sous atmosphère et température ambiantes. L'augmentation du rapport R diminue le seuil de propagation, il passe d'environ 6 MPa√m pour R=-1, à 3,8 MPa√m pour R=0, puis 2,5 MPa√m pour R=0,3 et finalement 1,4 MPa√m pour R=0,7.

Dans sa revue de la littérature, Zerbst (Zerbst et al., 2016) indique que si la diminution de l'effet de fermeture de fissure est le seul paramètre qui explique la dépendance du comportement de la propagation de fissure au rapport R , alors le seuil du facteur d'intensité de contraintes ΔK_{th} , noté $\Delta K_{th,eff}$, est indépendant de R . Ce phénomène a été mis en évidence par Elber (Elber, 1970). Comme mentionné plus haut, cet effet s'explique par l'augmentation de K_{min} avec le ratio R . Lorsque K_{min} dépasse une valeur seuil, plus aucun effet de fermeture n'est activé et la fissure reste ouverte tout au long du cycle (Figure 60).

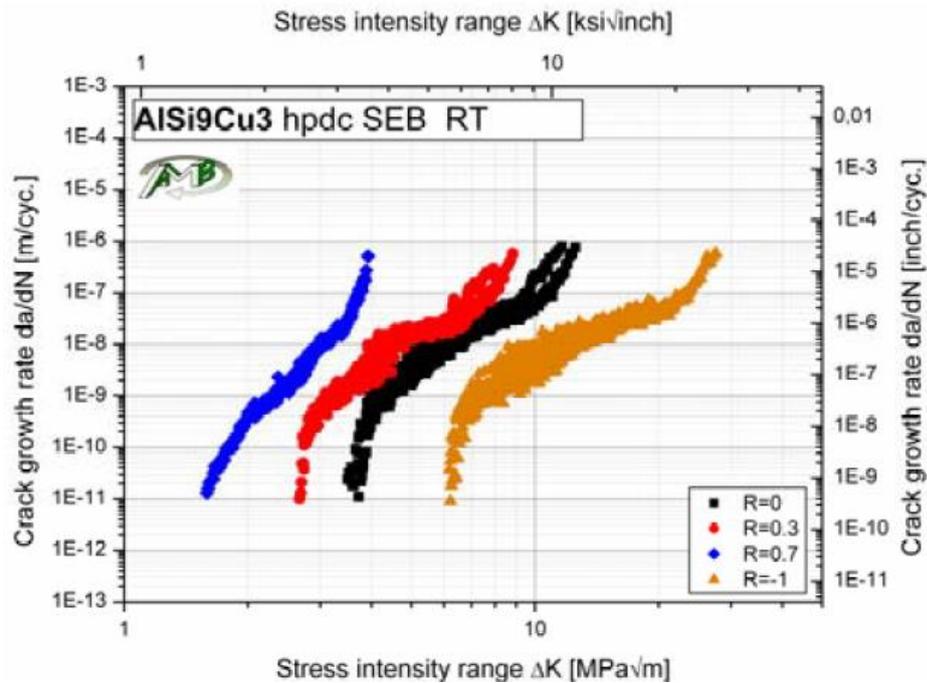


Figure 59 Effet du rapport R sur la propagation de fissures longues dans un alliage d'AISI9Cu3 coulé sous pression (Oberwinkler et al., 2009)

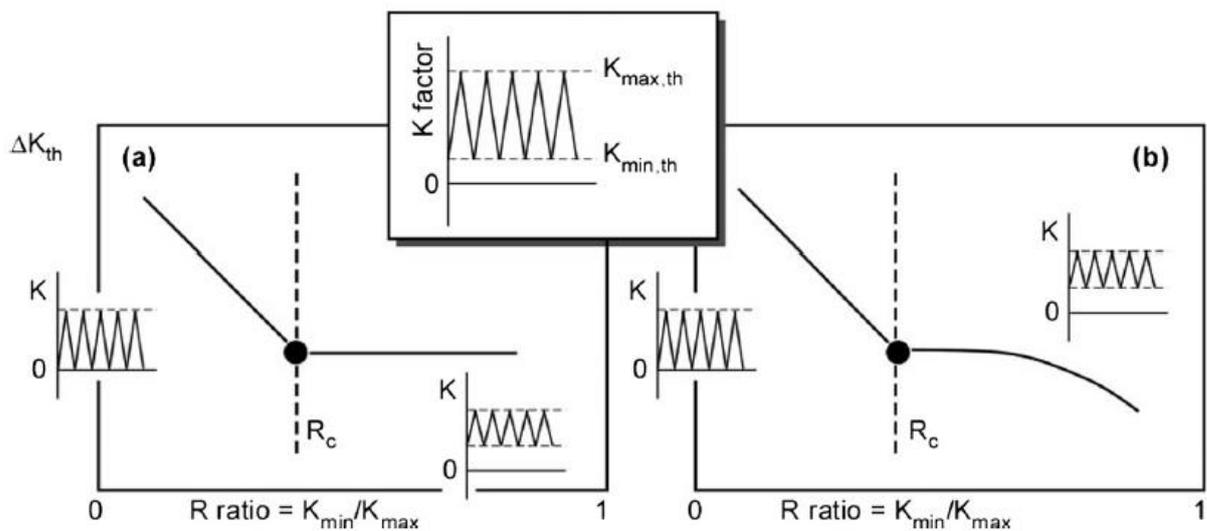


Figure 60 Dépendance du seuil de propagation de fissure au rapport R , (a) effet seuil total de R_c (b) effet seuil partiel de R_c (Zerbst et al., 2016)

I.5.2.3. Fissures courtes

Oberwinkler (Oberwinkler et al., 2009) étudie la propagation de fissures courtes dans un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression. L'essai a lieu sur une éprouvette pré-fissurée par électroérosion à fil avec une fissure de 0,4 mm. Avec cette taille, la fissure est bien physiquement et mécaniquement courte mais pas microstructuralement courte. L'éprouvette est chargée en traction-compression avec un rapport de charge $R=-1$. La taille de la fissure est mesurée avec un équipement optique lors de l'interruption de l'essai à intervalle de cycle régulier.

Oberwinkler observe une vitesse de propagation plus élevée des fissures courtes comparées aux fissures longues à iso- ΔK comme on peut le voir sur la Figure 61 et la Figure 62. De plus, les fissures courtes propagent en dessous du seuil de propagation des fissures longues.

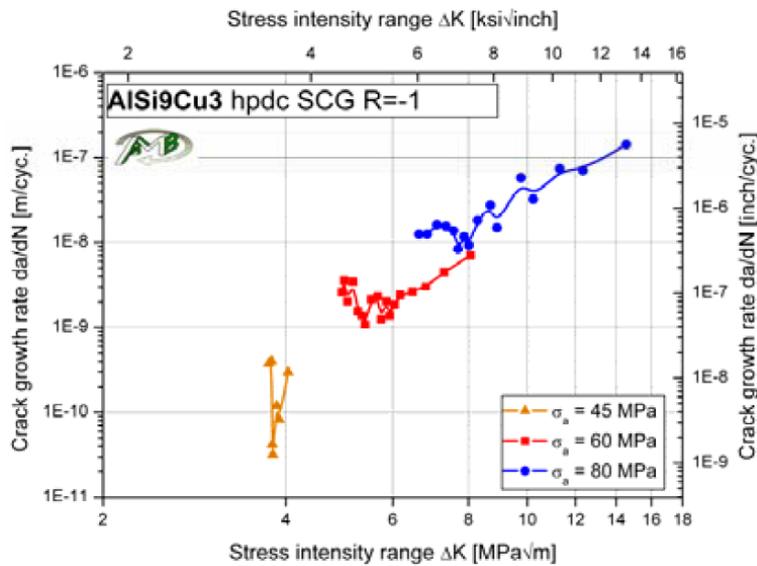


Figure 61 Graphique $da/dN - \Delta K$ pour les fissures courtes dans un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression (Oberwinkler et al., 2009)

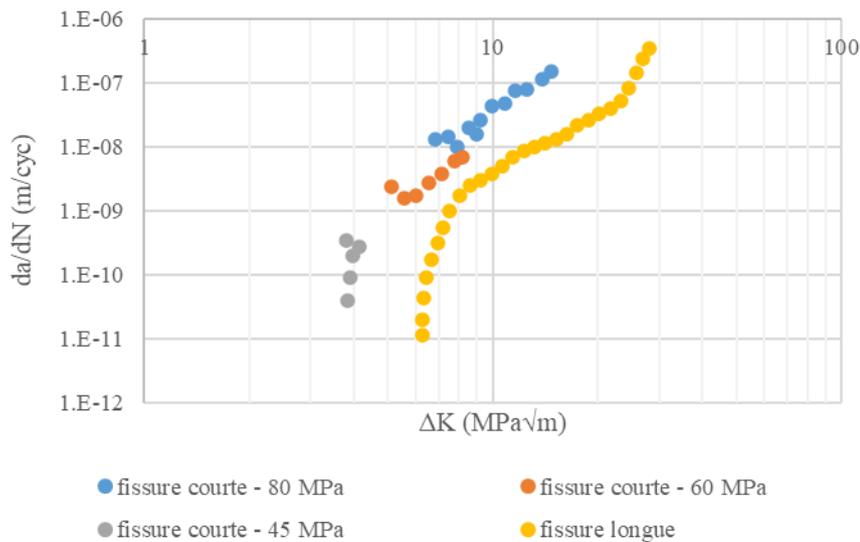


Figure 62 Comparaison des vitesses de propagation des fissures courtes et longues dans un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression, $R=-1$, données extraites de (Oberwinkler et al., 2009)

Ces observations sont classiques en fatigue comme avancé par Suresh (Suresh et al., 1984) (Figure 63). Pour des fissures physiquement courtes, les effets de fermeture de fissure ne sont pas encore développés, le seuil de propagation est plus faible et la vitesse plus élevée à iso- ΔK .

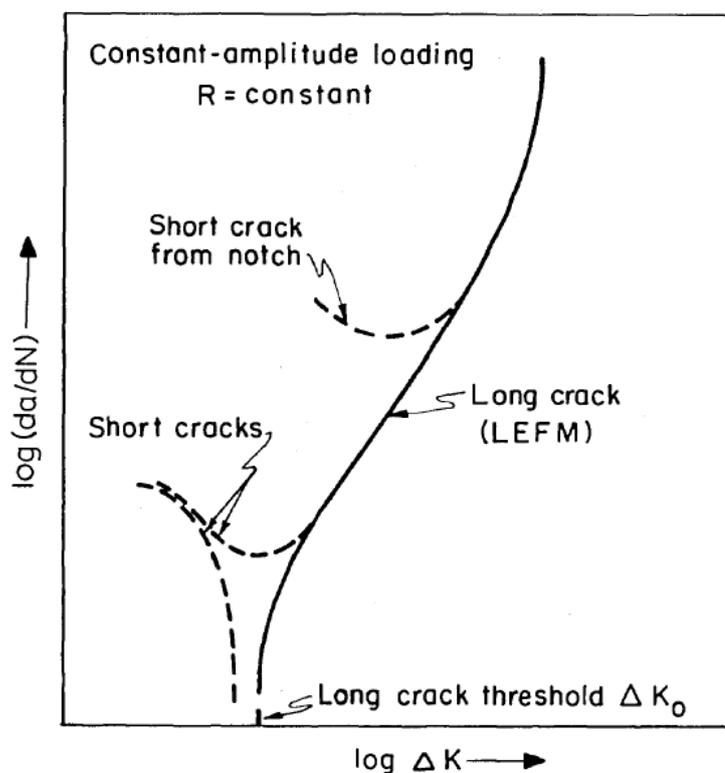


Figure 63 Différence de vitesse de propagation de fissure de fatigue entre fissures courtes et longues dans un alliage d'aluminium (Suresh et al., 1984)

I.6. Synthèse et conclusion de la revue bibliographique

Les études présentées dans cette revue bibliographique témoignent de la cohérence des résultats de la littérature sur la microstructure de l'AlSi9Cu3 coulé sous pression et son comportement en fatigue. Les auteurs font tous état d'une microstructure avec un grand nombre d'hétérogénéités : ségrégation, intermétalliques ... Ils s'accordent également sur le fait que le comportement en fatigue est contrôlé au premier ordre par les défauts poreux, la microstructure exerçant une influence moindre.

- Synthèse sur la microstructure, les défauts et les caractéristiques mécaniques de l'AlSi9Cu3 :

L'étude de la littérature montre que les distributions spatiale, morphologique et en taille de la population des pores ne sont pas aisées à appréhender, avec notamment un gradient de porosité qu'on retrouve beaucoup dans les pièces coulées sous pression. La santé matière des éléments coulés sous pression est bien inférieure à celle des éléments coulés gravités comme ceux étudiés dans la thèse de Le (Le, 2016).

Caractéristiques microstructurales de l'AlSi9Cu3 :

Taille de grain	20 μm
Taux d'intermétalliques	0% - 1,4%
Taille intermétallique $\alpha\text{-Fe}$	20 μm
Texture	Sans texture et équiaxe
Taux de porosité	0,20% - 0,62%
Type de pore	Gazeux, retassures et intermétalliques
Distribution des pores	Inhomogène : gradient cœur - surface

Tableau 4 Caractéristiques microstructurales de l'AlSi9Cu3

Caractéristiques mécaniques de l'AlSi9Cu3 :

Masse volumique (ρ)	2 730 $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$
Module d'Young (E)	70 GPa
Limite d'élasticité (Y)	140 MPa
Résistance mécanique (Rm)	240 MPa
Allongement à rupture	1%
Dureté	Environ 100 HV

Tableau 5 Caractéristiques mécaniques de l'AlSi9Cu3

- Synthèse sur le comportement en fatigue de l'AlSi9Cu3 :

Les études présentées dans la revue de la littérature montrent que l'alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression a une résistance en FGNC comprise entre 60 et 150 MPa environ. Les mécanismes d'endommagement sont systématiquement à partir de défauts poreux. Il est à noter que certains auteurs (Avalle, 2002; Lattanzi et al., 2017) font état de ruptures en fatigue à partir de voiles d'oxyde mais ces cas restent spécifiques à leurs études. Quelques auteurs ont étudié l'effet de la taille des défauts sur le comportement en fatigue et notent une décroissance de la résistance avec l'augmentation de la taille des défauts, ce qui est classique en fatigue. L'effet de la distance à la surface libre a été moins abordé mais il semble qu'il n'y ait quasiment pas d'effet de la position d'amorçage, surface ou interne, sur le comportement en FGNC de l'alliage.

Caractéristiques en fatigue de l'AlSi9Cu3 :

Gamme de résistance en FGNC	60 MPa – 150 MPa
Mécanisme d'endommagement	Amorçage sur défaut
Taille critique d'effet des défauts	100 μm – 200 μm
Seuil fissure longue (R=-1)	6 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$

Tableau 6 Caractéristiques en fatigue de l'AlSi9Cu3

- Synthèse sur la propagation de fissure dans l'AlSi9Cu3 :

L'étude de la propagation de fissure dans l'alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression fait l'objet de peu de publications. De même, la littérature sur la prédiction de la durée de vie en FGNC de l'AlSi9Cu3 coulé sous pression est inexistante, seul Tomazincic (Tomazincic et al., 2021, 2020) s'est intéressé à ce problème mais uniquement en fatigue olygocyclique.

Dans l'ensemble des résultats de la littérature, les éprouvettes d'essais utilisées sont brutes de coulée et identiques en taille et épaisseur au sein du même article. Or, la réalité industrielle est tout autre. Dans beaucoup de cas, l'épaisseur dans une même pièce varie fortement ce qui peut affecter la densité spatiale de porosité. De plus, même si le procédé de coulée sous pression est dit « near-net shape », un usinage de

certaines parties peut être effectué en fin de chaîne de fabrication. Cet usinage aura aussi un effet artificiel sur la dispersion de la porosité.

Peu d'intérêt a été porté dans la littérature à l'effet des gradients de contrainte et de porosité. Une campagne d'essais selon deux sollicitations, flexion et traction, couplé à l'usinage des parties utiles des éprouvettes permettra de mettre en avant les effets de ces deux gradients.

La caractérisation du rôle respectif de la microstructure, des défauts et du comportement mécanique (monotone et cyclique) n'est pas étudiée dans la littérature. Cette analyse est particulièrement délicate car elle impose de disposer d'alliages d'aluminium de fonderie avec une population de défauts comparables mais des microstructures différentes. Pour conduire une telle analyse, on envisage d'exploiter certaines données de la littérature, notamment celles recueillies par Le (Le, 2016) sur le comportement en fatigue de deux alliages d'aluminium de fonderie mis en forme par coulé gravité, en vue de les comparer aux résultats de notre étude sur l'AlSi9Cu3 coulé sous pression.

Les travaux conduits dans notre étude visent principalement à compléter les résultats de la littérature et à mieux comprendre la tenue en fatigue de l'alliage AlSi9Cu3 ainsi que les mécanismes d'amorçage et de propagation associés. Il nous est apparu indispensable de mettre en place une campagne expérimentale conséquente pour nourrir une modélisation adaptée du comportement de notre alliage. Parmi les principales étapes de l'étude, on retiendra :

- Caractérisation des spécificités de notre alliage en matière de microstructure, population de défauts et caractéristiques mécaniques monotones et cycliques,
- Construction et conduite d'une campagne d'essais en fatigue afin de caractériser les effets des différents gradients (porosité, chargement) sur le comportement en fatigue,
- Caractérisation et modélisation des effets des caractéristiques de la population de défaut sur la réponse en fatigue à grand nombre de cycles,
- Etude de la propagation de fissure via une méthodologie de suivi de fissure in situ à partir de défauts naturels
- Modélisation de la durée de vie en fatigue grâce à une approche en propagation.

Chapitre II : Matériaux et méthodes expérimentales

Chapitre II : Matériaux et méthodes expérimentales

II.1. Introduction

Ce chapitre vise à présenter les matériaux et méthodes expérimentales utilisés dans l'étude. Dans un premier temps, on détaille le procédé de fabrication utilisé pour couler les éprouvettes d'essais. Puis, les caractéristiques de la microstructure, comme la taille de grain, et les mesures de dureté sont décrites. Une analyse de la distribution des défauts par tomographie RX est menée afin de caractériser les paramètres morphologiques et la répartition spatiale des défauts. Les propriétés mécaniques monotones sont présentées en fin de cette première partie.

Dans un second temps, on présente les méthodes expérimentales et la méthodologie utilisée pour réaliser le suivi de fissure in-situ est décrite en détail.

Ce chapitre s'achève sur une synthèse suivie par la présentation des lots d'éprouvettes regroupés par géométries et sollicitations.

II.2. Matériaux : Procédé de fabrication et caractérisation

II.2.1. Procédé de fabrication des éprouvettes d'essais et géométrie

Toutes les éprouvettes de la campagne d'essais en fatigue sont obtenues à partir d'éprouvettes brutes de 10 mm d'épaisseur et 80 mm de long, coulées au lycée Hector Guimard de Lyon grâce à une machine de coulée sous pression présentée en Figure 64. La machine utilisée est à chambre froide ; une louche prélève de l'alliage en fusion dans un four de maintien et le verse dans la chambre d'injection. La vitesse du piston lors de l'injection est de 2 m/s et la pression de fermeture du moule est de 940 bars. La durée de solidification de l'alliage dans le moule est de 2,5 s. La Figure 65 présente la géométrie des éprouvettes brutes de 10 mm d'épaisseur. Le moule utilisé est un moule à grappe qui contient 4 empruntes permettant de couler simultanément 4 éprouvettes d'épaisseur de 3, 5, 7 et 10 mm. Seule l'épaisseur de 10 mm est utilisée pour les essais de fatigue mais l'épaisseur de 5 mm sera utilisée pour certaines caractérisations de la matière. Il est à noter que le bain de fusion de l'alliage est soumis à un flux d'azote pour diminuer la concentration d'hydrogène dissout dans l'alliage en fusion. L'alliage est soumis à un test pour s'assurer de l'absence d'oxyde. Les éprouvettes ne subissent aucun traitement thermique. Une fois coulée, elles sont extraites du moule et refroidissent à l'air ambiant.



Figure 64 Machine de coulée sous pression du lycée Hector Guimard à Lyon de la marque Italpresse

II.2.2. Géométries des éprouvettes de fatigue

Lors de la campagne d'essais en fatigue, quatre géométries différentes usinées à partir d'une même géométrie brute ont été utilisées. La géométrie brute est présentée en Figure 65 et Figure 66. Les quatre géométries de test sont obtenues en diminuant l'épaisseur des éprouvettes brutes par usinage d'une seule face plane comme on peut le voir sur les Figure 67 et Figure 68. En plus de la réduction de l'épaisseur, les rayons de courbure des congés ont été usinés pour éviter les amorçages de fissures dans les coins. Ces modifications géométriques ont été réalisées pour étudier l'effet du gradient de porosité présent dans les éprouvettes ainsi que l'effet d'un usinage sur le comportement en fatigue de pièces coulées sous pression. On présente en détail la répartition des défauts dans la partie suivante, cependant on rappelle que la dispersion des défauts dans le matériau est hétérogène avec une forte concentration de défaut à cœur. On s'attend donc à une forte porosité au niveau de la surface usinée des éprouvettes de 5 et 7 mm et à une faible porosité en surface pour les éprouvettes de 9 et 10 mm.

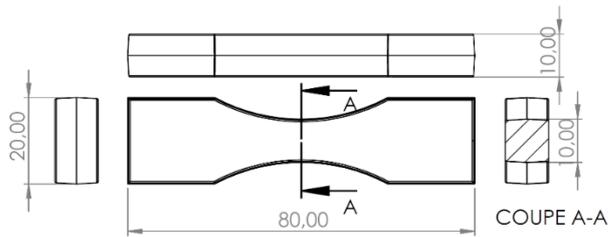


Figure 65 Géométrie éprouvette d'essai brute coulée sous pression



Figure 66 Photographie d'une éprouvette brute coulée sous pression

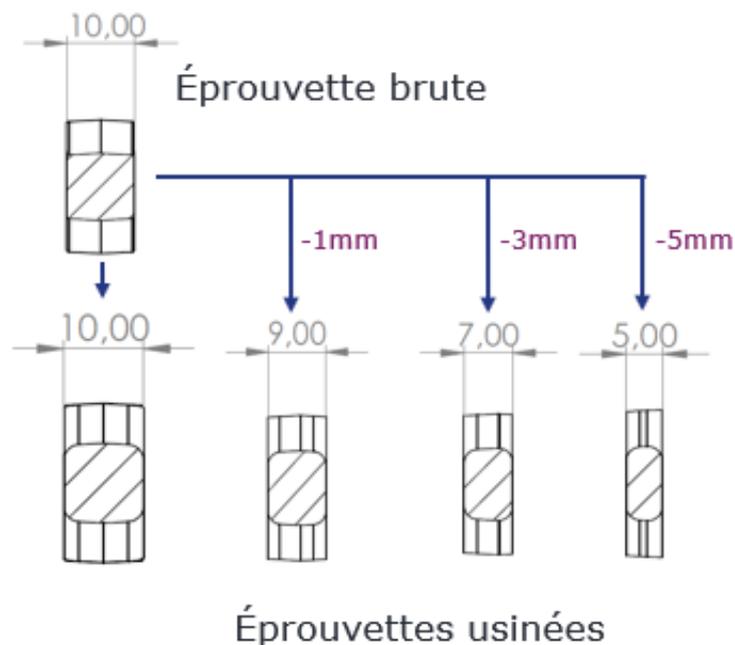


Figure 67 Schéma de la réduction d'épaisseur de l'éprouvette brute pour la fabrication des éprouvettes de fatigue, faces usinées côtés droits et faces brutes côtés gauches

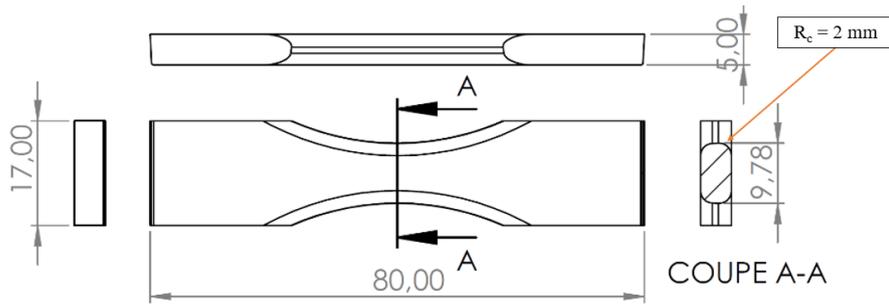


Figure 68 Géométrie d'une éprouvette test de 5 mm d'épaisseur, R_c = rayon de courbure

II.2.3. Caractérisation de la microstructure

II.2.3.1. Caractérisation de la taille de grain par EBSD

Les caractéristiques microstructurales de l'alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression sont étudiées par analyses EBSD grâce à un appareil oxford instruments Symmetry S3. Ces mesures sont réalisées au cœur de la matière à partir d'une éprouvette brute dont l'épaisseur a été ramenée à 5 mm par usinage d'une face. La face usinée est ensuite polie miroir mécaniquement avec finition OPS afin de faciliter les observations. La Figure 69 présente un schéma de la zone observée en EBSD.

La taille de la zone observée (2 mm x 0,5 mm) nécessite plusieurs clichés qui permettent ensuite une reconstruction de la zone illustrée Figure 70. La résolution lors de la mesure par EBSD est de 0,5 μm . Un filtre est appliqué aux données. Il permet de réduire le bruit et d'indexer les pixels manquants. La détection automatique des contours des grains donne une taille de détection minimale de diamètre équivalent d'environ 9 μm .

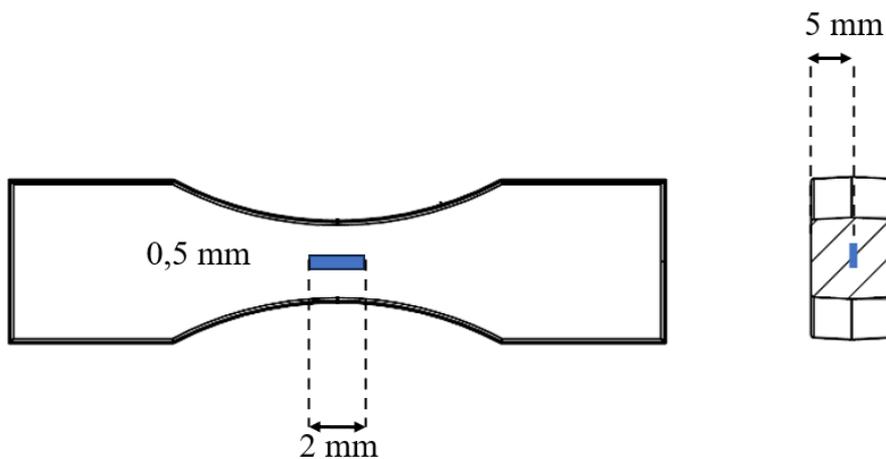


Figure 69 Schéma de la zone d'observation en EBSD sur une éprouvette d'essais

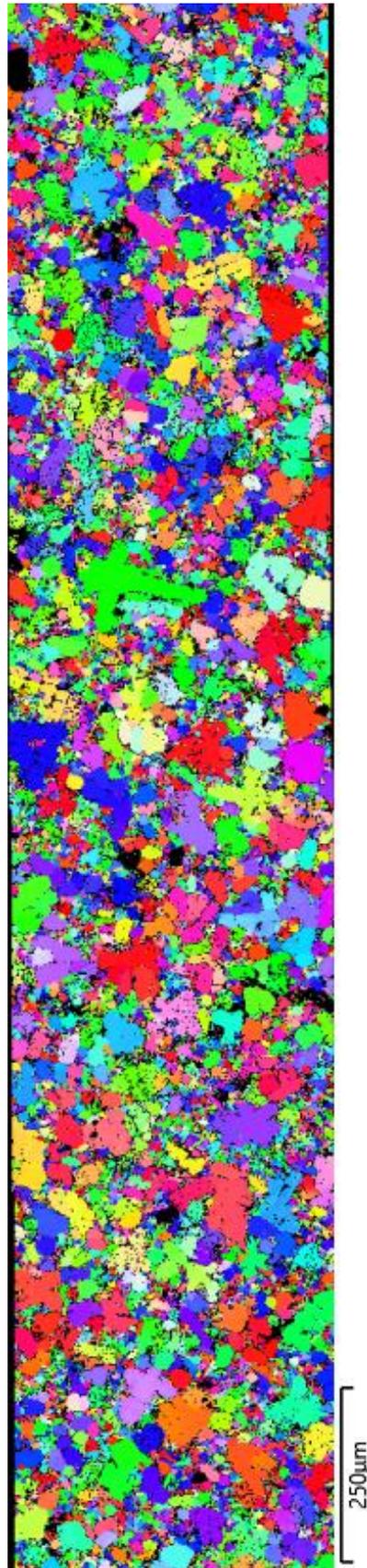


Figure 70 Cartographie EBSD de l'alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression

La taille de grain équivalente est calculée à partir de la surface occupée par un grain. On calcule le diamètre d'un cercle de même surface pour identifier le diamètre équivalent avec la formule présentée en Eq. 2 :

$$D_{eq} = \sqrt{\frac{4 \times \text{area}}{\pi}}$$

Eq. 2

La distribution des tailles de grain équivalentes sur la Figure 71 et la Figure 72 montre qu'une large majorité des grains a une taille inférieure à 20 μm . Ceci s'explique par la présence de zones eutectiques indexées en même temps que les grains dendritiques. Dans ces zones, il existe de très nombreux grains de phase alpha de petite taille. Avec cette approche, la taille moyenne des grains est de 17,3 μm . Cependant, si on prend en compte l'aire occupée par les grains en traçant la probabilité d'occurrence de la taille de grain en pourcentage de l'aire occupée, la taille moyenne de grain est de 39,8 μm (Figure 73). Ainsi, 17,3 μm est la taille moyenne d'un grain pris au hasard et 39,8 μm est la taille moyenne du grain dans lequel on tomberait si on prenait un point au hasard dans la microstructure.

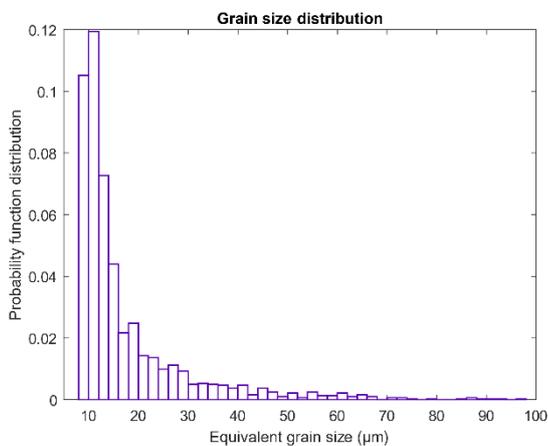


Figure 71 Probabilité d'occurrence d'une taille de grain équivalente

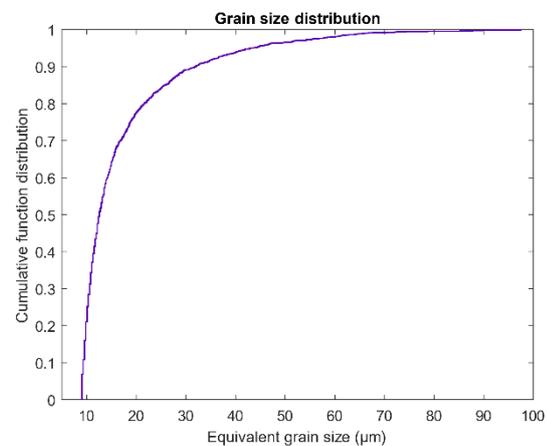


Figure 72 Probabilité cumulée d'occurrence d'une taille de grain équivalente

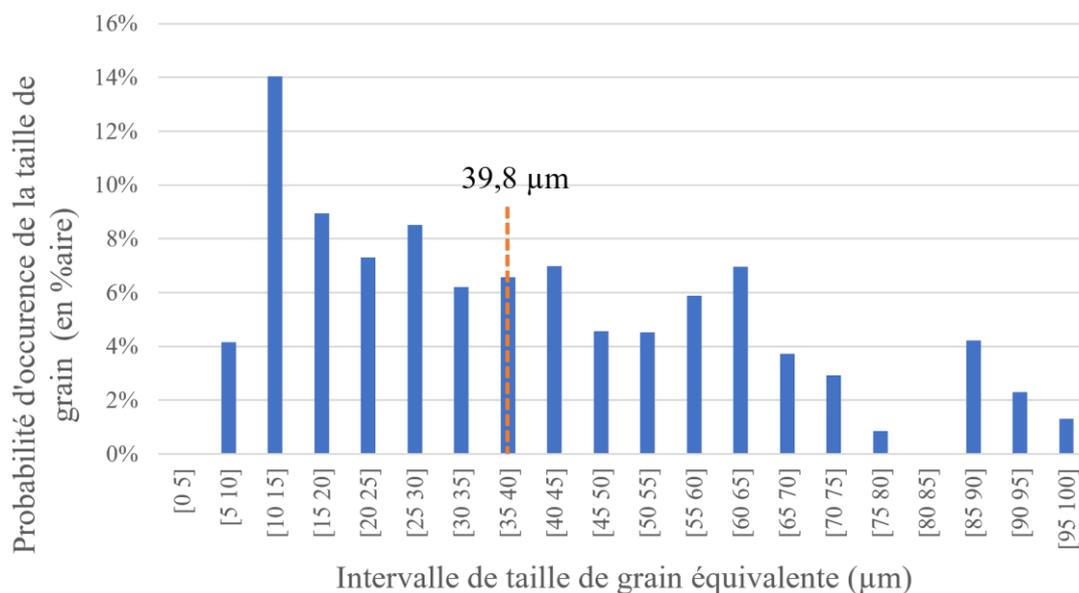


Figure 73 Distribution de la taille des grains par rapport à l'aire occupée

II.2.3.2. Caractérisation de la microstructure par microscopie optique

La microstructure de l'alliage est observée au microscope optique. Les surfaces observées sur la Figure 74 et la Figure 75 sont issues de plans transversaux d'éprouvettes brutes. Ils sont polis miroir mécaniquement afin de faciliter l'observation. On observe sur ces micrographies la présence de zones de forte porosité ainsi que la structure dendritique des grains.

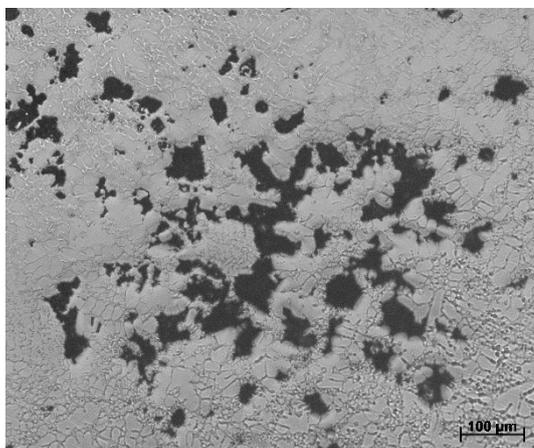


Figure 74 micrographie optique d'une zone poreuse

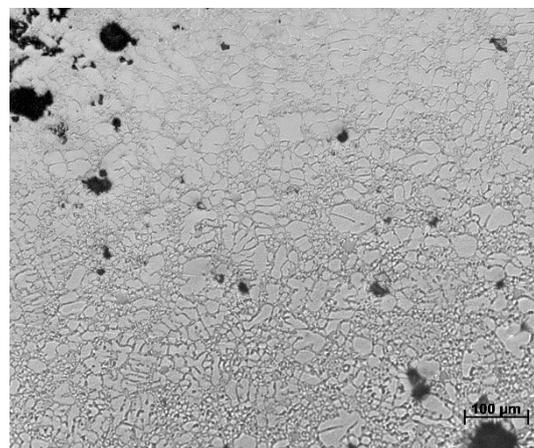


Figure 75 micrographie optique des zones dendritiques

Une coupe longitudinale parallèle aux faces planes à 5 mm de profondeur (plan médian) est réalisée sur une éprouvette brute de 10 mm comme illustré Figure 76. Cette cartographie au microscope optique à plus grande échelle montre clairement le taux important de porosité au sein de la matière des éprouvettes coulées sous pression. Les amas de porosité ou réseaux de porosité peuvent atteindre des tailles dépassant le millimètre. Il s'agit donc ici de zones spongieuses de grandes dimensions.

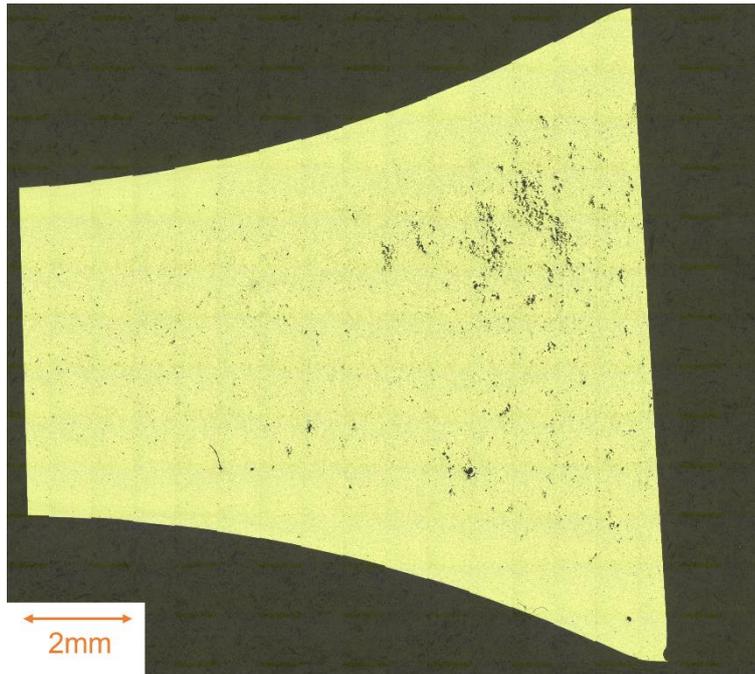


Figure 76 Macrographie optique d'une zone poreuse dans une coupe longitudinale d'éprouvette brute réalisée à mi-épaisseur

II.2.3.3. Mesures de dureté

Des mesures de dureté Vickers ont été réalisées sur des éprouvettes brutes de 5 mm d'épaisseur. Cette géométrie correspond à des éprouvettes coulées simultanément à celle de 10 mm comme on l'a mentionné dans la partie traitant du procédé. Les surfaces caractérisées sont polies miroir via un polissage mécanique et une finition à l'OPS. Les mesures ont été réalisées avec une force de 1kgf car elle permet l'obtention d'une indentation suffisamment grande pour sonder un volume représentatif de la microstructure. Ce volume contient systématiquement plusieurs dendrites et zones eutectiques. Une image d'indentation est observable sur la Figure 78.

Afin de mesurer un éventuel gradient, les mesures débutent en sous couche proche de la surface plane et continuent jusqu'à l'autre surface plane du plan transversal de l'éprouvette, schématisées en Figure 79. On constate alors que sur une distance de 2,5 mm, c'est-à-dire la moitié de l'épaisseur de l'éprouvette, la dureté mesurée passe d'environ 110 HV/1kgf à environ 90 HV/1kgf (Figure 77). On attribue cette baisse à la différence de vitesse de refroidissement et de taux de phase eutectique dans la section de l'éprouvette comme on a pu le voir dans la revue bibliographique.

Lors des mesures, il a été noté que les variations de dureté sont plus grandes au centre de l'éprouvette qu'en surface. Ce phénomène est lié aux porosités qui se trouvent préférentiellement à cœur. Le taux de porosité à cœur des éprouvettes de 10 mm brutes est tellement élevé que la mesure de dureté est impossible d'où l'utilisation des éprouvettes de 5 mm brutes. Ainsi, une partie de la chute de la dureté peut être attribuée à la porosité se trouvant sous l'indenteur dans le volume sollicité.

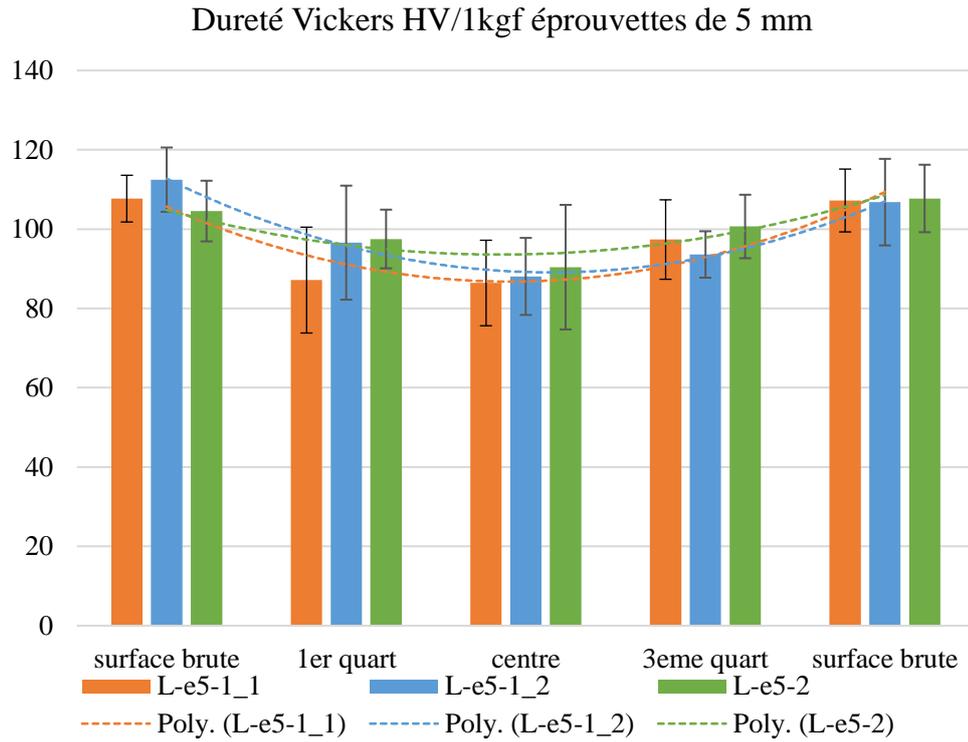


Figure 77 Mesure de dureté dans le plan transversal d'une éprouvette de 5 mm brute de coulée entre les deux surfaces planes, couleurs = différentes éprouvettes

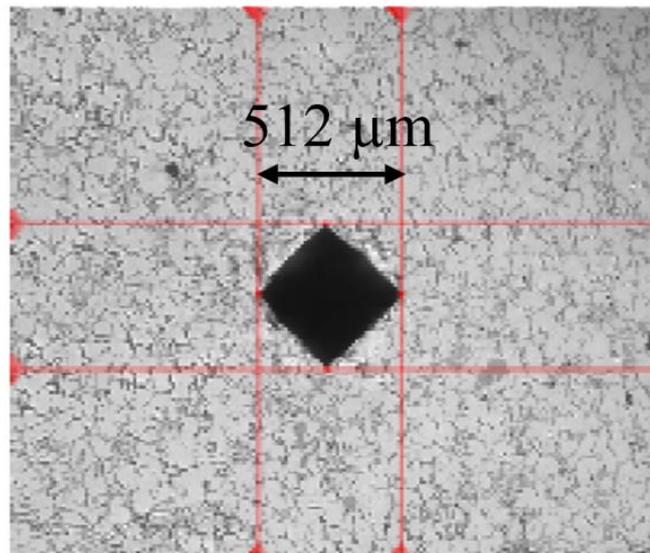


Figure 78 Indentation pour la mesure de la dureté sur une éprouvette de 5 mm brute de coulée

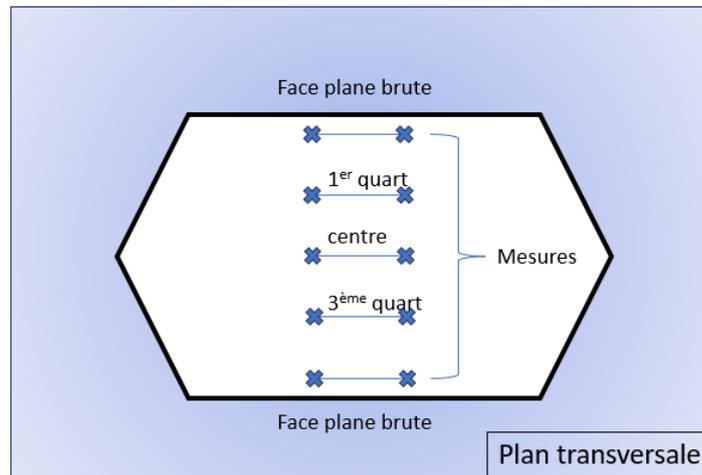


Figure 79 Schéma du protocole de mesure du gradient de dureté dans le plan transversal des éprouvettes

II.2.4. Caractérisation de la distribution des défauts par tomographie RX

II.2.4.1. Méthode de mesure par tomographie rayons X

Les mesures tomographiques utilisées pour la caractérisation de la dispersion des défauts ont été réalisées au laboratoire MATEIS à Lyon sur un microtomographe VTomeX avec une source rayons X allant jusqu'à 160 kV. En fonction de l'épaisseur des échantillons analysés, la résolution spatiale varie entre 5 μ m et 3,4 μ m pour une taille de défaut minimale observée d'environ 10 μ m.

Les données recueillies sont analysées avec le logiciel ImageJ. Les pores sont identifiés et mesurés grâce à un protocole d'analyse d'image détaillé dans la liste suivante :

- Filtrage médian : Les données sont filtrées grâce à un filtre médian de taille (5, 5) afin de limiter les valeurs aberrantes,
- Seuillage : Il permet de discriminer ce qui est de la matière de ce qui est du vide c'est-à-dire l'alliage et les porosités,
- Binarisation : conversion de l'image en binaire noir ou blanc,
- Erode – Dilate : Cette fonction permet de retirer toutes les porosités de taille trop faible pour être considérées comme de vrais pores. Erode retire la couche de pixels de surface de toutes les porosités et Dilate ajoute une couche de pixels en surface sur toutes les porosités,
- Labelling : les porosités sont identifiées et numérotées,
- Parameters : Extrait les caractéristiques des porosités précédemment labelisées tels que le volume, la position et la sphéricité.

II.2.4.2. Prélèvement des échantillons pour les analyses tomographiques

Les échantillons sont prélevés à partir d'éprouvettes brutes de 10 mm. Deux géométries différentes sont usinées sous forme de cylindre avec deux diamètres différents : 5 mm et 7 mm. Ces cylindres sont prélevés à cœur des éprouvettes de 10 mm avec leurs axes longitudinaux coïncidents. Leurs longueurs sont de 24 mm centrés au milieu de l'éprouvette brute. La Figure 80 détaille la géométrie et position d'un spécimen tomographié de 5 mm de diamètre.

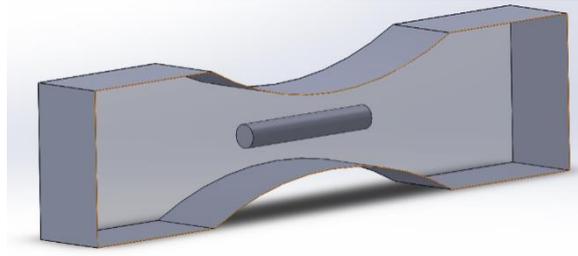


Figure 80 Schéma du prélèvement des échantillons pour analyses tomographiques, diamètre de 5 mm

II.2.4.3. Distribution en taille et sphéricité

La Figure 81 et la Figure 82 présentent la répartition de la taille des défauts ($V^{1/3}$). Une large majorité des défauts présente une taille inférieure à 100 μm . Cependant, on remarque aussi qu'il existe quelques cas de défauts ayant des tailles supérieures à 400 μm .

La sphéricité des défauts est calculée grâce à la formule présentée en Eq. 3 :

$$\Psi = \frac{\frac{1}{\pi^3}(6V_p)^{\frac{2}{3}}}{A_p}$$

Eq. 3

où Ψ est la sphéricité, V_p est le volume du défaut et A_p l'aire de sa surface.

Les données de l'étude de la sphéricité sont présentées sur la Figure 83. On voit nettement une corrélation entre la taille et la sphéricité : plus la taille du défaut est importante, plus sa sphéricité est réduite. Autrement dit, les défauts les plus gros sont les plus tortueux. Ce résultat est classique lorsqu'on étudie la relation taille – sphéricité des défauts dans les alliages de fonderie.

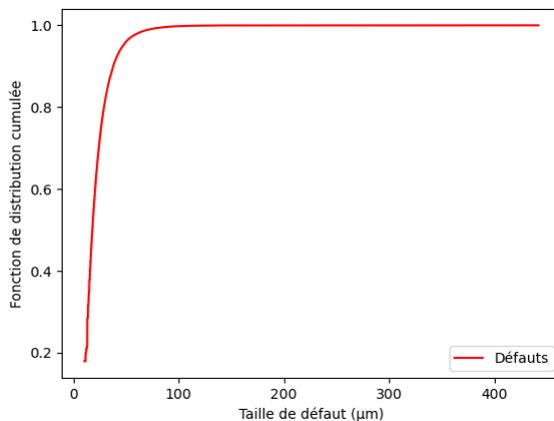


Figure 81 Distribution de la taille des défauts

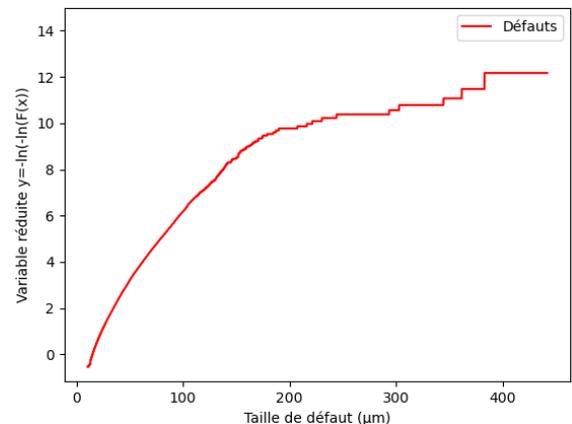


Figure 82 Distribution de la taille des défauts en variable réduite, $y = -\ln(-\ln(F(x)))$

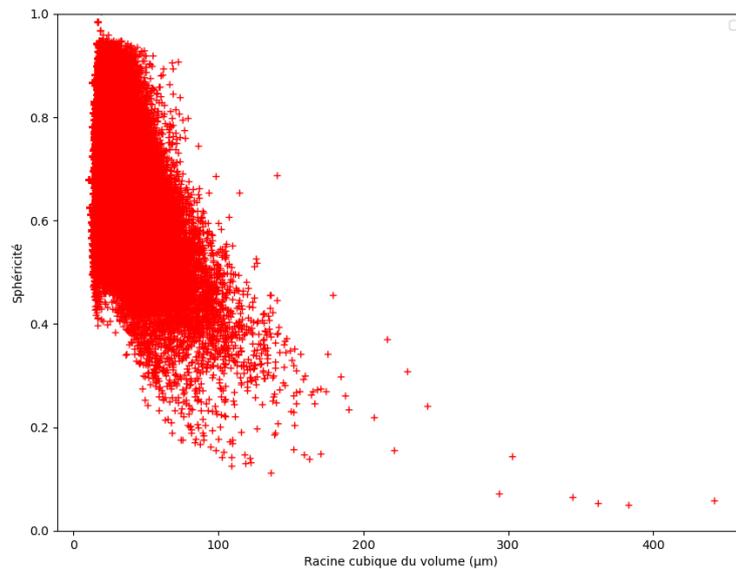


Figure 83 Sphéricité des défauts en fonction de leur taille

II.2.4.4. Distribution spatiale

L'étude de la distribution spatiale des pores montre un gradient entre le cœur et la surface. En discrétisant l'espace tomographié en rectangle de hauteur 24 mm suivant l'axe longitudinal et en calculant le nombre de pores par unité de volume dans ces rectangles, on constate que la répartition spatiale des défauts au sein des éprouvettes est inhomogène. Elle s'approxime par une gaussienne en trois dimensions, centrée sur l'axe longitudinal de l'éprouvette comme on peut le voir sur la Figure 84.

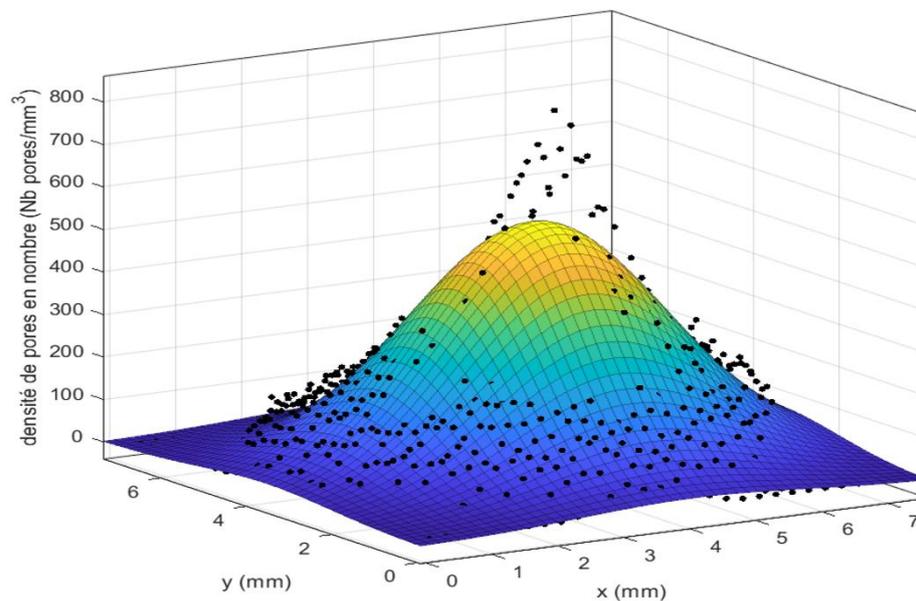


Figure 84 Ajustement d'une gaussienne 3D sur la répartition spatiale des porosités dans une éprouvette de 10 mm coulée sous pression

La distribution de gauss en trois dimensions est donnée par la relation présentée en Eq. 4 :

$$d(x, y) = A \exp\left(-\left(\frac{(x - x_0)^2}{2\sigma_x^2} + \frac{(y - y_0)^2}{2\sigma_y^2}\right)\right)$$

Eq. 4

avec d la densité de pores, A la densité maximale, x_0 le milieu de la distribution selon l'axe x , y_0 le milieu de la distribution selon l'axe y , σ_x et σ_y les écarts types selon les axes x et y respectivement.

Du fait de la grande variété de taille de pores, il est intéressant d'étudier aussi la variation du taux de porosité c'est-à-dire la variation de la fraction de vide sur le volume dans la section des éprouvettes. Pour cela, on procède de la même façon que ce qui a été présenté plus haut : on discrétise le volume en rectangle faisant toute la hauteur de l'échantillon puis on calcule le volume de vide qu'on divise par le volume total de chaque rectangle. On observe que le taux de porosité est inhomogène dans la section de l'éprouvette. Il existe un fort taux de porosité au cœur des éprouvettes qui va en décroissant lorsqu'on se rapproche de la surface libre. La Figure 85 montre la variation du taux de porosité dans la section d'une éprouvette coulée sous pression. L'ajustement est fait sur une fonction Lorentzienne tridimensionnelle. Cette fonction est proche de la fonction gaussienne. Le choix de la fonction de Lorentz repose sur le fait que le coefficient de détermination R^2 est meilleur comparé à celui de la gaussienne. Ici, on cherche à représenter la distribution simplement. On propose quelques analyses complémentaires en annexes B et C. Pour une représentation plus visuelle, la Figure 86 présente la projection du taux de porosité dans la section d'une éprouvette coulée sous pression en échelle de gris. Plus la couleur est foncée, plus le taux de porosité est élevé. Clairement, on voit la décroissance du taux de porosité entre le cœur et la surface qui se traduit ici par un dégradé du noir vers le blanc. La différence entre la représentation lorentzienne et la projection dans la section provient de la différence de taille de discrétisation, 250 μm pour la lorentzienne et 5 μm pour la projection.

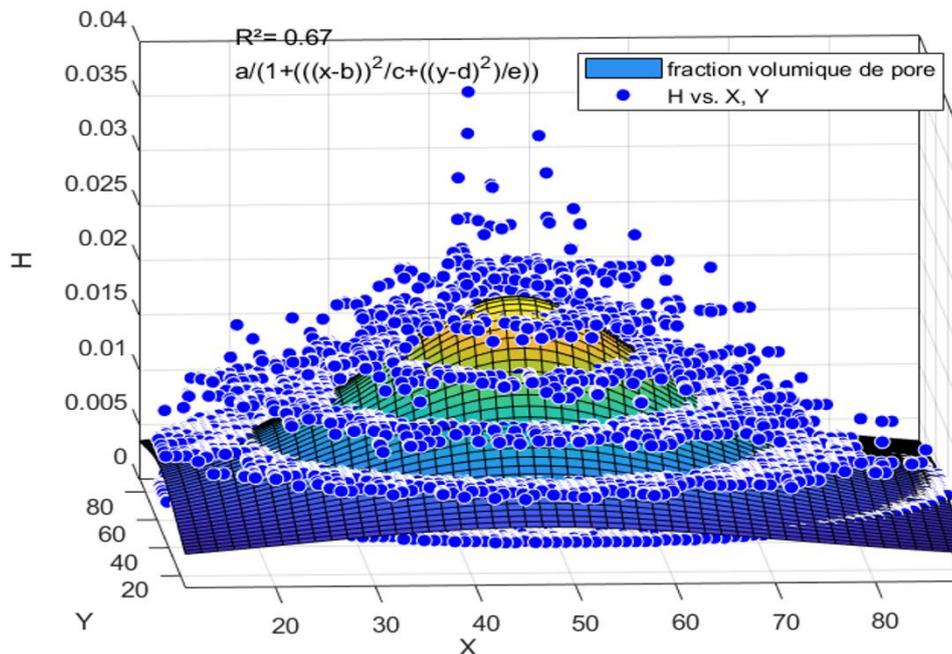


Figure 85 Variation du taux de porosité dans la section d'une éprouvette de 10 mm coulée sous pression, x et y en dixième de mm et H fraction volumique de vide

L'équation représentant la courbe de Lorentz en trois dimensions est présentée en Eq. 5 :

$$d(x,y) = \frac{A}{1 + \left(\frac{x-x_0}{\gamma_x}\right)^2 + \left(\frac{y-y_0}{\gamma_y}\right)^2}$$

Eq. 5

où d est la densité de pores, A est la densité maximale, x_0 et y_0 sont respectivement le centre de la distribution selon l'axe x et y , γ_x et γ_y sont les demi-largeurs à mi-hauteur selon les axes x et y respectivement.

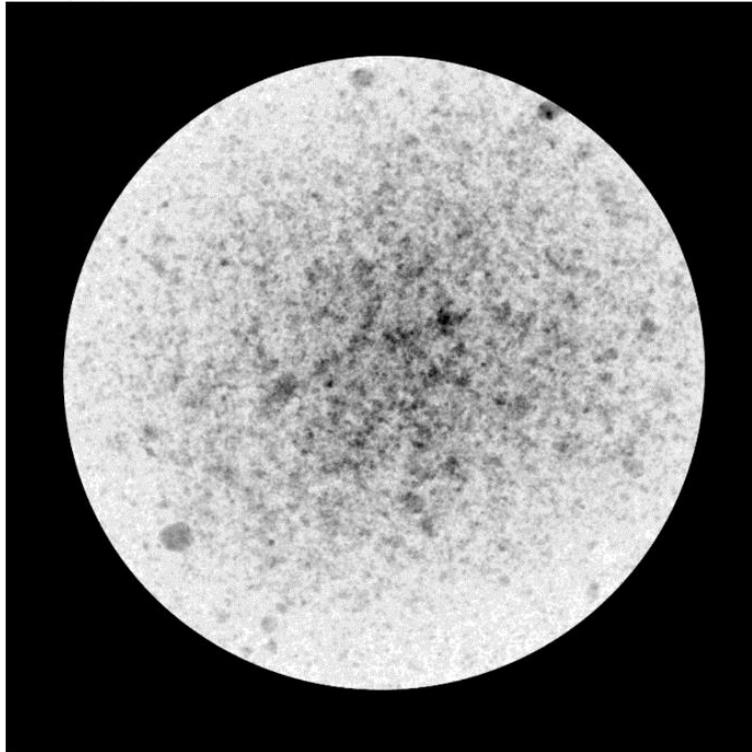


Figure 86 Projection du taux de porosité en échelle de gris dans la section d'une éprouvette coulée sous pression : noir = vide et blanc = matière, diamètre = 7 mm

II.2.4.5. Etude des réseaux de porosité et prise en compte dans le traitement d'image

L'étude plus fine de la population de défaut révèle la présence de réseaux de porosité à des niveaux qui sont rarement atteints dans la littérature sur ce type de matériau. Les réseaux de porosité sont des amas de pores formant un réseau tridimensionnel de défauts avec des tailles pouvant dépasser le millimètre. On peut voir des images de réseaux en tomographie sur la Figure 87 et la Figure 88 ainsi que sur la Figure 93. Ces réseaux sont clairement visibles et identifiables à l'œil mais lors de l'analyse par le logiciel de traitement d'image, chaque petit pore sera comptabilisé individuellement au lieu de prendre en compte le réseau comme une entité singulière et cela de façon indépendante du seuillage et de la segmentation. On peut observer ce phénomène sur la Figure 87. En jaune, le défaut pris en compte par le logiciel n'inclut pas les petits pores voisins qui seront pris en compte dans d'autres pores. Cet effet pose un problème car, comme on le verra par la suite avec les mécanismes d'endommagement, les fissures amorcent à partir de ces réseaux qui semblent se comporter comme un seul défaut de grande taille. Les réseaux ont un effet du premier ordre sur le comportement en fatigue. Ainsi, si l'on souhaite caractériser ces réseaux, nous devons mettre en place une méthodologie ad hoc permettant leur identification par le logiciel de traitement d'image.

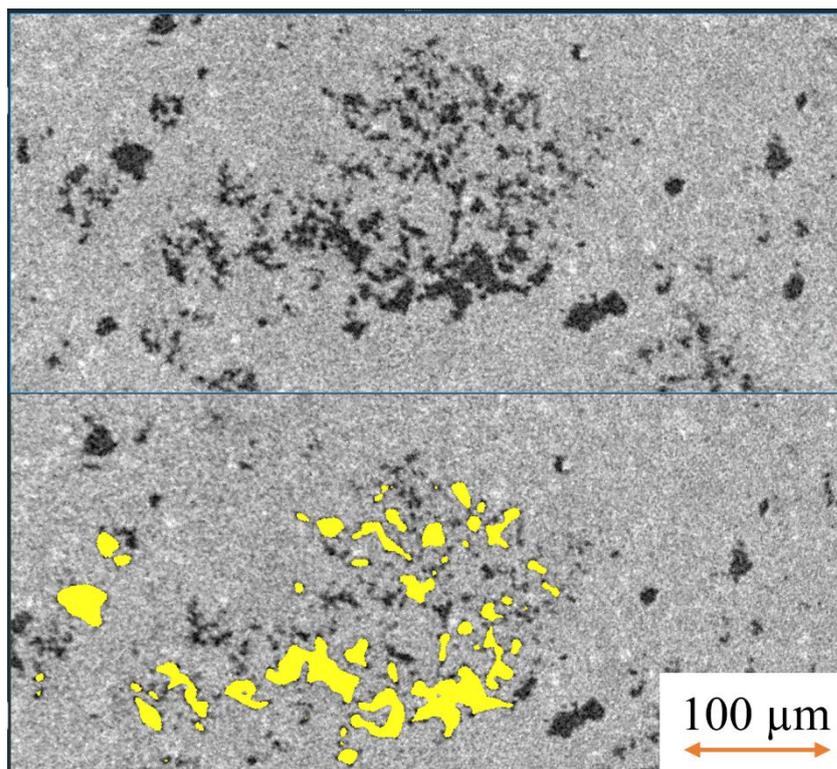


Figure 87 Image d'un réseau en tomographie rayon X et de sa prise en compte partielle par le logiciel de traitement d'image, en jaune

Pour prendre en compte les réseaux, une méthode dite par floutage a été mise en place. Le but est de moyenniser la valeur de chaque pixel en fonction des pixels qui l'entourent. Ainsi, si un fort taux de porosité est présent à un endroit, comme c'est le cas en présence d'un réseau, le niveau de gris des pixels environnants tendra vers le noir. Le floutage d'une image binarisée donne une nouvelle image en niveau de gris. Ce nouveau niveau de gris s'apparente à un taux de porosité moyen du voisinage du pixel. En seuillant ensuite sur le nouveau niveau de gris, on pourra isoler les réseaux dans leurs entières.

La procédure utilisée est la suivante et reprend en partie la première procédure présentée :

- Filtrage médian : les données sont filtrées grâce à un filtre médian afin de limiter les valeurs aberrantes,
- Seuillage : il permet de discriminer ce qui est de la matière de ce qui est du vide c'est-à-dire l'alliage et les porosités,
- Binarisation : conversion de l'image en binaire noir ou blanc,
- Erode – Dilate : cette fonction permet de retirer toutes les porosités de taille trop faible pour être considérées comme de vrais pores,
- Filtre Gaussien : sur les 5 pixels avoisinants. Cette étape ainsi que les suivantes correspondent au floutage et à son traitement. Rend une image en niveau de gris,
- Seuillage : on seuille sur le nouveau niveau de gris afin de discriminer les réseaux de la matière.
- Labelling : les porosités sont identifiées et numérotées,
- Parameters : extrait les caractéristiques des porosités précédemment labellisées tels que le volume, la position et la sphéricité.

Les deux paramètres qui influent sur le résultat de ce protocole sont la taille du filtre gaussien et le seuil du niveau de gris post-filtre gaussien. Ces paramètres sont déterminés empiriquement de manière itérative grâce à une analyse visuelle sur les tomographies réalisées et sont constants pour toutes les analyses car

ils s'appliquent après la binarisation donc les différences d'intensité de niveau de gris lié aux paramètres lors de la tomographie n'ont plus d'impact.

La Figure 88 et la Figure 89 ainsi que la Figure 90 et Figure 91 présentent les résultats de l'application du protocole décrit ci-dessus sur la même section d'une éprouvette coulée sous pression. Le diamètre de la section du cylindre observé est de 7 mm. Sur les figures de gauche, on observe que le réseau situé proche du centre est constitué d'un amas de petits pores. Après le traitement (figures de droite), ce même réseau est désormais constitué d'un seul pore continu. Cette méthode induit un biais dans les mesures, il tend à grossir les porosités et créer de nouvelles porosités. Ce biais semble acceptable dans le cadre d'une étude en fatigue car on s'intéresse surtout aux défauts de tailles importantes.

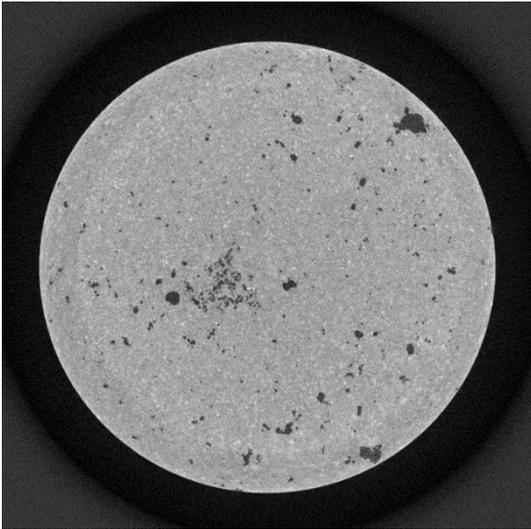


Figure 88 Image tomographique brute d'une section d'éprouvette coulée sous pression

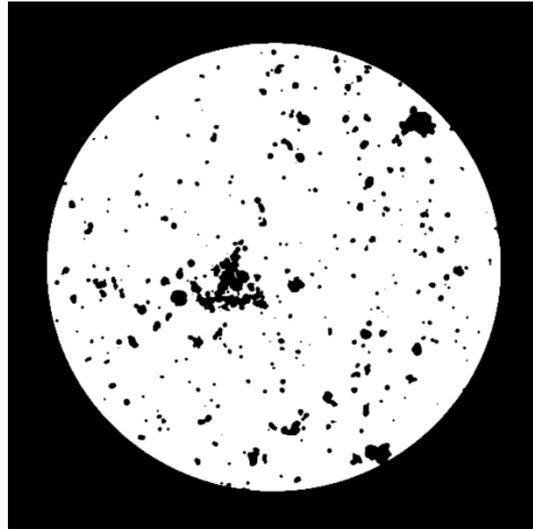


Figure 89 Image tomographique traitée par floutage d'une section d'éprouvette brute coulée sous pression

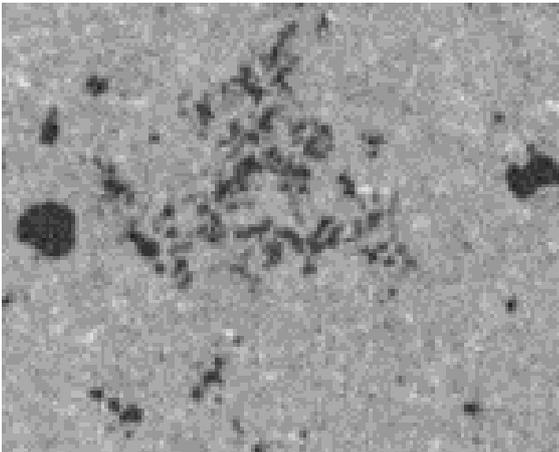


Figure 90 Image zoomée d'une tomographie brute

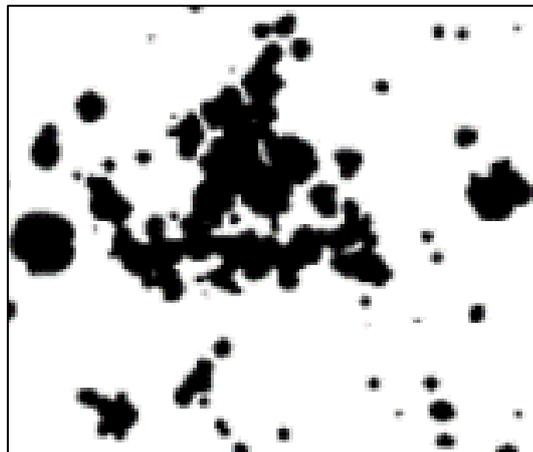


Figure 91 Image zoomée traitée par floutage

La Figure 92 montre l'effet du protocole de floutage sur les défauts contenus dans un échantillon cylindrique de 7 mm de diamètre. Après avoir appliqué le protocole, les réseaux sont agglomérés ce qui va augmenter leur taille. Ainsi, on remarque l'apparition de défauts allant jusqu'à $\sqrt[3]{V} = 2$ mm là où les défauts avant traitement ne dépassaient pas les 0,5 mm. Cette méthode permet clairement d'isoler et de

mettre en avant les réseaux au sein de notre matériau. On note aussi un décalage global des tailles des défauts vers la taille plus importante. Cet effet est dû en partie au biais que la méthode crée.

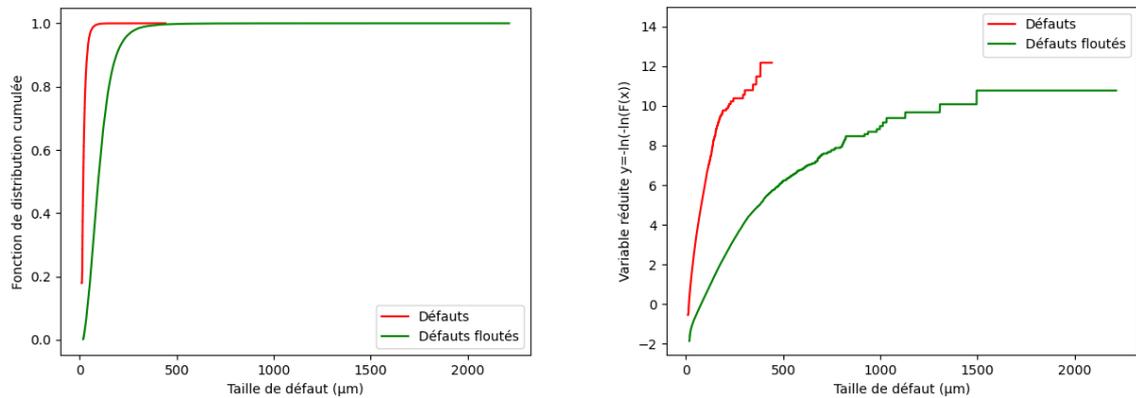


Figure 92 Mise en évidence de l'effet du floutage sur les défauts par comparaison entre les distributions en tailles des défauts brutes et floutés sur un échantillon de 7 mm de diamètre, variable réduite : $y = -\ln(-\ln(F(x)))$

La Figure 93 présente les plus gros réseaux dans un cylindre de 24 mm d'hauteur et 7 mm de diamètre après le traitement de floutage. Clairement, on voit les réseaux de porosité au centre de l'éprouvette avec des tailles dépassant largement le millimètre. De plus, au vu de la taille et de la tortuosité de ces défauts, on peut imaginer que de grandes concentrations de contrainte sont présentes au sein des réseaux et potentiellement favorisent l'apparition de multiples fissures au sein du même défaut. Ces réseaux de porosité vont jouer un rôle important lors des essais de fatigue développés dans la suite du manuscrit.

D'autres méthodes de mise en évidence des réseaux de porosité ont été envisagées telle que celle reposant sur la distance entre plus proches voisins. Cette méthode repose sur le calcul de la distance entre les centres de gravité des défauts afin de construire une matrice des distances. Elle n'est pas adaptée à notre problème pour la raison que les réseaux de porosités sont tortueux et de géométries complexes. La notion de centre de gravité fonctionnerait bien dans le cas de défauts quasi-sphériques mais n'est pas pertinente dans notre cas. De plus, une telle méthode demande des ressources informatiques importante du fait que pour n défauts, la taille de la matrice des distances est de n^2 . Ainsi, la méthode du floutage semble être une bonne option pour mettre en évidence les réseaux de porosités comme on a pu le voir dans cette partie.

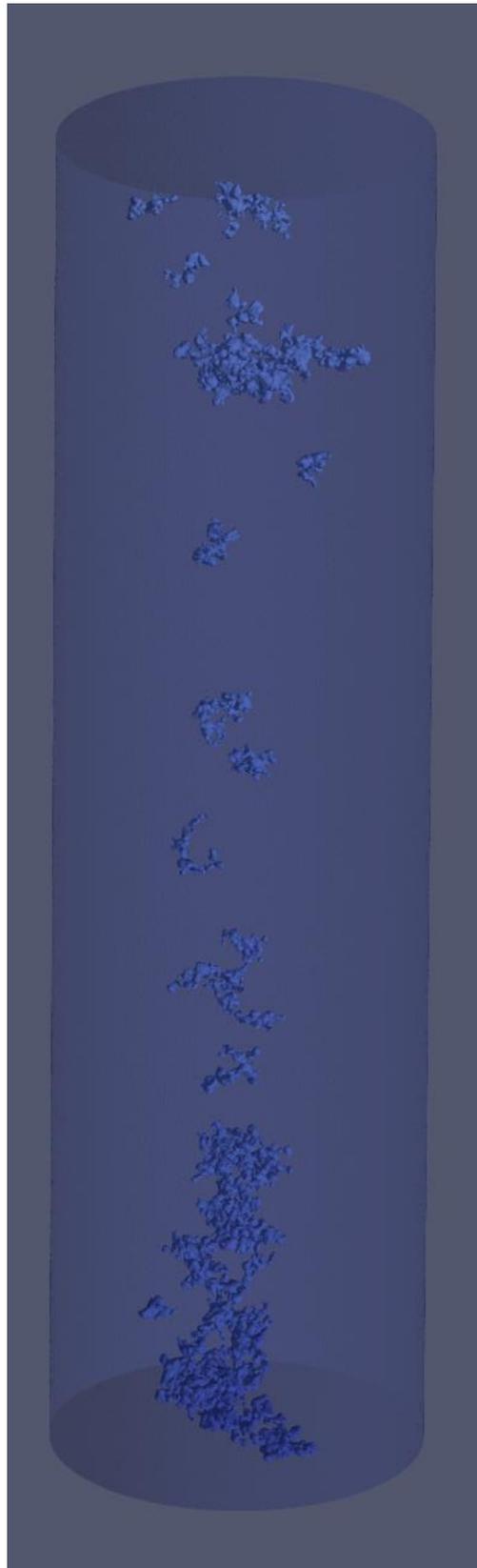


Figure 93 Répartition des plus gros réseaux dans une éprouvette coulée sous pression après traitement d'image par floutage, cylindre de 24 mm de hauteur par 7 mm de diamètre

II.2.4.6. Bilan sur la répartition des défauts

On peut retenir quelques points marquants de l'étude des défauts présents dans les éprouvettes d'AlSi9Cu3 coulées sous pression :

- La dispersion spatiale des défauts est inhomogène avec une densité forte au cœur des éprouvettes, de l'ordre de 500 pores/mm³. La variation en nombre de défauts par unité de volume a été modélisée par une fonction gaussienne centrée sur l'axe longitudinal de l'éprouvette,
- Le taux de porosité est inhomogène dans la section des éprouvettes avec un fort taux à cœur d'environ 4% et un faible taux en surface. Cette variation a été modélisée par une fonction du type lorentzienne centrée sur l'axe longitudinal de l'éprouvette,
- Une large majorité des défauts est de petite taille (< 100 μm) mais quelques défauts atteignent de grandes tailles (> 500 μm),
- Plus les défauts sont de taille importante et plus leur tortuosité est élevée,
- Des réseaux 3D de porosité sont regroupés au centre des éprouvettes le long de l'axe longitudinal. Leurs tailles sont conséquentes puisqu'elles peuvent largement dépasser le millimètre.

II.2.5. Comportement mécanique en traction monotone

- Géométrie des éprouvettes

Les essais de traction monotone sont réalisés sur éprouvettes cylindriques usinées à partir des éprouvettes brutes de 10 mm. Leur géométrie est présentée en Figure 94.

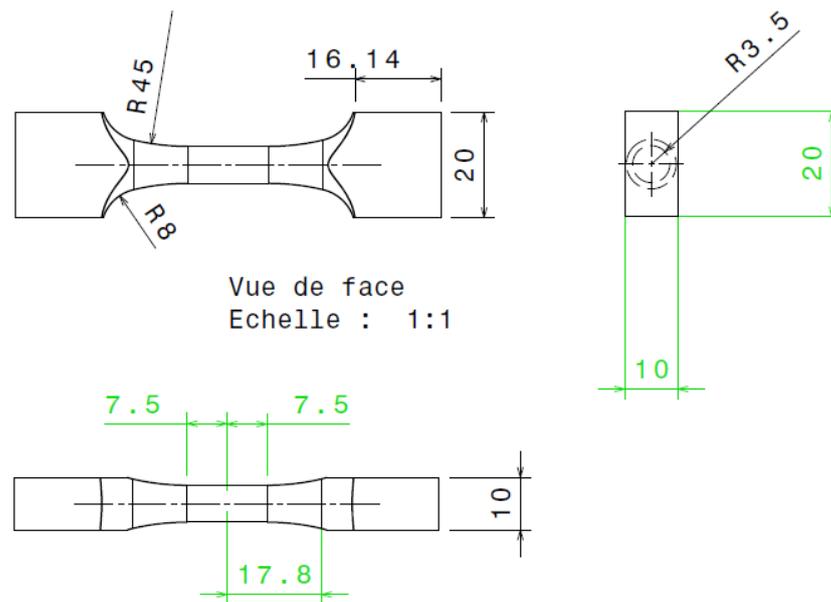


Figure 94 Géométrie cylindrique des éprouvettes de traction monotone

- Conditions d'essais

Les essais sur les éprouvettes cylindriques sont réalisés sur une machine d'essais Instron 8802 munie d'une cellule d'effort de 100 kN et d'un extensomètre à contact muni d'un écartement initial L_0 12,5 mm. La vitesse d'avance des mors est de l'ordre du millimètre par minute ce qui équivaut à une vitesse de déformation de l'ordre de 10^{-3} s^{-1} . Le montage est présenté sur la Figure 95.



Figure 95 Montage d'essai en traction monotone pour éprouvette cylindrique

- Résultats

Deux essais de traction monotone ont été réalisés sur l'alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression (Figure 96). Ces deux essais montrent que l'alliage d'AlSi9Cu3 s'écroute de manière significative. La limite d'élasticité est du même ordre de grandeur que celle de la littérature à savoir environ 140 MPa. La résistance mécanique est plus élevée d'environ 100 MPa avec une valeur de 330 MPa environ indiquant un très fort écrouissage. L'allongement à rupture est d'environ 1,8% ce qui reste proche des 1% annoncés dans la littérature.

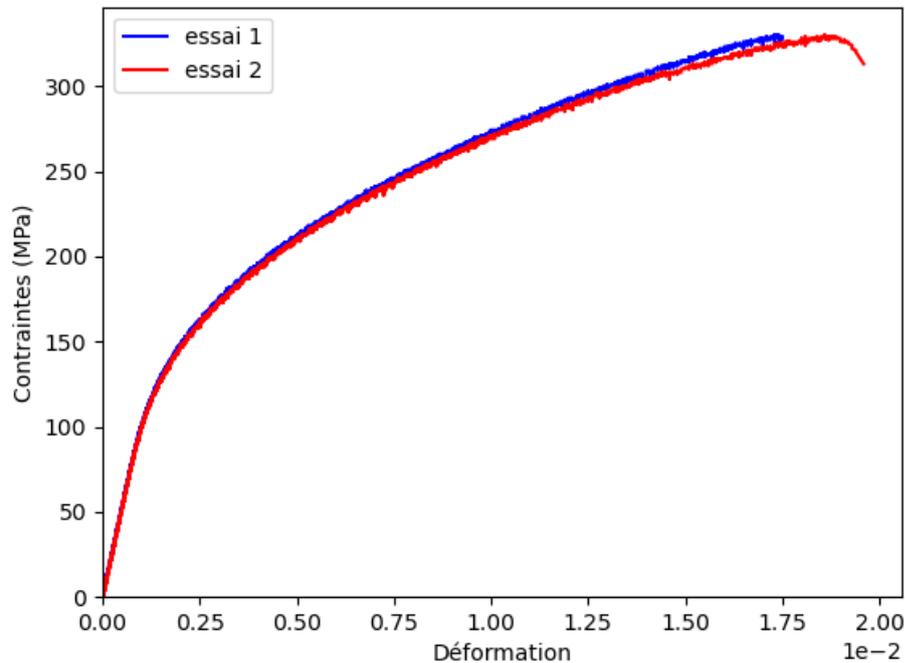


Figure 96 Courbes de traction monotone de l'AlSi9Cu3 coulé sous pression sur éprouvettes cylindriques

II.3. Méthode expérimentale : essais de fatigue et suivi de fissure

Pour rappel, le but de ces travaux est de comprendre l'effet des gradients de porosité et de contrainte sur le comportement en fatigue de l'AlSi9Cu3 coulé sous pression. L'analyse de la distribution de défaut au sein des éprouvettes a révélé la présence d'un gradient de porosité entre la surface et le cœur. Ainsi, en mettant en place une série d'essais en fatigue en flexion plane et en traction sur les géométries usinées présentées dans la partie matériaux, on sera en mesure d'analyser les effets des différents gradients sur le comportement en fatigue de notre alliage.

Plus précisément, les essais en flexion permettront de localiser la contrainte en surface des éprouvettes. Cette localisation de la contrainte combinée avec les différentes géométries qui mettront à nu les pores en fonction de l'épaisseur usinée permettront de comprendre l'effet du gradient de défaut combiné au gradient de contrainte. Lors des essais en traction, la constance de la contrainte dans la section des éprouvettes permettra de mettre en concurrence tous les défauts contenus dans le volume.

II.3.1. Protocole d'essai et méthode de calcul de la résistance en fatigue

II.3.1.1. La méthode de l'escalier avec reprise

La méthode d'essai utilisée est celle de l'escalier avec reprise. Cette méthode permet de converger vers la résistance en fatigue d'un matériau à un nombre de cycles donné. Pour mettre en œuvre cette méthode, on choisit, dans un premier temps, un nombre de cycles maximal puis un pas d'échelonnement (la marche de l'escalier). Ce pas doit être proche de l'écart type attendu sur la résistance en fatigue. La méthode marche par récurrence, on déduit la contrainte au rang $n+1$ en fonction du résultat au rang n :

- Si au rang n , il y a rupture avant la censure alors : $\sigma_{n+1} = \sigma_n - \text{pas}$,
- Si au rang n , il n'y a pas rupture, donc la censure est atteinte, alors : $\sigma_{n+1} = \sigma_n + \text{pas}$.

Le niveau initial doit être choisi proche de la résistance en fatigue escomptée. En l'absence de résultats disponibles sur un lot matière proche, ce qui est notre cas ici, ce choix peut se révéler délicat. Il arrive alors d'enchaîner les montées ou descentes d'escalier pendant plusieurs essais. Pour résoudre le problème, on ne prend en compte les essais qu'à partir du moment où l'escalier change de direction (montée suivie d'une descente ou l'inverse). Dans notre cas, nous utilisons un pas de 10 MPa et une censure à $2 \cdot 10^6$ cycles.

En suivant cette méthode, certains essais ne mènent pas à la rupture de l'éprouvette. Dans ce cas, l'éprouvette est de nouveau testée mais en incrémentant le niveau de contrainte d'un pas. Ainsi, il est possible d'avoir, à partir d'une éprouvette, un essai non-rompu et un essai rompu ce qui permet d'associer à chaque rupture un défaut critique et d'évaluer pour chaque éprouvette une résistance en fatigue. De cette façon, il est possible d'utiliser de manière efficace l'ensemble des essais réalisés pour l'identification de l'effet des défauts sur la tenue en fatigue du matériau.

II.3.1.2. Méthode de calcul de la résistance en fatigue

II.3.1.2.1. Méthode de calcul de la résistance en fatigue par la méthode de l'escalier de Dixon et Mood

A partir des résultats du protocole d'essai par la méthode de l'escalier et sans compter les reprises, on peut calculer la résistance en fatigue et l'écart type associé à $2 \cdot 10^6$ cycles grâce aux formules suivantes (Dixon and Mood, 1948) :

$$\begin{aligned}\sigma_{amp,résistance} &= \sigma_{amp,minimale} + pas \left(\frac{A}{N} \pm 0,5 \right) \\ \text{écart type} &= 1,62pas \left(\frac{NB - A^2}{N^2} + 0,029 \right) \\ \text{avec } N &= \sum_{i=1}^n N_i, \quad A = \sum_{i=1}^n iN_i \quad \text{et} \quad B = \sum_{i=1}^n i^2N_i\end{aligned}$$

Eq. 6

où $\sigma_{amp,résistance}$ est la résistance en fatigue à $2 \cdot 10^6$ cycles en amplitude de contrainte, $\sigma_{amp,minimale}$ est la contrainte minimale atteinte pour des essais censurés ou rompus, pas est le pas de contrainte de l'escalier et N_i est le nombre d'éprouvette pour chaque marche de l'escalier.

II.3.1.2.2. Méthode de calcul de la résistance en fatigue par la méthode du palier de Lanning

Dans la suite de cette thèse, on montre qu'à cause de la distribution hétérogène des défauts dans les éprouvettes, les amorçages de fissures sur défaut ne se situent pas systématiquement au milieu de l'éprouvette selon l'axe longitudinal. La section des éprouvettes n'étant pas constante, la contrainte varie dans la hauteur et dans l'épaisseur pour les éprouvettes sollicitées en flexion. La méthode de l'escalier qui repose sur un pas en contraintes identique pour toutes les éprouvettes ne peut alors plus être utilisée. On propose alors d'utiliser la méthode de Lanning (Lanning, 2005) qui reprend les mêmes bases que la méthode de l'escalier. Avec cette méthode, pour chaque éprouvette reprise, on peut calculer une résistance en fatigue grâce à l'interpolation de Nicholas (Maxwell and Nicholas, 1999) (Eq. 7) :

$$\sigma_{res} = \sigma_{n-1} + (\sigma_n - \sigma_{n-1}) \frac{N_f}{N_{censure}}$$

Eq. 7

où σ_{res} est la résistance en fatigue de l'éprouvette, σ_{n-1} la contrainte au palier ayant tenu jusqu'à la censure, σ_n la contrainte au palier ayant mené à la rupture de l'éprouvette, N_f le nombre de cycle au moment de la rupture de l'éprouvette et $N_{censure}$ le nombre de cycle à la censure. On observe alors que la résistance en fatigue de chaque éprouvette ne dépend plus d'un pas unique.

La résistance en fatigue pour un lot d'éprouvette testé avec la méthode par palier est la moyenne arithmétique des résistances en fatigue de chaque éprouvette testée. Ainsi, l'écart type sur la moyenne est associé à la dispersion autour de la valeur de la résistance en fatigue pour le nombre de cycles en censure. Pour les éprouvettes n'ayant fait qu'un seul palier, on utilise un palier précédent fictif pour réaliser l'interpolation.

II.3.2. Essais de fatigue en flexion R=-1

Les essais de flexion à R=-1 sont réalisés sur des machines de type vibrophore de la marque Rumul Cracktronic (Figure 97). Ces machines fonctionnent par résonance, avec un excitateur électromagnétique et un capteur de charge de ± 80 Nm. Les essais sont pilotés en contrainte jusqu'à rupture. Le critère d'arrêt est la chute de fréquence choisi à 1 Hz ce qui correspond à une fissure d'environ 7 mm en surface ou une censure à $2 \cdot 10^6$ cycles. Ce critère est identique pour toutes les configurations en flexion. L'environnement est l'air ambiant à température ambiante (20°C). Les éprouvettes sont maintenues dans des mors à serrage mécanique. Le même couple de serrage de 3,5 Nm est appliqué à toutes les éprouvettes tout au long des essais. La fréquence varie en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette : environ 80 Hz pour les éprouvettes de 10 mm et environ 60 Hz pour les éprouvettes de 5 mm. Les essais sont réalisés en flexion pure avec un moment constant dans la longueur des éprouvettes.

Les contraintes nominales utilisées pour les essais sont calculées pour la section la plus petite de l'éprouvette, au niveau de la surface de l'éprouvette. Pour chaque éprouvette, le moment quadratique de la section est calculé à l'aide du logiciel de CAO SolidWorks à partir des mesures de chaque éprouvette et en prenant en compte l'angle de courbure et l'angle de dépouille.



Figure 97 Montage d'essais de fatigue en flexion à R=-1

II.3.3. Essais de fatigue en traction R=-1

Les essais de traction-compression à R=-1 sont réalisés sur une machine servo-hydraulique Instron 8802 avec une cellule de charge de 100 kN. Les essais sont pilotés en contrainte constante jusqu'à rupture. Le critère d'arrêt est la rupture totale de l'éprouvette ou une censure à $2 \cdot 10^6$ cycles. L'environnement est l'air ambiant avec une température ambiante (20°C). Les éprouvettes sont maintenues grâce à des mors hydrauliques, munis de cales pour éviter un pincement des têtes des éprouvettes comme on peut le voir sur la Figure 98. La fréquence est de 30 Hz. La différence sur le critère d'arrêt en flexion et traction n'a pas d'impact significatif sur le nombre de cycles. Après vérification expérimentale lors d'un essai de fatigue en flexion, la différence en nombre de cycles entre la rupture totale et l'arrêt à une chute de fréquence de 1 Hz est de l'ordre de 1 000 à 2 000 cycles ce qui est négligeable par rapport à des durées de vie d'au moins 100 000 cycles.

Les contraintes nominales utilisées pour les essais sont calculées pour la section la plus petite de l'éprouvette. Pour chaque éprouvette, l'aire de la section est calculée à l'aide du logiciel de CAO

SolidWorks à partir des mesures de chaque éprouvette et en prenant en compte l'angle de courbure et l'angle de dépouille.



Figure 98 Montage d'essais de fatigue en traction-compression à $R=-1$

II.3.4. Suivi de fissure in situ par corrélation d'image

Afin de caractériser le comportement en propagation de fissure de notre matériau en cours d'essais à partir de défauts naturels, nous avons mis en place un montage de suivi de fissure qui permet de suivre la fissuration sur une machine de fatigue Cracktronic. Le système consiste en une caméra, une source de lumière et un dispositif électronique pour déclencher la prise de vue. Le montage est présenté sur la Figure 99. Les données sont ensuite traitées grâce à un logiciel de corrélation d'images. Dans un premier temps, on présente le montage permettant d'obtenir les données. Puis dans un second temps, on traitera de la partie corrélation d'images.

Dans le cadre de cette thèse, le suivi de fissure est réalisé à partir d'un défaut naturel sur éprouvette de 5 mm d'épaisseur en flexion à $R=-1$ où l'usinage permet d'obtenir en extrême surface un fort taux de porosité assurant ainsi un amorçage de surface. Ainsi, par observation régulière de la surface usinée, il est possible d'étudier l'amorçage et la propagation de fissure à partir de défauts naturels via corrélation d'images.

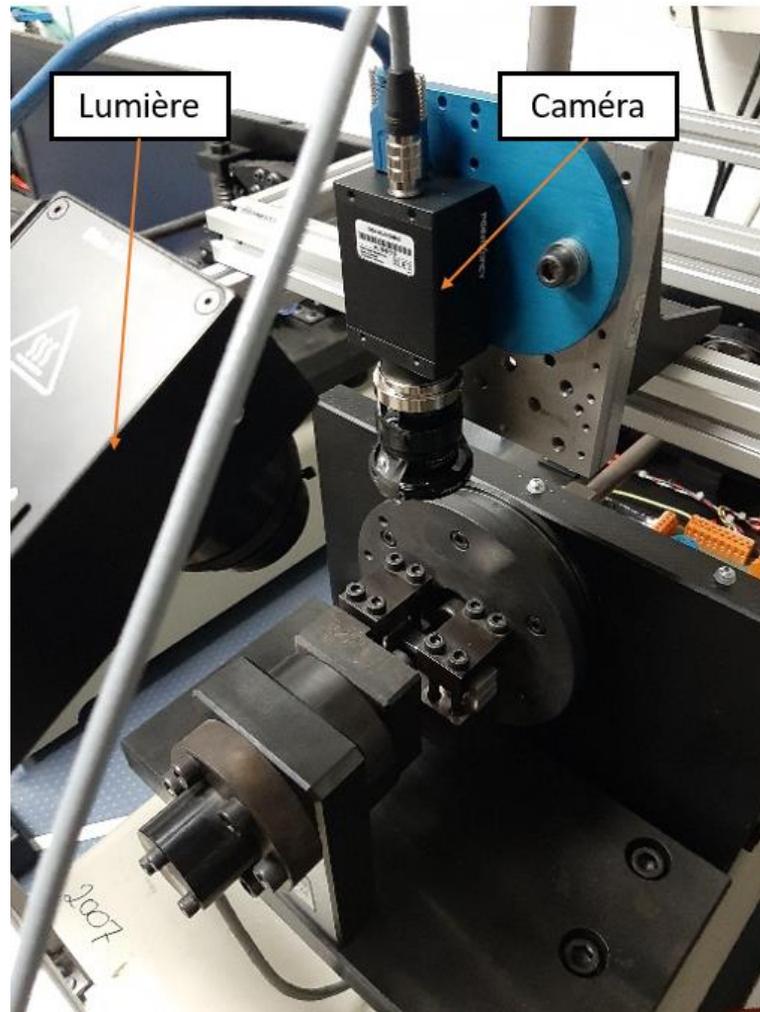


Figure 99 Montage permettant le suivi de fissure in situ

- Conditions d'essais

Les essais sont réalisés dans les mêmes conditions que les essais de fatigue en flexion à $R=-1$. La contrainte est fixée à 100 MPa ce qui donne une durée de vie comprise entre $5 \cdot 10^5$ et 10^6 cycles.

- Préparation des éprouvettes

Les éprouvettes sont polies miroir sur la surface usinée afin de révéler les défauts. Elles sont ensuite recouvertes d'un mouchetis qui permettra la corrélation d'image (Figure 100).

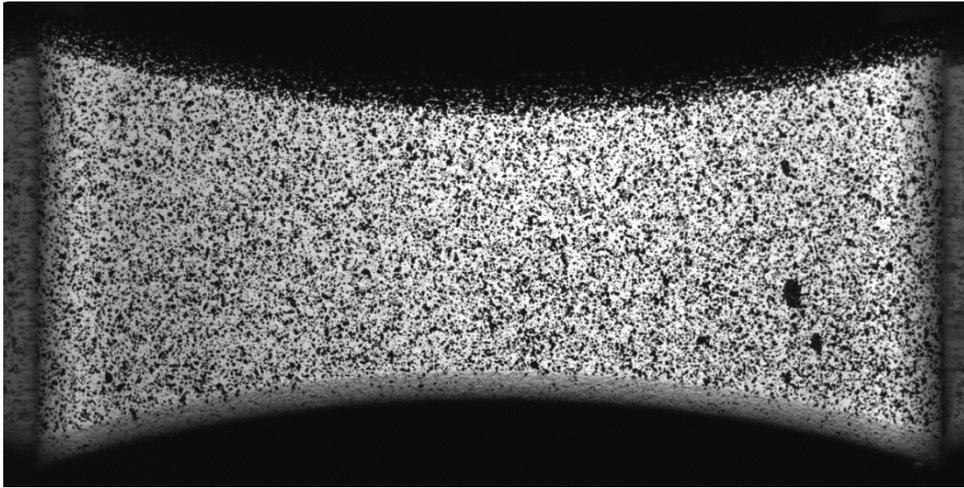


Figure 100 Eprouvette avec mouchetis montée sur une machine d'essai en flexion. Image prise par la caméra réalisant le suivi de fissure

- Méthode de suivi de fissure

Une contrainte importante pour mesurer la taille réelle de fissure est de prendre les images lorsque celle-ci est ouverte. Comme on observe une face de l'éprouvette, on doit prendre les images lorsque cette face subit la contrainte de traction maximale.

La machine d'essais est munie d'une sortie analogique qui renvoie un signal électrique sinusoïdal corrélé aux paramètres de l'essai tels que la fréquence et les contraintes minimales et maximales. Les fréquences électrique et mécanique sont identiques ce qui induit que le moment où la tension électrique est maximale correspond au moment où la contrainte de traction est maximale en surface d'éprouvette. Ainsi, pour prendre une image de la fissure ouverte, on devra déclencher la prise de vue lorsque la tension électrique est maximale.

Pour réaliser le montage de suivi de fissure, on doit récupérer le signal électrique de sortie de machine, l'analyser, et envoyer un signal pour déclencher la prise de vue. Pour cela, on utilise un microcontrôleur reprogrammable branché sur la sortie analogique. Le montage est présenté schématiquement sur la Figure 101. Le microcontrôleur active la source lumineuse et déclenche la prise de vue au bon moment. L'image est ensuite sauvegardée sur un ordinateur.

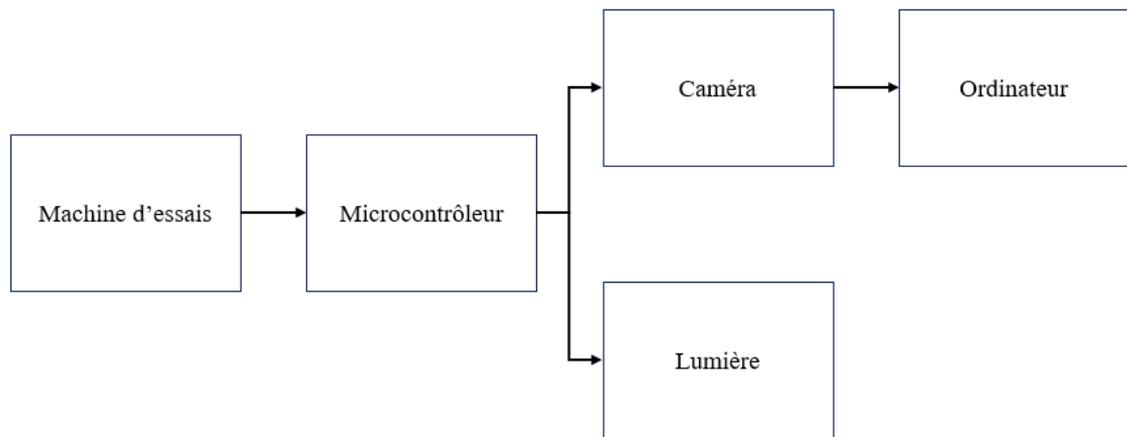


Figure 101 Schéma du montage de suivi de fissure

La Figure 102 présente un schéma logique du code implémenté sur le microcontrôleur reprogrammable. Dans un premier temps, les valeurs de l'intervalle de cycles et du nombre de cycles sont initialisées. Ces valeurs servent respectivement à déclencher la prise de vue à intervalle régulier et à compter le nombre de cycles déjà réalisé. Le microcontrôleur reprogrammable reçoit ensuite le signal électrique sortant de la machine d'essai. Le reste de la division euclidienne du nombre de cycles avec l'intervalle de prise de vue est calculé. Si ce reste est égal à zéro alors une photo doit être prise. La photo est prise lorsque la fissure est ouverte, c'est-à-dire lorsque la contrainte de traction est maximale en surface. La boucle se répète pour le cycle suivant. Si le nombre de cycles n'est pas divisible par l'intervalle de prise de vue alors rien ne se passe.

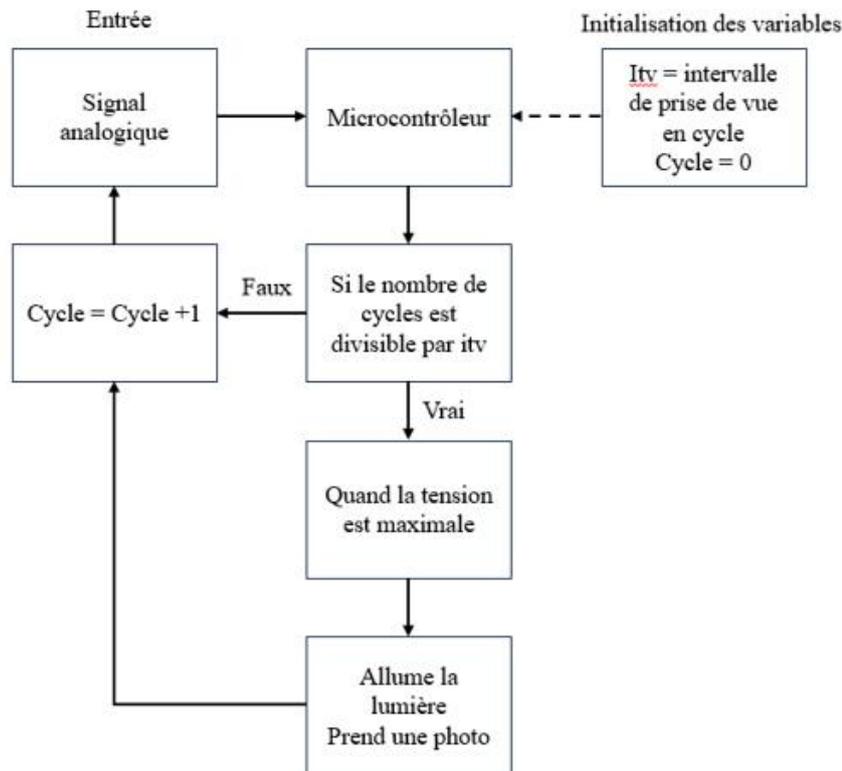


Figure 102 Schéma logique du fonctionnement du code informatique sur le microcontrôleur reprogrammable

- Méthode de corrélation d'image et détection de fissure

Une fois que les photographies ont été recueillies, on peut procéder à l'analyse par corrélation d'images. On utilise cette méthode car elle possède plusieurs avantages :

- Il n'est pas nécessaire d'arrêter l'essai pour mesurer optiquement la fissure au risque de compromettre l'essai,
- Il n'est pas nécessaire d'utiliser une caméra avec un objectif fortement grossissant pour visualiser la pointe de fissure,
- Il est possible d'estimer les champs de déformation en surface.

La corrélation d'image est une technique utilisée en traitement d'images pour mesurer la similarité entre deux images ou entre différentes régions d'une même image. Cette technique repose sur le concept de corrélation, qui évalue le niveau de linéarité entre deux ensembles. La DIC (Digital Image Correlation) est utilisée pour analyser l'évolution de la surface de notre éprouvette par rapport à l'image originelle à 0 cycle qui sert de référence. Pour plus de précision sur la méthode, on peut se référer aux travaux de Schreier (Schreier et al., 2009).

La corrélation d'image est réalisée sur le logiciel VIC et donne accès au champ de déplacement selon l'axe longitudinale de l'éprouvette illustré Figure 103, puis par dérivation au champ de déformation selon le même axe en surface en fonction du nombre de cycles figure. Or, on sait que la déformation est très localisée autour de la fissure. Ainsi, le gradient de déplacement permet de mettre en avant le contour de la fissure ainsi que la pointe de fissure, illustré Figure 104. Cette méthode permet de suivre l'évolution de la fissure en fonction du nombre de cycles.

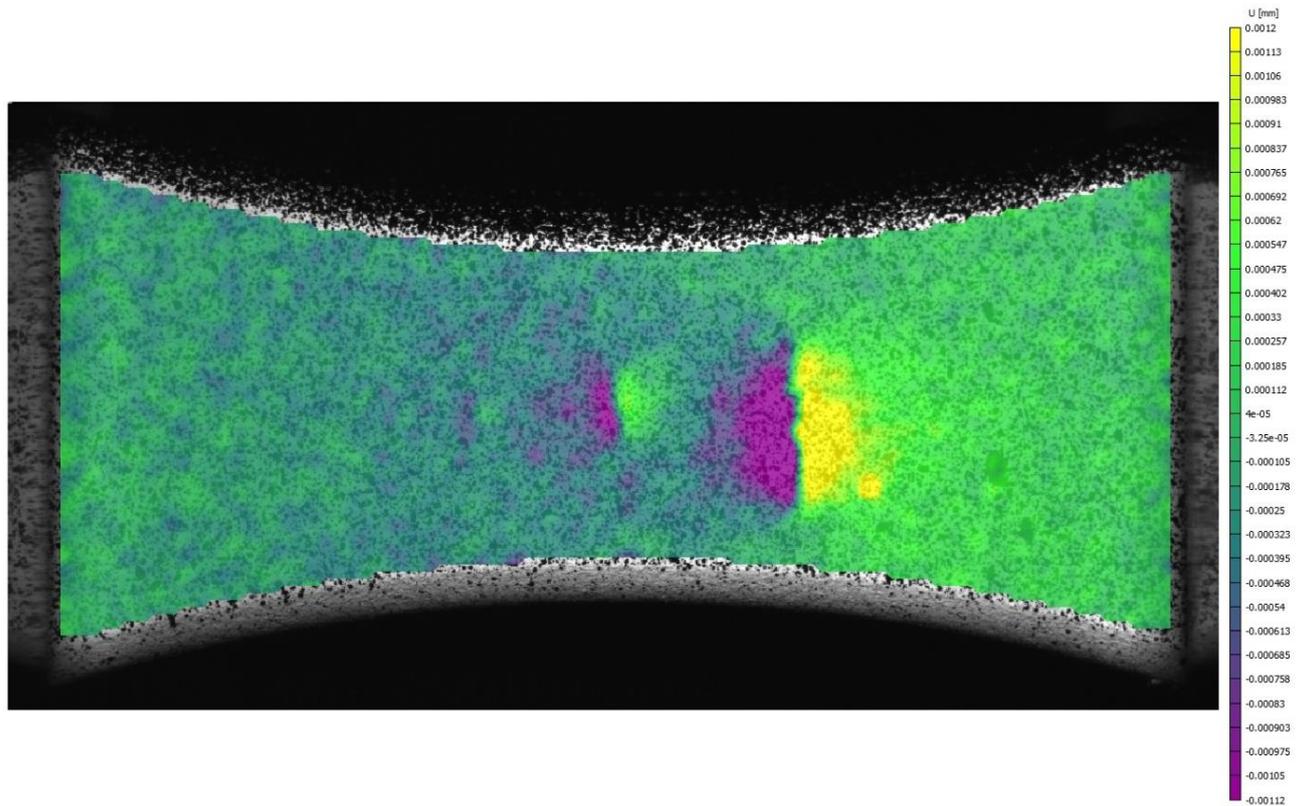


Figure 103 Champ de déplacement en surface de l'éprouvette SF-5-3, $\sigma = 100$ MPa et $N = 590\ 000$ cycles

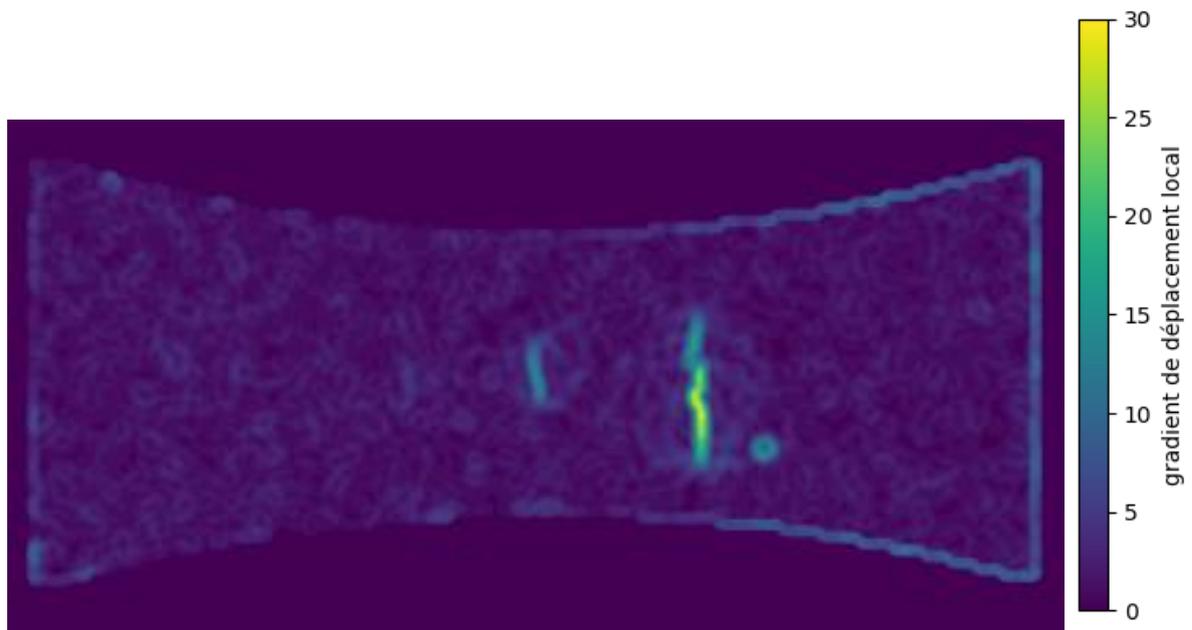


Figure 104 Gradient de déplacement local en surface de l'éprouvette SF-5-3, $\sigma = 100$ MPa et $N = 590\ 000$ cycles

II.3.5. Méthode de Murakami de discrimination des positions d'amorçage en amorçage de surface ou amorçage interne

Lors de l'observation des faciès de rupture, il est important de disposer d'une méthode afin de discriminer les types d'amorçage en amorçage interne et de surface. Ainsi, afin de distinguer les positions d'amorçage de fissures, le critère développé par Murakami a été utilisé. Celui-ci repose sur l'effet de la surface libre sur les facteurs d'intensité de contraintes autour des défauts. La Figure 38 illustre l'effet de la surface libre sur les facteurs d'intensité de contraintes au niveau du point le plus proche de la surface et de celui le plus éloigné. Murakami propose qu'à partir d'une augmentation de 10% du facteur d'intensité de contrainte entre ces deux points, le défaut doit être considéré en surface. Ainsi, lorsque a/h est supérieur à 0,8, nous avons considéré le défaut en surface.

II.4. Synthèse de la caractérisation de l'alliage AlSi9Cu3

L'étude de notre matériau dont la composition est précisée dans le Tableau 7, montre des similitudes avec les données de la revue bibliographique. Les microstructures sont proches avec des tailles de grain de l'ordre de 20 μm et des duretés de l'ordre de 100 HV. Un gradient de dureté est aussi observé entre la peau et le cœur de l'éprouvette. Bien qu'aucune mesure du taux de phase eutectique n'ait été réalisée, on peut raisonnablement penser qu'une variation de proportion entre cœur et surface soit présente. Les études par tomographie RX ont révélé la présence d'un gradient de porosité entre le cœur et la surface du matériau. Ce gradient est caractéristique des matériaux coulés sous pression. Les réseaux de porosité ont pu être caractérisés grâce à la tomographie RX. Il apparaît qu'ils sont de grande taille ($> 1 \text{ mm}$) et concentrés au centre des éprouvettes. Leur géométrie se révèle tortueuse. Le Tableau 8 récapitule les propriétés du matériau étudié.

Éléments	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Ti
Proportion en % massique	9,52	0,65	3,17	0,28	0,13	0,05	0,38	0,04

Tableau 7 Proportion en pourcentage massique de chaque élément dans l'alliage d'AlSi9Cu3 utilisé

Dénomination	AlSi9Cu3
Procédé de mise en forme	Coulée sous pression (HPDC)
Texture	Equiaxe
Dureté	90 – 110 HV
Fraction de pore locale maximale	4%
Taille de pore maximale	$\approx 600 \mu\text{m}$
Taille de réseau maximale	$\approx 2\,000 \mu\text{m}$
$R_{p0,2}$	140 MPa
R_m	330 MPa
Allongement	1,8%

Tableau 8 Récapitulatif des caractéristiques microstructurales et mécaniques de l'alliage d'AlSi9Cu3 étudié

Lors de la campagne en fatigue à grand nombre de cycles, 8 lots sont testés. Ces lots se différencient par l'épaisseur des éprouvettes : 5, 7, 9 et 10 mm et leur mode de sollicitations en fatigue : traction ou flexion. Le Tableau 9 récapitule le nombre d'éprouvettes testées en fatigue pour chaque lot. Le Tableau 11 présente les différentes configurations utilisées lors de la campagne avec pour chaque couple géométrie – sollicitation, la représentation du gradient de contrainte et la distribution spatiale du taux de porosité dans le plan épaisseur – longueur des éprouvettes.

Une nomenclature spécifique a été mise en place pour identifier chaque lot. Elle repose sur le type de sollicitation, la géométrie et le numéro de passage de l'éprouvette. La nomenclature générale se décompose de la façon suivante : sollicitation-épaisseur-numéro. Par exemple la 5^{ème} éprouvette de 10mm testée en flexion est désignée par : F-10-05. Le Tableau 10 récapitule cette nomenclature.

Epaisseur	5 mm	7 mm	9 mm	10 mm
Traction	20	20	14	17
Flexion	20	20	20	20

Tableau 9 Tableau récapitulant le nombre d'éprouvettes testées en fatigue par lot

Epaisseur	5 mm	7 mm	9 mm	10 mm
Traction	T-5-xx	T-7-xx	T-9-xx	T-10-xx
Flexion	F-5-xx	F-7-xx	F-9-xx	F-10-xx

Tableau 10 Nomenclature pour chaque lot

Pour les éprouvettes utilisées en suivi de fissure, on utilisera les désignations : SF-5-3 ou SF-5-4. Il s'agit de deux éprouvettes de 5 mm d'épaisseur sollicitées en flexion.

Epaisseur	10 mm	9 mm	7 mm	5 mm
Sollicitation en flexion Plan épaisseur – longueur (Contraintes en vert, Fraction de porosité en noir)				
Valeur du gradient en flexion pour une contrainte de 150 MPa en surface (MPa/mm)	30	33	43	60
Sollicitation en traction Plan épaisseur – longueur (Contraintes en vert, Fraction de porosité en noir)				
Rapport de chargement	-1	-1	-1	-1

Tableau 11 Schémas des configurations d'essais de la campagne en fatigue, pour chaque couple géométrie – sollicitation, le gradient de contrainte et la distribution spatiale de la fraction de porosité sont illustrés

Chapitre III : Caractérisation des effets des gradients de porosité et de chargement sur le comportement en FGNC de l'AlSi9Cu3 ; mécanismes d'endommagement associés

Chapitre III : Caractérisation des effets des gradients de porosité et de chargement sur le comportement en FGNC de l'AlSi9Cu3 ; mécanismes d'endommagement associés

III.1. Introduction

L'objectif de ce chapitre est de présenter les résultats des travaux expérimentaux relatifs à la caractérisation de la résistance en fatigue. Il s'agit plus précisément de synthétiser tous les résultats obtenus avec les différents chargements et géométries afin d'identifier l'effet du couplage entre gradient de contrainte et gradient de porosité. Une large part de ce chapitre sera dédiée à l'étude des mécanismes d'endommagement observés sur les faciès de rupture et à leur dépendance vis-à-vis du mode de sollicitation et de la géométrie d'éprouvette.

Les deux premières parties traitent du comportement en fatigue sous sollicitations de flexion et de traction à $R=-1$ avec différentes géométries. L'effet de la diminution de l'épaisseur par usinage des éprouvettes sur la durée de vie est présenté. L'accent est porté sur la tenue en fatigue à 2.10^6 cycles en dépouillant les résultats des essais suivant la méthode de l'escalier et la méthode par palier mis en place lors de la campagne d'essais. Une troisième partie est dédiée à la comparaison des comportements en fatigue selon les deux sollicitations.

La quatrième et dernière partie porte sur l'analyse, à partir de l'examen des faciès de rupture de chaque éprouvette rompue, des mécanismes d'endommagement en fatigue pour les différentes géométries d'éprouvettes. Ces mécanismes sont mis en lien avec les types de sollicitations appliquées et l'analyse de la population des défauts faite dans le chapitre précédent.

III.2. Etude du comportement en FGNC sous flexion à $R=-1$

III.2.1. Résistance en fatigue à 2.10^6 cycles en flexion par la méthode de l'escalier en contraintes nominales

La Figure 105 présente les limites de fatigue pour chaque géométrie, calculées grâce à la résolution de la méthode de l'escalier avec les contraintes nominales utilisées pendant les essais en utilisant les expressions de Dixon et Mood (Dixon and Mood, 1948). Les contraintes nominales sont les contraintes maximales au niveau de la surface des éprouvettes, au centre de celles-ci selon l'axe longitudinal (c'est-à-dire au niveau de la section la plus réduite). On voit clairement une chute de la résistance en fatigue de 10 mm à 5 mm. Les écarts types sont assez proches d'une géométrie à l'autre. Lors de l'analyse des faciès de rupture qui sera présentée par la suite, on a remarqué que la position des défauts critiques dans l'éprouvette ne se trouve pas systématiquement en surface au centre de l'éprouvette. Ainsi, la contrainte réellement subie par ces défauts doit être recalculée en fonction de leur hauteur dans l'éprouvette et de leur profondeur. On doit alors garder à l'esprit que les résultats suivants sont donnés à titre indicatif car les contraintes nominales ne sont pas les contraintes subies au niveau du défaut critique. La variation de la largeur de l'éprouvette selon l'axe longitudinal et la position du défaut dans l'épaisseur de l'éprouvette modifient la contrainte locale, ce qui fait varier le pas de l'escalier. Ainsi, le dépouillement qui repose sur ce pas n'est pas tout à fait juste.

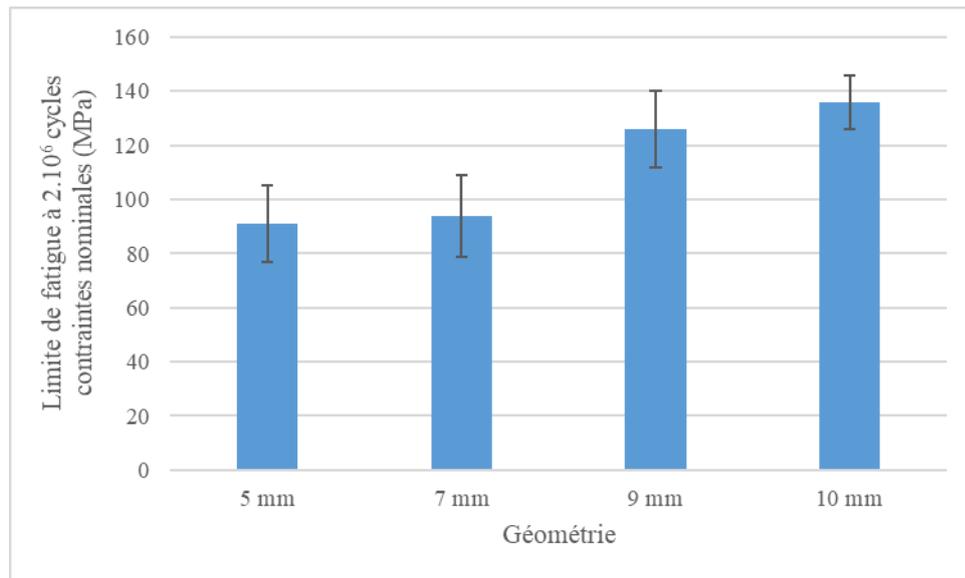


Figure 105 Limites de fatigue en flexion données par la résolution de la méthode de l'escalier à $2 \cdot 10^6$ cycles pour les différentes géométries en utilisant contraintes nominales

III.2.2. Prise en compte de l'effet de la position du défaut critique dans l'éprouvette sur la contrainte locale subie et sur la résistance en fatigue en flexion

III.2.2.1. Méthode de calcul de la contrainte locale en flexion selon la position du défaut critique dans l'éprouvette

Afin de prendre en compte l'effet de la position du défaut critique sur la contrainte locale subie, la position de chaque défaut dans la hauteur et la profondeur de l'éprouvette pour les essais de fatigue en flexion a été considérée. A partir de la géométrie de l'éprouvette test et du moment utilisé pendant l'essai, on peut calculer la contrainte corrigée à la position du défaut critique. On détaille par la suite la méthodologie utilisée pour corriger la contrainte.

Dans un premier temps, on mesure la distance entre le milieu de l'éprouvette et le défaut critique dans le plan longueur – largeur de l'éprouvette comme on peut le voir sur la Figure 106. Grace à cette mesure et au plan de l'éprouvette, on peut relier cette distance à la géométrie de la section dans le plan largeur – épaisseur au niveau du défaut critique et donc au moment quadratique de la section comprenant ce défaut critique.

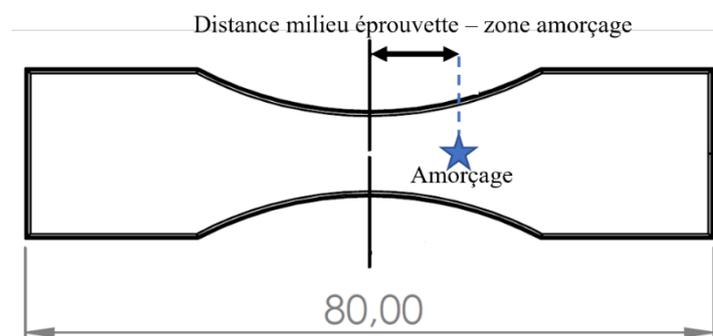


Figure 106 Schéma de la mesure de la distance entre les zones d'amorçage et le milieu de l'éprouvette dans la direction longitudinale, plan longueur – largeur

Dans le cas des essais de fatigue en flexion, il existe un gradient de contrainte entre la surface et le cœur de l'éprouvette avec la contrainte maximale en surface et une contrainte nulle sur la fibre neutre à cœur.

En mesurant la distance entre la surface et le défaut critique, on peut calculer, à l'aide de l'épaisseur de l'éprouvette, la distance entre le défaut et la fibre neutre. La Figure 107 illustre la méthode de mesure de la distance entre le défaut critique et la fibre neutre.

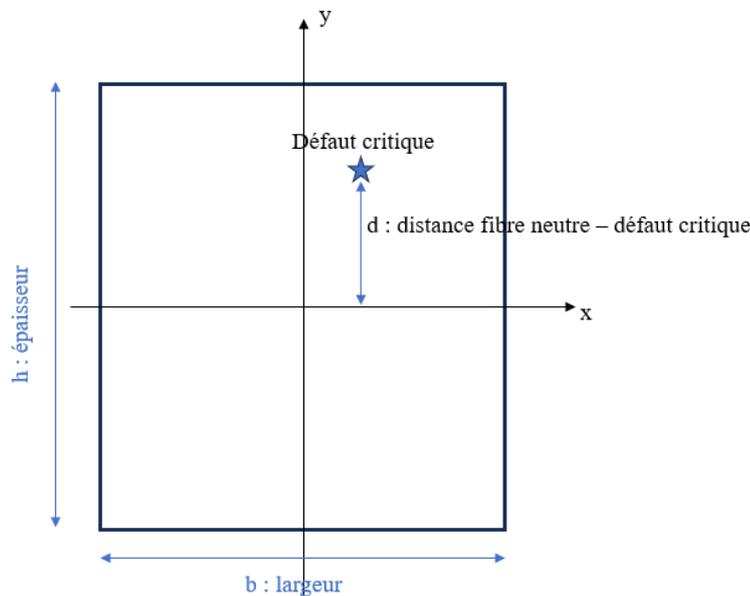


Figure 107 Schéma de la mesure de la distance entre le défaut critique et la fibre neutre de l'éprouvette dans le plan largeur – épaisseur

A partir des mesures effectuées, on peut alors calculer la contrainte corrigée grâce à la formule suivante (Eq. 8) :

$$\sigma_{amp,corrigée} = \frac{M}{I_{xx}} d \quad \text{Eq. 8}$$

où M est le moment utilisé pendant l'essai de fatigue, I_{xx} est le moment quadratique de la section contenant le défaut critique et d est la distance entre le défaut critique et la fibre neutre dans la section de l'éprouvette. Il est à noter que le moment quadratique a été calculé grâce au logiciel SolidWorks en se rapprochant au plus près de la géométrie réelle. On présente les courbes de Wöhler en contraintes nominales en annexe A.

III.2.2.2. Résistance en fatigue à 2.10^6 cycles en flexion par la méthode du palier en contraintes locales corrigées

Les résultats issus de la campagne d'essais sont une nouvelle fois analysés grâce à la méthode de Lanning. Cette méthode permet de prendre en compte les nouvelles contraintes corrigées ainsi que la correction de Nicholas sur le nombre de cycles qui est équivalent à 2.10^6 cycles. La Figure 108 et le Tableau 12 présentent les résultats obtenus. On observe la décroissance de la résistance en fatigue avec la décroissance de l'épaisseur des éprouvettes. L'écart type relatif semble croître avec la diminution de l'épaisseur des éprouvettes. Il est compris entre 6 et 13%. Ce phénomène est attribué au changement de nature des défauts avec la diminution de l'épaisseur des éprouvettes et sera discuté dans la partie traitant des mécanismes.

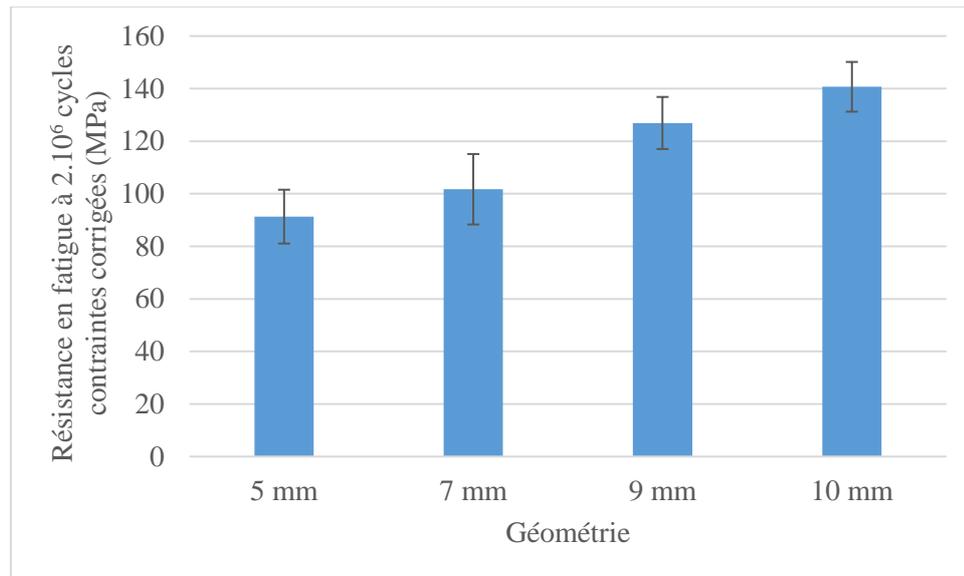


Figure 108 Résistance en fatigue en flexion à 2.10^6 cycles en contraintes corrigées par la méthode du palier

Epaisseur	5 mm	7 mm	9 mm	10 mm
Résistance en fatigue à 2.10^6 cycles (Contraintes corrigées en MPa)	91	102	127	141
Ecart type (MPa)	10	13	10	9
Ecart type / Résistance (%)	11	13	8	6

Tableau 12 Résistance en fatigue en flexion et écarts types à 2.10^6 cycles en flexion par la méthode du palier

III.2.2.3. Courbes de Wöhler en flexion à $R=-1$ en contraintes locales corrigées

Les différentes géométries sont testées en fatigue à grand nombre de cycles en flexion avec un rapport de charge $R=-1$ suivant la méthode de l'escalier avec reprises. L'ensemble des résultats est présenté sous la forme de courbes de Wöhler (Figure 109) avec un ajustement de la loi de Basquin à 50% de probabilité de rupture en prenant en compte les éprouvettes rompues et rompues avec reprises par la méthode des moindres carrés. On rappelle que la censure est placée à 2.10^6 cycles. Le niveau de contrainte est calculé en prenant en compte le gradient longitudinal induit par la variation de section et le gradient transversal du fait du mode de sollicitation dans le cas de la flexion plane. Le Tableau 13 présente les paramètres ajustés du modèle de Basquin ainsi que le calcul de la résistance en fatigue à 2.10^6 cycles avec ces paramètres.

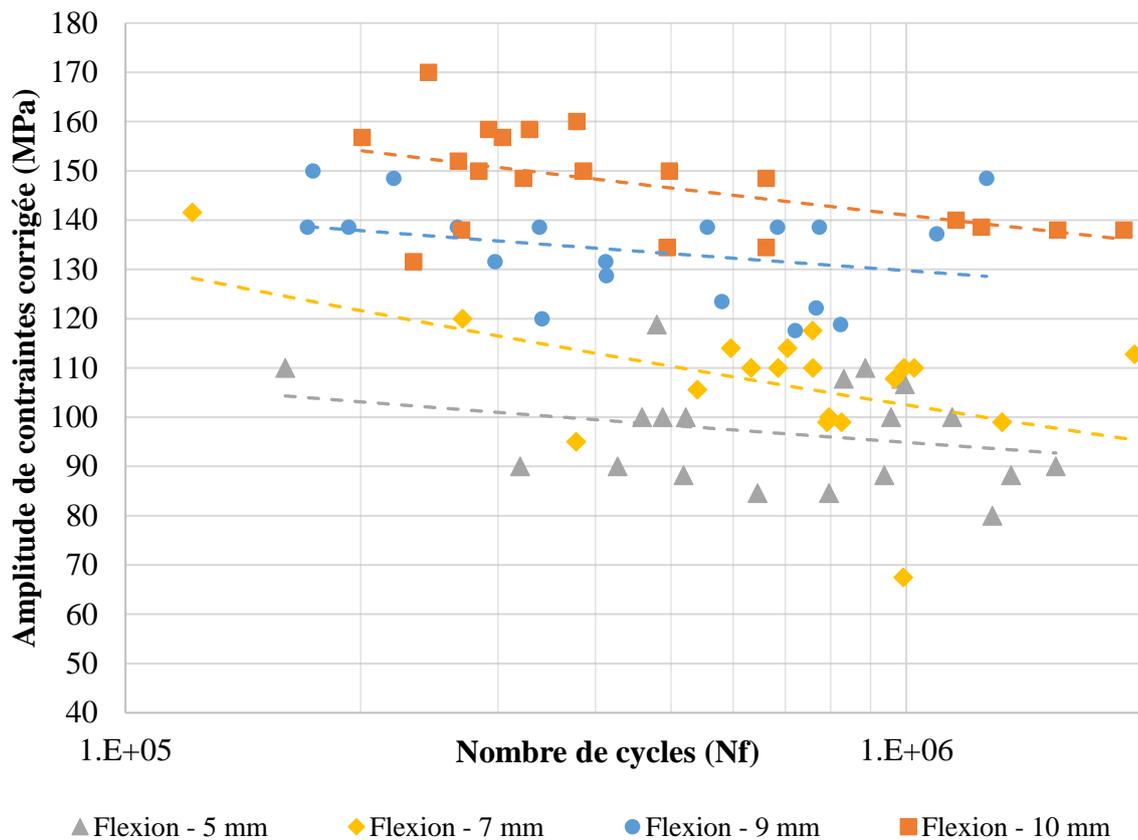


Figure 109 Courbes de Wöhler en flexion à R=-1 pour toutes les géométries

L'équation du modèle de Basquin est telle que (Eq. 9) :

$$N = C \sigma_{amp}^{-m} \tag{Eq. 9}$$

où N est le nombre de cycles à rupture, σ_{amp} est l'amplitude de contrainte, C et m les paramètres du modèle.

Epaisseur	C	m	R ²	σ_{amp} à 2.10 ⁶ cycles (MPa)
10 mm	1,23.10 ⁴⁵	18,1	0,28	136
9 mm	3,45.10 ⁶¹	26,3	0,10	126
7 mm	5,76.10 ²⁴	9,34	0,28	94
5 mm	8,97.10 ⁴³	19,2	0,07	91

Tableau 13 Paramètres ajustés du modèle de Basquin pour les essais en flexion

Les comportements en flexion des quatre géométries sont différents. Les résultats d'essais indiquent une nette diminution de la résistance en fatigue avec l'augmentation de l'épaisseur usinée (c'est-à-dire avec la diminution de l'épaisseur de l'éprouvette). Entre les géométries de 10 mm et 5 mm, on observe une chute d'environ 45 MPa.

Cette chute de résistance en fatigue s'explique par la présence du gradient de porosité entre la surface et le cœur des éprouvettes. La zone soumise à la plus grande contrainte sur les éprouvettes de 10 mm est la peau brute de fonderie qui ne présente que peu de pores et de petites tailles. A contrario, sur les éprouvettes

de 5 mm, la zone la plus contrainte est la zone où la densité de porosité est la plus élevée. Celle-ci, initialement au cœur des éprouvettes brutes, contient les plus gros pores et réseaux de porosité. Ainsi, plus on diminue l'épaisseur des éprouvettes par usinage, plus on met à nu des porosités de grande taille auparavant plus en profondeur dans la matière. Ainsi, plus on réduit l'épaisseur, plus on réduit la résistance en fatigue.

III.3. Etude du comportement en FGNC sous traction à R=-1

III.3.1. Résistance en fatigue à 2.10^6 cycles en traction par la méthode de l'escalier en contraintes nominales

La Figure 110 présente les limites de fatigue pour chaque géométrie, calculées grâce à la résolution de la méthode de l'escalier avec les contraintes nominales utilisées pendant les essais. Les contraintes nominales sont les contraintes maximales au centre de celles-ci selon l'axe longitudinal (c'est-à-dire au niveau de la section la plus réduite). On voit qu'il n'y a que peu de variation entre les différentes géométries. Cependant et comme mentionné précédemment, la contrainte varie dans la longueur de l'éprouvette ce qui entraîne un écart par rapport à la contrainte nominale de l'escalier. Cet écart est pris en compte sur les courbes de Wöhler via le dépouillement en contraintes locales présentées par la suite mais ne l'est pas lors du dépouillement de la méthode de l'escalier (en contraintes nominales maximales sur l'éprouvette). Ainsi, le dépouillement de la méthode de l'escalier en traction ne représente pas fidèlement les résultats.

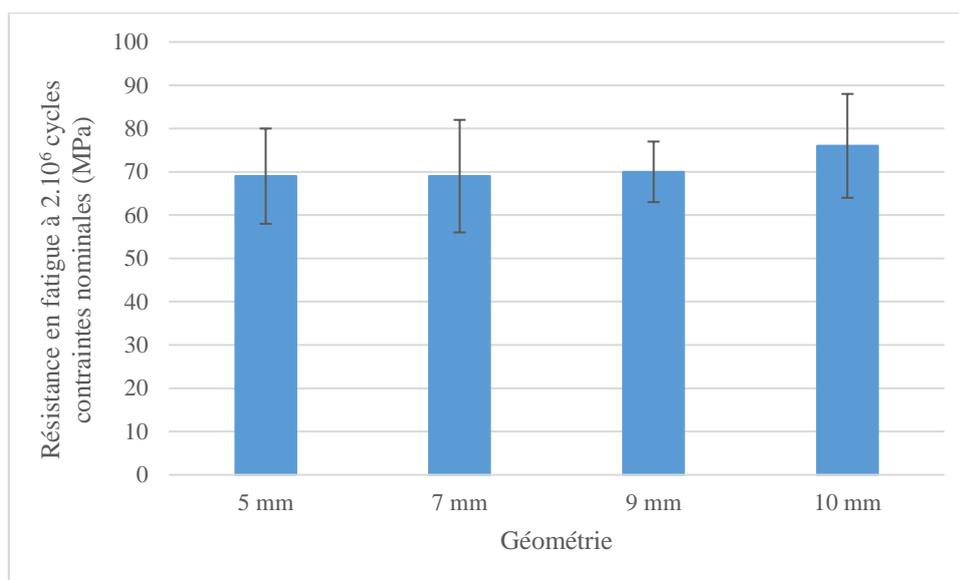


Figure 110 Limites de fatigue en traction données par la résolution de la méthode de l'escalier à 2.10^6 cycles pour les différentes géométries

III.3.2. Prise en compte de l'effet de la position du défaut critique dans l'éprouvette sur la contrainte locale subie et sur la résistance en fatigue en traction

III.3.2.1. Méthode de calcul de la contrainte locale en traction selon la position du défaut critique dans l'éprouvette

La prise en compte de l'effet de la position du défaut dans l'éprouvette sur la contrainte locale subie en traction repose en grande partie sur la même méthodologie que celle en flexion. Dans le cas de la traction, la contrainte est constante dans la section de l'éprouvette (plan largeur – épaisseur) mais change en fonction de l'aire de la section et donc en fonction de la position du défaut dans la longueur de l'éprouvette. Ainsi, en mesurant la distance entre le défaut et le milieu de l'éprouvette comme présenté sur la Figure 106 et en s'appuyant sur le plan des éprouvettes, on peut calculer la nouvelle valeur de l'aire de la section

contenant le défaut critique dans le plan normal à la contrainte, c'est-à-dire dans le plan largeur – épaisseur. On peut alors calculer la contrainte corrigée grâce à la formule suivante (Eq. 10) :

$$\sigma_{amp,corrigée} = \frac{F}{S}$$

Eq. 10

où F est la force utilisée pendant l'essai de fatigue et S est la nouvelle section contenant le défaut critique. On présente les courbes de Wöhler nominales en annexe A.

III.3.2.2. Résistance en fatigue à 2.10⁶ cycles en traction par la méthode du palier en contraintes locales corrigées

Les résultats issus de la campagne d'essais sont une nouvelle fois analysés grâce à la méthode de Lanning. Cette méthode permet de prendre en compte les nouvelles contraintes corrigées ainsi que la correction de Nicholas sur le nombre de cycles qui est équivalent à 2.10⁶ cycles. La Figure 111 et le Tableau 14 présentent les résultats obtenus. On observe une quasi-indépendance de la résistance en fatigue avec la modification de l'épaisseur des éprouvettes. L'écart type relatif semble croître avec l'augmentation de l'épaisseur des éprouvettes. Il est compris entre 11 et 20%. Ce phénomène est attribué au volume contraint plus important avec l'augmentation de l'épaisseur des éprouvettes et sera discuté par la suite.

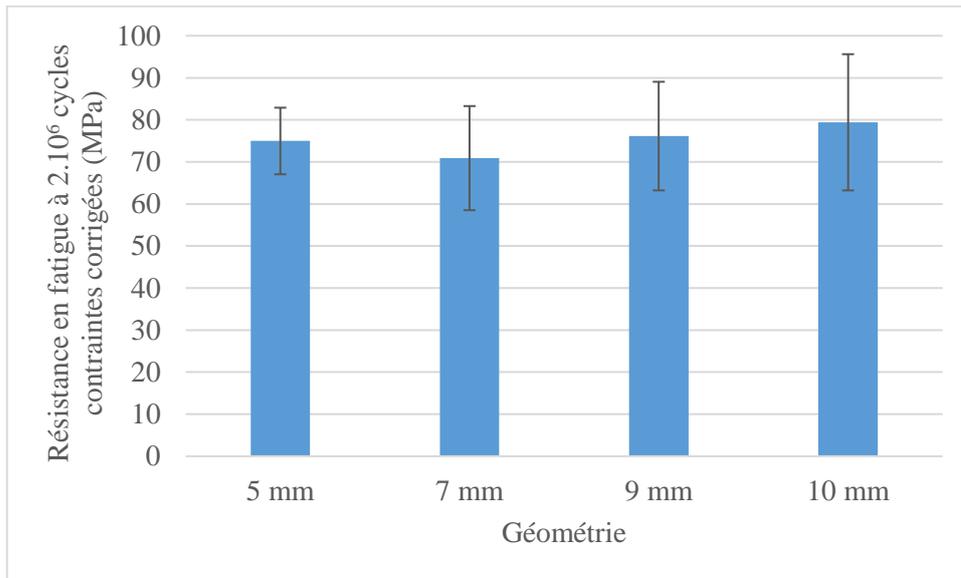


Figure 111 Résistance en fatigue en traction à 2.10⁶ cycles en contraintes corrigées par la méthode du palier

Epaisseur	5 mm	7 mm	9 mm	10 mm
Résistance en fatigue à 2.10 ⁶ cycles (Contraintes corrigées en MPa)	75	71	76	79
Ecart type (MPa)	8	12	13	16
Ecart type / Résistance (%)	11	17	17	20

Tableau 14 Résistance en fatigue en traction et écart type à 2.10⁶ cycles en flexion par la méthode du palier

III.3.2.3. Courbes de Wöhler en traction à R=-1 en contraintes locales corrigées

Les différentes géométries sont testées en fatigue à grand nombre de cycles en traction uniaxiale avec un rapport de charge R=-1 suivant la méthode de l'escalier avec reprises. L'ensemble des résultats est présenté

sous la forme de courbes de Wöhler en Figure 112 avec un ajustement de la loi de Basquin à 50% de probabilité de rupture en prenant en compte les éprouvettes rompues et rompues avec reprise par la méthode des moindres carrés. On rappelle que la censure est placée à 2.10^6 cycles. Les contraintes affichées ne sont pas nominales mais recalculées en fonction de la position du site d'amorçage dans l'éprouvette. Le Tableau 15 présente les paramètres ajustés du modèle de Basquin ainsi que le calcul de la résistance en fatigue à 2.10^6 cycles avec ces paramètres.

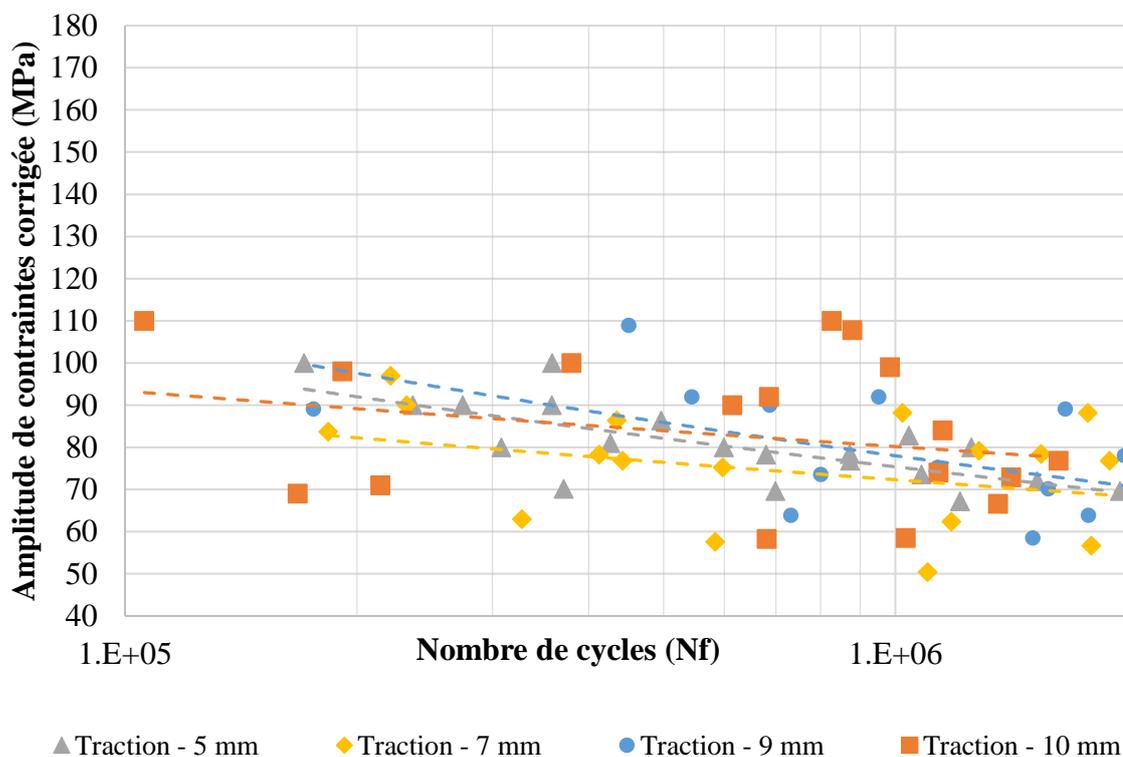


Figure 112 Courbes de Wöhler en traction à R=-1 pour toutes les géométries

Epaisseur	C	m	R ²	σ_{amp} à 2.10^6 cycles (MPa)
10 mm	$6,77.10^{34}$	15,2	0,27	76
9 mm	$4,13.10^{19}$	7,19	0,54	71
7 mm	$1,80.10^{29}$	12,5	0,07	69
5 mm	$1,35.10^{21}$	8,06	0,13	69

Tableau 15 Paramètres ajustés du modèle de Basquin pour les essais en traction

Les nuages de points des 4 géométries (5 mm, 7 mm, 9 mm et 10 mm) sont superposés. On observe une plus grande dispersion des points pour la géométrie de 10 mm, de l'ordre de 40 MPa, même si toutes les géométries ont une dispersion assez élevée. On conclut alors qu'il n'y a que peu d'effet de l'usinage des éprouvettes sur le comportement en fatigue, en gardant néanmoins à l'esprit que la dispersion importante observée peut rendre difficile l'analyse.

III.4. Comparaison des comportements en FGNC sous chargements de flexion et traction à R=-1

La Figure 113, la Figure 114 et la Figure 115 présentent la comparaison des comportements en fatigue à grand nombre de cycles de toutes les configurations testées. On retrouve donc les observations qui avaient été faites dans les parties précédentes. On remarque également que, en moyenne, les résistances en fatigue pour les éprouvettes en traction sont moins élevées que la plus faible des résistances des éprouvettes en flexion. La différence observée doit provenir de la différence de gradient de contrainte entre la flexion et la traction et donc du volume fortement sollicité. Du fait du gradient, les défauts activés ne sont pas exactement les mêmes. En flexion, la criticité des défauts est liée à leur taille et à leur distance vis-à-vis de la surface libre (et donc liée au gradient de contrainte). En traction, la taille est l'unique paramètre pouvant affecter la résistance (sans oublier la position du site d'amorçage, en surface ou interne).

Plus précisément, les éprouvettes de 5 mm en traction et flexion sont les configurations dont les comportements en fatigue sont les plus proches. Elles présentent des populations de défauts similaires avec les plus larges défauts de type réseaux présents au niveau de la surface libre usinée. Au niveau le plus contraint, on s'attendrait donc à avoir la même résistance en fatigue pour les deux configurations. Pourtant, on constate une différence de l'ordre de 20 MPa. Ces résultats sont analysés plus en détails dans le chapitre IV.

La comparaison entre la Figure 113 et la Figure 114 montre que les méthodes d'obtention de la résistance en fatigue à 2.10^6 cycles, modèle de Basquin et modèle de Lanning, conduisent à des constatations équivalentes.

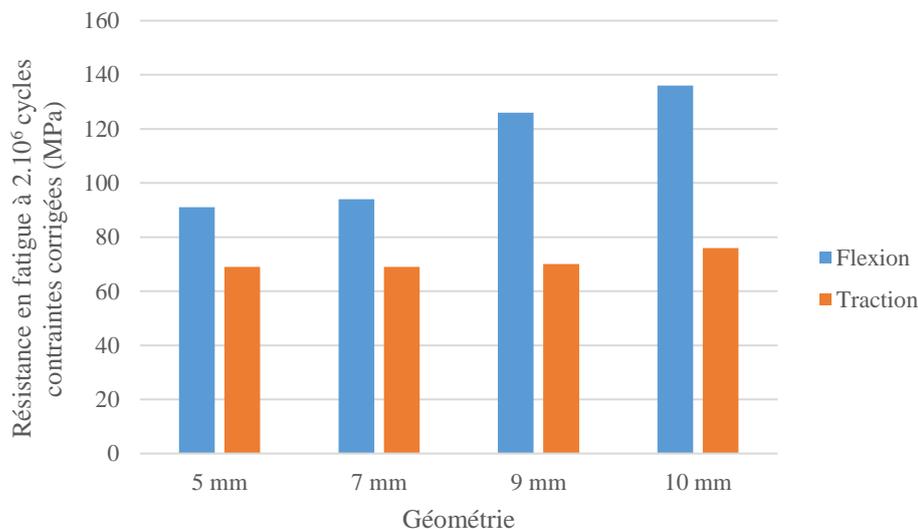


Figure 113 Comparaison des résistances en fatigue à 2.10^6 cycles données par les modèles de Basquin pour les deux sollicitations

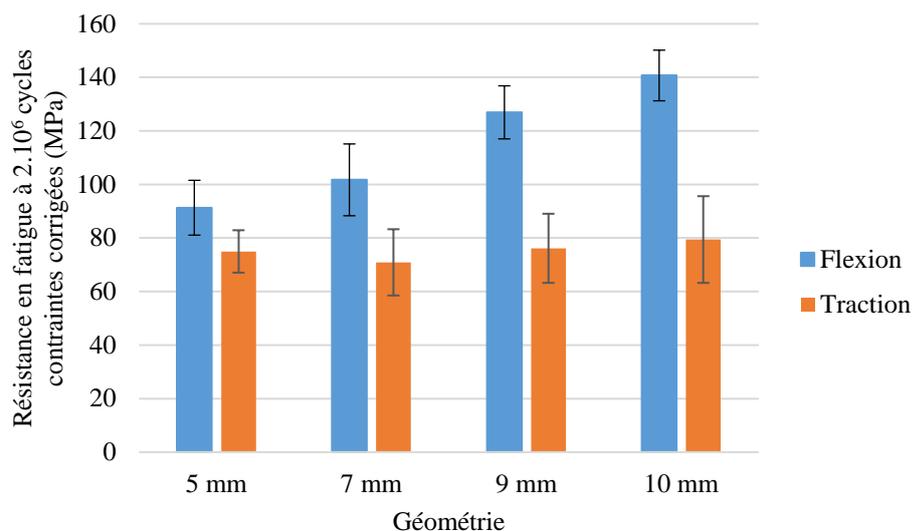


Figure 114 Comparaison des résistances en fatigue à 2.10⁶ cycles données par la méthode du palier pour les deux sollicitations

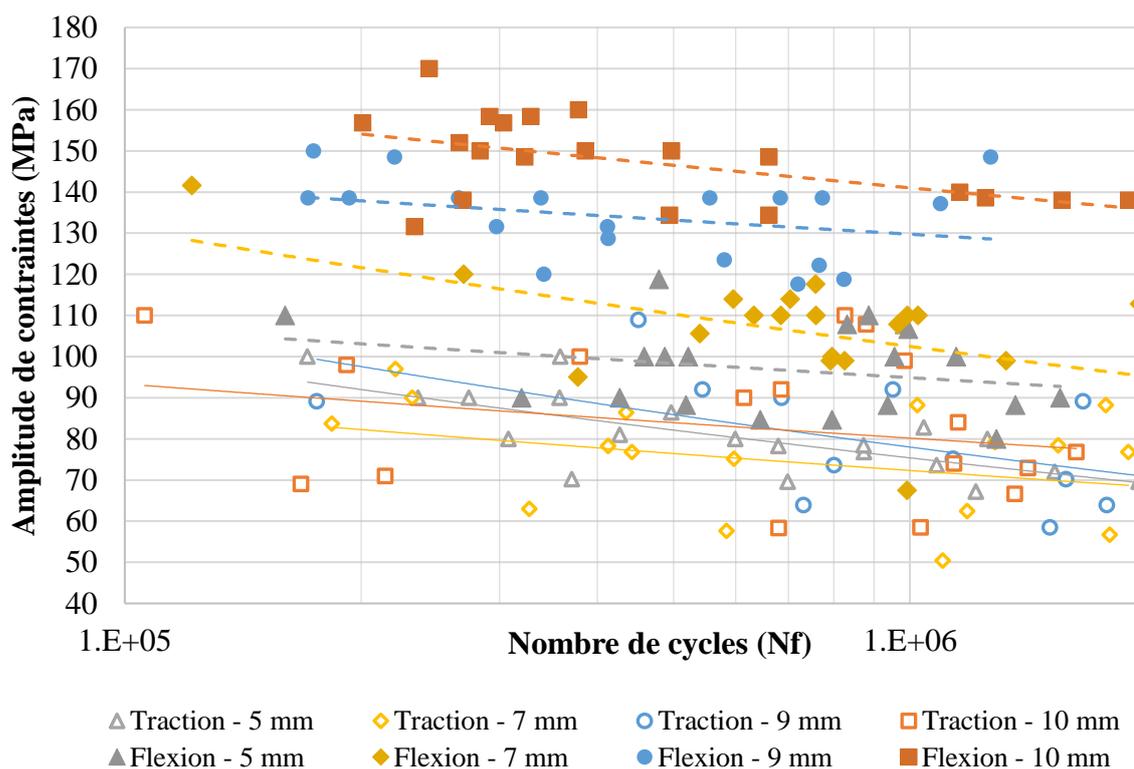


Figure 115 Comparaison des comportements en fatigue pour toutes les configurations d'essais

III.5. Mécanismes d'endommagement en FGNC

III.5.1. Présentation des défauts critiques et de leurs caractéristiques

III.5.1.1. Types de défaut à l'origine des fissures de fatigue

L'étude des faciès de rupture au microscope électronique à balayage révèle l'existence de différents types de défauts responsables de l'amorçage des fissures lors des essais de fatigue à grand nombre de cycles.

Les différents types de défauts et leurs caractéristiques sont listés dans la partie suivante avec des exemples qui montrent comment ils sont mesurés. Les contours identifiés pour la mesure sont représentés par des tirets bleus sur les faciès.

- Défauts de surface :

Les défauts de surface (Figure 116) sont des défauts macroscopiques sur la surface brute des éprouvettes. Leur présence doit être liée à un problème de coulée ou un choc lors des manipulations de l'éprouvette. Ces défauts sont très minoritaires parmi les défauts critiques recensés.

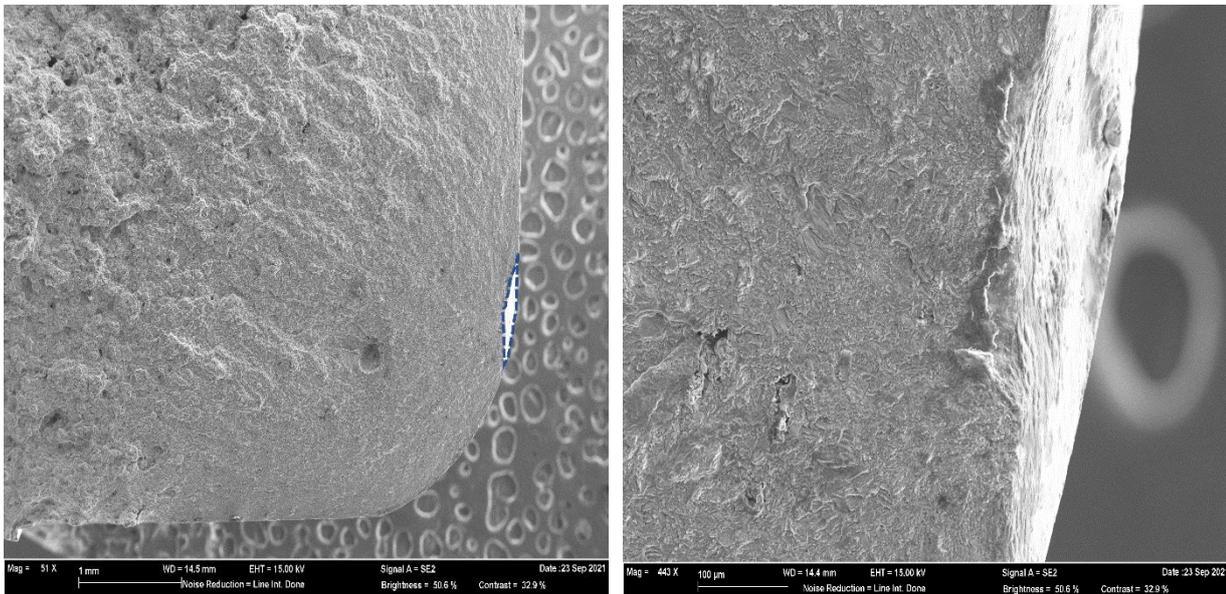


Figure 116 Défauts du type défaut de surface à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue

- Inclusions :

Les inclusions correspondent à des zones où l'on retrouve des hétérogénéités telles que des intermétalliques ou des corps avec des caractéristiques différentes du matériau étudié comme présenté en Figure 117. Les inclusions sont très minoritaires parmi les défauts critiques.

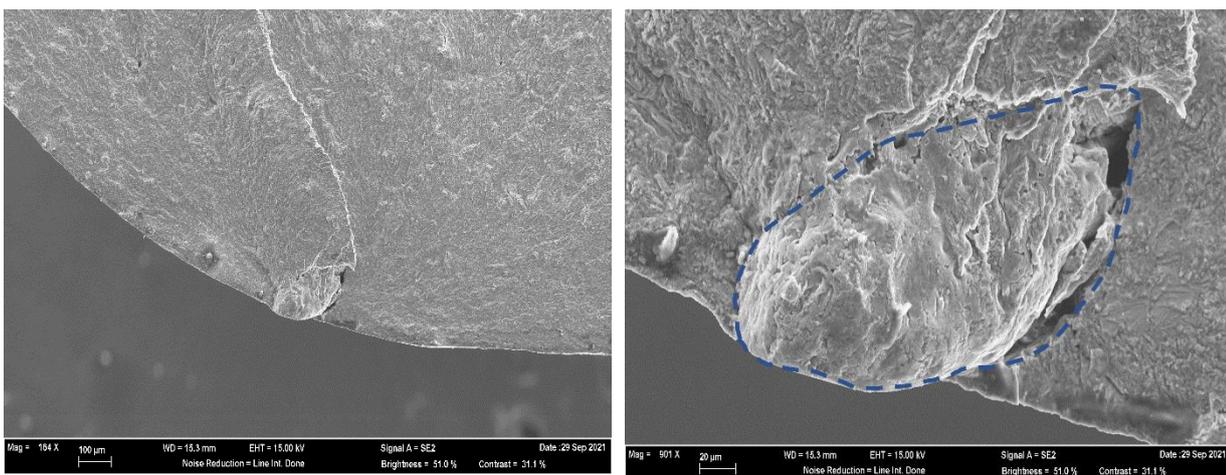


Figure 117 Défauts du type inclusion à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue

- Pore gazeux :

Les pores gazeux (Figure 118) sont des bulles de gaz formées lors de la solidification de l'alliage. Ils représentent une bonne proportion des pores critiques. Autour de certains sites d'amorçage, on retrouve des formes géométriques qui laissent penser à des grains de silicium présents dans la phase eutectique ou des grains de la phase alpha, indiquées par une flèche orange sur la Figure 118. Ces marqueurs peuvent être ceux d'une propagation en pseudo stade I ou des facettes de clivage ou pseudo clivage comme observés dans la thèse de Junet (Junet, 2021). On retrouve ces marqueurs uniquement sur quelques faciès mais toujours autour des pores gazeux seuls. Les pores gazeux sont des défauts quasi-sphériques.

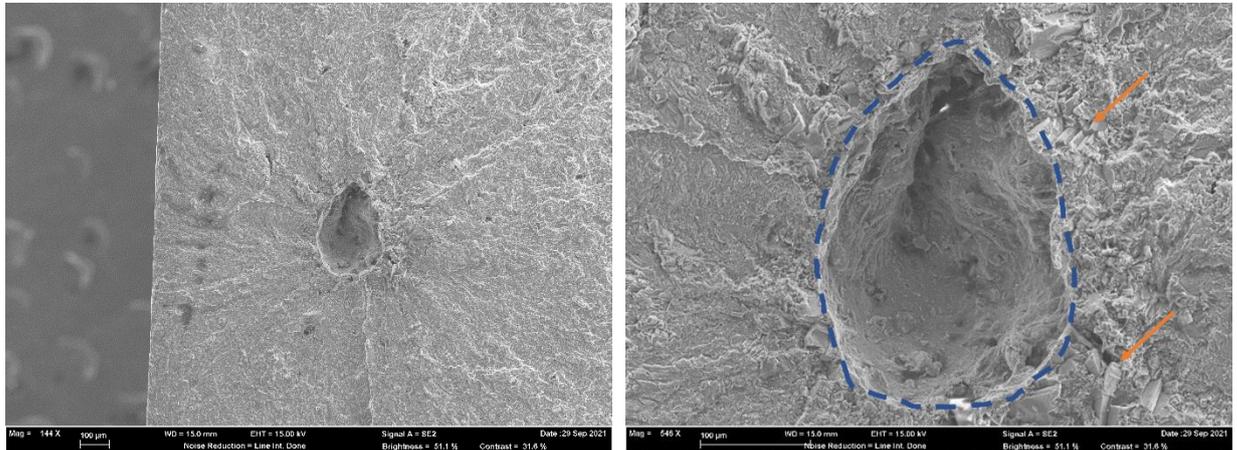


Figure 118 Défauts du type pore gazeux à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue, flèches orange = facettes

- Réseaux de porosités :

Les défauts qu'on appelle réseaux de porosité (Figure 119) sont des zones 3D caractérisées par un fort taux de porosité. Leur aspect ressemble à des éponges d'où une autre dénomination possible : zone spongieuse. Les contours de ces zones sont délimités par un gradient de porosité très élevé ce qui permet de facilement les mesurer comme on peut le voir sur la Figure 119. Ce sont les défauts critiques les plus représentés. Leur tortuosité n'est pas constante d'un réseau à l'autre. Aucune trace dans le réseau ne laisse à penser qu'une porosité plus petite est responsable de l'amorçage. Le comportement macroscopique de propagation autour des réseaux de porosité laisse à penser qu'il se comportent comme un défaut singulier. C'est pourquoi on considère l'ensemble du réseau comme le défaut qui a permis l'amorçage et la propagation de la fissure responsable de la ruine de l'éprouvette. Une analyse d'image sur les faciès de rupture observés au MEB a montré que le taux de porosité au sein de ces réseaux est de l'ordre de 15%. Certains faciès de rupture comportant un réseau montrent que la fissure propage à partir de différentes zones du réseau formant ainsi ce qu'on pourrait décrire comme des marches sur le faciès. Cette caractéristique est particulière aux réseaux. La méthode de mesure de ces défauts reste de manière générale conservative.

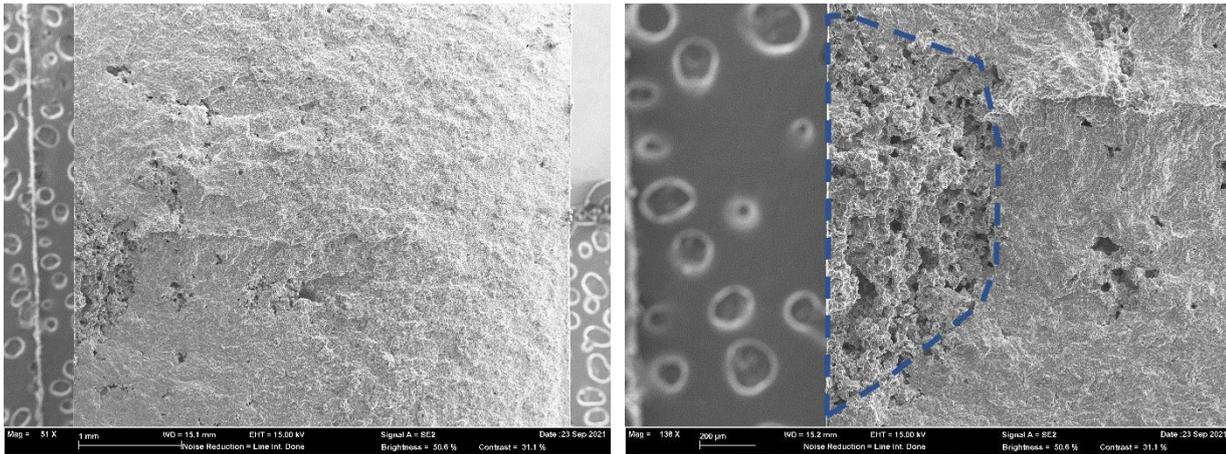


Figure 119 Défauts du type réseau de porosité à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue

- Réseaux de porosités + pore gazeux :

Ces défauts (Figure 120) sont la combinaison d'un réseau de porosité accompagné d'un unique pore gazeux de grande taille. Ils forment le deuxième type de défauts le plus représenté. Comme pour les défauts de type réseau, la tortuosité est variable. Sur la Figure 120, on observe un défaut dont le forme est allongée. Le pore gazeux est situé à son extrémité mais il peut aussi se trouver au cœur du réseau. Comme pour les réseaux, la méthode de mesure reste conservatrice.

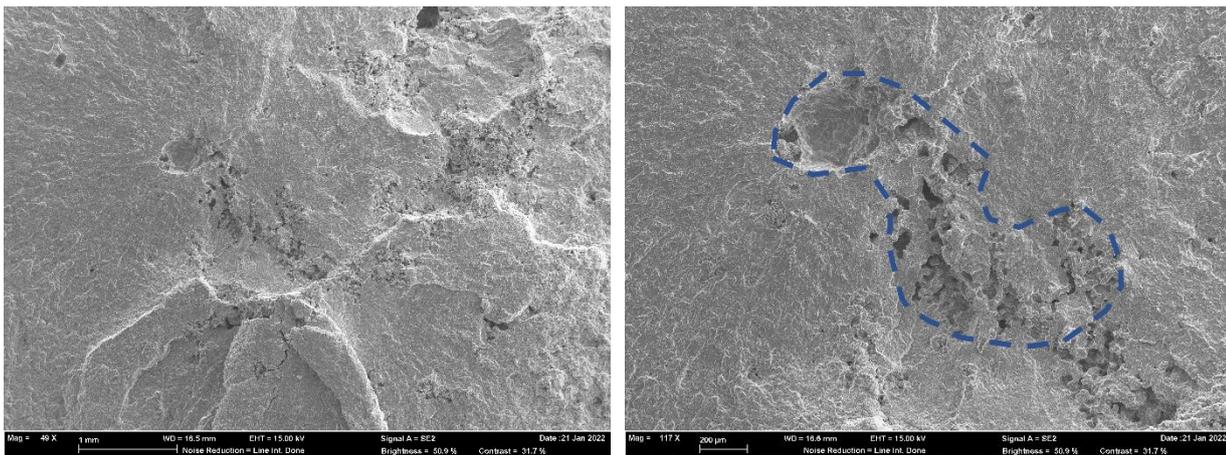


Figure 120 Défauts du type réseaux + pore gazeux à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue

- Retassures :

Ce type de défaut (Figure 121) est dû au retrait de l'alliage lors de la solidification. En effet, l'alliage solide a une densité plus élevée que l'alliage liquide d'où une diminution de volume lors de la phase de solidification. Ces défauts sont peu représentés parmi les défauts critiques. Ils ont généralement une forme plutôt allongée sur les faciès de rupture.

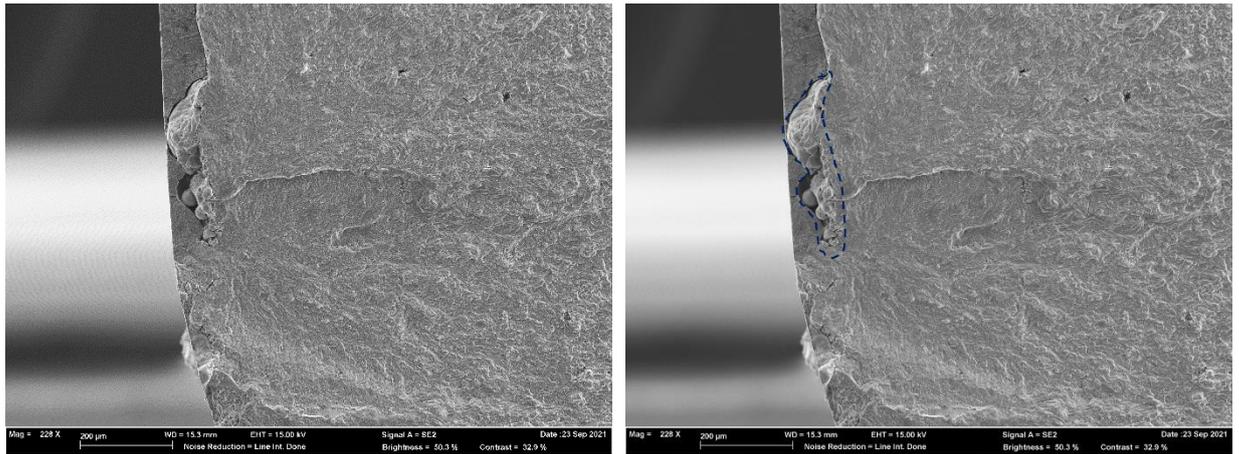


Figure 121 Défauts du type retassure à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue

III.5.1.2. Fréquence d'apparition et taille des défauts critiques

La Figure 122 présente la répartition par type des défauts critiques en pourcentage. Comme mentionné précédemment, les trois défauts les plus représentés sont par ordre décroissant : les réseaux (37%), les réseaux + pores gazeux (34%) et les pores gazeux (19%). Ils représentent à eux trois près de 90% des défauts critiques recensés.

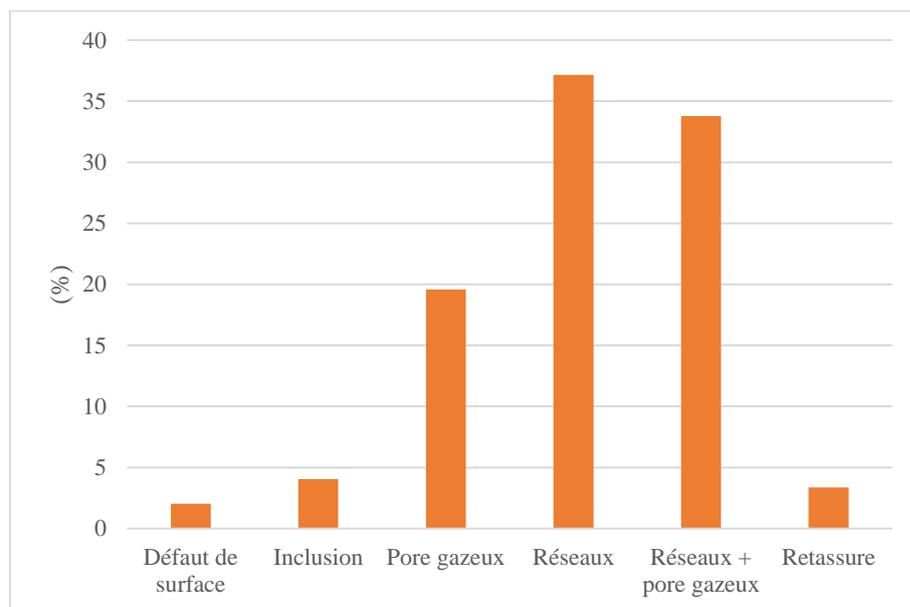


Figure 122 Répartition des défauts critiques par type de défaut pour l'ensemble des 151 essais

La Figure 123 présente la taille moyenne des défauts critiques classée par type de défauts. La taille d'un défaut est mesurée grâce au paramètre de Murakami : \sqrt{a} . La méthode de mesure a été présentée dans la partie précédente lors de la présentation des types de défauts critiques rencontrés sur les faciès. On voit nettement que les défauts contenant des réseaux sont bien plus gros que les autres types de défaut. Ils peuvent atteindre des tailles dépassant le millimètre ce qui représente des tailles importantes en comparaison avec les dimensions des éprouvettes d'essai qui ont, pour rappel, des épaisseurs comprises entre 5 et 10 mm. On observe une large différence entre le nombre d'amorçages sur des défauts de type pore gazeux et le nombre d'amorçages sur des inclusions et retassures. Cependant, leurs tailles moyennes

sont assez proches, autour de 200 µm. Cela pourrait témoigner d'une criticité plus grande pour les pores gazeux comparés aux deux autres types de défaut mais aucune donnée sur la proportion de pores gazeux par rapport aux autres défauts dans les éprouvettes entières n'a été établie.

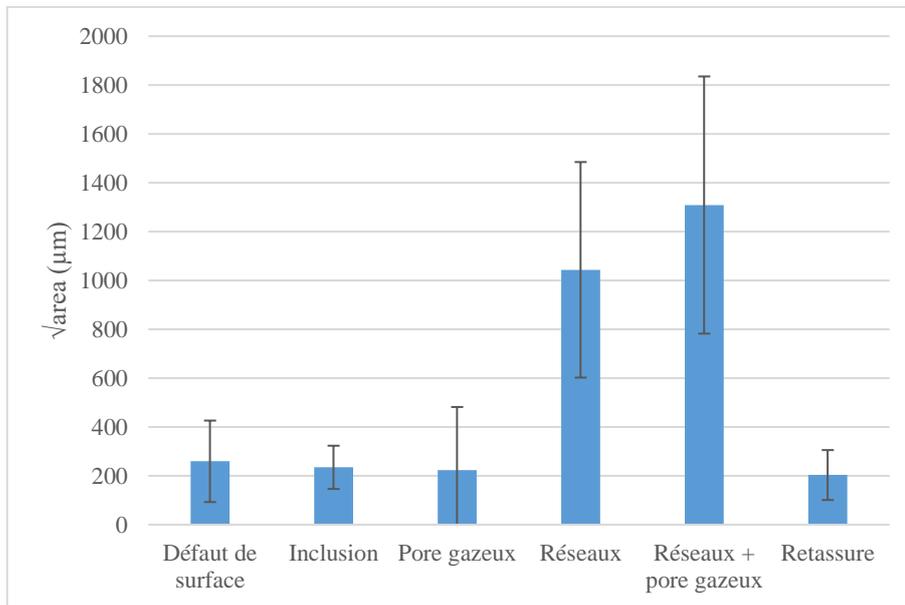


Figure 123 Taille moyenne et écarts types des défauts critiques par type de défaut pour l'ensemble des essais

Le Tableau 16 récapitule les données présentées relatives aux caractéristiques de défauts critiques.

Type de défaut	Nombre	Pourcentage	Taille moyenne	Ecart type	Minimum	Maximum
Unité	-	%	µm	µm	µm	µm
Défaut de surface	3	2	259	167	108	438
Inclusion	6	4	235	88	128	364
Pore gazeux	29	20	224	258	65	1469
Réseaux	55	37	1044	441	388	2632
Réseaux + pore gazeux	50	34	1309	527	327	2280
Retassure	5	3	203	102	117	366
Total	148	100	900	612	65	2632

Tableau 16 Caractéristiques des défauts critiques par type de défaut

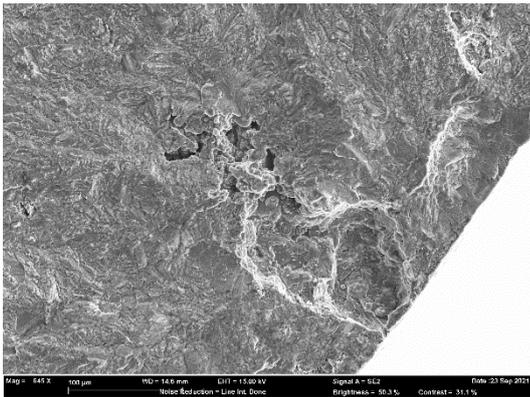
III.5.2. Etude des mécanismes d'amorçage pour chaque configuration d'essai

III.5.2.1. Flexion à R=-1

- Eprouvettes d'épaisseur 10 mm

Les observations des faciès de rupture sur les éprouvettes de 10 mm testées en flexion à R=-1 montrent que le mécanisme d'amorçage principal opère à partir de porosités gazeuses ou de retassures comme on peut le voir sur la Figure 124. L'ensemble des défauts critiques est soit en surface soit en interne mais proche de la surface. Ils sont catégorisés comme internes selon la méthode utilisée et détaillée dans la partie méthode.

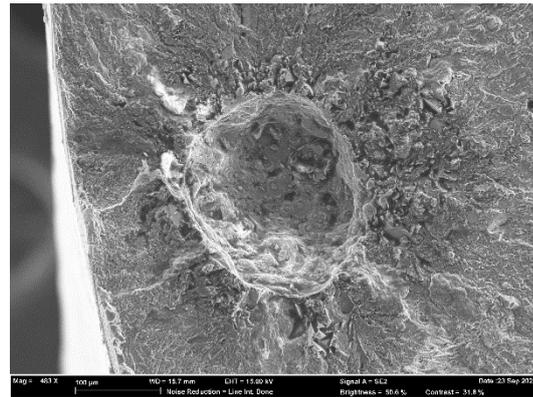
(a) : Pore gazeux en surface de congé usiné



F-10-2

$\sigma_{amp} = 138 \text{ MPa}$
 $N = 156 \text{ 000 cycles}$

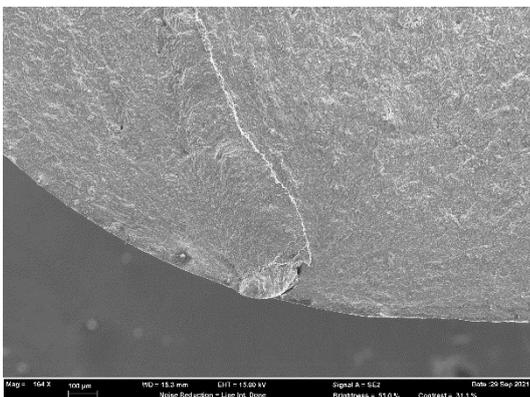
(b) : Pore gazeux en sous-couche d'un congé



F-10-3

$\sigma_{amp} = 134 \text{ MPa}$
 $N = 494 \text{ 000 cycles}$

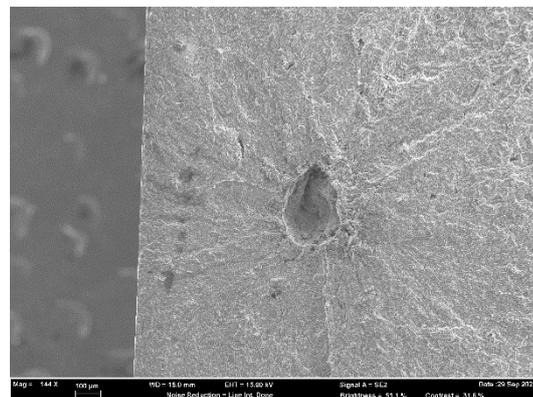
(c) : Inclusion en surface



F-10-8

$\sigma_{amp} = 138 \text{ MPa}$
 $N = 269 \text{ 000 cycles}$

(d) : Pore gazeux interne



F-10-9

$\sigma_{amp} = 150 \text{ MPa}$
 $N = 292 \text{ 000 cycles}$

Figure 125 Faciès de rupture d'éprouvettes de 10 mm testées en flexion à R=-1

- Eprouvettes d'épaisseur 9 mm

Les faciès de rupture sur les éprouvettes de 9 mm testées en flexion à R=-1 montrent des amorçages systématiquement en surface. La majorité des défauts critiques sont du type pore gazeux avec un nombre important d'inclusions (Figure 126). Cette configuration se distingue des autres par son nombre important d'amorçage sur des inclusions. On peut voir un exemple d'inclusion sur le cliché (b) de la Figure 127. Cette sur-représentation des inclusions n'est pas expliquée. Deux hypothèses peuvent être formulées : la ségrégation eutectique (Figure 128) observée par Lattanzi (Lattanzi et al., 2017) peut aussi avoir lieu sur les intermétalliques ou la vitesse de refroidissement très rapide en extrême surface empêche la croissance d'intermétalliques sur le premier millimètre et la repousse en sous-couche. Aucune caractérisation chimique de ces défauts n'a pu être réalisée.

Les défauts critiques sont situés au niveau de la surface aussi bien dans les angles que sur la surface plane. Les clichés présentés sur la Figure 127 montrent un pore gazeux en (a), une inclusion en (b), une retassure en (c) et un réseau en (d). L'usinage de la face brute sur 1 mm a supprimé les amorçages sur des défauts

de surface mais permis l'apparition d'amorçage sur réseaux. De plus, on ne constate plus aucun amorçage interne.

Comme dans le cas des éprouvettes de 10 mm, l'amorçage sur les éprouvettes de 9 mm a lieu dans les zones les plus chargées mécaniquement : la surface. L'usinage de 1 mm d'une surface plane commence à faire apparaître des défauts qui étaient plus en profondeur comme des réseaux. On ne constate aucun amorçage sur la face brute des éprouvettes même au niveau des congés retouchés.

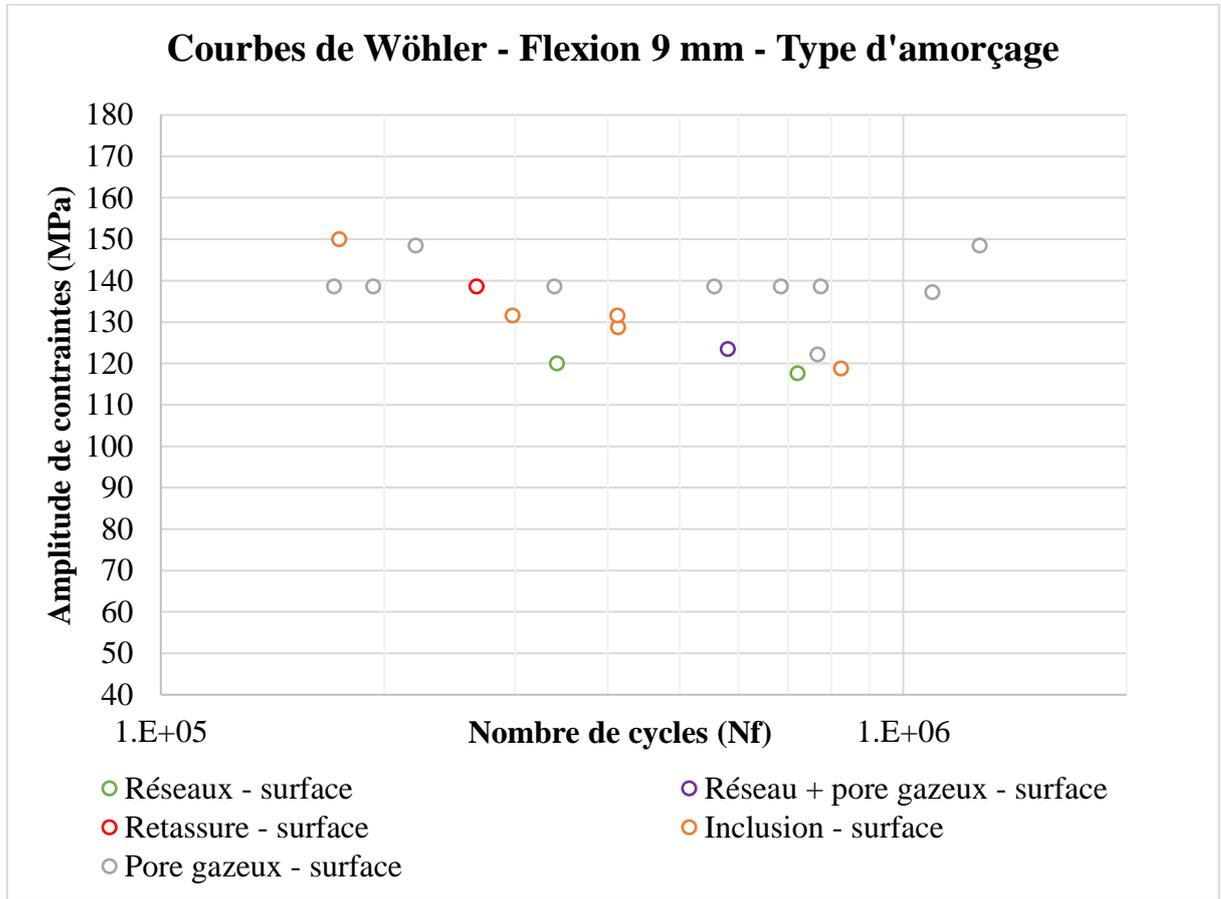
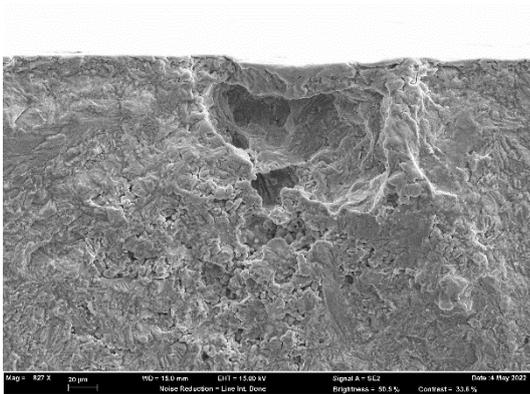


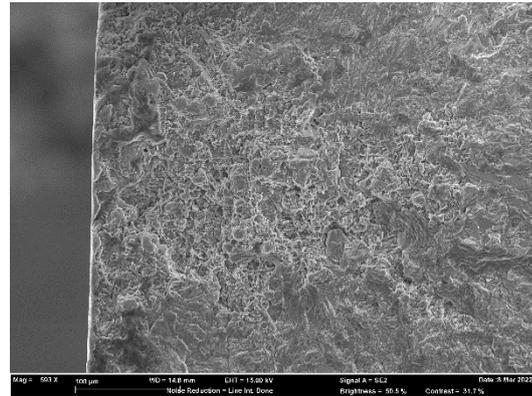
Figure 126 Courbes de Wöhler des éprouvettes de 9 mm en flexion à R=-1 discriminées par type d'amorçage

(a) : Pore gazeux en surface



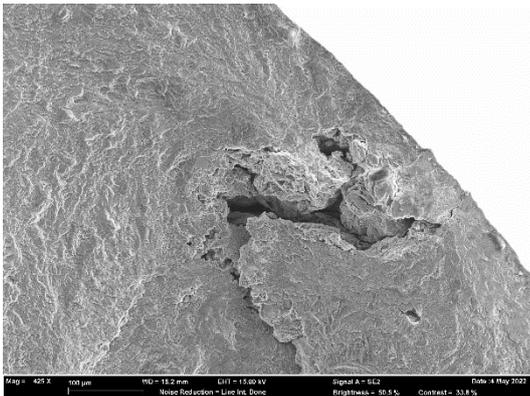
F-9-20
 $\sigma_{amp} = 139 \text{ MPa}$
 $N = 774 \text{ 000 cycles}$

(b) : zone d'inclusion ou de ségrégation en sous-couche



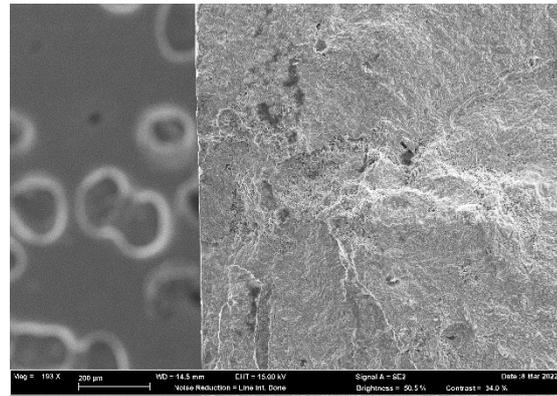
F-9-03
 $\sigma_{amp} = 132 \text{ MPa}$
 $N = 298 \text{ 000 cycles}$

(c) : retassure en sous-couche



F-9-17
 $\sigma_{amp} = 139 \text{ MPa}$
 $N = 266 \text{ 000 cycles}$

(d) : réseau en surface



F-9-08
 $\sigma_{amp} = 118 \text{ MPa}$
 $N = 721 \text{ 000 cycles}$

Figure 127 Faciès de rupture d'éprouvettes de 9 mm testées en flexion à R=-1

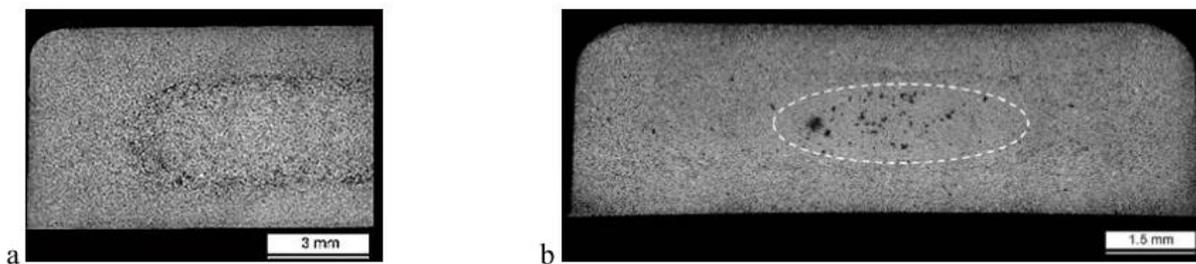


Fig. 6. (a) eutectic segregation region in the specimen cross-section; (b) porosity in the tensile specimen cross-section.

Figure 128 Image EDX de la ségrégation eutectique dans un alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression (Lattanzi, 2017)

- Eprouvettes d'épaisseur 7 mm

Pour le cas des éprouvettes de 7 mm sollicitées en flexion à $R=-1$, l'ensemble des défauts critiques est en surface et du type réseaux ou réseaux + pore gazeux comme on peut le voir sur la Figure 129.

Les faciès de rupture montrent que les zones poreuses se comportent comme un unique défaut nettement délimité par un fort gradient de densité de porosité (Figure 130). Les images (a) et (c) présentent des défauts critiques de type réseaux de pores en surface. Les images (b) et (d) présentent des défauts critiques de type réseaux + pore gazeux en surface.

Les sites d'amorçage sont systématiquement au niveau de la surface de la face usinée. Cela s'explique par la répartition spatiale des défauts dans les éprouvettes vis-à-vis du gradient de contrainte qui est maximal en surface. On sait que les plus gros défauts sont à cœur comme montré dans les parties précédentes. Or, lorsqu'on réduit l'épaisseur de l'éprouvette par usinage, on vient artificiellement rapprocher ces défauts de la surface. L'autre face, quant à elle, reste brute. Donc, lorsque les éprouvettes sont soumises à un chargement en flexion, les défauts de taille importante sur la face usinée deviennent les sites d'amorçage des fissures. On voit ainsi l'effet couplé du gradient de contrainte et du gradient de répartition spatiale des défauts.

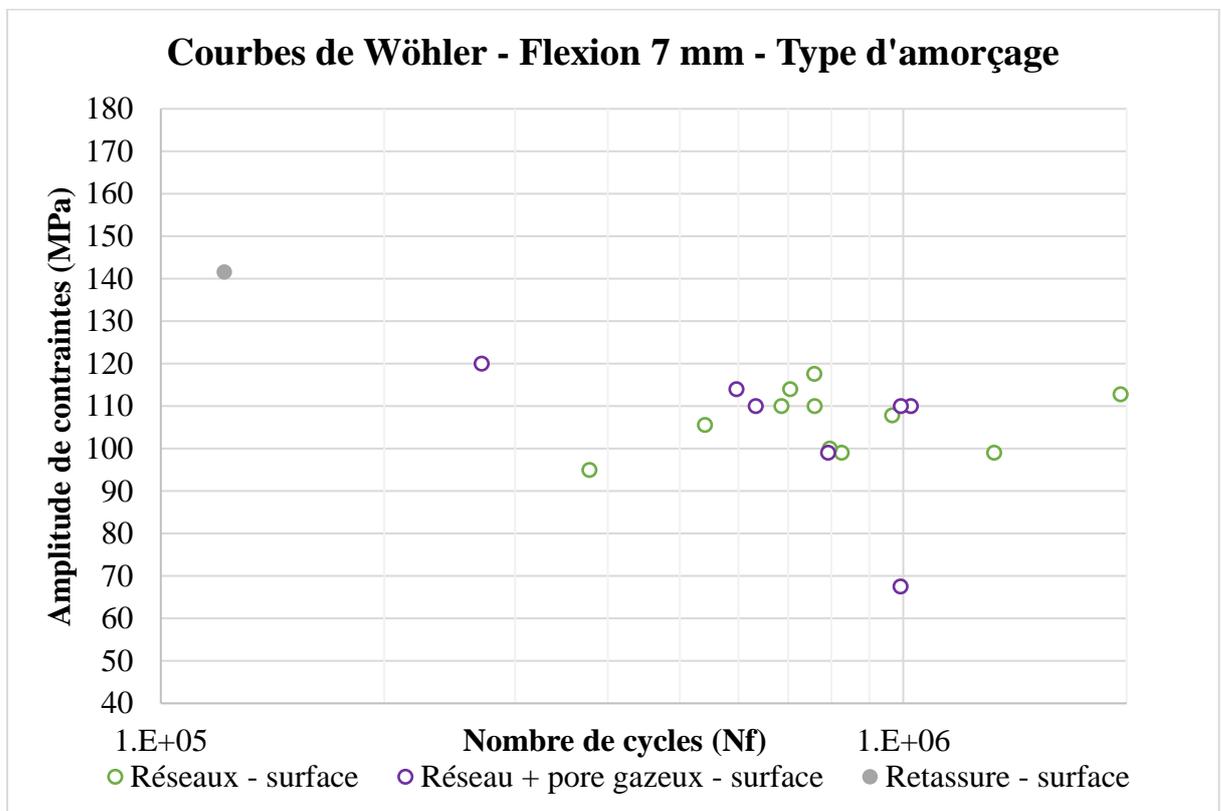
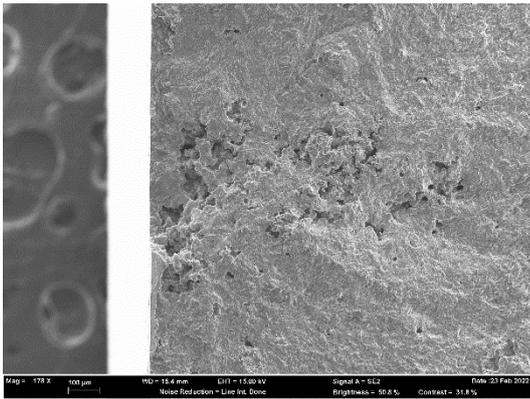


Figure 129 Courbes de Wöhler des éprouvettes de 7 mm en flexion à $R=-1$ discriminées par type d'amorçage

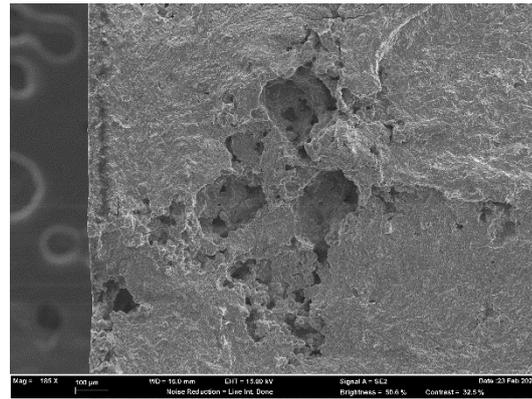
(a) : réseau en surface



F-7-02

$\sigma_{amp} = 113 \text{ MPa}$
 $N = 196 \text{ 000 cycles}$

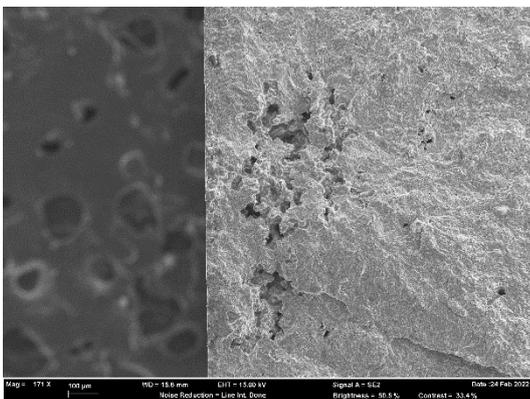
(b) : réseau + pore gazeux en sous-couche



F-7-04

$\sigma_{amp} = 110 \text{ MPa}$
 $N = 633 \text{ 000 cycles}$

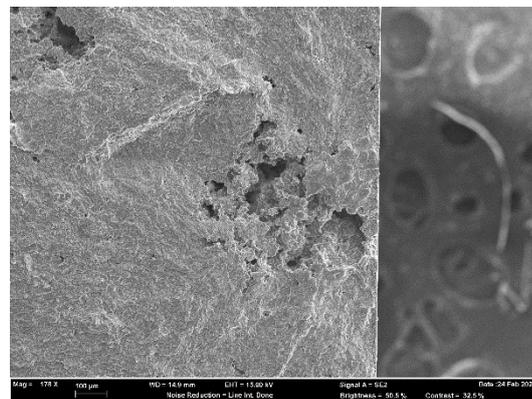
(c) : réseau en surface



F-7-12

$\sigma_{amp} = 106 \text{ MPa}$
 $N = 540 \text{ 000 cycles}$

(d) : réseau + pore gazeux en sous-couche



F-7-13

$\sigma_{amp} = 110 \text{ MPa}$
 $N = 760 \text{ 000 cycles}$

Figure 130 Faciès de rupture d'éprouvettes de 7 mm testées en flexion à R=-1

- Eprouvettes d'épaisseur 5 mm

Pour le cas des éprouvettes de 5 mm en flexion à R=-1, l'ensemble des défauts critiques est en surface et du type réseaux ou réseaux + pores gazeux comme on peut le voir sur la Figure 131. Les mécanismes d'endommagement des éprouvettes de 5 mm en flexion sont les mêmes que ceux des éprouvettes de 7 mm en flexion. Ils s'expliquent par le couplage entre le gradient de contrainte et le gradient de densité de défauts.

Les images de la Figure 132 présentent des clichés au microscope électronique à balayage de défauts critiques sur les éprouvettes de 5 mm en flexion. Les images (a) et (c) présentent des défauts critiques du type réseaux de pores. Les images (b) et (d) présentent des défauts critiques du type réseaux + pores gazeux. Les quatre défauts sont localisés au niveau de la surface libre usinée.

Sur l'ensemble des défauts du type réseaux ou réseaux + pore gazeux, on observe les traces d'amorçage autour du défaut comme on pourrait le voir sur un défaut du type pore gazeux. Les observations à plus petites échelles n'ont pas permis de déterminer une localisation exacte de l'amorçage dans le réseau. Ces observations sont transposables à toutes les configurations d'essais. Cela nous a alors poussé à considérer ce type de défaut comme un unique défaut comme nous le faisons depuis le début de ce manuscrit.

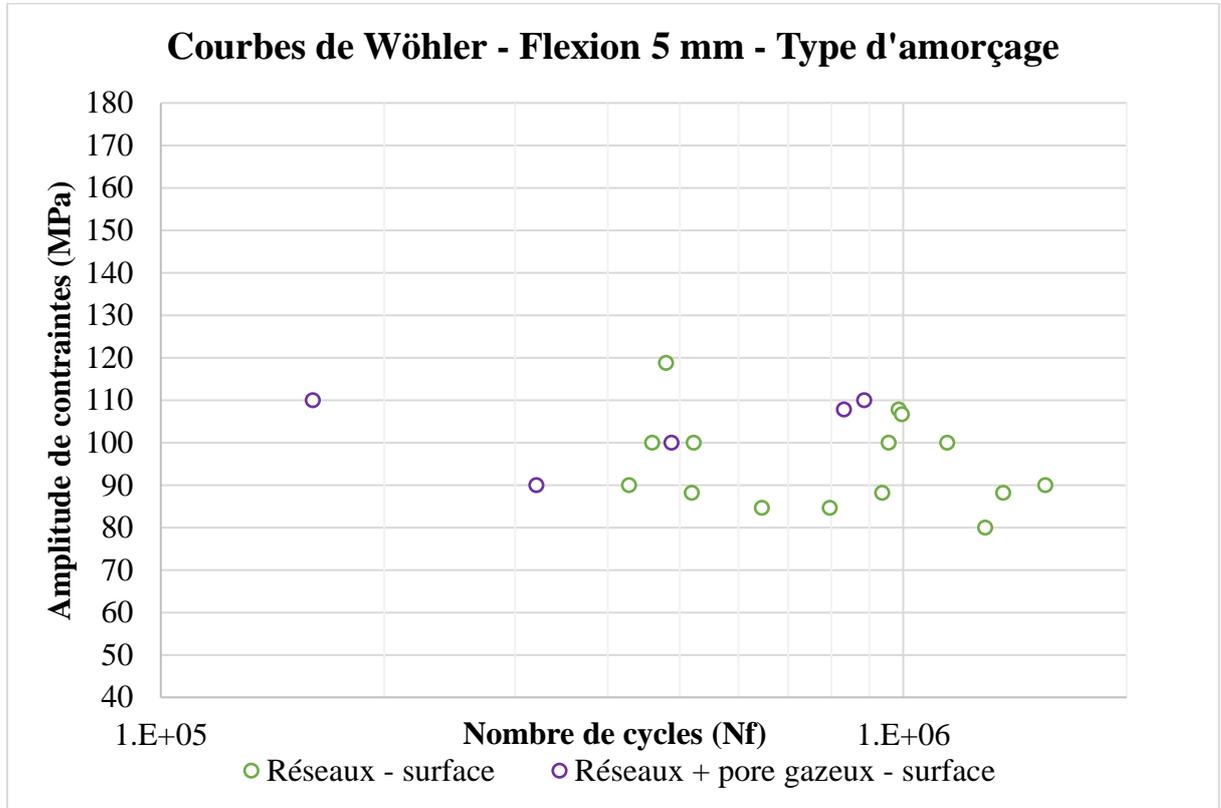
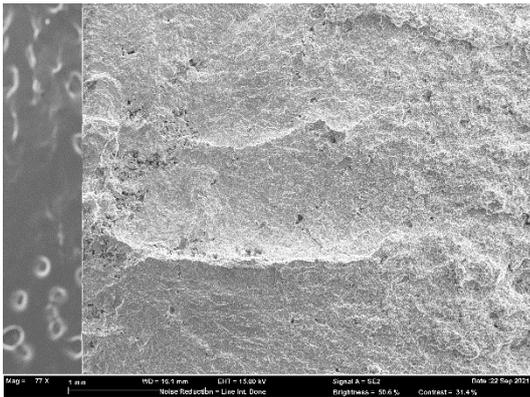


Figure 131 Courbes de Wöhler des éprouvettes de 5 mm en flexion à R=-1 discriminées par type d'amorçage

(a) : réseau en surface

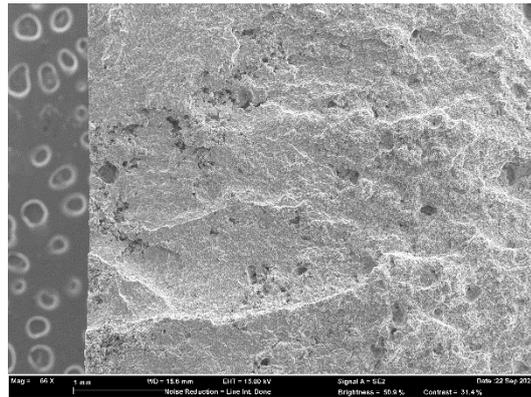


F-5-06

$\sigma_{amp} = 108 \text{ MPa}$

N = 832 000 cycles

(b) : réseau + pore gazeux en surface

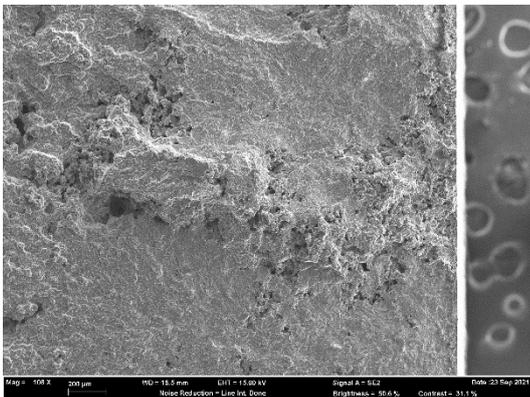


F-5-08

$\sigma_{amp} = 110 \text{ MPa}$

N = 160 000 cycles

(c) : réseau en surface

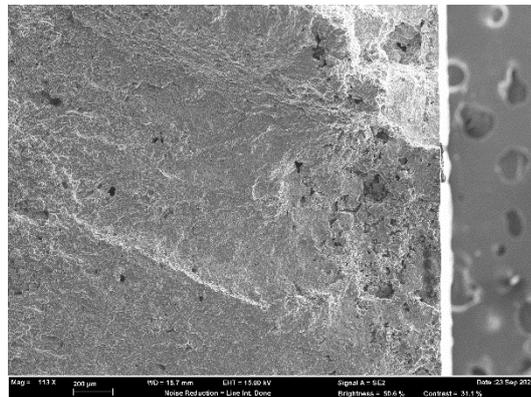


F-5-16

$\sigma_{amp} = 88 \text{ MPa}$

N = 136 000 cycles

(d) : réseau + pore gazeux en surface



F-5-19

$\sigma_{amp} = 100 \text{ MPa}$

N = 487 000 cycles

Figure 132 Faciès de rupture d'éprouvettes de 5 mm testées en flexion à R=-1

III.5.2.2. Traction à R=-1

- Eprouvettes d'épaisseur 10 mm

Les observations des faciès de rupture sur les éprouvettes de 10 mm testées en traction à R=-1 montrent que le mécanisme d'amorçage principal est à partir de réseaux de porosités et de réseaux + pores gazeux comme on peut le voir sur la Figure 133. L'ensemble des défauts critiques sont présents à cœur de l'éprouvette.

Les faciès de rupture (Figure 134) montrent, comme précédemment, que les défauts de type réseaux se comportent comme des défauts uniques du type pores gazeux. L'amorçage des fissures semble avoir lieu au niveau de la limite entre la zone poreuse et la matière saine. Les clichés (a) et (b) montrent des sites d'amorçage du type réseaux + pores gazeux. Les clichés (c) et (d) montrent des défauts critiques du type réseau de pores.

Lors des essais de fatigue en traction, il y a une compétition entre tous les défauts contenus dans l'éprouvette. C'est-à-dire, tous les défauts qui ont été présentés dans la partie sur la flexion sont en compétition. Il paraît alors étonnant d'observer des amorçages à cœur quand on sait qu'il existe des défauts en surface comme les pores gazeux et retassures responsables des amorçages sur les éprouvettes en flexion de 10 mm. Les résultats en fatigue des éprouvettes de 10 mm en traction montrent donc que les réseaux de pores sont très critiques même lorsqu'ils sont à cœur.

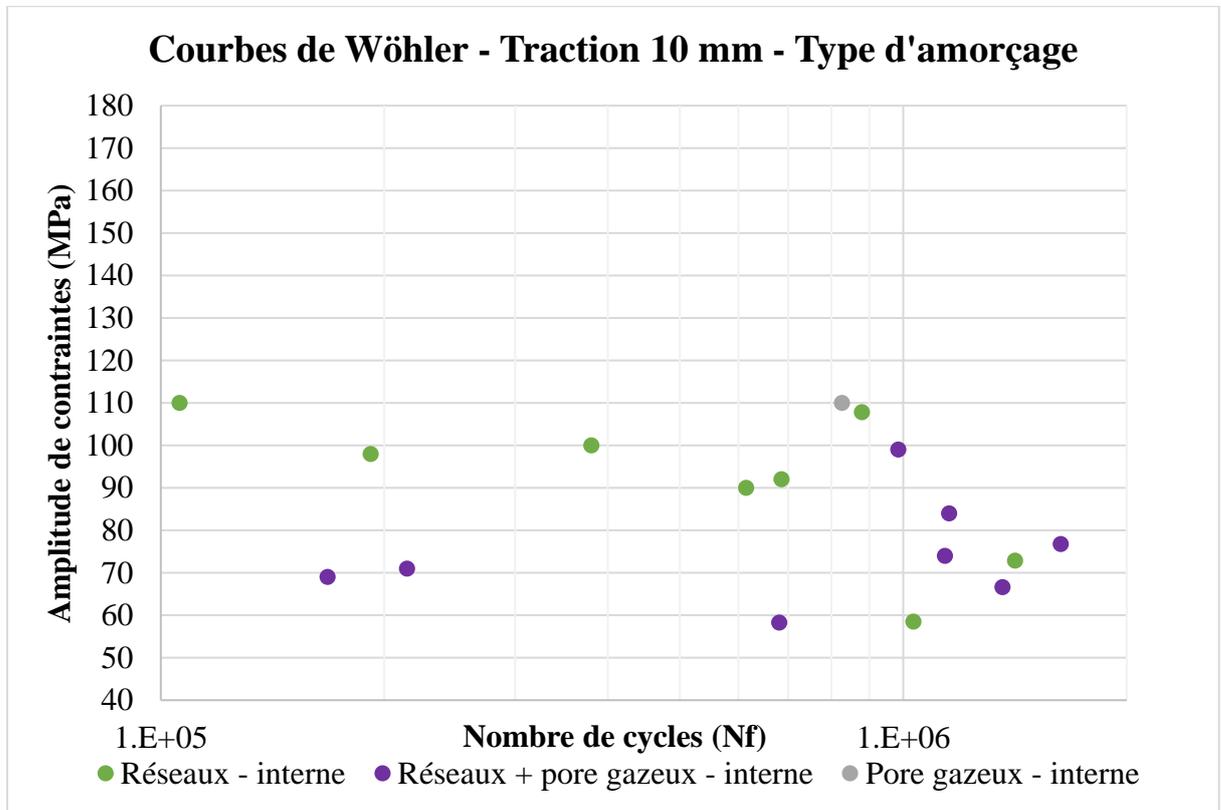
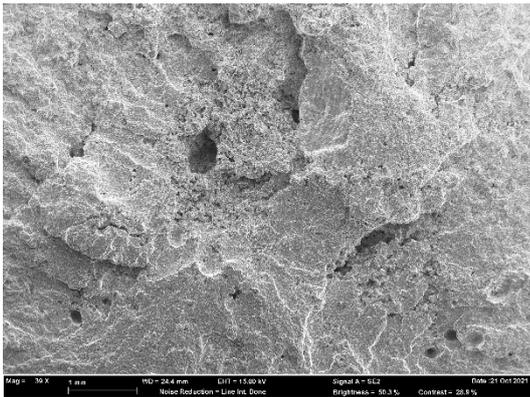


Figure 133 Courbes de Wöhler des éprouvettes de 10 mm en traction à R=-1 discriminées par type d'amorçage

(a) : réseau + pore gazeux à cœur

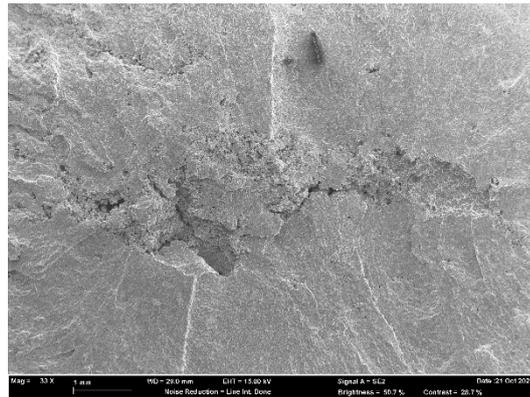


T-10-01

$\sigma_{amp} = 69 \text{ MPa}$

N = 168 000 cycles

(b) : réseau + pore gazeux à cœur

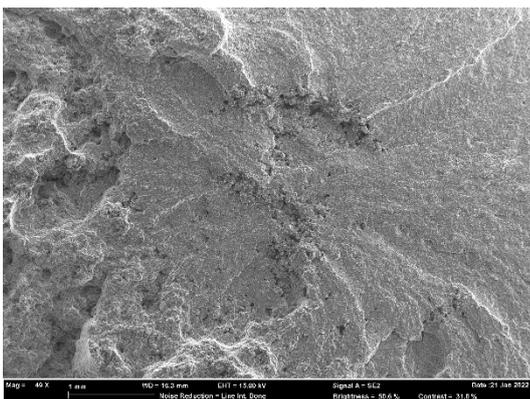


T-10-08

$\sigma_{amp} = 59 \text{ MPa}$

N = 1 030 000 cycles

(c) : réseau à cœur

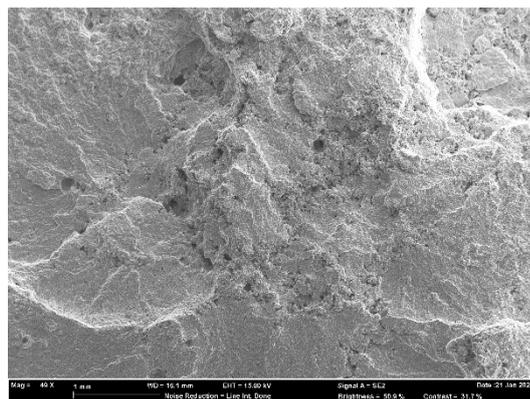


T-10-12

$\sigma_{amp} = 90 \text{ MPa}$

N = 615 000 cycles

(d) : réseau à cœur



T-10-18

$\sigma_{amp} = 110 \text{ MPa}$

N = 106 000 cycles

Figure 134 Faciès de rupture d'éprouvettes de 10 mm testées en traction à R=-1

- Eprouvettes d'épaisseur 9 mm

Les éprouvettes de 9 mm en traction à R=-1 se comportent de la même façon que celles de 10 mm. La Figure 135 montre qu'une large majorité des défauts sont du type réseaux ou réseaux + pore gazeux. Ils sont situés à cœur des éprouvettes. Les défauts du type pore gazeux responsables de l'amorçage de fissure sont situés en surface ou proche-surface.

Les clichés au microscope électronique à balayage présentés sur la Figure 136 montrent les défauts critiques sur les faciès de rupture des éprouvettes. Le cliché (a) montre un pore gazeux en sous-couche. Les clichés (b) et (c) montrent des réseaux avec un pore gazeux. Le cliché (d) montre un réseau.

La réduction de l'épaisseur de l'éprouvette de 1 mm n'a que peu changé les mécanismes d'amorçage sur les éprouvettes de 9 mm en traction. On s'attendait à plus d'amorçage en surface du fait de l'usinage mais les défauts à cœur sont toujours plus critiques que ceux en surface.

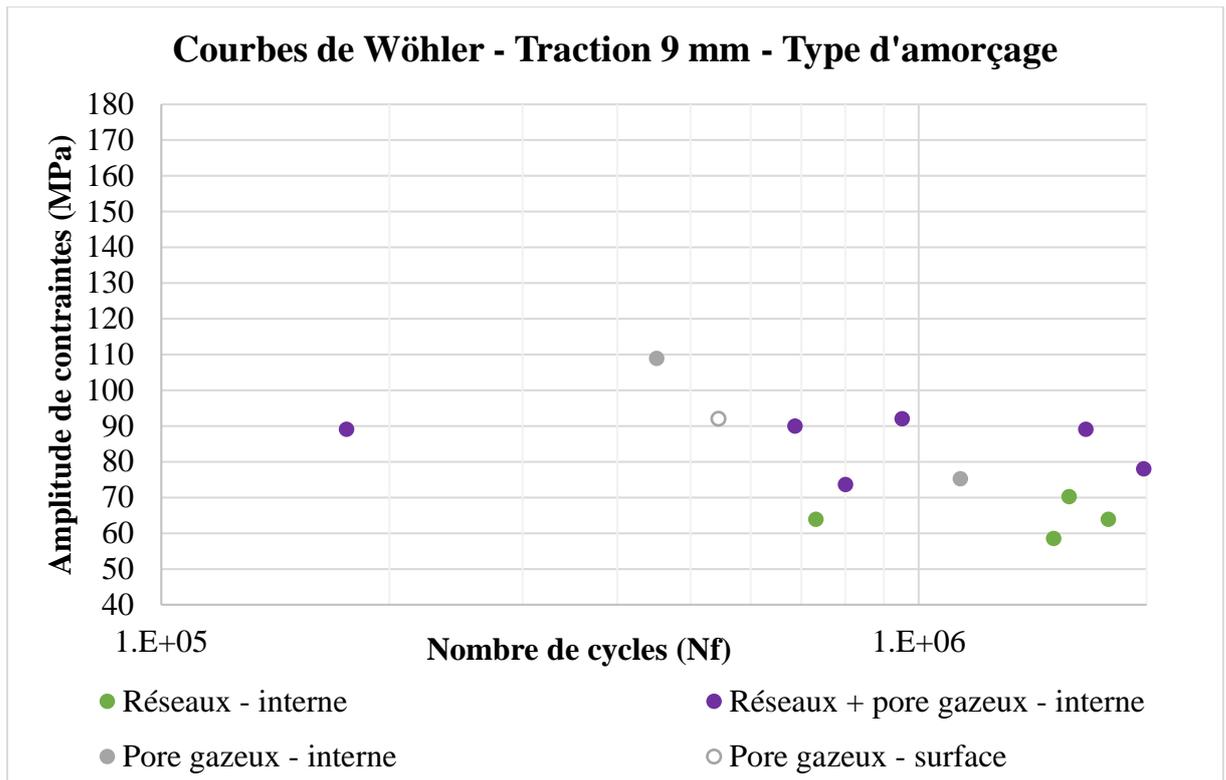
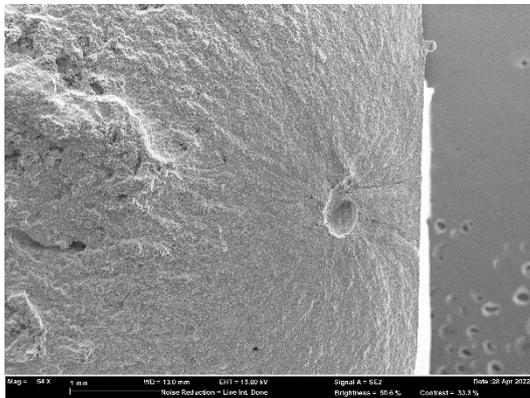


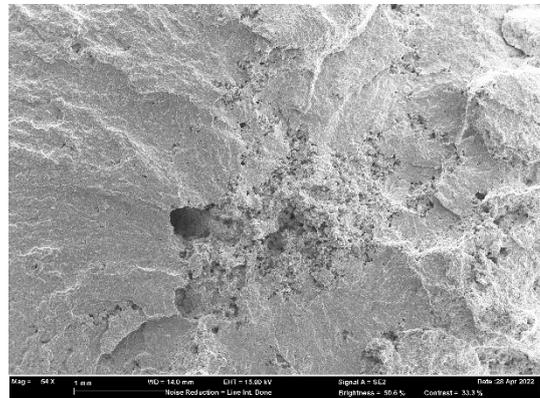
Figure 135 Courbes de Wöhler des éprouvettes de 9 mm en traction à R=-1 discriminées par type d'amorçage

(a) : pore gazeux en interne



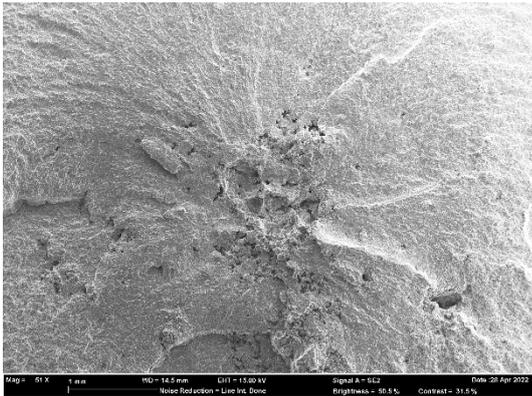
T-9-01
 $\sigma_{amp} = 75 \text{ MPa}$
 $N = 1\,140\,000 \text{ cycles}$

(b) : réseau + pore gazeux en interne



T-9-03
 $\sigma_{amp} = 89 \text{ MPa}$
 $N = 176\,000 \text{ cycles}$

(c) : réseau + pore gazeux en interne

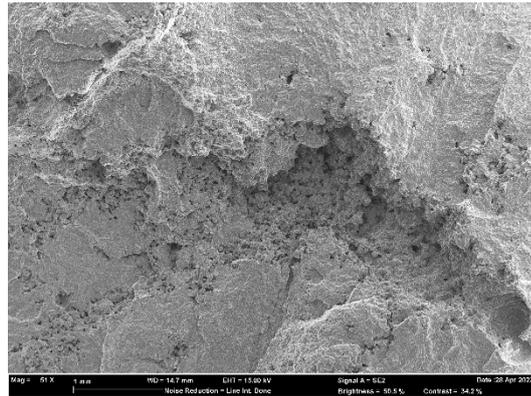


T-9-07

$\sigma_{amp} = 89 \text{ MPa}$

N = 1 660 000 cycles

(d) : réseau en interne



T-9-09

$\sigma_{amp} = 64 \text{ MPa}$

N = 178 000 cycles

Figure 136 Faciès de rupture d'éprouvettes de 9 mm testées en traction à R=-1

- Eprouvettes d'épaisseur 7 mm

Les observations des faciès de ruptures sur les éprouvettes de 7 mm testées en traction à R=-1 montrent que le mécanisme d'amorçage principal est à partir de réseaux et de réseaux + pores gazeux comme on peut le voir sur la Figure 137. L'ensemble des défauts critiques sont présents en surface des éprouvettes. Cela est un effet clair de l'usinage qui vient artificiellement rapprocher de la surface des défauts qui étaient, au préalable, à cœur comme sur les éprouvettes de 9 et 10 mm en traction.

Comme pour les éprouvettes, les réseaux de pore observés sur les faciès semblent se comporter comme des défauts uniques du type pore gazeux. Une zone d'amorçage bien délimitée par les bords du réseau de pores est visible sur les faciès. La Figure 138 présente des sites d'amorçage pour les éprouvettes de 7 mm en traction. Les clichés (a), (b) et (d) montrent des sites d'amorçages du type réseaux + pores gazeux. Le cliché (c) montre un défaut critique du type réseau.

Comme mentionné précédemment, en traction, tous les défauts sont en concurrence. On constate alors que les défauts contenant un réseau sont plus critiques que les défauts débouchants présents sur les faciès des éprouvettes de 9 et 10 mm en flexion, i.e. des pores gazeux et des retassures. Une explication possible est la différence de taille entre les types de défauts. On reviendra sur l'effet de la taille dans le chapitre 4.

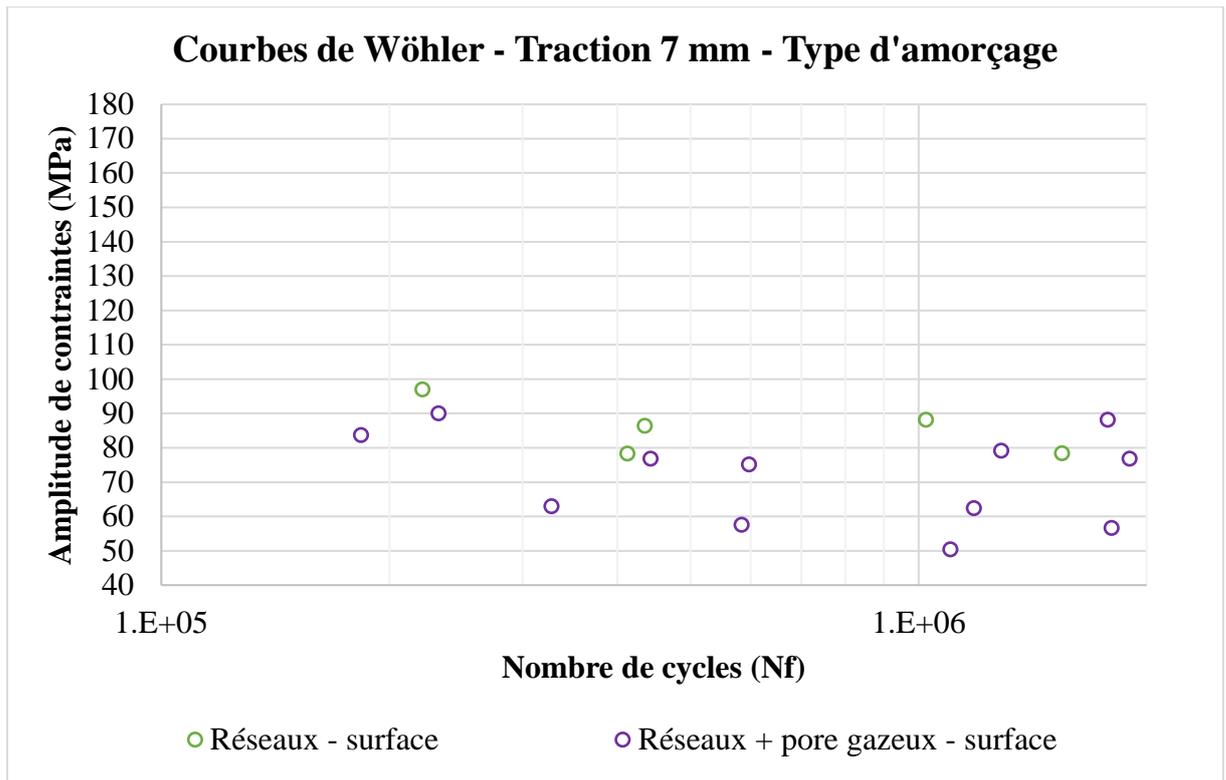
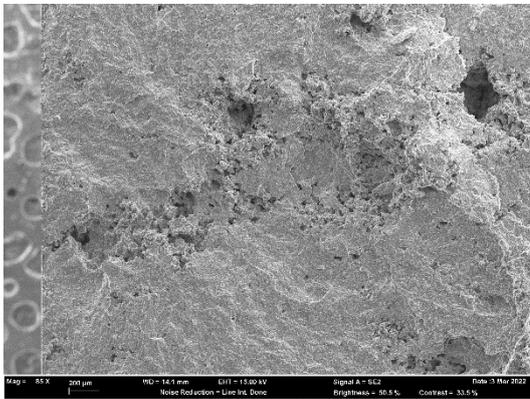


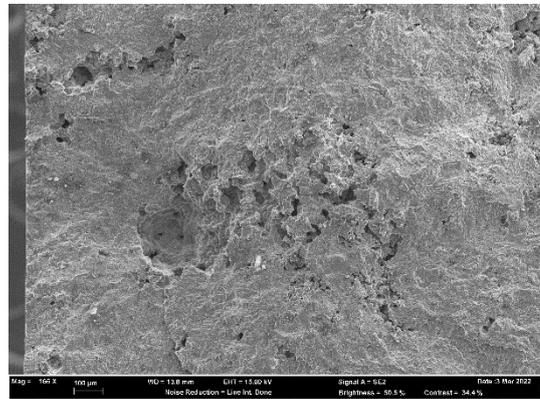
Figure 137 Courbes de Wöhler des éprouvettes de 7 mm en traction à R=-1 discriminées par type d'amorçage

(a) : réseau + pore gazeux en surface



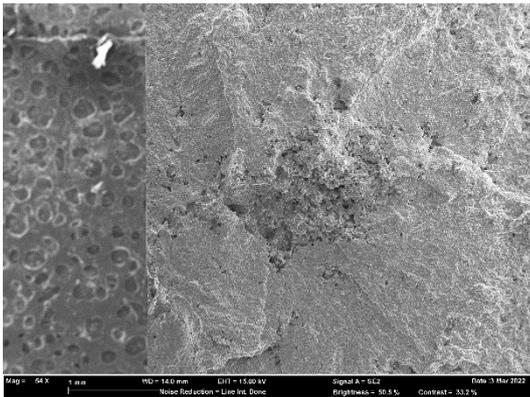
T-7-01
 $\sigma_{amp} = 77 \text{ MPa}$
 $N = 1\,900\,000 \text{ cycles}$

(b) : réseau + pore gazeux en surface



T-7-08
 $\sigma_{amp} = 80 \text{ MPa}$
 $N = 178\,000 \text{ cycles}$

(c) : réseau en surface

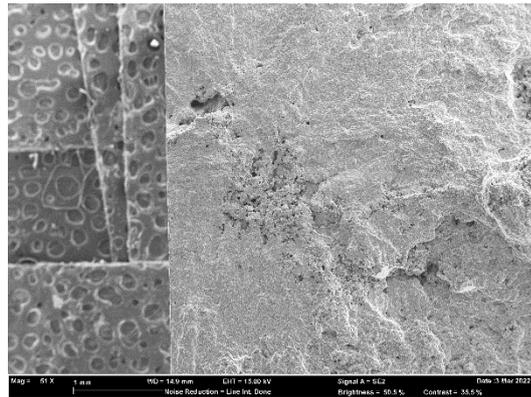


T-7-09

$\sigma_{amp} = 75 \text{ MPa}$

N = 597 000 cycles

(d) : réseau + pore gazeux en surface



T-7-15

$\sigma_{amp} = 79 \text{ MPa}$

N = 1 290 000 cycles

Figure 138 Faciès de rupture d'éprouvettes de 7 mm testées en traction à R=-1

- Eprouvettes d'épaisseur 5 mm

Les observations des faciès de rupture sur les éprouvettes de 5 mm testées en traction à R=-1 montrent que le mécanisme d'amorçage principal est à partir de réseaux de porosités et de réseaux + pores gazeux comme on peut le voir sur la Figure 139. L'ensemble des défauts critiques, sauf un, sont présents en surface des éprouvettes. Cela est un effet clair de l'usinage qui vient artificiellement rapprocher de la surface des défauts qui étaient, au préalable, à cœur. Les mécanismes d'endommagement sont les mêmes que ceux des éprouvettes de 7 mm en traction.

Comme pour les éprouvettes en traction précédentes, les réseaux de pore semblent se comporter comme des défauts uniques du type pore gazeux avec une zone d'amorçage bien délimitée par les bords du réseau de pores. La Figure 140 présente des sites d'amorçage pour les éprouvettes de 5 mm en traction. Les clichés (a) et (c) montrent des sites d'amorçage du type réseaux de pores. Les clichés (b) et (d) montrent des défauts critiques du type réseau + pores gazeux.

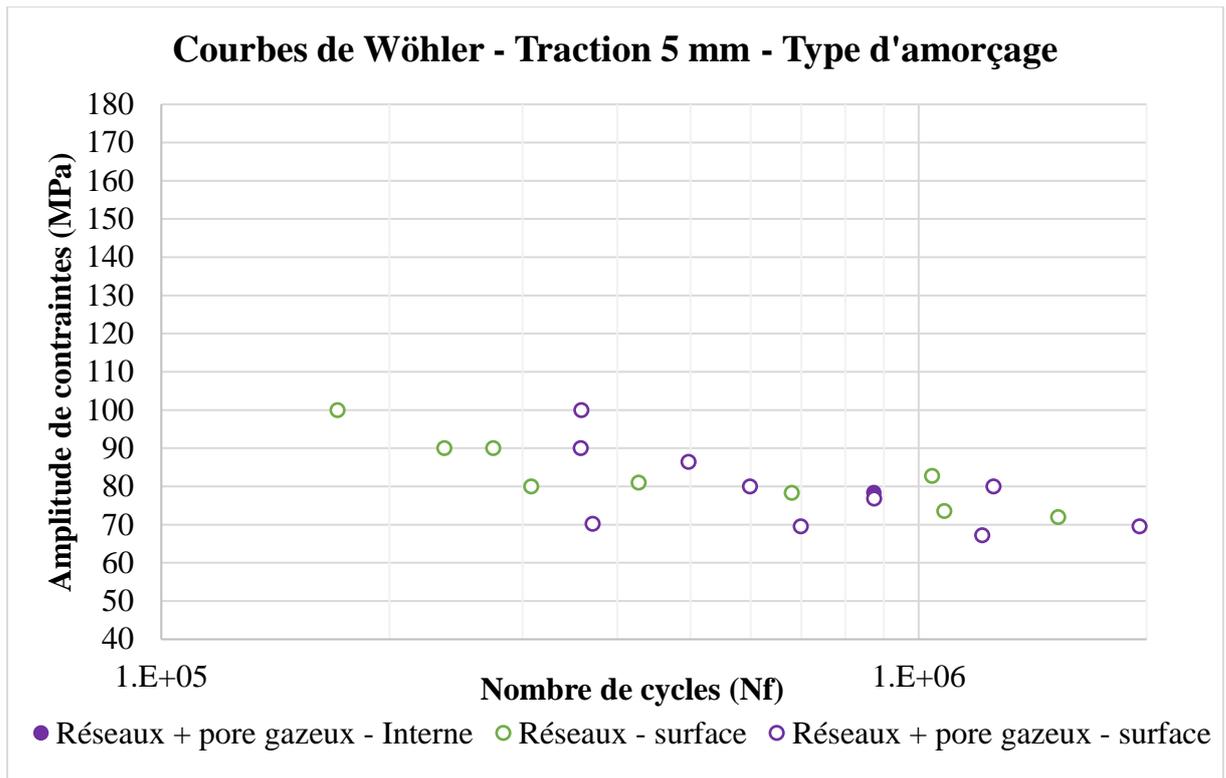
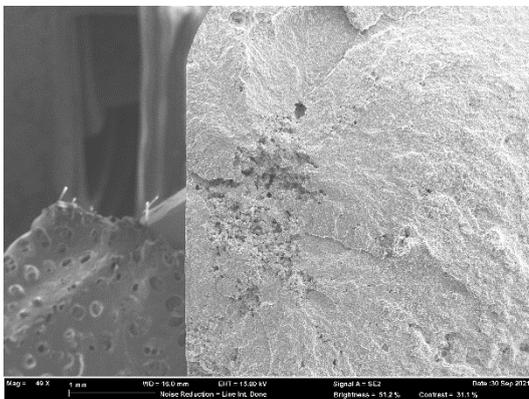


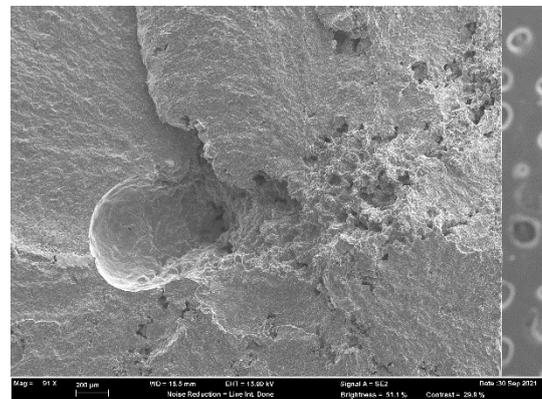
Figure 139 Courbes de Wöhler des éprouvettes de 5 mm en traction à R=-1 discriminées par type d'amorçage

(a) : réseau en surface



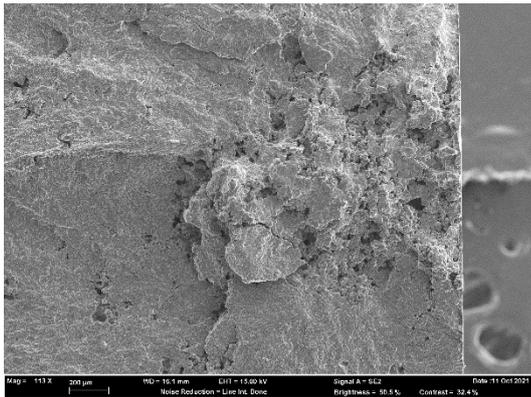
T-5-01
 $\sigma_{amp} = 80 \text{ MPa}$
 $N = 308\ 000 \text{ cycles}$

(b) : réseau + pore gazeux en surface



T-5-03
 $\sigma_{amp} = 70 \text{ MPa}$
 $N = 699\ 000 \text{ cycles}$

(c) : réseau en surface

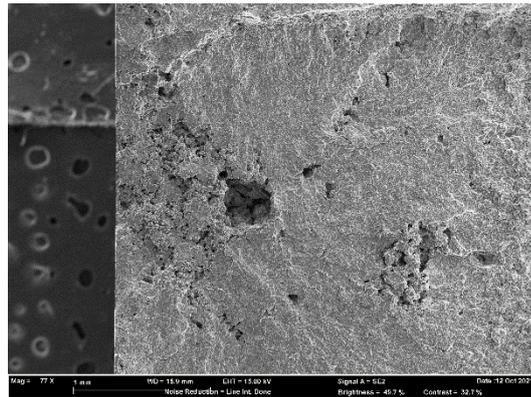


T-5-10

$\sigma_{amp} = 74 \text{ MPa}$

N = 1 080 000 cycles

(d) : réseau + pore gazeux en surface



T-5-14

$\sigma_{amp} = 77 \text{ MPa}$

N = 874 000 cycles

Figure 140 Faciès de rupture d'éprouvettes de 5 mm testées en traction à R=-1

III.5.2.3. Bilan sur les types de défauts

- Récapitulatif en flexion

Le cas du chargement en flexion montre clairement l'effet de couplage entre le gradient de contrainte et la répartition spatiale des défauts au sein des éprouvettes :

- Les fissures amorcent systématiquement en surface ou proche surface sur les défauts qui sont localisés dans ces zones,
- On a observé que les défauts contenant des réseaux de pores se comportent comme des défauts uniques du type pore gazeux. Les fissures semblent amorcer autour de ces défauts et aucune trace d'amorçage à cœur des réseaux n'a été relevée,
- Le type de défaut responsable de l'amorçage est corrélé à la géométrie de l'éprouvette, c'est-à-dire, à l'épaisseur usinée dans l'éprouvette brute. On sait que les défauts contenant des réseaux de pores sont situés à cœur de l'éprouvette. L'usinage va rapprocher ces défauts de la surface et donc de la zone la plus contrainte, ce qu'on observe sur les éprouvettes de 5 et 7 mm. Ceci relève donc bien d'un couplage entre le gradient de contrainte et la dispersion spatiale des différents types de défauts.

La Figure 141 présente le taux d'amorçage selon chaque type de défaut pour chaque géométrie en flexion. On voit clairement le changement de mécanisme d'amorçage avec la diminution de l'épaisseur des éprouvettes. Les défauts de surface sont visibles uniquement lorsque la peau brute est encore présente sur les deux faces des éprouvettes, donc sur les éprouvettes de 10 mm. Les porosités gazeuses disparaissent à partir de l'éprouvette de 7 mm pour laisser place aux défauts avec des réseaux. Il en va de même pour les retassures qui ne sont pas présentes pour la géométrie de 5 mm. Ces deux phénomènes sont bien corrélés au gradient de porosité dans le matériau.

- Récapitulatif en Traction

Les essais de fatigue en traction à R=-1 montrent clairement le rôle important des réseaux de pores :

- Les fissures amorcent quasi-systématiquement sur des réseaux de pores accompagnés parfois de pores gazeux. Ces défauts se comportent comme des défauts uniques d'après les observations des faciès qui montrent un amorçage à partir des bords des zones poreuses,
- La compétition entre les défauts de types pores gazeux et retassures en surface et de type réseaux en interne, pour les éprouvettes de 9 et 10 mm, montre que les réseaux sont clairement plus critiques que les autres défauts observés alors même qu'ils sont significativement éloignés de la surface libre. L'augmentation de la criticité des défauts en surface du fait de leur caractère débouchant ne suffit pas à contre balancer la taille très importante des réseaux,
- On s'attendait à voir un effet de la position d'amorçage sur les courbes de Wöhler entre les éprouvettes de 5 et 7 mm et les éprouvettes de 10 mm, leurs amorçages étant en surface pour les premières et en interne pour les secondes. Cependant, les courbes se superposent ce qui indique qu'il n'y a que peu d'effet de la position du défaut critique en traction. Il a cependant été observé un effet sur la dispersion qui croît avec l'augmentation de l'épaisseur des éprouvettes. Cet effet est attribué au volume sollicité.

La Figure 142 présente le taux d'amorçage selon chaque type de défaut pour chaque géométrie en traction. On voit nettement la prédominance des défauts avec des réseaux par rapport aux autres. L'évolution du taux d'amorçage sur des défauts de type réseaux + pore gazeux par rapport à ceux ne possédant qu'un réseau ne montre pas de tendance claire avec la réduction d'épaisseur. On peut déjà envisager une contribution significative de la taille des défauts sur leur criticité en FGNC. Or, on a montré des tailles relativement proches entre ces deux types de défaut ce qui est relativement cohérent avec le fait qu'ils sont à l'origine de la majorité des amorçages. On relève en complément une disparition totale des amorçages sur pores gazeux pour les éprouvettes de 5 et 7 mm, qui ne représentaient déjà qu'une fraction des amorçages sur les géométries de 9 et 10 mm.

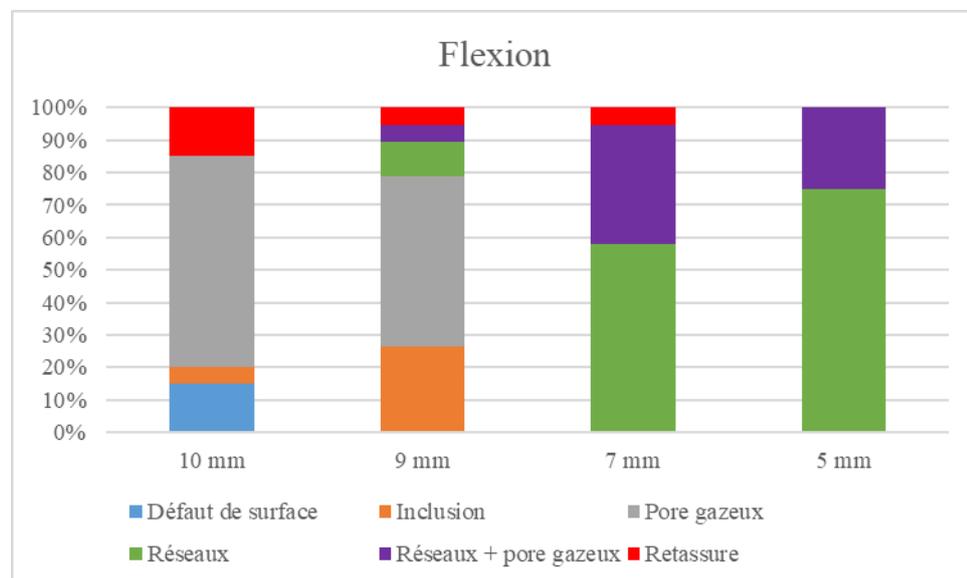


Figure 141 Proportion d'amorçage de chaque géométrie en flexion par type de défaut critique

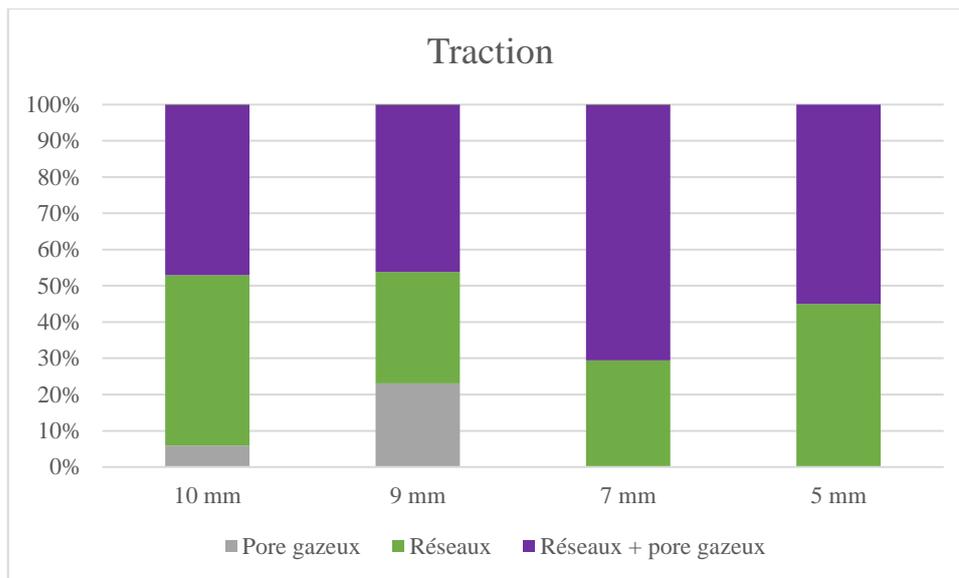


Figure 142 Proportion d'amorçage de chaque géométrie en traction par type de défaut critique

III.5.3. Effet de la distribution des défauts et des gradients de contrainte sur la position des sites d'amorçage

L'analyse de la position des sites d'amorçage montre une dispersion de positionnement dans l'épaisseur et selon la direction longitudinale des éprouvettes. L'étude de l'amorçage dans l'épaisseur, c'est-à-dire les amorçages internes ou en surface, est très importante en fatigue car, couramment, la criticité des défauts varie avec la proximité de la surface. La dispersion dans la hauteur de l'éprouvette est liée à une concurrence entre des défauts qui ne sont pas contraints de la même manière, la largeur de l'éprouvette n'étant pas constante.

III.5.3.1. Etude de la répartition des amorçages internes et en surface

On observe des répartitions différentes des amorçages internes ou de surface selon les types de sollicitation. La Figure 143 et la Figure 144 présentent ces répartitions respectivement en flexion et en traction. Les géométries de 10 mm en flexion et en traction ne donnent lieu qu'à des amorçages internes. Les éprouvettes de 9 mm en traction ne font apparaître également que des amorçages internes. En flexion, les défauts responsables de l'amorçage bien que parfois catégorisés en interne sont, en réalité, en sous-couche, proche de la surface. A contrario, les amorçages internes en traction ont lieu dans le cœur du matériau. On constate donc que c'est encore une fois le couplage des gradients de contrainte et de porosité qui pilote le lieu d'amorçage interne-surface.

Les amorçages à cœur se produisent car les réseaux sont clairement les défauts les plus critiques en traction, peu importe leur positionnement dans la profondeur. Malgré un usinage de 1 mm sur les éprouvettes de 9 mm, les amorçages internes sur réseaux restent prédominants. Dans le cas d'une utilisation en traction, il sera alors important de caractériser les défauts en profondeur. Cela peut paraître contre intuitif en fatigue car la majorité des amorçages se produisent en surface dans la littérature.

Dans le cas de la flexion, le gradient de contrainte joue un rôle bien plus important. Environ 60% des amorçages sont catégorisés comme ayant lieu en surface et 40% en interne dans le cas des éprouvettes de 10 mm. On note cependant que les amorçages catégorisés comme internes pour les éprouvettes de 10 mm en flexion sont systématiquement proches de la surface libre. La présence de réseaux à cœur n'a pas d'impact car ils ne sont pas soumis à des contraintes élevées du fait du gradient. Ainsi, en présence d'un gradient de contrainte, les défauts critiques sont toujours ceux en surface ou proche surface.

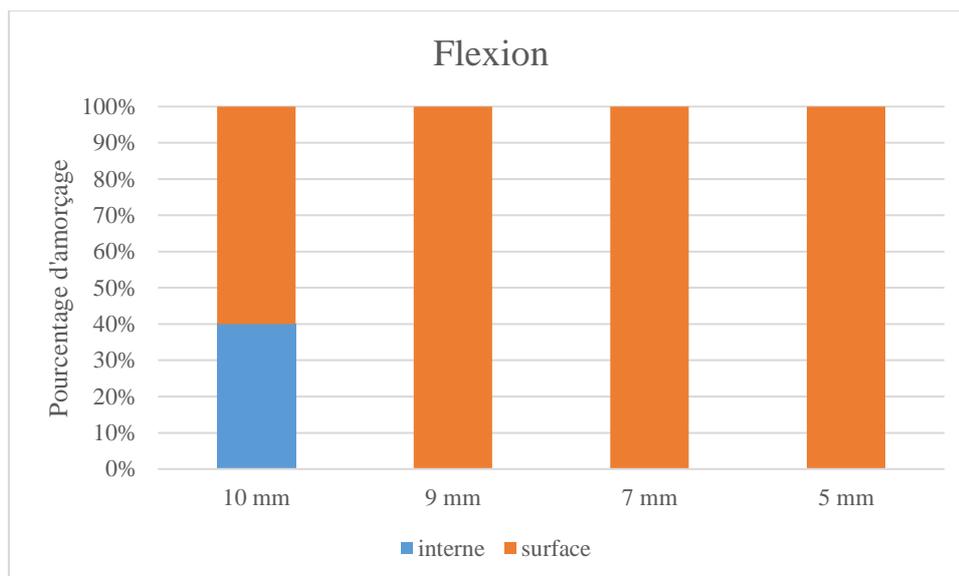


Figure 143 Répartition des amorçages internes-surface en flexion

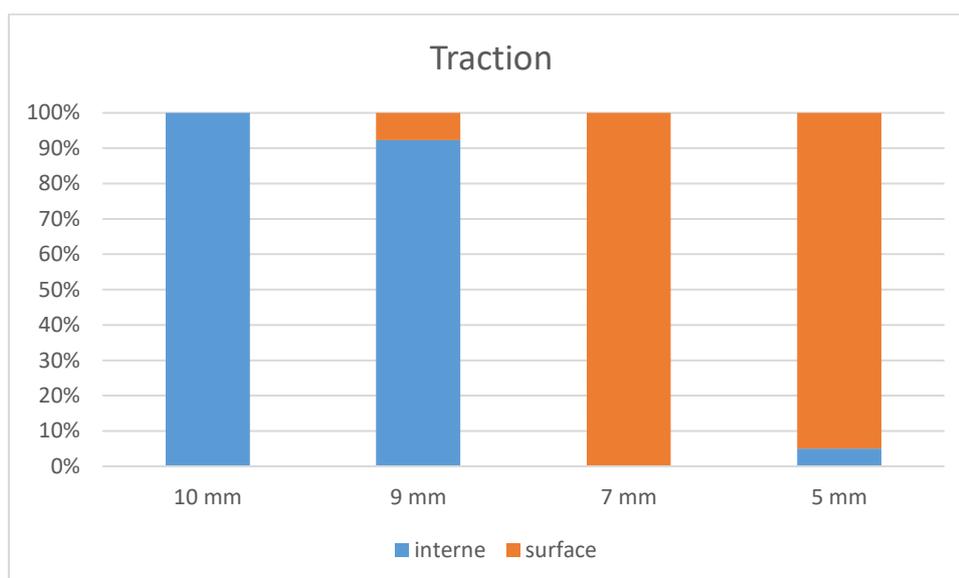


Figure 144 Répartition des amorçages internes-surface en traction

III.5.3.2. Position des zones d'amorçage dans la hauteur des éprouvettes

La mesure de la distance entre la zone d'amorçage et le centre de l'éprouvette projetée selon l'axe longitudinal de l'éprouvette montre que les sites sont répartis sur une distance de 20 mm de part et d'autre du milieu de l'éprouvette et que cette distribution change en fonction du type de sollicitation. Pour rappel, la Figure 106 explicite la méthode de mesure de la distance zone amorçage – milieu éprouvette. La Figure 145 présente la répartition des distances pour les sollicitations de flexion et de traction. La Figure 146 détaille ces répartitions pour chaque configuration d'essai.

On montre, en annexe B, que la distribution des défauts selon l'axe longitudinal n'est pas constante. Les paramètres tels que la porosité maximale et l'écart type associés à la répartition gaussienne augmentent lorsqu'on s'écarte du milieu de l'éprouvette selon l'axe longitudinal. Ces variations entraînent une augmentation moyenne de la porosité lorsqu'on se rapproche des têtes des éprouvettes principalement

selon la largeur de l'éprouvette. La Figure 147 et la Figure 148 présentent les variations du taux de porosité selon respectivement la largeur et l'épaisseur de l'éprouvette au niveau du milieu et de la tête selon l'axe longitudinal.

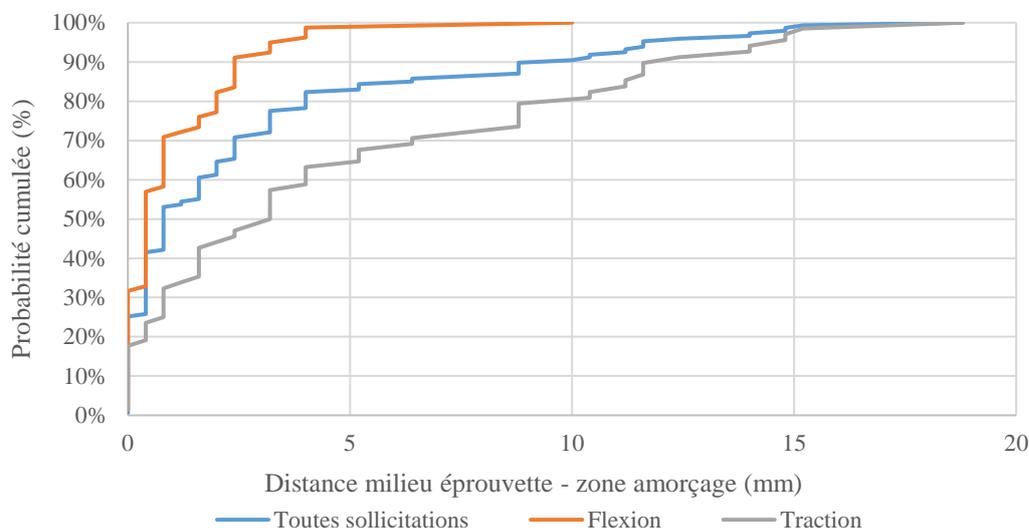


Figure 145 Répartition des zones d'amorçage selon la position sur l'axe longitudinal par type de sollicitation

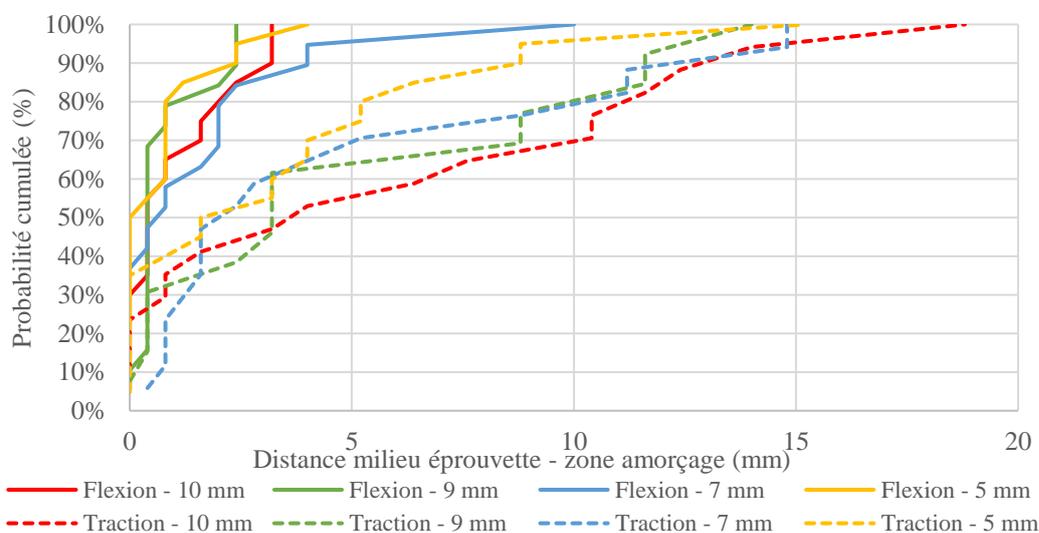


Figure 146 Répartition des zones d'amorçage selon la position sur l'axe longitudinal pour toutes les configurations

La Figure 145 montre clairement une différence de comportement du matériau en fonction du type de sollicitation. Les essais en flexion conduisent à des amorçages bien plus proches du centre de l'éprouvette que les essais en traction. Sur la Figure 146, les essais en traction montrent une tendance où les éprouvettes de 5 mm conduisent à des amorçages plus proches du centre que les éprouvettes de 10 mm. On rappelle que les essais sont en flexion pure avec un moment constant selon la longueur des éprouvettes.

On attribue ces effets au couplage entre gradient de porosité et gradient de contrainte. Afin d'aider à la compréhension, la Figure 149 propose une représentation schématique du volume le plus contraint (un seuil à 80% de la contrainte maximale est utilisé ici) dans le plan hauteur-épaisseur d'une éprouvette. On rappelle que la largeur de l'éprouvette n'est pas constante en fonction de la hauteur. En flexion, le volume le plus contraint est proche de la surface, à 80% de la contrainte maximale, on parle d'une zone pyramidale d'une épaisseur de 1 mm et d'une hauteur de 2 mm centrée au milieu de l'éprouvette pour les géométries de 10 mm. En traction, c'est la section entière de l'éprouvette sur une hauteur de 2 mm centrée au milieu de l'éprouvette selon l'axe longitudinal qui est contrainte à au moins 80% de la contrainte maximale. En termes de volume sur une éprouvette de 10 mm, on compare 10 mm³ en flexion à 200 mm³ en traction. Plus on diminue le seuil de contrainte maximale plus la différence entre volumes contraints en flexion et traction s'accroît.

Le volume sollicité est ainsi totalement différent. En mettant ces différences au regard de la distribution inhomogène de défaut, la traction sollicite un plus grand volume de matière contenant un nombre plus important de défauts. Ainsi, la population de défauts activée par la sollicitation mécanique est plus importante en traction qu'en flexion et s'étend dans une zone fortement sollicitée de dimension plus importante. En conséquence, la probabilité d'une rupture loin du milieu de l'éprouvette selon l'axe longitudinal est alors plus grande en traction.

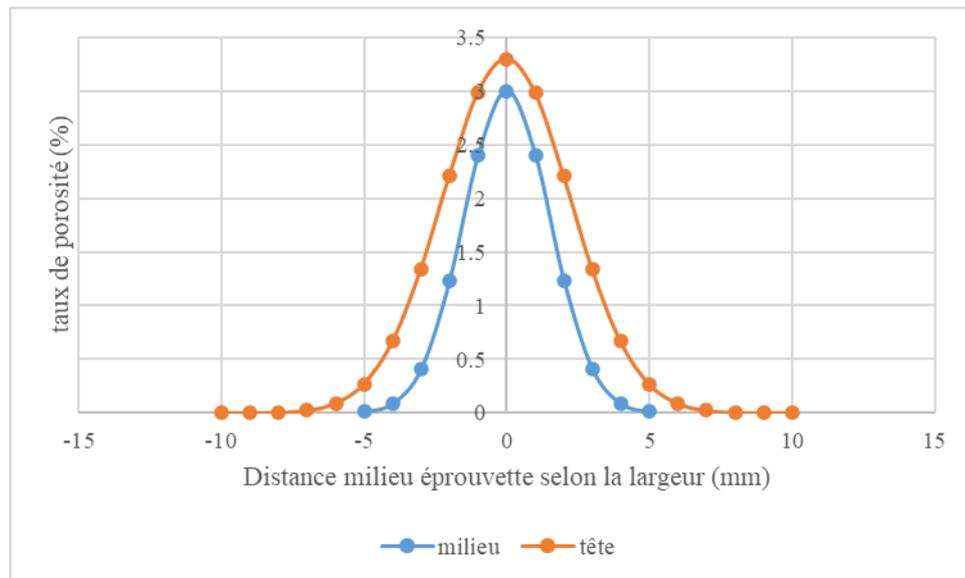


Figure 147 Comparaison de la variation du taux de porosité calculée dans la largeur de l'éprouvette au niveau du milieu de l'éprouvette et de la tête

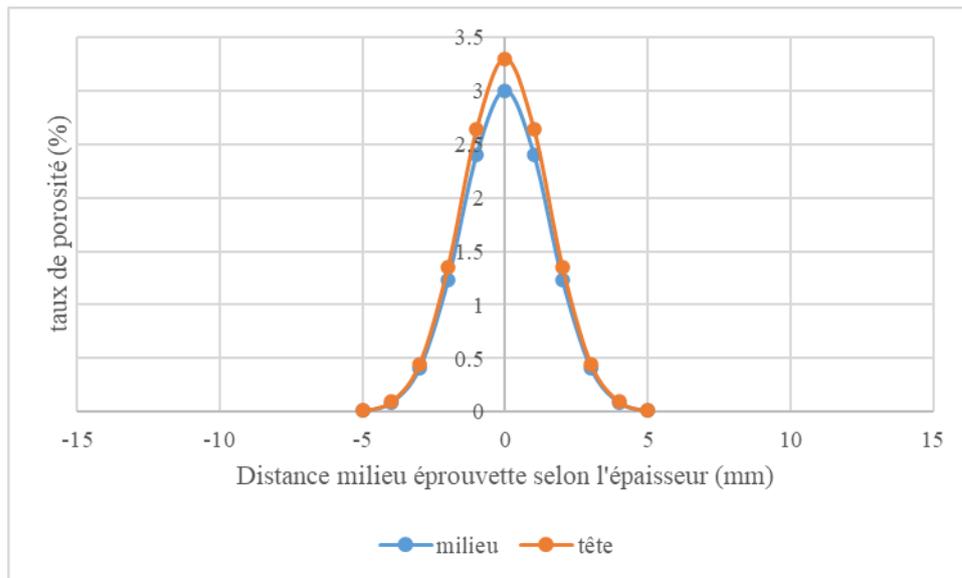


Figure 148 Comparaison de la variation du taux de porosité calculée dans l'épaisseur de l'éprouvette au niveau du milieu de l'éprouvette et de la tête

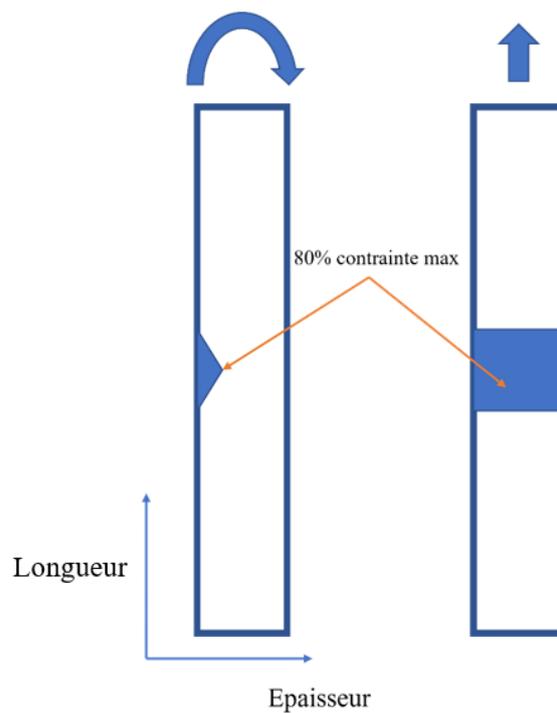


Figure 149 Représentation schématique de la contrainte maximale à 80% dans le plan hauteur-épaisseur d'une éprouvette en flexion (gauche) et traction (droite)

III.5.4. Distribution en taille des défauts critiques

La Figure 150 présente la distribution en taille des défauts critiques observés sur les faciès de rupture des éprouvettes testées lors de la campagne d'essais. A titre de comparaison, on ajoute la distribution des défauts mesurée en tomographie RX ainsi que la distribution des défauts floutés qui permet de révéler la présence des réseaux. Les trois distributions sont approchées par une fonction de distribution cumulée associée à la loi de Gumbel et de la forme suivante (Eq. 11) :

$$F(x) = \exp\left(-\exp\left(\frac{\mu - x}{B}\right)\right)$$

Eq. 11

où x est la taille de défaut, μ est la position et B est le paramètre d'échelle. Les lois sont ajustées par la méthode des moindres carrés. Par rapport à la distribution des défauts en tomographie RX, on remarque clairement la sur-représentation des défauts de grande taille parmi les défauts critiques. On peut comparer les distributions des défauts critiques pour les éprouvettes testées en flexion et en traction. On observe que les défauts en flexion sont largement plus petits que ceux en traction. Cet effet est lié au gradient de contrainte. On voit que les distributions des défauts critiques suivent largement la distribution de Gumbel contrairement à la distribution des défauts en tomographie RX. Cet effet est clairement visible en variable réduite sur la Figure 150. Ce résultat était attendu car les défauts critiques suivent généralement une répartition du type valeurs extrêmes contrairement à l'ensemble des défauts en tomographie RX.

La Figure 151 présente la distribution de la taille de défauts critiques pour les éprouvettes testées en flexion en fonction de leur géométrie. On observe que plus l'épaisseur de l'éprouvette est réduite, plus la taille des défauts critiques augmente. Cette observation était attendue car plus on usine l'éprouvette, plus les défauts en surface sont de taille importante. Ces observations sont aussi en accord avec les observations sur la nature des défauts critiques en flexion. On a déjà montré que lorsqu'on passe d'une épaisseur de 10 mm à 5 mm, on passe de défauts type petits pores gazeux et retassures à grands pores sous forme de réseaux. On remarque aussi que les épaisseurs de 10 et 9 mm et celles de 7 et 5 mm forment deux groupes distincts. Ce phénomène est cohérent avec la nature des défauts critiques pour chaque configuration : pores gazeux et retassures pour les éprouvettes de 10 et 9 mm et réseaux pour les éprouvettes de 7 et 5 mm.

La Figure 152 présente la distribution de la taille de défauts critiques pour les éprouvettes testées en traction en fonction de leur géométrie. Contrairement aux éprouvettes sollicitées en flexion, il n'y a que peu de différences entre les distributions des défauts critiques des quatre géométries. Ceci est attribué au fait que les amorçages en traction sont systématiquement dus aux réseaux de pores soit en interne soit en surface en fonction de la géométrie. On remarque que les éprouvettes de 5 mm ont des défauts critiques légèrement plus petits que les autres géométries. Il s'agit d'un effet de l'usinage qui coupe l'éprouvette originellement de 10 mm en deux. Ainsi, les plus gros défauts qu'on retrouve à cœur des éprouvettes peuvent être, eux aussi, coupés en deux, ce qui réduit leur taille.

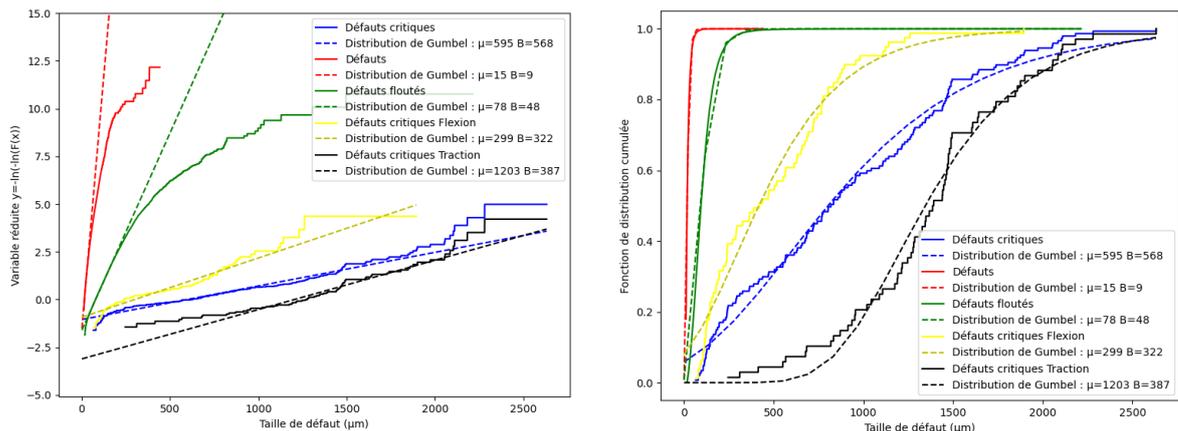


Figure 150 Distribution de la taille de défauts critiques, en traction et flexion, comparée à la distribution de défauts dans l'AlSi9Cu3, variable réduite : $y = -\ln(-\ln(F(x)))$

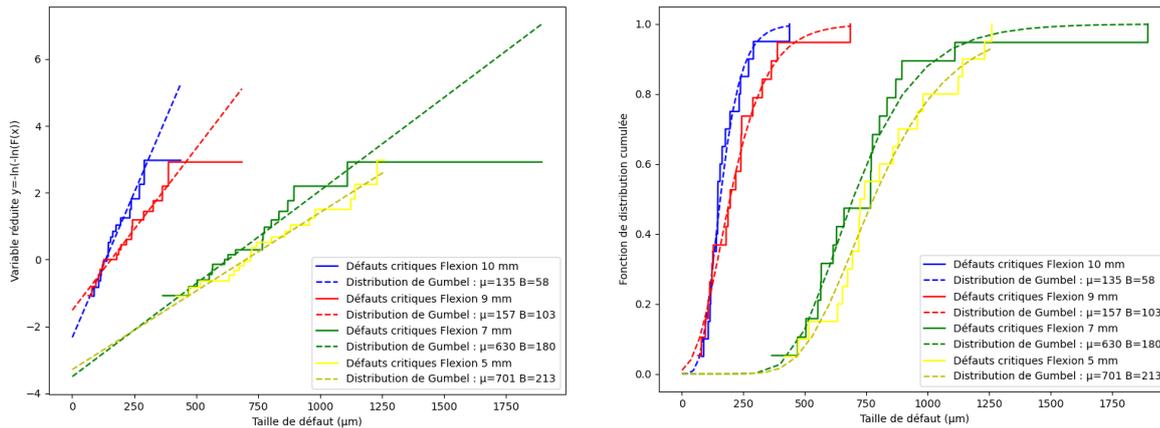


Figure 151 Distribution de la taille de défauts critiques en flexion selon la géométrie d'éprouvette, variable réduite : $y = -\ln(-\ln(F(x)))$

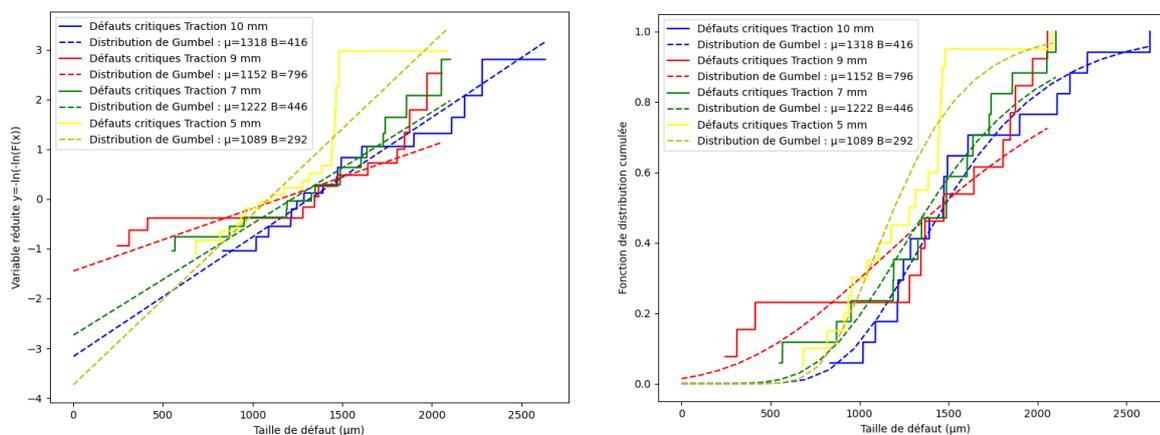


Figure 152 Distribution de la taille de défauts critiques en traction selon la géométrie d'éprouvette, variable réduite : $y = -\ln(-\ln(F(x)))$

III.6. Synthèse et conclusion sur le comportement en FGNC et les mécanismes d'endommagement

Cette partie regroupe tous les résultats de la campagne d'essais en fatigue sur des éprouvettes en AlSi9Cu3 coulé sous pression. Afin de comprendre le rôle du gradient de défauts et son interaction avec les gradients de contrainte, la campagne d'essais a été réalisée sur des éprouvettes graduellement usinées sur une seule face de 10 à 5 mm. Le but étant de rapprocher artificiellement les défauts de la surface libre. Deux sollicitations ont été utilisées : la flexion et la traction afin de faire varier le gradient de contrainte dans le matériau.

Les résultats des essais en traction montrent que :

- Toutes les géométries ont un comportement en fatigue très similaire avec une résistance comprise en 60 et 80 MPa à 2.10^6 cycles d'après le modèle de Basquin avec les contraintes corrigées en fonction de la position du défaut critique,
- Les fissures amorcent quasi-systématiquement sur des défauts du type réseaux de porosité ou réseaux + pore,
- Les sites d'amorçage pour les éprouvettes de 9 et 10 mm sont internes contrairement aux sites des éprouvettes de 5 et 7 mm qui sont en surface. C'est une conséquence claire de l'usinage qui a rapproché les défauts de la surface libre,
- On n'observe pas clairement d'effet de la position interne-surface du site d'amorçage sur les niveaux de résistance en fatigue.

Les résultats des essais en flexion montrent que :

- Lorsque l'épaisseur de l'éprouvette diminue, sa résistance à la fatigue diminue. On passe de 135 MPa à 85 MPa à 2.10^6 cycles en passant de 10 à 5 mm d'épaisseur avec les contraintes corrigées en fonction de la position du défaut critique. Ceci est dû à l'usinage qui rapproche les défauts les plus critiques de la zone où les contraintes sont maximales, i.e. la surface libre,
- Les fissures amorcent systématiquement en surface ou proche surface ce qui était attendu pour un chargement en flexion,
- Les éprouvettes de 9 et 10 mm amorcent sur des défauts du type petits pores gazeux ou retassures. Les éprouvettes de 5 et 7 mm amorcent sur des défauts du type réseaux ou réseaux + pore gazeux. Ceci est lié à l'usinage qui a rapproché les défauts à cœur en proche surface pour les éprouvettes les plus usinées.

La comparaison entre les essais en traction et en flexion montre que :

- Les résistances en fatigue des essais en traction sont plus faibles que la plus faible des résistances en flexion. Ceci est un effet du gradient de contrainte et du volume fortement sollicité qui est plus faible en flexion. Pour le cas des éprouvettes de 5 et 7 mm, les défauts sollicités en flexion et en traction sont du même type. Pour la même géométrie d'éprouvette, la criticité des défauts en surface varie en fonction de la sollicitation et donc du volume contraint.

Les résultats sur les mécanismes d'endommagement montrent que :

- L'analyse des faciès de rupture des éprouvettes testées en fatigue révèle l'apparition de défauts singuliers : les réseaux 3D de porosités. Ces réseaux sont de grande taille (> 1 mm) et semblent se comporter comme un défaut unique malgré le fait qu'ils soient composés d'un réseau tridimensionnel de porosités,
- La criticité des réseaux est très grande du fait de leur taille importante. Lorsqu'ils sont mis en concurrence avec des défauts proches de la surface en traction, les fissures amorcent quasi-systématiquement sur les réseaux à cœur,
- Les essais en flexion ont montré toute une gamme de type de défauts critiques différents en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette et de la zone sollicitée. On parle ici de pores gazeux, retassures, inclusions et réseaux de porosité,
- Les caractéristiques des types de défauts critiques sont très différentes notamment au niveau de la taille. La taille moyenne des défauts comprenant des réseaux dépasse le millimètre alors que les tailles moyennes des autres défauts sont de l'ordre de 200 μ m. De manière générale, plus un défaut est grand plus il sera tortueux,
- Dans certains cas, la forte tortuosité des défauts du type réseaux favorise l'amorçage de fissures à différents points du réseau formant finalement une fissure finale sur plusieurs plans,
- Il est à noter que la catégorisation des défauts entre surface et interne ne reflète pas l'entière complexité des comportements observés. En flexion, l'ensemble des défauts catégorisés en interne est proche de la surface contrairement aux défauts internes en traction qui sont à cœur de l'éprouvette. Ainsi, on pourrait parler d'amorçages en sous-couche dans le cas des essais en flexion,
- Pour finir, quelques faciès présentent un amorçage multiple avec coalescence de fissures sur des défauts du type retassure et porosité gazeuse en surface.

L'ensemble des observations réalisées à la suite des essais montre bien que le comportement en fatigue du matériau est piloté par le couple gradient de porosité – gradient de contrainte. Les interactions entre ces deux gradients jouent un rôle déterminant. Dans le cas d'une utilisation industrielle du matériau, il sera

très important de maîtriser soit la distribution des défauts soit le niveau de contrainte dans les zones les plus critiques (les plus poreuses). Les usinages souvent réalisés pour le passage des vis d'assemblage pourront avoir un impact significatif sur le comportement en fatigue. Pour prévoir les niveaux de contraintes admissibles en fonction de la distribution de défaut, on se propose de quantifier la criticité des défauts dans le chapitre suivant.

**Chapitre IV : Rôle des défauts sur le
comportement en FGNC de
l'AlSi9Cu3 : interprétation et
modélisation des effets de gradient de
porosité**

Chapitre IV : Rôle des défauts sur le comportement en FGNC de l'AlSi9Cu3 : interprétation et modélisation des effets de gradient de porosité

IV.1. Introduction

Dans le chapitre III, nous avons présenté les résultats de la campagne d'essais en fatigue et observé le rôle déterminant des défauts en tant que site d'amorçage des fissures. La présence de réseaux de pores très critiques a été notée. Nous avons constaté différents comportements en fatigue en fonction de la géométrie des éprouvettes et des sollicitations appliquées. Dans ce chapitre, on se propose de quantifier la criticité des défauts par une approche du type diagramme de Kitagawa-Takahashi (Takahashi and Kitagawa, 1976) qui présente la résistance en fatigue (σ_{amp}) en fonction de la taille des défauts (\sqrt{aire}) et d'étudier l'évolution du seuil du facteur d'intensité de contraintes (ΔK_{th}) en fonction de la taille des défauts (\sqrt{aire}) à l'amorçage, pour un nombre de cycles équivalent à 2.10^6 .

Dans un premier temps, on propose d'introduire les principaux modèles issus de la mécanique linéaire élastique de la rupture utilisés pour rendre compte de l'effet des défauts sur la tenue en fatigue. Cette méthode repose sur l'hypothèse d'équivalence entre défauts et fissures sans tenir compte des paramètres morphologiques des défauts autres que la taille. Les modèles utilisés lors de cette thèse et décrits dans la suite sont les modèles de Murakami, de Takahashi et de El Haddad (El Haddad et al., 1979; Murakami, 2002; Takahashi and Kitagawa, 1976) .

Dans une deuxième partie, nous analyserons l'effet des différents paramètres morphologiques afin de mettre en évidence le rôle prépondérant de la taille du défaut sur la dispersion des résultats en fatigue. On s'intéressera à la dispersion liée au nombre de cycles et à la morphologie des défauts.

La troisième partie traitera de l'effet de la taille des défauts sur le comportement en fatigue grâce aux diagrammes de Kitagawa-Takahashi et à l'étude du seuil de propagation. On mettra en avant les différents effets des conditions de chargement, des géométries, de la nature des défauts et de la position d'amorçage. On présentera également une modélisation des comportements en fonction de la position d'amorçage, interne ou surface, grâce aux modèles présentés en première partie.

La dernière partie sera consacrée à la comparaison du comportement de l'AlSi9Cu3 coulé sous pression avec d'autres alliages d'aluminium coulés gravité afin d'analyser l'effet de la microstructure (taille de grain et SDAS) et des caractéristiques mécaniques (monotone et en écrouissage cyclique) sur le comportement en fatigue.

IV.2. Présentation des modèles basés sur la mécanique linéaire de la rupture et de la méthodologie d'ajustement des modèles

IV.2.1. Généralités sur la mécanique linéaire de la rupture

L'utilisation de la mécanique linéaire élastique de la rupture pour quantifier la criticité des défauts en fatigue repose sur l'hypothèse conservatrice selon laquelle un défaut peut être approximé par une fissure. Il est alors possible d'exprimer un facteur d'intensité de contrainte à partir de la contrainte et la taille du défaut par la relation suivante (Eq. 12) :

$$\Delta\sigma = \frac{\Delta K}{Y\sqrt{\pi\sqrt{aire}}}$$

Eq. 12

où ΔK_{th} est l'étendue du facteur d'intensité de contrainte, $\Delta\sigma$ est l'étendue des contraintes i.e. le double de l'amplitude de contrainte et \sqrt{aire} la racine de l'aire du défaut dans le plan perpendiculaire à la contrainte principale. Le terme Y correspond au facteur de forme qui varie en fonction de la position du défaut. Dans notre cas, le facteur d'intensité de contrainte est calculé grâce aux approximations formulées par Murakami qui dépendent de la distance du défaut par rapport à la surface. Pour un défaut à cœur, on prend $Y = 0,5$ et pour un défaut en surface, on prend $Y = 0,65$ (Murakami, 2002).

L'approche par la mécanique linéaire de la rupture considère que la limite d'endurance est atteinte dès lors qu'une fissure peut se propager sous l'effet de la sollicitation appliquée et donc dès que le facteur d'intensité de contrainte d'une fissure de taille équivalente à celle du défaut dépasse le seuil de propagation de fissure. Dans un tel cas, la phase d'amorçage n'est pas considérée d'où le caractère conservatif de l'approche.

Une deuxième limite du modèle est l'absence de prise en compte de la morphologie des défauts à une échelle locale. Comme on le verra par la suite, la taille et la position peuvent être prises en compte mais des paramètres comme la sphéricité et la tortuosité ne le sont pas. Or, il a été montré (Schönbauer and Mayer, 2019; Xie et al., 2021) que ces deux paramètres peuvent présenter un effet significatif sur les distributions des contraintes autour des défauts, donc sur le facteur d'intensité de contrainte au voisinage du défaut et donc sur sa criticité. On discutera de ces effets dans la suite du chapitre.

IV.2.2. Modèle de El Haddad

Le modèle de El Haddad (El Haddad et al., 1979) est un modèle souvent utilisé pour prévoir le seuil de propagation des fissures en fatigue. Il permet de prendre en compte le comportement du matériau sur une large gamme de tailles de défaut de manière continue jusqu'à une taille de défaut nulle. Pour cela, les auteurs postulent un facteur d'intensité de contrainte seuil de la forme (Eq. 13) :

$$\Delta K_{th} = f\Delta\sigma_{th}\sqrt{\pi a} \quad \text{Eq. 13}$$

Puis ils introduisent un paramètre correspondant à une longueur fictive intrinsèque de telle sorte que leur formulation soit valable aussi bien pour les fissures longues que courtes (Eq. 14) :

$$\Delta K_{th,lc} = f\Delta\sigma_{th}\sqrt{\pi(a + a_H)} \quad \text{Eq. 14}$$

On obtient alors la formulation suivante (Eq. 15) en égalisant les deux équations (Eq. 13 et Eq. 14) sur l'étendue de contrainte seuil et en réarrangeant les termes :

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th,lc} \sqrt{\frac{a}{a + a_H}} \quad \text{Eq. 15}$$

où $\Delta K_{th,lc}$ est le seuil de propagation pour les fissures longues, a_H la longueur intrinsèque de El Haddad et a la taille de la fissure. On constate que la limite de la fonction lorsque la taille de la fissure augmente tend de manière croissante vers le seuil de propagation des fissures longues.

On peut réécrire cette formule en amplitude de contraintes grâce à l'équation pour une taille de défaut nulle (Eq. 16) :

$$\Delta K_{th,lc} = f \Delta \sigma_H \sqrt{\pi a_H}$$

Eq. 16

En injectant Eq. 16 dans Eq. 15, on obtient la formule suivante (Eq. 17) :

$$\sigma_{amp} = \sigma_{amp,H} \sqrt{\frac{a_H}{a + a_H}}$$

Eq. 17

où a_H est la longueur intrinsèque de El Haddad, $\sigma_{amp,H}$ est l'amplitude de contraintes seuil de El Haddad correspondant à celle du matériau sans défaut, $\Delta \sigma_H$ est égale à deux fois $\sigma_{amp,H}$ et σ_{amp} est l'amplitude de contraintes. Cette fonction tend vers la contrainte seuil de El Haddad lorsque la taille de défaut tend vers zéro permettant ainsi de décrire de manière continue la transition entre les régimes en fatigue des matériaux sans défaut et avec défauts. La pente de la fonction dans un diagramme logarithmique lorsque la taille de défaut augmente tend vers - 0,5.

IV.2.3. Modèle combiné du seuil en contraintes, de Murakami et de Takahashi

Dans le but de modéliser l'effet de la taille de défaut sur le comportement en fatigue pour une large gamme de taille, on utilise un modèle combiné comme a pu le présenter Schönbauer (Schönbauer and Mayer, 2019). Ce modèle combiné permet de rendre compte de la transition entre régime de résistance en fatigue des matériaux sans défaut et avec défaut, mais de manière non continue ce qui permet une meilleure analyse des mécanismes et régime de propagation en fissures longues et courtes. Trois régimes de résistance distincts délimités par deux tailles de défauts sont considérés comme présenté en Figure 153 (a) pour le seuil d'intensité de contraintes et (b) pour la résistance en fatigue.

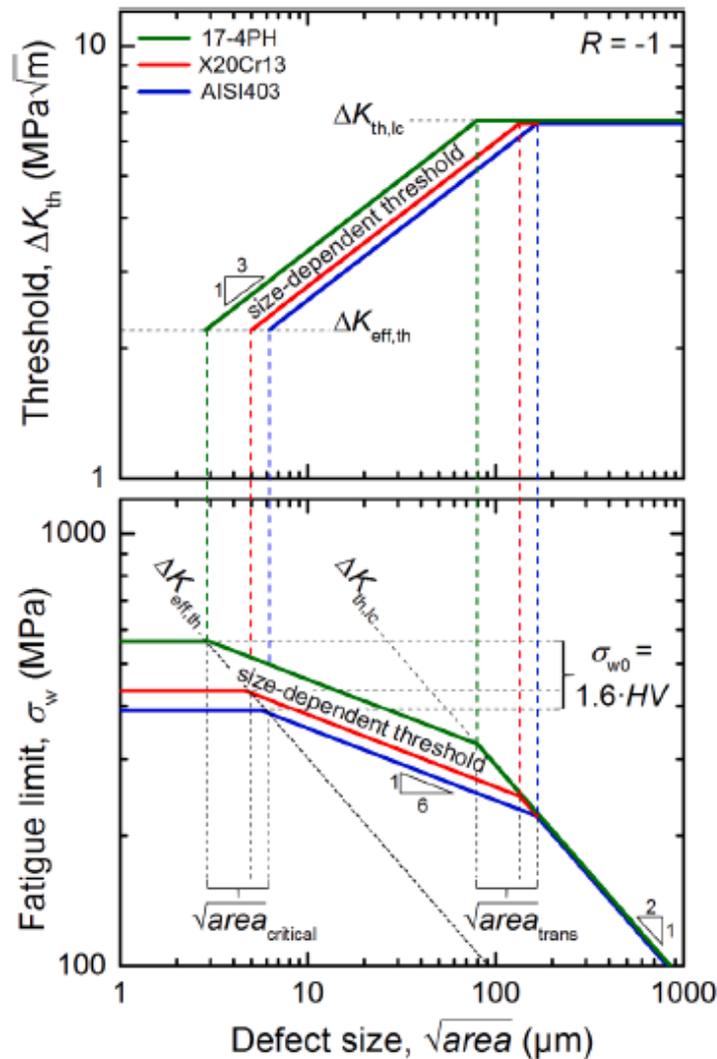


Figure 153 Mise en évidence des deux domaines d'effet de la taille de défaut pour le facteur d'intensité de contraintes (haut : a) et des trois domaines d'effet de la taille de défaut pour les contraintes (bas : b) (Schönbauer and Mayer, 2019)

Pour le premier domaine, la résistance en fatigue ne dépend pas de la taille du défaut jusqu'à la taille a_c . La taille a_c est définie comme la taille de défaut minimale à partir de laquelle on constate un effet de la taille de défaut sur la contrainte qui délimite la zone de non-propagation de fissure. Cette taille devrait être de l'ordre de grandeur de la taille de paramètres microstructuraux comme la taille de grain. Pour des tailles inférieures, d'autres mécanismes associés à l'amorçage pilotent la résistance en fatigue. Ce domaine n'est pas défini par le seuil du facteur d'intensité de contrainte dans le cas étudié. L'équation qui définit ce domaine en contraintes est la suivante (Eq. 18) :

$$\sigma_{amp} = \sigma_{amp,seuil} \tag{Eq. 18}$$

où $\sigma_{amp,seuil}$ est une contrainte seuil indépendante de la taille de défaut et relative à la résistance du matériau sans défaut.

Le deuxième domaine est défini entre deux tailles de défauts, a_c et a_t , et correspond au modèle de Murakami. La taille a_t est définie comme la taille à partir de laquelle les défauts sont assimilables à des fissures longues. Ce domaine est transitoire et caractérisé par la mise en place progressive des effets de fermeture de fissure avec l'augmentation de la taille de fissure. La fissure est mécaniquement et physiquement courte dans ce domaine. Il est défini empiriquement par les équations suivantes (Murakami, 2002) :

Pour le seuil (Eq. 19) :

$$\Delta K_{th} = g(HV + 120)\sqrt{aire}^{1/3} \quad \text{Eq. 19}$$

Pour la contrainte (Eq. 20) :

$$\sigma_{amp} = f(HV + 120)\sqrt{aire}^{-1/6} \quad \text{Eq. 20}$$

où g et f sont des constantes, HV est la dureté Vickers et \sqrt{aire} est la racine de l'aire du défaut dans le plan perpendiculaire à la contrainte principale.

Le troisième domaine est défini pour des tailles de défauts supérieures à a_t . Il est caractérisé par l'atteinte du seuil de propagation des fissures longues qui implique que les mécanismes de fermeture de fissure sont entièrement développés. En contraintes, on utilise un modèle qui s'apparente au modèle de Takahashi et qui découle de la constance du seuil de propagation en fissure longue à savoir :

Pour le seuil (Eq. 21) :

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th,lc} \quad \text{Eq. 21}$$

Pour la contrainte (Eq. 22) :

$$\Delta\sigma = Y^{-1}\Delta K_{th,lc}\sqrt{\pi\sqrt{aire}}^{-1} \quad \text{Eq. 22}$$

Simplifié en (Eq. 23) :

$$\sigma_{amp} = C_{lc}\sqrt{aire}^{-1/2} \quad \text{Eq. 23}$$

où Y et C_{lc} sont des constantes, $\Delta K_{th,lc}$ est le seuil de propagation pour les fissures longues et \sqrt{aire} est la racine de l'aire du défaut dans le plan perpendiculaire à la contrainte principale. Il est ainsi possible d'identifier des équivalences avec le modèle de El Haddad, notamment dans le domaine où la taille du défaut est faible et dans le domaine des fissures longues.

L'hypothèse de continuité aux bornes des différents domaines de résistance : matériaux sans défaut - fissures courtes - fissures longues est utilisée pour identifier les paramètres du modèle.

Ainsi :

$$\begin{cases} \sigma_{amp,seuil} = f(HV + 120)a_c^{-1/6} \\ f(HV + 120)a_t^{-1/6} = C_{lc}a_t^{-1/2} \end{cases}$$

Eq. 24

Donc :

$$\begin{cases} f = \frac{\sigma_{amp,seuil}}{HV + 120} a_c^{1/6} \\ C_{lc} = \sigma_{amp,seuil} a_t^{1/3} a_c^{1/6} \end{cases}$$

Eq. 25

Pour le seuil :

$$g = \frac{\Delta K_{th,lc}}{(HV + 120)a_t^{1/3}}$$

Eq. 26

Pour résumer, le modèle est défini par les systèmes suivants :

$$\sigma_{amp} = \begin{cases} \sigma_{amp,seuil} & \text{si } \sqrt{aire} < a_c \\ \sigma_{amp,seuil} a_c^{1/6} \sqrt{aire}^{-1/6} & \text{si } a_c < \sqrt{aire} < a_t \\ \sigma_{amp,seuil} a_c^{1/6} a_t^{1/3} \sqrt{aire}^{-1/2} & \text{si } a_t < \sqrt{aire} \end{cases}$$

Eq. 27

$$\Delta K_{th} = \begin{cases} \Delta K_{th,lc} a_t^{-1/3} \sqrt{aire}^{1/3} & \text{si } \sqrt{aire} < a_t \\ \Delta K_{th,lc} & \text{si } a_t < \sqrt{aire} \end{cases}$$

Eq. 28

Le modèle combiné présente un certain avantage car il permet une comparaison directe entre les diagrammes de Kitagawa-Takahashi et les courbes en seuils permettant ainsi d'assoir la modélisation sur une base expérimentale plus large et de rendre ainsi plus robuste l'identification de ses paramètres. Ainsi, l'avantage principal du modèle combiné est son lien avec les mécanismes de propagation de fissure pour les grandeurs a_c et a_t , là où le modèle de El Haddad ne fait pas de lien entre grandeur fictive intrinsèque et dimensions microstructurales.

IV.3. Détermination des paramètres agissant au premier ordre sur le comportement en fatigue et prise en compte de l'effet du nombre de cycles et de la morphologie des défauts

La partie précédente a présenté les modèles qu'on utilisera par la suite. Cette partie a pour but d'étudier les résultats de la campagne en caractérisant l'effet des défauts sur le comportement en FGNC de l'AlSi9Cu3 coulé sous pression. Avant d'analyser les effets des paramètres des essais sur le comportement en fatigue de l'AlSi9Cu3 coulé sous pression, on souhaite déterminer les paramètres qui agissent au premier ordre sur la criticité des défauts.

IV.3.1. Effet de la taille du défaut

La Figure 154 présente l'ensemble des courbes de Wöhler en traction et flexion à $R=-1$ en contraintes corrigées. Pour chaque essai, on reporte la racine de l'aire du défaut critique à l'origine de la fissure menant à la ruine du matériau. Avec l'échelle de couleur, on voit clairement que la taille du défaut est corrélée à la contrainte admissible en fatigue et dans une plus faible mesure au nombre de cycles à rupture. Il y a un dégradé net en contraintes entre 160 MPa et 60 MPa du bleu vers le jaune ce qui indique une augmentation de la taille des défauts critiques avec la diminution de la contrainte admissible. Il semble y avoir un léger dégradé avec l'augmentation du nombre de cycle à iso contraintes du jaune vers le bleu, ce qui indique une augmentation du nombre de cycles pour une diminution de la taille des défauts. Ces résultats confirment ceux de la littérature.

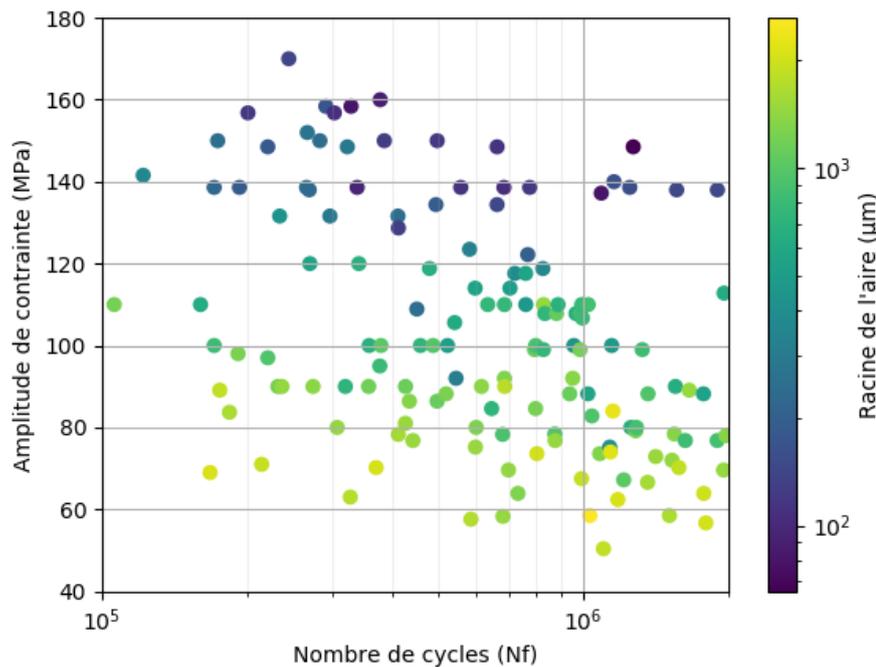


Figure 154 Ensemble des courbes de Wöhler mettant en avant l'effet de la taille de défaut critique sur la tenue en fatigue de l'AlSi9Cu3

IV.3.2. Effet de la morphologie des défauts

Pour analyser l'effet de la morphologie des défauts et après avoir mis en évidence le rôle majeur de la taille de défaut, il est possible de reprendre les données dans un diagramme de Kitagawa-Takahashi et d'y associer un paramètre de forme, à savoir, dans notre cas, le ratio entre la longueur de Féret minimum et maximum mesurée pour chaque défaut. Cette représentation ne révèle pas de couplage net entre la contrainte admissible et la morphologie des défauts comme on peut le voir sur la Figure 155. La prise en compte de la morphologie est difficile lorsqu'on mesure les défauts sur des faciès de rupture surtout dans le cas des réseaux qui ont des géométries très complexes. Une approche systématique via une détection algorithmique des contours sur tomographie RX serait préférable afin de mieux prendre en compte cet effet.

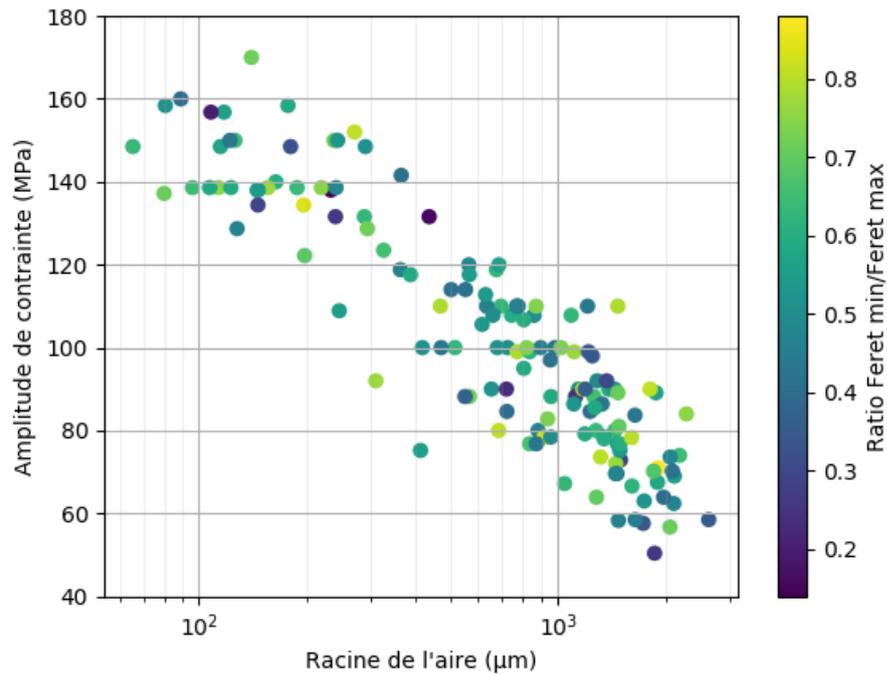


Figure 155 Mise en évidence de l'effet de la morphologie des défauts à 2.10^6 cycles

IV.3.3. Effet du nombre de cycles

Le diagramme de Kitagawa-Takahashi est élaboré à nombre de cycles défini et l'utilisation de résultats de fatigue collectés à différents nombres cycles peut être à l'origine d'une dispersion significative des résultats pouvant causer un biais d'interprétation. A iso-taille de défaut, on s'attend à observer un nombre de cycles plus important lorsque la contrainte est plus faible. Pour mieux appréhender cet effet, on associe le nombre de cycles à chaque point sur le diagramme de Kitagawa-Takahashi (Figure 156). On constate alors un effet assez clair du nombre de cycles à iso-taille de défaut. Les éprouvettes présentant les nombres de cycles à rupture les plus élevés sont dans la partie basse de la bande de dispersion, a contrario, les éprouvettes avec les plus faibles nombres de cycles à rupture sont dans la partie haute.

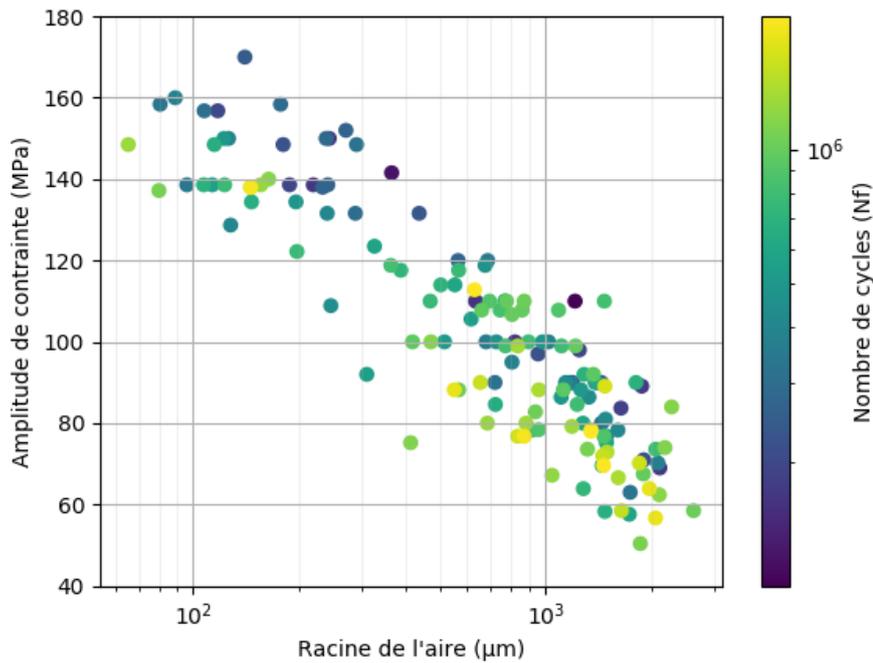


Figure 156 Mise en évidence de l'effet du nombre de cycles à rupture sur un diagramme de Kitagawa-Takahashi

Pour prendre en compte cet effet dans la modélisation, on met en place une interpolation de Nicholas (Maxwell and Nicholas, 1999) sur le nombre de cycles et la contrainte comme celle utilisée pour l'analyse des essais de fatigue via la méthode de l'escalier (Eq. 7). Cette interpolation moyenne la contrainte entre deux paliers de l'escalier en fonction du nombre de cycles réalisés lors du dernier palier. Ainsi, si l'essai ne dure que peu de cycles, la contrainte interpolée sera proche du palier précédent. Si l'essai fait un grand nombre de cycles, la contrainte sera proche de la contrainte subie au rang n .

Pour mieux visualiser l'effet de l'interpolation sur le diagramme de Kitagawa-Takahashi, on trace tous les essais qui ont nécessité une reprise afin d'avoir le palier rompu et le dernier palier non-rompu sur le même graphique. On ajoute alors les points obtenus après l'interpolation de Nicholas comme on peut le voir sur la Figure 157. Les points interpolés délimitent les domaines de rupture et de non-rupture dans les conditions de nos essais. Par la suite, tous les diagrammes présentés utiliseront cette interpolation. Dans le cas des éprouvettes qui ont rompu dès leur premier palier, on utilise un palier inférieur fictif.

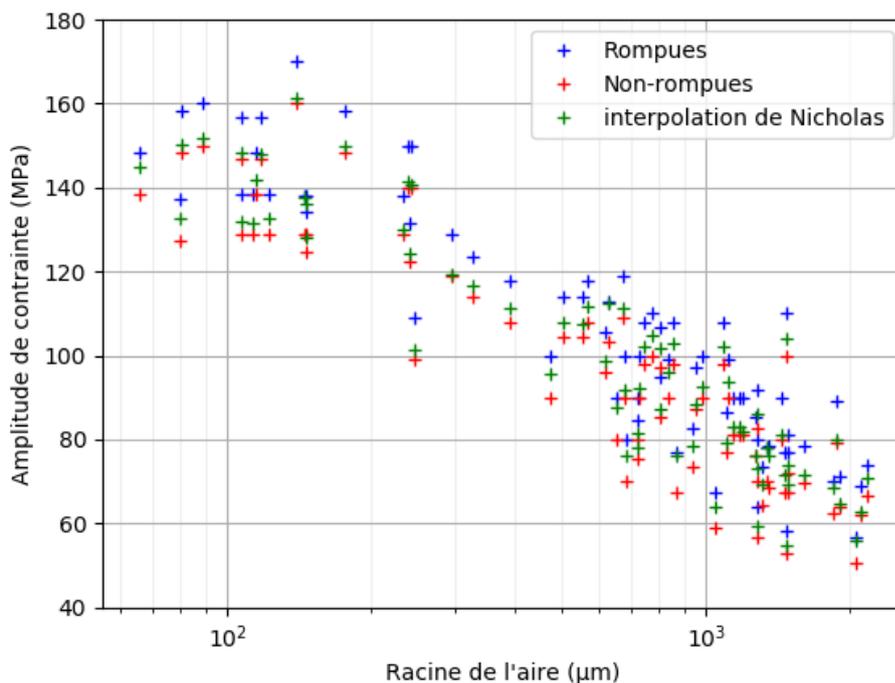


Figure 157 Effet de l'interpolation de Nicolas sur la contrainte des essais en fatigue

IV.4. Analyse quantitative de l'effet de la taille de défaut sur la résistance en fatigue à 2.10^6 cycles

Dans cette partie, on se propose d'étudier l'effet des conditions de chargement sur le comportement en fatigue de l'AlSi9Cu3 coulé sous pression. On commencera par étudier la continuité de la distribution en fonction de la configuration d'essais puis on étudiera les effets de la sollicitation, traction ou flexion, de la nature du défaut et finalement de la position de l'amorçage, interne ou surface. Cette partie se terminera par une proposition de modélisation à partir des données en distinguant amorçage interne et surface.

IV.4.1. Validité d'une dépendance unique à la taille du défaut selon les configurations d'essais

Dans cette étude, on cherche des tendances sur l'ensemble des essais afin de caractériser l'effet des défauts et des gradients. Pour cela, on aimerait s'assurer que les essais sont comparables entre eux. Etant donné la nature différente des défauts et de toutes les géométries et sollicitations étudiées, est-il pertinent de mélanger tous les essais dans une analyse commune ?

L'analyse est menée dans les espaces résistance en fatigue – taille de défaut et seuil du facteur d'intensité de contraintes – taille de défaut pour une durée de vie de 2.10^6 de cycles. L'idée est d'observer le chevauchement entre les différentes configurations pour s'assurer d'une bonne continuité de la distribution. On cherche à montrer que toutes les configurations ne forment qu'un seul ensemble de données cohérent. On observe la Figure 158 qui présente toutes les configurations sur un diagramme de Kitagawa-Takahashi. L'aspect général de l'ensemble des données semble suivre une tendance à la décroissance avec la taille du défaut. On observe trois points en traction 9 mm qui sont singulièrement plus bas que la distribution générale. Les faciès de rupture associés ne révèlent aucune caractéristique particulière et rien ne semble expliquer cet écart avec la distribution.

Si on s'intéresse plus finement à la distribution des points, on constate un écart au niveau du raccordement entre les nuages de points des essais en flexion de 10 et 9 mm et la suite de la distribution. On observe néanmoins deux essais en flexion de 7 mm qu'on retrouve au niveau des données en flexion 10 et 9 mm.

On trouve aussi un point des essais en flexion 9 mm au niveau des premiers points des essais en flexion 5 mm. L'ensemble nous permet de conclure à un recouvrement des configurations et une continuité de la distribution des points selon les configurations d'essais.

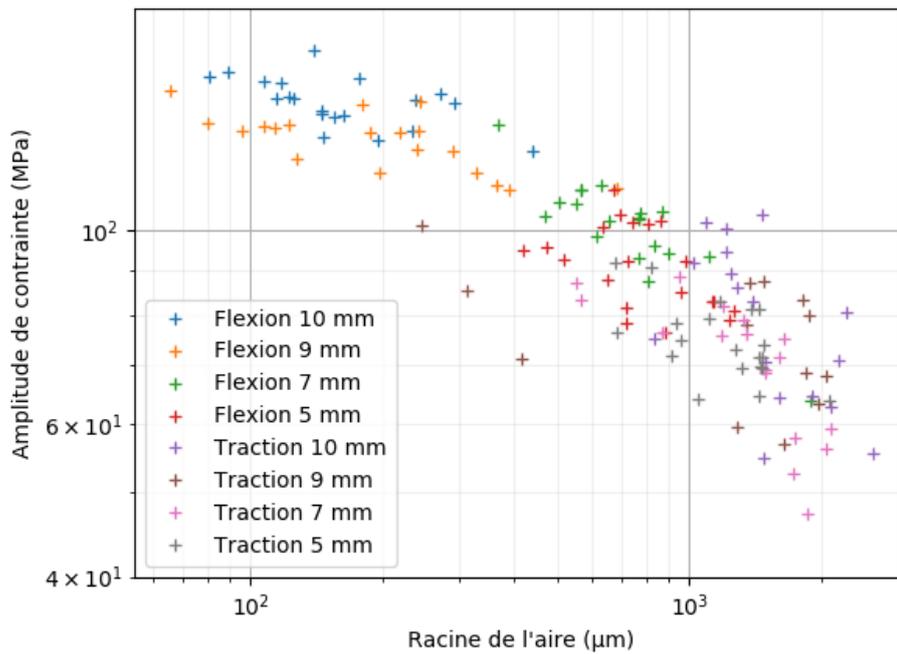


Figure 158 Diagramme de Kitagawa-Takahashi réparti selon le type de sollicitation et la géométrie

Le diagramme en facteur d'intensité de contraintes (Figure 159) montre aussi une bonne continuité de la distribution pour toutes les configurations d'essais. On retrouve sensiblement les mêmes observations que sur le diagramme de Kitagawa-Takahashi. On note une dispersion plus élevée pour les grandes tailles de défaut. L'étude de la continuité des distributions sur les deux types de diagramme montre donc qu'il est pertinent de poursuivre l'étude globale de toutes les sollicitations.

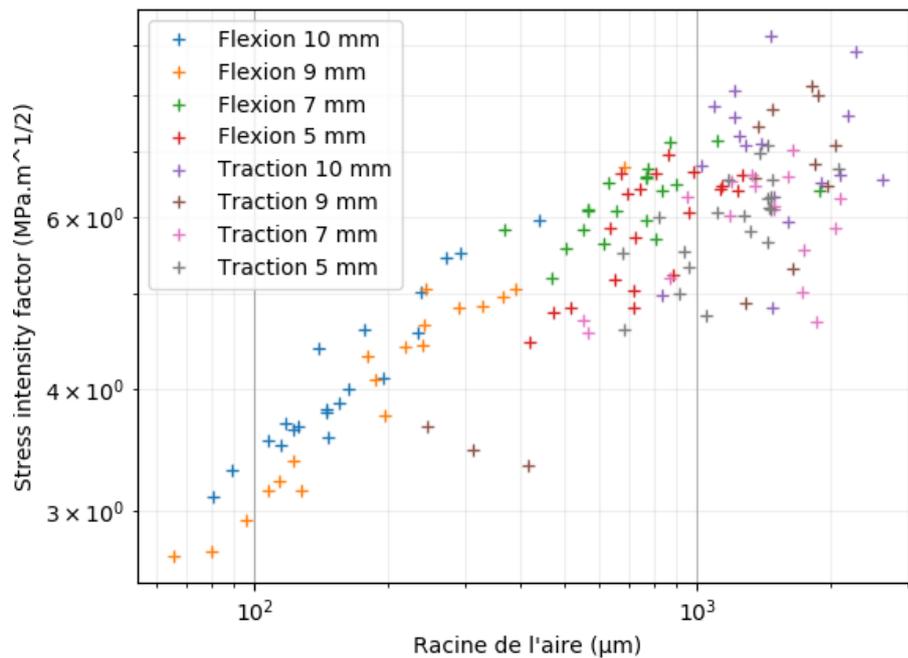


Figure 159 Diagramme en facteur d'intensité de contraintes répartie selon le type de sollicitation et la géométrie

IV.4.2. Étude de l'effet du type de chargement : Flexion et Traction

Pour étudier l'effet du type de chargement, flexion ou traction, on trace sur un diagramme de Kitagawa-Takahashi les résultats des essais pour chaque type de sollicitation (Figure 160). On observe une forte séparation des points par type de sollicitation. En flexion, la taille des défauts va de 60 à 2 000 μm environ avec une forte présence entre 100 et 1 000 μm . Les niveaux en contrainte vont de 145 MPa pour les plus petits défauts à 65 MPa pour les plus grands. En traction, on observe aussi une grande gamme de taille entre 250 et 2 500 μm environ avec une forte présence entre 1 000 et 2 000 μm . Les niveaux de contrainte sont plus faibles qu'en flexion du fait de la taille plus grande des défauts. On observe un niveau de 100 MPa environ pour les plus petits défauts jusqu'à 45-50 MPa pour les plus gros.

Dans la zone de taille de défauts comprise entre 500 et 1 500 μm , on observe un chevauchement des distributions comme mentionné dans la partie précédente. Ce chevauchement tend à montrer qu'il n'y a pas de grandes différences entre le comportement en flexion et traction à iso taille de défaut. On observe qu'en traction, les défauts sont d'une taille bien plus importante que ceux en flexion même comparés aux plus gros défauts en flexion. On attribue ce phénomène aux volumes sollicités qui sont différents entre les deux sollicitations. En flexion, le gradient de contrainte engendre un volume sollicité plus faible comparé à celui en traction.

Ces différences de distributions s'expliquent entièrement par le gradient de porosité et de contrainte pour les différentes configurations d'essais. Comme on l'a vu dans le chapitre précédent, en traction, les défauts critiques sont systématiquement les plus gros défauts présents à cœur. A contrario, en flexion, les défauts critiques sont ceux situés en surface d'où l'évolution de la taille des défauts critiques sur une large gamme grâce ou à cause de l'usinage.

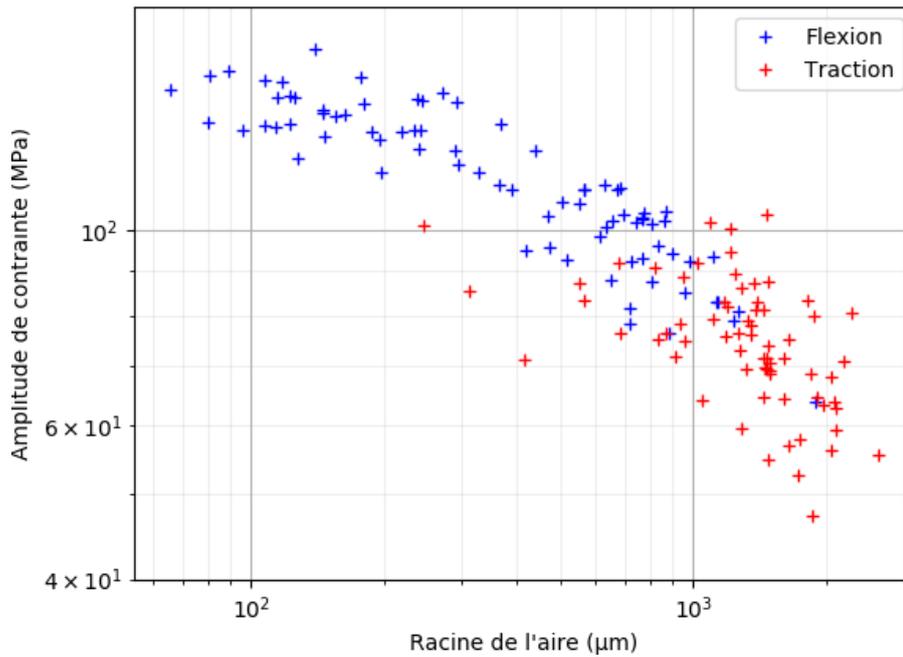


Figure 160 Diagramme de Kitagawa-Takahashi réparti par type de sollicitation

Sur le diagramme en intensité de contraintes (Figure 161), on retrouve les mêmes observations que sur le diagramme de Kitagawa-Takahashi avec, comme caractéristique supplémentaire, une dispersion qui augmente avec accroissement de la taille de défaut. Cet effet est d'autant plus marqué pour les essais en traction dont les tailles de défaut sont importantes. On traitera de cet effet par la suite.

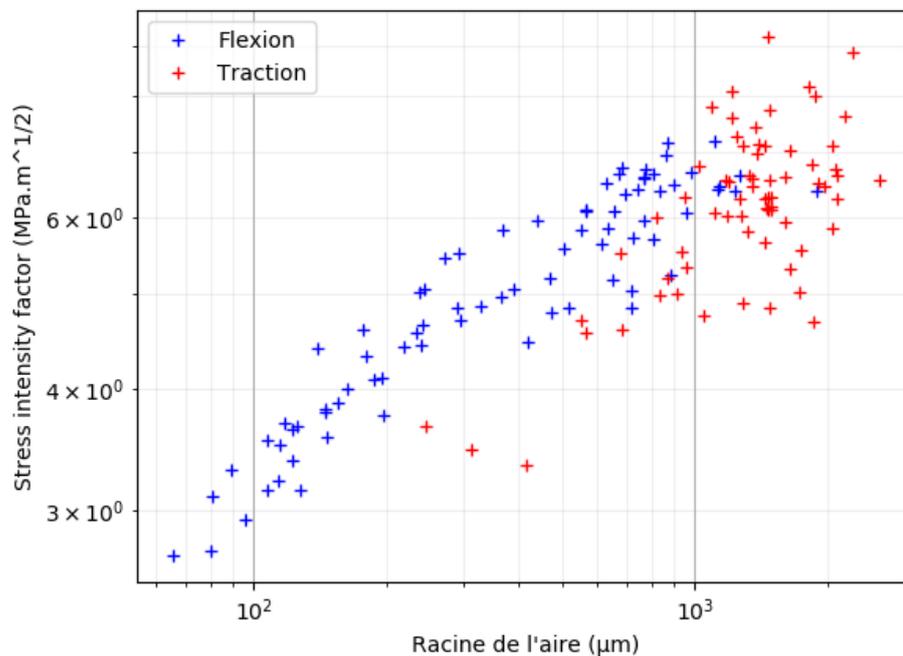


Figure 161 Diagramme en facteur d'intensité de contraintes réparti par type de sollicitation

IV.4.3. Etude de l'effet de la nature du défaut critique

L'analyse est de nouveau menée dans les espaces résistance en fatigue – taille de défaut et seuil du facteur d'intensité de contraintes – taille de défaut pour une durée de vie de $2 \cdot 10^6$ en discriminant, cette fois, le type de défaut critique. Comme on pouvait s'y attendre grâce aux analyses faites sur les faciès de rupture,

il y a une forte corrélation entre taille et type de défaut. Les défauts de tailles importantes correspondent aux défauts présentant des réseaux. Les défauts de petites tailles correspondent aux pores gazeux et retassures. En flexion, en augmentant l'épaisseur usinée, on découvre des défauts de tailles de plus en plus importantes et dont la nature passe des pores classiques aux réseaux. On peut clairement voir cet effet lorsqu'on compare la Figure 160 et la Figure 161. En traction, les défauts critiques sont de même nature et de même taille pour toutes les configurations d'essai.

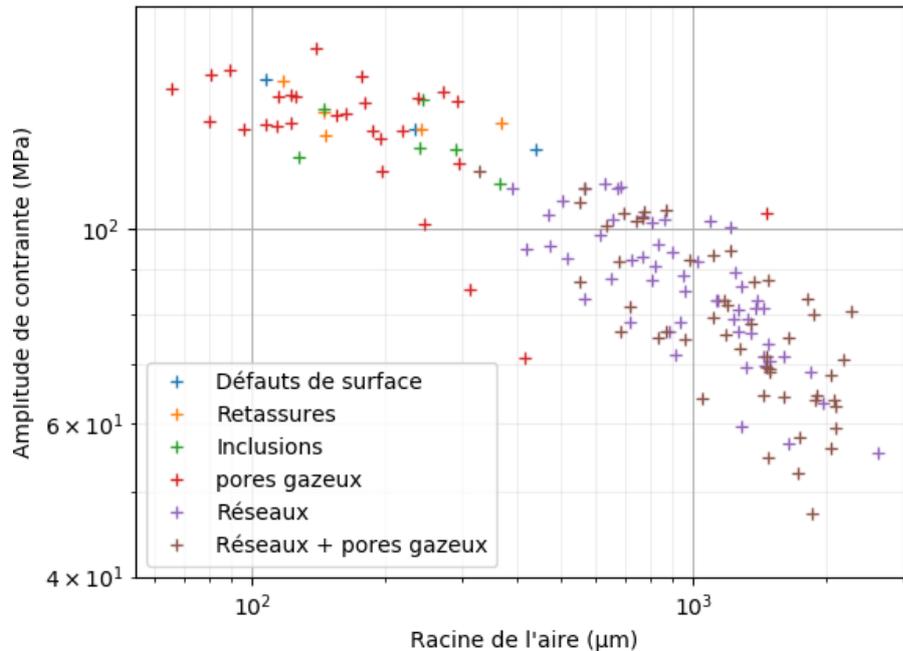


Figure 162 Diagramme de Kitagawa-Takahashi réparti par nature de défaut critique

L'analyse du diagramme en facteur d'intensité de contraintes (Figure 163) aboutit aux mêmes conclusions que le diagramme de Kitagawa-Takahashi. Encore une fois, on observe une plus grande dispersion pour les grandes tailles de défaut. On note cependant que cette dispersion apparaît au niveau du changement de nature de défauts critiques, dans la zone des défauts à réseaux. Une partie de la dispersion peut alors être expliquée par la tortuosité et la complexité de ce type de défauts qui induit une perte de corrélation entre criticité et taille apparente du défaut. On note aussi une plus grande difficulté de mesure de la taille des défauts de type réseaux sur les faciès de rupture comparée aux défauts classiques. On montrera cependant dans la suite qu'un autre facteur impactant cette dispersion est la position de l'amorçage : interne ou surfacique. Pour rappel, la méthode de mesure des défauts, notamment ceux de type réseau est illustrée dans la partie III.5.1.1 du chapitre III.

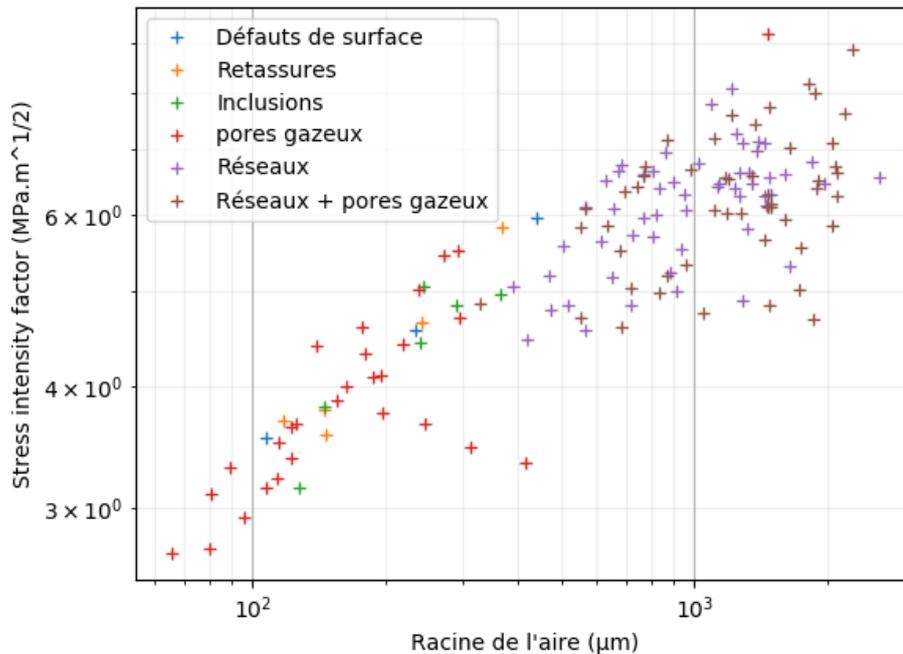


Figure 163 Diagramme en facteur d'intensité de contraintes réparti par nature de défaut critique

IV.4.4. Etude de l'effet de la position d'amorçage : interne et surface

On étudie l'effet de la position de l'amorçage en surface ou en interne en traçant l'ensemble des essais en fonction de leur position d'amorçage. La différence de comportement entre amorçage en surface et amorçage interne est attribuée à deux facteurs : le premier lié à l'effet de l'environnement sur les cinétiques de propagation de fissures, et le second purement mécanique. En effet, pour ce type d'alliages, les vitesses de propagation sous vide et sous air sont différentes (Mayer et al., 2005). Ainsi, une fissure sous atmosphère propage plus rapidement et a un seuil plus faible qu'une fissure sous vide. La part de propagation étant relativement importante dans le cas qui nous concerne, ces différences impactent directement les durées de vie en fatigue. Pour le deuxième facteur, à iso-taille de fissure, une fissure de surface a un facteur d'intensité de contraintes plus élevé qu'une fissure à cœur, ce qui implique directement une vitesse de propagation plus élevée (Murakami, 2002). Ainsi, si on trace le diagramme de Kitagawa-Takahashi et le diagramme en facteur d'intensité de contraintes des essais regroupés par position d'amorçage en surface et en interne, on s'attend à observer une différence entre les deux types avec des contraintes et seuils plus élevés pour les amorçages internes.

La Figure 164 et la Figure 165 présentent l'effet de la position d'amorçage sur le comportement en fatigue de notre alliage respectivement dans un diagramme de Kitagawa-Takahashi et sur un diagramme en facteur d'intensité de contraintes. Pour le diagramme de Kitagawa-Takahashi, on observe que les points pour les amorçages internes sont légèrement au-dessus des points pour les amorçages en surface. Cependant, on a une plus grande dispersion dans le cas des amorçages internes. Cette observation va donc dans le sens supposé de l'effet de la position d'amorçage sur le comportement en fatigue. Dans la littérature, on retrouve des effets faibles de la localisation du défaut critique par rapport à la surface libre pour cet alliage ce qui n'est pas habituel en fatigue (Linder et al., 2006; Mayer et al., 2003).

Lorsqu'on observe les résultats sur le diagramme en facteur d'intensité de contraintes, on constate que les points pour les amorçages internes sont nettement en dessous des points correspondant à l'amorçage en surface. Cela se traduit donc par un seuil de propagation plus faible pour les fissures internes ce qui est en contradiction avec les résultats attendus. On attire cependant l'attention sur le fait que les formules utilisées pour calculer les facteurs d'intensité de contraintes donnent dans notre cas des valeurs qui pourraient être assez éloignées de la réalité. Dans le cas des réseaux, aucun outil n'a été développé pour prendre en compte

des géométries aussi complexes. Ainsi, le fait de changer le facteur de forme Y par 0,5 ou 0,65 est clairement une simplification qui, en soit, a un effet sur la position relative des points correspondant aux amorçages internes et en surface. Cette hypothèse de travail sera réanalysée grâce à la modélisation dans la suite du document.

On va maintenant chercher à modéliser l'effet de la taille défaut pour les deux positions d'amorçage grâce au modèle de El Haddad et au modèle combiné présentés dans la première partie. On s'intéressera à la dispersion par rapport au premier modèle afin de conclure si l'écart entre amorçage interne et en surface peut s'expliquer par l'incertitude sur l'ajustement des modèles.

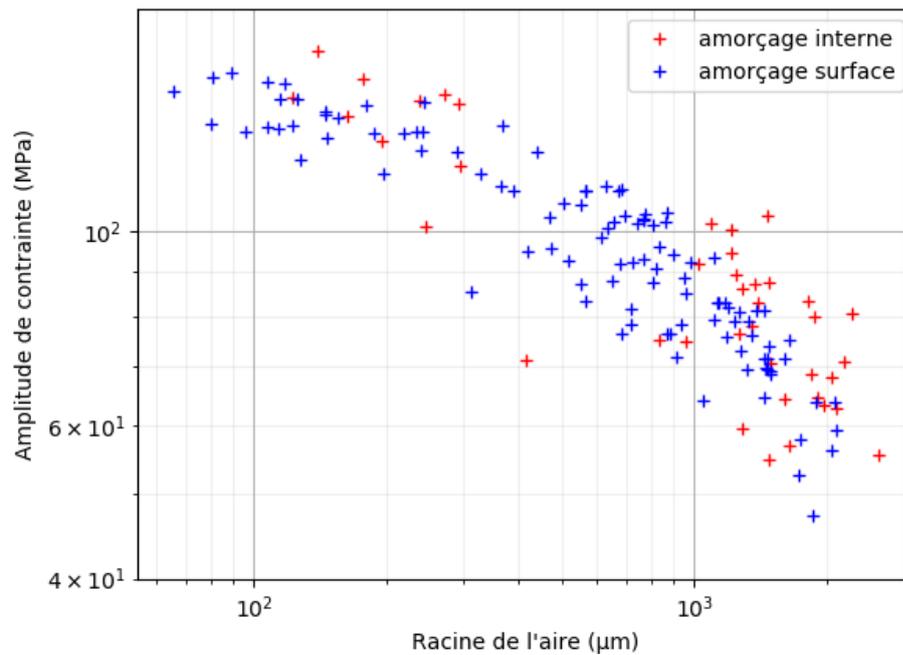


Figure 164 Diagramme de Kitagawa-Takahashi réparti par position d'amorçage, interne ou surface

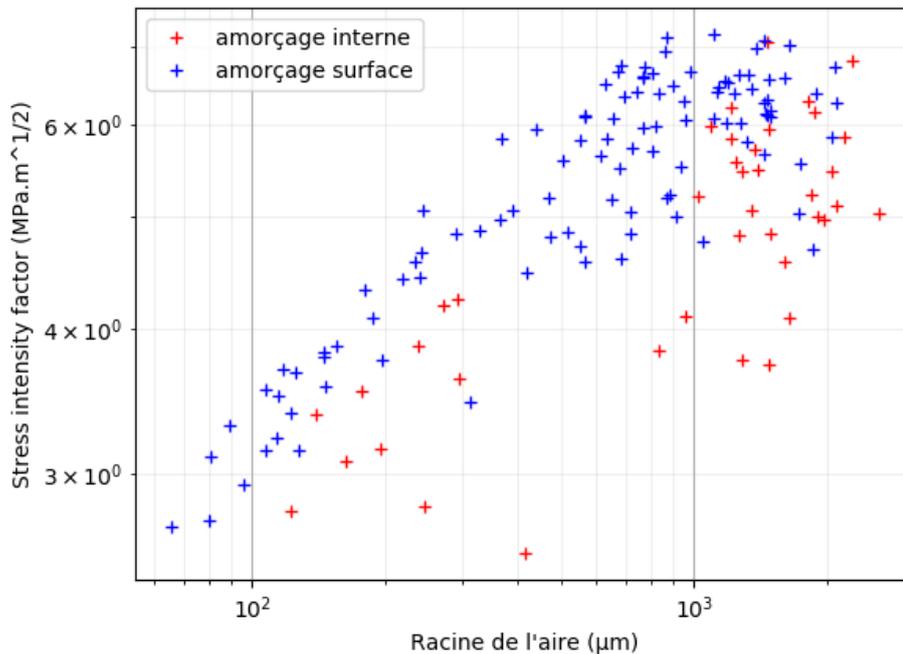


Figure 165 Diagramme en facteur d'intensité de contraintes réparti par position d'amorçage, interne ou surface

IV.4.5. Modélisation de l'effet de la taille de défaut sur la résistance en fatigue pour les deux positions d'amorçage : interne et surface

IV.4.5.1. Méthodologie d'ajustement des modèles

La modélisation de l'effet de la taille des défauts selon la position de l'amorçage est réalisée grâce à deux modèles préalablement présentés : le modèle de El Haddad et le modèle combiné dans les espaces amplitude de contrainte – taille de défaut et facteur d'intensité des contraintes – taille de défaut. Dans le cas du second modèle, Schönbauer (Schönbauer and Mayer, 2019) explicite le lien entre ces deux espaces grâce à la formule analytique de calcul du facteur d'intensité de contraintes (Eq. 12) qui permet de passer d'un espace à l'autre. Cette formule est adaptée pour des défauts classiques du type porosité gazeuse mais la pertinence de son utilisation pour les défauts du type réseaux n'est pas certaine. On se propose alors de réaliser les ajustements des modèles dans les deux espaces de façon distincte et de comparer par la suite les paramètres tels que les seuils et les tailles caractéristiques. Une bonne correspondance entre ces paramètres dans les deux espaces pourrait renforcer la pertinence de l'utilisation de la formule analytique de calcul du facteur d'intensité de contraintes (Eq. 12) pour quantifier le facteur d'intensité de contraintes des défauts du type réseaux.

IV.4.5.2. Modèle de El Haddad en contrainte

On ajuste, sur les données, le modèle de El Haddad dans le domaine contraintes – taille de défaut pour les deux types d'amorçage par la méthode des moindres carrés. Les résultats des ajustements sont présentés sur la Figure 166 avec des bandes correspondant à plus ou moins un écart type par rapport à la probabilité de rupture à 50%. Le Tableau 17 regroupe les paramètres du modèle ajustés avec leurs écarts types. De manière globale, les modèles représentent fidèlement la tendance des nuages de points. Sans prendre en compte les dispersions, on observe que la courbe des amorçages en surface est légèrement en dessous de celle pour les amorçages internes comme on avait pu l'observer sur les figures précédentes. En prenant en compte la dispersion due à l'ajustement des modèles, on observe que les bandes du modèle en amorçage interne recouvrent entièrement celles du modèle en surface. On en conclut donc que la position d'amorçage, surface ou interne, n'a que peu d'effet sur la résistance en fatigue du matériau. Pour étayer

cette observation, on peut se référer aux travaux de Rotella (Rotella, 2017) qui observe aussi un faible effet de la position de l'amorçage sur la résistance en fatigue d'un alliage d'aluminium moulé A357-T6 (Figure 167). De même, Linder, Mayers et Szalva font des observations similaires sur un AlSi9Cu3 coulé sous pression (Linder et al., 2006; Mayer et al., 2003; Szalva and Orbulov, 2021). A contrario, Andreau (Andreau, 2019) observe une différence de comportement sur 316L en fabrication additive ce qui témoignerait d'un effet lié à la nature de l'alliage étudié.

Les contraintes $\sigma_{amp,H}$ ajustées sur les données sont proches de 160 MPa pour les amorçages internes et en surface. Ces valeurs sont de l'ordre des niveaux maximaux atteints lors des essais. On remarque aussi que 160 MPa correspond à 1,6 fois la dureté Vickers qui pour rappel est d'environ 100 HV ce qui est cohérent avec l'expression empirique proposée par Murakami pour la résistance en fatigue associée au régime où les défauts n'ont pas d'effet. La grandeur intrinsèque de El Haddad a_H est de l'ordre de 400 μm . Cette valeur correspond environ à la zone de transition entre les défauts classiques et les défauts types réseaux sur le graphique. La valeur a_H pilote géométriquement le point de raccordement entre la partie plate de la courbe, pour les tailles inférieures à a_H et la partie de pente -1/2, pour les tailles supérieures à a_H . Dans notre cas, la valeur de a_H pourrait être expliquée par la conjonction de deux facteurs : l'effet de la taille des défauts et de la nature des défauts. Lorsque la taille des défauts augmente, le régime de propagation passe des fissures courtes aux fissures longues. Le développement progressif des effets de fermeture de fissure avec l'augmentation de la taille des défauts fait tendre la pente de la courbe vers -1/2 comme on peut l'observer sur le diagramme. La nature des défauts pourrait aussi jouer un rôle mais nous n'avons pas assez de données pour étudier cet effet. Dans notre cas, les plus gros défauts sont systématiquement des réseaux et il n'y a que peu de recouvrement avec les défauts du type pore gazeux et retassure.

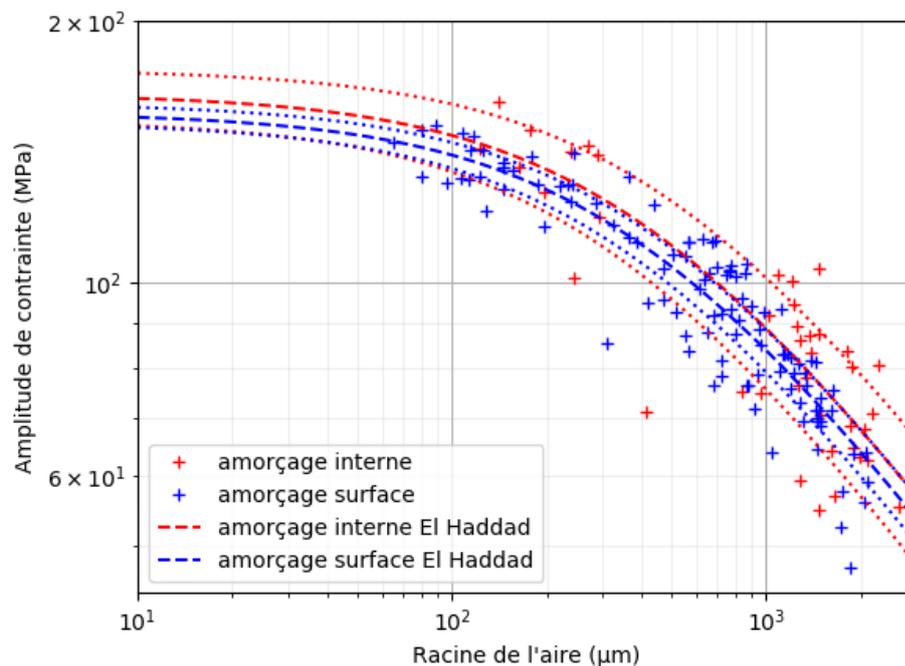


Figure 166 Diagramme de Kitagawa-Takahashi mettant en évidence des bandes d'incertitudes résultant de l'ajustement du modèle de El Haddad, bande de confiance à un écart type

	$\sigma_{amp,H}$ (MPa)	a_H (μm)	R^2
Interne	165±11	406±90	0,756
Surface	157±4	397±34	0,864

Tableau 17 Paramètres ajustés du modèle de El Haddad en contraintes sur les amorçages internes et en surface

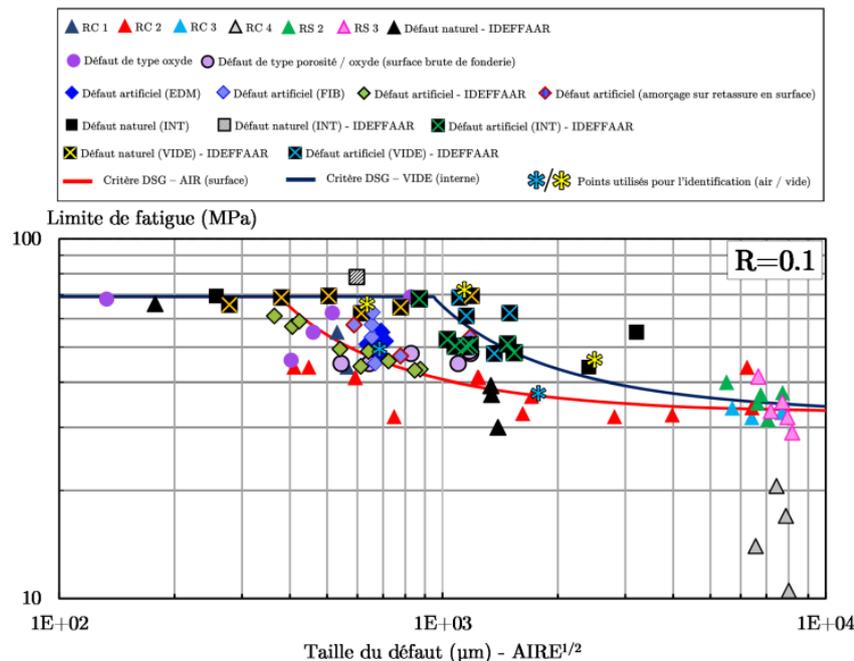


Figure 167 Diagramme de Kitagawa-Takahashi pour l'aluminium moulé A357-T6, courbe rouge = amorçage en surface, courbe bleue = amorçage interne (Rotella, 2017)

IV.4.5.3. Modèle combiné en contrainte

On ajuste, sur les données, le modèle combiné dans le domaine contrainte – taille de défaut pour les deux types d'amorçage par la méthode des moindres carrés. Ce modèle est piloté par la position des tailles a_c et a_t qui sont respectivement, pour rappel, la taille critique à partir de laquelle la taille du défaut influence la résistance en fatigue et la taille de défaut à partir de laquelle celui-ci est considéré comme une fissure longue. Ces valeurs sont obtenues lors de l'ajustement du modèle par la méthode des moindres carrés. Les pentes des trois domaines sont fixées. De manière générale, on observe, sur la Figure 168, que les modèles suivent fidèlement les tendances des nuages de points à partir des tailles a_c . Pour la position du seuil horizontal en contrainte, relative au domaine des tailles inférieures à a_c , l'identification est plus délicate. On observe que nous ne disposons que de peu d'essais ayant présenté une rupture sur des défauts de tailles inférieures à 100 μm . L'ajustement du modèle est réalisé de tel sorte que les trois domaines apparaissent toujours. Ainsi, dans notre cas, il faut comprendre la position de ce régime horizontal comme une borne inférieure de la tenue en fatigue en l'absence de défaut. De même pour a_c , la valeur donnée est une borne maximale de la valeur réelle.

L'ajustement réalisé ici donne des valeurs de seuil en contrainte de l'ordre de 145 MPa. Cette valeur est inférieure à la contrainte obtenue avec le modèle de El Haddad, le modèle combiné étant conservatif comme on vient de l'expliquer. Les valeurs de a_c devraient s'approcher des paramètres microstructuraux pilotant la propagation des fissures courtes. Avec les données disponibles ici, on ne peut pas conclure avec

certitude sur la vraie valeur de a_c . Cependant, l'ajustement donne des valeurs de l'ordre de 100 μm qui sont supérieures à la taille de la microstructure, de l'ordre de 40 μm . Les valeurs de a_t sont comprises entre 630 et 900 μm . Pour rappel, cette taille est la limite à partir de laquelle les fissures sont considérées comme longues. Donc, les mécanismes de fermeture de fissure sont entièrement développés pour des tailles de défaut supérieures à a_t . Lors de l'élaboration de son modèle sur des aciers, Murakami donne comme limite une taille maximale de défaut de l'ordre de 1 000 μm pour le domaine de validité (Murakami, 2002). On voit qu'avec les données disponibles, a_t est légèrement inférieur à cette taille maximale.

L'hypothèse principale qui permet d'étudier l'effet des défauts par la mécanique linéaire élastique de la rupture (MLR) est l'hypothèse d'équivalence entre défauts et fissures. Sur le diagramme de Kitagawa-Takahashi, le domaine des tailles supérieures à a_t correspond au domaine où le seuil de propagation de fissure est constant en fonction de la taille des défauts. Cette indépendance se traduit par une pente de -1/2 sur le diagramme en reprenant l'équation fondamentale de la MLR. Avec nos données (Figure 168), on voit clairement que la tendance du nuage de point passé a_t suit bien cette pente de -1/2. On ne constate pas de dérive de la tendance avec l'augmentation de la taille des défauts, ce qui laisse à penser que les défauts se comportent bien comme des fissures sur une large gamme de taille. Comme on l'a montré précédemment, les défauts de plus grandes tailles et composant les points du domaine fissures longues sont de type réseau de porosité. Ainsi, on peut émettre l'hypothèse que la rupture de pente de -1/6 à -1/2 au niveau de a_t pourrait être liée à la nature des défauts. Les réseaux sont en effet de géométries très complexes et tortueuses ce qui pourrait faciliter l'amorçage et la propagation des fissures là où un défaut de même taille mais de moindre acuité, comme un pore gazeux par exemple, pourrait être moins néfaste. Cette tendance serait due aux concentrations de contrainte plus élevées dans les réseaux de géométrie très particulière. Pour valider cette hypothèse, il serait intéressant de réaliser des essais sur défauts hémisphériques artificiels simulant des pores gazeux classiques afin de comparer les abattements en contraintes admissibles entre les défauts du type réseau de porosité et les défauts classiques. On pourrait, ainsi, évaluer l'effet de la géométrie et de la nature pour des défauts de grande taille, tel que réalisé récemment par Schönbauer sur des aciers (Schönbauer and Mayer, 2019).

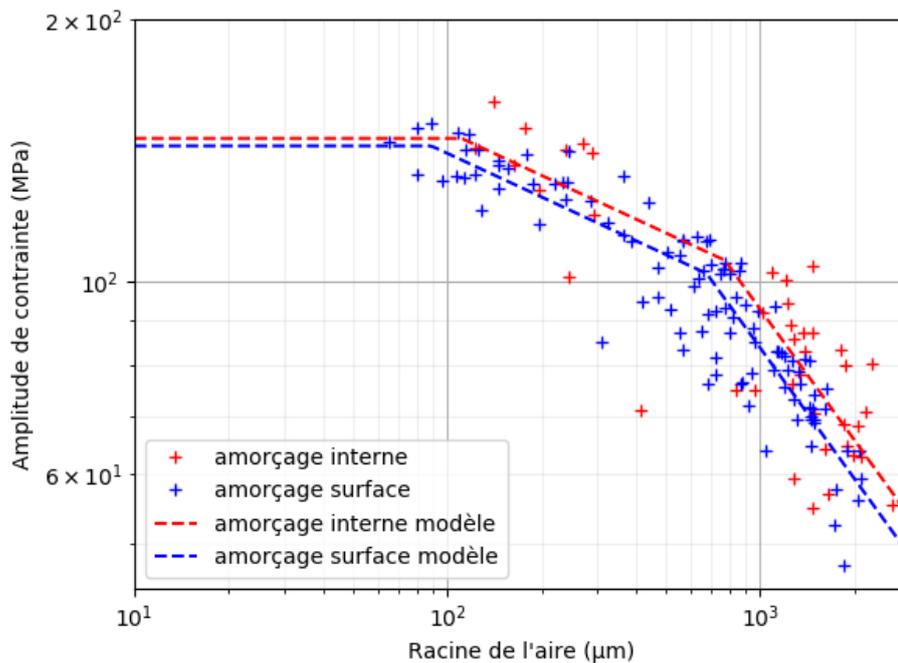


Figure 168 Diagramme de Kitagawa-Takahashi présentant l'ajustement du modèle combiné réparti par position d'amorçage

	$\sigma_{amp,seuil}$ (MPa)	a_c (µm)	a_t (µm)	R ²
Interne	≈ 146	≈ 111	772±123	0,737
Surface	143±6	89±22	674±40	0,860

Tableau 18 Paramètres ajustés du modèle combiné en contraintes sur les amorçages internes et en surface

A partir des valeurs des paramètres obtenues lors des ajustements des modèles combinés, on peut calculer les valeurs de $\Delta K_{th,lc}$ et de $\Delta K_{eff,th}$ qui sont respectivement le seuil de propagation pour les fissures longues et le seuil effectif (Figure 153). Grâce aux équations suivantes (Eq. 29 et Eq. 30), on peut calculer les valeurs des seuils :

$$\Delta K_{th,lc} = 2Y\sqrt{\pi}\sigma_{amp,seuil}a_c^{1/6}a_t^{1/3} \quad \text{Eq. 29}$$

$$\Delta K_{eff,th} = 2Y\sqrt{\pi}\sigma_{amp,seuil}a_c^{1/2} \quad \text{Eq. 30}$$

Le Tableau 19 présente les valeurs obtenues pour $\Delta K_{th,lc}$ et $\Delta K_{eff,th}$. La valeur de $\Delta K_{th,lc}$ en surface est proche de celle qu'on a pu retrouver dans la littérature (Oberwinkler et al., 2009). On retrouve un seuil plus faible pour les amorçages internes contrairement à ce qu'on retrouve sur le diagramme de Kitagawa – Takahashi. Cela traduit une plus faible résistance à la propagation de fissure en interne là où le diagramme de Kitagawa – Takahashi montrait une meilleure résistance à la fatigue. On discutera cette constatation par la suite.

	$\Delta K_{\text{eff,th}}$ (MPa $\sqrt{\text{m}}$)	$\Delta K_{\text{th,lc}}$ (MPa $\sqrt{\text{m}}$)
Interne	$\approx 2,7$	$\approx 5,2$
Surface	$3,1\pm 0,4$	$6,1\pm 0,4$

Tableau 19 Valeurs des seuils effectifs et de fissures longues calculées à partir des paramètres du modèle combiné en contraintes

En outre, il est possible de comparer le modèle de El Haddad et le modèle combiné afin d'encadrer le paramètre intrinsèque de El Haddad par les paramètres du modèle combiné :

En faisant les hypothèses suivantes :

- Hypothèse d'égalité des résistances en fatigue pour une taille de défaut nulle :

$$\sigma_{\text{amp,seuil}} = \sigma_{\text{amp,H}}$$

- Hypothèse en fissure longue et de convergence des modèles quand $a \rightarrow \infty$, avec a la taille du défaut :

$$0 \leq a_H \leq a$$

$$\text{quand } a \rightarrow \infty : \sigma_{\text{amp}}^H = \sigma_{\text{amp}}^C$$

- Hypothèse sur les tailles de transition du modèle combiné :

$$a_c \leq a_t$$

On obtient l'inégalité suivante :

$$(a_c^{1/6} a_t^{1/3})^2 \leq a_H \leq 2(a_c^{1/6} a_t^{1/3})^2$$

L'ensemble de ces équations peut constituer une aide précieuse à une meilleure identification des paramètres caractéristiques du diagramme de Kitagawa – Takahashi et du diagramme en seuil de facteur d'intensité de contrainte.

IV.4.5.4. Modèle de El Haddad en facteur d'intensité de contrainte

On ajuste, sur les données, le modèle de El Haddad dans le domaine du facteur d'intensité de contrainte-taille de défaut pour les deux positions d'amorçage par la méthode des moindres carrés. Les résultats des ajustements sont présentés sur la Figure 169 qui fait apparaître les bandes de dispersion à un écart type autour de la probabilité de rupture à 50%. Le Tableau 20 regroupe les paramètres du modèle ajusté avec leurs écarts types. De manière générale, le modèle de El Haddad suit correctement les tendances des deux nuages de points. Pour l'amorçage en surface, on remarque que le modèle sous-estime légèrement le seuil de propagation dans la gamme des tailles de défaut comprises entre 400 et 1 500 μm environ. Contrairement aux graphiques précédents où la contrainte de propagation pour les amorçages en surface était inférieure à celle pour les amorçages internes, dans le cas du seuil de propagation, on constate que le seuil est plus faible en interne qu'en surface. Les bandes de dispersion sont moins superposées entre les deux positions d'amorçage comme on peut le voir sur la Figure 169.

Lorsqu'on calcule le facteur d'intensité de contrainte grâce à la formule présentée en Eq. 12, on prend Y égal à 0,65 pour les défauts en surface et égal à 0,5 pour les défauts internes. Ces valeurs sont des approximations pour les défauts dits respectivement en forme de « half-penny shape » en surface et de « penny shape » en interne qui permettent de prendre en compte les effets mécaniques liés à la forme du défaut et à la présence de la surface. Malgré cette prise en compte de l'effet mécanique, on observe la différence de niveau de seuil. On suggère deux hypothèses pouvant expliquer cette différence : un effet lié au calcul du facteur d'intensité de contrainte et un effet lié à l'atmosphère présente dans les défauts. Le calcul du facteur d'intensité de contrainte repose sur la formule analytique en Eq. 12 qui est établie pour

des défauts du type pore gazeux, retassure et inclusion (Murakami, 2002). Ainsi, dans le cas des réseaux, la pertinence de son utilisation se pose. Pour écarter un effet de la méthode de calcul du facteur d'intensité de contrainte, on peut analyser uniquement les petits défauts qui sont bien des pores gazeux et retassures. Pour des tailles de défauts comprises entre 100 et 400 μm , la majorité des défauts ne sont pas des réseaux. On constate toujours une baisse du seuil (Figure 169) lorsqu'on passe des amorçages en surface à ceux à cœur dans cette gamme de taille.

La deuxième hypothèse semble alors pouvoir expliquer la différence de comportement. Les fissures en surface propagent sous atmosphère du laboratoire mais pour les défauts internes, la nature de l'atmosphère présente est inconnue. Même si le vide est généralement considéré comme atmosphère « de référence » à l'intérieur des défauts, on émet ici l'hypothèse que la propagation de fissures internes se déroule dans une atmosphère agressive pouvant être riche en hydrogène et donc plus délétère que celle en surface. Wang (Wang et al., 2011) montre que l'air compris dans le moule, le lubrifiant et les liquides de refroidissement lors de la coulée sous pression, participent tous à la création de la porosité dans le matériau. De même, on suggère qu'une partie des pores et réseaux se forme en partie par dégazage de l'hydrogène solubilisé dans la phase liquide. Pour se rendre compte de la quantité d'hydrogène relarguée lors de la solidification de l'alliage, on peut se référer à la Figure 170. L'alliage relargue environ 1 ml d'hydrogène pour 100 g d'alliage lors du changement d'état soit quasiment la totalité de l'hydrogène solubilisé. La littérature arrive à un consensus quant à l'effet de l'atmosphère et de l'hydrogène sur le seuil de propagation de fissure. Dans le cas d'une atmosphère plus agressive, on peut citer les travaux présentés dans la bibliographie en Figure 58 où on observe une diminution du seuil de propagation avec l'augmentation de l'agressivité de l'atmosphère. Pour l'effet de l'hydrogène, on peut citer les travaux de Murakami et de Petit et Hénaff sur différents alliages dont des alliages d'aluminium (Murakami et al., 2013; Petit et al., 2003). Ils montrent tous que la présence d'hydrogène diminue le seuil de propagation.

On note cependant que les marqueurs de pseudo stade I comme les facettes présentées en Figure 118 et observées uniquement autour d'un nombre très faible de défauts critiques du type pores gazeux sont obtenues pour un environnement vide dans la thèse de Junet (Junet, 2021). Cela pourrait laisser penser à une absence d'atmosphère, ou du moins une neutralité de l'atmosphère dans les défauts poreux du type pores gazeux si ces marqueurs sont spécifiques à l'atmosphère « vide ». Il n'est aussi pas à exclure que les mécanismes de formation des défauts poreux comme les pores gazeux et les réseaux de porosité ne sont probablement pas les mêmes. On pourrait donc retrouver des atmosphères différentes pour les différents types de défauts critiques. Néanmoins, on constate la même chute de seuil quelle que soit la nature du défaut ce qui témoigne d'un même effet pour tous les défauts et donc à une atmosphère proche voire identique.

En ce qui concerne les valeurs des seuils de propagation pour les fissures longues, $\Delta K_{th,lc}$ est de 6,1 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ en interne et de 7,0 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ en surface. Ces valeurs sont du même ordre de grandeur que celles trouvées dans la littérature, notamment celles d'Oberwinkler (Oberwinkler et al., 2009). Les grandeurs intrinsèques de El Haddad en seuil de propagation sont du même ordre de grandeur que celles en contrainte. Elles sont de 490 μm pour les défauts internes et de 352 μm pour les défauts en surface. Comme mentionné précédemment, ces tailles correspondent aux jonctions entre les défauts classiques et les défauts avec réseaux.

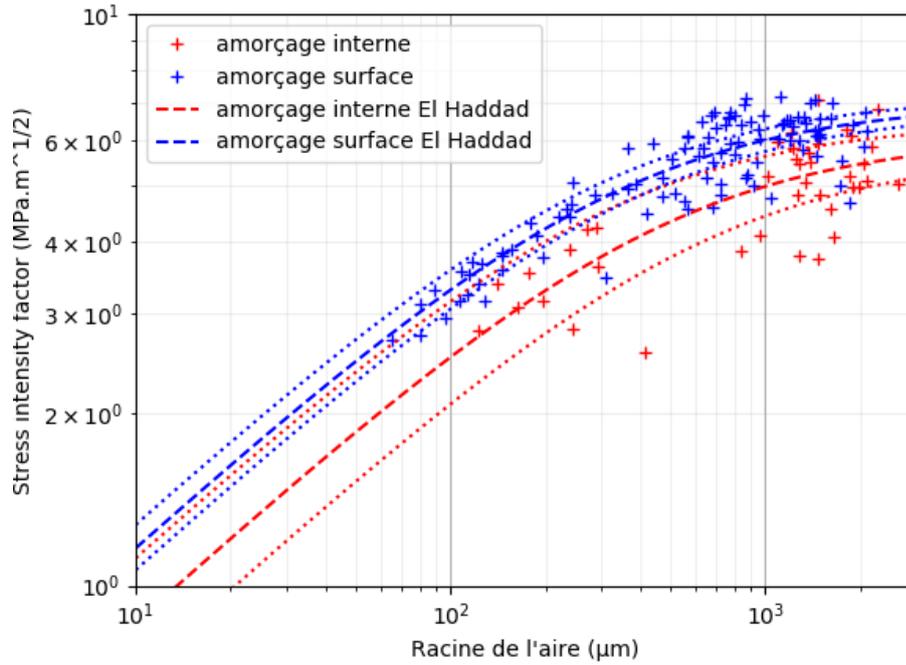


Figure 169 Diagramme en facteur d'intensité de contraintes mettant en évidence les bandes d'incertitudes résultant de l'ajustement du modèle de El Haddad, bande de confiance à un écart type

	$\Delta K_{th,lc}$ (MPa \sqrt{m})	a_H (μm)	R ²
Interne	6,1±0,4	490±162	0,556
Surface	7,0±0,2	352±45	0,765

Tableau 20 Paramètres ajustés du modèle de El Haddad en facteur d'intensité de contraintes

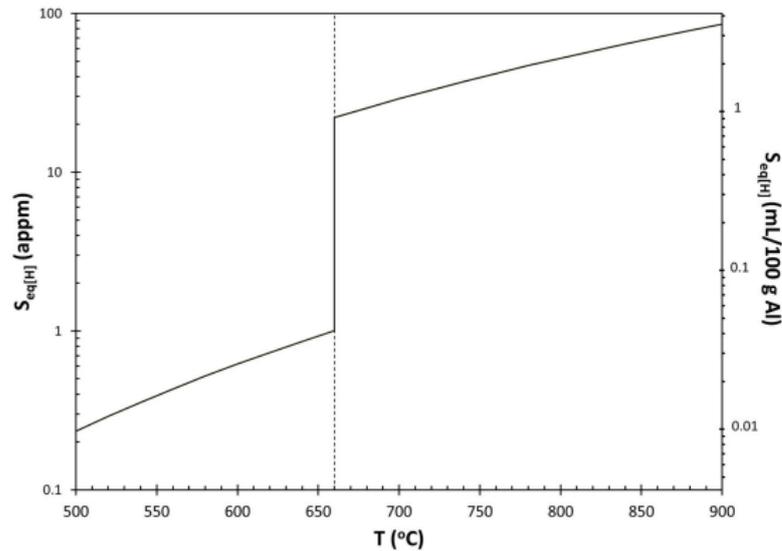


Figure 170 Solubilité à l'équilibre de l'hydrogène dans l'aluminium liquide et solide en fonction de la température (Tiryakioğlu, 2020)

IV.4.5.5. Modèle combiné en facteur d'intensité de contraintes

On ajuste le modèle combiné sur les données des essais dans le domaine facteur d'intensité de contraintes-taille de défaut pour les deux types d'amorçage par la méthode des moindres carrés. La Figure 171 présente les résultats sur un graphique et le Tableau 21 présente les résultats des ajustements des variables. On présente les résultats de deux modèles combinés avec les paramètres suivants :

- Modèle 1 : On optimise a_{lc} et $\Delta K_{th,lc}$ sur les données pour les deux types d'amorçage. Dans le cas des amorçages internes, on optimise g ,
- Modèle 2 : On pose a_{lc} égal à a_t obtenue grâce à l'optimisation du modèle combiné en contraintes. La valeur de $\Delta K_{th,lc}$ est calculée à partir de a_{lc} . Dans le cas des amorçages internes, on optimise g .

Pour les deux modèles en surface, on pose $g = 3,3 \cdot 10^{-3}$ d'après l'équation semi-empirique de Murakami. Cette valeur semble correspondre à la tendance de nos données. L'intérêt de ces deux types de modélisation est de comparer les paramètres totalement ajustés obtenus en facteur d'intensité de contraintes avec ceux partiellement ajustés ainsi qu'avec ceux obtenus sur les diagrammes de Kitagawa-Takahashi. De cette façon, on pourra évaluer la pertinence de l'utilisation des formules analytiques présentées lors de l'élaboration des modèles pour quantifier le facteur d'intensité de contraintes.

En ce qui concerne les amorçages en surface, la Figure 171 montre que le modèle combiné s'ajuste bien à la tendance du nuage de points. Contrairement au modèle de El Haddad, on ne sous-estime plus le seuil de propagation dans la gamme des tailles de défaut comprises entre 400 et 1 500 μm environ. La pente de 1/3 dans le domaine des tailles inférieures à a_{lc} s'ajuste remarquablement bien aux données sur une large gamme de taille. Lorsqu'on passe du modèle 1 au modèle 2, il n'y a que peu de changement sur a_{lc} et $\Delta K_{th,lc}$ ce qui montre une réelle correspondance entre les deux approches en contrainte et en facteur d'intensité de contrainte. Ainsi, $\Delta K_{th,lc}$ est une nouvelle fois proche des valeurs de la littérature à savoir environ 6 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ mais avec ce modèle $\Delta K_{th,lc}$ est plus faible que celui de El Haddad, ce qui laisse à penser que le modèle de El Haddad surestime la valeur du seuil en fissure longue. La valeur de a_{lc} ajustée est donc proche de la valeur de a_t , environ 600-700 μm .

Pour le cas de l'amorçage interne, on observe une plus grande dispersion des données pour le modèle combiné. Cette grande dispersion ajoutée au plus faible nombre de données comparé aux amorçages en surface engendre une plus grande différence entre les modèles 1 et 2, notamment sur la valeur de a_{lc} . Les valeurs de g sont proches et de l'ordre de $2,5 \cdot 10^{-3}$. Même si la valeur de g est différente de celle donnée par Murakami, on observe qu'on conserve néanmoins une pente de 1/3 pour les défauts compris dans la gamme de taille 100-300 μm . On observe une forte dispersion des données pour les tailles supérieures à a_{lc} ce qui se traduit par une plus large incertitude sur la valeur du seuil de propagation des fissures longues notamment pour le modèle 1. On obtient ainsi une valeur de seuil de propagation des fissures longues de l'ordre de 5,4 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ ce qui est inférieur à la valeur donnée par le modèle de El Haddad. Les valeurs de a_{lc} entre le modèle 1 et 2 sont différentes en écart relatif, de l'ordre de 40% par rapport au modèle 2. Cependant, on reste dans la gamme des défauts de tailles importantes.

Pour revenir sur la dispersion des données, de manière générale, on observe qu'elle est plus élevée pour les tailles de défauts de l'ordre de a_{lc} et supérieures à a_{lc} . On attribue cet effet aux défauts de type réseau de porosités qui sont majoritaires dans ces gammes de taille. On peut avancer deux raisons pour expliquer ce phénomène. La première étant qu'il est plus difficile de mesurer un défaut contenant un réseau qu'un défaut classique gazeux. La mesure doit donc être moins fiable ce qui entraîne une plus forte dispersion. La deuxième raison est la nature même de la propagation et donc du seuil engendré par ces réseaux. Il ne s'agit que d'une analyse partielle mais il est clair que la taille du réseau reste un paramètre de premier ordre et que la compréhension des mécanismes d'amorçage à une échelle plus fine pourrait apporter une meilleure compréhension sur les paramètres pilotant la dispersion.

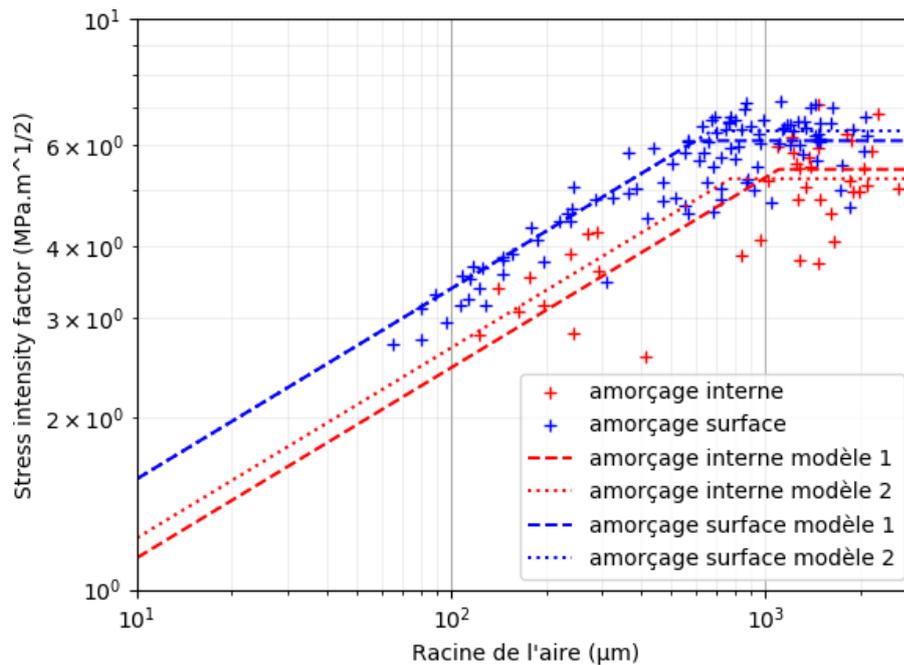


Figure 171 Diagramme en facteur d'intensité de contraintes présentant l'ajustement du modèle combiné réparti par position d'amorçage

	g	$\Delta K_{th,lc}$ (MPa \sqrt{m})	a_{lc} (μm)	R ²
Interne (modèle 1)	$2,4 \cdot 10^{-3} \pm 10^{-4}$	5,4±0,6	1100±203	0,545
Interne (modèle 2)	$2,6 \cdot 10^{-3} \pm 10^{-4}$	5,3±0,1	772	0,520
Surface (modèle 1)	$3,3 \cdot 10^{-3}$	6,1±0,1	598±22	0,753
Surface (modèle 2)	$3,3 \cdot 10^{-3}$	6,4	674	0,729

Tableau 21 Paramètres ajustés du modèle combiné en facteur d'intensité de contrainte

IV.5. Comparaison des effets des défauts sur le comportement en fatigue de différents alliages d'aluminium obtenus à partir de procédés de coulée sous pression et gravité

Dans cette partie, on s'attachera à comparer les effets des défauts sur les comportements en fatigue d'alliages d'aluminium de fonderie mis en forme par coulée sous pression et coulé gravité. Les alliages coulés gravité, l'AlSi7Cu05Mg03 et l'AlSi7Mg03, sont mis en forme respectivement par procédé coquille et procédés moule perdu. Ils sont renforcés par durcissement structural grâce à un traitement thermique T7.

On choisit de traiter les deux matériaux coulés gravité selon un unique modèle car leurs caractéristiques mécaniques et microstructurales sont proches. Ainsi, sur les figures suivantes, on distinguera tous les matériaux mais les courbes associés aux ajustements des modèles seront réparties par type de procédé, c'est-à-dire un modèle pour les coulées sous pression et un modèle pour les coulées gravité.

Lors des essais en fatigue des matériaux coulés gravité, les fissures amorcent systématiquement sur des défauts en proche surface. Les défauts sont le plus souvent du type porosité gazeuse ou retassure. Ces caractéristiques assurent la comparabilité avec les essais en fatigue de l'AlSi9Cu3 coulé sous pression avec amorçages en surface. Du fait du plus faible nombre d'essais réalisés pour les alliages coulés gravité par rapport aux coulés sous pression, on s'intéressera avant tout aux tendances.

Dans un premier temps, on étudiera les différences au niveau de l'évolution du seuil de propagation de fissure en fonction de la taille de défaut. Dans un second temps, on utilisera des diagrammes de Kitagawa-Takahashi pour appréhender la différence de comportement entre les deux types de coulée. Ces diagrammes permettront de mieux comprendre le rôle des grandeurs caractéristiques de la microstructure sur la propagation des fissures dans les alliages d'aluminium de fonderie.

IV.5.1. Quelques éléments de comparaison entre les alliages coulés gravité AlSi7Mg03 et AlSi7Cu05Mg03 et l'alliage coulé sous pression AlSi9Cu3

Une comparaison entre les alliages AlSi7Mg03-T7 et AlSi7Cu05Mg03-T7 coulés gravité et l'alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression s'impose pour appréhender plus précisément les effets de microstructure. Ainsi, on s'attache à présenter les alliages coulés gravité et leurs caractéristiques en fatigue de manière succincte en se basant notamment sur les travaux de Le et El Khoukhi. On pourra retrouver des détails supplémentaires en annexe E.

Les principales différences entre les matériaux coulés gravité et les matériaux coulés sous pression résident dans la taille de microstructure et leur comportement mécanique à savoir la limite d'élasticité et le comportement en écrouissage cyclique et monotone. Du fait de la vitesse de refroidissement plus élevée lors du procédé de coulée sous pression, la microstructure est largement plus fine que les microstructures issues de coulée gravité. On parle ici d'un facteur 10 entre les tailles des grains des matériaux issus de coulée gravité et coulée sous pression. Les matériaux coulés gravité possèdent des microstructures fortement dendritiques avec une SDAS de l'ordre de 50 μm . En ce qui concerne l'alliage coulé sous pression, la SDAS n'est pas un paramètre pertinent pour décrire la microstructure car les grains qui la composent sont de tailles trop faibles et pratiquement entièrement équiaxes. La comparaison des cartes EBSD présentées en Figure 172 et Figure 70 illustre la différence de microstructures des deux familles de matériaux. La différence de limite d'élasticité entre les matériaux coulés sous pression et coulés gravité est de l'ordre de +70% par rapport à la limite d'élasticité de l'AlSi9Cu3. Les essais d'écrouissage cyclique montrent que l'AlSi9Cu3 s'écrouit bien plus que les deux autres matériaux (essais présentés en annexe D). L'alliage d'AlSi9Cu3 a une meilleure résistance mécanique que les alliages coulés gravité avec une augmentation de la résistance mécanique de l'ordre de +20% par rapport aux alliages coulés gravité. Le Tableau 22 résume les caractéristiques des alliages comparés.

Dénomination	AlSi9Cu3	AlSi7Cu05Mg03	AlSi7Mg03
Procédé	Coulé sous pression	Coquille	PMP
SDAS (μm)	-	42	77
Taille de grain moyenne (μm)	40	337	300-500 μm
Dureté (Hv)	100	114	99
R _{p0.2} (MPa)	150	260	240
R _m (MPa)	330	304	251
Ecrouissage cyclique	Important	Faible	Faible

Tableau 22 Comparaison des caractéristiques microstructurales des alliages d'aluminium AlSi9Cu3, AlSi7Cu05Mg03 et AlSi7Mg03

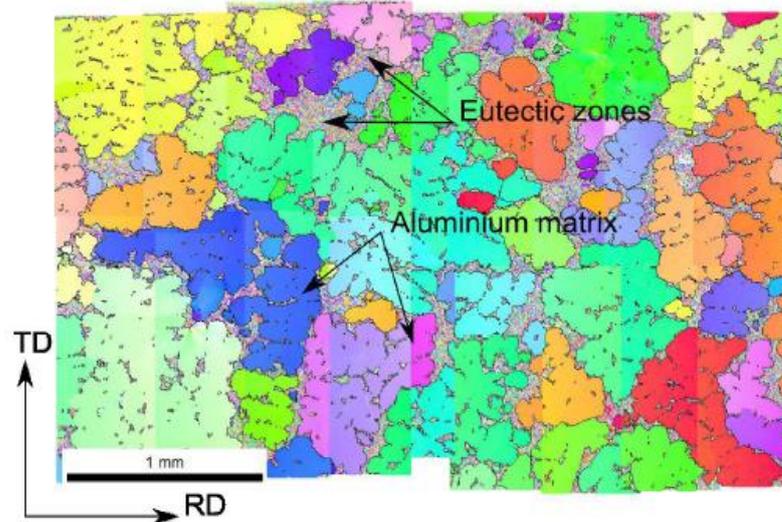


Figure 172 Cartographie EBSD de la microstructure de l'alliage AlSi7Mg03 (Le, 2016)

IV.5.2. Effet sur le seuil de propagation

On ajuste le modèle combiné sur les données des essais dans le domaine facteur d'intensité de contrainte-taille de défaut pour les deux types de procédé par la méthode des moindres carrés. Pour l'alliage d'AlSi9Cu3, on ne reporte que les essais réalisés en flexion. On ajuste sur ces données tous les paramètres du modèle à savoir le seuil de propagation des fissures longues, la taille seuil des fissures longues ainsi que le coefficient g . La Figure 173 présente les résultats sur un graphique et le Tableau 23 présente les résultats des ajustements. De manière globale, on observe une large dispersion des données pour les matériaux coulés gravité autour du modèle de Murakami. Cependant, la tendance suit la pente de 1/3 prédite par le modèle. On remarque que le nuage de points des coulés gravité est nettement en dessous de celui des coulés sous pression et ceci malgré une limite d'élasticité supérieure des lots coulés gravité. On s'attendait donc à observer le contraire, un seuil de propagation plus élevé pour les alliages d'AlSi7Cu05Mg03 et d'AlSi7Mg03. On émet l'hypothèse que cette différence provient du comportement à l'érouissage cyclique et des différences de microstructure. En effet, l'AlSi9Cu3 s'érouit cycliquement bien plus que les deux autres matériaux. La différence de taille de grains constitutifs de la microstructure pourrait aussi expliquer la différence de comportement. L'AlSi9Cu3 possède une microstructure plus fine que celles des alliages coulés gravité ce qui se traduit par un effet plus important des barrières microstructurales sur la propagation. A cause du faible nombre de données pour les essais des matériaux coulés gravité, la précision sur le seuil de propagation $\Delta K_{th,lc}$ et sur la taille seuil de défaut a_{lc} est faible. On peut néanmoins conclure avec ces données que le modèle semi-empirique de Murakami a besoin d'un ajustement du coefficient g pour bien prendre en compte les deux comportements.

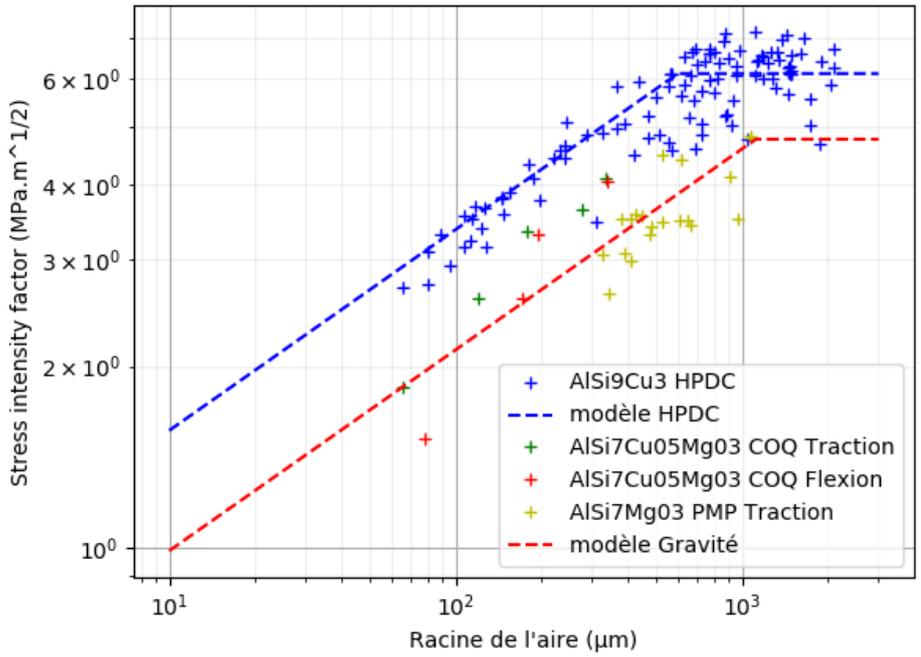


Figure 173 Diagramme en facteur d'intensité de contraintes de l'AlSi9Cu3 avec amorçage surface et des alliages coulés gravité

	g	$\Delta K_{th,lc}$ (MPa \sqrt{m})	a_{lc} (µm)	R ²
Sous pression	$3,3 \cdot 10^{-3}$	$6,1 \pm 0,1$	598 ± 22	0.753
Gravité	$\approx 2,1 \cdot 10^{-3}$	$\approx 4,8$	≈ 1118	0.566

Tableau 23 Paramètres ajustés du modèle combiné en facteur d'intensité de contrainte pour l'AlSi9Cu3 et les alliages coulés gravité

IV.5.3. Effet en contrainte : Diagrammes de Kitagawa-Takahashi

On ajuste le modèle combiné et le modèle de El Haddad sur les données des essais dans le domaine contrainte-taille de défaut pour les deux types de mise en forme par la méthode des moindres carrés. Comme pour la partie précédente, seul les essais réalisés en flexion sont utilisés pour l'AlSi9Cu3. La Figure 174 présente les résultats sur un graphique et le Tableau 24 et le Tableau 25 présentent les résultats des ajustements des variables. La dispersion des données des essais en coulée gravité nous pousse à préférer la comparaison entre les tendances plutôt qu'entre les paramètres ajustés des modèles. Ainsi, pour la suite de l'analyse on s'intéressera surtout au modèle de El Haddad qui donne un bon aperçu des tendances pour les deux types de procédés.

Comme on l'a observé dans la partie précédente, les alliages coulés gravité sont moins résistants en fatigue que l'alliage coulé sous pression pour la même taille de défaut. Pour un défaut de 1 mm, on observe une baisse de la contrainte admissible de 80 à 60 MPa environ. Le modèle de El Haddad donne une baisse de la contrainte admissible sans défaut de 157 à 108 MPa. Comme mentionné précédemment, il est probable que cette différence de niveau de contrainte malgré la meilleure limite d'élasticité des alliages coulés gravité provient de leur comportement à l'érouissage cyclique. L'alliage AlSi9Cu3 coulé sous pression s'érouit bien plus que les alliages coulés gravité. On observe aussi que les modèles de El Haddad sont quasiment parallèles dans la gamme des défauts obtenus. Ce phénomène provient de la valeur de a_H qui est de l'ordre de 400 µm pour les deux types de procédé.

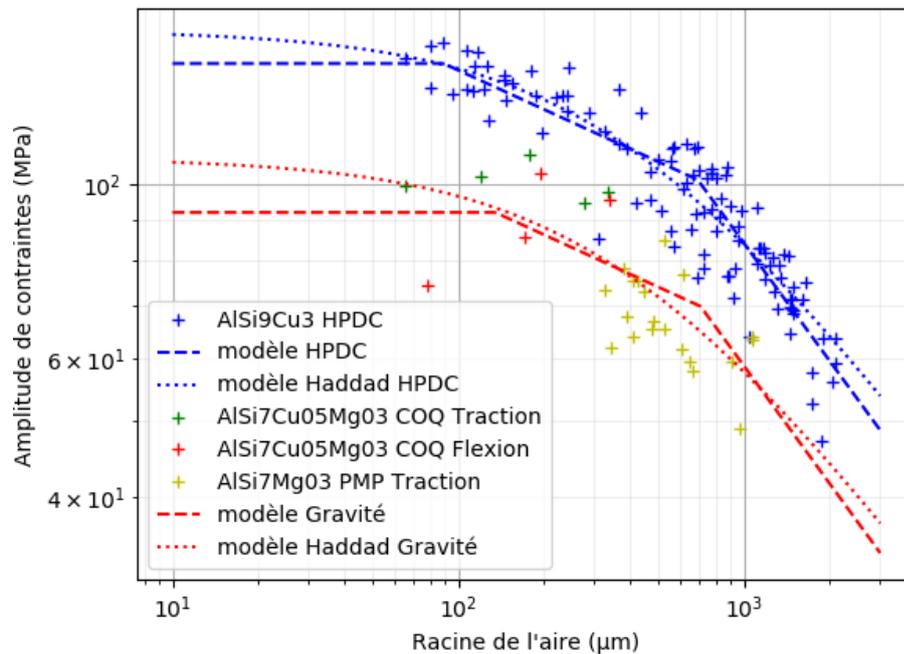


Figure 174 Diagramme de Kitagawa-Takahashi de l'AlSi9Cu3 avec amorçage surface et des alliages coulés gravité

	$\sigma_{amp,seuil}$ (MPa)	a_c (μm)	a_t (μm)	R^2
Sous pression	143±6	89±22	674±40	0.860
Gravité	92±6	135±65	705±220	0.518

Tableau 24 Paramètres ajustés du modèle combiné en contraintes pour l'AlSi9Cu3 et les alliages coulés gravité

	$\sigma_{amp,H}$ (MPa)	a_H (μm)	R^2
Sous pression	157±4	397±34	0.864
Gravité	108±8	398±132	0.550

Tableau 25 Paramètres ajustés du modèle de El Haddad en contraintes pour l'AlSi9Cu3 et les alliages coulés gravité

IV.5.4. Des paramètres microstructuraux et mécaniques pour expliquer la différence de comportement en fatigue des alliages d'aluminium

Dans les deux parties précédentes, on s'est attaché à décrire les différences entre les comportements en fatigue des deux types de matériaux. Dans cette partie, on propose d'expliquer ces différences grâce à une prise en compte des effets microstructuraux sur le comportement en fatigue des alliages. Dans la littérature, des auteurs comme Nadot (Nadot, 2022) ont commencé à montrer que la taille de la microstructure pilote l'impact de la taille des défauts notamment au niveau de la taille critique à partir de laquelle un défaut a un impact sur le comportement en fatigue du matériau. Ainsi, pour un acier, en normalisant la contrainte par la résistance en fatigue sans défaut et la taille de défaut par la taille de grain, l'auteur montre que la taille à partir de laquelle un défaut a un impact sur le comportement en fatigue du matériau correspond environ à la taille de la microstructure (Figure 34).

En utilisant une méthode analogue, on trace la Figure 175 où on normalise la contrainte par la résistance en fatigue sans défaut au sens de El Haddad. On constate alors que les courbes sont quasiment superposées. Ceci implique alors que les tailles caractéristiques de la microstructure qui pilotent l'effet de la taille des défauts sont identiques ou du moins du même ordre de grandeur pour l'alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression et les deux alliages coulés gravité ou que la microstructure n'a pas d'effet. On exclut l'hypothèse « sans effet de la microstructure » en s'appuyant sur les travaux de Nadot et en supposant que cette hypothèse n'explique pas la parfaite superposition des changements de pente. Il est clair que la taille des grains des différents alliages ne sont pas les mêmes, respectivement 40 μm et 400 μm environ. Donc, si on normalisait la taille de défaut par la taille de grain des différents alliages, on écarterait les courbes au lieu de les rapprocher. Ainsi ce n'est pas simplement la taille de grain qui pilote dans ce cas présent.

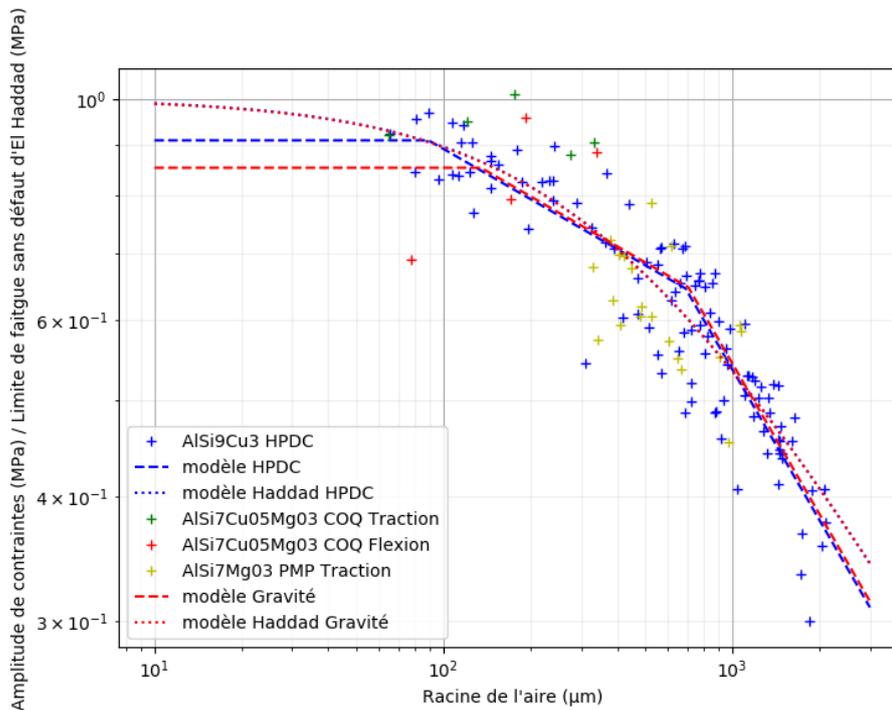


Figure 175 Diagramme de Kitagawa-Takahashi des alliages d'AlSi9Cu3 et coulés gravité où la contrainte est normalisée par la résistance en fatigue sans défaut d'El Haddad

Le (Le, 2016) a montré que la normalisation par la SDAS dans le cas des deux alliages coulés gravité, ici analysés, permettaient de réduire la dispersion et de suivre une pente de $-1/2$ du modèle de Takahashi, illustré en Figure 176. Pour rappel, les microstructures de ces alliages sont fortement dendritiques. A contrario, la microstructure de l'AlSi9Cu3 coulé sous pression présente beaucoup de petits grains quasi-sphériques du fait de la grande vitesse de refroidissement. Donc, du point de vue des fissures courtes, la barrière la plus faible à passer pour se propager est le bras de dendrite pour les alliages coulés gravité et le grain pour l'alliage coulé sous pression. Ainsi, on normalise la taille de défaut des alliages coulés gravité par leur SDAS et celle des alliages coulés sous pression par la taille de grain au sens de leur représentativité surfacique. On présente les résultats sur la Figure 177. Cette opération a permis de réduire la dispersion. On propose alors que pour des matériaux chimiquement proches, comme les alliages d'aluminium de fonderie étudiés ici, les fissures sont influencées par la barrière microstructurale la plus représentative de la microstructure dans son ensemble. Cette barrière pourrait être en fonction des cas, la SDAS ou la taille de grain. Ainsi, le changement des domaines fissures courtes – fissures longues serait piloté par des paramètres microstructuraux.

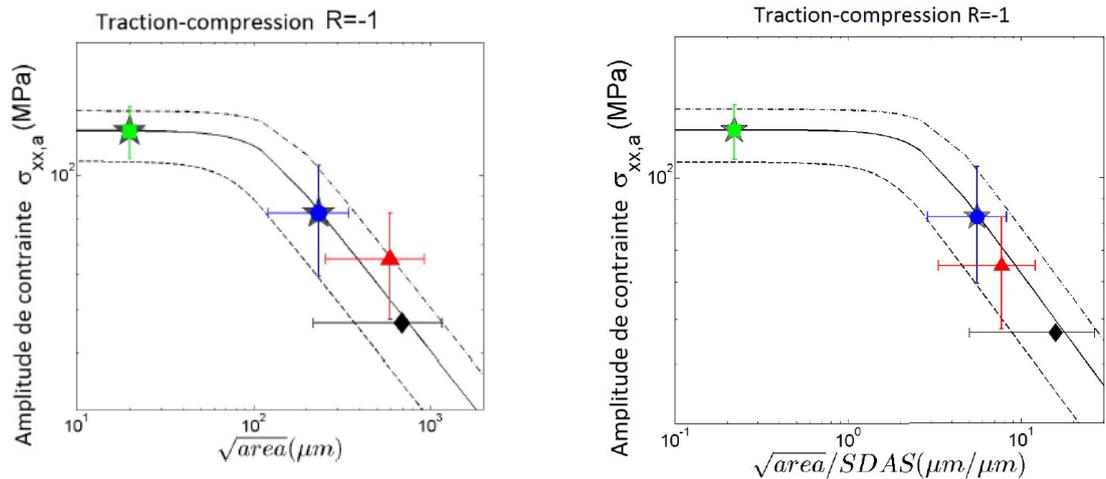


Figure 176 Mise en évidence de l'effet de la SDAS sur l'effet des défauts en fatigue, gauche : sans prise en compte de la SDAS, droite : avec prise en compte de la SDAS (Le, 2016)

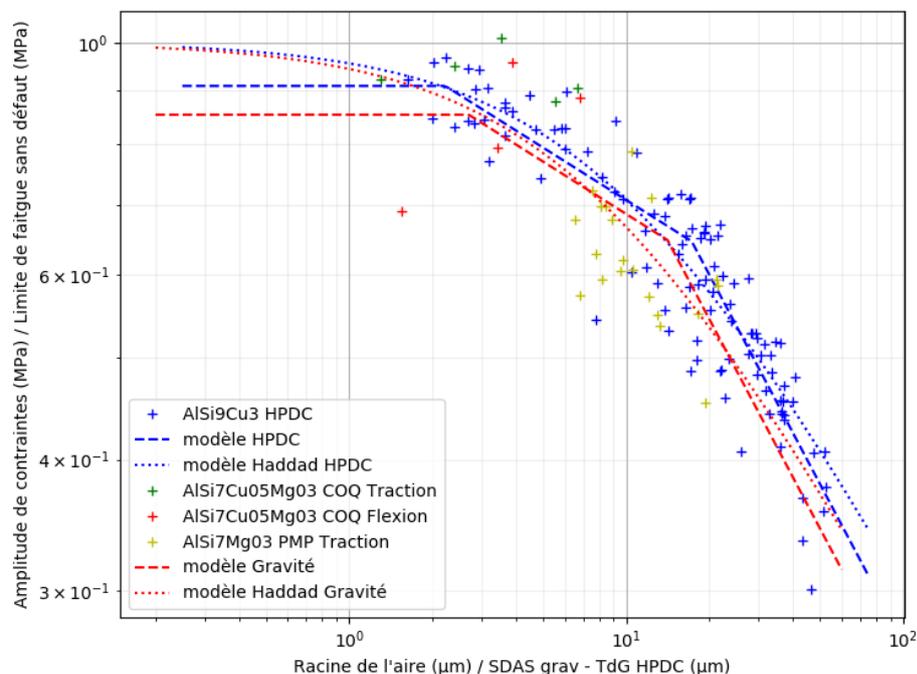


Figure 177 Mise en évidence du paramètre microstructural du premier ordre sur l'effet des défauts en fatigue pour les alliages d'AlSi9Cu3 et coulés gravité : la taille de grain pour l'AlSi9Cu3 et la SDAS pour les alliages coulés gravité

Si la taille de grain et la SDAS pilotent l'effet de la taille de défaut/fissure sur le comportement en fatigue de l'AlSi9Cu3 coulé sous pression et des deux alliages coulés gravité alors on peut extrapoler les modèles combinés en plaçant la taille a_c au niveau de ces grandeurs microstructurales. Ainsi, on pose a_c égale à 40 μm pour l'AlSi9Cu3. La valeur de a_c est prise égale à 50 μm pour les alliages coulés gravité car les deux SDAS sont différentes pour les deux alliages et l'alliage d'AlSi7Cu05Mg03 est celui qui présente les plus petits défauts. En ajustant de nouveau le modèle combiné avec ces valeurs on obtient la Figure 178 et le Tableau 26 qui regroupe les paramètres ajustés. Pour l'AlSi9Cu3, on remarque que la nouvelle

contrainte seuil est de l'ordre de celle donnée par le modèle de El Haddad, environ 160 MPa. On remarque aussi qu'elle correspond à 1,6 fois la dureté Vickers ce qui est une relation empirique que l'on retrouve souvent en fatigue pour les matériaux sans défaut (Murakami, 2002). Pour les alliages coulés gravité, on voit clairement que la quantité de données disponible limite les analyses par extrapolation. De plus, Le (Le, 2016) montre, sur un alliage AlSi7Mg03 traité par compression isostatique à chaud et donc considéré sans défaut, que la résistance en fatigue à 2.10^6 cycles est de 126 ± 13 MPa ce qui ne vérifie ni la relation empirique mentionnée précédemment ni l'extrapolation.

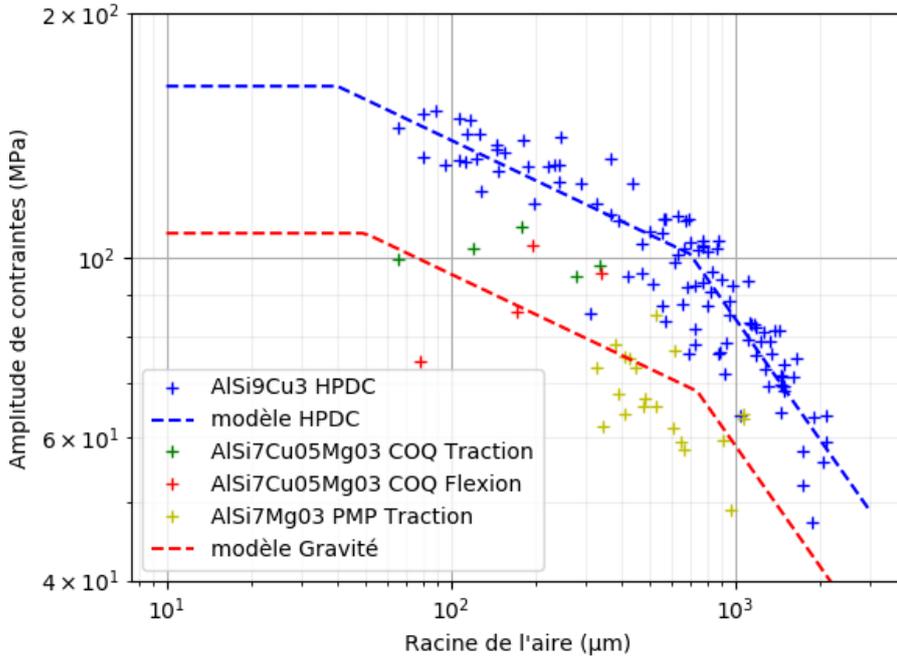


Figure 178 Extrapolation du modèle combiné en prenant en compte l'effet de la microstructure sur le comportement en fatigue des matériaux

Procédé	$\sigma_{amp,seuil}$ (MPa)	a_c (µm)	a_t (µm)	R ²
Sous pression	163±2	40	694±41	0.860
Gravité	107±3	50	737±233	0.478

Tableau 26 Paramètres ajustés du modèle combiné en contrainte prenant en compte l'effet de la microstructure pour les alliages d'AlSi9Cu3 et coulés gravité

En ce qui concerne la résistance en fatigue, c'est-à-dire les contraintes admissibles, et comme on l'a déjà mentionné auparavant, on pense que la différence entre les alliages coulés gravité et ceux coulés sous pression provient de leur comportement mécanique notamment en écrouissage cyclique. Malgré la plus faible limite d'élasticité des alliages coulés sous pression, ceux-ci résistent mieux. Or ils s'écrouissent cycliquement bien plus que les premiers. Cela laisse à penser que la résistance réelle de l'AlSi9Cu3 est augmentée par cette capacité à s'écrouir cycliquement. Dans certaines études, des auteurs normalisent l'amplitude de contrainte par la limite d'élasticité sur les diagrammes de Kitagawa-Takahashi (Roirand et al., 2023). Dans notre cas, il semblerait que la différence de comportement en écrouissage cyclique ne permette pas de procéder de la sorte. L'étude reste donc à compléter avec une série d'essais spécialement conçue pour traiter de cette problématique.

Pour compléter la discussion, on peut faire appel à certains résultats récents, notamment ceux de Mérot (Mérot, 2021) qui compare les résistances en fatigue d'un acier 316L corroyé et fabriqué par fusion laser sur lit de poudre (FLLP). Pour des comportements en écrouissage cyclique proches mais des comportements mécaniques monotones différents (Tableau 27), c'est à dire une meilleure limite d'élasticité du FLLP et des résistances mécaniques comparables, il observe une meilleure résistance en fatigue du 316L FLLP. On constate aussi une diminution de la différence de résistance en fatigue avec l'augmentation de la taille de défaut pour les deux types de matériaux (alliage d'aluminium et acier) ce qui pourrait correspondre à une diminution de l'effet des différences de comportements mécaniques tels que l'écrouissage cyclique et le comportement mécanique monotone ou l'effet de la microstructure.

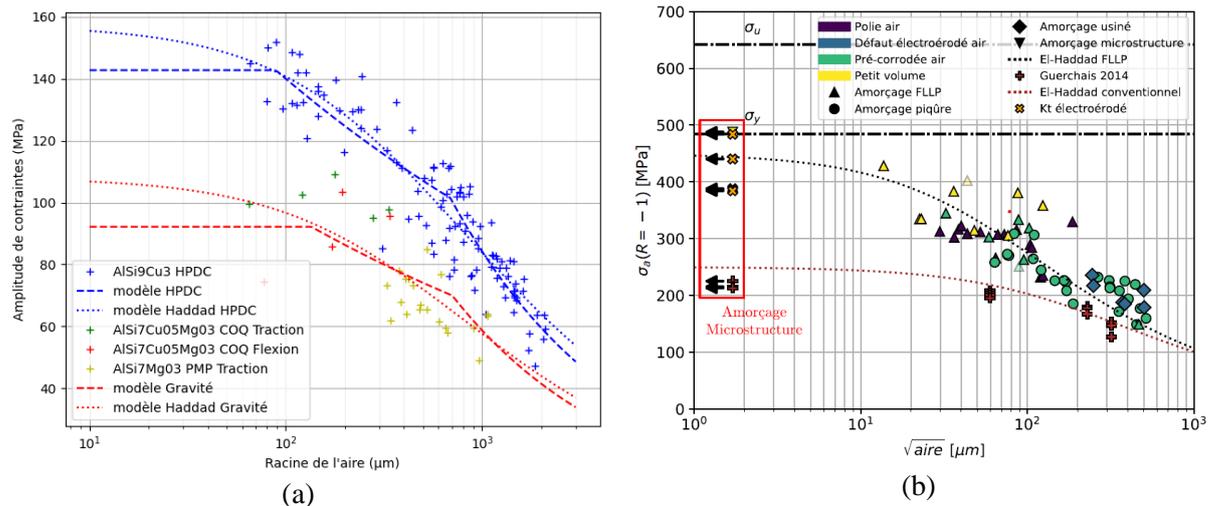


Figure 179 Comparaison de l'évolution des comportements en fatigue selon le procédé de mise en forme, (a) : alliage d'AlSi, rouge = AlSi coulé gravité, bleu = AlSi9Cu3 coulé sous pression, (b) : Acier 316L, rouge = corroyé, bleu = FLLP (Mérot, 2021)

Mise en forme	FLLP	Corroyé
Rp _{0,2} (MPa)	484	346
Rm (MPa)	642	644
Taille de grain (μm)	≈ 40	≈ 11
Comportement écrouissage cyclique	Adoucissement à partir de 0,3% de déformation Pas d'effet en dessous	Adoucissement à partir de 0,3% de déformation Pas d'effet en dessous
Dureté (HV)	230	≈ 200

Tableau 27 Comparaison des caractéristiques du 316L FLLP et corroyé (Guerchais, 2014; Liang, 2020; Mérot, 2021)

IV.6. Synthèse et conclusion de l'effet des défauts

Dans ce chapitre, nous avons analysé l'effet des défauts sur le comportement en fatigue de l'alliage AlSi9Cu3 coulé sous pression.

Synthèse sur les paramètres gouvernant le comportement en fatigue :

- La \sqrt{aire} des défauts est bien le paramètre d'ordre 1^{er} qui contrôle le comportement en fatigue,
- La morphologie des défauts a peu d'effet sur le comportement en fatigue,
- L'effet du nombre de cycles n'est pas du premier ordre mais il est pris en compte par l'interpolation de Nicholas. L'analyse quantitative de l'effet des défauts sur la résistance en fatigue est menée à 2.10^6 cycles.

Synthèse sur l'effet des défauts :

- Les différentes configurations d'essais permettent de couvrir une très large gamme de type et de taille de défauts. La sensibilité de la résistance en fatigue à ces défauts est commune à l'ensemble des configurations étudiées. En d'autres termes, il n'y a pas d'effet significatif du type de défaut (réseaux de porosité vs porosité gazeuse vs retassure ...) et du mode de sollicitation (flexion vs traction) sur la sensibilité de la tenue en fatigue au défaut,
- En traction, les plus gros défauts dans l'alliage sont systématiquement critiques indépendamment de leur position,
- En flexion, les défauts critiques sont répartis sur une large gamme de taille. Les défauts critiques sont ceux présents en surface au niveau de la contrainte maximale,
- Les plus gros défauts sont majoritairement les défauts du type réseaux,
- Les défauts du type réseaux, malgré leurs géométries très complexes caractérisées par une zone poreuse composée de nombreux pores interconnectés, peuvent être considérés comme des défauts uniques,
- Les plus petits défauts sont les défauts du type retassure et porosité gazeuse,
- Il semblerait que les défauts internes soient plus critiques, à iso-taille, que les défauts en surface comme en témoigne le plus faible seuil de propagation en facteur d'intensité de contraintes sur les diagrammes.

Synthèse sur la modélisation de l'effet des défauts :

- Les modèles de El Haddad et combiné décrivent correctement les tendances observées,
- En facteur d'intensité de contrainte, on observe clairement la différence de comportement entre les défauts internes et en surface. On suppose que cette différence est liée à la présence d'hydrogène ou plus généralement à l'atmosphère contenue dans les défauts après solidification de l'alliage. Même si les modélisations ont montré une bonne pertinence de l'utilisation de la formule analytique Eq. 12, il reste cependant un travail complémentaire de validation à réaliser,
- On observe une bonne équivalence entre les approches en seuil de propagation et en diagramme de Kitagawa-Takahashi grâce aux valeurs des limites de domaine ajustées qui sont équivalentes notamment pour les valeurs a_{lc} et a_t ,
- Les défauts les plus grands suivent bien la pente de $-1/2$ caractéristique des fissures longues ce qui valide l'hypothèse d'équivalence défaut-fissure dans le cas des défauts du type réseaux.

Synthèse sur l'effet de la microstructure et des caractéristiques mécaniques sur le comportement en fatigue des alliages d'aluminium de fonderie :

- La microstructure semble avoir un effet sur le comportement en fatigue des matériaux en influençant les tailles caractéristiques des défauts au niveau des transitions des domaines de fissures courtes et longues,
- Différents paramètres microstructuraux pourraient piloter le comportement d'un alliage à l'autre. Dans notre cas, il semblerait que ce soit la taille de grain pour l'AlSi9Cu3 coulé sous pression et la SDAS pour les alliages coulés gravité. Cette différence proviendrait de la capacité qu'ont les fissures à franchir les barrières microstructurales et de la représentativité de ces paramètres microstructuraux vis-à-vis de la microstructure globale,
- La connaissance du paramètre microstructural qui influence la propagation des fissures pourrait permettre d'extrapoler le modèle combiné afin de faire apparaître les valeurs a_c et $\sigma_{amp,seuil}$.

- Dans le cas des alliages d'aluminium étudiés, la capacité à s'écrouir de l'AlSi9Cu3 lui conférerait une meilleure résistance en fatigue comparé aux deux alliages d'aluminium coulés gravité et cela malgré la plus faible limite d'élasticité de l'AlSi9Cu3.

Dans les deux chapitres précédents, nous avons mis en avant l'effet des défauts sur la résistance en fatigue de l'alliage d'AlSi9Cu3. L'étude des défauts critiques et des mécanismes d'endommagement a révélé l'existence de réseaux tridimensionnels de pores de grande taille responsables d'une grande partie des amorçages de fissures en fatigue. Les images au microscope électronique à balayage de ces réseaux critiques ne permettent pas de localiser la zone précise où l'amorçage a lieu. De plus, les informations sur la cinétique de l'amorçage sont inconnues. Au regard de la complexité de la distribution des défauts dans le matériau, il se pose aussi la question des interactions entre défauts proches et entre défauts et fissures. La grande concentration de porosité à cœur des éprouvettes crée des conditions propices à ces interactions. Il semble ainsi pertinent d'étudier l'amorçage et la propagation de fissure sur une éprouvette de la même géométrie que celles utilisées pendant la campagne d'essais afin d'observer la cinétique d'amorçage et de propagation d'une fissure sur défaut naturel et dans un environnement contenant de nombreux défauts poreux. On se propose, dans le chapitre V, de mettre en place un suivi de fissure in situ qui nous permettra d'étudier l'amorçage et la propagation de fissure dans l'AlSi9Cu3 coulé sous pression. Ces analyses permettront ensuite d'alimenter la mise en place d'un modèle d'estimation de la durée de vie des éprouvettes à partir de la taille des défauts initiaux.

Chapitre V : Caractérisation de la cinétique de propagation grâce à une approche par suivi de fissure in-situ : Vers une modélisation de l'effet des défauts sur la durée de vie

Chapitre V : Caractérisation de la cinétique de propagation grâce à une approche par suivi de fissure in-situ : Vers une modélisation de l'effet des défauts sur la durée de vie

Dans les chapitres III et IV, nous avons observé et analysé l'effet des défauts sur le comportement en fatigue de l'AlSi9Cu3 coulé sous pression. Nous avons conclu que le comportement en FGNC est principalement contrôlé par l'effet combiné du gradient de porosité et du gradient de contrainte. La taille et la nature des défauts critiques (réseaux de porosités, retassures ...) sont corrélées à la position dans l'éprouvette originelle. La résistance en fatigue du matériau est pilotée par la taille des défauts (√aire). Cependant, ces conclusions ne permettent pas d'analyser le comportement en durée de vie, en amorçage/micro-propagation et en propagation de fissure à partir de défauts. De plus, les études réalisées dans les chapitres précédents ne donnent que peu d'informations sur les mécanismes de micro-propagation. On a bien observé que l'amorçage apparaît au niveau des réseaux de porosité mais la localisation exacte dans ces réseaux ainsi que les mécanismes de formation des fissures restent des questions ouvertes. Dans ce chapitre V, on se propose donc d'étudier la propagation de fissure dans l'AlSi9Cu3 grâce à un montage permettant le suivi de fissures naturelles in-situ lors d'un essai de fatigue en flexion.

Dans la première partie de ce chapitre, on s'attachera à étudier les résultats des suivis de fissure par la méthode de la corrélation d'image (DIC – Digital Image Correlation) avec un intérêt particulier pour les interactions entre fissure et défauts. On s'appuiera sur une comparaison entre le trajet de la fissure observé en corrélation, les faciès de rupture et les cinétiques de propagation mesurées. Dans une deuxième partie, nous proposerons une méthode de modélisation de la propagation de fissure par une approche type loi de Paris. Une méthode d'estimation du facteur d'intensité de contrainte au bord de la fissure est proposée en s'appuyant sur les travaux de Newman et Raju (Newman and Raju, 1981; Raju and Newman, 1979). La troisième partie de ce chapitre traitera d'une analyse a posteriori de la durée de vie en fatigue du matériau. A partir des modèles mis en place et des données de la campagne en fatigue, on ajustera les modèles de prédiction de la durée de vie sur les essais de fatigue pour créer des courbes de Wöhler type en fonction de la taille de défaut à l'amorçage. Cette méthode sera appliquée pour la durée de vie totale des éprouvettes mais aussi uniquement pour les durées de propagation obtenues à partir des chutes de fréquences lors des essais de fatigue en flexion. Le but est de créer des courbes de Wöhler à iso-taille de défauts initiaux.

V.1. Etude de la propagation de fissure in situ en FGNC

Deux essais de suivi de fissure ont été réalisés. Ils sont dénommés SF-5-3 et SF-5-4. Les géométries utilisées sont les mêmes que celles de la campagne d'essais avec une éprouvette de 5 mm d'épaisseur usinée. Ces essais sont réalisés en flexion sur une machine RUMUL de type cracktronic avec une contrainte maximale de 100 MPa et $R=-1$. Ce niveau de contrainte est choisi car il permet d'obtenir une durée de vie comprise entre 10^5 et 10^6 cycles afin de rendre le suivi cohérent avec les durées de vie observées lors de la campagne. Dans la suite de l'analyse de la propagation de fissure, on suivra la nomenclature présentée sur la Figure 192 et issue des articles de Newman & Raju (Newman and Raju, 1981; Raju and Newman, 1979). On rappelle que la méthode expérimentale de suivi de fissure est présentée en partie II.3.4.

V.1.1. Description de la détection de la fissure

Une fois les essais terminés et les données récoltées, on traite les images par corrélation d'image ce qui nous permet d'accéder à l'évolution du champ de déplacement selon l'axe longitudinal de l'éprouvette tout au long de l'essai comme on peut le voir sur la Figure 180 pour l'éprouvette SF-5-3 en fin d'essai. À partir de ce champ, on peut calculer le gradient spatial local de déplacement par dérivation du champ de déplacement. Le calcul du gradient de déplacement met clairement en avant la fissure comme on peut le voir sur la Figure 181. On utilise les images des gradients de déplacement pour détecter la fissure via une

détection de contour (Figure 182). La fissure est obtenue en squelettisant le contour bleu. C'est-à-dire en réduisant la taille du contour jusqu'à obtenir une fissure d'un seul pixel d'épaisseur. On peut alors extraire l'aspect de la fissure et calculer sa taille en multipliant le nombre de pixel par leur taille qui est de l'ordre de 25 $\mu\text{m}/\text{pix}$.

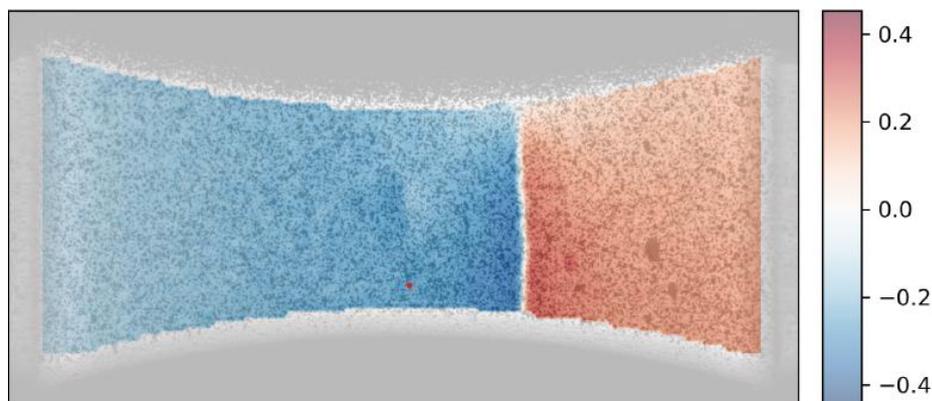


Figure 180 Visualisation du champ de déplacement en millimètre dans la direction longitudinale de l'éprouvette, la zone blanche perpendiculaire à l'axe de chargement correspond à la fissure de fatigue, éprouvette SF-5-3, N = 780 000 cycles

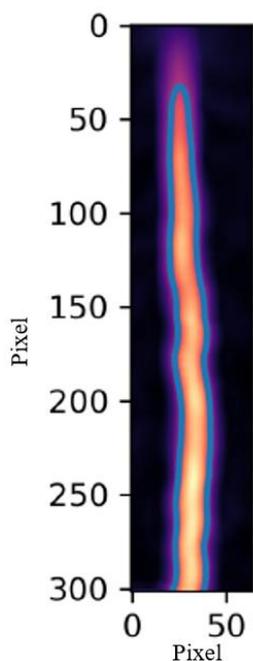


Figure 181 Visualisation du gradient de déplacement local selon la direction longitudinale de l'éprouvette dans le voisinage de la fissure, en bleu la détection de contour qui indique la zone de la fissure

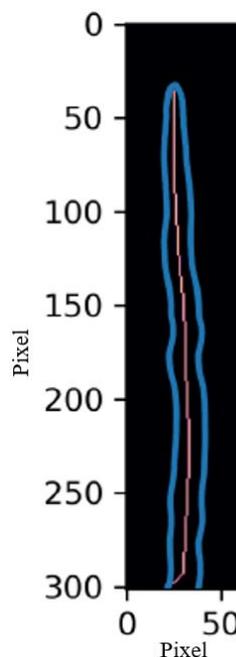


Figure 182 Visualisation de la squelettisation et extraction de la fissure à partir du gradient de déplacement local

En suivant l'évolution de la taille de la fissure en fonction du temps, on obtient les courbes présentées sur la Figure 183. On y adjoint une représentation des données filtrées avec l'algorithme de Savitzky-Golay noté « SG » et un ajustement numérique d'une loi puissance notée « Power ». On souhaite d'abord

comparer l'évolution de la taille de fissure avec l'évolution du gradient de déplacement local et les faciès de rupture.

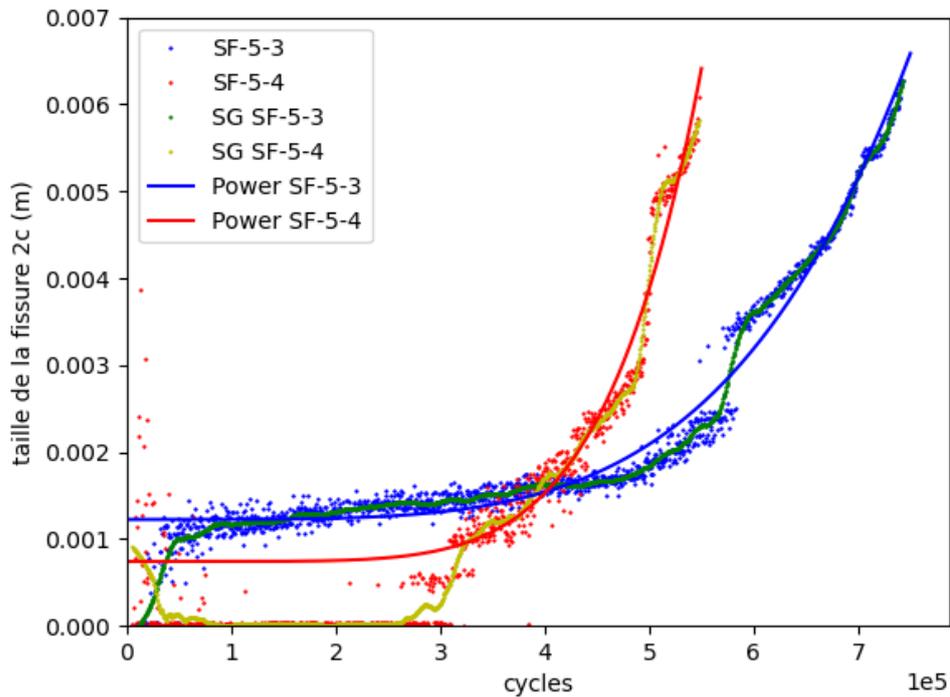


Figure 183 Evolution de la taille de la fissure en fonction du nombre de cycles pour les deux essais de suivi

V.1.2. Éprouvette SF-5-3

Pour analyser la cinétique de la propagation de fissure, on s'appuiera sur le faciès de rupture de l'éprouvette présenté en Figure 184. Cette figure est annotée avec la taille de la fissure en fonction du nombre de cycles aux points intéressants. On utilisera aussi les images du gradient de déplacement local obtenues par corrélation d'image à différents nombres de cycles (Figure 185).

La courbe de la taille de la fissure en fonction du nombre de cycles pour l'éprouvette SF-5-3 (Figure 183) montre des caractéristiques inattendues. Dans un premier temps, on observe une zone de forte croissance de la taille de la fissure entre 0 et 50 000 cycles. En observant le gradient de déplacement local et la détection de fissure (Figure 185 à N=0), on remarque cependant que cette zone ne correspond pas à une détection certaine de la fissure, le gradient de déplacement est trop faible pour une mesure précise de la taille de la fissure. Cependant, on observe une continuité de la courbe de l'algorithme de Savitzky-Golay entre 0 et 50 000 cycles car le filtre lisse la courbe. Ainsi, on peut considérer qu'en 50 000 cycles, le défaut initial présenté sur le faciès (Figure 184) passe d'un défaut du type réseau de porosité à une fissure ce qui crée un plus grand gradient de déplacement permettant ainsi la détection de la fissure par l'algorithme mis en œuvre. Par la suite, la fissure se propage lentement sur les 550 000 premiers cycles. Avec cette observation, il semblerait qu'on soit en mesure de déterminer le nombre de cycles nécessaire à la formation de la fissure principale par micro-propagation au sein du défaut initial de type réseau. De plus, la taille du réseau critique en surface mesurée sur le faciès de rupture est de 1,2 mm ce qui correspond à la taille de la fissure mesurée par détection de fissure à 50 000 cycles.

Entre 550 000 et 600 000 cycles, on observe un saut de la taille de la fissure. Cet accroissement brutal de la taille de la fissure est dû à la présence d'un défaut secondaire sur le parcours de la fissure. On voit clairement sur le faciès que le front de fissure passe au travers de ce défaut (Figure 184). On observe également un léger changement de plan de propagation de la fissure au niveau de ce défaut secondaire

annoté « défaut secondaire » rendu visible par une crête annotée « changement de plan ». Ce phénomène est d'autant plus visible sur le gradient de déplacement local où on observe une bifurcation de la fissure vers la diagonale gauche, Figure 185 à $N = 400\ 000$ et $N = 500\ 000$ cycles. On ajoute aussi que cet accroissement prend un certain temps. On observe sur le gradient de déplacement que le défaut en pointe de fissure s'endommage pendant environ $200\ 000$ cycles avant de se rompre complètement. Il s'agit d'une interaction entre la fissure et le défaut en pointe de fissure.

Une fois que le défaut secondaire est dépassé, on remarque une décélération de la cinétique de propagation de la fissure à environ $700\ 000$ cycles. La fissure atteint le bord de l'éprouvette d'un côté de l'éprouvette (Figure 185, $N = 700\ 000$) ce qui empêche sa propagation en surface du côté de ce bord. La taille de la fissure étant la taille totale en surface, c'est-à-dire « $2c$ », on note alors une réduction mécanique de la vitesse car elle ne se propage plus que d'un seul côté en surface. La propagation de la fissure se termine lorsque la fréquence de l'essai chute de $1\ \text{Hz}$ ce qui se produit pour une longueur de fissure de $6,3\ \text{mm}$.

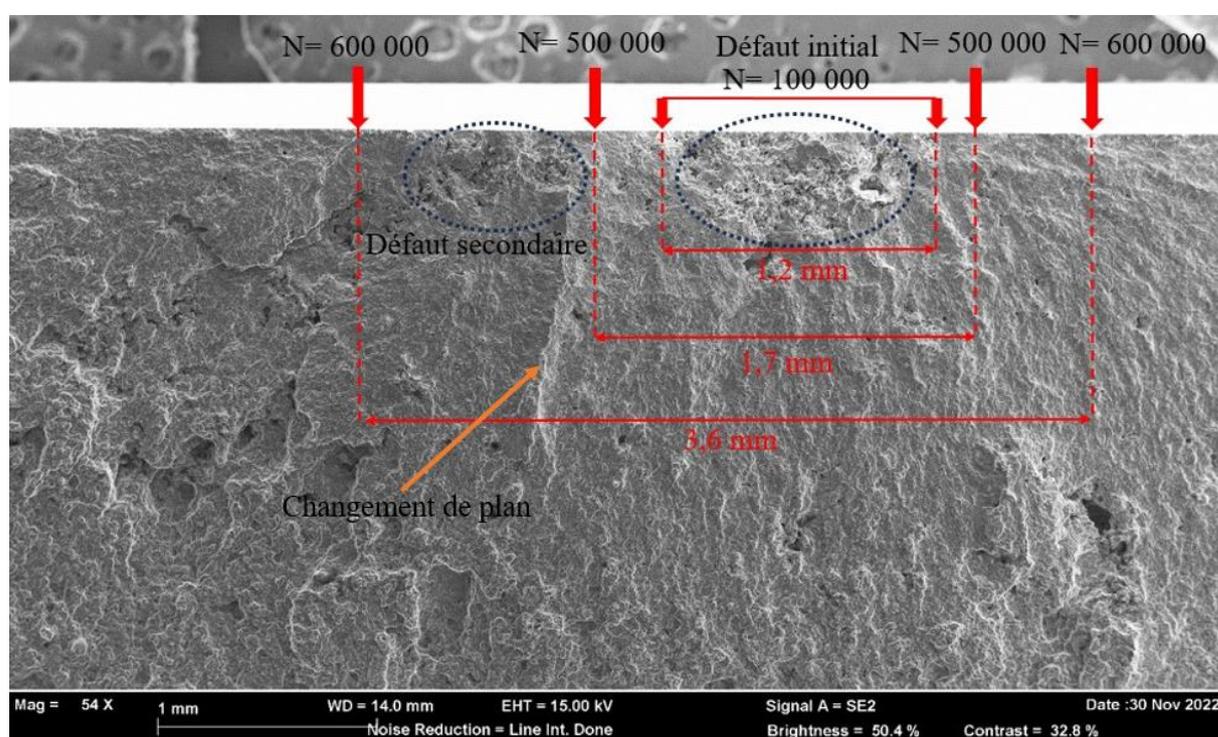


Figure 184 Faciès de rupture de l'éprouvette SF-5-3

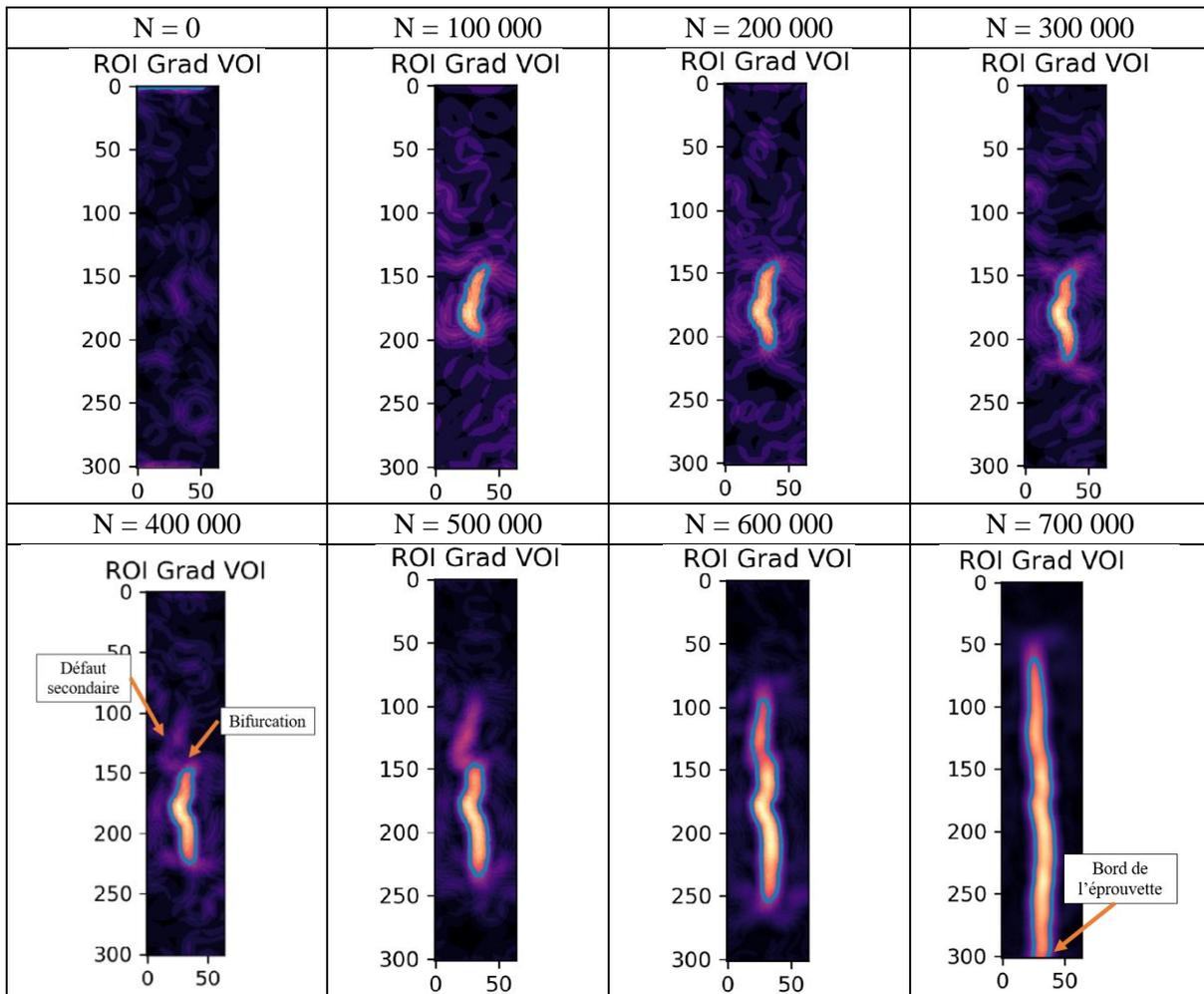


Figure 185 Images du gradient de déplacement local selon l'axe longitudinal en fonction du nombre de cycles, éprouvette SF-5-3, contour bleu = détection de fissure

V.1.3. Éprouvette SF-5-4

Comme dans le cas de l'éprouvette SF-5-3, pour analyser la cinétique de propagation de fissure, on s'appuiera sur le faciès de rupture de l'éprouvette présenté en Figure 186. Cette figure est annotée en repositionnant la fissure de surface à quelques instants particuliers. On utilisera aussi les images du gradient de déplacement local obtenues par corrélation d'image à différents nombres de cycles (Figure 187).

La courbe présentant l'évolution de la taille de la fissure en surface en fonction du nombre de cycles de l'éprouvette SF-5-4 possède des caractéristiques similaires à celle de l'éprouvette SF-5-3 mais aussi quelques différences notamment au niveau de l'amorçage et de la formation de la fissure principale. L'algorithme de détection de fissure n'indique la présence d'une fissure qu'à partir de 300 000 cycles environ avec une détection à 0,5 mm pendant 40 000 cycles environ puis à 0,9 mm. Cette longue période d'amorçage en deux temps s'explique par le fait que le défaut initial est plus petit, moins poreux et former de deux sous réseaux (tirets bleus Figure 189) ce qui n'est pas le cas de celui de l'éprouvette SF-5-3. En comparant les deux faciès de rupture (Figure 188 et Figure 189), on voit clairement que le défaut initial de l'éprouvette SF-5-3 est un réseau très poreux contrairement à celui de l'éprouvette SF-5-4 qui est constitué de deux plus petits réseaux de 0,4 et 0,5 mm. On constate alors que la cinétique d'amorçage en deux temps observée en corrélation d'image s'explique par la nature du défaut critique. La différence de porosité et de morphologie peut se traduire par un niveau de concentration de contrainte au sein du réseau plus faible et donc un facteur d'intensité de contrainte plus faible. Ainsi, il faudra plus de cycles pour

former une fissure dans le cas de l'éprouvette SF-5-4. On peut alors observer ici une limite de la méthode de mesure des réseaux qui comptabilise tout le réseau comme étant le défaut critique. Un effet des caractéristiques du réseau sur la durée de vie tels que sa densité relative ne serait donc pas à exclure.

Malgré cette période de formation de la fissure plus longue en nombre de cycles pour l'éprouvette SF-5-4, la vitesse de propagation est largement plus élevée que celle de l'éprouvette SF-5-3. Cette différence de comportement est attribuée à la présence de petites porosités ne formant pas réellement de gros défauts sur le trajet de la fissure mis en évidence sur la Figure 186 par la flèche verte. Ces porosités facilitent la propagation de la fissure en permettant une interaction constante entre la fissure et les défauts. Comme dans le cas de l'éprouvette SF-5-3, on observe une forte augmentation de la vitesse de propagation de la fissure à environ 500 000 cycles. Cette accélération s'explique par la présence de défauts secondaires sur le trajet de la fissure. Les deux défauts sont une nouvelle fois légèrement hors plan de propagation ce qui oblige la fissure à changer de direction de propagation. On voit nettement ces bifurcations sur le faciès de rupture au niveau de l'indication correspondant à la position de la fissure à 450 000 cycles (Figure 186). Comme dans le cas de l'éprouvette SF-5-3, on observe un ralentissement à la fin du suivi de fissure. Il correspond à l'arrivée de la fissure au bord de l'éprouvette. Ainsi, elle ne se propage plus que d'un seul côté ce qui ralentit sa progression en surface. La taille finale de la fissure est de 6,1 mm.

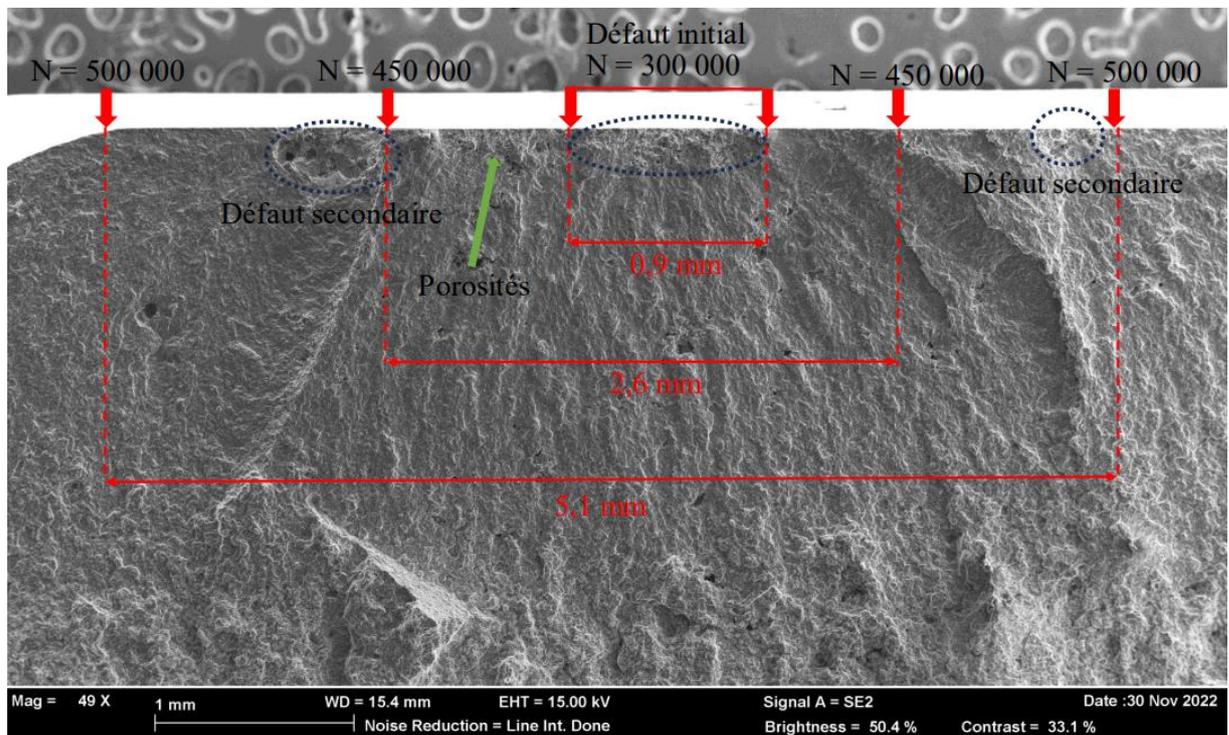


Figure 186 Faciès de rupture de l'éprouvette SF-5-4

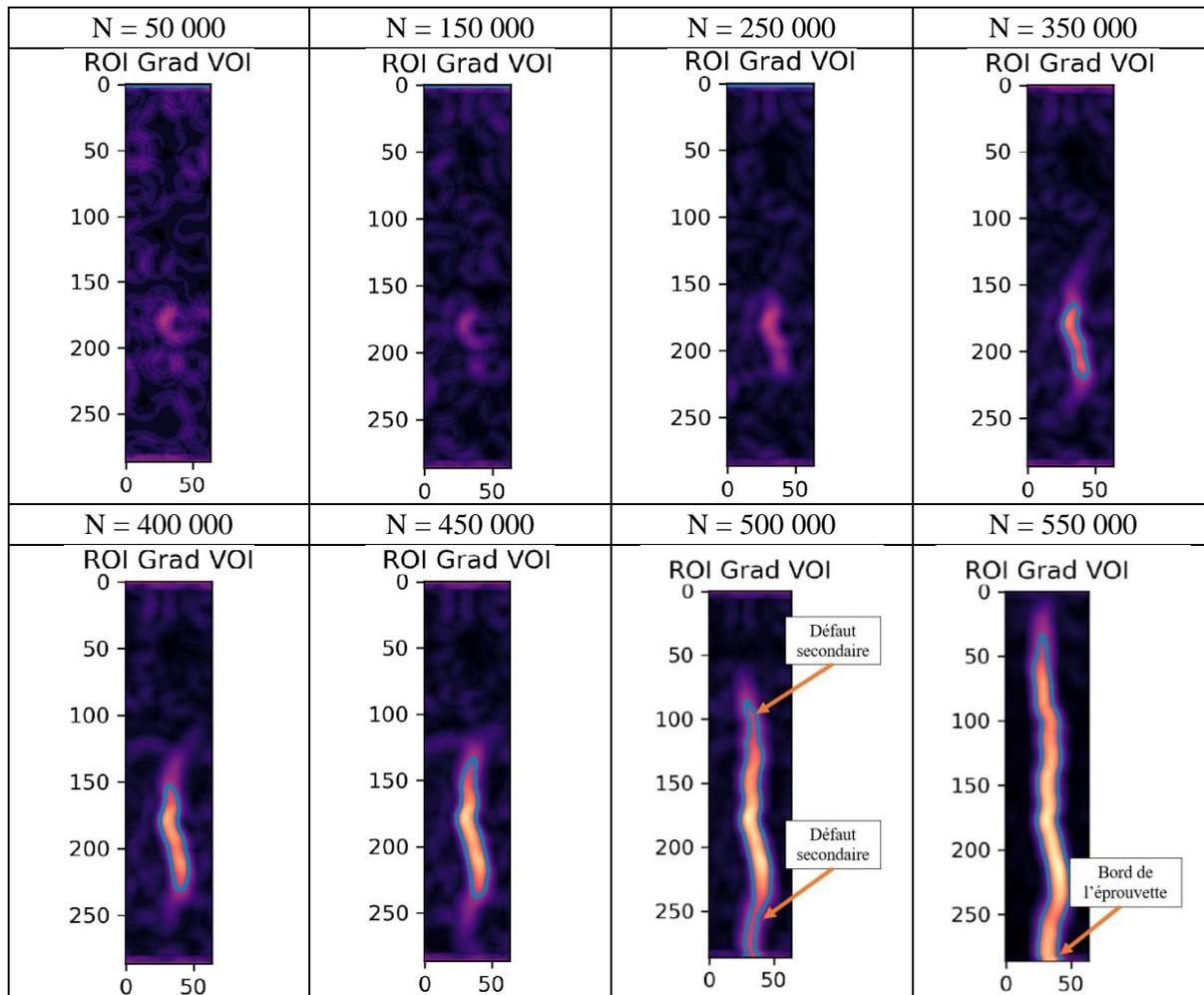


Figure 187 Images du gradient de déplacement local selon l'axe longitudinal en fonction du nombre de cycles, éprouvette SF-5-4, contour bleu = détection de fissure

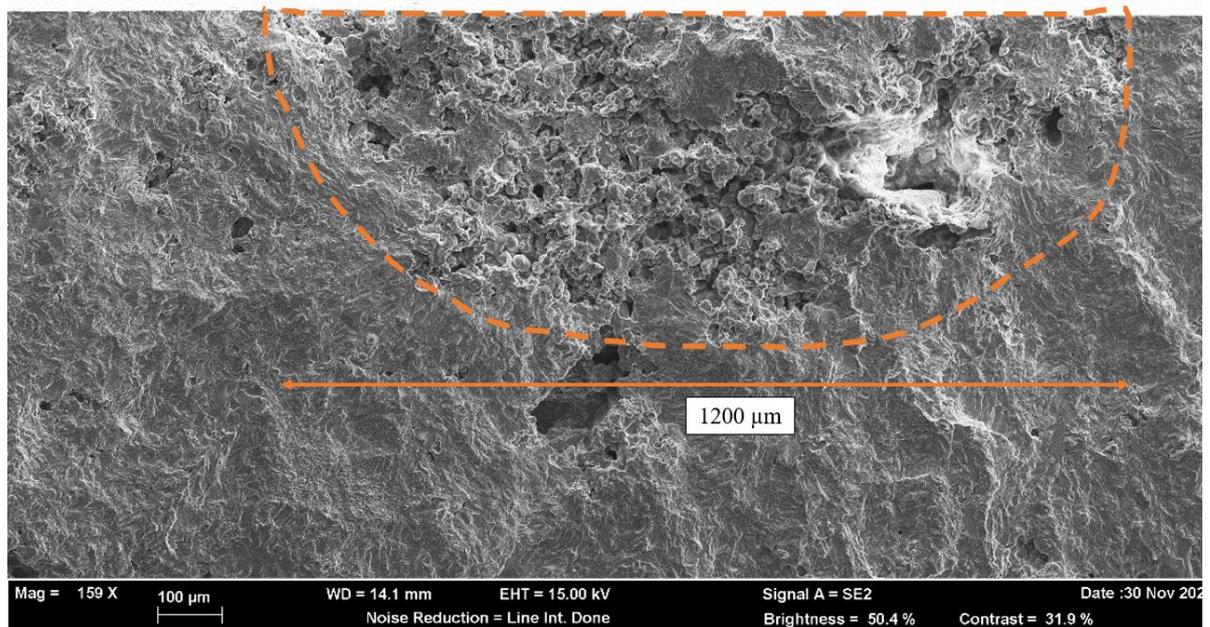


Figure 188 Faciès de rupture de l'éprouvette SF-5-3, zoom sur la zone d'amorçage, tirets orange = défaut critique

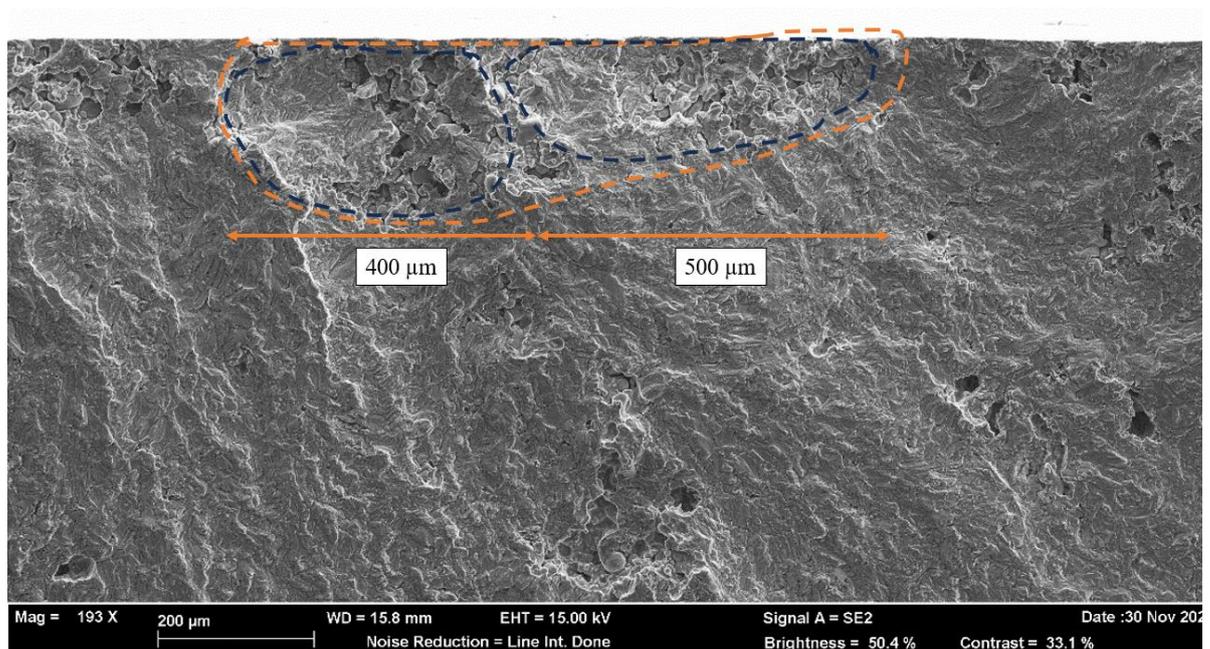
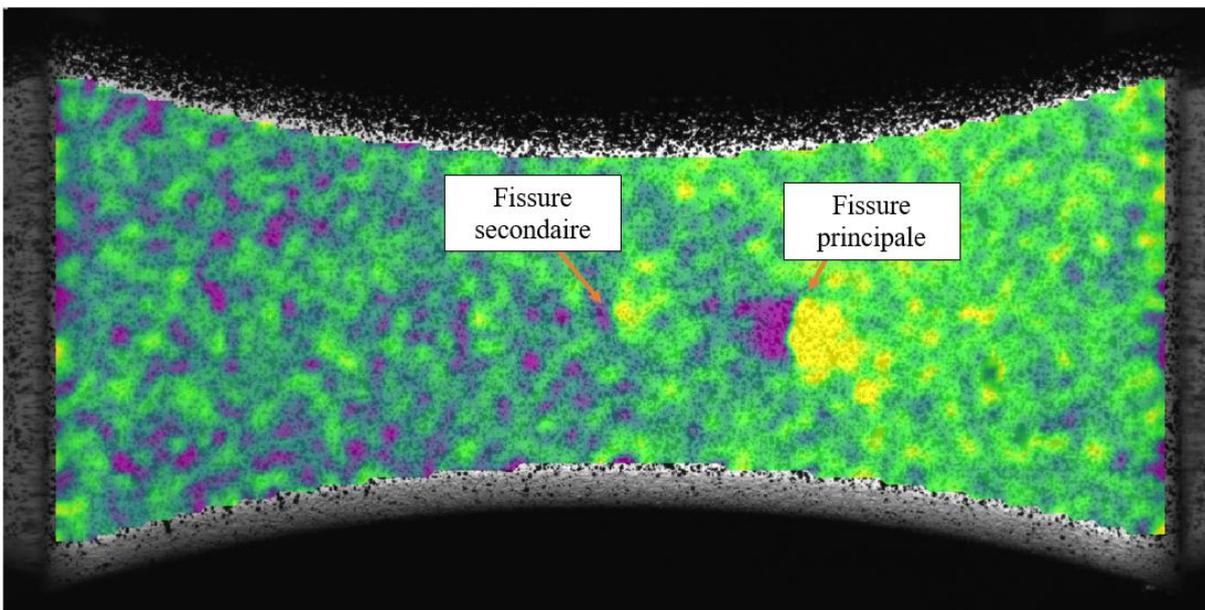
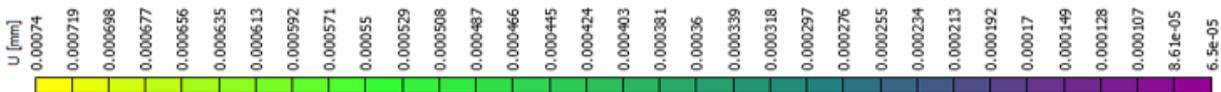


Figure 189 Faciès de rupture de l'éprouvette SF-5-4, zoom sur la zone d'amorçage, tirets orange = défaut critique, tirets bleus = défauts constitutifs du réseau critique

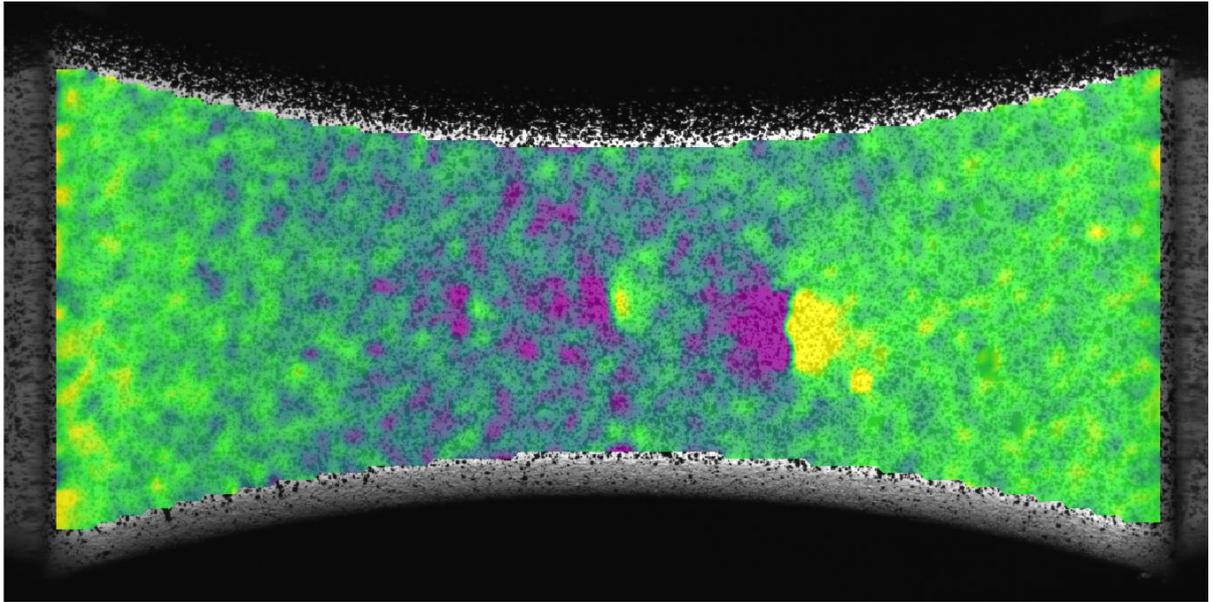
V.1.4. Mise en évidence du multi-amorçage

L'observation de toute la surface des éprouvettes pendant le suivi de fissure permet de mettre en évidence la présence d'un multi-amorçage qui se produit lors des essais. Sur les deux suivis de fissure, on observe des amorçages multiples le long de la face plane de l'éprouvette et des propagations parallèles à celle de la fissure principale. Les Figure 190 et Figure 191 illustrent ce phénomène. Ainsi, pour l'éprouvette SF-5-3, on constate la formation de deux fissures au cours de l'essai. Dans le cas de l'éprouvette SF-5-4, ce sont 3 fissures qui se forment pendant l'essai.

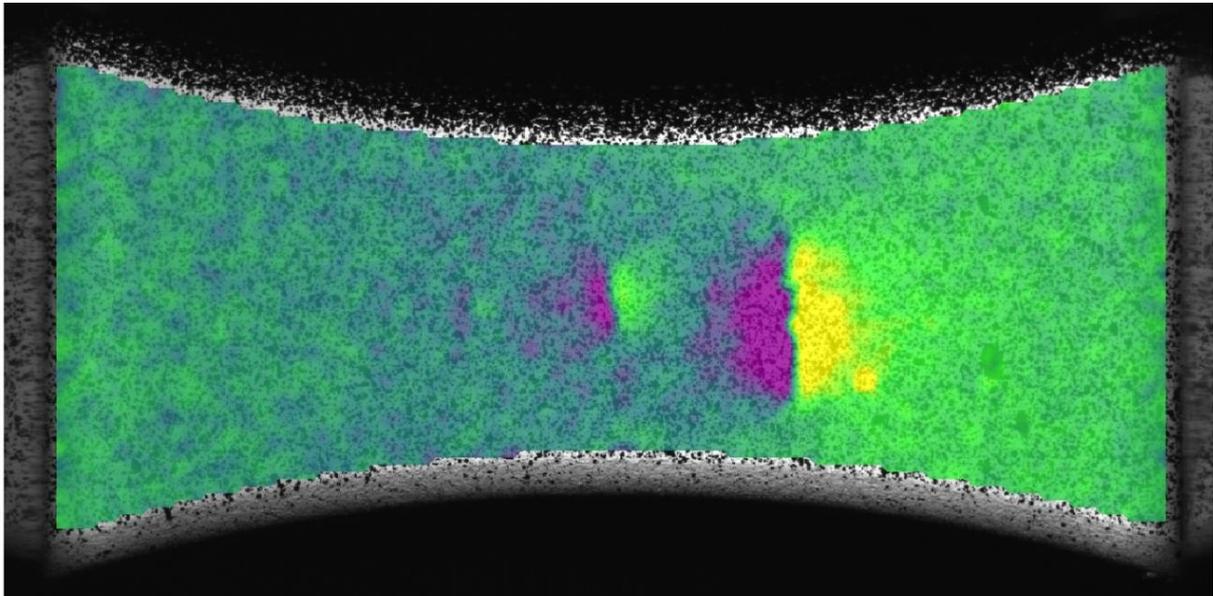
La présence de multi-amorçage pendant les essais de suivi de fissure vient du fait de la présence de nombreux défauts dont le facteur d'intensité de contrainte est supérieur au seuil de propagation. On peut se référer à la Figure 93 pour visualiser les réseaux et leurs complexités à cœur des éprouvettes qui sont, dans le cadre du suivi de fissure, en surface libre. Ainsi, il est possible que plusieurs défauts amorcent des fissures pendant les essais. La problématique du multi-amorçage pose la question de l'interaction entre fissures. Dans notre cas, même si les volumes de matière sollicités restent assez faibles, une faible proportion (2 occurrences) de fissures finales formées par la coalescence de deux fissures secondaires a pu être observée lors de la campagne d'essais en fatigue. Dans le cadre des pièces industrielles de plus grandes tailles, on peut imaginer de la même façon que deux fissures interagissent et coalescent. Cet effet poserait un problème dans le cas d'un dimensionnement en durée de vie s'il n'est pas bien pris en compte.



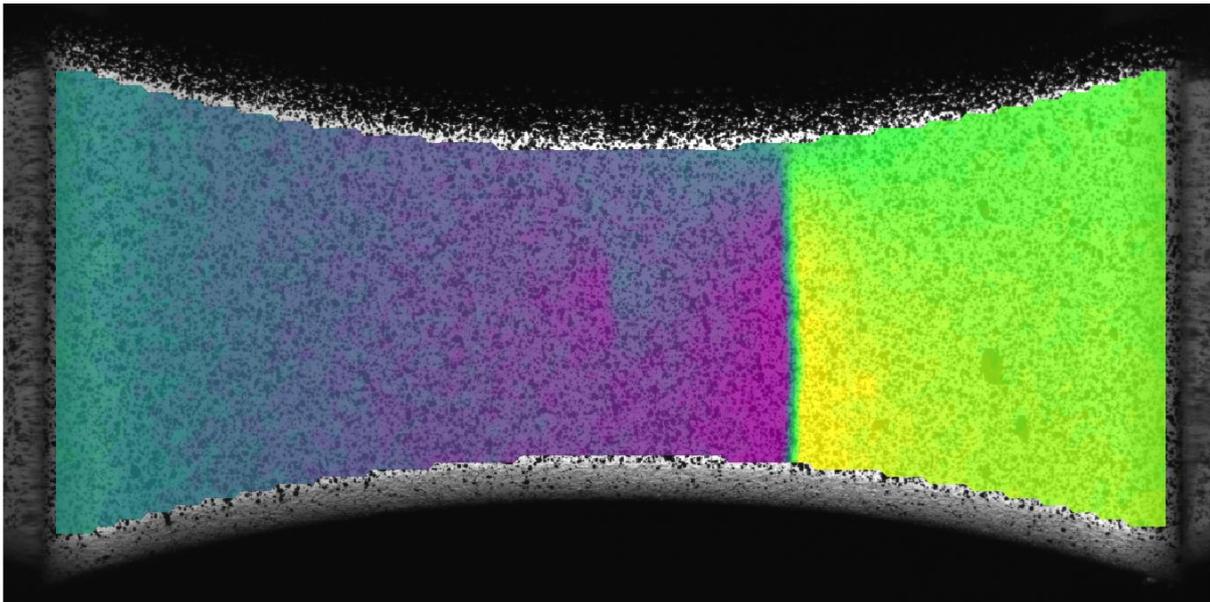
(a) : éprouvette SF-5-3, N = 190 000 cycles



(b) : éprouvette SF-5-3, N = 390 000 cycles

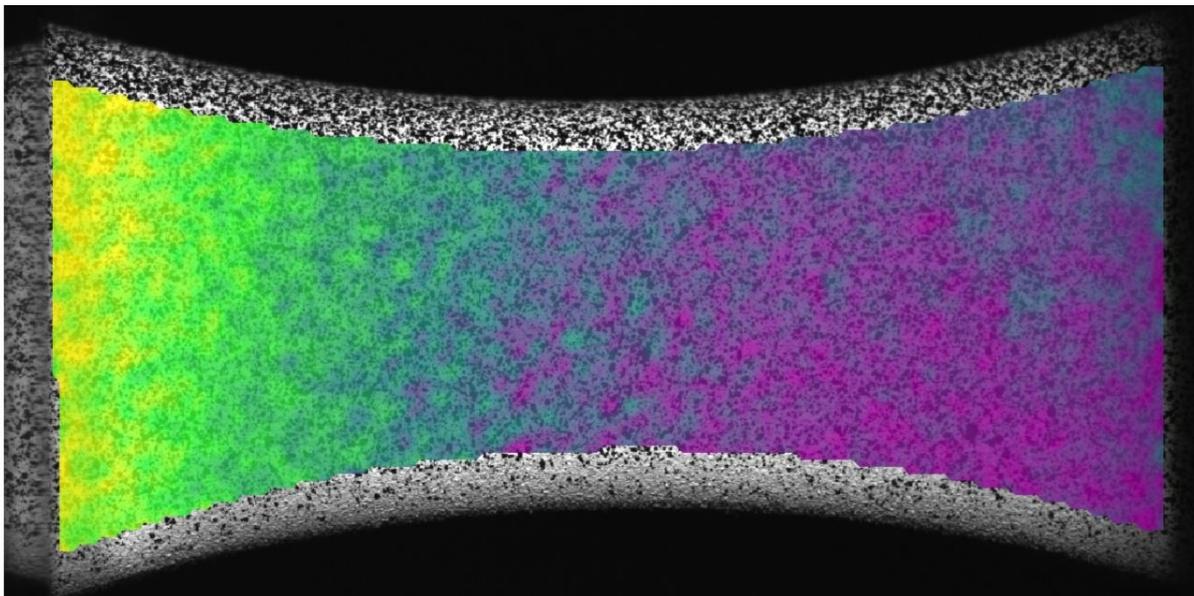


(c) : éprouvette SF-5-3, N = 590 000 cycles

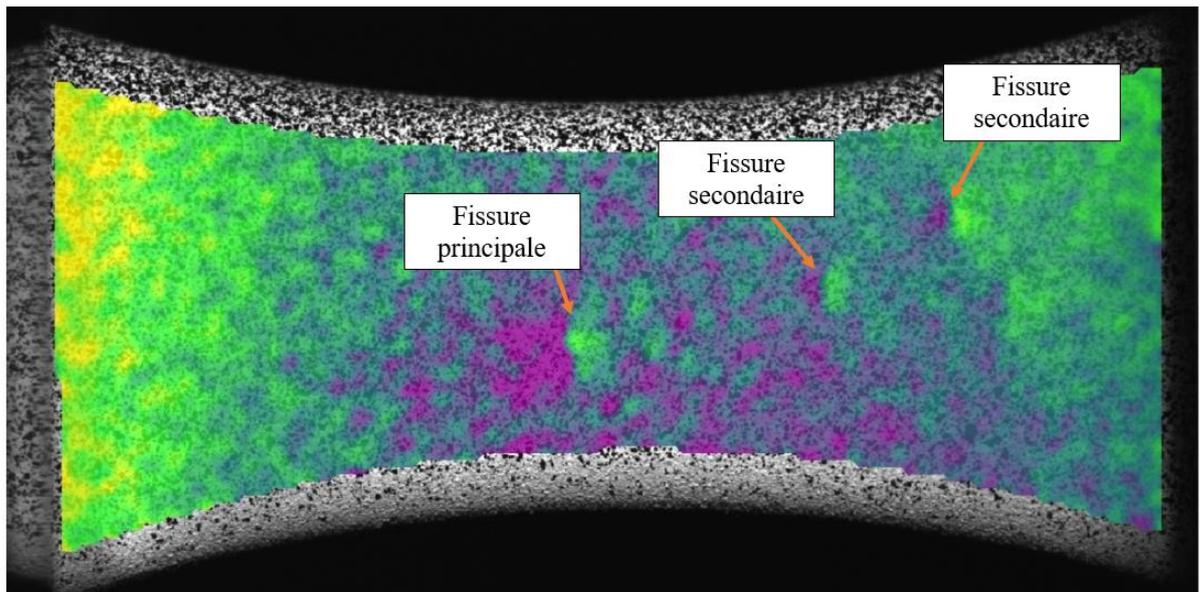


(d) : éprouvette SF-5-3, N = 780 000 cycles

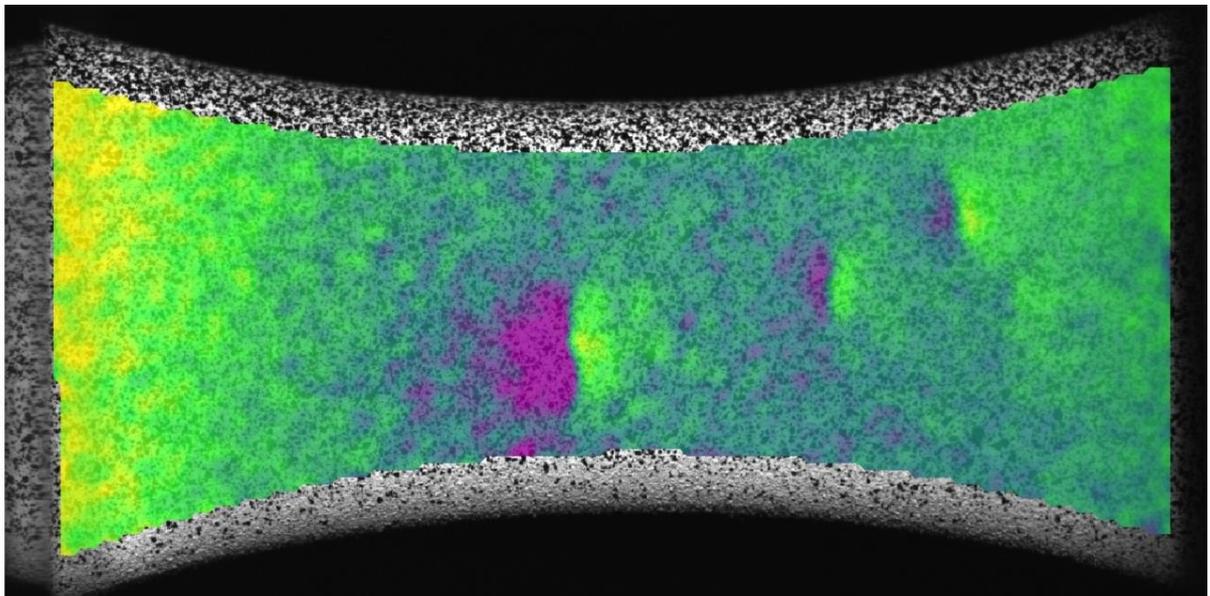
Figure 190 Mise en évidence du multi-amorçage sur l'éprouvette SF-5-3, échelle de couleur en déplacement selon l'axe longitudinal



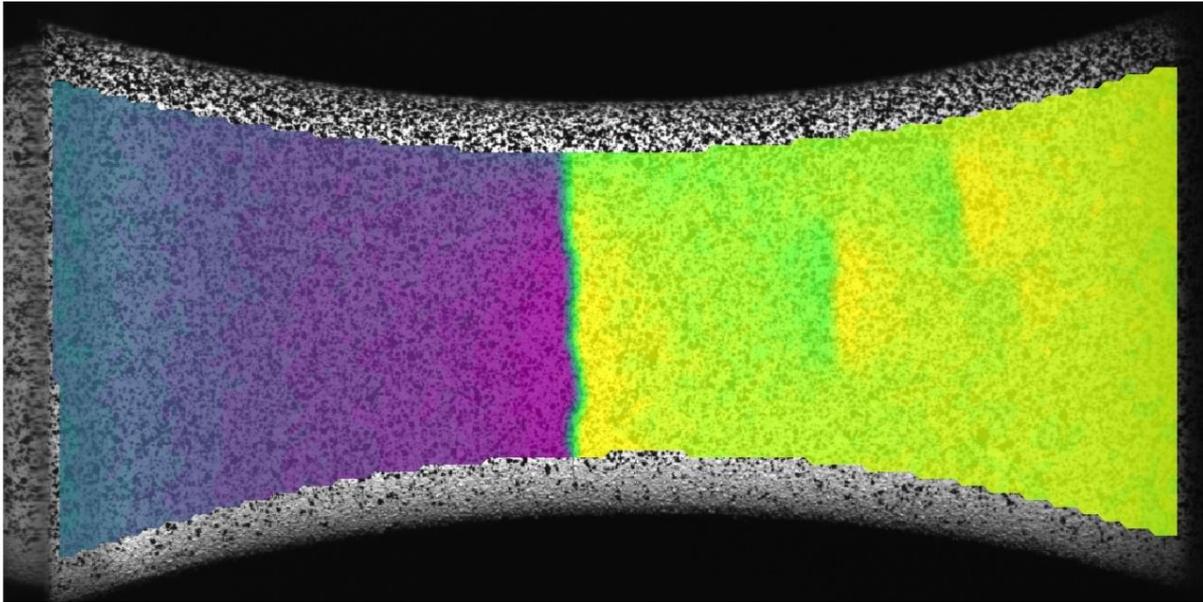
(a) : éprouvette SF-5-4, N = 100 000 cycles



(b) : éprouvette SF-5-4, N = 310 000 cycles



(c) : éprouvette SF-5-4, N = 410 000 cycles



(d) : éprouvette SF-5-4, N = 520 000 cycles

Figure 191 Mise en évidence du multi-amorçage sur l'éprouvette SF-5-4, échelle de couleur en déplacement selon l'axe longitudinal

V.2. Modélisation de la propagation de fissure en FGNC

Dans cette partie, on propose de mettre en place une modélisation de la propagation de fissure dans l'alliage AlSi9Cu3 coulé sous pression. Cette modélisation se décompose en deux étapes. Dans un premier temps, on va chercher à estimer le facteur d'intensité de contraintes au niveau du front de fissure grâce à la formule de Newman et Raju (Newman and Raju, 1981; Raju and Newman, 1979) qui permet de calculer le facteur d'intensité de contraintes sur tout le front de la fissure pour une fissure semi-elliptique soumise à un chargement de flexion. Cette relation permet donc de prendre en compte le gradient de contrainte. Dans un second temps, on utilisera ce facteur pour décrire la cinétique de propagation moyenne en vue de modéliser le comportement en propagation du matériau. On analysera ce comportement au regard des faciès de rupture.

$$\Delta K_t = H \Delta \sigma_{max} \sqrt{\pi \frac{a}{Q} F\left(\frac{a}{t}, \frac{a}{c}, \frac{a}{b}, \varphi\right)}$$

Eq. 31

où $\Delta \sigma_{max}$ est l'étendue de la contrainte maximale en flexion, H et F sont des fonctions de la géométrie de l'éprouvette et de la fissure, (a, b, c, t) sont des dimensions de l'éprouvette et de la fissure (Figure 193) et φ est l'angle entre la surface et un point sur le front de fissure (Figure 193).

Cette méthode en deux temps est nécessaire pour plusieurs raisons. Les essais de suivi de fissure se déroulent en flexion. Contrairement à la traction, il existe donc un gradient de contrainte entre la surface et le cœur de l'éprouvette. Ainsi, un défaut plongé dans ce gradient n'aura pas un facteur d'intensité de contrainte constant sur tout son front. Il est donc nécessaire d'utiliser une formule analytique qui prend en compte cet effet comme celle de Newman et Raju qui est fonction des paramètres géométriques de l'éprouvette testée comme la largeur et l'épaisseur mais aussi des paramètres de la fissure comme la taille en surface et en profondeur. Les essais de suivi de fissure ne donnent pas accès à la profondeur de la fissure. On va donc devoir l'estimer. Newman et Raju postulent que le front de la fissure est de forme semi-elliptique avec un rapport de forme variable au cours de la propagation. Leur formule donne la variation du facteur d'intensité de contrainte pour chaque point du front de fissure. Ainsi, la géométrie de la fissure évolue pendant la propagation et ne conserve pas sa forme originelle quasi semi-circulaire, le

facteur de forme de l'ellipse évolue en fonction du facteur d'intensité de contrainte. La vitesse d'avance du front en chaque point est différente.

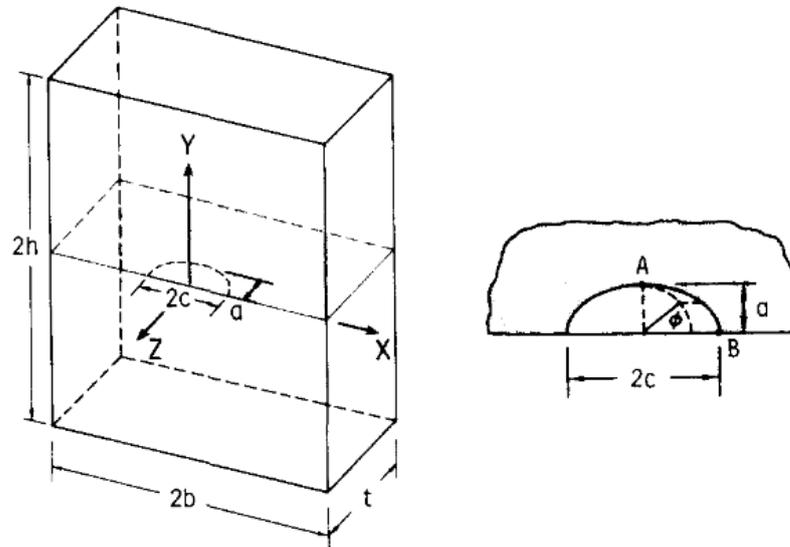


Figure 192 Schéma d'une fissure elliptique (Newman et Raju, 1981)

V.2.1. Procédure d'évaluation du facteur d'intensité de contraintes et de calibration de la loi de Paris

La modélisation du facteur d'intensité de contrainte en flexion et l'identification des paramètres de la loi de Paris se déroule de la manière suivante. On pourra se référer au logigramme présenté en Figure 193 pour plus de clarté. On utilise les données filtrées avec l'algorithme de Savitzky-Golay sur toute la durée de la propagation. On utilisera cette méthode sur les deux essais de suivi de fissure à partir de la taille de défaut initial mesurée sur les faciès de rupture.

1. On calcule la vitesse de propagation de la fissure ($\frac{d2c}{dN}$) en surface grâce aux données des essais de suivi de fissure en calculant la dérivée de la taille de fissure en surface par rapport au nombre de cycles. On calcule l'étendue du facteur d'intensité de contrainte en supposant que la fissure est semi-circulaire (noté s_c) pendant toute la durée de l'essai avec la formule de Murakami pour un défaut en surface ($Y=0,65$) semi-circulaire (Eq. 32) :

$$\Delta K_{sc} = \Delta\sigma \cdot 0,65 \cdot \sqrt{\pi \sqrt{\frac{c^2 \pi}{2}}}$$

Eq. 32

2. On ajuste une loi de Paris sur le couple vitesse – facteur d'intensité de contraintes semi-circulaire afin d'identifier les paramètres du modèle de la loi de Paris notés C_{sc} et m_{sc} pour une fissure semi-circulaire. On suppose que ces paramètres sont du même ordre de grandeur de ceux qu'on aurait trouvé en utilisant directement la formule de Newman et Raju. On commentera cette différence par la suite.
3. On utilise les paramètres de la loi de Paris identifiés pour une fissure semi-circulaire et la formule du facteur d'intensité de contrainte de Newman et Raju (NR) pour faire propager une fissure elliptique théorique en surface et en profondeur à partir d'un défaut critique de la même taille que

ceux identifiés sur les suivis de fissure (a et c fonction de C_{sc}, m_{sc} et ΔK_{NR}). La formule de Newman et Raju permet en effet de calculer le facteur d'intensité de contraintes sur tout le front de fissure.

4. Cela permet ensuite de tracer la courbe $a/c=f(c)$ qui relie le rapport entre la profondeur de la fissure et la demi-taille de fissure en surface avec la demi-taille de fissure en surface. On pourra alors calculer la profondeur de la fissure à partir de sa taille en surface, ce qui est nécessaire pour le calcul du facteur d'intensité de contraintes avec la méthode de Newman et Raju. Ainsi, tous les paramètres nécessaires au calcul du ΔK_{NR} sont disponibles.
5. En utilisant la courbe $a/c=f(c)$, on calcule le facteur d'intensité de contraintes des données des suivis de fissure avec la formule de Newman et Raju. On peut alors tracer la courbe $da/dN=f(\Delta K)$ et ajuster une loi de Paris sur les données pour obtenir les paramètres C_{NR} et m_{NR} .

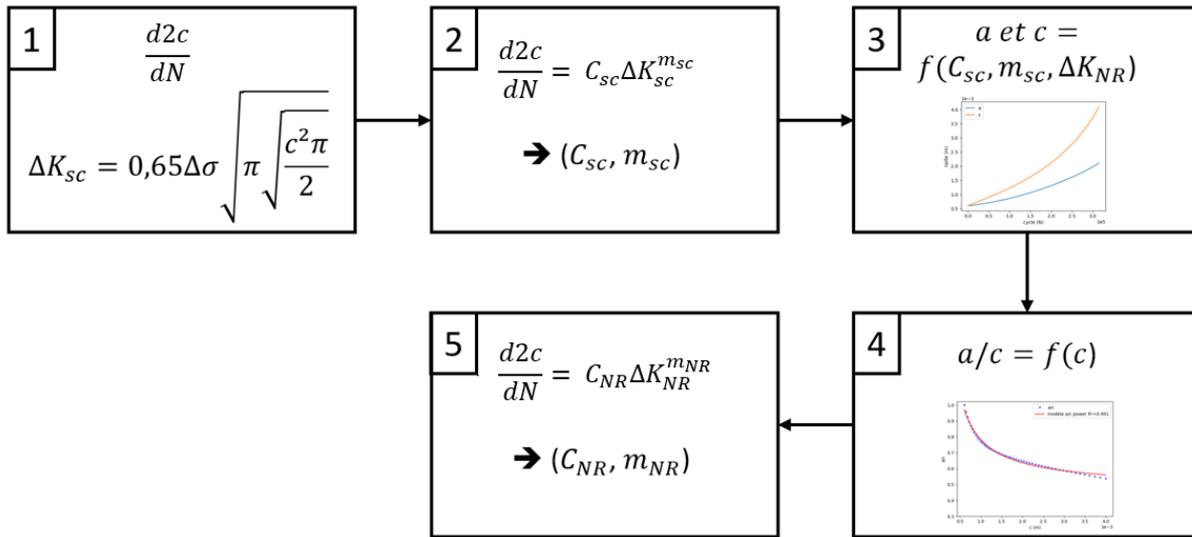


Figure 193 Logigramme de la procédure de calibration de la loi de Paris

À partir des tailles de fissure obtenues lors des essais de suivi de fissure (Figure 183), on calcule la dérivée de la taille de fissure par rapport au nombre de cycles en utilisant les données filtrées par l'algorithme de Savitzky-Golay. L'emploi des données filtrées est nécessaire car le filtre permet de faire disparaître les variations de hautes fréquences qui ne sont que du bruit et qui viendraient polluer l'analyse. On peut alors tracer la Figure 194. On calcule en même temps la vitesse pour la loi puissance ajustée sur les tailles de fissure en excluant les tailles de fissures inférieures à la taille de défaut initiale en surface. Les lois puissances permettent de guider l'analyse par rapport à une propagation classique sans interférences des défauts secondaires. On reviendra sur l'analyse de la variation de la vitesse dans la partie suivante. Le décalage entre l'ajustement de la loi puissance de l'éprouvette SF-5-4 et les points positionnés à une abscisse d'approximativement 0 est normal car nous avons exclu les tailles de fissure inférieures au défaut initial lors de l'ajustement.

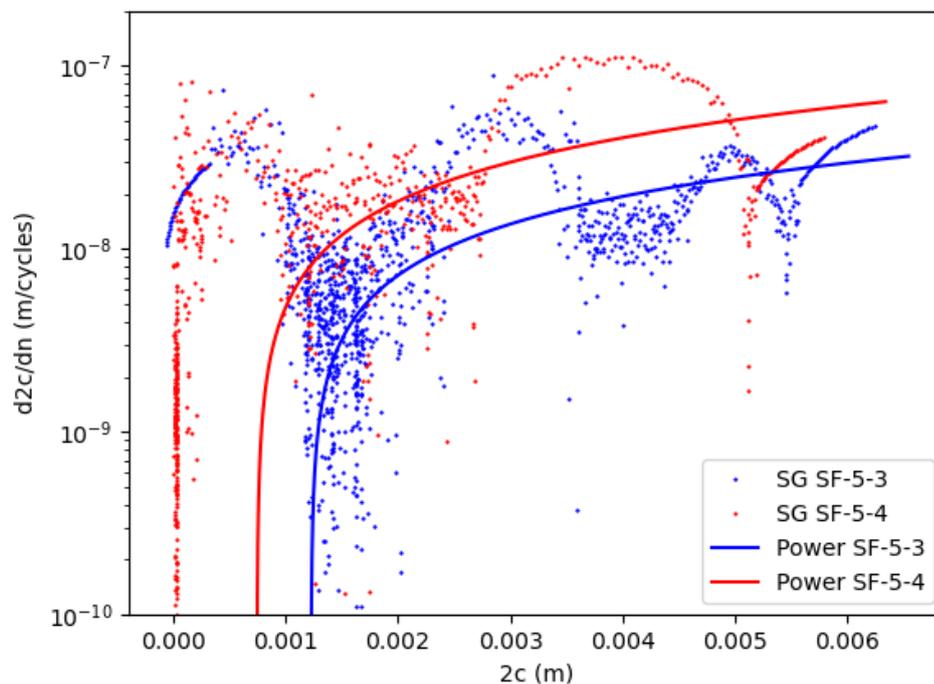


Figure 194 Variation de la vitesse de propagation de fissure en fonction de la taille de la fissure pour les 2 essais de suivi

On peut alors calculer le facteur d'intensité de contrainte en supposant que les fissures sont semi-circulaires tout au long des essais. De cette façon, on peut tracer la Figure 195 qui présente la vitesse de propagation de la fissure en fonction du facteur d'intensité de contraintes semi-circulaire. On ajuste ensuite une loi de Paris sur les données. Les paramètres des lois de Paris pour une fissure semi-circulaire sont regroupés dans le Tableau 28.

Formule de la loi de Paris pour une fissure en surface (Eq. 33) :

$$\frac{d2c}{dN} = C\Delta K^m$$

Eq. 33

où $2c$ est la taille de la fissure en surface, N est le nombre de cycles, ΔK est le facteur d'intensité de contraintes et C et m sont les paramètres de la loi. Par souci de simplicité au niveau de l'ajustement et étant donnée l'importance de la dispersion pour la mesure de la vitesse des fissures, on exclut l'utilisation d'une loi de Paris avec seuil de propagation en facteur d'intensité de contrainte.

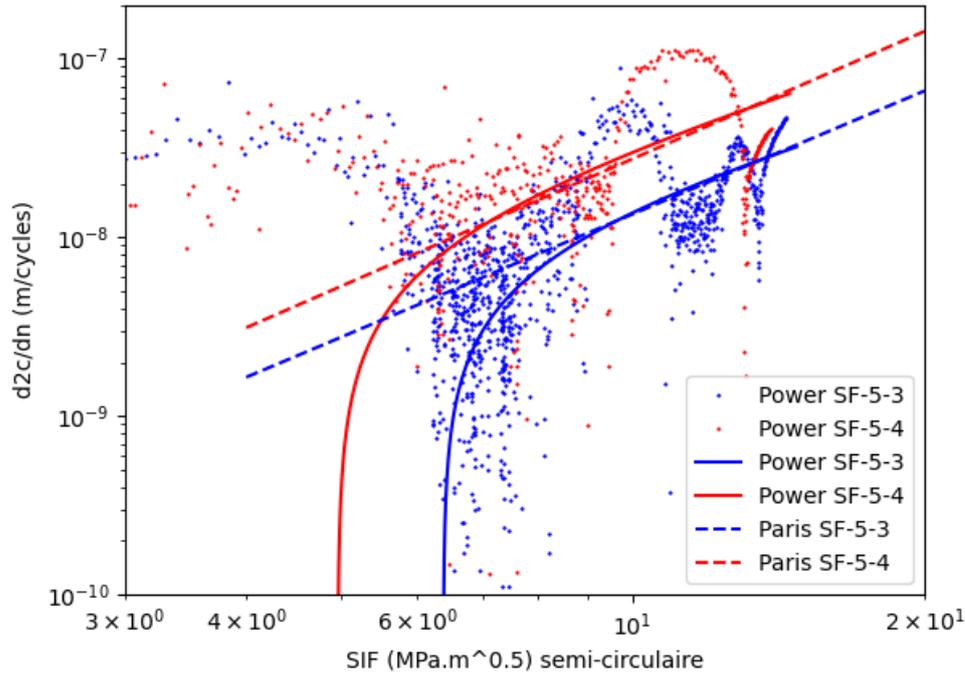


Figure 195 Variation de la vitesse de propagation de fissure en fonction du facteur d'intensité de contrainte pour les 2 essais de suivi

Paramètres loi de Paris	C	m
SF-5-3	$6,9 \pm 0,2 \cdot 10^{-11}$	$2,29 \pm 0,01$
SF-5-4	$1,17 \pm 0,06 \cdot 10^{-10}$	$2,37 \pm 0,02$

Tableau 28 Paramètres ajustés de la loi de Paris avec le facteur d'intensité de contraintes pour une fissure semi-circulaire

On va maintenant chercher à faire propager numériquement une fissure partant d'un défaut semi-circulaire de taille équivalente aux défauts mesurés sur les faciès des deux éprouvettes testées en suivi de fissure. Cette étape est nécessaire car le facteur d'intensité de contrainte dans la formule de Newman et Raju dépend de la taille de la fissure en surface et en profondeur. Les critères d'arrêt de l'algorithme sont liés à la géométrie des éprouvettes d'essais. La fissure en surface ne dépasse pas 80% de la largeur des éprouvettes soit 8 mm donc c reste inférieur à 4 mm. Sa profondeur est limitée à la moitié de l'épaisseur des éprouvettes soit 2,5 mm.

Le schéma logique (Figure 196) présente la méthode pour faire propager une fissure théorique originellement semi-circulaire avec une loi de Paris en calculant le facteur d'intensité de contraintes en flexion grâce à la formule de Newman et Raju. La méthode fonctionne par récurrence. À chaque itération, on calcule le facteur d'intensité de contraintes en a et en c qui sont respectivement les tailles de la fissure en profondeur et en surface ce qui nous donne accès via la loi de Paris à la distance d'avance de la fissure dans les deux directions pour un nombre de cycles dN qu'on note da et dc. On prend dN égal à 5 000 cycles ce qui permet de limiter l'erreur numérique. On incrémente alors les tailles a et c par ces distances.

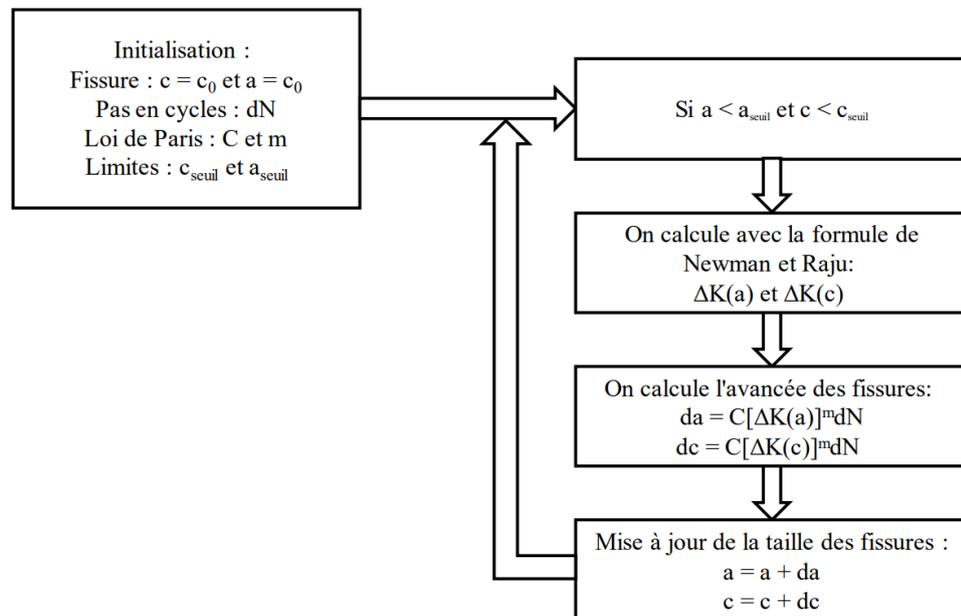


Figure 196 Schéma logique de la méthode de propagation virtuelle d'une fissure suivant une loi de Paris

On récupère les variations des tailles a et c en fonction du nombre de cycles, illustré Figure 197. On observe clairement une croissance de fissure bien plus importante en surface qu'en profondeur dû à la différence de contraintes entre la surface et le fond de la fissure lié au gradient de contrainte en sollicitation de flexion. On voit nettement, sur la Figure 198, que dès le début de la propagation lorsque la fissure est encore semi-circulaire, le facteur d'intensité de contraintes en surface est 1,6 fois plus élevé que celui en fond de fissure. On peut alors tracer la courbe $a/c=f(c)$ comme on le voit sur la Figure 199 et la Figure 200. On modélise les deux courbes $a/c=f(c)$ pour les éprouvettes SF-5-3 et SF-5-4 par des lois puissances de la forme (Eq. 34) :

$$f(x) = Ax^B + C \quad \text{Eq. 34}$$

où A , B et C sont les paramètres ajustés. Ces paramètres sont présentés dans le Tableau 29.

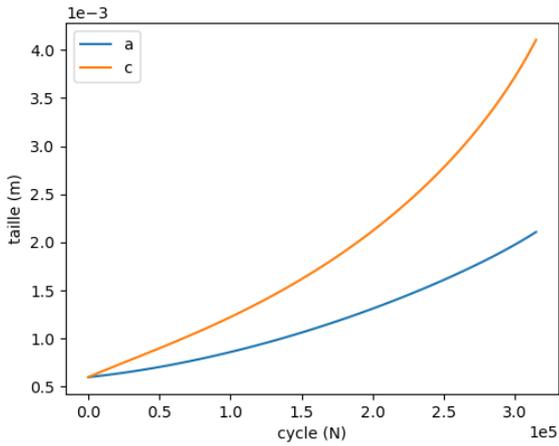


Figure 197 Variation de la taille de la fissure calculée en profondeur (a) et en surface (c) en fonction du nombre de cycles, éprouvette SF-5-3

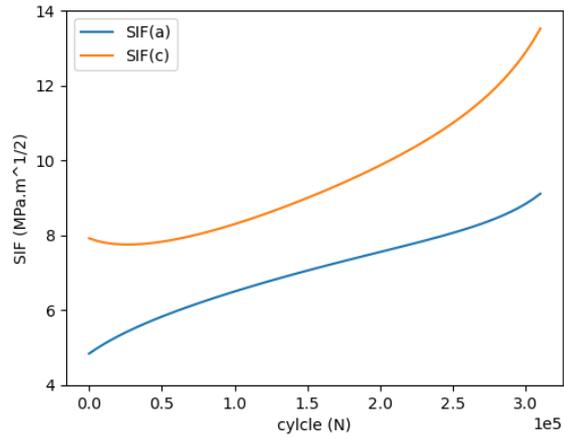


Figure 198 Variation du facteur d'intensité de contraintes (SIF) calculé de la fissure en profondeur (a) et en surface (c) en fonction du nombre de cycles, éprouvette SF-5-3

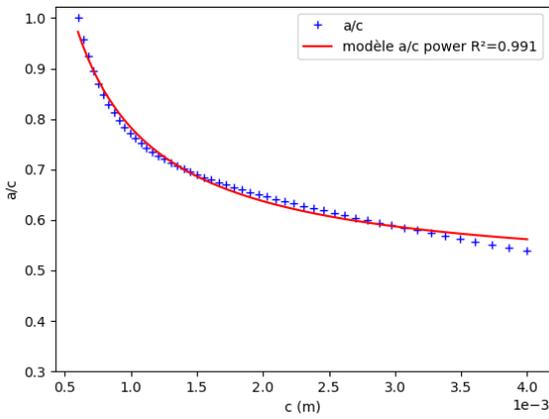


Figure 199 Variation du ratio taille de la fissure en profondeur/taille de la fissure en surface (a/c) en fonction de la taille de la fissure en surface (c), éprouvette SF-5-3

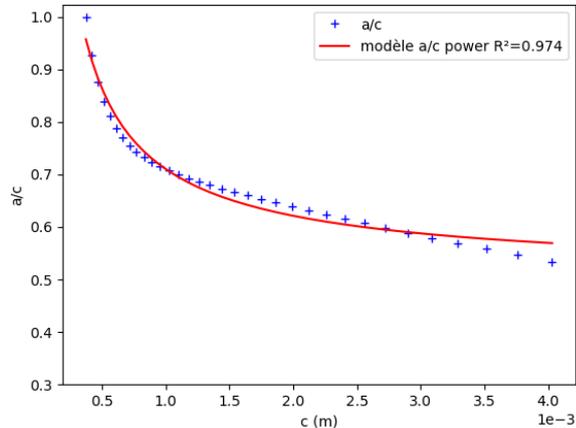


Figure 200 Variation du ratio taille de la fissure en profondeur/taille de la fissure en surface (a/c) en fonction de la taille de la fissure en surface (c), éprouvette SF-5-4

Paramètres loi puissance	A	B	C	R ²
SF-5-3	$4,2 \pm 0,2 \cdot 10^{-4}$	$-9,5 \pm 0,6 \cdot 10^{-1}$	$4,8 \pm 0,1 \cdot 10^{-1}$	0,991
SF-5-4	$9,1 \pm 0,7 \cdot 10^{-4}$	$-7,2 \pm 0,9 \cdot 10^{-1}$	$5,0 \pm 0,2 \cdot 10^{-1}$	0,974

Tableau 29 Paramètres ajustés de la courbe $a/c=f(c)$

A titre de comparaison, on trace sur le même graphique l'évolution du facteur d'intensité de contraintes au niveau du front de fissure en surface calculer avec la formule de Newman et Raju et la formule pour une fissure semi-circulaire (Figure 201). On observe deux différences principales. Le facteur d'intensité de contraintes pour une fissure semi-circulaire a une croissance monotone contrairement à celui calculé par la méthode de Newman et Raju pour une fissure semi-elliptique. Ceci est lié au fait que la géométrie de la fissure évolue dans le cas de Newman et Raju, avec une croissance rapide de la taille en surface. Après le premier millimètre, le facteur d'intensité de contraintes semi-circulaire est plus élevé que celui de Newman et Raju. On reste cependant dans les mêmes ordres de grandeur ce qui laisse à penser que les paramètres de la loi de Paris seront aussi du même ordre de grandeur.

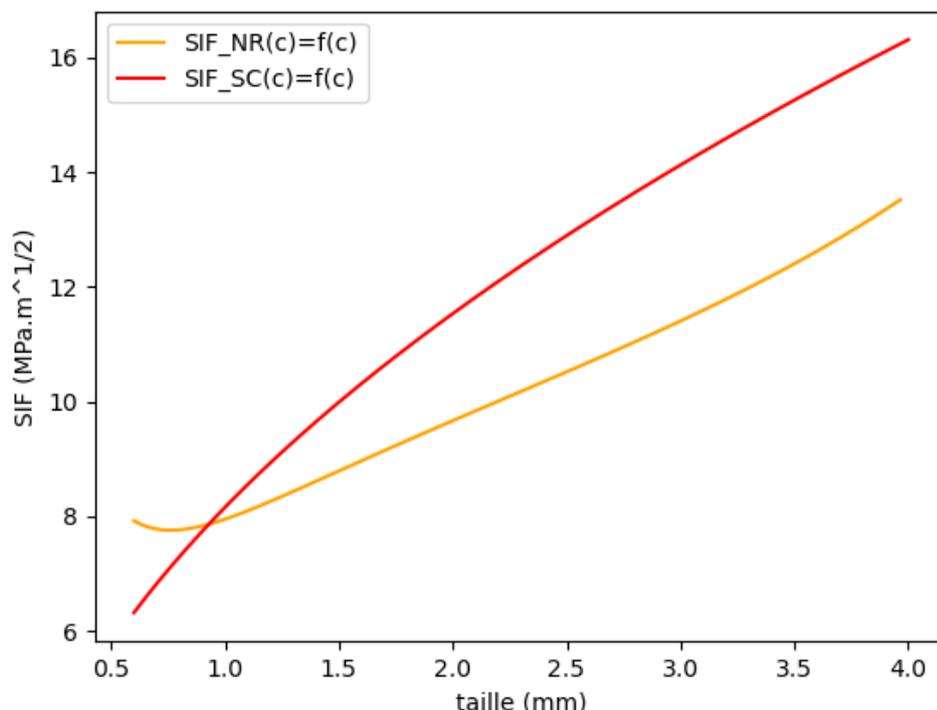


Figure 201 Comparaison de l'évolution du facteur d'intensité de contraintes en surface pour une fissure semi-circulaire et elliptique en fonction de la taille de la fissure en surface, SIF_NR = facteur d'intensité de contraintes de Newman et Raju forme semi-elliptique avec rapport de forme variable, SIF_SC = facteur d'intensité de contraintes pour une fissure semi-circulaire

V.2.2. Modélisation de la propagation de fissure

Dans la partie précédente, nous avons mis en place tous les outils qui permettent de modéliser la propagation de fissure à partir des essais de suivi de fissure. Sur les données extraites du suivi de fissure et qui regroupent la taille des fissures en fonction du nombre de cycles pour les deux essais, on ne conserve que les points qui sont supérieurs à la taille du défaut critique de manière à diminuer la dispersion liée à la détection des tailles de fissure au début de l'essai. Ainsi, on trace le graphique présenté en Figure 202 qui regroupe les données filtrées SG ne conservant que les tailles de fissure supérieures au défaut initial et deux nouvelles lois puissances ajustées sur ces données. On trace alors la variation de la vitesse de propagation de la fissure en surface en fonction de la taille de la fissure sur la Figure 203 puis cette même vitesse en fonction du facteur d'intensité de contrainte calculé avec la formule de Newman et Raju sur la Figure 204.

Sur la Figure 203 et la Figure 204, on observe des sauts de vitesse de propagation à c égal à 2,5 mm pour l'éprouvette SF-5-3 et 4 mm environ pour l'éprouvette SF-5-4. Ces sauts correspondent à l'effet des défauts secondaires sur la cinétique de propagation des fissures. Pour donner un ordre d'idée, la vitesse de propagation augmente d'un facteur 10 environ en présence de défaut pour l'éprouvette SF-5-4, passant de 10^{-8} m/cycles à 10^{-7} m/cycles environ. Sur l'éprouvette SF-5-3, on observe un plateau suivi d'une accélération-décélération après le premier saut de vitesse. Cela correspond à l'effet du bord de l'éprouvette. On observe donc clairement l'effet majeur des défauts sur la vitesse de propagation des fissures.

Les lois puissance ajustées sur les tailles de fissure montrent une tendance moyennée du comportement du matériau en propagation de fissure. Notamment, elles donnent une approximation du seuil en fissure longue quand la vitesse de propagation tend vers une vitesse nulle. On lit graphiquement pour une vitesse de 10^{-10} m/cycles, un seuil de 6,0 MPa \sqrt{m} pour la SF-5-4 et 7,6 MPa \sqrt{m} pour la SF-5-3. Ces valeurs sont proches de celles obtenues en étudiant la variation du seuil de propagation en fonction de la taille de défaut

initial dans le chapitre IV. Pour rappel, on avait trouvé une valeur comprise entre 6,1 et 6,4 MPa \sqrt{m} ce qui correspondait bien aux valeurs de la littérature en propagation de fissure regroupées dans le chapitre I.

Contrairement à ce qui a pu être observé dans la littérature et présenté sur la Figure 59, on n'observe pas de partie clairement linéaire de la vitesse en fonction du facteur d'intensité de contraintes dans un graphique log-log. L'effet des défauts secondaires empêche une telle observation. On peut cependant ajuster une loi de Paris sur les données filtrées SG comme présenté sur la Figure 204 en tirets. Les paramètres des ajustements sont présentés dans le Tableau 30 ainsi que ceux de la littérature. Cette méthode d'ajustement sur les données filtrées SG vient donc moyenniser la propagation en matière saine avec la propagation modifiée par l'effet des défauts. En comparant les paramètres de la loi de Paris identifiés sur les données filtrées SG et les données de la littérature, on observe que les pentes représentées par le paramètre m sont proches et que les différences sont portées par le paramètre C . La littérature présente des données diminuées d'un facteur 10 pour le paramètre C . Il est difficile d'interpréter cette différence mais elle pourrait être due à l'effet des défauts qui ne sont pas présents pour les matériaux utilisés pour l'étude de la propagation de fissure dans la littérature. Dans notre cas, la présence de défauts ayant accéléré la propagation des fissures, le paramètre C se retrouve augmenté. La faible différence entre les paramètres m calculés ici et ceux de la littérature, nous laisse penser que cette approche, bien qu'imparfaite, permette une estimation acceptable des paramètres.

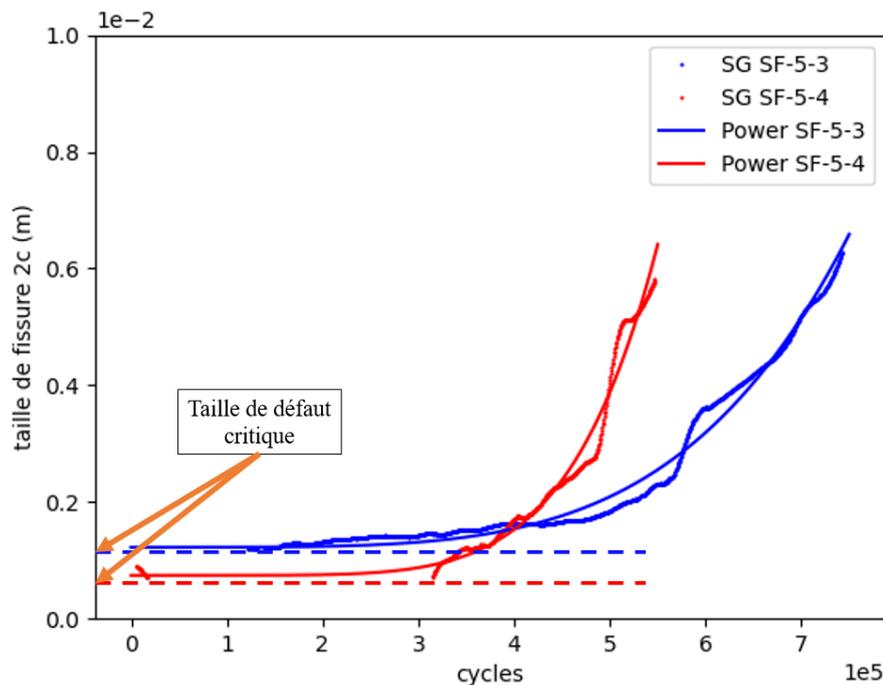


Figure 202 Evolution de la taille de fissure pour les deux suivis, seules les tailles supérieures aux défauts critiques sont affichées, lignes en pointillés = taille de défaut critique sur le faciès de rupture

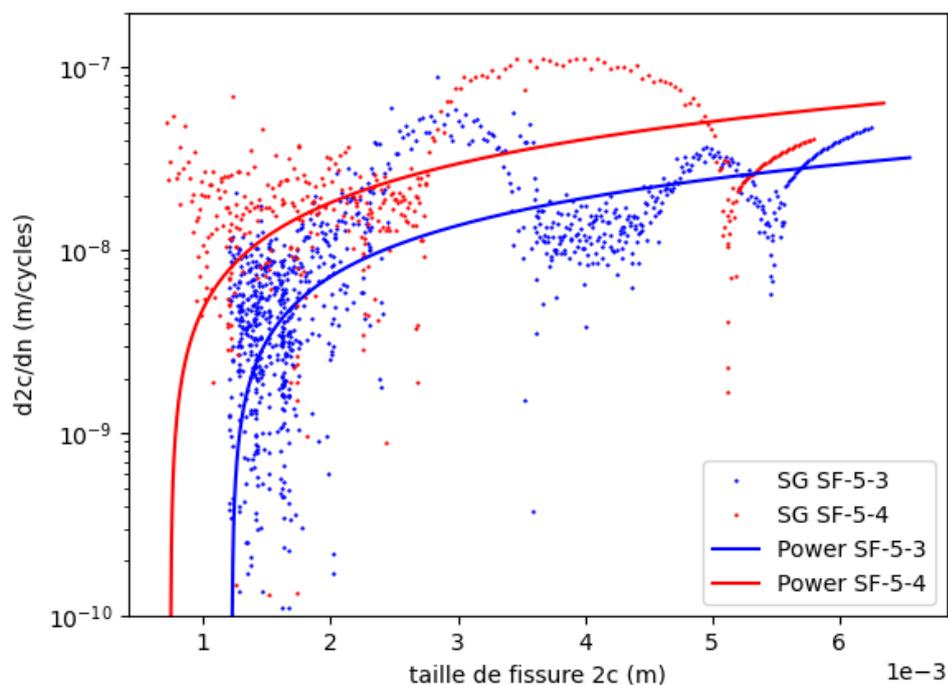


Figure 203 Variation de la vitesse de propagation des fissures en fonction de la taille de la fissure en surface

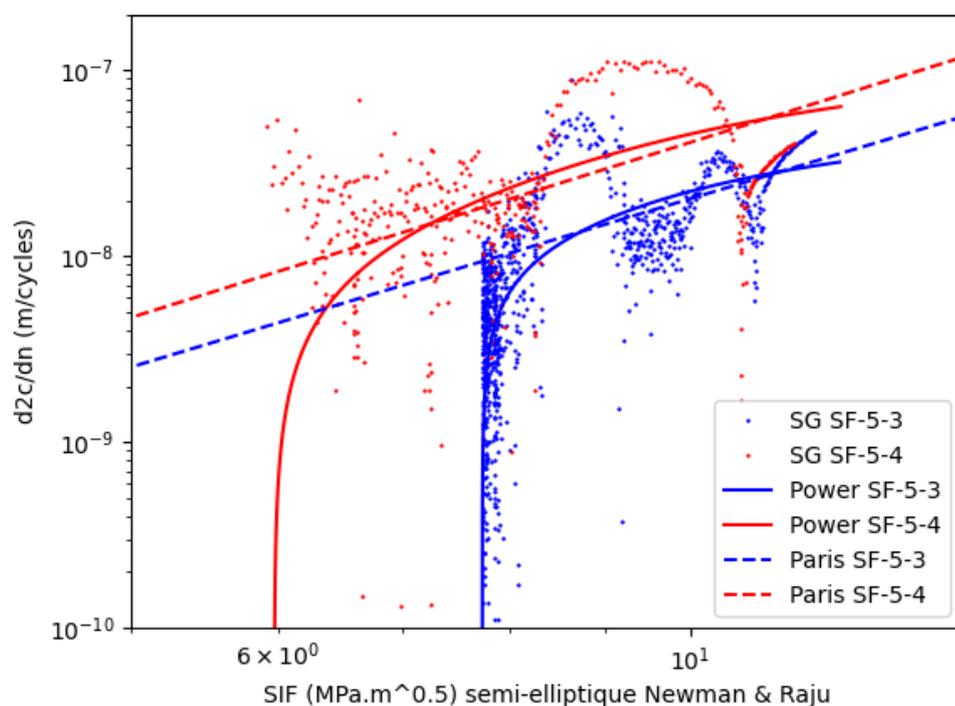


Figure 204 Variation de la vitesse de propagation des fissures en fonction du facteur d'intensité de contraintes calculé avec la formule de Newman et Raju

Paramètres de la loi de Paris	C	m
SF-5-3	$2,0 \pm 0,2 \cdot 10^{-11}$	$3,00 \pm 0,05$
SF-5-4	$3,0 \pm 0,4 \cdot 10^{-11}$	$3,13 \pm 0,05$
Littérature R=-1	$2,3 \cdot 10^{-12}$	3,3

Tableau 30 Paramètres ajustés de la loi de Paris pour le facteur d'intensité de contraintes calculé avec la formule de Newman et Raju, comparaison avec les données de la littérature (Oberwinkler et al., 2009)

V.2.3. Complément bibliographique sur l'effet des réseaux en lien avec les mousses d'alliage d'aluminium

Olurin (Olurin, 2001) étudie la vitesse de propagation de fissures dans des mousses d'alliage d'aluminium avec différentes densités relatives. La Figure 205 illustre l'effet du rapport de densité relative, c'est-à-dire le rapport entre la densité de la mousse d'alliage d'aluminium sur la densité de l'alliage d'aluminium sans défaut, sur la vitesse de propagation des fissures. L'auteur observe que plus la mousse est poreuse, plus les vitesses de propagation sont élevées. On observe alors que les pentes sont largement plus élevées que les valeurs pour l'AlSi9Cu3 mentionnées dans la littérature, de l'ordre de 3. Cela pourrait corroborer une propagation en deux temps : rapide dans les réseaux puis lente dans la matière relativement saine. Ainsi, moyenné sur la durée de vie, on observerait une propagation plus rapide en moyenne du fait de la vitesse plus rapide dans les réseaux.

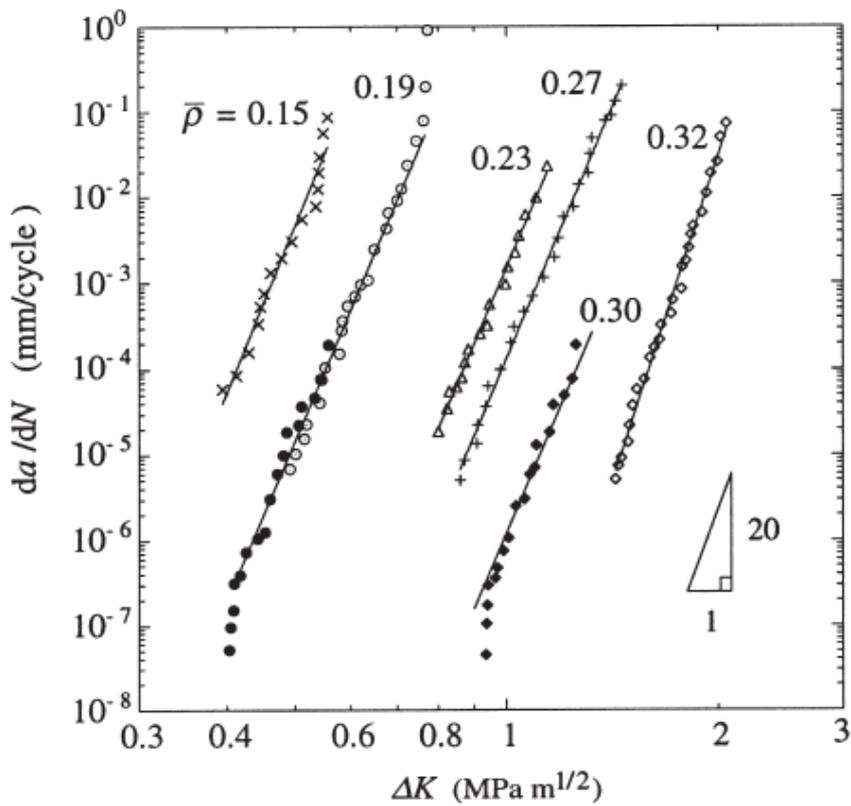


Figure 205 Evolution de la vitesse de propagation des fissures dans des mousses métalliques d'alliage d'aluminium en fonction du rapport de densité relative, $\bar{\rho} = \frac{\text{densité mousse}}{\text{densité alliage aluminium sain}}$ (Olurin, 2001)

V.3. Modélisation de l'effet des défauts sur la durée de vie en FGNC

Dans cette partie, on se propose de modéliser la durée de vie des éprouvettes à partir de la taille de défaut critique initial et des lois de propagation de fissure. Ce modèle permet la création de courbes de Wöhler à iso-taille de défauts initiaux. Lors de l'étude de la vitesse de propagation des fissures en fonction du facteur d'intensité de contraintes via la loi de Paris, il a été observé que les différences entre les modèles étaient portées par le paramètre C de la loi de Paris. Le modèle en durée de vie qu'on souhaite mettre en place

dans cette partie reposera donc sur l'ajustement de ce paramètre pour faire correspondre au mieux les données avec le modèle.

Pour cela et à partir de la loi de Paris (Eq. 33) sous forme intégrale (Eq. 35) :

$$N_f = C^{-1} \int_{a_0}^{a_f} \Delta K(a)^{-m} da \quad \text{Eq. 35}$$

où $\Delta K(a)$ est calculé à partir de la formule de Newman et Raju en utilisant une modélisation du ratio a/c en fonction de c présenté en Figure 206, on cherche à ajuster le paramètre C sur les données de la campagne d'essais en fatigue en fonction des variables σ_{amp} l'amplitude de contraintes, a_f la taille finale de la fissure définie comme la demi-épaisseur des éprouvettes, a_0 la profondeur du défaut calculée à partir de la racine de l'aire du défaut en le supposant semi-circulaire et N_f le nombre de cycles à rupture et des paramètres géométriques des éprouvettes. Une fois le modèle ajusté, on peut alors tracer des courbes de Wöhler iso-taille de défaut critique.

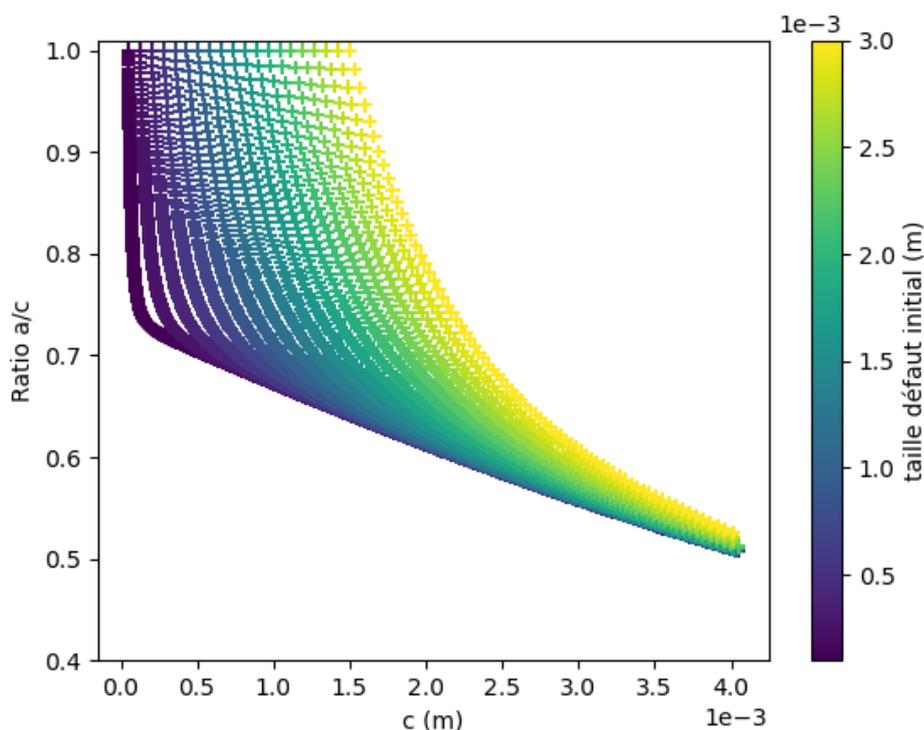


Figure 206 Modélisation de l'évolution du ratio a/c en fonction de c pour différentes tailles de défauts initiaux $2c$

On rappelle que la loi de Paris est utilisée pour décrire la propagation des fissures de fatigue ce qui ne permet pas de prendre en compte la contribution de l'amorçage à la durée de vie. Afin d'avoir une première estimation de l'impact de cette phase d'amorçage, les durées de vies utilisées pour l'identification seront soit le nombre de cycles total des essais soit le nombre de cycles à partir du début de la chute de fréquence de résonance, caractéristique de la présence d'une fissure propageant dans l'éprouvette.

V.3.1. Modélisation de la durée de vie en fatigue en propagation

V.3.1.1. Méthode de calcul du nombre de cycles en propagation à partir de la chute de fréquence sous sollicitation de flexion

Pour les essais sur machine à résonance, la fréquence de test est la fréquence de résonance du système machine – éprouvette et dépend donc de sa raideur. Le suivi de fréquence permet de détecter l'apparition de l'endommagement et de la fissuration via la chute de la fréquence. Pendant l'essai, on peut distinguer deux phases principales au cours du temps. La première correspond au temps d'amorçage de la fissure, ou micro-propagation. La fréquence est quasi-constante comme on peut le voir sur la Figure 207 entre 0 et 550 000 cycles environ. La seconde correspond à la période de propagation de la fissure. Lorsque la fissure propage, elle réduit la taille de la section utile de l'éprouvette et donc elle réduit la raideur du système. Ainsi, on observe une chute de la fréquence de résonance dès que la fissure propage. On observe cette deuxième phase sur la Figure 207 à partir de 550 000 cycles environ. Dans le cas d'un amorçage à partir d'un défaut, il est important de noter que la chute de fréquence se produit lorsque la fissure se propage à partir du défaut. Donc, une chute de fréquence donnée ne correspond pas à une taille de fissure donnée mais à une augmentation de la taille de la fissure à partir du défaut initial. Ainsi, en déterminant le nombre de cycle à partir duquel la fréquence n'est plus constante et entame sa chute, il est possible de déterminer le nombre de cycles correspondant aux phases d'amorçage et de propagation de fissure.

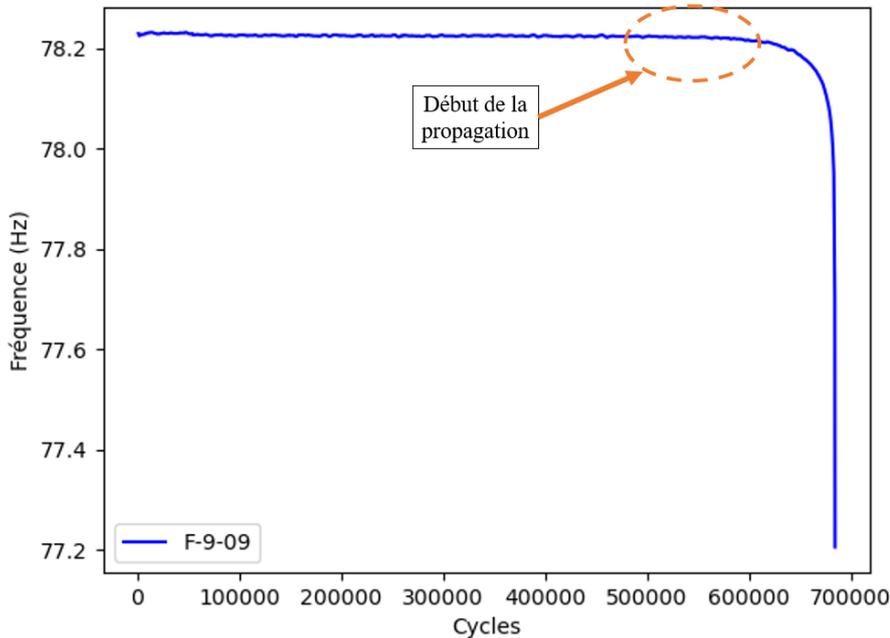


Figure 207 Chute de fréquence type lors d'un essai de fatigue en flexion. Condition d'essai : éprouvette de 9 mm d'épaisseur, $\sigma_{amp} = 132$ MPa, $N_f = 684$ 000 cycles

Afin de déterminer le nombre de cycles à l'amorçage et à la propagation à partir des chutes de fréquence, on met en place un algorithme de détection qui se base sur la perte de linéarité de la fréquence en fonction du nombre de cycles lors du début de la phase de propagation. On utilise un filtre de Savitzky-Golay d'ordre 1, c'est-à-dire un filtre linéaire, pour ajuster au mieux la partie linéaire (et quasi-constante) de la courbe comme on peut le voir sur la Figure 208 entre 0 et 550 000 cycles environ. Cette partie linéaire correspond au début de l'essai jusqu'à la chute de fréquence. On calcule ensuite la différence au carré entre le filtre et la fréquence puis on repère les zones où la différence est supérieure à un seuil arbitraire de 10^{-8} . L'amorçage est défini comme le nombre de cycles à partir duquel l'erreur ne repasse plus en dessous du seuil, c'est-à-dire lorsque la linéarité au sens du seuil arbitraire est perdue définitivement. On peut alors utiliser cet algorithme sur tous les essais en flexion et tracer la Figure 209 où l'on observe que

le nombre de cycles de propagation pour ces essais est de l'ordre de 10^5 cycles. La Figure 210 montre qu'en moyenne, la durée de propagation représente environ 25% de la durée de vie des éprouvettes.

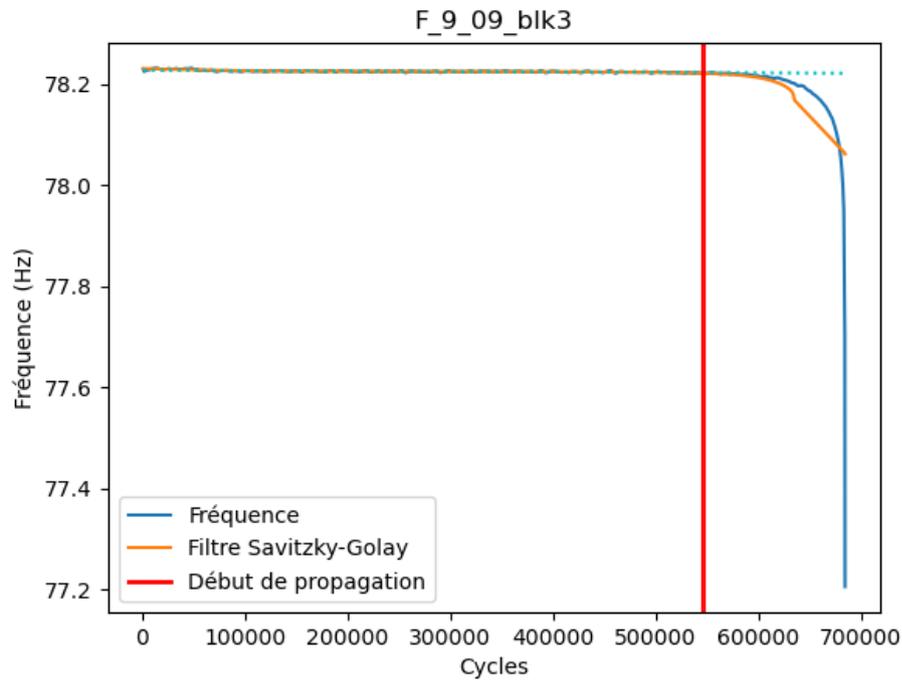


Figure 208 Présentation de la méthode de détermination du nombre de cycle de propagation à partir de la chute de fréquence lors d'un essai en fatigue. Eprouvette F-9-09, $s_a = 132$ MPa, $N_f = 684\ 000$ cycles

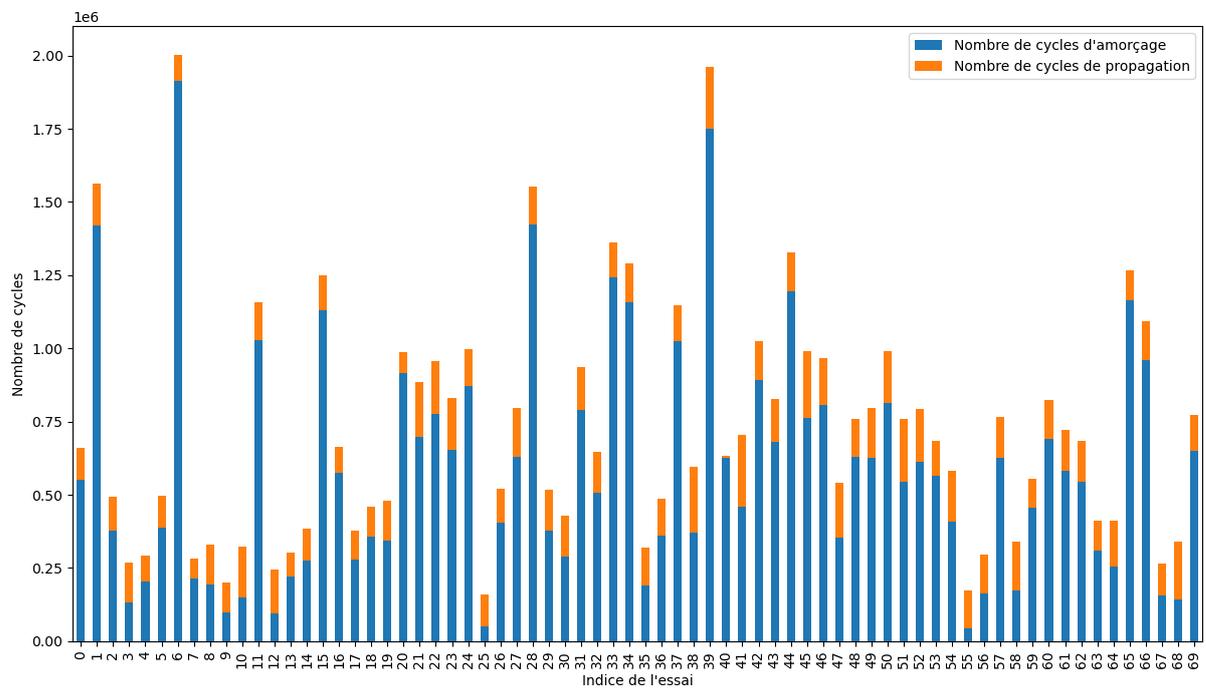


Figure 209 Comparaison entre le nombre de cycles de propagation et le nombre de cycles à rupture pour les éprouvettes testées en flexion

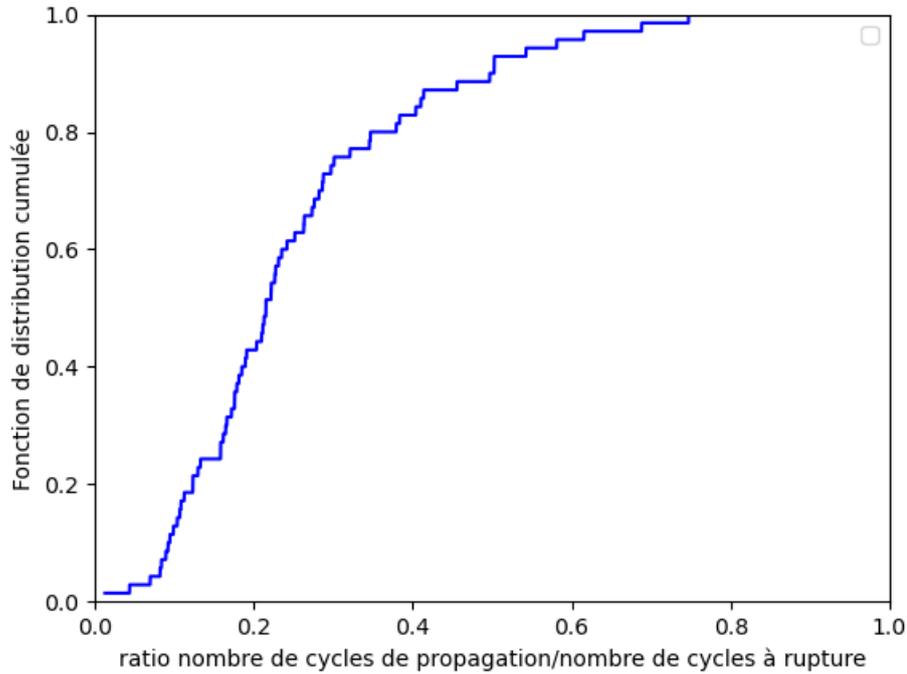


Figure 210 Distribution du ratio entre le nombre de cycles de propagation et le nombre de cycles à rupture pour les essais en flexion

V.3.1.2. Ajustement du modèle sur les essais en propagation sous sollicitation de flexion

À partir des données des essais de fatigue en flexion et en n'utilisant que les cycles de propagation, on ajuste le modèle en durée de vie présenté partie V.3. Le paramètre C ajusté sur les données des essais en flexion uniquement en propagation et égal à $3,0 \pm 0,1 \cdot 10^{-11}$ est présenté dans le Tableau 31. Le paramètre m est pris égal à la moyenne des paramètres m obtenus lors des analyses des essais en suivi de fissure. On remarque qu'il est proche du paramètre qu'on avait calculé en étudiant la propagation de fissure via les essais de suivi de fissure. Cela indique que la méthode de détermination du nombre de cycles en propagation à partir de la chute de fréquence est pertinente.

On peut alors tracer des courbes de Wöhler à iso-taille de défaut critique et les superposer aux essais en fonction du nombre de cycles de propagation, Figure 211. La comparaison entre les courbes obtenues et les données montre que le modèle prédit correctement le comportement du matériau. Il semble cependant que les pentes des courbes soient légèrement trop abruptes par rapport aux données.

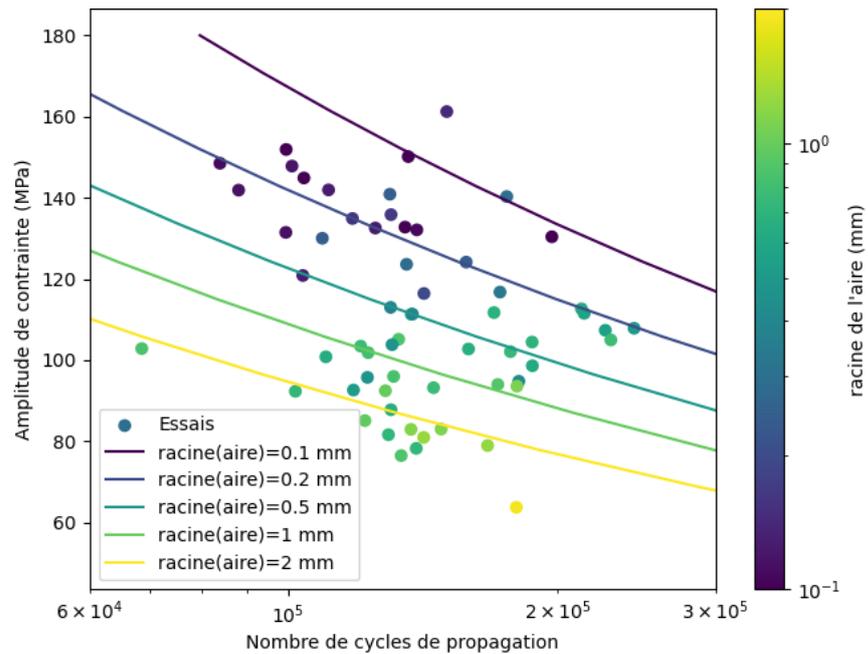


Figure 211 Courbes de Wöhler iso-taille de défaut critique ajustées sur les données des essais en flexion en ne considérant que les cycles de propagation, $C = 3,0 \pm 0,1 \cdot 10^{-11}$ et $m = 3,07$

V.3.2. Modélisation de la durée de vie en fatigue en amorçage et propagation sous sollicitation de flexion

À partir des données des essais de la campagne en flexion et en utilisant toute la durée de vie, on ajuste le paramètre C du modèle. Le paramètre C égal à $6,1 \pm 0,5 \cdot 10^{-12}$ est présenté dans le Tableau 31 avec m posé égal à 3,07. Il est inférieur d'un facteur 5 à celui en propagation. On trace alors les courbes de Wöhler à iso-taille de défaut critique et on les superpose aux données des essais, Figure 212. On voit nettement que le modèle est moins bon que celui en propagation notamment au niveau des pentes des courbes.

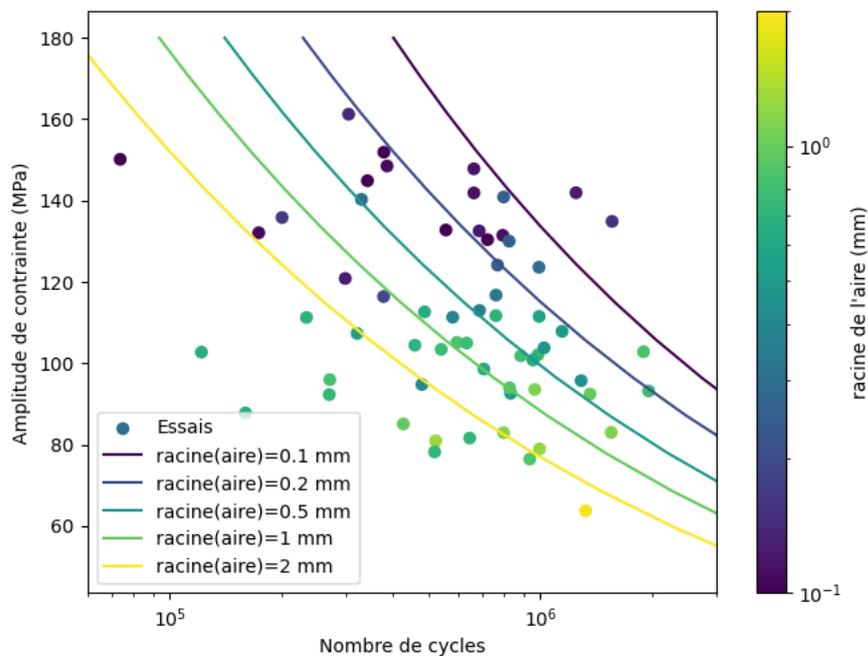


Figure 212 Courbes de Wöhler iso-taille de défaut critique ajustées sur les données des essais en flexion en durée de vie totale, a_0 = taille de défaut critique, $C = 6,1 \pm 0,5 \cdot 10^{-12}$ et $m = 3,07$

Ajustement loi de Paris	C	m
Flexion, nombre de cycles total (m fixé)	$6,1 \pm 0,5 \cdot 10^{-12}$	3,07
Flexion, nombre de cycles de propagation (m fixé)	$3,0 \pm 0,1 \cdot 10^{-11}$	3,07
Traction, nombre de cycles total (m fixé)	$2,4 \pm 0,5 \cdot 10^{-11}$	3,07
SF-5-3	$2,0 \pm 0,2 \cdot 10^{-11}$	$3,00 \pm 0,05$
SF-5-4	$3,0 \pm 0,4 \cdot 10^{-11}$	$3,13 \pm 0,05$
Littérature R=-1 (Oberwinkler et al., 2009)	$2,3 \cdot 10^{-12}$	3,3

Tableau 31 Paramètres de la loi de Paris ajustés sur les essais en durée de vie totale et durée de propagation, comparaison avec les paramètres en suivi de fissure et de la littérature

V.3.3. Modélisation de la durée de vie en fatigue en amorçage et propagation sous sollicitation de Traction

En ce qui concerne la modélisation de la durée de vie en fatigue pour la sollicitation de traction, on suppose un rapport de forme constant et égal à 1, lié à l'absence de gradient de contrainte dans l'éprouvette. Ainsi, pour calculer le facteur d'intensité de contraintes, il est possible d'utiliser la formule analytique présentée en Eq. 12.

À partir des données des essais de la campagne en traction et en utilisant toute la durée de vie, on ajuste le paramètre C du modèle tout en gardant le paramètre $m = 3,07$ qui est la valeur obtenue grâce au suivi de fissure. Le paramètre C égal à $2,4 \pm 0,5 \cdot 10^{-11}$ est présenté dans le Tableau 31. Il est supérieur d'un facteur 4 à celui obtenu en propagation pour la sollicitation de flexion. On trace alors les courbes de Wöhler à iso-taille de défaut critique et on les superpose aux données des essais ce qu'on retrouve sur la Figure 213. Comme pour les modèles présentés précédemment, les pentes des courbes de Wöhler iso-taille de défaut critique semble être trop pentues par rapport aux tendances des essais en traction.

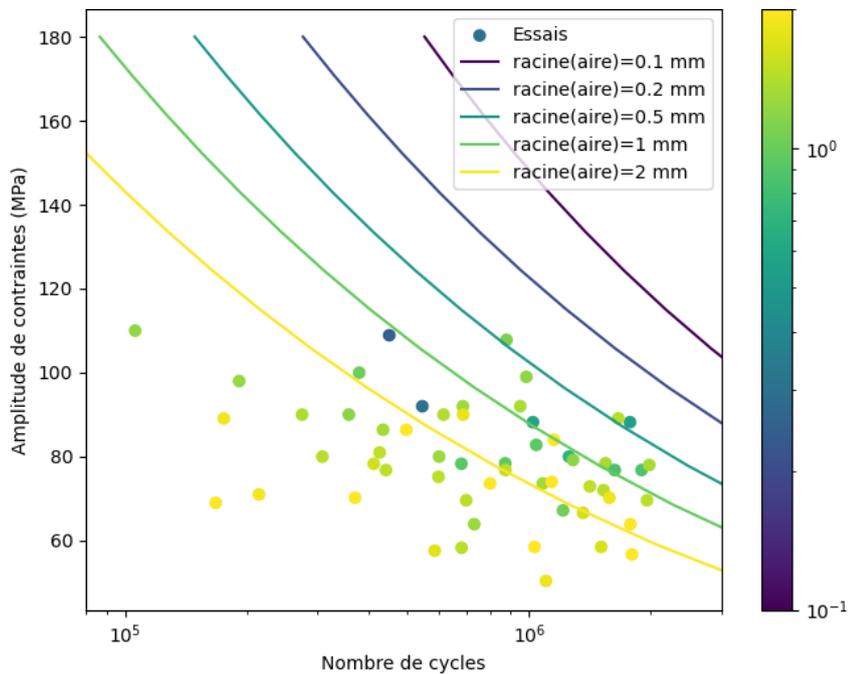


Figure 213 Courbes de Wöhler iso-taille de défaut critique ajustées sur les données des essais en traction en considérant tous les cycles, a_0 = taille de défaut critique, $C = 2,4 \pm 0,5 \cdot 10^{-11}$ et $m = 3,07$

V.3.4. Conclusion sur la génération de courbes de Wöhler

La génération de courbes de Wöhler à partir des paramètres extraits lors des essais de suivi de fissure et à partir des essais de la campagne en fatigue pour la durée de vie totale se révèlent moins bonne que la

génération de courbes ne prenant en compte que la durée de propagation à partir des chutes de fréquences lors des essais. Plus précisément, les pentes des courbes de Wöhler générées en durée de vie totale sont trop pentues par rapport à celles des essais de la campagne en fatigue. La comparaison des paramètres des lois de Paris obtenus pour la génération de courbes de Wöhler en propagation avec ceux du suivi de fissure et ceux de la littérature montre une meilleure cohérence que ceux en durée de vie totale (Tableau 31). Plusieurs phénomènes peuvent expliquer ces observations.

- L'incapacité du modèle à prévoir fidèlement à la fois la chute de résistance en fatigue avec l'augmentation de la taille des défauts critiques et la pente des courbes de Wöhler iso-taille de défaut critique dans le cadre de la durée de vie totale :

L'ajustement des courbes de Wöhler iso-taille de défaut critique a été réalisé en bloquant le paramètre $m = 3,07$ conformément aux résultats obtenus lors du suivi de fissure et en ajustant C sur les essais de la campagne en fatigue. Ces contraintes pourraient être trop fortes pour une bonne modélisation de la pente des courbes. On réalise alors des ajustements du paramètre C en faisant varier le paramètre m (Figure 214 et Figure 215). On constate alors que lorsque le paramètre m augmente de 4 à 8, les pentes des courbes générées diminuent mais le modèle ne parvient plus à restituer fidèlement la chute de résistance en fatigue avec l'augmentation de la taille de défaut critique. Ainsi, le modèle tel qu'élaboré ici n'a pas la capacité de modéliser correctement le comportement en fatigue en durée de vie totale même si toutes les contraintes d'ajustement des paramètres de la loi de Paris sont relâchées.

- La durée d'amorçage :

Dans le cas de la durée de vie totale, la méthode de génération par la loi de Paris nous pousse à négliger la part de la durée d'amorçage dans la durée de vie des spécimens. Or, dans le cadre de la détermination des durées d'amorçage et de propagation via la chute de fréquence, nous avons montré que la durée de propagation ne représente qu'en moyenne 25% de la durée de vie totale en fatigue (Figure 210). Donc 75% de la durée de vie des éprouvettes se déroule lors de la période d'amorçage. Or nous avons pu observer, lors des suivis de fissure, que la durée de l'amorçage pour les défauts critiques types réseaux est affectée par le taux de porosité du réseau et sa morphologie. Ainsi, la période d'amorçage qui représente une large part de la durée de vie des éprouvettes peut varier de manière significative en fonction des paramètres des défauts critiques, ce qui n'est pas pris en compte dans le modèle de génération de courbes de Wöhler par la loi de Paris.

D'autres phénomènes avec des effets potentiels sur la durée de vie (totale et en propagation uniquement) plus compliqués à appréhender sont aussi à l'œuvre lors de la propagation de fissure :

- La coalescence et l'interaction entre les fissures et les défauts :

Lors des essais de suivi de fissure, on a pu observer une forte interaction entre les fissures et la distribution des défauts dans l'éprouvette. Cette interaction résulte en l'accroissement brutal de la taille de fissure et donc à la réduction de la durée de vie en fatigue. La position du défaut critique vis-à-vis de la distribution de défauts peut avoir un effet sur les interactions entre fissures et défauts. Dans le cas des petits défauts gazeux en surface, le taux de porosité aux alentours de ces défauts est faible ce qui diminue la probabilité d'interaction. Dans le cas des réseaux à cœur, le taux de porosité au voisinage du défaut est élevé ce qui augmenterait la probabilité d'interaction. De plus, plus le défaut est de taille importante plus le volume affecté par la concentration de contrainte résultante est grande et donc plus il y a de chance d'interaction avec la fissure, ceci en lien avec le gradient de contrainte. On voit ici de nouveau que le phénomène de coalescence et d'interaction entre fissures et défauts est influencé par le couple gradient de contraintes – dispersion des défauts. Dans le cas de la modélisation, la loi de Paris qui propose une croissance continue de la fissure en fonction du temps n'est pas adaptée. Un modèle prenant en compte de manière probabiliste la coalescence serait à privilégier. Ainsi, avec les données des deux essais de suivi de fissure, il est difficile d'interpréter et de quantifier l'effet de la

coalescence et de l'interaction sur les deux types d'approche, en durée de vie totale ou en propagation uniquement.

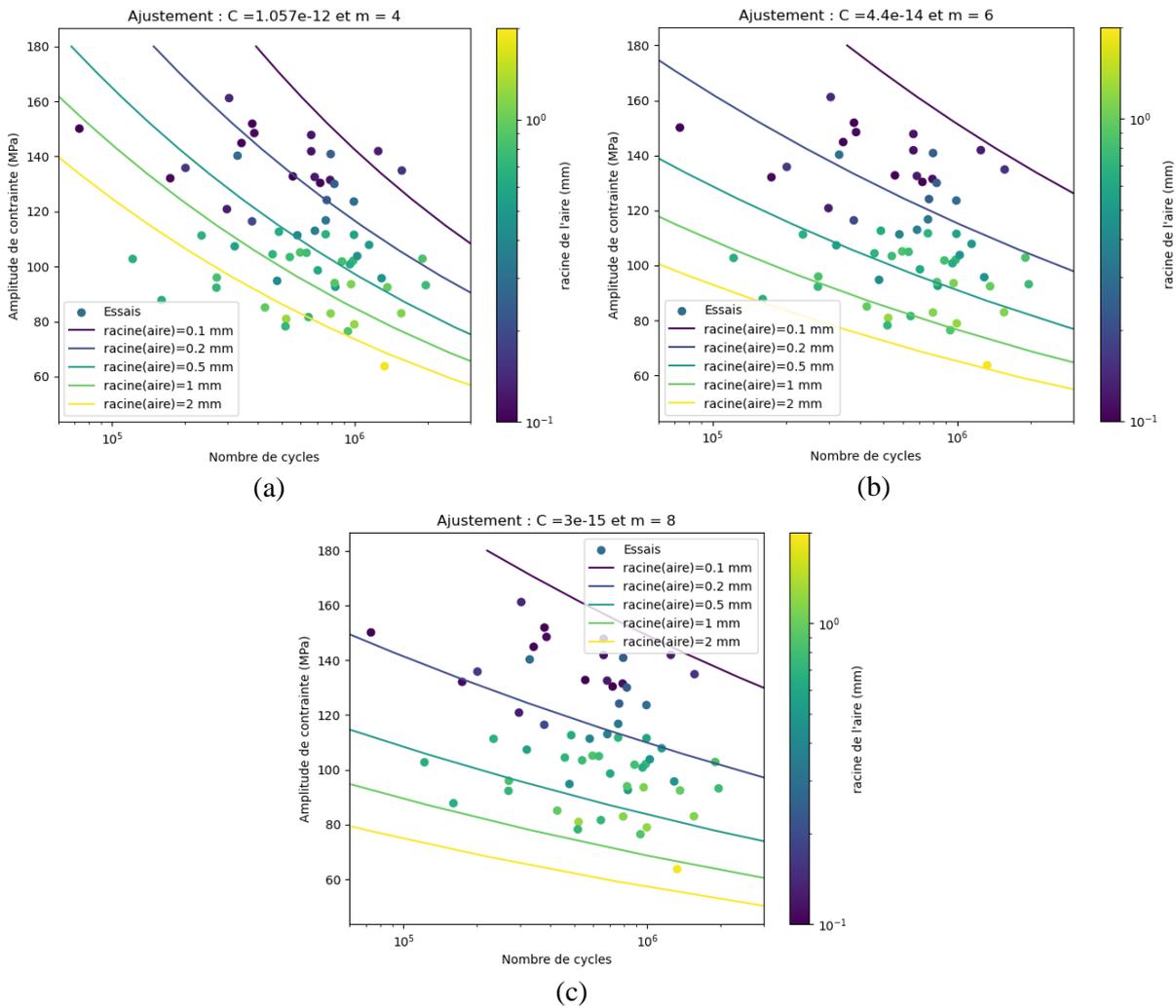


Figure 214 Mise en évidence de l'effet du paramètre m sur la génération des courbes de Wöhler en flexion en durée de vie totale, (a) : m = 4, (b) : m = 6 et (c) : m = 8

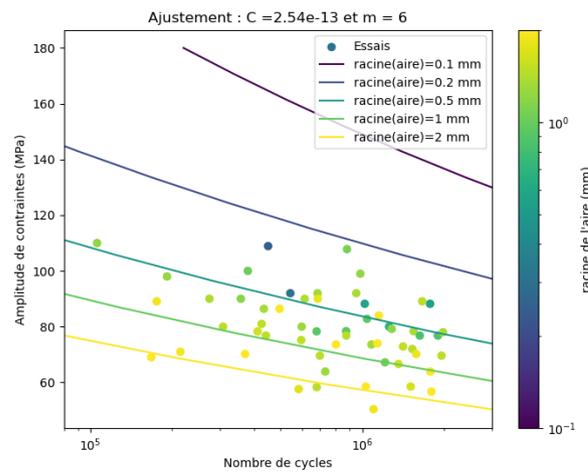


Figure 215 Mise en évidence de l'effet du paramètre m sur la génération de courbes de Wöhler en traction en durée de vie totale, m = 6

V.4. Synthèse et conclusion sur la modélisation de la durée de vie

V.4.1. Synthèse

Dans ce chapitre, nous avons étudié et analysé l'effet des défauts sur la durée de vie en fatigue de l'AlSi9Cu3.

La première partie de ce chapitre a consisté en la mise en place et l'exploitation d'une méthode de suivi de fissure in-situ lors d'essais de fatigue en flexion à $R=-1$. Cette méthode se résume en la capture d'images à intervalle régulier de la surface de l'éprouvette pendant l'essai en fatigue. Les images sont alors analysées grâce à de la corrélation d'image qui donne accès au champ de déplacement en surface de l'éprouvette. En calculant la dérivée locale de ce champ, il a alors été possible de mettre en évidence la propagation de la fissure et ainsi de mesurer cette propagation. Cette méthode a été mise en pratique sur deux éprouvettes. Les courbes d'évolution de la fissure principale en fonction du nombre de cycles ont pu être extraites des données. Il a aussi été possible de mettre en évidence le multi-amorçage en surface des éprouvettes ce qui pose la question de la coalescence des fissures dans le cas d'une pièce de taille plus importante.

La comparaison de la courbe de propagation de fissure avec les faciès de rupture a permis de mettre en avant l'effet des défauts secondaires sur le comportement en fatigue du matériau. Il a été observé une forte interaction entre le front de fissure et les défauts dans le proche voisinage du front. Sur les deux essais, des augmentations rapides de la vitesse de propagation ont été enregistrées lorsque la fissure traversait ces défauts. On peut alors en conclure que la durée de vie en fatigue est influencée par la distribution de défauts dans le matériau. Pour étayer ce propos, on peut citer la thèse de Dézécot (Dézécot, 2016) qui observe et modélise des interactions microstructure – défauts gazeux dans un alliage d'aluminium de fonderie type Al-Si-Cu-Mg qui conditionnent le trajet de la fissure dans le cadre de la plasticité généralisée.

La deuxième partie de ce chapitre propose une modélisation de la vitesse de propagation des fissures via une approche par la loi de Paris. Les essais étant réalisés en flexion, l'utilisation d'une formule analytique du facteur d'intensité de contraintes permettant de prendre en compte le gradient de contrainte et le changement de forme de la fissure est nécessaire. Les coefficients correspondant à la pente du modèle (paramètre m) sont en accord avec les données de la littérature. Cependant, les ordonnées à l'origine sont différentes d'un facteur 10 (paramètre C). Cette différence peut être attribuée à la présence de défauts dans notre matériau qui n'a pas été notée dans les travaux de la littérature portant sur la propagation de fissures dans l'AlSi9Cu3. De plus, il est aussi à noter que ce type d'approche moyenne le comportement de façon à lisser les courbes de propagation alors qu'il est clair que les effets des défauts secondaires sont très importants. L'étude du seuil de propagation montre une bonne cohérence entre les valeurs observées en propagation de fissure et celles retrouvées sur les diagrammes facteur d'intensité de contrainte – taille de défaut. Toutes ces valeurs sont comprises entre 6 et 8 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. L'étude des faciès de rupture en corrélation avec le nombre de cycles de formation de la fissure principale semble montrer que certaines caractéristiques des réseaux critiques comme le taux de porosité et la morphologie pourraient modifier la durée de la phase d'amorçage. Ainsi, plus le taux de porosité au sein du réseau est élevé, plus la fissure se formera rapidement.

La dernière partie de ce chapitre traite de la modélisation de l'effet des défauts sur la durée de vie en FGNC. On propose un modèle de prédiction de la durée de vie en FGNC des éprouvettes testées en flexion à partir de la taille des défauts critiques et des lois de propagation établies. Le paramètre d'ordonnée à l'origine de la loi de Paris a été ajusté sur les essais de flexion de la campagne d'essais pour deux variantes du modèle. La première repose sur le nombre de cycles de propagation des essais en flexion obtenu en étudiant la chute de fréquence enregistrée pendant les essais. La comparaison entre les courbes de Wöhler à iso-taille de défaut critique et les données des essais en ne considérant que les cycles de propagation montre une bonne correspondance. Néanmoins, la pente des courbes est légèrement trop abrupte par rapport aux données. La deuxième variante repose sur le nombre total de cycles à rupture. La correspondance entre les données des essais et leurs courbes iso-tailles de défaut est moins bonne. Les

mêmes observations ont été faites pour la génération de courbes de Wöhler dans le cadre de la traction en durée de vie totale. Cet effet pourrait être attribué au temps d'amorçage des fissures qui, comme on l'a vu pour les suivis de fissure, dépendrait du taux de porosité des réseaux. Une autre hypothèse serait l'effet de la coalescence de fissure qui pourrait varier en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette en lien avec la distribution de porosités. Une perspective pour la suite de l'analyse serait de modéliser la durée de vie en prenant en compte le temps d'amorçage et de propagation dans le même modèle comme suggéré par McDowell qui décompose la durée de vie totale en trois phases : $N = N_A + N_{SC} + N_{LC}$ avec N_A la durée de l'amorçage, N_{SC} la durée de propagation en régime de fissures courtes et N_{LC} la durée de propagation en régime de fissures longues (McDowell et al., 2003; McDowell and Dunne, 2010).

Ce chapitre a donc permis de montrer qu'il est possible dans une certaine mesure de prédire la durée de vie en fatigue du matériau. L'approche par la loi de Paris bien qu'elle ne soit pas optimale donne une assez bonne correspondance entre les comportements moyens des suivis de fissure et les données de la campagne d'essais. Il reste cependant plusieurs aspects de la propagation à étudier plus en détail. Le multi-amorçage et la coalescence des fissures dans les pièces de grandes tailles ainsi que la modélisation de la durée d'amorçage en font partie.

V.4.2. Proposition d'un scénario complet d'amorçage et de propagation de fissure à partir d'un réseau de porosité dans l'AlSi9Cu3 coulé sous pression

Dans cette partie, on propose un scénario complet d'amorçage et de propagation de fissure à partir d'un réseau de porosité dans l'AlSi9Cu3 coulé sous pression en s'appuyant sur les résultats et analyses développés dans les chapitre III, IV et V. Notamment, on pense aux faciès de rupture et défauts critiques présentés en partie III.5.1, au comportement « fissure longue » mis en avant sur les diagrammes de Kitagawa – Takahashi en partie IV.4.5 et à l'ensemble du suivi de fissure des parties V.1 et V.2.

- N_A
 - Formation de fissures courtes : ruptures de ligaments fortement chargés au sein du réseau 3D de porosité, la taille de la fissure est faible comparée à la taille du réseau et indétectable aussi bien en suivi de fissure que sur les chutes de fréquence lors des essais de fatigue,
- N_{SC}
 - Micro-propagation dans les réseaux : propagation de la fissure courte dans le réseau avec une vitesse qui dépend de la fraction de porosité du réseau ainsi que sa géométrie → détection de la propagation sur l'essai SF-5-4 avec une formation en 2 temps,
 - Formation d'une fissure de la taille de réseau : la fissure atteint la taille du réseau après propagation dans le réseau → détection certaine de la fissure sur les montages de suivi in-situ,
- N_{LC}
 - Passage de la fissure d'un environnement réseau à un environnement dense : changement de cinétique d'une croissance très rapide dans le réseau à une croissance classique type fissure longue hors du réseau → A partir de 50 000 cycles pour la SF-5-3 et 300 000 cycles pour la SF-5-4,
 - Propagation type fissure longue avec interactions fissure – défauts : propagation classique fissure longue modifiée par les interactions avec les défauts présents sur son chemin → augmentation de la vitesse de propagation lors des interactions comme observé en suivi de fissure

Conclusion générale et perspectives

Conclusion générale et perspectives

Conclusion générale

Les travaux présentés dans cette thèse de doctorat concernent l'étude du comportement en fatigue à grand nombre de cycles de l'AlSi9Cu3 coulé sous pression. L'objectif principal de cette étude était de comprendre les effets des gradients de porosité et de contrainte sur le comportement en fatigue à grand nombre de cycles de cet alliage. Il s'agit pratiquement de permettre le dimensionnement en fatigue au plus juste de pièces en AlSi9Cu3 coulées sous pression. Ce dimensionnement prendra en compte les spécificités liées au couple procédé-matériau et permettra ainsi de pérenniser son usage vis-à-vis des autres méthodes de mise en forme telle la coulée gravité.

Dans un premier temps, l'étude bibliographique portant sur le comportement en fatigue de l'AlSi9Cu3 coulé sous pression a fourni les premières informations quant à l'effet des défauts sur le comportement en fatigue du matériau et à son comportement en propagation de fissure. Cette revue a mis en évidence la nature complexe de la distribution spatiale des défauts dans le matériau. Celle-ci est inhomogène avec un gradient de porosité entre le cœur et la surface des pièces analysées. La caractérisation des défauts dans l'alliage montre une large gamme de défauts microstructuraux. Cependant, les essais en FGNC réalisés révèlent que ce sont bien les défauts poreux qui contrôlent le comportement en fatigue. Classiquement, plus la taille de ces défauts poreux augmente, plus la résistance en fatigue du matériau diminue. On retrouve dans la littérature quelques articles traitant de la propagation de fissures courtes et longues dans notre alliage. Il est cependant à noter qu'aucune étude sur l'interaction entre la propagation des fissures et les défauts n'a été réalisée.

La caractérisation du matériau utilisé durant cette thèse a montré que la dispersion des défauts poreux au sein du matériau est inhomogène et suit une fonction gaussienne avec un fort taux de porosité à cœur et un faible taux en surface. L'étude du matériau par tomographie RX a révélé la présence de défauts poreux en réseaux qu'on ne retrouve que dans ce type de matériau. Ces réseaux sont concentrés au cœur du matériau et forme une structure tridimensionnelle de pores. La présence de ce gradient de porosité a conduit à la mise en place une méthodologie expérimentale reposant sur l'usinage d'éprouvettes brutes en éprouvettes de différentes épaisseurs et sur l'utilisation de deux types de sollicitations, traction et flexion, afin d'analyser l'effet des gradients de contrainte et de taux de porosité sur le comportement en fatigue à grand nombre de cycles du matériau.

L'étude menée par la suite est divisée en trois parties. La première présente l'ensemble des résultats de la campagne d'essais en fatigue en s'appuyant sur des diagrammes de Wöhler ainsi que l'analyse détaillée des mécanismes d'endommagement selon les différentes configurations étudiées. La seconde présente l'effet des défauts sur le comportement en fatigue de l'AlSi9Cu3 coulé sous pression suivi d'une comparaison entre les comportements de notre alliage avec un alliage d'aluminium coulé gravité. La troisième partie traite du comportement de l'alliage en propagation de fissure et propose une méthode d'estimation de la durée de vie du matériau.

Les résultats obtenus grâce à la campagne d'essais en fatigue sur les différentes géométries soumises à des sollicitations en flexion et en traction révèlent que le couple gradient de contrainte – gradient de porosité pilote le comportement en fatigue du matériau.

- En Traction :
 - o Toutes les géométries ont le même comportement en fatigue avec des limites de fatigue en termes de contrainte maximale à $2 \cdot 10^6$ cycles et $R=-1$ comprises entre 60 et 80 MPa environ. Il n'y a pas d'effet de l'usinage sur le niveau de contraintes admissibles,
 - o L'écrasante majorité des fissures amorcent sur des défauts de type réseau de porosités,
 - o Les sites d'amorçage se situent à cœur lorsque les éprouvettes sont peu usinées (épaisseur 9 et 10 mm) et en surface lorsqu'elles sont plus usinées (5 et 7 mm) ce qui révèle un effet

du gradient de porosité sur la criticité des défauts et par conséquent sur la position du site d'amorçage.

- En Flexion :
 - La résistance en fatigue à 2.10^6 et $R=-1$ chute proportionnellement à l'épaisseur usinée sur les éprouvettes, passant de 140 à 90 MPa environ en contrainte maximale,
 - Les fissures amorcent systématiquement en surface ou proche surface sur les défauts présents au niveau des zones les plus contraintes,
 - La nature des défauts critiques est corrélée à l'épaisseur usinée des éprouvettes. Elle passe de défauts type petite porosité gazeuse pour les éprouvettes brutes aux défauts de type réseaux pour les éprouvettes les plus usinées.
- Comparaison des comportements en traction et flexion :
 - Les éprouvettes testées en traction ont une résistance en fatigue plus faible que les éprouvettes en flexion et ceci même pour les éprouvettes les plus usinées qui possèdent les mêmes types et distributions de défaut critique. Cet effet est relié au gradient de contrainte et par conséquent au volume sollicité plus important en traction.

L'analyse des résultats de la campagne d'essais en fatigue a donc montré que le comportement en fatigue du matériau est contrôlé par le couple gradient de contrainte – gradient de porosité. Afin de prévoir les contraintes admissibles en fatigue à partir de la distribution de défauts, une analyse de l'effet des défauts sur la tenue en fatigue a été réalisée. Grâce aux données en fatigue disponibles sur d'autres alliages d'aluminium, une première analyse de l'effet de la microstructure sur le comportement en fatigue des alliages d'aluminium a pu être réalisée.

- Effets des défauts :
 - La résistance en fatigue décroît avec l'augmentation de la taille des défauts,
 - En traction, les défauts critiques sont systématiquement des défauts de tailles importantes (> 1 mm) et du type réseaux de porosités,
 - En flexion, une large gamme de taille et de type de défauts critiques est observée,
 - Les modèles de El Haddad et le modèle combiné seuil – Murakami – Takahashi décrivent correctement le comportement en fatigue du matériau,
 - On n'observe que peu d'effets de la position du défaut critique par rapport à la surface dans l'espace contraintes – taille de défauts ce qui n'est pas le cas dans l'espace facteur d'intensité de contraintes – taille de défauts. Cette différence de comportement peut être associée à différents facteurs comme le fait que les formules à disposition pour calculer le facteur d'intensité de contraintes (ΔK) ne soient pas conçues spécifiquement pour les réseaux. Un autre facteur à prendre en compte est l'effet potentiel de l'environnement dans les défauts et notamment du gaz contenu dans ces réseaux qui pourrait être plus délétère que l'atmosphère du laboratoire et donc réduire la résistance en fatigue pour les amorçages internes,
 - Pour les grands défauts tels que les réseaux, la pente sur le diagramme de Kitagawa – Takahashi est de $-1/2$ ce qui traduit bien l'équivalence entre réseaux et fissures longues.
- Effet de la microstructure et des caractéristiques mécaniques :
 - Certaines caractéristiques de la microstructure des alliages d'aluminium étudiés peuvent influencer le comportement en fatigue des matériaux. Cet effet porte sur la taille de défaut aux intersections des différents régimes de propagation : de la fissure courte à la fissure longue,
 - Ces caractéristiques microstructurales influençant le comportement en fatigue semblent changer en fonction de l'alliage étudié, ici la taille de grain pour l'AlSi9Cu3 coulé sous pression et la SDAS pour l'AlSi7Mg03. Ces changements seraient liés à la capacité qu'aurait la fissure à franchir les différentes barrières microstructurales lors de sa propagation,

- La connaissance des caractéristiques microstructurales influençant le comportement en fatigue du matériau pourrait permettre d'extrapoler le comportement global du matériau en fatigue à partir de peu d'information et ainsi limiter le nombre d'essais,
- Les niveaux de résistance en fatigue sont influencés par le comportement mécanique monotone et en écrouissage cyclique du matériau. La forte capacité à s'écrouir de l'AlSi9Cu3 semble améliorer sa résistance en fatigue si bien que les niveaux de contraintes admissibles en fatigue sont supérieurs à ceux des alliages coulés gravité, à iso taille de défaut.

L'analyse de la distribution des défauts a révélé la présence d'un gradient de porosité au sein du matériau avec un fort taux de porosité à cœur. Les différents essais de fatigue ont montré qu'un grand nombre de fissures amorce à partir de défauts du type réseaux aussi bien à cœur pour les essais en traction sur les éprouvettes avec une épaisseur d'usinage moindre qu'en surface pour les essais sur les éprouvettes les plus usinées. Il se pose alors la question de la cinétique de propagation des fissures et de l'existence de phénomènes d'interactions entre les fissures et les défauts. Un montage de suivi de fissure in situ a donc été réalisé afin de caractériser la propagation des fissures naturelles dans l'AlSi9Cu3 coulé sous pression.

- Caractérisation de la propagation de fissure :
 - La distribution des défauts autour du site d'amorçage de la fissure joue un rôle important sur la cinétique de propagation de la fissure. La fissure interagit avec les défauts présents sur son chemin de propagation ce qui a pour effet d'augmenter sa vitesse et donc de réduire la durée de vie en fatigue du matériau,
 - Une modélisation du comportement en propagation via le modèle de Paris a été réalisée. Elle moyenne le comportement de la fissure lors de la propagation et ne permet pas de prendre en compte les accélérations dues aux interactions avec les défauts sur le trajet de la fissure. Elle donne cependant une bonne correspondance avec les seuils de propagation de fissures longues observés dans la littérature,
 - Une modélisation de la durée de vie en fatigue en propagation et sur toute la durée de vie à partir de la loi de Paris établie dans cette étude et des durées de vie mesurées lors des essais de fatigue a été réalisée. En comparant les résultats de la modélisation de la durée de vie à iso-taille de défauts critiques aux données de la campagne d'essais en fatigue, il a pu être montré qu'il est possible d'estimer, dans une certaine mesure, la durée de vie en fatigue du matériau malgré la complexité de la distribution de défauts.

L'ensemble des résultats présentés dans cette thèse témoigne de la complexité du comportement en fatigue de l'AlSi9Cu3 coulé sous pression. La présence d'un gradient de porosité contenant des défauts complexes tels les réseaux couplés aux différents types de sollicitations mécaniques conduit à une grande variété d'effets sur le comportement en fatigue du matériau.

Perspectives

Les travaux de cette thèse permettent une meilleure compréhension de l'effet des gradients de défaut et de chargement sur le comportement en fatigue et en propagation de fissure de l'alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression. A l'issue de ces travaux, certaines perspectives d'étude ont pu être identifiées :

- Etude de l'effet des défauts du type réseaux et de leurs caractéristiques sur le comportement en fatigue grâce à la fabrication additive :

Les réseaux de porosité à l'origine de la plupart des amorçages de fissures sont difficiles à étudier sans pouvoir contrôler leurs caractéristiques. La géométrie, la position et le taux de porosité sont subis par l'expérimentateur. Il serait donc intéressant de pouvoir contrôler ces paramètres afin de mieux comprendre le rôle qu'ils jouent sur le comportement en fatigue. Ainsi, la fabrication additive pourrait nous permettre de contrôler ces paramètres en fabricant intentionnellement des défauts de type réseaux. Bonneric a déjà

observé un tel défaut à l'origine de l'amorçage d'une fissure sur un alliage d'aluminium SLM (Bonneric et al., 2020a) présenté en Figure 216. Ce même auteur a déjà proposé une méthode afin d'incorporer des défauts directement dans le fichier de fabrication des pièces (Bonneric et al., 2022, 2020a, 2019).

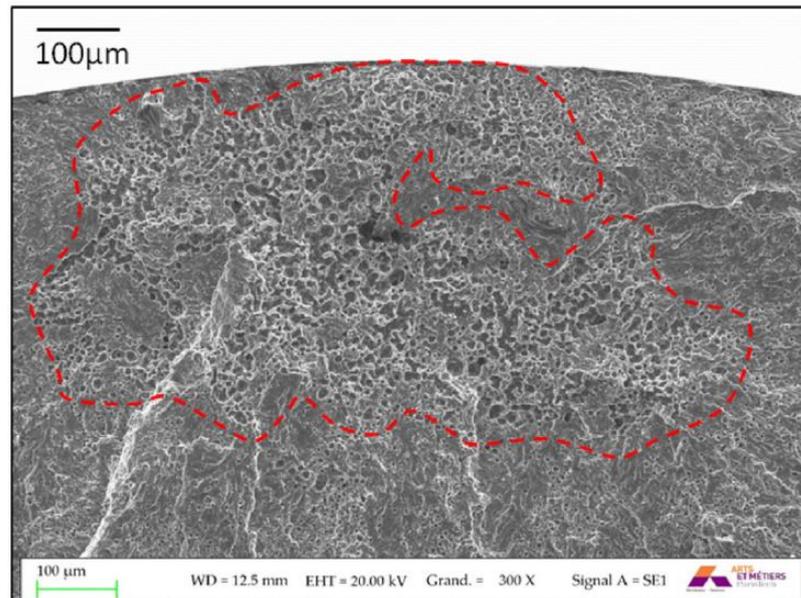


Figure 216 Amorçage sur réseaux de pores dans un alliage d'aluminium AlSi7Mg06 fabriqué pas fabrication additive SLM (Bonneric et al., 2020a)

- Effet de l'environnement dans les défauts de type réseau :

Lors des essais en fatigue réalisés en traction, il a été observé des amorçages internes sur des défauts de type réseau de porosité. La comparaison entre les niveaux de contraintes admissibles à iso-taille de défauts pour des amorçages à cœur et en surface n'a pas montré un grand écart mais la comparaison entre les niveaux en seuil de propagation en a montré un bien plus significatif. Au-delà de la difficulté à estimer le facteur d'intensité de contraintes dans les réseaux, il se pose la question de l'effet des gaz contenus dans ces défauts. Lors de la solidification de l'alliage une grande partie de l'hydrogène solubilisé est relargué et pourrait se retrouver dans les réseaux voire être une des causes de leur formation. On pourrait alors prévoir une méthodologie d'essais en fatigue afin de déterminer s'il y a bien un effet de l'atmosphère contenue dans les réseaux. Dans un premier temps, on pourrait envisager de caractériser la nature des gaz éventuellement par une méthode spectrale qui reposerait sur le relargage du gaz emprisonné dans le matériau. Dans un second temps, on pourrait mettre en place des essais en traction sur des éprouvettes ayant été percée selon leur axe longitudinal afin de libérer le gaz contenu dans les réseaux à cœur de l'éprouvette.

- Modélisation de la distribution des défauts et modélisation probabiliste de la résistance en fatigue :

Afin de modéliser de façon probabiliste la résistance en fatigue des pièces fabriquées par coulée sous pression de l'alliage d'AlSi9Cu3, on pourrait s'appuyer sur la méthodologie développée par El Khoukhi lors de ses travaux de thèse (El Khoukhi et al., 2021). Sa méthodologie illustrée avec la Figure 217 repose, d'une part, sur la génération de distribution numérique de défauts à partir de l'analyse en tomographie RX de la distribution réelle des défauts dans un nombre restreint d'éprouvette. Et d'autre part, elle repose sur l'élaboration d'un diagramme de Kitagawa-Takahashi afin de relier taille de défaut et résistance en fatigue. Dans notre cas, le comportement en fatigue a été étudié et un diagramme de Kitagawa-Takahashi a pu être établi. La distribution de la population a été caractérisée et présente une distribution inhomogène là où la

distribution de El Khoukhi était homogène. Le plus gros travail reste donc de modifier les outils mis en place par El Khoukhi afin de pouvoir simuler des distributions numériques de défauts. Ces modifications pourront s'appuyer sur les travaux de Marcon et Puech (Marcon and Puech, 2010, 2009, 2003) qui ont travaillé sur les distributions de poisson non-homogène et leur prise en compte dans les outils tels que la fonction K de Ripley.

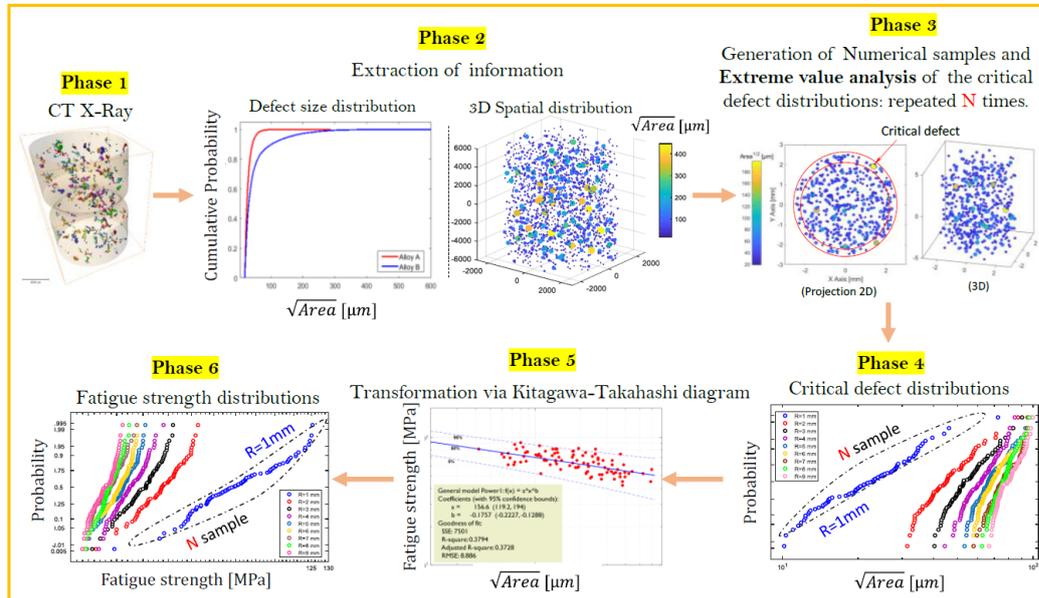


Figure 217 Organigramme de l'approche probabiliste proposée par El Khoukhi montrant les principales étapes utilisées pour prédire la résistance à la fatigue (El Khoukhi et al., 2021)

- Etude numérique de la propagation de fissure, de la coalescence de fissure et modélisation du facteur d'intensité de contraintes dans les réseaux :

Les résultats présentés dans le chapitre V de cette thèse ont permis de mieux comprendre la cinétique de propagation des fissures dans un matériau à défauts. Il reste cependant des éléments à éclaircir comme les mécanismes d'amorçage au sein des réseaux et les mécanismes de coalescences fissure – défauts et fissure – fissure. Un point bloquant rencontré dans cette thèse est l'estimation du facteur d'intensité de contraintes au sein des réseaux. La structure tridimensionnelle complexe des réseaux restreint l'utilisation des formules analytiques classiques du facteur d'intensité de contraintes. Des premiers travaux sur la propagation numérique de fissure ont été entrepris lors d'un stage de fin d'étude niveau M2 sur la problématique de l'amorçage de fissure dans les réseaux. Une méthode d'homogénéisation des propriétés mécaniques des réseaux a été utilisée afin de simuler l'effet du taux de porosité présent dans chaque réseau. Il est apparu que l'état mécanique autour du réseau de porosité conditionne complètement les conditions d'amorçage et de propagation des fissures.

- Modélisation de la durée de vie en fatigue par une approche type McDowell (McDowell et al., 2003) :

On a vu, lors de l'étude de la propagation de fissure, que l'approche via la loi de Paris ne permet pas une description précise du comportement en fatigue en durée de vie totale du matériau. Les deux raisons principales qui pourraient expliquer ces imprécisions sont les interactions entre la fissure et les défauts ainsi que le comportement des défauts à l'amorçage notamment des réseaux de porosités. Un autre modèle prenant en compte a minima le comportement des défauts à l'amorçage dans la modélisation de la durée de vie pourrait donner de meilleurs résultats que la modélisation par la seule loi de Paris. On pense en particulier à la suggestion de McDowell qui consiste en une décomposition de la durée de vie en plusieurs

stades, amorçage, fissure courte, fissure longue qui pourrait permettre une modélisation plus exhaustive des différents mécanismes à l'œuvre.

Annexes

Annexes

A. Courbes de Wöhler en contraintes nominales

Les diagrammes des Wöhler présentés sur les figures : Figure 218, Figure 219, Figure 220, Figure 221, Figure 222, Figure 223, Figure 224 et Figure 225 regroupent les essais réalisés durant la campagne en contraintes nominales.

Flexion 5mm :

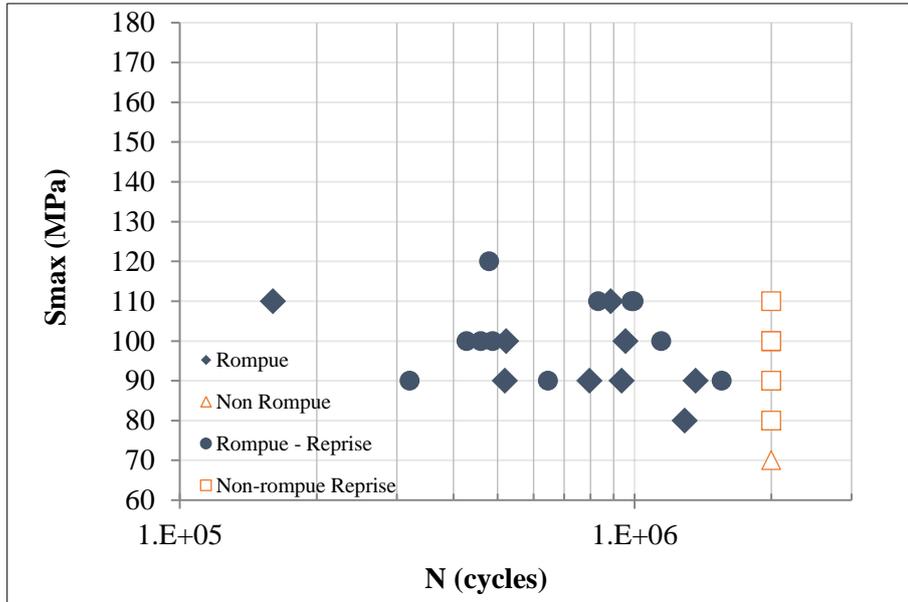


Figure 218 Diagramme de Wöhler en contraintes nominales pour la configuration des éprouvettes de 5 mm en flexion

Flexion 7 mm :

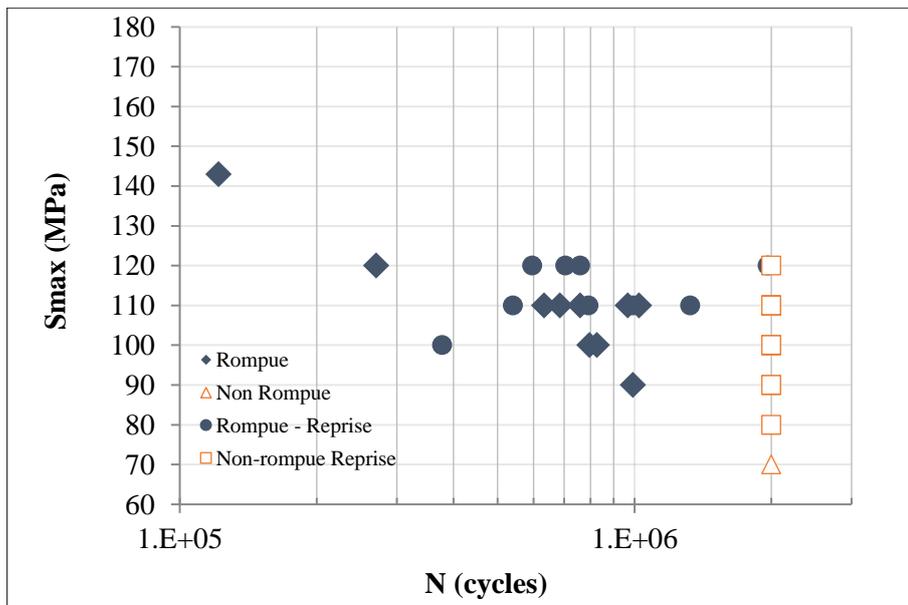


Figure 219 Diagramme de Wöhler en contraintes nominales pour la configuration des éprouvettes de 7 mm en flexion

Flexion 9 mm :

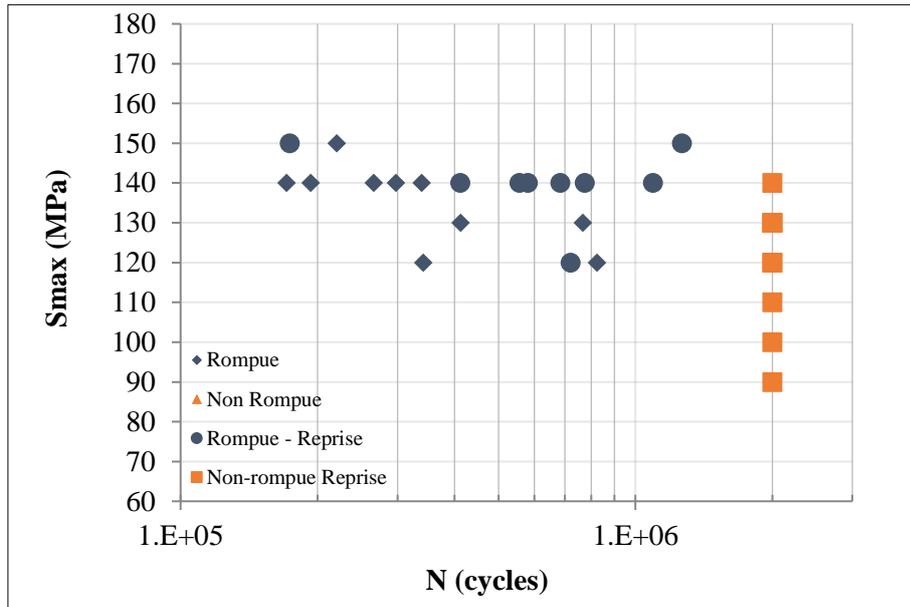


Figure 220 Diagramme de Wöhler en contraintes nominales pour la configuration des éprouvettes de 9 mm en flexion

Flexion 10 mm :

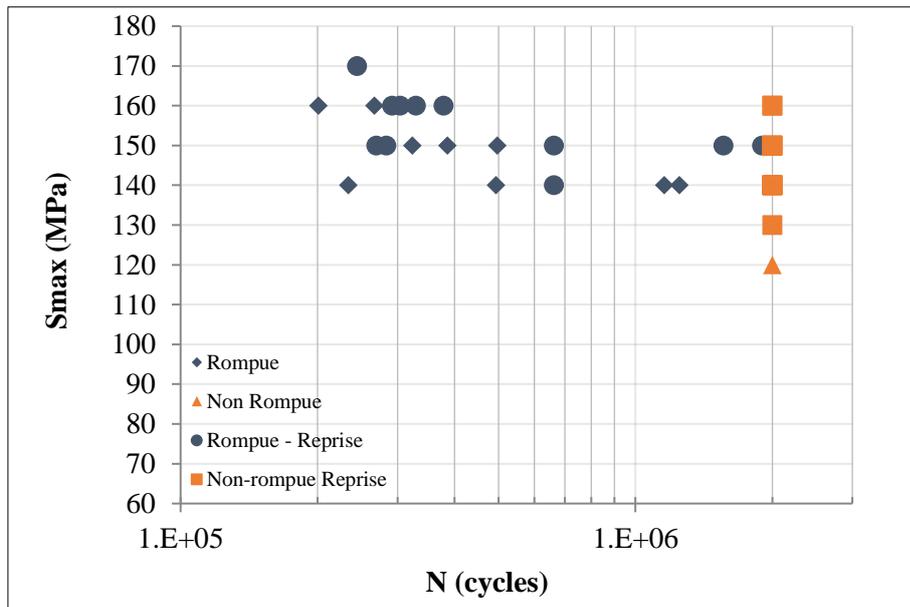


Figure 221 Diagramme de Wöhler en contraintes nominales pour la configuration des éprouvettes de 10 mm en flexion

Traction 5 mm :

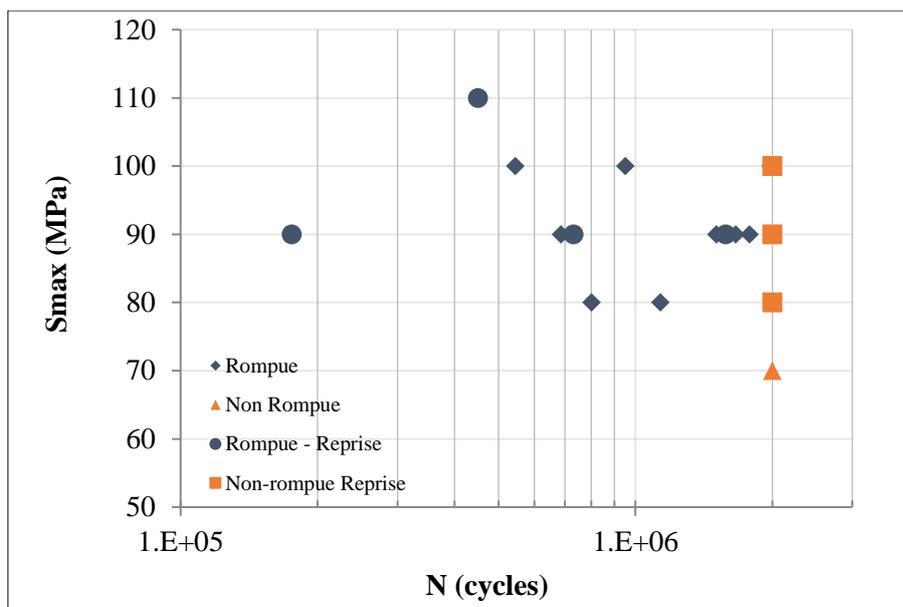


Figure 224 Diagramme de Wöhler en contraintes nominales pour la configuration des éprouvettes de 9 mm en traction

Traction 10 mm :

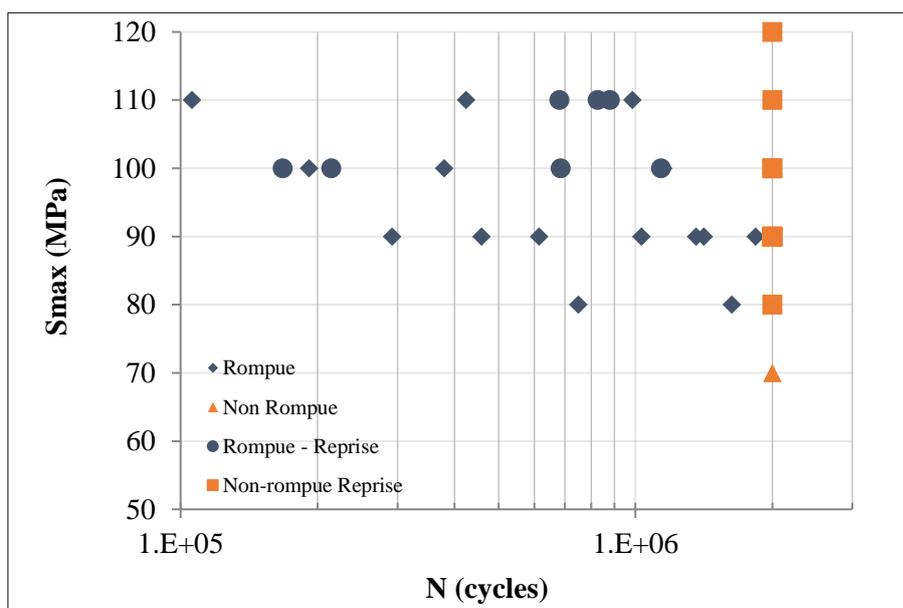


Figure 225 Diagramme de Wöhler en contraintes nominales pour la configuration des éprouvettes de 10 mm en traction

B. Caractérisation fine de la distribution de défaut

Une analyse de la distribution des défauts selon l'axe longitudinal des éprouvettes a été réalisée. Pour cela, le volume scanné a été divisé en tranche de 0,25 mm de hauteur selon l'axe longitudinal. Pour chaque tranche, une fonction gaussienne tridimensionnelle a été ajustée sur le nombre de pores par unité de volume dans la section de la tranche par la méthode des moindres carrés. On s'intéresse ensuite à l'évolution des paramètres de la fonction gaussienne en fonction de la longueur dans l'éprouvette.

Pour rappel, la formule ajustée sur les données est de la forme :

$$d(x, y) = C_1 \exp \left(- \left(\frac{(x_0 - x)^2}{O_x} + \frac{(y_0 - y)^2}{O_y} \right) \right)$$

Où d est le nombre de pore par unité de volume, C_1 en nombre de pores par unité de volume est le maximum de la fonction, x_0 et y_0 en mm sont les coordonnées du centre de la distribution et O_x et O_y en mm sont respectivement les écarts dans la largeur et l'épaisseur de l'éprouvette. Le volume analysé est un cylindre de 24 mm de longueur et 7 mm de diamètre prélevé au centre d'une éprouvette de 10 mm. Le cylindre est orienté selon l'axe longitudinal des éprouvettes (Figure 80).

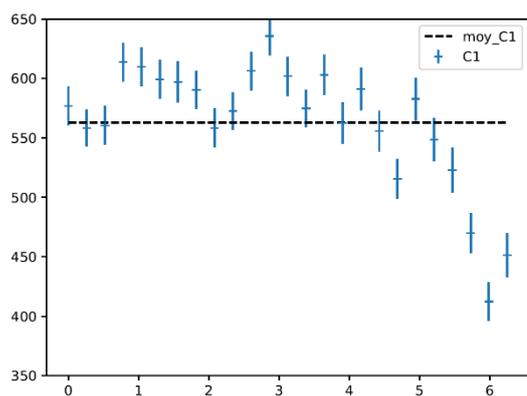
Du fait de la longueur du volume à étudier, quatre scans ont été nécessaires pour un total de 24 mm. Ces scans sont numérotés de 1 à 4. Les scans 1 et 4 sont les plus proches des têtes de l'éprouvette et les scans 2 et 3 sont au centre de de l'éprouvette. On précise que les 4 scans sont contigus.

La Figure 226 présente l'évolution du paramètre C_1 en fonction de la longueur de l'éprouvette. On observe une diminution de la valeur maximale du nombre de pore par unité de volume lorsqu'on se rapproche du centre de l'éprouvette. On attribue ce phénomène à différents facteurs : le premier étant que les zones les plus éloignées du centre se trouvent non loin du début de la réduction (environ 8 mm) de section de l'éprouvette. Ainsi, lors de la mise en forme par coulée sous pression, le flux d'alliage liquide pourrait être plus turbulent dans cette zone ce qui favorise la formation de porosité. Le deuxième facteur est que l'accroissement de la section augmente la quantité de gaz notamment d'hydrogène relargué lors de la solidification de l'alliage. Donc, plus la section est grande plus le nombre de pore formé est important.

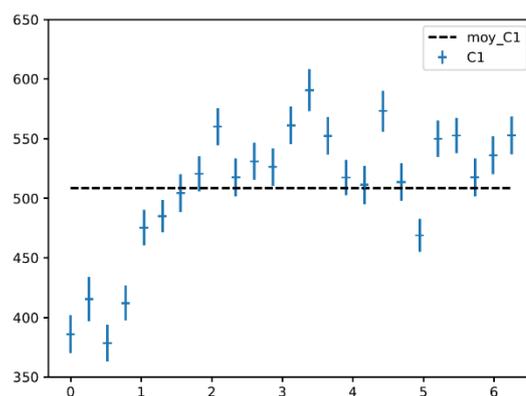
La Figure 227 présente l'évolution des coordonnées du centre des distributions de la fonction gaussienne. On qu'il n'y a que peu d'évolution des coordonnées du centre en fonction de la longueur de l'éprouvette. De plus, ces coordonnées sont proches des coordonnées du centre géométrique des tranches. On pourrait attribuer la légère différence à la précision de l'usinage qui a permis l'extraction du volume.

La Figure 228 présente l'évolution de l'écart selon l'épaisseur : O_y et la largeur : O_x . On rappelle que l'épaisseur est constante selon la longueur et que la largeur varie avec une largeur de 10 mm au milieu des éprouvettes et de 20 mm au niveau des têtes. On observe alors que l'écart selon l'épaisseur est constant selon la longueur contrairement à l'écart selon la largeur. Ainsi, plus la largeur d'éprouvette est grande, plus la distribution sera étalée dans cette direction.

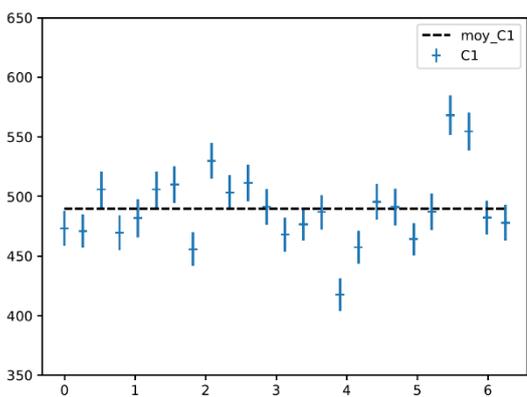
Pour résumer, la distribution des défauts suit la géométrie de l'éprouvette. Plus la section sera large, plus la distribution de défaut sera étalée et aura un maximum de nombre de défauts par unité de volume élevé. Cela implique, dans le cadre d'un dimensionnement probabiliste via l'étude d'un volume représentatif, de bien prendre en compte ces évolutions. Une seule distribution ne pourra pas suffire à réellement prendre en compte la complexité de la distribution. Ainsi, la quantification par les valeurs extrêmes de la probabilité d'occurrence d'une taille maximale de défaut sera dépendante de la géométrie de pièce utilisée.



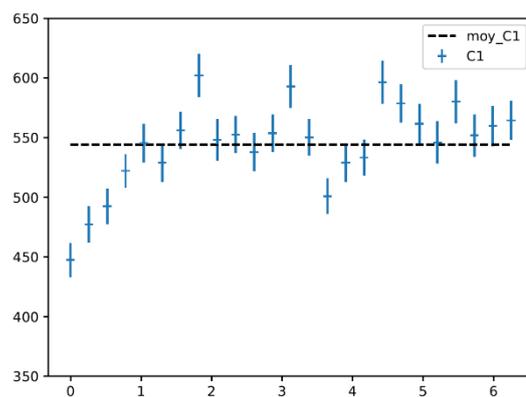
Scan 1



Scan 2

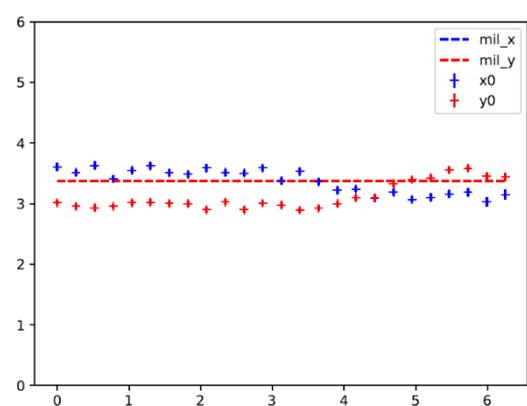


Scan 3

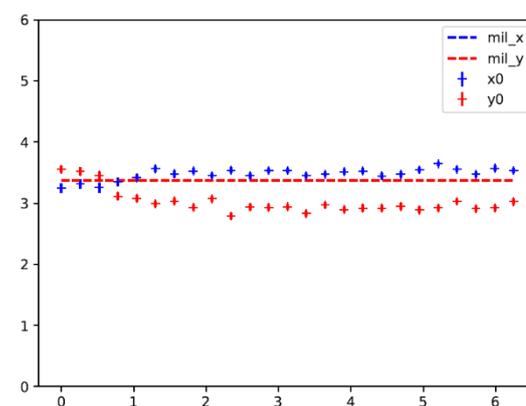


Scan 4

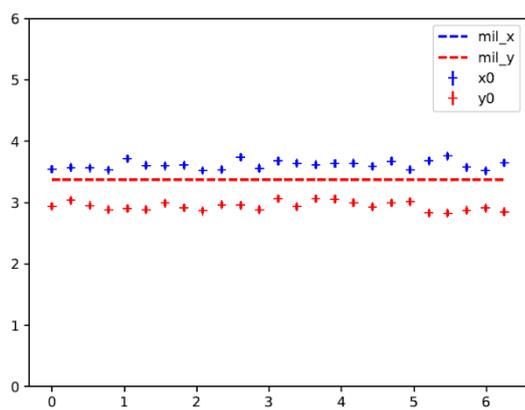
Figure 226 évolution de C1 selon la longueur de l'éprouvette, abscisse en mm et ordonnée en nombre de pores par mm^3



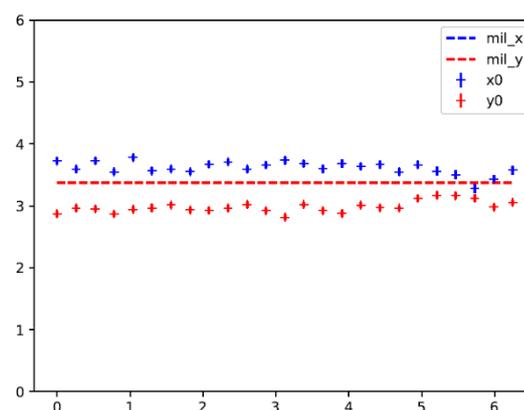
Scan 1



Scan 2

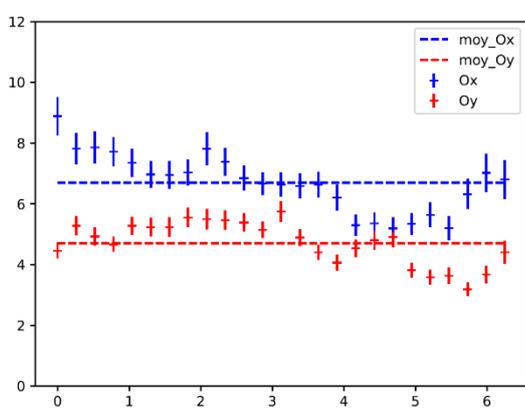


Scan 3

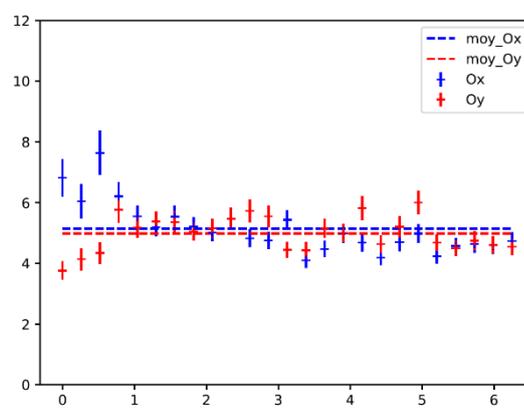


Scan 4

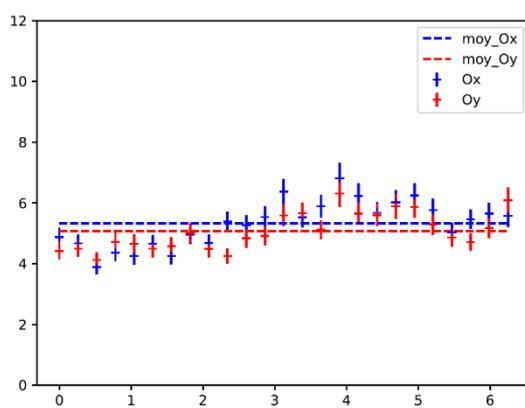
Figure 227 évolution de x_0 et y_0 selon la longueur, abscisse et ordonnée en mm, en pointillés le centre géométrique des différentes tranches



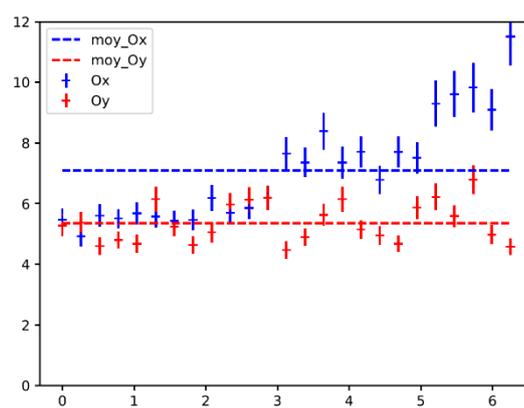
Scan 1



Scan 2



Scan 3



Scan 4

Figure 228 évolution de O_x et O_y selon la longueur, abscisse et ordonnée en mm

C. Effet de la discrétisation sur l'analyse de la distribution spatiale des défauts

Une étude de l'effet de la discrétisation sur l'analyse de la distribution de défaut a été réalisée. Pour cela, l'effet de la taille de discrétisation sur les paramètres de la fonction gaussienne a été investigué. La Figure

229, la Figure 230, la Figure 231 et la Figure 232 illustre l'effet de la discrétisation respectivement sur $C1$, $x0$ et $y0$, Ox et Oy et sur la distribution de défauts selon la largeur à épaisseur fixée. Ainsi, on observe que $C1$ est décroissant avec l'augmentation de la taille de discrétisation. Cela était attendu car plus on augmente $C1$ plus on vient moyennée la valeur du maximum sur une grande surface. On observe aussi une dérive de $x0$ et $y0$ avec l'augmentation de la taille de discrétisation lié à cette effet moyenne. L'écart selon la largeur et l'épaisseur est indépendant du paramètre de discrétisation. Pour illustrer l'effet de la discrétisation, on trace l'allure de la distribution de défauts selon la largeur à épaisseur fixée (milieu de l'éprouvette) pour différente taille de discrétisation. On remarque qu'il n'y a que peu d'effet de ce paramètre. Les différentes courbes sont décalées vers des abscisses plus faibles lorsque la taille augmente. Pour les analyses présentées dans la thèse, on avait pris une taille de 0,25 mm.

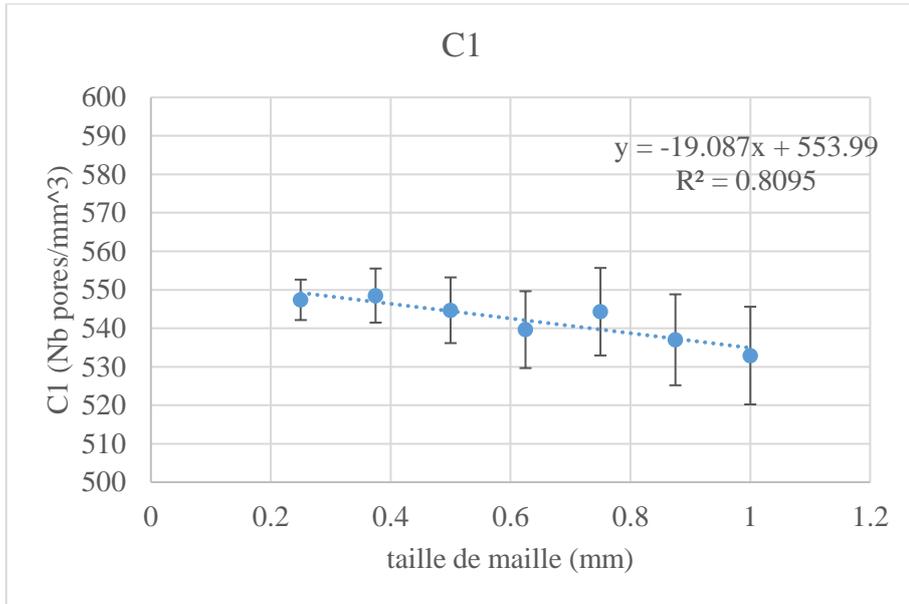


Figure 229 Effet de la discrétisation sur le paramètre C1

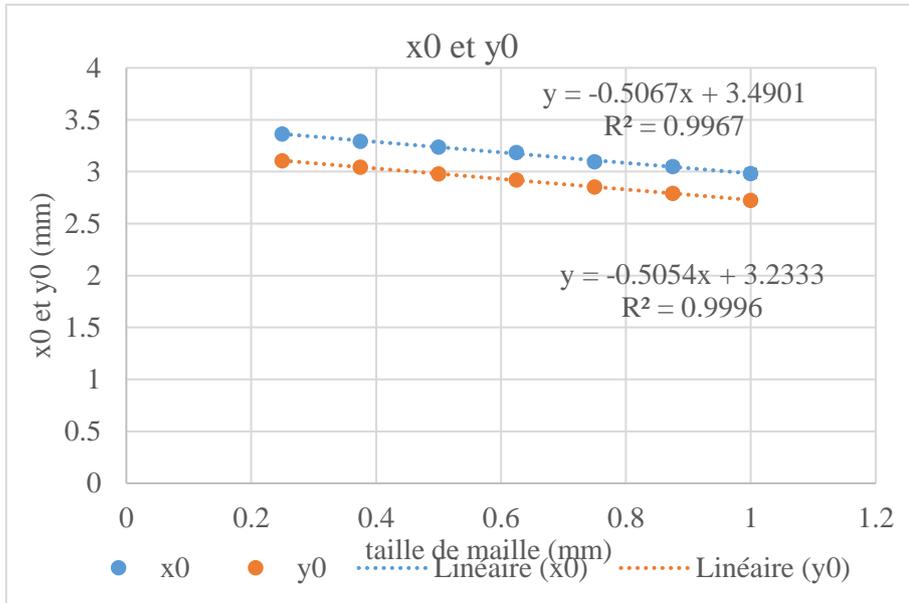


Figure 230 Effet de la discrétisation sur les paramètres x0 et y0

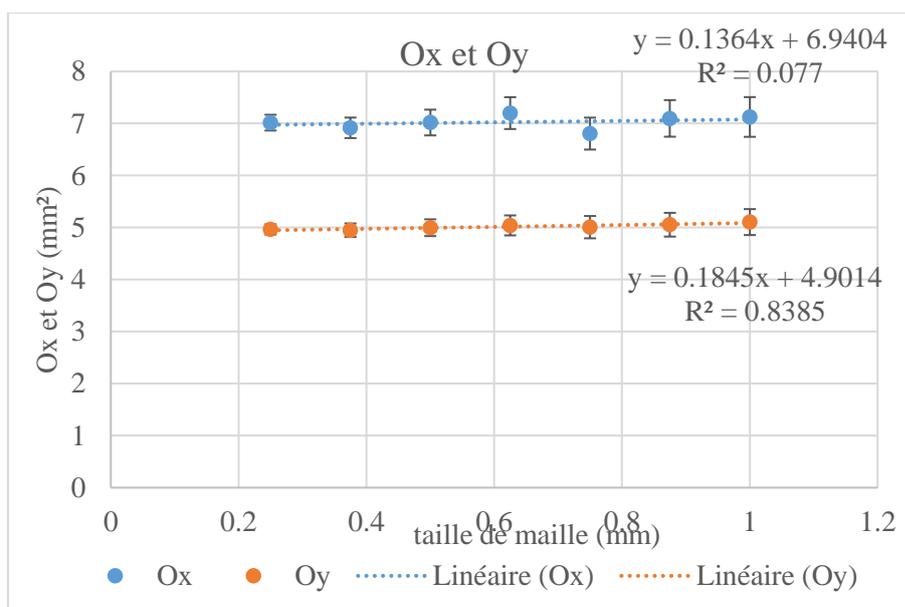


Figure 231 Effet de la discrétisation sur les paramètres Ox et Oy

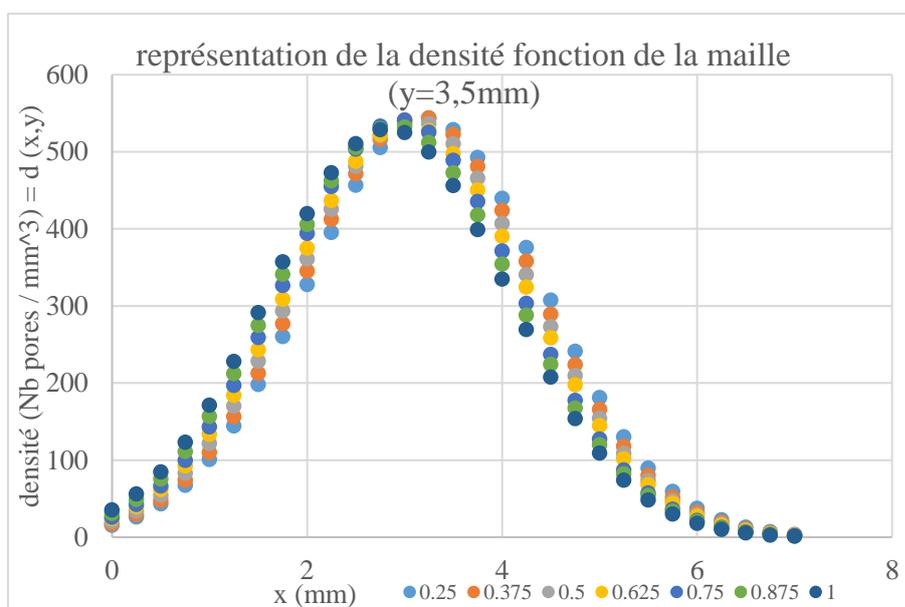


Figure 232 Effet de la discrétisation sur la distribution de défauts selon la largeur à épaisseur fixe

D. Comportement en écrouissage cyclique de l'AlSi9Cu3 coulé sous pression

- Géométrie des éprouvettes

Les éprouvettes utilisées pour les essais d'écrouissage cyclique sont usinées à partir d'éprouvettes brutes de 10 mm d'épaisseur. La Figure 233 présente le plan des éprouvettes. Il est important de mentionner que les éprouvettes sont prélevées en proche surface, entre 0,5 et 2,5 mm de profondeur, pour éviter un taux trop élevé de porosité qui perturberait les essais.

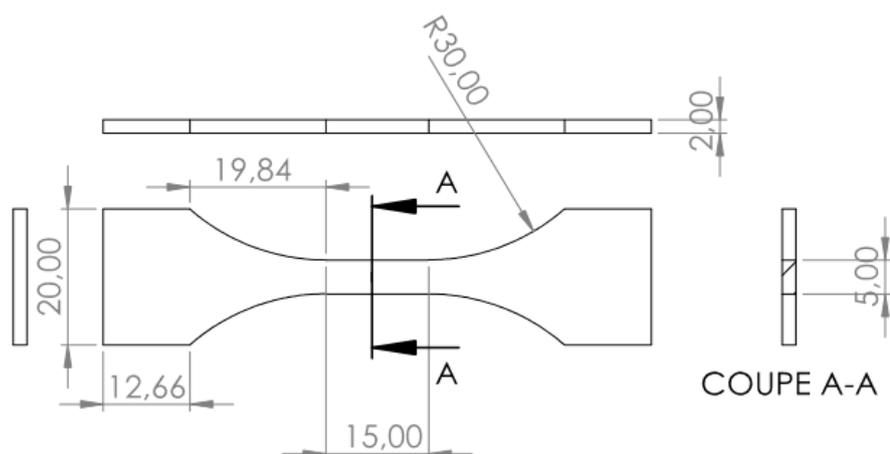


Figure 233 Géométrie des éprouvettes d'essais pour l'érouissage cyclique

- Conditions d'essais

Les essais d'érouissage cyclique sont réalisés en traction-compression à $R=-1$ à amplitude de déformation imposé et à température ambiante sur une machine MTS Landmark servo-hydraulique d'une capacité de 100 kN munie d'un extensomètre Instron 2620-602 avec une base de mesure de 12.5 mm. Pour tous les essais la vitesse de déformation totale est constante à 10^{-3} s^{-1} . Ainsi, les cycles correspondent à un signal triangulaire dont la fréquence peut être calculée par la formule suivante :

$$f = \frac{\dot{\epsilon}}{4\epsilon}$$

Où f est la fréquence, $\dot{\epsilon}$ est la vitesse de déformation et ϵ la déformation.

- Résultats

Quatre essais d'érouissage cyclique ont été réalisés sur l'alliage d'AlSi9Cu3 coulé sous pression avec des taux de déformation allant de 0,2% à 0,5% avec une vitesse de déformation de 10^{-3} s^{-1} (Figure 234). Ces essais montrent clairement un durcissement de l'alliage durant les essais de l'ordre de 50%. C'est un comportement auquel on pouvait s'attendre en observant les courbes de traction monotone. Il est à noter qu'on observe une dispersion des résultats. La courbe correspondant à l'amplitude de 0,3% présente un comportement inattendu en comparaison des autres courbes ce qui pourrait être dû à la présence de défauts

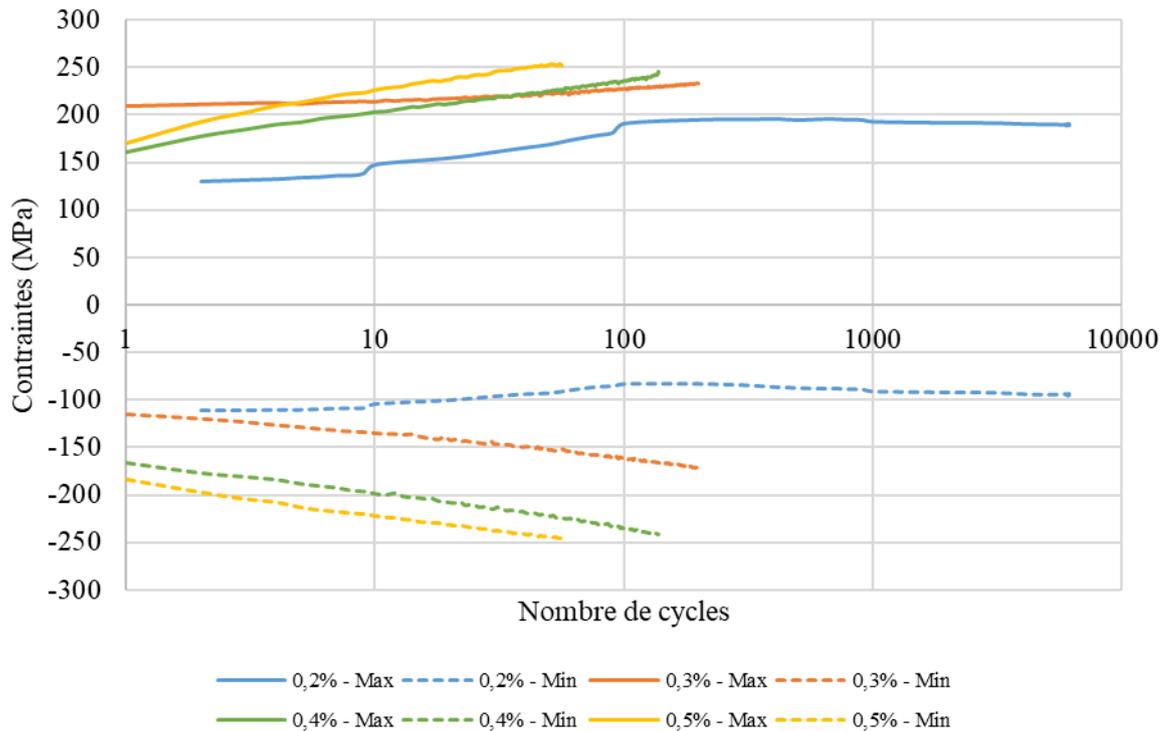


Figure 234 Evolution de la contrainte maximale et minimale lors d'essais d'érouissage cyclique sur l'AlSi9Cu3 coulé sous pression, légende = amplitude de déformation en pourcentage, la vitesse de déformation est de 10^{-3} s^{-1}

E. Complément de la revue de la littérature sur les alliages coulés gravité

Une présentation de l'alliage d'aluminium AlSi7Mg03 s'impose car même s'il n'est pas au cœur de cette thèse, il permettra une comparaison entre alliages d'aluminium par la suite. Ainsi, on s'attèle à présenter l'alliage et ces caractéristiques en fatigue de manière succincte en se basant notamment sur les travaux de Le et El Khoukhi.

1. Présentation de l'alliage AlSi7Mg03

- Taille de grain et SDAS :

L'alliage d'aluminium AlSi7Mg03 est un alliage d'aluminium de fonderie principalement utilisé en coulé gravité. C'est un alliage dit à défauts qui présente de nombreuses porosités. Sa microstructure est plus grossière que celle des alliages coulés sous pression car son temps de refroidissement est plus long. Le (Le, 2016) montre que l'ordre de grandeur de la taille de grain est de $464 \mu\text{m}$ (Figure 235) et que celui de la SDAS est de $110 \mu\text{m}$ (Figure 236). Pour rappel, la taille de grain des alliages d'AlSi9Cu3 était de l'ordre de $20 \mu\text{m}$ (Figure 17).

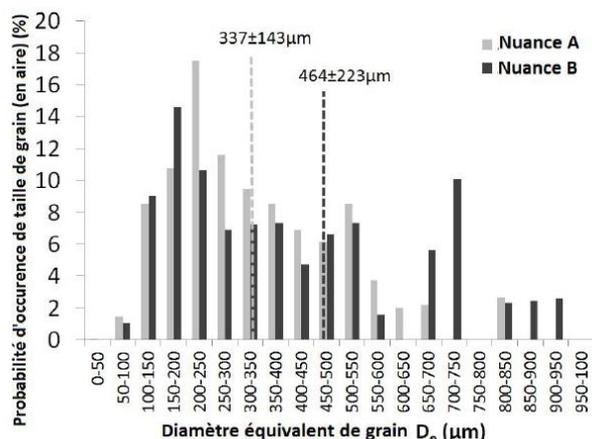


Figure 235 Distribution de la taille de grain d'un alliage d'AlSi7Mg03 PMP = nuance B (Le, 2016)

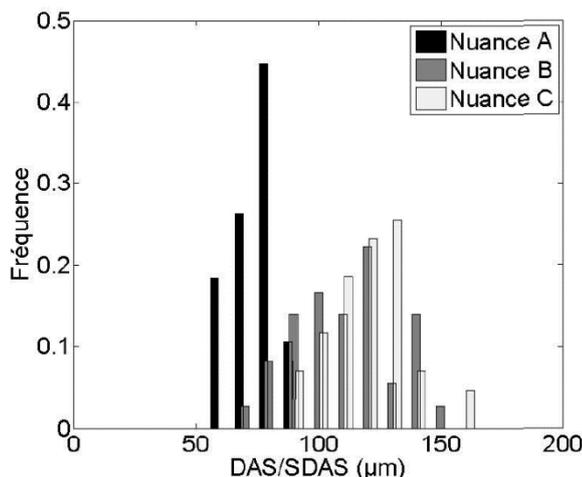


Figure 236 Distribution de la SDAS d'un alliage d'AlSi7Mg03 PMP = nuance B (Le, 2016)

- Répartition des porosités :

La répartition des défauts au sein du matériau est complètement différente de celle des alliages coulés sous pression. Les défauts poreux sont répartis de manière homogène dans le matériau et leur taille maximale est de l'ordre de 500 µm comme on peut le voir sur les Figure 237 et Figure 238.

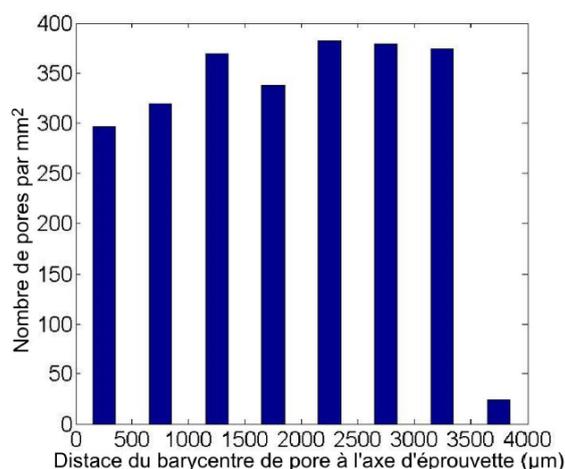


Figure 237 Répartition des défauts en fonction de la distance à l'axe de l'éprouvette d'un alliage d'AlSi7Mg03 PMP (Le, 2016)

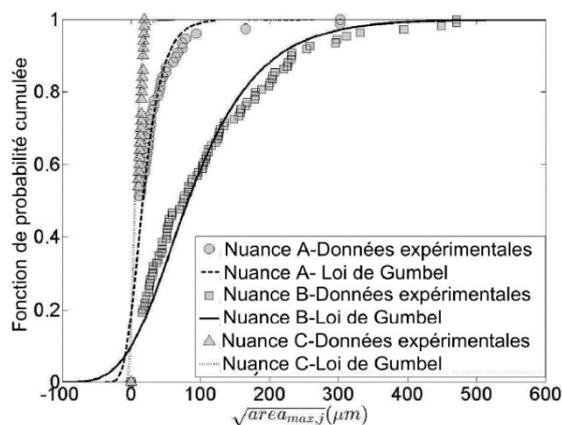


Figure 238 Distribution de la taille des défauts dans un alliage d'AlSi7Mg03 PMP = nuance B (Le, 2016)

- Propriétés mécaniques :

Voici quelques propriétés mécaniques classiques de l'AlSi7Mg03 PMP (Le, 2016). L'AlSi7Mg03 possède une limite d'élasticité plus élevée mais une résistance mécanique et un allongement à rupture équivalent par rapport à l'AlSi9Cu3 coulé sous pression.

E (GPa)	Rp0.2 (MPa)	Rm (MPa)	A (%)
67.7±4.5	240±5	251±6	0.8±0.1

Tableau 32 Caractéristiques mécaniques typiques de l'AlSi7Mg03 PMP (Le, 2016)

2. Tenue en fatigue des alliages

A partir d'essai en traction compression à $R=-1$ en suivant la méthode de l'escalier, Le (Le, 2016) montre que la résistance en fatigue à 10^6 cycles de l'alliage d'AlSi7Mg03 PMP est de 62 ± 12 MPa. Celle de l'alliage AlSi7Cu05Mg03 est de 83 ± 18 MPa. Il trace les courbes de Wöhler associées grâce aux essais réalisés (Figure 239).

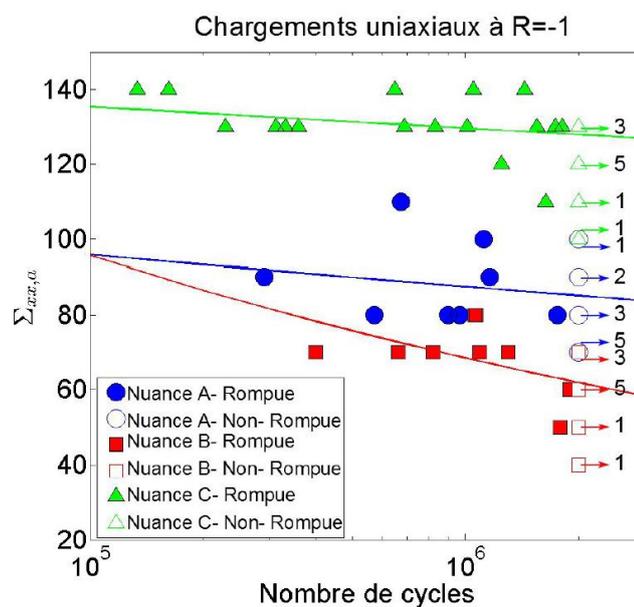


Figure 239 Courbe de Wöhler de l'AlSi7Cu05Mg03 (Nuance A) et de l'AlSi7Mg03 (Nuance B) (Le, 2016)

3. Mécanismes d'endommagement

Les alliages d'AlSi7Mg03 et d'AlSi7Cu05Mg03 étant des matériaux à défaut du fait de leurs procédés de mise en forme, l'ensemble des fissures s'amorcent à partir de défauts poreux. Le (Le, 2016) observe aussi que la distance à la surface libre est un paramètre important : les défauts critiques sont systématiquement en proche surface.

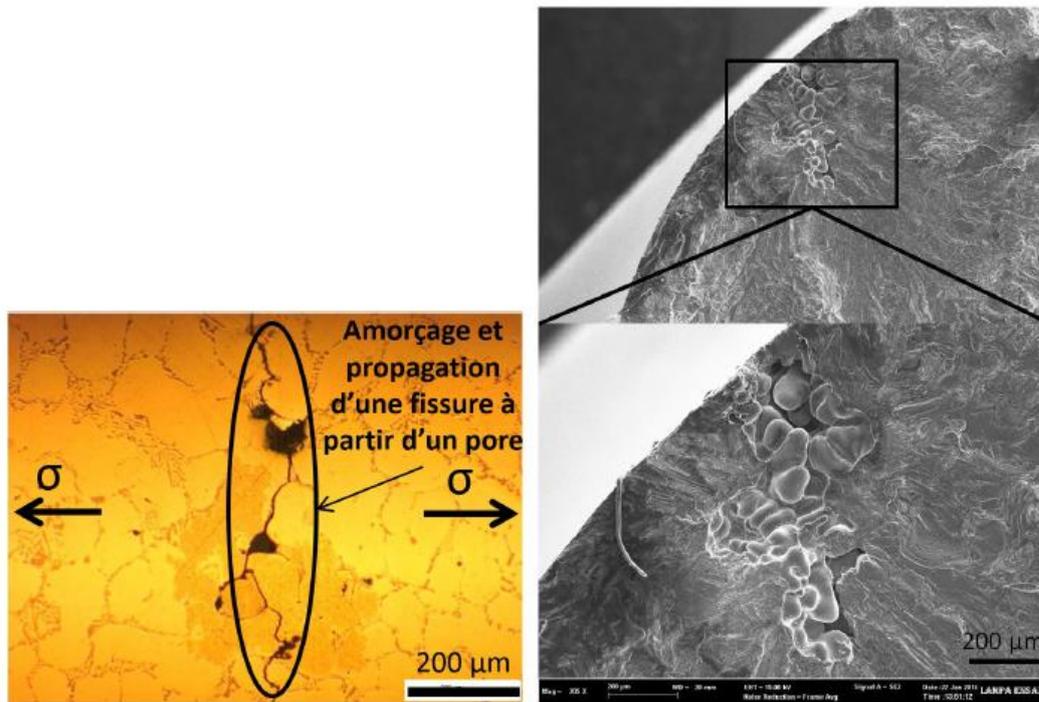


Figure 240 Faciès de rupture d'une éprouvette sollicitée en traction-compression à $R=-1$ montrant un pore à l'origine de la fissure (Le, 2016)

4. Effet de la taille des défauts sur le comportement en fatigue

Le (Le, 2016) observe une décroissance de la résistance en fatigue avec l'augmentation de la taille des défauts comme on peut le voir sur la Figure 241. Il s'agit d'une observation classique dans le cadre de la fatigue des matériaux à défauts.

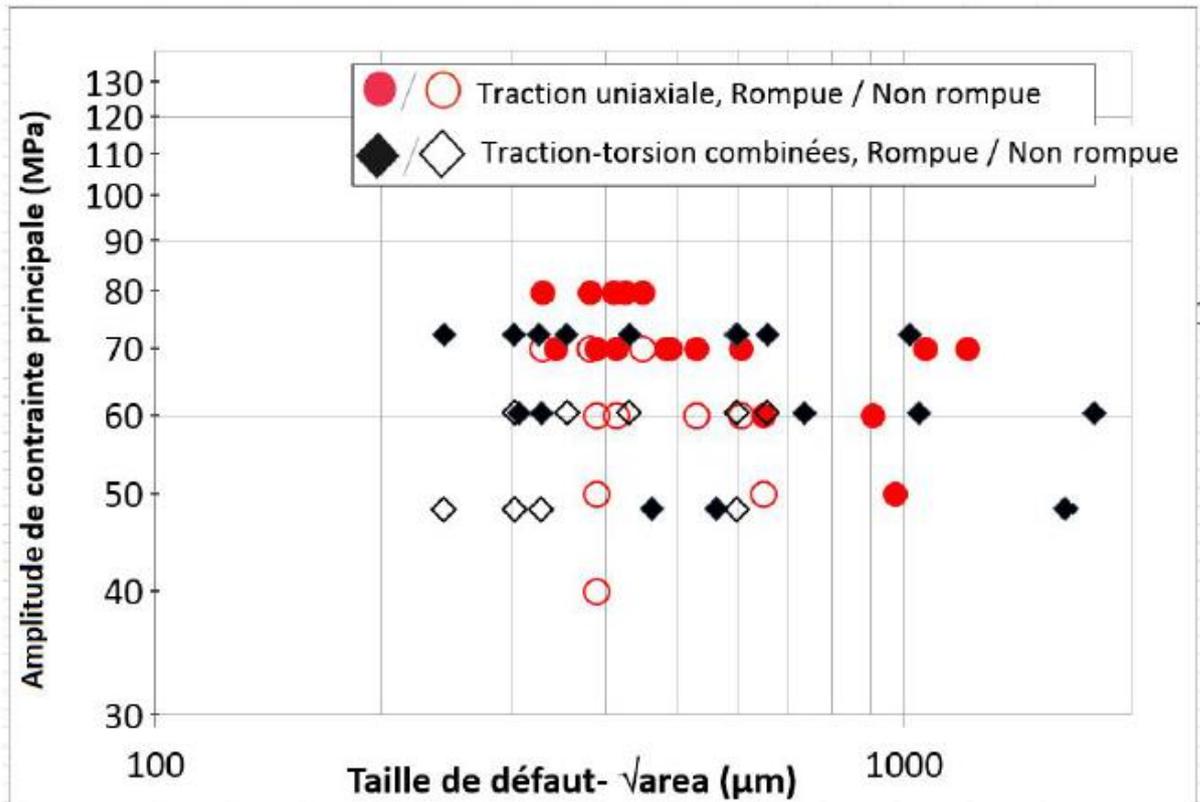


Figure 241 diagramme de Kitagawa de l'alliage AlSi7Mg03 PMP (Le, 2016)

5. Comportement en écrouissage cyclique : étude du durcissement

Le (Le, 2016) étudie le comportement en écrouissage cyclique des alliages AlSi7Cu05Mg03 et AlSi7Mg03. On peut observer sur la Figure 242 et la Figure 243 qu'il n'y a que très peu de durcissement lors des essais. L'amplitude de contraintes reste stable.

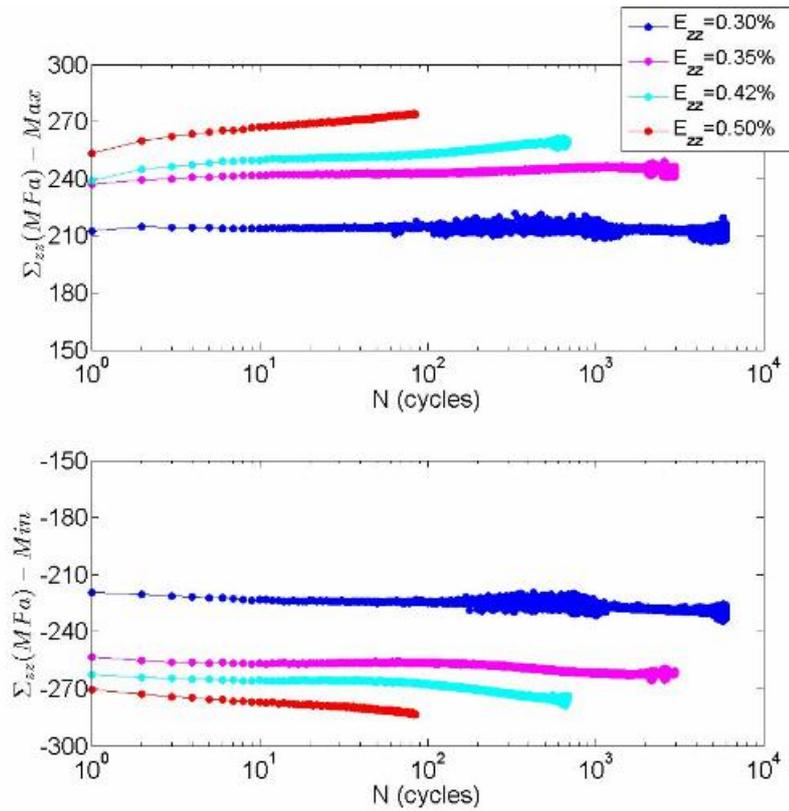


Figure 242 Courbes de durcissement cyclique obtenues à partir des essais d'écroutissage cyclique en traction-compression $R=-1$ pour l'alliage AlSi7Cu05Mg03 (Le, 2016)

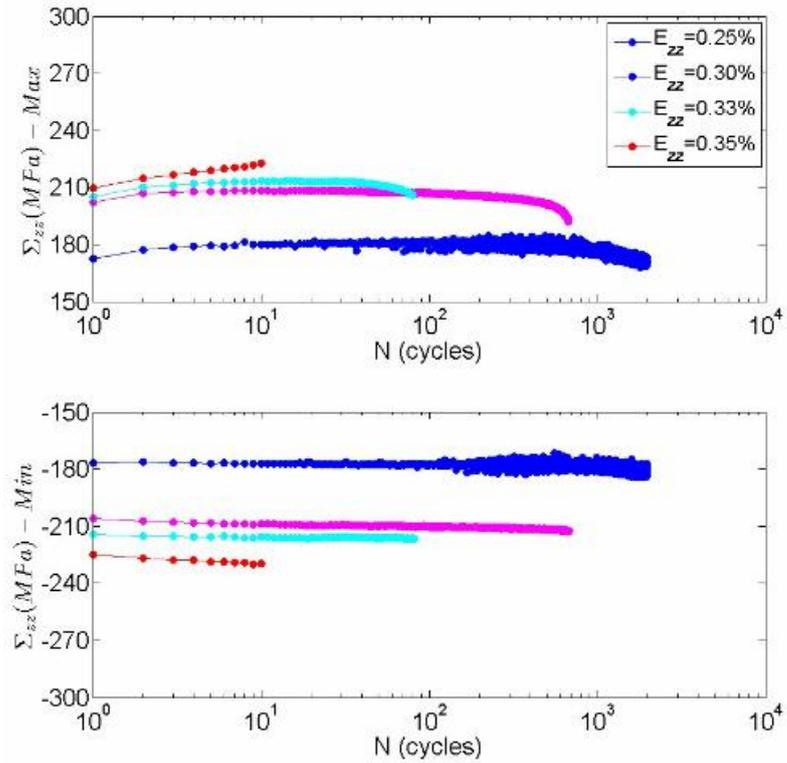


Figure 243 Courbes de durcissement cyclique obtenues à partir des essais d'érouissage cyclique en traction-compression $R=-1$ pour l'alliage AlSi7Mg03 (Le, 2016)

F. Présentation des résultats des essais de fatigue par la méthode de l'escalier avec reprise

On regroupe ici des tableaux présentant les résultats de la campagne d'essais en fatigue.

Configuration en flexion 5 mm :

N° essai		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	
N° épr.		F-5-01	F-5-02	F-5-03	F-5-04	F-5-05	F-5-06	F-5-07	F-5-08	F-5-09	F-5-10	F-5-11	F-5-12	F-5-13	F-5-14	F-5-15	F-5-16	F-5-17	F-5-18	F-5-19	F-5-21	
S _{max} (MPa)	R																					
140	-1																					
130	-1																					
120	-1		x								-											
110	-1		o	x	x		x	x	x	-												
100	-1	x	o	o		x	o	o		x				x						x	x	
90	-1	o	o				o				x	x	x	o	x	x	x			x	o	o
80	-1	o										o		o		o			x	o	o	
70	-1																			o		
N		4588 69	4792 29	9856 35	8862 53	9559 46	8321 02	9958 40	1601 75	5222 73	7960 01	15542 52	5187 07	4271 30	9371 98	6450 03	13628 31	12897 33	3204 22	4874 13	11456 07	

Configuration en flexion 7 mm :

N° essai		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19
N° épr.		F-7-01	F-7-02	F-7-03	F-7-04	F-7-05	F-7-06	F-7-07	F-7-08	F-7-09	F-7-10	F-7-11	F-7-12	F-7-13	F-7-14	F-7-15	F-7-16	F-7-17	F-7-18	F-7-19
S_{max} (MPa)	R																			
140	-1					x														
130	-1																			
120	-1	x	x	x			x			-								x		
110	-1	o	o		x		o	x		x	x	x	x	x				o	x	x
100	-1	o					o		x	o	o		o		x		x	o	o	
90	-1	o								o						x	o	o		
80	-1	o															o			
70	-1	o																		
N		5.96E+05	1.96E+06	2.70E+05	6.33E+05	1.22E+05	7.04E+05	1.02E+06	8.26E+05	1.33E+06	9.92E+05	9.66E+05	5.40E+05	7.60E+05	7.96E+05	9.92E+05	3.78E+05	7.59E+05	7.92E+05	6.86E+05

Configuration en flexion 9 mm :

N° essai		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20
N° épr.		F-9-01	F-9-02	F-9-03	F-9-04	F-9-05	F-9-06	F-9-07	F-9-08	F-9-09	F-9-10	F-9-11	F-9-12	F-9-13	F-9-14	F-9-15	F-9-16	F-9-17	F-9-18	F-9-19	F-9-20
S _{max} (MPa)	R																				
170	-1																				
160	-1																				
150	-1		x											x	x						
140	-1	x	o	x			x			x			x	o		x	x	x	x	x	x
130	-1	o	o		x		o			o	x	x	o				o		o		o
120	-1	o				x	o	x	x	o		o									
110	-1	o					o		o												
100	-1	o																			
90	-1	o																			
80	-1	o																			
N		5.80 E+05	1.74 E+05	2.98 E+05	7.67 E+05	3.42 E+05	5.56 E+05	8.24 E+05	7.21 E+05	6.84 E+05	4.13 E+05	7.35 E+04	4.12 E+05	1.27 E+06	2.21 E+05	1.71 E+05	1.09 E+06	2.66 E+05	3.39 E+05	1.93 E+05	7.74 E+05

Annexes

Configuration en flexion 10 mm :

N° essai	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	
N° épr.	F-10-01	F-10-02	F-10-03	F-10-04	F-10-05	F-10-06	F-10-07	F-10-08	F-10-09	F-10-10	F-10-11	F-10-12	F-10-13	F-10-14	F-10-15	F-10-16	F-10-17	F-10-18	F-10-19	F-10-20	F-10-21	
S _{max} (MPa)																						
R																						
170	-											x				x						
160	-				x					x	x	o	x			o	o				x	
150	-	x		x	o	x		x	x	o		o		x		o	o	x		x	o	
140	-	x	o	x	o		x	o	o						x	o	o		x	o	o	
130	-	o	o		o			o		-						o				o		
120	-	o							-													
110	-																					
100	-																					
90	-																					
80	-																					
N		6.62 E+05	1.56 E+06	4.94 E+05	2.69 E+05	2.92 E+05	4.97 E+05	2.34 E+05	2.00 E+06	2.84 E+05	3.29 E+05	2.67 E+05	mor s	2.01 E+05	3.23 E+05	1.16 E+06	2.44 E+05	3.04 E+05	3.86 E+05	1.25 E+06	6.62 E+05	3.78 E+05

Configuration en traction 5 mm :

N° essai		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	
N° épr.		T-5-01	T-5-02	T-5-03	T-5-04	T-5-05	T-5-06	T-5-07	T-5-08	T-5-09	T-5-10	T-5-11	T-5-12	T-5-13	T-5-14	T-5-15	T-5-16	T-5-17	T-5-18	T-5-19	T-5-20	T-5-21	
S_{max} (MPa)	R																						
120	-1																						
110	-1																						
100	-1										-										x	x	
90	-1					x	x			x		x	x				x	x	x	x	o		
80	-1	x	x	x	x	o		x		o	x	o		x	x	x	o	o		o			
70	-1		o		o				x	o	o				o		o						
60	-1									o													
50	-1																						
N		3.08 E+05	1.21 E+06	6.99 E+05	1.26 E+06	3.58 E+05	6.80 E+05	8.73 E+05	1.40 E+04	5.99 E+05	1.08 E+06	4.27 E+05	3.71 E+05	1.53 E+06	8.74 E+05	1.96 E+06	4.97 E+05	1.04 E+06	2.74 E+05	2.36 E+05	3.59 E+05	1.71 E+05	

Configuration en traction 7 mm :

N° essai		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23
N° épr.		T-7-01	T-7-02	T-7-03	T-7-04	T-7-05	T-7-06	T-7-07	T-7-08	T-7-09	T-7-10	T-7-11	T-7-12	T-7-13	T-7-14	T-7-15	T-7-16	T-7-17	T-7-18	T-7-20	T-7-21	T-7-22	T-7-23	T-7-24
S_{max} (MPa)	R																							
150	-1																							
140	-1																							
130	-1																							
120	-1																							
110	-1																							
100	-1							x											x	x	x	x		
90	-1		x	x	x	x	x	o	x									x	o		o		x	
80	-1	x	o	o		o		o		x	x	x			x	x	x	o						x
70	-1	o	o								o		x	x	o		o							
60	-1	o												o										
N		189 842 1	152 667 0	497 991	4.35 E+0 5	179 793 5	1.02 E+0 6	726 348	1.78 E+0 6	5.97 E+0 5	154 616 0	5.84 E+0 5	1.10 E+0 6	659 948	346 056	1.29 E+0 6	442 629	412 742	6.91 E+0 5	3.28 E+0 5	2.32 E+0 5	2.21 E+0 5	1.84 E+0 5	1.18 E+0 6

Configuration en traction 9 mm :

N° essai		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	13	13
N° épr.		T-9-01	T-9-03	T-9-04	T-9-05	T-9-06	T-9-07	T-9-08	T-9-09	T-9-11	T-9-13	T-9-14	T-9-16	T-9-17	T-9-18	T-9-19
S_{max} (MPa)	R															
150	- 1															
140	- 1															
130	- 1										-					
120	- 1									-						
110	- 1															x
100	- 1										x	x	x		x	o
90	- 1		x	x		x	x	x	x	x	o			x	o	o
80	- 1	x	o		x	o		o		o					o	
70	- 1					o										
N		1.14E+ 06	1.76E+ 05	6.87E+ 05	8.01E+ 05	7.15E+ 04	1.66E+ 06	1.58E+ 06	1.78E+ 06	7.32E+ 05	1.98E+ 06	9.51E+ 05	5.44E+ 05	1.51E+ 06	mors	4.51E+ 05

Configuration en traction 10 mm :

N° essai	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	13	13	14	15	16	17	18	19	20	21
N° épr.	T-10-01	T-10-02	T-10-03	T-10-04	T-10-05	T-10-08	T-10-09	T-10-10	T-10-11	T-10-12	T-10-13	T-10-14	T-10-15	T-10-16	T-10-17	T-10-18	T-10-19	T-10-20	T-10-21	T-10-22	T-10-24	T-10-25	T-10-26
S_{max} (MPa)																							
R																							
150	-																						
140	-																						
130	-									-													
120	-	x							-														x
110	-		x				x							x	x						x	x	o
100	-		x	x	x		o		x			x	x	o		x					o		o
90	-			o		x	o	x	o	x		x	o	o				x	mor	s	x	o	
80	-						o		o		x	o	o						o			o	
70	-											o											
N	1.05 E+0 4	9.85 E+0 5	3.80 E+0 5	2.15 E+0 5	1.92 E+0 5	1.03 E+0 6	mor s	1.36 E+0 6	1.68 E+0 5	6.15 E+0 5	1.63 E+0 6	3.01 E+0 4	6.86 E+0 5	1.14 E+0 6	8.80 E+0 5	1.06 E+0 5	1.15 E+0 6	2.92 E+0 5	mor s	1.41 E+0 6	8.27 E+0 5	4.25 E+0 5	mor s

Références

Références

- Aigner, R., Pusterhofer, S., Pomberger, S., Leitner, M., Stoschka, M., 2019. A probabilistic Kitagawa-Takahashi diagram for fatigue strength assessment of cast aluminium alloys. *Mater. Sci. Eng. A* 745, 326–334. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.12.108>
- Andreau, O., 2019. Nocivité en fatigue et contrôle de défauts produits par fabrication additive. ENSAM.
- Avalle, M., 2002. Casting defects and fatigue strength of a die cast aluminium alloy: a comparison between standard specimens and production components. *Int. J. Fatigue* 24, 1–9. [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(01\)00112-8](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(01)00112-8)
- Beretta, S., Romano, S., 2017. A comparison of fatigue strength sensitivity to defects for materials manufactured by AM or traditional processes. *Int. J. Fatigue* 94, 178–191. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.06.020>
- Billaudeau, T., Nadot, Y., Bezine, G., 2004. Multiaxial fatigue limit for defective materials: mechanisms and experiments. *Acta Mater.* 52, 3911–3920. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2004.05.006>
- Bižal, A., Klemenc, J., Fajdiga, M., 2015. Modelling the fatigue life reduction of an AlSi9Cu3 alloy caused by macro-porosity. *Eng. Comput.* 31, 259–269. <https://doi.org/10.1007/s00366-013-0345-7>
- Bonneric, M., Brugger, C., Saintier, N., 2020a. Effect of hot isostatic pressing on the critical defect size distribution in AlSi7Mg0.6 alloy obtained by selective laser melting. *Int. J. Fatigue* 140, 105797. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.105797>
- Bonneric, M., Brugger, C., Saintier, N., 2020b. Investigation of the sensitivity of the fatigue resistance to defect position in aluminium alloys obtained by Selective laser melting using artificial defects. *Int. J. Fatigue* 134, 105505. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.105505>
- Bonneric, M., Brugger, C., Saintier, N., 2019. Defect sensitivity in additively manufactured aluminium alloys: contribution of CAD artificial defects. *MATEC Web Conf.* 300, 03006. <https://doi.org/10.1051/mateconf/201930003006>
- Bonneric, M., Brugger, C., Saintier, N., Moreno, A.C., Tranchand, B., 2022. Contribution of the introduction of artificial defects by additive manufacturing to the determination of the Kitagawa diagram of Al-Si alloys. *Procedia Struct. Integr.* 38, 141–148. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2022.03.015>
- Bonollo, F., Gramegna, N., Timelli, G., 2015. High-Pressure Die-Casting: Contradictions and Challenges. *JOM* 67, 901–908. <https://doi.org/10.1007/s11837-015-1333-8>
- Brochu, M., Verreman, Y., Ajersch, F., Bouchard, D., 2010. High cycle fatigue strength of permanent mold and rheocast aluminum 357 alloy. *Int. J. Fatigue* 32, 1233–1242. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2010.01.001>
- Buffière, J.-Y., Savelli, S., Jouneau, P.H., Maire, E., Fougères, R., 2001. Experimental study of porosity and its relation to fatigue mechanisms of model Al–Si7–Mg0.3 cast Al alloys. *Mater. Sci. Eng. A* 316, 115–126. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01225-4](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01225-4)
- Cao, H., Wang, C., Shan, Q., Che, J., Luo, Z., Wang, L., Huang, M., 2019. Kinetic analysis of pore formation in die-cast metals and influence of absolute pressure on porosity. *Vacuum* 168, 108828. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2019.108828>
- Ceschini, L., Morri, A., Toschi, S., Bjurenstedt, A., Seifeddine, S., 2018. Influence of Sludge Particles on the Fatigue Behavior of Al-Si-Cu Secondary Aluminium Casting Alloys. *Metals* 8, 268. <https://doi.org/10.3390/met8040268>
- Couper, M.J., Neeson, A.E., Griffiths, J.R., 1990. CASTING DEFECTS AND THE FATIGUE BEHAVIOUR OF AN ALUMINIUM CASTING ALLOY. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 13, 213–227. <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.1990.tb00594.x>
- Dézécot, S., 2016. Caractérisation et modélisation du rôle des défauts microstructuraux dans la fatigue oligocyclique des alliages d'aluminium de fonderie : Application au procédé à modèle perdu (Thèse - Matériaux). Université de Lyon, Lyon.
- Dixon, W.J., Mood, A.M., 1948. A Method for Obtaining and Analyzing Sensitivity Data. *J. Am. Stat. Assoc.* 43, 109–126. <https://doi.org/10.1080/01621459.1948.10483254>

- Dos Santos, S.L., Antunes, R.A., Santos, S.F., 2015. Influence of injection temperature and pressure on the microstructure, mechanical and corrosion properties of a AlSiCu alloy processed by HPDC. *Mater. Des.* 88, 1071–1081. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.09.095>
- Dynacast, 2020. FONDERIE SOUS PRESSION À CHAMBRE FROIDE. <https://www.dynacast.com/fr/fonderie-sous-pression-spec--fonderie-sous-pression-sous-pression--chambre-froide>
- El Haddad, M.H., Smith, K.N., Topper, T.H., 1979. Fatigue Crack Propagation of Short Cracks. *J. Eng. Mater. Technol.* 101, 42–46. <https://doi.org/10.1115/1.3443647>
- El Khoukhi, D., 2020. Etude de l'effet des hétérogénéités microstructurales sur la dispersion de la tenue en fatigue à grand nombre de cycles d'alliages d'aluminium de fonderie : passage de l'élément de volume à la structure. HESAM université, LAMPA - Angers.
- El Khoukhi, D., Morel, F., Saintier, N., Bellett, D., Osmond, P., 2018. The effect of microstructural heterogeneities on the High Cycle Fatigue scatter of cast aluminium alloys: from an elementary volume to the structure. *MATEC Web Conf.* 165, 14006. <https://doi.org/10.1051/mateconf/201816514006>
- El Khoukhi, D., Morel, F., Saintier, N., Bellett, D., Osmond, P., Le, V.-D., 2021. Probabilistic modeling of the size effect and scatter in High Cycle Fatigue using a Monte-Carlo approach: Role of the defect population in cast aluminum alloys. *Int. J. Fatigue* 147, 106177. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106177>
- Elber, W., 1970. Einfluß der plastischen Zone auf die RiBausbreitung unter Schwingbelastung / Effect of the plastic zone on the crack propagation under cyclic loads / Influence de la zone plastique sur l'extension des fissures sous efforts alternes: Mitteilung aus dem Institut für Festigkeit der Deutschen Forschungs- und Versuchsanstalt; für, Luft- und Raumfahrt, Mülheim/Ruhr. *Mater. Test.* 12, 189–193. <https://doi.org/10.1515/mt-1970-120601>
- Fabrizi, A., Capuzzi, S., De Mori, A., Timelli, G., 2018. Effect of T6 Heat Treatment on the Microstructure and Hardness of Secondary AlSi9Cu3(Fe) Alloys Produced by Semi-Solid SEED Process. *Metals* 8, 750. <https://doi.org/10.3390/met8100750>
- Fabrizi, A., Ferraro, S., Timelli, G., 2013. The influence of Sr, Mg and Cu addition on the microstructural properties of a secondary AlSi9Cu3(Fe) die casting alloy. *Mater. Charact.* 85, 13–25. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2013.08.012>
- Fiocchi, J., Biffi, C.A., Tuissi, A., 2020. Selective laser melting of high-strength primary AlSi9Cu3 alloy: Processability, microstructure, and mechanical properties. *Mater. Des.* 191, 108581. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108581>
- Frost, N.E., Marsh, K.J., Pook, L.P., 1975. *Metal Fatigue*. N. E. Frost, K. J. Marsh and L. P. Pook. Clarendon Press, Oxford. 1974. 499 pp. Illustrated. £14.00. *Aeronaut. J.* 79, 275–275. <https://doi.org/10.1017/S000192400003548X>
- Gershenson, M., Rohan, P., Murray, M.T., 1999. Formation of cold flakes in aluminium high pressure die casting, in: Conference Material. Presented at the NADCA International Die Casting Congress and Exposition, 20th, NADCA, Cleveland, Ohio, pp. 305–315. <https://doi.org/procite:d49c7a18-ecde-43a7-8e00-30b5514f0080>
- Guerchais, R., 2014. Influence d'accidents géométriques et du mode de chargement sur le comportement en fatigue à grand nombre de cycles d'un acier inoxydable austénitique 316L. ENSAM.
- Guerchais, R., Morel, F., Saintier, N., 2017. Effect of defect size and shape on the high-cycle fatigue behavior. *Int. J. Fatigue* 100, 530–539. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.12.010>
- Gunasegaram, D.R., Finnin, B.R., Polivka, F.B., 2007. Melt flow velocity in high pressure die casting: its effect on microstructure and mechanical properties in an Al–Si alloy. *Mater. Sci. Technol.* 23, 847–856. <https://doi.org/10.1179/174328407X176992>
- Hairy, P., 2019. La technologie de fonderie sous pression. *Met.* [https://metalblogctif.com/2019/06/24-Technol--Fonderie-Sous-Press](https://metalblogctif.com/2019/06/24/Technol--Fonderie-Sous-Press)
- Hirsch, J., 2014. Recent development in aluminium for automotive applications. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 24, 1995–2002. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(14\)63305-7](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(14)63305-7)
- HPDC, 2017. Les fabricants de machines à couler sous pression. <http://souspression.canalblog.com/archives/2008/07/09/8770169.html>

- Huter, P., Renhart, P., Oberfrank, S., Schwab, M., Grün, F., Stauder, B., 2016. High- and low-cycle fatigue influence of silicon, copper, strontium and iron on hypo-eutectic Al–Si–Cu and Al–Si–Mg cast alloys used in cylinder heads. *Int. J. Fatigue* 82, 588–601. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.09.015>
- 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. *Int. J. Fatigue* 80, 90–102. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.05.012>
- Irwin, G.R., 1958. Fracture, in: Flügge, S. (Ed.), *Elasticity and Plasticity / Elastizität Und Plastizität, Handbuch Der Physik / Encyclopedia of Physics*. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, pp. 551–590. https://doi.org/10.1007/978-3-642-45887-3_5
- Junet, A., 2021. Étude tridimensionnelle de la propagation en fatigue de fissures internes dans les matériaux métalliques. (Matériaux). Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, MATEIS - INSA - LYON.
- Koutiri, I., 2011. EFFET DES FORTES CONTRAINTES HYDROSTATIQUES SUR LA TENUE EN FATIGUE DES MATERIAUX METALLIQUES. HESAM université, LAMPA - Angers.
- Koutiri, I., Bellett, D., Morel, F., Augustins, L., Adrien, J., 2013. High cycle fatigue damage mechanisms in cast aluminium subject to complex loads. *Int. J. Fatigue* 47, 44–57. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2012.07.008>
- Krupp, U., 2007. *Fatigue Crack Propagation in Metals and Alloys: Microstructural Aspects and Modelling Concepts*, 1st ed. Wiley. <https://doi.org/10.1002/9783527610686>
- Kuchariková, L., Tillová, E., Bokůvka, O., 2017. RECYCLING AND PROPERTIES OF RECYCLED ALUMINIUM ALLOYS USED IN THE TRANSPORTATION INDUSTRY. *Transp. Probl.* 11, 117–122. <https://doi.org/10.20858/tp.2016.11.2.11>
- 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. *Int. J. Fatigue* 27, 45–57. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2004.06.002>
- Lattanzi, L., Fabrizi, A., Fortini, A., Merlin, M., Timelli, G., 2017. Effects of microstructure and casting defects on the fatigue behavior of the high-pressure die-cast AlSi9Cu3(Fe) alloy. *Procedia Struct. Integr.* 7, 505–512. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2017.11.119>
- 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.
- 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. *Int. J. Fatigue* 93, 109–121. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.08.014>
- Lee, J.A., 2003. CAST ALUMINUM ALLOY FOR HIGH TEMPERATURE APPLICATIONS.
- Liang, X., 2020. High cycle fatigue behavior of additive manufactured stainless steel 316L: free surface effect and microstructural heterogeneity. ENSAM.
- Linder, J., Arvidsson, A., Kron, J., 2006. The influence of porosity on the fatigue strength of high-pressure die cast aluminium. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 29, 357–363. <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.2006.00997.x>
- Lumley, R., Deeva, N., Gershenzon, M., 2011. An Evaluation of Quality Parameters for High Pressure Die Castings. *Int. J. Met.* 5, 37–56. <https://doi.org/10.1007/BF03355517>
- Marcon, E., Puech, F., 2010. Measures of the geographic concentration of industries: improving distance-based methods. *J. Econ. Geogr.* 10, 745–762. <https://doi.org/10.1093/jeg/lbp056>
- Marcon, E., Puech, F., 2009. Generalizing Ripley's K function to inhomogeneous populations.
- Marcon, E., Puech, F., 2003. Evaluating the geographic concentration of industries using distance-based methods. *J. Econ. Geogr.* 3, 409–428. <https://doi.org/10.1093/jeg/lbg016>
- Maxwell, D., Nicholas, T., 1999. A Rapid Method for Generation of a Haigh Diagram for High Cycle Fatigue, in: Panontin, T., Sheppard, S. (Eds.), *Fatigue and Fracture Mechanics: 29th Volume*. ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959, pp. 626–626–16. <https://doi.org/10.1520/STP14974S>
- Mayer, H., Papakyriacou, M., Zettl, B., Stanzl-Tschegg, S.E., 2003. Influence of porosity on the fatigue limit of die cast magnesium and aluminium alloys. *Int. J. Fatigue* 25, 245–256. [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(02\)00054-3](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(02)00054-3)

- Mayer, H., Papakyriacou, M., Zettl, B., Vacic, S., 2005. Endurance limit and threshold stress intensity of die cast magnesium and aluminium alloys at elevated temperatures. *Int. J. Fatigue* 27, 1076–1088. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2005.02.002>
- McDowell, D.L., Dunne, F.P.E., 2010. Microstructure-sensitive computational modeling of fatigue crack formation. *Int. J. Fatigue* 32, 1521–1542. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2010.01.003>
- McDowell, D.L., Gall, K., Horstemeyer, M.F., Fan, J., 2003. Microstructure-based fatigue modeling of cast A356-T6 alloy. *Eng. Fract. Mech.* 70, 49–80. [https://doi.org/10.1016/S0013-7944\(02\)00021-8](https://doi.org/10.1016/S0013-7944(02)00021-8)
- Merhy, E., Rémy, L., Maitournam, H., Augustins, L., 2013. Crack growth characterisation of A356-T7 aluminum alloy under thermo-mechanical fatigue loading. *Eng. Fract. Mech.* 110, 99–112. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2013.03.019>
- Mérot, P., 2021. Effets des défauts de fabrication et de corrosion sur le comportement en fatigue d'un acier 316L obtenu par fabrication additive. ENSAM.
- Miller, W.S., Zhuang, L., Bottema, J., Wittebrood, A.J., De Smet, P., Haszler, A., Vieregge, A., 2000. Recent development in aluminium alloys for the automotive industry. *Mater. Sci. Eng. A* 280, 37–49. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(99\)00653-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00653-X)
- 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. *Int. J. Fatigue* 63, 97–109. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2014.01.011>
- Murakami, Y., 2002. *Metal Fatigue : Effects of small defect and nonmetallic inclusions*. Elsevier, Kyushu University, Japan.
- Murakami, Y., Kanezaki, T., Sofronis, P., 2013. Hydrogen embrittlement of high strength steels: Determination of the threshold stress intensity for small cracks nucleating at nonmetallic inclusions. *Eng. Fract. Mech.* 97, 227–243. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2012.10.028>
- Murray, M.T., Murray, M., 2011. High pressure die casting of aluminium and its alloys, in: *Fundamentals of Aluminium Metallurgy*. Elsevier, pp. 217–261. <https://doi.org/10.1533/9780857090256.1.217>
- Nadot, Mendez, Ranganathan, Beranger, 1999. Fatigue life assessment of nodular cast iron containing casting defects. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 22, 289–300. <https://doi.org/10.1046/j.1460-2695.1999.00162.x>
- Nadot, Y., 2022. Fatigue from Defect: Influence of Size, Type, Position, Morphology and Loading. *Int. J. Fatigue* 154, 106531. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106531>
- Newman, J.C., Raju, I.S., 1981. An empirical stress-intensity factor equation for the surface crack. *Eng. Fract. Mech.* 15, 185–192. [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(81\)90116-8](https://doi.org/10.1016/0013-7944(81)90116-8)
- Nicoletto, G., Anzelotti, G., Konečná, R., 2010. X-ray computed tomography vs. metallography for pore sizing and fatigue of cast Al-alloys. *Procedia Eng.* 2, 547–554. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2010.03.059>
- Nicoletto, G., Konečná, R., Fintova, S., 2012. Characterization of microshrinkage casting defects of Al–Si alloys by X-ray computed tomography and metallography. *Int. J. Fatigue* 41, 39–46. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2012.01.006>
- Nourian-Avval, A., Fatemi, A., 2021. Variable amplitude fatigue behavior and modeling of cast aluminum. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 44, 1611–1621. <https://doi.org/10.1111/ffe.13420>
- Nourian-Avval, A., Fatemi, A., 2020a. Fatigue life prediction of cast aluminum alloy based on porosity characteristics. *Theor. Appl. Fract. Mech.* 109, 102774. <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2020.102774>
- Nourian-Avval, A., Fatemi, A., 2020b. Fatigue Design with High Pressure Die Cast Aluminum Including the Effects of Defects, Section Size, Stress Gradient, and Mean Stress. *Mater. Today Commun.* 25, 101567. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2020.101567>
- Nourian-Avval, A., Fatemi, A., 2020c. Characterization and Analysis of Porosities in High Pressure Die Cast Aluminum by Using Metallography, X-Ray Radiography, and Micro-Computed Tomography. *Materials* 13, 3068. <https://doi.org/10.3390/ma13143068>
- Oberwinkler, B., Oberwinkler, C., Redik, S., Leitner, H., 2009. Analysis of Short Crack Growth for Two Representative Light Metals.

- Olurin, O., 2001. Fatigue crack propagation in aluminium alloy foams. *Int. J. Fatigue* 23, 375–382. [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(01\)00010-X](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(01)00010-X)
- Papakyriacou, M., Mayer, H., Fuchs, U., Stanzl-Tschegg, S.E., Wei, R.P., 2002. Influence of atmospheric moisture on slow fatigue crack growth at ultrasonic frequency in aluminium and magnesium alloys: FATIGUE CRACK GROWTH IN ALUMINIUM AND MAGNESIUM ALLOYS. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 25, 795–804. <https://doi.org/10.1046/j.1460-2695.2002.00571.x>
- Petit, J., Hénaff, G., Sarrazin-Baudoux, C., 2003. Environmentally Assisted Fatigue in the Gaseous Atmosphere, in: *Comprehensive Structural Integrity*. Elsevier, pp. 211–280. <https://doi.org/10.1016/B0-08-043749-4/06130-9>
- Raju, I.S., Newman, J.C., 1979. STRESS-INTENSITY FACTORS FOR A WIDE RANGE OF SEMI-ELLIPTICAL SURFACE CRACKS IN FINITE-THICKNESS PLATES.
- 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 Conf.* 12, 03003. <https://doi.org/10.1051/mateconf/20141203003>
- Roirand, H., Hor, A., Malard, B., Saintier, N., 2023. Effect of laser-scan strategy on microstructure and fatigue properties of 316L additively manufactured stainless steel. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 46, 32–48. <https://doi.org/10.1111/ffe.13845>
- Romano, S., Brückner-Foit, A., Brandão, A., Gumpinger, J., Ghidini, T., Beretta, S., 2018. Fatigue properties of AlSi10Mg obtained by additive manufacturing: Defect-based modelling and prediction of fatigue strength. *Eng. Fract. Mech.* 187, 165–189. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2017.11.002>
- Rotella, A., 2017. 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. ENSMA.
- Rotella, A., Nadot, Y., Piellard, M., Augustin, R., 2017. Influence of natural defects on the fatigue limit of a cast Al-Si alloy. *Procedia Struct. Integr.* 7, 513–520. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2017.11.120>
- Roy, M.J., Nadot, Y., Nadot-Martin, C., Bardin, P.-G., Maijer, D.M., 2011. Multiaxial Kitagawa analysis of A356-T6. *Int. J. Fatigue* 33, 823–832. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2010.12.011>
- Salas Reyes, A.E., Altamirano Guerrero, G., Rodríguez Ortiz, G., Reyes Gasga, J., García Robledo, J.F., Lozada Flores, O., Costa, P.S., 2020. Microstructural, microscratch and nanohardness mechanical characterization of secondary commercial HPDC AlSi9Cu3-type alloy. *J. Mater. Res. Technol.* 9, 8266–8282. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.05.098>
- Schönbauer, B.M., Mayer, H., 2019. Effect of small defects on the fatigue strength of martensitic stainless steels. *Int. J. Fatigue* 127, 362–375. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.06.021>
- Schreier, H., Orteu, J.-J., Sutton, M.A., 2009. *Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements: Basic Concepts, Theory and Applications*. Springer US, Boston, MA. <https://doi.org/10.1007/978-0-387-78747-3>
- Skallerud, B., Iveland, T., Härkegård, G., 1993. Fatigue life assessment of aluminum alloys with casting defects. *Eng. Fract. Mech.* 44, 857–874. [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(93\)90108-5](https://doi.org/10.1016/0013-7944(93)90108-5)
- Suresh, S., Vasudévan, A.K., Bretz, P.E., 1984. Mechanisms of Slow Fatigue Crack Growth in High Strength Aluminum Alloys: Role of Microstructure and Environment. *Metall. Trans. A* 15, 369–379. <https://doi.org/10.1007/BF02645122>
- Szalva, P., Orbulov, I.N., 2021. Effects of artificial and natural defects on fatigue strength of a cast aluminum alloy. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 44, 3214–3218. <https://doi.org/10.1111/ffe.13564>
- Szalva, P., Orbulov, I.N., 2020. Influence of Vacuum Support on the Fatigue Life of AlSi9Cu3(Fe) Aluminum Alloy Die Castings. *J. Mater. Eng. Perform.* 29, 5685–5695. <https://doi.org/10.1007/s11665-020-05050-y>
- Tada, H., Paris, P.C., Irwin, G.R., 2000. *The stress analysis of cracks handbook*, 3rd ed. ed. ASME Press, New York.

- Takahashi, S., Kitagawa, H., 1976. Applicability of fracture mechanics to very small cracks, in: ASM Proceedings of 2nd International Conference on Mechanical Metalspark. Ohio, pp. 627–631.
- Taylor, D., Knott, J.F., 1981. FATIGUE CRACK PROPAGATION BEHAVIOUR OF SHORT CRACKS; THE EFFECT OF MICROSTRUCTURE. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 4, 147–155. <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.1981.tb01116.x>
- Timelli, G., Fabrizi, A., 2014. The Effects of Microstructure Heterogeneities and Casting Defects on the Mechanical Properties of High-Pressure Die-Cast AlSi9Cu3(Fe) Alloys. *Metall. Mater. Trans. A* 45, 5486–5498. <https://doi.org/10.1007/s11661-014-2515-7>
- Timelli, G., Fabrizi, A., Capuzzi, S., Bonollo, F., Ferraro, S., 2014. The role of Cr additions and Fe-rich compounds on microstructural features and impact toughness of AlSi9Cu3(Fe) diecasting alloys. *Mater. Sci. Eng. A* 603, 58–68. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.02.071>
- Tiryakioğlu, M., 2020. The Effect of Hydrogen on Pore Formation in Aluminum Alloy Castings: Myth Versus Reality. *Metals* 10, 368. <https://doi.org/10.3390/met10030368>
- Tokaji, k, Ogawa, T., 1992. The growth behavior of microstructurally small fatigue cracks in metals. *Mech. Eng. Publ.* 85–99.
- Tomažinčič, D., Borovinšek, M., Ren, Z., Klemenc, J., 2021. Improved prediction of low-cycle fatigue life for high-pressure die-cast aluminium alloy AlSi9Cu3 with significant porosity. *Int. J. Fatigue* 144, 106061. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.106061>
- Tomažinčič, D., Virk, Ž., Kink, P.M., Jerše, G., Klemenc, J., 2020. Predicting the Fatigue Life of an AlSi9Cu3 Porous Alloy Using a Vector-Segmentation Technique for a Geometric Parameterisation of the Macro Pores. *Metals* 11, 72. <https://doi.org/10.3390/met11010072>
- Tsoukalas, V.D., 2008. Optimization of porosity formation in AlSi9Cu3 pressure die castings using genetic algorithm analysis. *Mater. Des.* 29, 2027–2033. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.04.016>
- 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. *Int. J. Fatigue* 33, 1514–1525. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2011.06.010>
- Vincent, M., Nadot, Y., Nadot-Martin, C., Dragon, A., 2016. Interaction between a surface defect and grain size under high cycle fatigue loading: Experimental approach for Armco iron. *Int. J. Fatigue* 87, 81–90. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.01.013>
- Wagner, R., Seleznev, M., Fischer, H., Ditscherlein, R., Becker, H., Dietrich, B.G., Keßler, A., Leißner, T., Wolf, G., Leineweber, A., Peuker, U.A., Biermann, H., Weidner, A., 2021. Impact of melt conditioning and filtration on iron-rich β phase in AlSi9Cu3 and its fatigue life studied by μ CT. *Mater. Charact.* 174, 111039. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.111039>
- Wang, L., Turnley, P., Savage, G., 2011. Gas content in high pressure die castings. *J. Mater. Process. Technol.* 211, 1510–1515. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.03.024>
- Wang, Q.G., Praud, M., Needleman, A., Kim, K.S., Griffiths, J.R., Davidson, C.J., Cáceres, C.H., Benzerga, A.A., 2010. Size effects in aluminium alloy castings. *Acta Mater.* 58, 3006–3013. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.01.032>
- Warmuzek, M., 2004. Aluminum-silicon casting alloys: an atlas of microfractographs. ASM International, Materials Park, OH.
- Wicke, M., Luetje, M., Bacaicoa, I., Brueckner-Foit, A., 2016. Characterization of Casting Pores in Fe-rich Al-Si-Cu Alloys by Microtomography and Finite Element Analysis. *Procedia Struct. Integr.* 2, 2643–2649. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2016.06.330>
- Xie, C., Wu, S., Yu, Y., Zhang, H., Hu, Y., Zhang, M., Wang, G., 2021. Defect-correlated fatigue resistance of additively manufactured Al-Mg4.5Mn alloy with in situ micro-rolling. *J. Mater. Process. Technol.* 291, 117039. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.117039>
- Yoshinaka, F., Nakamura, T., Takeuchi, A., Uesugi, M., Uesugi, K., 2019. Initiation and growth behaviour of small internal fatigue cracks in Ti-6Al-4V via synchrotron radiation microcomputed tomography. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 42, 2093–2105. <https://doi.org/10.1111/ffe.13085>
- Zerbst, U., Vormwald, M., Pippan, R., Gänser, H.-P., Sarrazin-Baudoux, C., Madia, M., 2016. About the fatigue crack propagation threshold of metals as a design criterion – A review. *Eng. Fract. Mech.* 153, 190–243. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2015.12.002>

Zhang, X.P., Wang, C.H., Ye, L., Mai, Y.-W., 2002. *In situ* investigation of small fatigue crack growth in poly-crystal and single-crystal aluminium alloys: FATIGUE CRACK GROWTH IN POLY- and SINGLE-CRYSTAL AL ALLOYS. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 25, 141–150. <https://doi.org/10.1046/j.8756-758x.2001.00484.x>