



HAL
open science

Etude de l'influence des hétérogénéités microstructurales sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles des alliages d'aluminium de fonderie

Viet Duc Le

► **To cite this version:**

Viet Duc Le. Etude de l'influence des hétérogénéités microstructurales sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles des alliages d'aluminium de fonderie. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2016. Français. NNT : 2016ENAM0012 . tel-01345228

HAL Id: tel-01345228

<https://pastel.hal.science/tel-01345228>

Submitted on 13 Jul 2016

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

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

2016-ENAM-0012

École Doctorale n° 432: Science des Métiers de l'ingénieur

Doctorat ParisTech

THÈSE

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité « Mécanique-Matériaux »

Présentée et soutenue publiquement par

Viet-Duc LE

le 09 Mai 2016

Etude de l'influence des hétérogénéités microstructurales sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles des alliages d'aluminium de fonderie

Directeur de thèse: **Franck Morel**

Co-directeur de thèse: **Nicolas Saintier, Daniel Bellett**

Tuteur industriel de thèse: **Pierre Osmond**

Jury

M. Habibou MAITOURNAM, Professeur, UME, ENSTA ParisTech
M. Jean-Yves BUFFIERE, Professeur, MATEIS, INSA de Lyon
M. Yves NADOT, Professeur, Institut Pprime, ENSMA Poitiers
M. Vincent MAUREL, Maître de Recherche, Centre des Matériaux, MINES ParisTech
M. Bertrand HUNEAU, Maître de conférences HDR, GEM, Centrale Nantes
M. Franck MOREL, Professeur, LAMPA, Arts et Métiers ParisTech - Centre d'Angers
M. Nicolas SAINTIER, Professeur, I2M, Arts et Métiers ParisTech - Centre de Bordeaux
M. Daniel BELLETT, Docteur-Ingénieur, LAMPA, Arts et Métiers ParisTech - Centre d'Angers
M. Pierre OSMOND, Docteur-Ingénieur, PSA-Peugeot Citroën- Site de La Garenne-Colombes

Président
Rapporteur
Rapporteur
Examineur
Examineur
Examineur
Examineur
Examineur
Invité

T
H
È
S
E

Remerciements

Je tiens à remercier en premier lieu mon directeur de thèse, Franck Morel ainsi que Nicolas Saintier et Daniel Bellett pour avoir accepté d'encadrer ces travaux. Merci de m'avoir fait confiance et m'avoir guidé dans ce long travail de recherche. Les connaissances scientifiques profondes de Franck et Nicolas ainsi que les expériences pratiques de Dany se combinaient et m'ont permis d'orienter mes travaux et d'enrichir mes connaissances. Je tiens à saluer leur aide, leur disponibilité, leur esprit critique et le soin apporté lors de la relecture du mémoire. Je voudrais remercier également Monsieur Thierry Palin-Luc à l'I2M Bordeaux pour sa participation à l'encadrement de la thèse.

Je remercie Monsieur Sylvain Allano, Madame Martine Monin et Monsieur Pierre Osmond, de la société PSA Peugeot Citroën, pour m'avoir proposé un sujet si captivant. Le fait de réaliser une thèse CIFRE entre PSA, le Laboratoire Angervin de Mécanique, Procédés et innovAtion et l'Institut de Mécanique et d'ingénierie de Bordeaux était une occasion privilégiée d'avoir accès au mode de la mécanique des matériaux. Je tiens à remercier en particulier Pierre Osmond, mon tuteur industriel, pour sa disponibilité, ses précieux conseils et ses travaux qui complètent les miens.

Je tiens à remercier Messieurs Jean-Yves Buffière et Yves Nadot d'avoir accepté de rapporter ce mémoire de thèse ainsi que pour l'intérêt qu'ils ont témoigné à l'égard de ces travaux. J'associe à ces remerciements les examinateurs : Messieurs Habibou Maitournam, président du jury, Vincent Maurel et Bertrand Huneau. Je leurs suis sincèrement reconnaissant de l'attention qu'ils ont porté à ce travail.

Lors de mes divers collaborations, de nombreuses personnes ont participé de près ou de loin à mon travail de thèse, j'espère n'en oublier aucune dans mes remerciements.

Je voudrais exprimer mes remerciements à Daniel Cuillerier, un "ami âgé", et Michel Laplaud au LAMPA Angers, Jonathan Merzeau et Jérémie Béga à l'I2M Bordeaux pour ses aides pour la partie expérimentale de la thèse. Je tiens à remercier Camille Robert pour ses conseils et ses investissements dans la partie numérique. Aussi souhaiterais-je les remercier chaleureusement. Je tiens à remercier David Maréchal et Elisabeth Sellier pour ses assistances lors de la réalisation des cartographies d'EBSD qui ont été conduites au CREMEM à Bordeaux. Je souhaite également remercier Messieurs Ali Chirazi et Nicolas Lenoir au Placamat - Bordeaux pour la réalisation des mesures en micro-tomographie à rayon X.

Je ne saurais oublier de remercier les anciens et nouveaux doctorants, ainsi que les ingénieurs de recherche et stagiaires, et notamment Guénaël, Eliane, Etienne, Aude, Anne, Cyril, Yessin, Raféel, Javier, Ying, Aziz, Bessam, Mariem, Edouard, Foued, Benjamin, Jihed, Rou, Wael, Benoit, HD, Imed, Mathilde, Nesrine, Salwa, Maroine pour l'ambiance exceptionnelle qu'ils ont su établir au sein du laboratoire.

En fin, mes remerciements à ma famille qui m'entoure "à distance" depuis toutes ces années pour leur soutien indéfectible qui est un trésor précieux en toutes circonstances. Cette thèse est également pour Linh, ma femme, avec qui j'ai pu partager pleinement les joies et les soucis. "Merci à toi pour les diners à 22h que tu m'as préparé et attendu quand j'étais toujours au labo". Sa patience, sa compréhension et sa confiance ont tout simplement été incroyables.

*"I believe there are no questions that science can't answer about a physical universe."
Stephen Hawking*

Table des matières

Introduction	1
1 Contexte et motivation industrielle	1
2 Introduction générale et objectifs	2
I Etat de l'art	5
1 Alliages d'aluminium de fonderie	6
1.1 Différents alliages d'aluminium-silicium de fonderie utilisés dans l'industrie automobile	6
1.2 Procédés de fonderie et traitements thermiques des alliages d'aluminium de fonderie	7
1.3 Microstructure des alliages d'Al-Si de fonderie	11
2 Effets des hétérogénéités microstructurales sur la tenue en FGNC	16
2.1 Effet de la taille de pores	17
2.2 Effet des films d'oxyde	19
2.3 Effet de l'orientation cristallographique de la matrice d'aluminium	20
2.4 Effet de la taille de grain et des joints de grain	22
2.5 Effet de la SDAS	23
2.6 Effet des particules de Si et des intermétalliques	25
2.7 Effet du cuivre	27
2.8 Synthèse des effets des hétérogénéités microstructurales	27
3 Quelques approches en endurance multiaxiale	30
3.1 Critères d'amorçage de fissure à partir de la formation de bandes de glissement	30
3.2 Critère de fatigue prenant en compte l'effet de la taille de pores	33
3.3 Prise en compte de la compétition entre deux mécanismes d'endommagement en FGNC	38
3.4 Analyse critique des approches en endurance multiaxiale	44
II Matériaux et conditions expérimentales	45
1 Matériaux : procédés de fabrication et microstructure	46
1.1 Procédés de fabrication des nuances étudiées	46
1.2 Caractérisation de la microstructure des matériaux étudiés	49
1.3 Caractérisation de la distribution de taille de pore	56
2 Essais mécaniques : conditions expérimentales	62
2.1 Essais de fatigue en traction-compression à $R=-1$	62

2.2	Essais de fatigue en torsion R=-1	63
2.3	Essais de fatigue en traction-torsion combinées à R=-1 avec un rapport de biaxialité $k = \tau_a/\sigma_a = 0.5$	65
2.4	Essai de fatigue de traction équi-biaxiale à R=0.1	65
2.5	Essais de fissuration	68
2.6	Essais de traction monotone	71
3	Synthèse des matériaux étudiés et des essais mécaniques réalisés	73
III Comportement en FGNC et Mécanismes d'endommagement		75
1	Comportement en fatigue multiaxiale à grand nombre de cycles	76
1.1	Comportement en fatigue sous sollicitation uniaxiale à R=-1	76
1.2	Comportement en fatigue sous sollicitation de torsion à R=-1	77
1.3	Comportement en fatigue sous sollicitation de traction-torsion combinées en phase avec le rapport de biaxialité $k = \Sigma_{xy,a}/\Sigma_{xx,a} = 0.5$ à R=-1	78
1.4	Comportement en fatigue sous sollicitation de traction équi-biaxiale à R=0.1	79
1.5	Analyse des comportements en FGNC	81
2	Mécanismes d'endommagement en FGNC	87
2.1	Mécanismes d'endommagement en FGNC sous sollicitation uniaxiale à R=-1	87
2.2	Mécanismes d'endommagement en fatigue sous sollicitation de torsion R=-1	95
2.3	Mécanismes d'endommagement en fatigue sous sollicitation de traction-torsion combinées k=0.5 à R=-1	103
2.4	Mécanismes d'endommagement en fatigue sous sollicitation de traction équi-biaxiale à R=0.1	104
2.5	Synthèse des mécanismes d'endommagement en FGNC et lien "mécanisme-comportement"	109
3	Comportement à la fissuration	110
3.1	Comparaison de la vitesse de propagation de fissure des trois nuances	110
3.2	Effet de fermeture dans la propagation des fissures longues	113
4	Conclusions du chapitre III	116
IV Analyse de l'influence des différentes hétérogénéités microstructurales sur le comportement en FGNC		119
1	Influence de la matrice d'aluminium et des particules de silicium dans la formation des BGP	120
1.1	Conditions d'essais	120
1.2	Analyses des facteurs de Schmid effectif (ESF)	121
1.3	Rôle de l'orientation cristallographique et des particules de Si dans la formation des BGP	124
2	Influence de la taille de pores sur la tenue en fatigue	132
2.1	Effet de la taille de pore pour les chargements uniaxial et de traction-torsion combinées	132
2.2	Effet de la taille de pores pour la sollicitation de torsion	138

3	Influence de la population de pores sur la tenue en fatigue	139
3.1	Effet de la position spatiale des pores	140
3.2	Effet de la population et de la distribution de taille de pore	143
4	Influence des différentes hétérogénéités microstructurales sur la propagation de fissure	145
4.1	Effet de la microstructure sur la propagation de fissure longue	145
4.2	Comparaison de la vitesse de propagation entre fissure longue et fissure de fatigue naturelle	147
5	Synthèse de l'influence des hétérogénéités microstructurales et du mode de chargement	148
V Modélisation du comportement en FGNC des alliages d'aluminium de fonderie		151
1	Modélisation de l'effet de volume sur la tenue en fatigue	152
1.1	Prédiction de la taille maximale de pore dans un volume donné	152
1.2	Passage de la prédiction de taille maximale de pore à la limite de fatigue	157
2	Approche probabiliste prenant en compte la compétition entre deux mécanismes d'endommagement en fatigue	159
2.1	Modélisation de la probabilité de rupture en fatigue associée au mécanisme d'amorçage de fissure dans la matrice d'aluminium	160
2.2	Modélisation de la probabilité de rupture en fatigue associée au mécanisme de propagation de fissures à partir de pores	161
2.3	Identification des paramètres du modèle	162
2.4	Résultats et discussions	163
3	Simulation 3D par éléments finis de pore réel	169
3.1	Identification du comportement élasto-plastique de la matrice d'aluminium	170
3.2	Démarche de construction du modèle de simulation	172
3.3	Etude préliminaire : Effet de la moyenne des contraintes et choix de paramètres critiques en fatigue	175
3.4	Analyse de pores critiques	179
3.5	Etude de l'influence de différents facteurs géométriques et du mode de chargement	188
4	Conclusion du chapitre V	193
Conclusion générale et perspectives		195
Bibliographie		199
Annexes		
A Récapitulatif des essais de FGNC (Méthode Stair-case		215

B Complément d’essais de fissuration	221
1 Différentes approches analytiques pour calculer l’intensité de contrainte ΔK pour l’éprouvette SEN (Single Edge Notched)	221
2 Comparaison des courbes de $da/dN - \Delta K_{eff}$ des trois nuances A, B et C .	223
C Essais d’écrouissage cyclique	225
1 Conditions d’essais	225
2 Résultat	226
D Observations additionnelles des mécanismes d’endommagement en FGNC des nuances A, B et C	233
1 Chargement uniaxial	233
1.1 Mécanismes d’endommagement	233
1.2 Comparaison entre les approches analytiques et la simulation EF pour le calcul du ΔK relatif à la fissure de fatigue naturelle	235
2 Chargements de torsion	236
3 Chargements de traction-torsion combinées	238
E Contrôle de la microstructure de la plaque coulée par procédé de moule perdu	241
F Observations des pores critiques de la nuance B en micro-tomographie	247

Table des figures

1	Zones critiques associées aux deux régimes en fatigue : fatigue thermo-mécanique oligocyclique et fatigue à grand nombre de cycles à froid	2
I.1	Fabrication d'une culasse par coulée en coquille [1]	7
I.2	Fonderie par procédé à moule perdu [1] : a) Assemblage en grappe; b) Poteyage; c) Séchage; d) Moulage; e) Coulée; d) Démoulage	8
I.3	Compaction isostatique à chaud (CIC)	10
I.4	Modèle de coulée employé dans le travail de Houria et al. [2] : a) Dispositif expérimental de préparation de la coulée; b) géométrie de la coulée et emplacement des éprouvettes de fatigue	11
I.5	Schéma représentatif des dendrites [3]	12
I.6	Diagramme de phase du système Al-Si [4]	13
I.7	Microstructures des alliages d'Al-Si en fonction du pourcentage en masse de Silicium [4]	13
I.8	Effet de la modification par strontium sur la morphologie des particules de silicium : A) sans modification par Strontium, B) avec modification par Strontium [5]	14
I.9	Microstructure d'un alliage d'aluminium de fonderie observée par EBSD [5]	14
I.10	Sphéricité en fonction du volume des pores : (a) pour un alliage d'aluminium AlSi7Cu05Mg03 T7 coulée coquille [6]; (b) pour un alliage AS7G03 coulé en sable gazeux à l'aide d'un mélange de gaz H_2/Ar lors de la coulée [7]	15
I.11	Position des particules de Si eutectiques autour d'un pore. (a) : Image issue du MEB (Microscopie Électronique à Balayage) de l'intérieur d'un pore montrant des particules de Si qui se localisent dans la partie convexe du pore; (b) : schéma d'arrangement spatial [7]	16
I.12	Evolution de la limite de fatigue en fonction de la taille de pore [8]	17
I.13	Images de tomographie des pores dans une éprouvette [9]	18
I.14	Evolution de la longueur des deux fissures : l'une s'amorce à partir d'un pore débouchant (Pore 1) et l'autre s'amorce à partir d'un pore en volume (Pore 3) [9]	19
I.15	Films d'oxyde observés dans les alliages d'aluminium de fonderie : a) sur la surface par microscopie optique [10]; b) sur le faciès de rupture par microscopie électronique à balayage [11]	20

I.16	Influence du mécanisme d’amorçage sur la durée de vie à rupture. Cercles : amorçage sur couche d’oxyde, croix : amorçage sur bandes de glissement persistantes [11]	20
I.17	Amorçage sur les bandes de glissement persistantes [11]	21
I.18	Fissure amorcée à partir de la formation des BGP dans la matrice d’aluminium, $\sigma_a = 260MPa$, $N_f = 1.46 \times 10^4$ cycles[12]	21
I.19	Evolution de la limite de fatigue en torsion à R=-1 et R=0 en fonction de : a) la taille de grain; b) la SDAS pour un alliage d’aluminium de fonderie A356 sans pore [2]	22
I.20	Blocage et bifurcation d’une fissure de fatigue aux joints de grain dans un alliage AS7G03 sous chargement uniaxial à R=0.1 [13]	23
I.21	Influence de la SDAS sur la tenue en FGNC des alliages d’Al-Si de fonderie sans défaut [11]	24
I.22	Fissure amorcée au voisinage des particules de silicium, $\sigma_a = 100MPa$, $N_f = 1.03 \times 10^8$ cycles [12]	25
I.23	Deux mécanismes d’amorçage observés dans le travail de Dezecot et Brochu [14] dans un alliage A357 ayant subi le traitement CIC pour un chargement uniaxial R=0.1 : A) amorçage au niveau des BGP ; B)amorçage au niveau des inclusions	26
I.24	Distribution de la contrainte équivalente de Von Mises au voisinage des particules de silicium localisées autour d’un bras secondaire sous deux niveaux de contrainte macroscopique : a) $\sigma^\infty = 130MPa$; b) $\sigma^\infty = 150MPa$, Gao et al. [15]	26
I.25	Amorçage de fissure de fatigue suite à la rupture de l’interface porosité/microstructure [7]	27
I.26	Courbes de Wohler de différents alliages d’Al-Si reportées dans le travail de Marie-Louise et al. [16]	28
I.27	L’adaptation élastique dans un modèle à deux échelles (en bleue : échelle macroscopique, en rouge : échelle mésoscopique)	31
I.28	Diagramme de Dang Van pour différents trajets de chargement	31
I.29	Définition du paramètre de Murakami \sqrt{area}	33
I.30	Dépendance du ΔK_{th} à la taille de défaut	34
I.31	Illustration d’une fissure courte observée à l’aide de la méthode de réplique pour un alliage W319. Deux répliques d’une même fissure indiquant l’évolution de sa longueur de 45012 cycles à 75012 cycles [17]	36
I.32	Comparaison de la vitesse de propagation de fissure entre une microstructure fine (SDAS faible) et une microstructure grosse (SDAS élevée) [18]	37
I.33	Vitesse de propagation de fissure courte en fonction d’un nouveau paramètre faisant intervenir des termes de la limite d’élasticité σ_{yield} et la ductilité ϵ_{max} , d’après [18]	37
I.34	Prédiction de la durée de vie des différents alliages d’Al-Si en appliquant le modèle de Caton et al. [17]	38
I.35	Diagramme de Kitagawa et Takahashi [19]	38
I.36	Modèle de Smith et de El Haddad représentés dans le diagramme de Kitagawa -Takahashi	39

I.37	Méthode de R-curve déterminant l'évolution du seuil de propagation de fissure en fonction de la taille de pore C [20]	40
I.38	Représentation schématique de la modélisation proposée et des trois mécanismes dans un diagramme de Kitagawa pour le rapport de charge $R=-1$	41
I.39	Application de l'approche probabiliste de Pessard et Morel pour différents matériaux [21]	43
II.1	(a) Noyaux modifiés de moulage de la culasse(b) Culasse après bouchage	46
II.2	a) Grappe de coulée des plaques PMP permettant la coulée simultanée de 4 plaques. Le modèle permettant d'alimenter les plaques en métal liquide est un "descendant" utilisé pour la fabrication des culasses de moteur d'essence. La grappe, une fois coulée pèse 23 kg; b) Dimensions des moules de plaque d'épaisseur de 18 mm, utilisés pour la coulée des nuances B et C.	47
II.3	Schéma de dissection pour l'étude de la microstructure de la plaque coulée par PMP	48
II.4	Microstructures typiques des trois nuances A, B, C et les procédés associés	49
II.5	Deux méthodes de détermination de la DAS et/ou la SDAS : a) Méthode 1; b) Méthode 2	50
II.6	a) Distributions de la SDAS des nuances étudiées obtenue par la méthode 1; b) Distributions de la DAS/SDAS des nuances étudiées obtenue par la méthode Méthode 2. 40 mesures ont été réalisées pour chaque nuance et pour chaque méthode	51
II.7	Seuillage de niveau de gris pour la caractérisation de taille et morphologie des particules de silicium	52
II.8	a) Densité de probabilité de la distribution de taille de particules de Si des nuances A et C; b) Relation entre la sphéricité et la taille des particules de Si des nuances A et C. Environ 5000 particules de silicium ont été mesurées pour chaque nuance.	52
II.9	Géométrie d'éprouvettes utilisées pour les observations EBSD	53
II.10	Cartographie EBSD en figure des pôles inverses brute-Nuance C	54
II.11	Cartographie EBSD en figure des pôles inverses brute-Nuance A	54
II.12	Schéma de l'algorithme de nettoyage "grain dilatation" intégré dans le logiciel d'OIM	54
II.13	Cartographie EBSD en figure de pôle inverse avant et après le nettoyage .	55
II.14	Distribution de taille de grains des nuances A et C. Surface analysée de l'ordre de 9 mm^2 pour chaque nuance (correspondant à environ 120 grains pour la nuance A et 60 grains pour la nuance B)	56
II.15	Observation par microscopie optique d'un échantillon	57
II.16	Distributions de taille de pores des trois nuances A, B et C caractérisées par observation métallographique en microscopie optique. 80 clichés pour la nuance A, 109 clichés pour la nuance B et 50 clichés pour la nuance C d'aire de $S_0 = 2.5 \text{ mm}^2$ ont été analysés	58
II.17	Etapes du traitement d'image de micro-tomographie	59
II.18	Volume d'observation en tomographie avec la fissure principale	59

II.19	Distribution spatiale de pores. 5 échantillons de la nuance A et 10 échantillons de la nuance B, de forme cylindrique de taille $8\text{ mm} \times \Phi 7\text{ mm}$, ont été analysés	60
II.20	Sphéricité en fonction de la racine cubique du volume de pores. 5 échantillons de la nuance A et 10 échantillons de la nuance B, de forme cylindrique de taille $8\text{ mm} \times \Phi 7\text{ mm}$ ont été analysés.	61
II.21	Relation entre la taille et la sphéricité de pores des alliages étudiés dans le travail de Buffière et al. [7]	61
II.22	Distributions de taille de pores observés sur différentes éprouvettes (courbes gris) et des distributions de taille de pores "moyennées"(courbes noires) des deux nuances A et B. 5 échantillons de la nuance A et 10 échantillons de la nuance B, de forme cylindrique de taille $8\text{ mm} \times \Phi 7\text{ mm}$, ont été analysés.	62
II.23	Géométrie d'éprouvettes cylindriques de diamètre 7 mm pour les essais de fatigue en traction-compression, en torsion et en traction-torsion combinées.	63
II.24	Machine de fatigue vibrophore	64
II.25	Machine de fatigue électromécanique à résonance Rumul Crack-tronic équipée du montage de torsion	64
II.26	Machine hydraulique de fatigue Bose en traction torsion combinées	65
II.27	Augmentation de l'angle de rotation suite à l'apparition d'une fissure de longueur de 3 à 5 mm sur une éprouvette sollicitée en traction-torsion combinées	66
II.28	Montage d'essai de fatigue de traction équibiaxiale à $R=0.1$ [6]	66
II.29	Déflexion, contrainte radiale et tangentielle obtenues pour une éprouvette disque soumise à de la flexion [6]	67
II.30	Evolution de la déformation sur la face supérieure d'une éprouvette de disque en fonction du nombre de cycles	67
II.31	Paliers de la charge appliquée et évolution de la déformation mesurée sur la face inférieure d'une éprouvette. L'éprouvette est considérée rompue à 1.5×10^6 cycles	68
II.32	Géométrie de l'éprouvette SEN pour les essais de fissuration	69
II.33	Montage de l'essai de fissuration	70
II.34	Eprouvette de fissuration avec deux jauges collés sur les deux côtés de l'éprouvette (a) et le module d'acquisition Fractomat (b)	70
II.35	Évolution de la force appliquée et de l'intensité de contrainte en fonction du nombre de cycles et de la longueur de fissure pour un essai de fissuration	71
II.36	Géométrie d'éprouvette pour les essais de traction monotone	72
II.37	Courbes de traction monotone des nuances A, B et C. 5 essais sont réalisés pour chaque nuance	72
III.1	Courbes de Wöhler des trois nuances A, B et C pour le chargement uniaxial à $R=-1$ (Nuance A-flexion plane, Nuances B et C-traction-compression). Les courbes de tendance correspondent à la loi de Basquin	77
III.2	Courbes de Wöhler des trois nuances A, B et C sous chargement de torsion à $R=-1$	78

III.3	Courbe de Wöhler des trois nuances A, B et C sous chargement de traction-torsion combinées avec le rapport de biaxialité $k = 0.5$ et le rapport de charge $R=-1$, obtenues à l'aide de la méthode de l'escalier . . .	79
III.4	Courbes de Wöhler des trois nuances A, B et C sous chargement de traction équi-biaxiale à $R=0.1$, obtenues à l'aide de la méthode de l'escalier .	80
III.5	Moyenne et écart-type du rapport $r = \tau_{-1,a}/s_{-1,a}$ des trois nuances de l'étude	81
III.6	Diagramme $\Sigma_{xy,a} - \Sigma_{xx,a}$ des limites de fatigue sous chargement uniaxial, de torsion et de traction-torsion combinées à $R=-1$ des trois nuances A, B et C	82
III.7	Comparaison des dispersions relatives des trois nuances A, B et C pour trois modes de chargements	83
III.8	Diagramme de Haigh des limites de fatigue sous chargement uniaxial des trois nuances. Les limites de fatigue uniaxiale avec différentes valeurs de R de la nuance A ont été obtenues dans la thèse de Koutiri [6]; la limite de fatigue uniaxiale à $R=0.1$ de la nuance B est prédite et la limite de fatigue uniaxiale à $R=0.1$ de la nuance C est obtenue par un escalier de 4 essais	84
III.9	Diagramme de Dang-Van pour le chargement uniaxial à $R=0.1$ et le chargement de traction équi-biaxiale à $R=0.1$ pour les trois nuances A, B et C	85
III.10	Diagramme de Dang-Van des trois nuances étudiées pour les chargements uniaxiaux ($R=-1$ et $R=0.1$), de tractions-torsion combinées ($R=-1$), de torsion ($R=-1$) et de traction équi-biaxiale ($R=0.1$)	86
III.11	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 nuance B sous la sollicitation de traction-compression $R=-1$, $\Sigma_{xx,a} = 60MPa$ et $N_f = 1.9 \times 10^6$ cycles	88
III.12	Coalescence de deux fissures conduisant à la formation de la fissure principale, observée sur une éprouvette de nuance B sous chargement de traction-compression $R=-1$, $\Sigma_{xx,a} = 50 MPa$ et $N_f = 1.8 \times 10^6$ cycles	89
III.13	Amorçage d'une fissure au niveau d'un pore après 10^4 cycles observé sur une éprouvette de nuance B sous la sollicitation de traction-compression $R=-1$, $\Sigma_{xx,a} = 60 MPa$ et $N_f = 1.9 \times 10^6$ cycles	89
III.14	Amorçage d'une fissure à partir de BGP, observée sur une éprouvette de nuance C sous chargement de traction-compression $R=-1$, $\Sigma_{xx,a} = 120MPa$ et $N_f = 1.5 \times 10^6$ cycles	90
III.15	Amorçage d'une fissure principale au niveau d'une couche d'oxyde observé sur une éprouvette de nuance C sous chargement de traction-compression $R=-1$, $\Sigma_{xx,a} = 130MPa$ et $N_f = 1.6 \times 10^6$ cycles	91
III.16	Propagation d'une fissure principale d'une éprouvette de la nuance B sous chargement de traction-compression $R=-1$, $\Sigma_{xx,a} = 50 MPa$ et $N_f = 1.9 \times 10^6$ cycles	91

III.17	Observations de l'amorçage et la propagation de deux fissures sous chargement uniaxial à R=0.1 sur un alliage A357-T6 reportées dans la thèse de Serrano[9]. 1) et 2) $\Sigma_{xx,a} = 73$ MPa et $N_f = 2.1 \times 10^5$ cycles; 3) et 4) $\Sigma_{xx,a} = 73$ MPa et $N_f = 2.5 \times 10^5$ cycles	92
III.18	suivi d'une fissure principale pour une contrainte de $\Sigma_{xx,a} = 130$ MPa - nuance C - traction-compression R=-1	93
III.19	Evolution de la longueur apparente de fissure en fonction du nombre de cycles à la contrainte $\sigma_a = 130$ MPa	94
III.20	Hypothèse de géométrie en volume de la fissure	94
III.21	Courbe de fissuration de la fissure naturelle observée sur une éprouvette de la nuance C sous chargement de traction-compression à R=-1, $\Sigma_a = 130$ MPa	95
III.22	Données des suivis de fissure reportés dans le travail de Redik[8] (a) et comparaison des courbes " $da/dN - \Delta K$ " (b)	95
III.23	Amorçage de fissures au niveau des zones eutectiques observé sur une éprouvette de la nuance A sous chargement de torsion à R=-1 dans le cadre de la thèse de Koutiri [6], $\Sigma_{xy,a} = 90$ MPa et $N = 5 \times 10^5$ cycles	96
III.24	Deux mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue en torsion à R=-1 pour la nuance B	97
III.25	Bandes de glissement persistantes observées sur deux éprouvettes de nuance C sous chargement de torsion à R=-1 : a) $\Sigma_{xy,a} = 100$ MPa; b) $\Sigma_{xy,a} = 70$ MPa	97
III.26	Deux fissures principales relatives aux deux mécanismes de propagation observées sur des éprouvettes de nuance B sous chargement de torsion à R=-1	99
III.27	Différents modes de propagation des fissures observées sur des éprouvettes de nuance C sous chargement de torsion à R=-1	100
III.28	Blocage d'une fissure observée sur une éprouvette de nuance C sous chargement de torsion à R=-1, $\Sigma_{xy,a} = 70$ MPa et $N_f = 1.9 \times 10^6$ cycles	101
III.29	Evolution de longueur de 6 fissures observées sur une éprouvette de nuance C sous chargement de torsion à R=-1, $\Sigma_{xy,a} = 80$ MPa et $N_f = 1.9 \times 10^6$ cycles	101
III.30	Comparaison des vitesses de propagation en mode I et mode II/III en fonction de la $\Delta K_{I,eff}$ et $\Delta K_{II/III,eff}$ [22, 23]	102
III.31	Amorçage et propagation d'une fissure observée sur une éprouvette de nuance B (nuance avec pores) sous chargement de traction-torsion combinées à R=-1, $\Sigma_{xx,a} = 2\Sigma_{xy,a} = 50$ MPa et $N_f = 3.0 \times 10^5$ cycles	103
III.32	Amorçage et propagation d'une fissure observée sur une éprouvette de nuance C (nuance sans pore) sous chargement de traction-torsion combinées à R=-1, $\Sigma_{xx,a} = 2\Sigma_{xy,a} = 90$ MPa et $N_f = 1.06 \times 10^6$ cycles	104
III.33	Fissure amorcée au niveau de la zone eutectique observée en surface d'une éprouvette de nuance A sous chargement de traction équibiaxiale à R=0.1 [6]	105
III.34	Fissure amorcée à partir d'un pore observée sur le faciès de rupture d'une éprouvette de nuance B sous chargement de traction équibiaxiale à R=0.1, $\Sigma_{xx,a} = \Sigma_{yy,a} = 60$ MPa et $N_f = 3.5 \times 10^5$ cycles	105

III.35	Amorçages des fissures à partir des intermétalliques (a) ou des particules de silicium (b) observés sur les éprouvettes de nuance C sous chargement de traction équi-biaxiale à R=0.1	106
III.36	Deux mécanismes d'amorçage des fissures de la nuance C observés sur les éprouvettes de nuance C sous chargement uniaxial à R=0.1 : a) Amorçage de fissure au niveau des BGP ; b) Amorçage de fissure au niveau des inclusions	107
III.37	Bifurcation observée sur une éprouvette de nuance B sous chargement de traction équi-biaxiale à R=0.1	108
III.38	Allures des fissures principales observées sur des éprouvettes disque soumises aux chargements de traction équi-biaxiale à R=0.1 des nuances B et C	108
III.39	Evolution de la vitesse de propagation de fissure en fonction du facteur d'intensité de contrainte pour la sollicitation de traction-compression R=-1 pour les trois nuances étudiées	111
III.40	Détermination du niveau d'ouverture F_{op} par la méthode ASTM[24]	114
III.41	(a) et (b) Déplacement des deux lèvres de l'entaille en fonction de la force appliquée pour deux facteurs d'intensité de contrainte appliqués ; (c) et (d) Détermination de la force d'ouverture F_{op} par la méthode ASTM E647-00 pour deux facteurs d'intensité de contrainte appliqués	114
III.42	Comparaison de la vitesse de propagation de fissure avec l'utilisation de ΔK_{app} et de ΔK_{eff} d'une éprouvette de nuance A	115
IV.1	a) Géométrie d'éprouvettes utilisées pour les mesures EBSD et b) dimensions du méplat dans la zone d'observation	121
IV.2	Illustration des différentes rotations définissant les 3 angles d'Euler par rapport au repère d'échantillon (i.e. repère macroscopique)	122
IV.3	Illustration graphique de la loi de Schmid pour la sollicitation uniaxiale	123
IV.4	Distribution du facteur de Schmid effectif primaire (i.e. la valeur maximale parmi les 12 systèmes de glissement) des nuances A et C pour les chargements de traction et de torsion	124
IV.5	Bandes de glissement persistentes observées en microscopie optique dans la matrice d' α d'une éprouvette sous sollicitation de torsion ($\Sigma_{13,max} = 80$ MPa, $N=2.2 \times 10^6$ cycles)	125
IV.6	Cartographie EBSD en indice de qualité (IQ) d'une zone localisée dans le méplat d'une éprouvette de la nuance C après déformation en torsion ($\Sigma_{13,max} = 80MPa$ à $N = 2.2 \times 10^6$ cycles) montrant des BGP (traits noirs) et comparaison avec les traces de glissement théoriques (droites rouges)	125
IV.7	a) Illustration des directions de l'intersection des quatre plans de glissement théoriques avec la surface libre d'un grain dans lequel sont observées les BGP ; b) Facteurs de Schmid effectifs des directions de glissement des plans de glissement théoriques, le plan correspondant à la trace de glissement expérimental est entouré en rouge	126

IV.8	Gradients de la contrainte Σ_{13} dans le méplat sous chargement de torsion avec un couple de torsion $M = 4.714$ Nm (qui correspond à une contrainte de cisaillement Σ_{13} en surface d'une éprouvette de diamètre de 7 mm sans méplat égale à 70 MPa)	128
IV.9	Fraction de grain avec des BGP sur le nombre total de grains, observée sur l'éprouvette C66 de la nuance C sous chargement de torsion $\Sigma_{13,a} = 80$ MPa, $N = 2.2 \times 10^6$ cycles	129
IV.10	Fraction de grain avec des BGP sur le nombre total de grains, observée sur l'éprouvette C62 de la nuance C sous chargement de torsion $\Sigma_{13,a} = 90$ MPa, $N = 1.3 \times 10^6$ cycles	129
IV.11	Fraction de grain avec des BGP sur le nombre total de grains, observée sur l'éprouvette A28 de la nuance A sous chargement de torsion $\Sigma_{13,a} = 90$ MPa, $N = 2.5 \times 10^6$ cycles	129
IV.12	Comparaison des probabilités d'apparition des BGP des trois éprouvettes testées	130
IV.13	Observation en microscopie optique sur une zone avec des BGP	131
IV.14	Corrélation du facteur de Schmid avec l'apparition des BGP des grains	132
IV.15	Exemple des essais de fatigue, le X correspond à la rupture et le O correspond à la survie des éprouvettes. N correspond au nombre de cycles de rupture du dernier palier de contrainte. $(area)^{0.5}$ est relative à la taille de pores à l'origine de l'amorçage de fissure et <i>Nature</i> correspond à la nature des pores, MR -pores de micro-retrait, Gaz-pores gazeux	133
IV.16	Mesure de l'aire d'un pore à l'origine de l'amorçage d'une fissure principale au MEB	133
IV.17	Diagramme de Kitagawa-Takahashi des nuances A et B sous chargements uniaxial et de traction-torsion combinées à R=-1	134
IV.18	Corrélation entre les limites de fatigue sous chargement uniaxial des nuances A, B et un troisième alliage issu du travail de Bellett et al. avec la prédiction numérique du critère de LEFM	135
IV.19	Relation entre la taille de grain et la SDAS d'un alliage A356 reportée dans le travail de Niklas et al. [25] et les alliages de notre étude	137
IV.20	Illustration graphique de la probabilité d'amorçage et de micro-propagation de fissure de fatigue à partir d'un pore dans une microstructure fine et une microstructure grossière. Taille de grain \approx taille de pore	137
IV.21	Relation entre la dispersion relative de taille de pore et celle relative à la limite de fatigue	138
IV.22	Relation entre la taille de pore et le niveau de contrainte à rupture pour le chargement de torsion à R=-1 pour la nuance B	139
IV.23	Volume d'observation en tomographie avec la fissure principale	140
IV.24	Niveaux de contrainte appliqués aux éprouvettes observées en microtomographie	141
IV.25	Différents seuillages permettant l'extraction d'une fissure principale et le pore à l'origine de l'amorçage : a) Image brute, b) Seuillage avec le niveau de gris de 0-28000 pour extraire le pore original, c) Seuillage avec le niveau de gris de 28000-40000 pour extraire la fissure associée	141

IV.26	Images de rendu en 3D d'une fissure et le pore à l'origine de l'amorçage observé sur une éprouvette de la nuance B après cyclage sous chargement uniaxial à R=-1	141
IV.27	Taille et position spatiale des pores. Points bleus : pores n'étant relatifs à aucune fissure ; gros points rouges : pores relatifs aux fissures principales ; petits points rouges : pores relatifs aux fissures secondaires	142
IV.28	Pores débouchants à l'origine de l'amorçage des fissures, observés sur le faciès de rupture des éprouvettes de la nuance B sous chargement uniaxial à R=-1	142
IV.29	Corrélation entre la distribution de la taille de pores et la contrainte à rupture des éprouvettes de deux nuances A et B	144
IV.30	Relation entre le ΔK_{th} correspondant à une vitesse de propagation de fissure $da/dN = 10^{-9}m/cyc$ avec des différents facteurs microstructuraux ainsi que mécaniques : contrainte à rupture (σ_{UTS}) ; pourcentage de cuivre (%wt. Cu) ; limite d'écoulement plastique (σ_{YS}) ; et la SDAS	146
IV.31	Microstructures (haut) et modèle du mécanisme de fermeture induite par rugosité pour un alliage Al-Si 7%Si avec différents SDAS : a) fine, 20-30 μm ; b) grossière, 70-80 μm ; et très grossière, 150-170 μm , [26]	146
IV.32	Comparaison de la vitesse de propagation entre la fissure artificielle longue et la fissure naturelle de la nuance C sous chargement uniaxial : a) en fonction du facteur d'intensité de contrainte appliqué ΔK_{app} ; b) en fonction du facteur d'intensité de contrainte effectif ΔK_{eff}	147
V.1	Deux exemples d'application de la méthodologie de Murakami pour deux aciers [27]	154
V.2	Variable réduite y (définie par Eq.II.7) en fonction de la taille de pores (Diagramme de Gumbel) de la distribution de pores des nuances A, B et C	156
V.3	Illustration du volume $V = V_{ep}$ pour la prédiction de la taille de pore maximale pour l'éprouvette de fatigue	156
V.4	Corrélation de la distribution de la taille de pore maximale dans le volume V entre la simulation et des données expérimentales	157
V.5	Evolution de l'amplitude de limite de fatigue en fonction du volume sollicité	159
V.6	Corrélation entre les données expérimentales et la modélisation sans prise en compte de l'effet de SDAS et taille de grain pour l'ensemble des chargements à R=-1 et R=0.1	164
V.7	Corrélation entre les données expérimentales et la modélisation avec prise en compte de l'effet du couple (SDAS et taille de grain) pour l'ensemble des chargements à R=-1 et R=0.1	166
V.8	(a) Erreurs des prédictions de la valeur moyenne de la première approche (sans prise en compte de la SDAS et la taille de grain) et b) de l'approche modifiée (avec la prise en compte de la SDAS et la taille de grain)	167
V.9	Vue de coupe d'un pore critique de l'éprouvette B20 rompue à $\Sigma_{33,a} = 70MPa$. La taille en $V^{1/3}$ du pore est 370 μm et la sphéricité est 0.2. La flèche rouge indique le point critique identifié en simulation	169

V.10	Essais d'érouissage cyclique à déformation totale imposée à différents taux de déformation totale imposée et à différents nombres de cycles; comparaison des boucles contrainte-déformation simulées et expérimentales	172
V.11	Etapes successives de maillage 3D de pore : a) Surface d'un pore traitée à l'aide du logiciel Avizo; b) Maillage surfacique de la surface du pore à l'aide du logiciel Avizo; c) Maillage volumique du volume extérieur; d) Maillage volumique au niveau du pore; e) Zoom sur le pore	173
V.12	Sphéricité et taille en racine cubique de volume des pores considérés dans l'étude numérique par simulation EF	174
V.13	Escalier de traction-compression à $R=-1$ réalisé sur 8 éprouvettes de la nuance B pour les mesures en micro-tomographie	175
V.14	Conditions aux limites appliquées dans les simulations pour le chargement uniaxial	175
V.15	Positions de deux points d'intégration P_1 et P_2 ainsi que les sphères de moyenne de rayon $r = 60\mu m$ associées	176
V.16	Effet de la moyenne pour différents rayons R de la sphère de moyenne ($r = 0 \mu m$ correspond aux valeurs sans moyenne) sur les réponses mécaniques. Contrainte macroscopique appliquée $\Sigma_{33,a} = 70MPa$	177
V.17	Comparaison de la contrainte équivalente de Von Mises au point P_2 avec un comportement élasto-plastique et un comportement élastique isotrope pour différents rayons de la sphère de moyenne r . La contrainte macroscopique appliquée vaut $\Sigma_{33,a} = 70 MPa$	178
V.18	Pores critiques de l'éprouvette B10, rompue à $\Sigma_{33,a} = 70 MPa$ et à $N = 1.4 \times 10^6$ cycles	180
V.19	a) et b) Critère de danger de Dang-Van des pores avec et sans fissure relatif aux deux rayons de la sphère de moyenne $r=40 \mu m$ et $r=60 \mu m$; c) Probabilité cumulée de pores avec fissure relative aux deux rayons de la sphère de moyenne $r=40 \mu m$ et $r=60 \mu m$	181
V.20	Contrainte principale σ_I de pores avec et sans fissure relative aux deux rayons de la sphère de moyenne $r=40 \mu m$ et $r=60 \mu m$	182
V.21	Schéma 2D illustrant l'hypothèse de l'introduction d'une micro-fissure à la surface d'un pore	183
V.22	a) et b) Facteur d'intensité de contrainte K_I des pores avec et sans fissures relatif aux deux rayons de la sphère de moyenne $r=40 \mu m$ et $r=60 \mu m$; c) Probabilité cumulée de pores avec fissure relative aux deux rayons de la sphère de moyenne $r=40 \mu m$ et $r=60 \mu m$	184
V.23	Comparaison de la limite de fatigue à l'échelle macroscopique des pores à l'amorçage des fissures principales entre les données expérimentales et les prédictions réalisées sur les pores critiques à l'amorçage des fissures principales	186
V.24	Deux moyens de mesure de la taille de pores critiques \sqrt{area} : à gauche, à l'aide des observations sur les faciès de rupture; à droite, à l'aide des observations en microtomographie	187

V.25	Comparaison de la prédiction de la limite de fatigue associée aux pores à l'amorçage des fissures principales entre la simulation par EF et l'approche analytique basée sur le critère de LEFM	187
V.26	Effet de volume sur la contrainte équivalente de Dang-Van normalisée et sur la contrainte principale normalisée : (a)(b) en fonction de la racine cubique du volume de pores $V^{1/3}$; (c)(d) en fonction du diamètre de féret maximum de pores	189
V.27	Deux morphologies simplifiées : a) pore sphérique (sphéricité $s = 1$) ; b) pore sphéroïde oblate avec $r_{e1} = r_{e2} = 4 \times r_{e3}$ (sphéricité $s \approx 0.7$)	190
V.28	Comparaison des réponses mécaniques entre les pores naturels et les pores de morphologie idéalisée pour la sollicitation en traction-compression	191
V.29	Conditions aux limites appliquées dans les simulations pour le chargement de torsion	192
V.30	Comparaison des paramètres critiques en fatigue entre les deux modes de chargement : a) avec la contrainte équivalente de Dang-Van ; b) avec la contrainte principale maximale σ_I	192
V.31	Agrégat de dendrites avec la phase d'aluminium primaire et les zones eutectiques	198
A.1	Escalier d'essais de flexion plane à R=-1 pour la nuance A, Koutiri et al. [6]	215
A.2	Escalier d'essais de traction-compression à R=-1 pour la nuance B. N nombre de cycles à rupture pour le dernier palier ; \sqrt{area} taille de pore à l'origine de rupture ; <i>Nature</i> nature du pore à l'origine de rupture (<i>MR</i> -Pore de micro-retrait et <i>Gaz</i> -Pore gazeux)	216
A.3	Escalier d'essais de traction-compression R=-1 pour la nuance C. On indique également l'origine de l'amorçage de fissure : <i>BGP</i> -Bandes de glissement persistentes ; <i>Oxyde</i> -Couche d'oxyde	216
A.4	Escalier d'essais de torsion à R=-1 pour la nuance A, Koutiri et al. [6]	216
A.5	Escalier d'essais de torsion à R=-1 pour la nuance B. N nombre de cycles à rupture pour le dernier palier ; <i>Mode I/II</i> correspond au mode d'endommagement dominant observé. Il s'agit du mode d'ouverture (mode I) et du mode de cisaillement (mode II) (Figure III.26). \sqrt{area} taille des pores à l'origine de rupture pour le mode I et la taille du pore le plus grand observé sur le faciès de rupture pour le mode II ; <i>Nature</i> nature du pore à l'origine de rupture (<i>MR</i> - Pore de micro-retrait et <i>Gaz</i> -Pore gazeux)	217
A.6	Escalier d'essais de torsion à R=-1 pour la nuance C	217
A.7	Escalier d'essais de traction-torsion combinées à R=-1, $k=\tau_a/\sigma_a=0.5$ pour la nuance A. N nombre de cycles à rupture pour le dernier palier ; \sqrt{area} taille des pores à l'origine de rupture ; <i>Nature</i> nature du pore à l'origine de rupture (<i>MR</i> - Pore de micro-retrait et <i>Gaz</i> -Pore gazeux)	217
A.8	Escalier d'essais de traction-torsion combinées à R=-1, $k=\tau_a/\sigma_a=0.5$ pour la nuance B. N nombre de cycles à rupture pour le dernier palier ; \sqrt{area} taille de pores à l'origine de rupture ; <i>Nature</i> nature du pore à l'origine de rupture (<i>MR</i> - Pore de micro-retrait et <i>Gaz</i> -Pore gazeux)	217

A.9	Escalier d'essais de traction-torsion combinées à $R=-1$, $k=\tau_a/\sigma_a=0.5$ pour la nuance C	218
A.10	Escalier d'essais en traction équi-biaxiale à $R=0.1$ pour la nuance A, Koutiri et al. [6]	218
A.11	Escalier d'essais en traction équi-biaxiale à $R=0.1$ pour la nuance B. N nombre de cycles à rupture pour le dernier palier ; \sqrt{area} taille des pores à l'origine de rupture ; <i>Nature</i> nature du pore à l'origine de rupture (<i>MR</i> -Pore de micro-retrait et <i>Gaz</i> -Pore gazeux)	218
A.12	Escalier d'essais en traction équi-biaxiale à $R=0.1$ pour la nuance C. \sqrt{area} la taille de particules de Si ou d'intermétalliques à l'origine de l'amorçage de fissures principales	218
A.13	Escalier de 4 essais de traction-traction à $R=0.1$ pour la nuance C et le mode d'amorçage : <i>BGP</i> - bandes de glissement persistentes et <i>Particules</i> -particules de Si ou intermétalliques	219
B.1	Détermination du facteur d'intensité de contrainte à l'aide de la simulation par EF 2D	222
B.2	Comparaison des courbes $da/dN - \Delta K_{eff}$ obtenues à l'aide des essais de fissuration pour les trois nuances A, B et C. Deux essais ont été réalisés pour chaque nuance	223
C.1	Géométrie d'éprouvettes d'essai d'érouissage cyclique	225
C.2	Evolution de la déformation imposée au cours des 15 premières secondes des essais de fatigue oligocyclique : a) 0.30% ; b) 0.35% ; c) 0.42% ; d) 0.50%	226
C.3	Réponses obtenues, en termes de contrainte Σ_{zz} et déformation E_{zz} , lors des essais de fatigue oligocyclique en traction alternée de la nuance A : a) 0.30% ; b) 0.35% ; c) 0.42% ; d) 0.50%	227
C.4	Réponses obtenues, en termes de contrainte Σ_{zz} et déformation E_{zz} , lors des essais de fatigue oligocyclique en traction alternée de la nuance B : a) 0.25% ; b) 0.30% ; c) 0.33% ; d) 0.35%	228
C.5	Réponses obtenues, en termes de contrainte Σ_{zz} et déformation E_{zz} , lors des essais de fatigue oligocyclique en traction alternée de la nuance C : a) 0.30% ; b) 0.35% ; c) 0.42% ; d) 0.50%	229
C.6	Courbes de durcissement cyclique obtenues à partir des essais d'érouissage cyclique en traction-compression $R=-1$ pour la nuance A	230
C.7	Courbes de durcissement cyclique obtenues à partir des essais d'érouissage cyclique en traction-compression $R=-1$ pour la nuance B	231
C.8	Courbes de durcissement cyclique obtenues à partir des essais d'érouissage cyclique en traction-compression $R=-1$ pour la nuance C	231
D.1	Propagation d'une fissure à partir d'un pore observée sur une éprouvette de nuance A sous chargement de flexion plane à $R=-1$ [6]	233
D.2	Amorçages d'une fissure à partir des BGP observés sur des éprouvettes de la nuance C sous chargement de traction-compression à $R=-1$	234
D.3	Hypothèses de la géométrie 3D de fissure	235
D.4	Maillage d'une fissure tridimensionnelle elliptique	236

D.5	Comparaison des courbes $da/dN - \Delta K_{app}$ entre les approches analytiques et la simulation 3D par EF	236
D.6	Observations sur faciès de rupture de deux mécanismes de propagation de fissure sous chargements de torsion pour nuance B	237
D.7	Observations en surface d'une éprouvette de la nuance B montrant la compétition de deux mécanismes de propagation de fissure sous chargement de torsion à $\tau_a = 80$ MPa, $N_{rupture} = 1.9 \times 10^6$ cycles	237
D.8	Observations en surface des bandes de glissement persistentes sur une éprouvette de la nuance C sous chargement de torsion à $\tau_a = 100$ MPa et à $N=500\ 000$ cycles. Elles illustrent la formation des BGP au voisinage des particules de silicium	238
D.9	Propagation d'une fissure principale observée sur une éprouvette de nuance A sous chargement de traction-torsion combinées. On observe une propagation en mode de cisaillement due à la présence d'une couche d'oxyde	238
D.10	Observations sur les faciès de rupture des amorçages au niveau des pores pour les nuances ayant de défaut sous sollicitations de traction-torsion combinées	239
E.1	Résultat des mesures de la SDAS	241
E.2	Résultat des mesures de la micro-dureté de la phase α	242
E.3	Microstructures relatives aux repères de 1 à 4	243
E.4	Microstructures relatives aux repères de 5 à 8	244
E.5	Microstructures relatives aux repères 9 et 10 et un exemple de l'empreinte de micro-dureté	245
F.1	Essais de fatigue en traction-compression à $R=-1$ réalisés sur 8 éprouvettes de la nuance B pour les mesures en micro-tomographie	247
F.2	Volume d'observation en tomographie à rayon X avec la fissure principale	248
F.3	Eprouvette B10	248
F.4	Eprouvette B18	249
F.5	Eprouvette B20	250
F.6	Eprouvette B30	251
F.7	Eprouvette B32	251
F.8	Eprouvette B48	252
F.9	Eprouvette B49	252
F.10	Eprouvette B43	253

Liste des tableaux

I.1	Comparaison de la résistance spécifique des alliages d'Al-Si de fonderie avec d'autres alliages métalliques [4]	6
II.1	DAS et/ou SDAS des trois nuances A, B et C mesurées à l'aide des deux méthodes présentées	50
II.2	Moyenne et écart-type ($\mu \pm s$) des propriétés mécaniques en traction monotone des trois nuances A, B et C	72
II.3	Récapitulatif des propriétés microstructurales et mécaniques des nuances étudiées dans la thèse. Les valeurs indiquées sont les valeurs moyennes . .	73
II.4	Récapitulatif des essais mécaniques réalisés dans la thèse	74
III.1	Limite de fatigue et écart-type associés aux trois nuances A, B et C sous chargements uniaxiaux à R=-1 (flexion plane pour la nuance A et traction-compression pour les nuances B et C) (obtenus à l'aide de la méthode de l'escalier)	76
III.2	Limite de fatigue et écart-type associés aux trois nuances étudiées sous sollicitation de torsion à R=-1 (obtenus à l'aide de la méthode de l'escalier)	77
III.3	Limites de fatigue et écart-type pour la sollicitation de traction-torsion combinées à R=-1 pour trois nuances étudiées, obtenues à l'aide de la méthode de l'escalier	79
III.4	Limites de fatigue et écart-types associés des trois nuances A, B et C pour le chargement de traction équibi-axiale à R=0.1, obtenues à l'aide de la méthode de l'escalier	80
III.5	Valeurs moyennes et écarts-types du seuil de propagation de fissure ΔK_{th} de la fissure longue en traction-compression à R=-1 correspondant à une vitesse de propagation de fissure de $da/dN = 10^{-9}m/cycle$ ainsi que les paramètres de la loi de Paris m et C des trois nuances étudiées	112
III.6	Récapitulatif des résultats obtenus par les essais de fatigue ainsi que de fissuration. Les valeurs indiquées correspondent aux valeurs moyennes et les écarts-types associés	117
IV.1	Conditions d'essais en torsion à R=-1 réalisés sur des éprouvettes avec méplat pour les mesures d'EBSD	121
V.1	Paramètres de position μ et d'échelle β de la loi de Gumbel identifiés pour les trois nuances A, B et C (Eq.V.8)	155

V.2	Comparaison des valeurs moyennes et médianes de la distribution de la taille de pore \sqrt{area} entre les données expérimentales et la simulation relative au volume $V = V_{ep}$	157
V.3	Prédiction des tailles critiques de pore des nuances A et B pour différents modes de chargement	168
V.4	Paramètres identifiés du comportement élasto-plastique de la matrice d'aluminium des nuances B et C	171
B.1	Comparaison de l'erreur entre des approches analytiques pour calculer le facteur de forme de fissure β par rapport aux résultats obtenus par simulation EF 2D	222

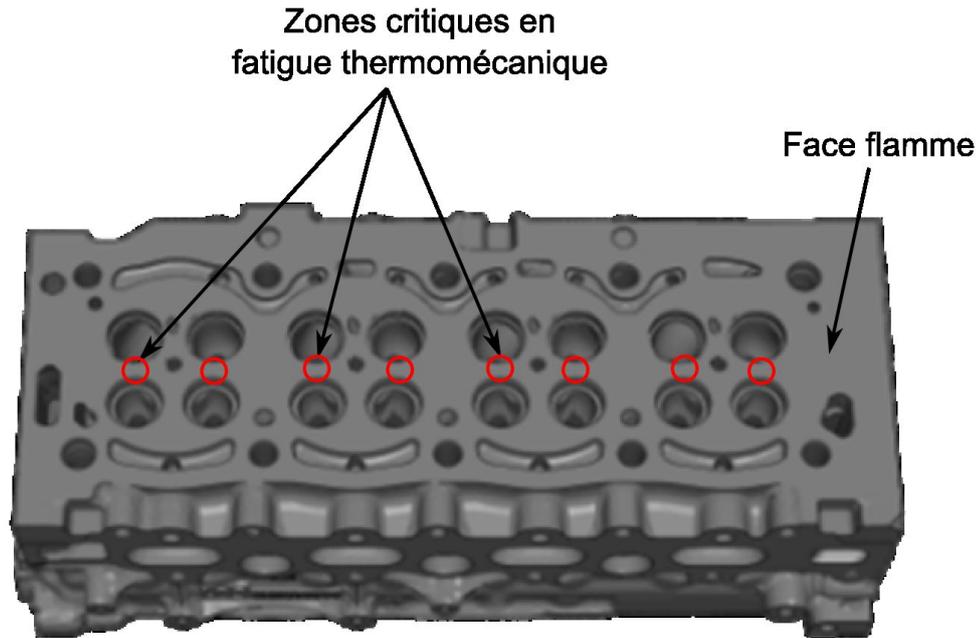
Introduction

1 Contexte et motivation industrielle

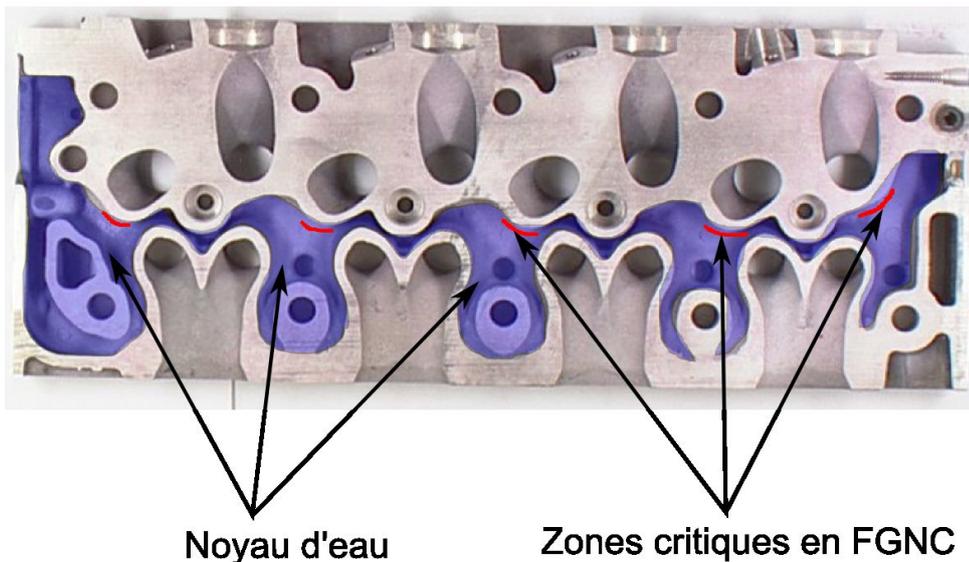
Dans l'industrie automobile, l'utilisation des alliages d'aluminium pour les composants du groupe motopropulseur s'est généralisée depuis les vingt dernières années, du fait de la faible densité et de l'excellente conductivité thermique de ce type de matériau. La culasse, avec ses conduits d'admission et d'échappement ainsi que son système de commande des soupapes, est un organe essentiel au sein du moteur. Elle est soumise à différents modes de chargement. Le chargement thermomécanique provient d'un échauffement local généré par l'exposition directe à l'explosion. Le chargement mécanique est dû à la mise en pression répétée des cylindres lors de l'explosion. Ces deux types de chargement sont associés à deux domaines distincts : celui de la fatigue oligocyclique à chaud et celui de la fatigue polycyclique (autrement dit fatigue à grand nombre de cycles-FGNC) à froid. Les figures 1(a) et 1(b) présentent les zones critiques relatives à ces deux régimes.

Le groupe PSA désire développer des moteurs performants et fiables à des coûts compétitifs. Pour la fabrication des culasses, il peut faire appel à différentes solutions quant au procédé de moulage des alliages d'aluminium : coulée gravité coquille et coulée gravité par procédé à moule perdu (PMP). Les culasses coulées gravité coquille sont classiquement utilisées pour les applications fortement chargées de type diesel alors que les culasses coulées par PMP le sont pour les applications moins chargées rencontrées pour les moteurs essence de puissance modérée. Ce dernier procédé, intéressant économiquement car permettant une mise en place rapide de nouvelles géométries de moules, possède néanmoins l'inconvénient principal de générer des fractions volumiques et des tailles de pores importantes en comparaison avec le procédé de coulée coquille. Ne disposant pas d'outils permettant d'évaluer quantitativement l'impact de pores ainsi que de la microstructure sur la résistance en fatigue sous sollicitations multiaxiales, PSA n'est pas en mesure de borner le potentiel applicatif de ce procédé. En conséquence, le groupe PSA effectue systématiquement, lors des phases de pré-dimensionnement de culasses diesel et essence de fortes puissances, une disqualification arbitraire du procédé PMP, se privant ainsi de potentielles augmentations de rentabilité. Il apparaît donc nécessaire de se doter d'outils permettant une prise en compte de l'influence des pores et de la microstructure induits par le procédé dans la filière de dimensionnement en fatigue à grand nombre de cycles.

Ces travaux de thèse s'inscrivent dans le cadre d'un contrat CIFRE (Conventions Industrielles de Formation par la REcherche) de recherche partenariale entre le département de Recherche et développement du groupe PSA (site La Garenne Colombes), le LAMPA (Laboratoire Angevin de Mécanique, Procédés et innovAtion) et l'I2M - Institut de Mécanique et d'Ingénierie de Bordeaux.



(a) Vue de la face flamme d'une culasse, localisation des zones critiques en fatigue thermomécanique



(b) Vue de coupe d'une tranche à une quinzaine de mm en partant de la face flamme visualisant la géométrie du noyau d'eau et la localisation des zones critiques en FGNC

FIGURE 1 – Zones critiques associées aux deux régimes en fatigue : fatigue thermomécanique oligocyclique et fatigue à grand nombre de cycles à froid

2 Introduction générale et objectifs

Dans le domaine de la FGNC des alliages d'Al-Si de fonderie, de nombreux travaux (Buffière et al. [7], McDowell [28], Wang et al. [29, 11], Koutiri et al. [6], Houria et al. [2]...) ont mis en évidence l'effet des différents facteurs influençant la résistance à la fatigue. Les

plus fréquemment évoqués sont le mode de chargement (multiaxialité, contrainte moyenne, ...), la microstructure (matrice d'aluminium, particules eutectiques, SDAS/DAS, taille de grain...) et les défauts (pores, oxydes). Par exemple, McDowell [28] divise la durée de vie des alliages d'Al-Si en 3 étapes : incubation des fissures, propagation des fissures courtes et propagation des fissures longues. Koutiri et al. [6] ont montré la co-existence de l'amorçage de fissures à partir des pores et à partir des zones eutectiques. Chan et al. [30] se sont penchés sur l'impact des particules de silicium sur la naissance ainsi que sur la propagation des fissures. Buffière et al. [7] traitent de la cinétique de propagation d'une fissure sous chargement uniaxial. Néanmoins, ces travaux conduisent parfois à des analyses contradictoires sur la résistance en FGNC ainsi que sur les mécanismes d'endommagement associés. Autrement dit, il n'existe pas encore de consensus général quant au rôle précis des pores de fonderie, de la microstructure et du mode de chargement sur l'endommagement en FGNC des alliages d'aluminium de fonderie.

Les travaux menés au cours de cette thèse se sont inscrits dans une démarche visant à proposer à long terme un ensemble d'outils permettant de prendre en compte l'influence des hétérogénéités sur la résistance en FGNC sous sollicitations multiaxiales. La démarche expérimentale adoptée est calquée sur celle mise en place dans le cadre de la thèse d'Imade Koutiri [6], effectuée au LAMPA en collaboration avec PSA. Ces travaux ont porté sur l'étude, pour un alliage coulé en gravité coquille, du rôle joué par les différentes hétérogénéités microstructurales sur la résistance en FGNC et ceci pour différentes natures de sollicitation (uniaxiale, torsion et traction équibi-axiale). Ces travaux ont permis de mettre en évidence la compétition entre deux mécanismes distincts d'endommagement au sein de la microstructure : l'amorçage de fissure dû à la matrice d'aluminium et celui dû au pore. A partir de ces travaux et sur la base d'une connaissance accrue des populations de pores présents dans les alliages fabriqués en coulée coquille, l'analyse expérimentale de la résistance en FGNC, pour des chargements uniaxiaux et multiaxiaux, d'un alliage d'aluminium coulé par procédé PMP doit permettre de saisir l'influence des pores introduits par ce procédé. Il est envisagé également d'étudier un autre lot soumis, après la coulée, à un traitement thermique supplémentaire qui permet de réduire significativement la fraction volumique de porosité ainsi que la taille des pores : la compaction isostatique à chaud (CIC). Une vaste campagne expérimentale et de caractérisation d'essais comportant d'une part différents moyens de caractérisation de la microstructure (microscopie optique, micro-tomographie, MEB, EBSD) et d'autre part différents essais (essais en fatigue multiaxiale, essais de fissuration, essais d'écrouissage cyclique) est conduite.

En plus de cette introduction, le manuscrit contient cinq chapitres et plusieurs annexes :

- Le chapitre 1 concerne l'étude bibliographique visant à présenter les différents procédés de fonderie et les traitements thermiques couramment utilisés pour la fabrication de pièces moulées en alliage d'aluminium à durcissement structural, ainsi que la microstructure typique de cette famille des matériaux. Il est ensuite présenté une synthèse bibliographique des effets de différents facteurs comme la taille de pores, la SDAS, la taille de grain ou bien les modes de chargement sur le comportement en FGNC. Enfin, différentes modèles d'endurance en fatigue permettant de prendre en compte d'une part l'influence des hétérogénéités et d'autre part l'effet du mode de chargement sont décrits.

- Le deuxième chapitre est consacré à la présentation des matériaux étudiés ainsi que les procédés de fonderie et les traitements thermiques associés. Les caractéristiques microstructurales des matériaux comme la SDAS, la taille de grain et la population de pore sont abordées en détail. Dans la suite, les moyens d'essai ainsi que les conditions associées sont détaillées.
- Les comportements en fatigue pour différents modes de chargement (i.e. uniaxial, torsion, traction torsion combinées et traction équibiaxiale) sont présentées dans le troisième chapitre. Les effets de la multiaxialité (pour les chargements de traction-compression et de torsion à $R=-1$), de la moyenne et de la biaxialité en traction biaxiale à $R=0.1$, en présence de pore et en absence de pore, sont caractérisés. La distinction des différents mécanismes d'endommagement relatifs aux différents modes de chargement ainsi qu'aux différents facteurs microstructuraux hétérogènes est ensuite présentée. Le comportement à la fissuration des trois nuances étudiées est également abordé dans ce chapitre.
- Dans le quatrième chapitre, les analyses quantitatives de l'influence des hétérogénéités sur le comportement en fatigue des trois nuances étudiées sont discutées. Il s'agit de l'influence de la matrice d'aluminium, des particules de silicium, des intermétalliques, de la taille ainsi que de la population de pores.
- Le cinquième et dernier chapitre du rapport porte sur différentes modélisations de la limite de fatigue multiaxiale. Dans la première partie, la modélisation de l'effet de volume sollicité sur la limite de fatigue uniaxiale en présence de pore en se basant sur la prédiction de la taille maximale de pore dans un volume donnée est présentée. La deuxième partie du chapitre présente une approche probabiliste multiaxiale prenant en compte la compétition de deux mécanismes principaux d'endommagement en fatigue observés sur les alliages étudiés pour différents modes de chargement. Le premier mécanisme correspond aux nuances sans pores et le second est relatif aux nuances avec pores. Cette approche permet d'obtenir des diagrammes de Kitagawa-Takahashi pour différents modes de chargement. La troisième partie du chapitre consiste en la présentation des résultats de simulations 3D par éléments finis des pores dont la géométrie réelle est obtenue à l'aide de mesures en microtomographie. Le but principal de cette étude est d'évaluer la possibilité de prédiction de la limite de fatigue "globale" à partir de la réponse mécanique "locale" au voisinage de pores.
- Le mémoire se termine par une conclusion générale et des perspectives.

Chapitre I

Etat de l'art

Sommaire

1	Alliages d'aluminium de fonderie	6
1.1	Différents alliages d'aluminium-silicium de fonderie utilisés dans l'industrie automobile	6
1.2	Procédés de fonderie et traitements thermiques des alliages d'aluminium de fonderie	7
1.3	Microstructure des alliages d'Al-Si de fonderie	11
2	Effets des hétérogénéités microstructurales sur la tenue en FGNC	16
2.1	Effet de la taille de pores	17
2.2	Effet des films d'oxyde	19
2.3	Effet de l'orientation cristallographique de la matrice d'aluminium	20
2.4	Effet de la taille de grain et des joints de grain	22
2.5	Effet de la SDAS	23
2.6	Effet des particules de Si et des intermétalliques	25
2.7	Effet du cuivre	27
2.8	Synthèse des effets des hétérogénéités microstructurales	27
3	Quelques approches en endurance multiaxiale	30
3.1	Critères d'amorçage de fissure à partir de la formation de bandes de glissement	30
3.2	Critère de fatigue prenant en compte l'effet de la taille de pores	33
3.3	Prise en compte de la compétition entre deux mécanismes d'endommagement en FGNC	38
3.4	Analyse critique des approches en endurance multiaxiale	44

Ce chapitre concerne une analyse bibliographique relative aux études du comportement en fatigue des alliages d'Al-Si de fonderie. Dans un premier temps, des procédés de fonderie et des traitements thermiques couramment utilisés pour les alliages d'Al-Si ainsi que des microstructures typiques obtenues grâce à ces techniques sont présentés.

Dans un second temps, une synthèse des effets des hétérogénéités microstructurales des alliages d'aluminium de fonderie sur le comportement en fatigue, notamment sous chargement uniaxial et de torsion, à grand nombre de cycles reportés dans les travaux de la littérature est proposée. Elle nous permettra d'avoir une vision globale sur le rôle de l'ensemble des hétérogénéités microstructurales ainsi que du mode de chargement sur le comportement en fatigue des alliages d'Al-Si. Cette synthèse mettra également en évidence une forte dispersion des résultats, pouvant amener à l'inconsistance voire la contradiction de certains résultats de la littérature.

La troisième partie de ce chapitre concerne la présentation des différentes approches en endurance multiaxiale couramment utilisées pour les alliages d'Al-Si de fonderie. Ces approches sont classifiées en fonction du mécanisme d'endommagement associé.

1 Alliages d'aluminium de fonderie

1.1 Différents alliages d'aluminium-silicium de fonderie utilisés dans l'industrie automobile

Les alliages d'Al-Si de fonderie sont des matériaux polyvalents qui représentent 85% à 90% des composants de fonderie produits pour l'industrie automobile [31] comme le bloc moteur et la culasse. Ils allient une faible masse volumique, un excellente usinabilité, une bonne résistance à la corrosion et de bonnes conceptions électrique et thermique. Le table I.1 présente la comparaison de la résistance spécifique (i.e. le rapport entre la contrainte à rupture et la masse volumique) des alliages d'Al-Si avec d'autres matériaux métalliques.

Matériau	Contrainte à rupture (R_m), MPa	Masse volumique (ρ), kg/m ³	Résistance spécifique (R_m/ρ), m ² /s ²
Al-7%Si, T6	210	2685	0.09
Al-5%Si-2%Cu, T6	310	2690	0.12
Al-9%Si, T6	240	2650	0.10
Fonte grise	380	7100	0.05
Fonte à graphite sphéroïdal	650	7850	0.08

TABLE I.1 – Comparaison de la résistance spécifique des alliages d'Al-Si de fonderie avec d'autres alliages métalliques [4]

En fonction de la concentration de silicium en pourcentage massique, les alliages d'Al-Si peuvent être classés en 3 catégories majeures : hypoeutectique (< 12% Si), eutectique (12–13% Si) et hypereutectique (14–25% Si). Les alliages les plus utilisés dans l'industrie automobile sont ceux de la série 3xx.x soit des alliages Al-Si avec ajout de cuivre et/ou de magnésium permettant d'augmenter de manière significative les propriétés mécaniques

par phénomène de durcissement structural (i.e. les alliages A319, A356, A357, A380 et A390). Ainsi, les alliages A356 et A357 sont particulièrement utilisés du fait de résistances en traction monotone élevées après traitements thermiques [1].

1.2 Procédés de fonderie et traitements thermiques des alliages d'aluminium de fonderie

Dans l'industrie du transport, il existe plusieurs méthodes de moulage des alliages d'aluminium de fonderie. Chaque méthode comporte généralement deux étapes : le moulage et le traitement thermique. Dans cette partie, on se limite à la description des techniques les plus couramment utilisées dans l'industrie automobile.

1.2.1 Techniques de moulage

Il y a principalement deux techniques de moulage pour fabrication de culasse automobiles : la coulée en coquille et la coulée par procédé à moule perdu.

- Coulée en coquille par gravité (Fig. I.1) : on appelle coquille un moule métallique divisé en deux parties suivant le plan de joint et contenant une ou plusieurs empreintes qui lui donnent des formes extérieures. Pour l'obtention des formes intérieures (les trous, les orifices...) on emploie des noyaux qui sont métalliques ou destructibles. On coule directement le métal liquide à l'aide d'une louche ou d'une petite poche de coulée dans l'empreinte du moule métallique. Cette technique conduit à un bon état de surface, des bonnes caractéristiques mécaniques et une grande précision dimensionnelle.



FIGURE I.1 – Fabrication d'une culasse par coulée en coquille [1]

- Coulée par Procédé de moulage par Modèle Perdu (PMP) (Fig. I.2) : cette technique est apparue pour la fabrication des pièces de série dans les années 1980. Elle

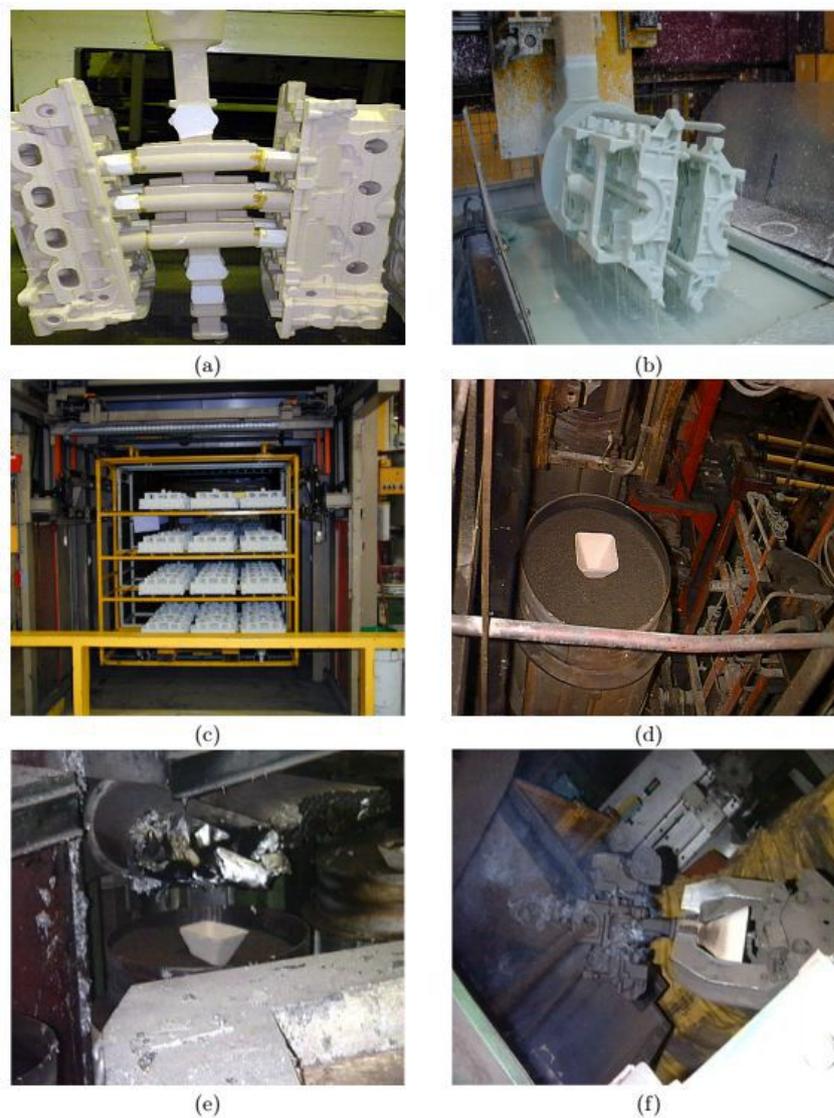


FIGURE I.2 – Fonderie par procédé à moule perdu [1] : a) Assemblage en grappe ; b) Poteyage ; c) Séchage ; d) Moulage ; e) Coulée ; f) Démoulage

consiste à utiliser un modèle en polystyrène expansé qui restera dans le moule et se vaporisera à la coulée. Un modèle est d'abord obtenu par moulage d'une maquette dans des outillages de type moulage par injection utilisé en plasturgie. Cette maquette représente la pièce définitive à obtenir après coulée mais en tenant compte du retrait après refroidissement. Les pièces sont ensuite assemblées en grappe. Les grappes sont trempées dans un bain de barbotine réfractaire et poreuse pour permettre l'évacuation des gaz dus à la combustion du polystyrène et isoler le métal en fusion du sable de moulage. Les pièces sont ensuite séchées avant l'opération de moulage. La grappe est plongée dans un bac, où un sable très sec et fluide est mis en mouvement par des jets d'air. La fluidité du sable lui permet d'occuper tous les interstices et cavités du modèle de polystyrène, comme s'il s'agissait d'un liquide. Les vibrations supportées par le bac accentuent le remplissage homogène et le tassement

du sable sur toute la surface de la pièce. Le métal en fusion vaporise le polystyrène et prend peu à peu la place de celui-ci. Les gaz produits par la combustion s'échappent sur le dessus du moule et sont enflammés par un brûleur. Le sable n'étant mélangé à aucun produit, le décochage et le débouillage sont réduits à leur plus simple expression. La grappe tombe sur une table ou un couloir vibrant perforé. Le sable tombe sur un tapis et, après un simple dépoussiérage et refroidissement, est renvoyé sur le chantier de moulage. Les grappes sont finalement découpées, finies et les pièces finales sont contrôlées. Le plus grand avantage de cette technique par rapport à la coulée en coquille par gravité est le gain du prix de fabrication (environ de 15%). Cependant, l'état de surface de la pièce finale est moins bon et le taux de porosité est plus important que dans le cas de la coulée en coquille.

1.2.2 Traitements thermiques

Les alliages d'aluminium sont soumis la plupart du temps à un traitement thermique permettant une amélioration des propriétés mécaniques (résistance à la traction, dureté, etc ...) à l'aide du mécanisme de durcissement structural. Généralement, le traitement est réalisé dans un four sous air possédant une très bonne homogénéité de température (de l'ordre de $\pm 5^\circ\text{C}$). Le refroidissement doit être très rapide. Pour ces raisons, l'eau est souvent utilisée comme milieu de trempe, la charge tombe par gravité dans un bac d'eau. Le traitement thermique comporte souvent plusieurs étapes :

- Etape de mise en solution : les pièces sont portées à une température déterminée en fonction de la nuance d'alliage d'aluminium (environ 540°C). Comme son nom l'indique, cette étape permet de mettre en solution les différents constituants solubles dans la solution solide.
- Etape de refroidissement (ou trempe) : les pièces sont plongées rapidement dans un bac d'eau thermorégulé. Le temps de transfert et la température de l'eau sont des éléments importants pour une bonne maîtrise du process. Le refroidissement doit être suffisamment rapide pour maintenir la solution solide en sursaturation. Il est possible d'incorporer un polymère dans l'eau afin de réduire la vitesse de refroidissement et ainsi, diminuer le risque de fissuration ou de déformation.
- Étape de maturation et/ou de revenu : la maturation permet une évolution de la structure métallurgique à température relativement basse (souvent température ambiante). Le revenu s'opère à une température supérieure à celle de la maturation. Le durcissement est effectif pendant cette étape.

Des traitements thermiques utilisés fréquemment dans la fabrication des culasses moteur sont :

- T6 : mise en solution et vieillissement artificiel (maturation) maximum,
- T7 : mise en solution et survieillissement artificiel (sur-revenu de stabilisation).

Une autre technique de traitement thermique employée pour améliorer les propriétés mécaniques de ces matériaux est la Compaction Isostatique à Chaud (CIC) (Fig I.3). Elle consiste à appliquer une pression élevée via un gaz inerte, habituellement de l'argon. L'application pendant un certain temps d'une température et d'une pression élevées permet d'obtenir une déformation plastique, un fluage et une diffusion. Ces derniers permettent de réduire la fraction volumique de porosités et ainsi d'améliorer les propriétés mécaniques et la résistance en fatigue.

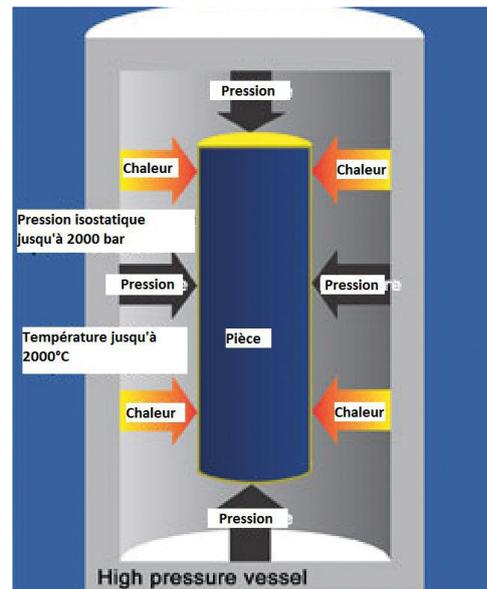


FIGURE I.3 – Compaction isostatique à chaud (CIC)

1.2.3 Techniques de contrôle de la taille de la microstructure

L'objectif principal de la thèse étant de découpler et quantifier le rôle des hétérogénéités microstructurales sur la tenue en FGNC, le contrôle des paramètres de fabrication permettant d'obtenir des microstructures différentes est une étape très importante. Les caractéristiques microstructurales qui peuvent varier d'un alliage à l'autre sont :

- SDAS (i.e. Secondary Dendrite Arms Spacing (Sec. 1.3.1)) : comme la SDAS est généralement inversement proportionnelle à la vitesse de refroidissement, d'après Wang et al. [11], on peut faire varier la SDAS en employant des géométries particulières de moule (par exemple forme en V). Ce modèle de coulée a été utilisé dans le travail de Houria et al. [32] (Fig.I.4). Dans le cadre de notre étude, l'utilisation de deux techniques de coulée différentes (i.e. coulée en coquille et coulée par procédé à moule perdu) présentant deux vitesses de refroidissement permet également d'obtenir des alliages avec différentes SDAS.
- Taille de grain : la taille de grain peut également être modifiée au même titre que la SDAS à l'aide du contrôle de la vitesse de refroidissement [2]. Une autre technique de contrôle de la taille de grain consiste en l'ajout d'éléments tels le titane, le bore ou le zirconium [33].
- Taille de pore : elle peut être ajustée au même titre que la taille de grain et la SDAS, à l'aide du contrôle de la vitesse de refroidissement (moule en forme de V , différents modèles de coulée...). Buffière et al. [7] ont modifié de manière significative la taille et la fraction volumique de porosités à l'aide de l'ajout de gaz dans le métal liquide.

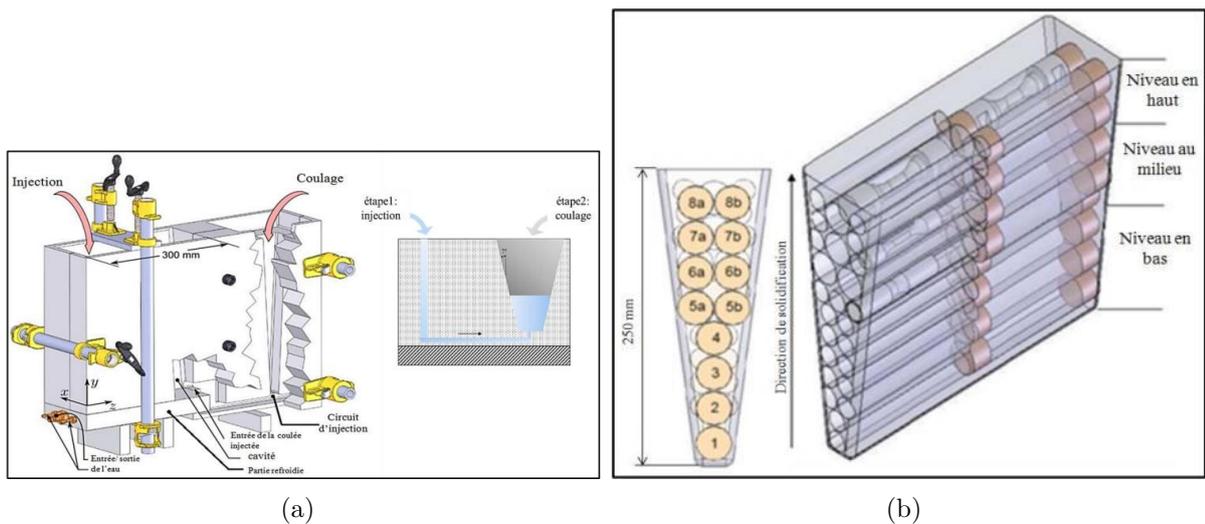


FIGURE I.4 – Modèle de coulée employé dans le travail de Houria et al. [2] : a) Dispositif expérimental de préparation de la coulée ; b) géométrie de la coulée et emplacement des éprouvettes de fatigue

1.3 Microstructure des alliages d'Al-Si de fonderie

1.3.1 Matrice d'aluminium primaire et zones eutectiques

- Processus de solidification

Le processus de solidification lors de la coulée des alliages d'Al-Si est constitué essentiellement d'une matrice α , de particules de silicium et d'intermétalliques. Les dendrites de phase α apparaissent au début de la solidification. Leurs géométries sont généralement décrites à l'aide de deux paramètres : la DAS (Dendrite Arm Spacing), la distance entre les axes majeurs des deux dendrites voisines (dénommée λ_1 en figure I.5) et la SDAS (Secondary Dendrite Arm Spacing) qui représente la distance moyenne entre les deux bras secondaires voisins d'une dendrite (dénommé λ_2). La taille des dendrites est d'autant plus faible que le temps de solidification est court. Les zones eutectiques se forment pendant le palier eutectique après la solidification des dendrites. La règle des segments inverses permet d'estimer la composition des zones eutectiques soit 87% en masse de phase α et 13% en masse de silicium. Ces zones sont localisées dans l'espace entre les bras de dendrite.

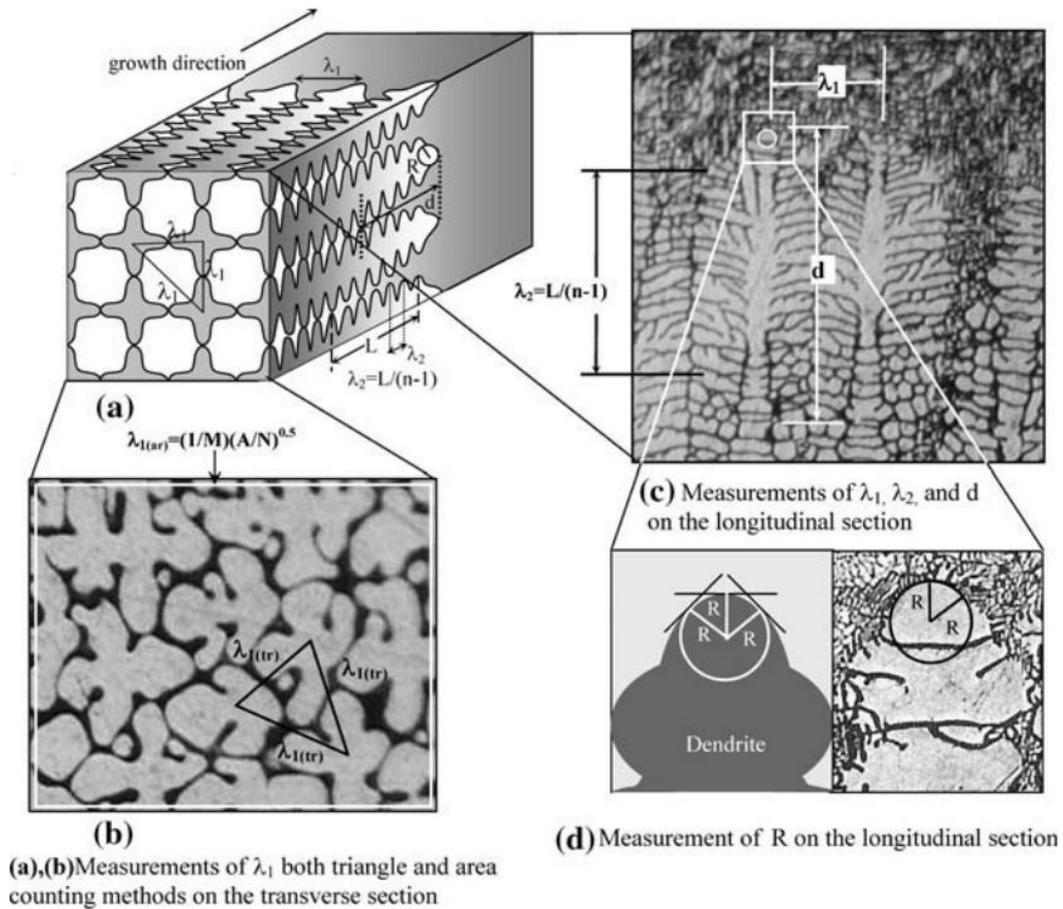


FIGURE I.5 – Schéma représentatif des dendrites [3]

- Diagramme de phase et microstructures correspondantes

La Figure I.6 présente le diagramme de phase du système Al-Si. Les trois compositions a,b et c associées aux trois microstructures présentées en figure I.7, sont repérées sur le diagramme de phase.

Les alliages étudiés dans la thèse (alliages AlSi7Cu0,5Mg0,3 et AlSi7Mg0,3) sont des alliages hypo-eutectiques (à 7% Si) (i.e. correspondant à la zone (a) dans le diagramme de phase). L'ajout des éléments cuivre et magnésium permet l'amélioration des propriétés suivantes [34] :

- le cuivre augmente les propriétés mécaniques par durcissement structural, la microdureté et la tenue à chaud sans perte au niveau de la coulabilité mais diminue la résistance à la corrosion et augmente l'aptitude à la crique ;
- le magnésium augmente la résistance à la corrosion, aux dommages, l'allongement à rupture et engendre un nouveau système durcissant après traitement thermique (Mg_2Si) mais diminue les propriétés de coulabilité et d'usinabilité (les copeaux ont tendance à coller aux outils, ce qui augmente leur usure).

La géométrie des particules de silicium localisées dans les zones eutectiques peut être modifiée par le strontium. Ce dernier permet le passage d'une morphologie aciculaire

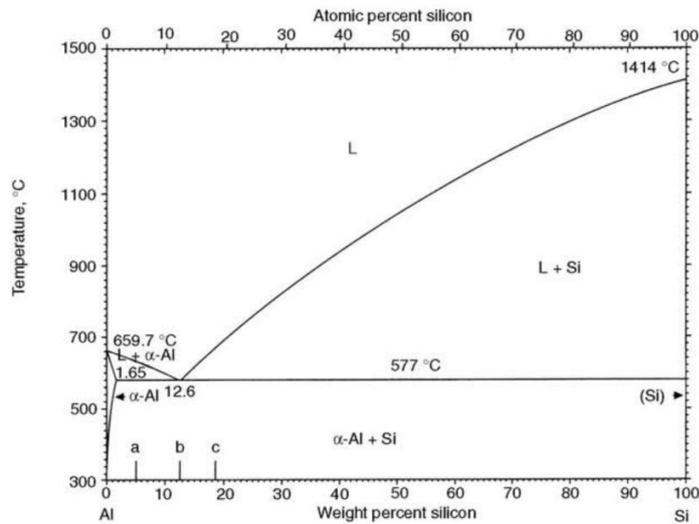


FIGURE I.6 – Diagramme de phase du système Al-Si [4]

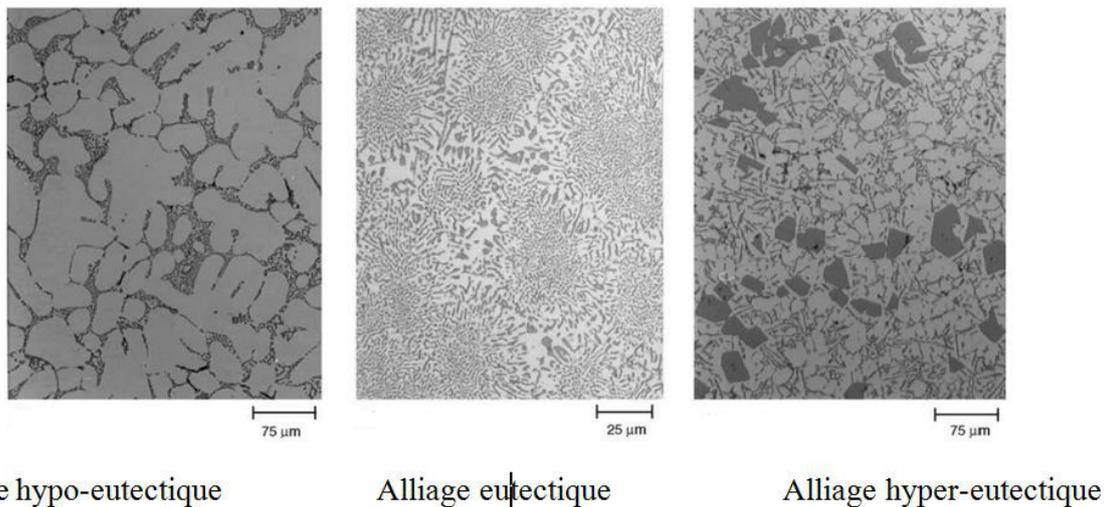


FIGURE I.7 – Microstructures des alliages d'Al-Si en fonction du pourcentage en masse de Silicium [4]

(c'est-à-dire le silicium est sous forme de plaques grossières, sans orientation précise les unes par rapport aux autres) à une morphologie sphérique (Figure I.8).

Dans les zones eutectiques, il existe également les intermétalliques qui sont principalement dus à la présence d'impuretés dans les alliages industriels. Ils sont le plus souvent à base de fer et se trouvent sous forme de particules en forme d'écritures chinoises, de petites aiguilles/plaquettes ou encore de cristaux polygonaux. En fonction des éléments d'alliage, de nombreux composés ont été observés : binaires ($Al_{13}Fe_4$, Al_xFe , Al_6Fe ,...), ternaires ($\alpha-Al_8FeSi$, $\beta-Al_5FeSi$, Al_7Cu_2Fe , Al_6CuMg_4 ,...) ou quaternaires ($Al_{15}(FeMn)_3Si_2$, $Al_8Si_6Mg_3Fe$) [35].

Au niveau de la structure des grains, la technique d'EBSD (Electron Back Scattered Diffraction) permet de révéler les orientations cristallographiques de la phase α ainsi que

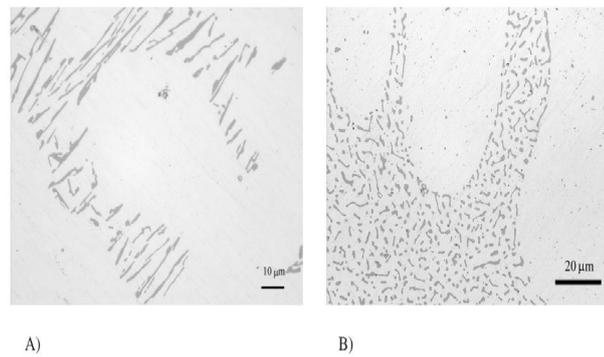


FIGURE I.8 – Effet de la modification par strontium sur la morphologie des particules de silicium : A) sans modification par Strontium, B) avec modification par Strontium [5]

des joints de grain. La figure I.9, reportée dans le travail de Heiberg[5], présente à gauche l'observation par MEB d'un alliage d'Al-Si de fonderie et la figure de pôle inverse associée à droite. Il est observé des zones en couleur qui correspondent aux grains de phase α dont l'orientation peut être déterminée. Les points noirs n'ont pas pu être indexés sur la base du réseau cristallin de l'aluminium. Ce sont principalement des particules de silicium et des intermétalliques.

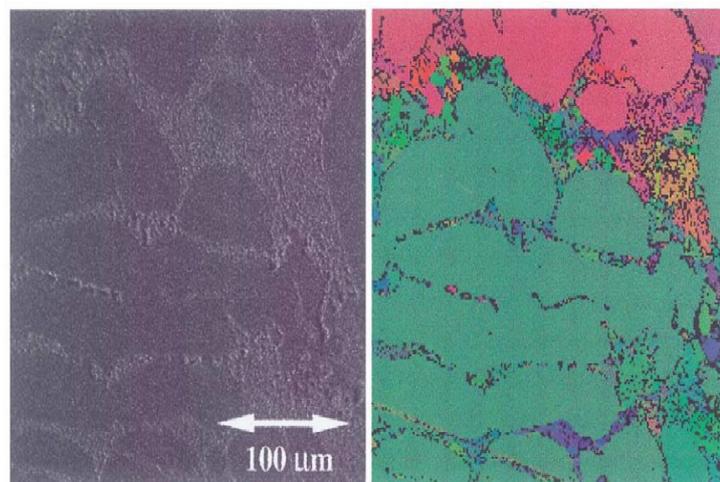


FIGURE I.9 – Microstructure d'un alliage d'aluminium de fonderie observée par EBSD [5]

Savelli et al. [36] ont réalisé des observations minutieuses par EBSD de l'alliage AlSi7Mg-T6 pour caractériser la distribution de l'orientation des grains. Les conclusions de ce travail sont résumées succinctement ci-après :

- la cristallisation n'est pas toujours parfaite. Ce phénomène entraîne une désorientation de l'ordre de 2 à 3° au sein d'un même grain ;
- la répartition des orientations des grains des alliages d'aluminium obtenues en fonderie est quasi-homogène. Cela signifie qu'il n'y a pas de texture dans les nuances étudiées ;

- une continuité cristallographique entre les bras de dendrites d'un même grain, à travers les zones eutectiques a été observée ;
- il existe deux types de grains : des grains de phase α d'origine dendritique et des grains de phase α d'origine eutectique qui sont beaucoup plus petits ;
- la phase α eutectique croît préférentiellement en épitaxie avec la phase α dendritique alentour (à 2 ou 3° près).

1.3.2 Porosité

La formation des porosités est un phénomène se présentant toujours dans les alliages fabriqués en fonderie. La fraction volumique ainsi que la taille des pores sont différentes suivant les procédés de fonderie. Deux phénomènes physiques sont à l'origine de cette formation : le dégazage d'hydrogène et le retrait au cours de la solidification. La taille et la sphéricité S (définie par l'équation I.1) sont deux paramètres caractéristiques de pores couramment utilisés.

$$\begin{aligned} \text{Pour une caractérisation en surface : } S &= \frac{(4\pi A_{2D})^{1/2}}{P} \\ \text{Pour une caractérisation en volume : } S &= \frac{\pi^{1/3}(6V)^{2/3}}{A_{3D}} \end{aligned} \quad (\text{I.1})$$

avec P le périmètre de pore, $A_{2D/3D}$ l'aire de pore (caractérisation en surface) ou aire de la surface 3D (caractérisation en volume) de pore et V volume de pore.

La relation entre la taille et la sphéricité dans des alliages d'aluminium de fonderie a été mise en évidence par Buffière [7] puis par Koutiri [6] à l'aide d'observations 3D par micro-tomographie. D'après ces auteurs, lorsque la taille des pores est peu importante, le lien entre la taille et la sphéricité est faible. Ils correspondent aux pores gazeux. En revanche, pour des pores de taille plus importante, la relation est plus forte. Il s'agit des pores de micro-retrait (c'est-à-dire retassures). Ces relations sont illustrées à la figure I.10.

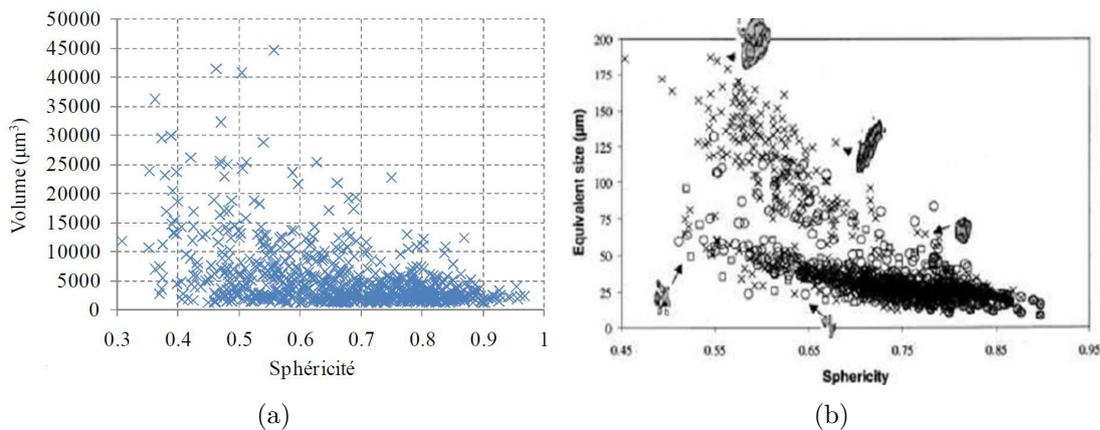


FIGURE I.10 – Sphéricité en fonction du volume des pores : (a) pour un alliage d'aluminium AlSi7Cu05Mg03 T7 coulée coquille [6] ; (b) pour un alliage AS7G03 coulé en sable gazé à l'aide d'un mélange de gaz H_2/Ar lors de la coulée[7]

La plupart des pores sont inter-granulaires, peu sont intra-granulaires. En outre, Buffière et al. [7] ont montré que les parties convexes du bord d'un pore s'accompagnent toujours de particules silicium (Figure I.11). Cet arrangement typique de l'alliage d'aluminium Si de fonderie peut favoriser l'amorçage des fissures de fatigue.

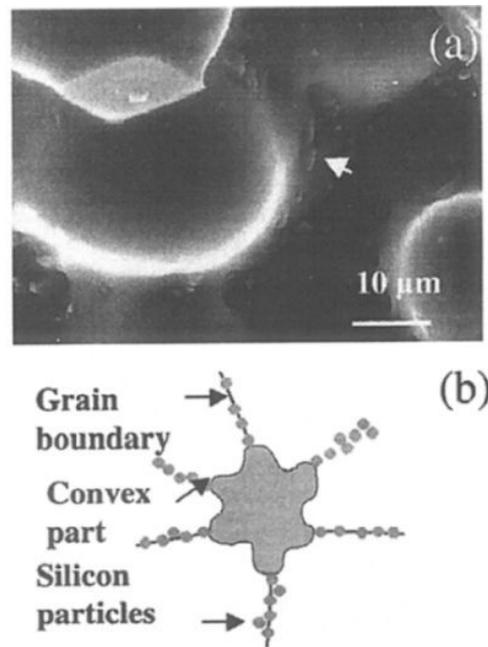


FIGURE I.11 – Position des particules de Si eutectiques autour d'un pore. (a) : Image issue du MEB (Microscopie Électronique à Balayage) de l'intérieur d'un pore montrant des particules de Si qui se localisent dans la partie convexe du pore ; (b) : schéma d'arrangement spatial [7]

2 Effets des hétérogénéités microstructurales sur la tenue en FGNC

Dans cette partie, l'effet de chaque hétérogénéité microstructurale sur le comportement en FGNC des alliages d'Al-Si de fonderie reporté dans la littérature sera évoqué. L'influence de la taille de pores sera d'abord discutée. Pour chaque autre type d'hétérogénéité microstructurale, les effets pour des alliages avec porosité et ceux sans porosité seront abordés de manière séparée. Les alliages d'Al-Si de fonderie exempts de pore peuvent être obtenus à l'aide du traitement CIC (Wang et al. [11], Rédik et al. [8], Gao et al. [15]) ou de l'augmentation de la vitesse de refroidissement (Brochu et al. [37], Zeng et al. [12], Houria et al. [32], Huter et al. [38]). La distinction des effets de ces éléments en présence de pore et en absence de pore vient du fait que, généralement, le mécanisme d'endommagement dominant en FGNC pour les alliages d'Al-Si de fonderie sans porosité est l'amorçage de fissure au sein de la matrice alors que pour les alliages avec porosité, le mécanisme de propagation de fissure à partir des pores est dominant. L'effet du mode de chargement

(i.e. uniaxial, multiaxial) sera également discuté.

2.1 Effet de la taille de pores

Comme les pores de micro-retrait résultant des procédés de fonderie des alliages d'aluminium ont des morphologies très tortueuses [7, 13, 6], le niveau de contrainte local à la surface de pore peut être très élevé par rapport à la contrainte macroscopique appliquée [9, 39, 40]. De plus, la présence de particules de silicium au voisinage des pores peut également entraîner l'endommagement rapide à l'interface entre les particules de Si et la matrice. Par conséquent, les microfissures de fatigue peuvent se former au cours des premiers cycles de chargement, même dans le domaine de FGNC [36]. Pour cette raison, nous préférons aborder, en présence de pores, le mécanisme de l'amorçage et de propagation de fissures à partir de pores plutôt que le mécanisme d'amorçage de fissure uniquement.

L'influence de la taille de pores sur la tenue en FGNC a été observée dans les nombreux travaux de la littérature. Plusieurs travaux, Chan et al. [30], McDowell et al. [28], Buffière et al. [7], Koutiri et al. [6], Roy et al. [41, 42], ont montré un effet très néfaste des pores sur la tenue en fatigue, notamment pour le chargement uniaxial. La limite de fatigue des alliages d'Al-Si diminue en fonction de la taille de pore. Il a été observé que pour les nuances avec pores, les fissures de fatigue s'amorcent toujours au niveau des porosités pour le chargement uniaxial. La limite de fatigue en traction-compression des alliages d'aluminium de fonderie peut chuter de 40% en fonction de la taille de pore [15]. Redik [8] a présenté l'évolution de la limite de fatigue en fonction de la taille de pore en reportant des résultats obtenus à partir de différents travaux de la littérature (Figure I.12). Les références bibliographiques reportées dans ce travail sont les travaux de Yi et al. [10] (notée 1), de Couper et al. [43] (notée 2), de Boileau et al. [44] (notée 3), de Gonzales et al. [45] (notée 4) et de Brochu et al. [37] (notée 5).

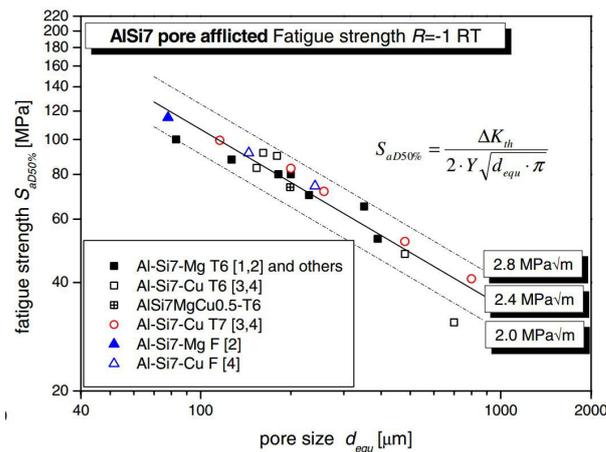


FIGURE I.12 – Evolution de la limite de fatigue en fonction de la taille de pore [8]

Au niveau de la taille critique de pore, Brochu et al. [37] ont montré, pour un alliage A357-T6, l'existence d'un seuil de taille de pore $\sqrt{area_c} \approx 155 \mu m$ pour le chargement uniaxial à R=-1 en dessous de laquelle les pores ont peu d'impact sur la tenue en fatigue.

Très rarement des pores de taille inférieure à $155\mu\text{m}$ ont été observés sur les faciès de rupture. Cette valeur est plus élevée que la SDAS mais plus petite que la taille de grain des matériaux étudiés. Néanmoins, Roy et al. [41, 42] ont trouvé pour les alliages A356-T6 une taille de pore critique de l'ordre de $\sqrt{\text{area}_c} \approx 450\mu\text{m}$ pour le chargement de traction-compression à $R=-1$ et $\sqrt{\text{area}_c} \approx 200\mu\text{m}$ pour le chargement de torsion à $R=-1$.

Concernant la compétition entre pores en surface et pores en volume, Serrano et al. [9] ont mis en évidence le rôle de la position spatiale de pore sur la propagation de fissure de fatigue. Les auteurs ont observé à l'aide des mesures de microtomographie l'évolution de la taille tridimensionnelle de deux fissures : l'une s'amorce à partir d'un pore débouchant et l'autre s'amorce depuis un pore en volume (Pore 1 et Pore 3, Figure I.13). Les auteurs ont

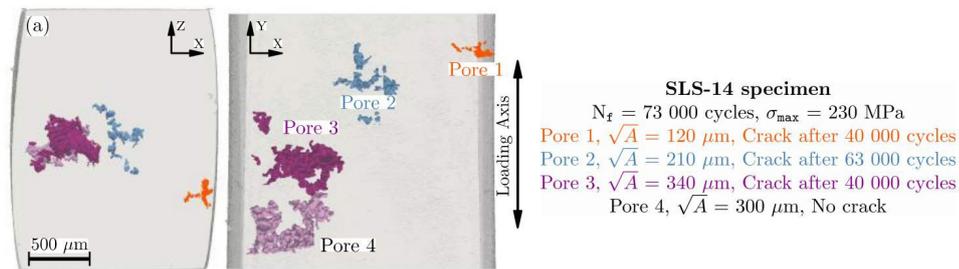


FIGURE I.13 – Images de tomographie des pores dans une éprouvette [9]

trouvé que la vitesse de propagation de la fissure s'amorçant à partir d'un pore débouchant (c'est-à-dire propagation à l'air) est beaucoup plus rapide que celle de la fissure s'amorçant à partir d'un pore en volume (c'est-à-dire propagation sous vide) (Figure I.14).

Dans le cas des chargements multiaxiaux, les travaux Roy et al. [41] et d'Houria et al. [32], sur l'alliage A356-T6, ont montré un effet plus marqué de pores sur la limite de fatigue en torsion qu'en traction-compression. De manière étonnante, Roy et al. [41] ont observé un effet très faible de pores pour le chargement de traction-torsion combinées $R=-1$ avec un ratio de biaxialité $k=1$.

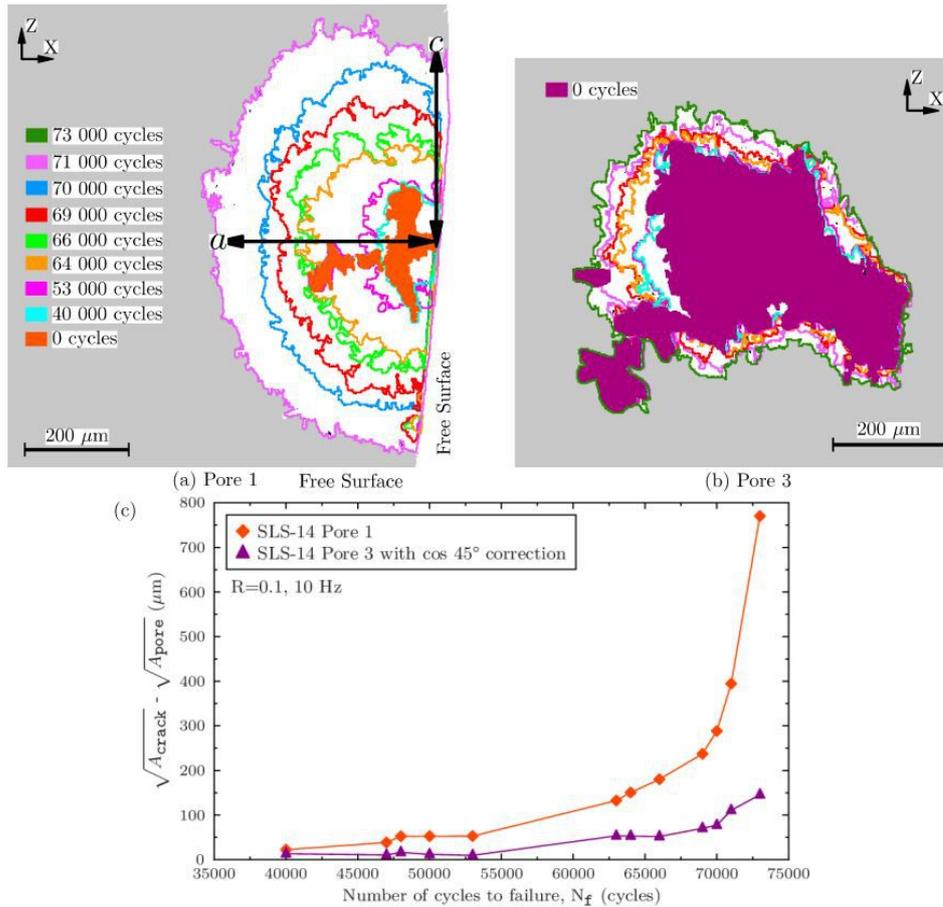


FIGURE I.14 – Evolution de la longueur des deux fissures : l’une s’amorce à partir d’un pore débouchant (Pore 1) et l’autre s’amorce à partir d’un pore en volume (Pore 3) [9]

2.2 Effet des films d’oxyde

- **En absence de pore :** Les travaux de Wang et al. [11], Brochu et al. [37], Davison et al. [46, 47] ont mis en évidence l’influence des films d’oxyde sur la tenue en fatigue des alliages Al-Si de fonderie. Une morphologie typique des films d’oxyde est présentée à la figure I.15. Les auteurs montrent que la présence des couches d’oxyde peut réduire significativement la durée de vie (Figure I.16).

- **En présence de pore :** Davidson et al. [47] ont observé sur deux alliages d’Al-Si, l’un ne contenant que des films d’oxyde de taille moyenne de 0.042 mm^2 et l’autre présentant à la fois des pores et des couches d’oxyde de même taille (taille moyenne de 0.02 mm^2), que la tenue en fatigue de ces deux alliages est proche (130 MPa pour le premier alliage et 135 MPa pour le second). Les auteurs ont donc constaté que l’effet de la couche d’oxyde est plus faible que celui des pores. Cette constatation est confirmée dans le travail de Brochu et al. [37] et Wang et al. [11].

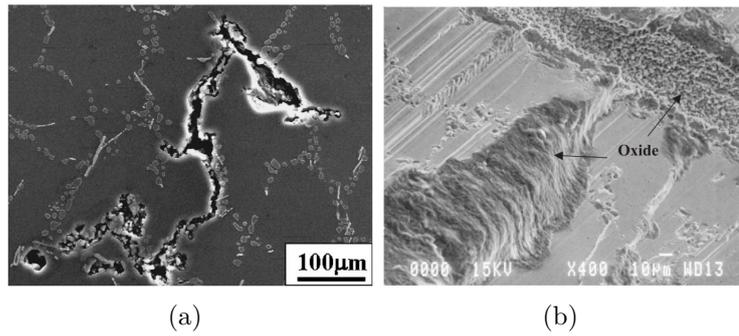


FIGURE I.15 – Films d'oxyde observés dans les alliages d'aluminium de fonderie : a) sur la surface par microscopie optique [10] ; b) sur le faciès de rupture par microscopie électronique à balayage [11]

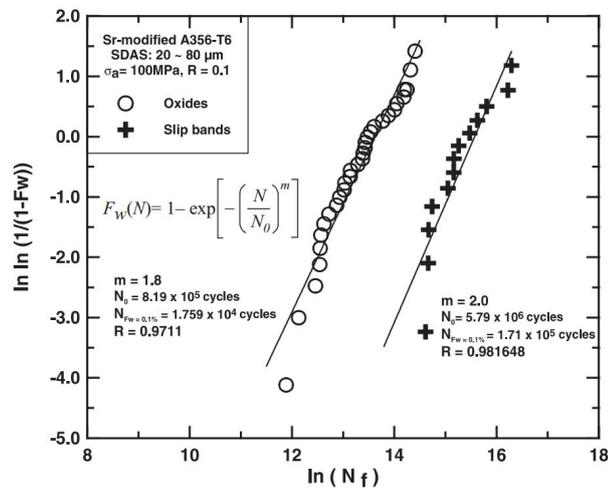


FIGURE I.16 – Influence du mécanisme d'amorçage sur la durée de vie à rupture. Cercles : amorçage sur couche d'oxyde, croix : amorçage sur bandes de glissement persistantes [11]

2.3 Effet de l'orientation cristallographique de la matrice d'aluminium

- **En absence de pore** : Des études réalisées par Wang et al. [11] et Redik et al. [8] sur des alliages d'Al-Si de fonderie étant soumis au traitement CIC ont montré un effet significatif de l'orientation cristallographique de la matrice α sur l'amorçage de fissures en FGNC de cette famille de matériau. Dans ces travaux, les auteurs ont mené des essais de fatigue sous chargement uniaxial (en traction à $R=0.1$ pour le travail de Wang et al. [11] et en flexion rotative à $R=-1$ pour le travail de Redik et al. [8]) sur les alliages A356 et A357. Ils ont trouvé que l'amorçage des fissures de fatigue dans le domaine de FGNC est principalement lié à la formation des BGP dans la matrice d'aluminium primaire (Figure I.17) gouvernée par l'orientation cristallographique.

Cet effet a également été observé dans le travail récent de Zeng et al. [12]. Les auteurs ont réalisé des essais de fatigue en flexion rotative pour deux types de chargement : chargements importants (260 et 240 MPa) correspondant au domaine de fatigue à faible

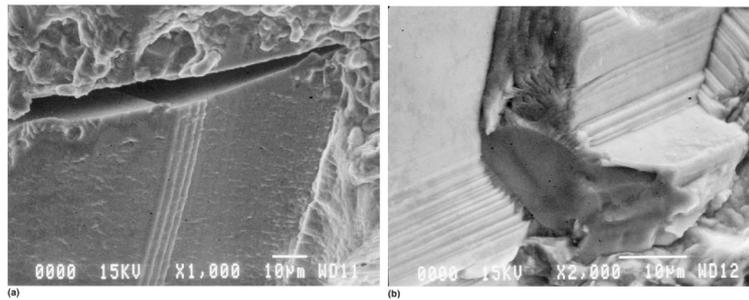


FIGURE I.17 – Amorçage sur les bandes de glissement persistantes [11]

nombre de cycles et chargements plus faibles (180, 120 et 100 MPa) pour un alliage A356-T6. Les auteurs ont observé deux phénomènes qui sont à l'origine des amorçages des fissures de fatigue. Le premier mécanisme d'amorçage est lié à la formation des BGP au sein de la matrice α pour le domaine de FGNC ($N_f < 10^7$ cycles) (Figure I.18). Le deuxième mécanisme concerne l'amorçage de fissures au voisinage des particules de silicium dans les zones eutectiques pour le domaine de fatigue à très grand nombre de cycles ($N_f > 10^8$ cycles) (discuté plus tard dans la section 2.6).

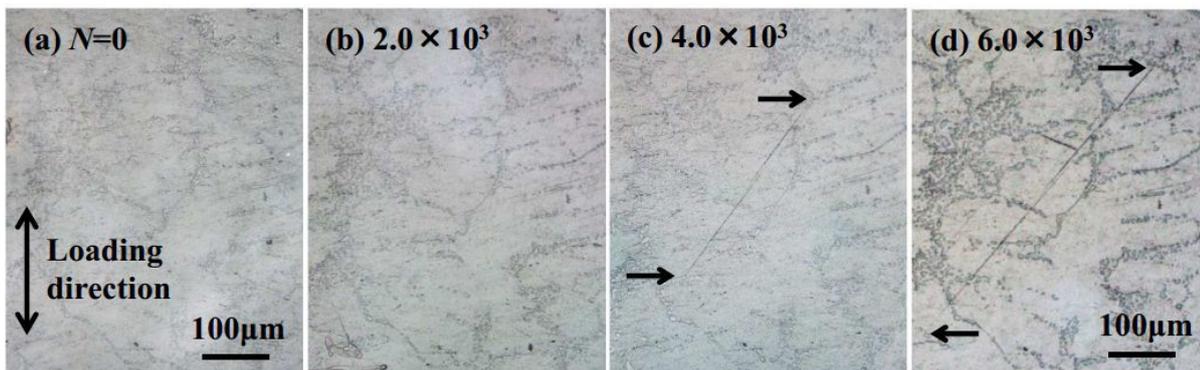


FIGURE I.18 – Fissure amorcée à partir de la formation des BGP dans la matrice d'aluminium, $\sigma_a = 260\text{MPa}$, $N_f = 1.46 \times 10^4$ cycles [12]

- **En présence de pore :** L'influence de l'orientation cristallographique sur la tenue en fatigue des alliages d'Al-Si en présence de pore est peu étudiée dans la littérature. Pour le chargement uniaxial, des observations du trajet de fissuration de fissures issues des travaux de littérature comme ceux de Koutiri et al. [6] ou Serrano et al. [9] montrent que les fissures de fatigue propagent systématiquement en mode d'ouverture suivant le plan de contrainte normale maximale. De ce fait, l'effet de l'orientation cristallographique de la matrice semble, a priori, négligeable.

Pour le chargement de torsion, Serrano et al. [9] ont observé, pour des alliages A357-T6, que malgré la présence de pore, l'amorçage et la propagation de fissure ont lieu au sein de la matrice α suivant le plan de glissement cristallographique. De plus, les auteurs ont trouvé que le trajet de fissuration dans le domaine de fatigue à faible nombre de cycles et

à grand nombre de cycles se trouve également dans le plan de contrainte de cisaillement maximale, autrement dit gouverné par la formation des BGP.

2.4 Effet de la taille de grain et des joints de grain

- **En absence de pore :** Le travail de Houria et al. [2] a montré un effet bénéfique de la taille de grain sur la tenue en FGNC pour la sollicitation en torsion des alliages A356-T6 en absence de pore (Figure I.19(a)). Néanmoins, il faut garder à l'esprit que la taille

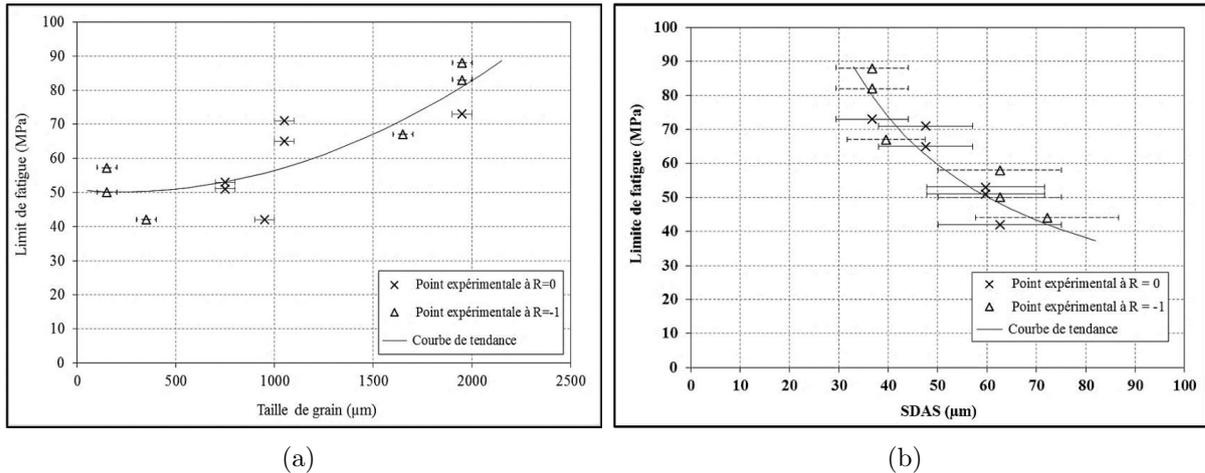


FIGURE I.19 – Evolution de la limite de fatigue en torsion à R=-1 et R=0 en fonction de : a) la taille de grain ; b) la SDAS pour un alliage d'aluminium de fonderie A356 sans pore [2]

de grain et la SDAS des matériaux étudiés dans le travail de Houria et al. [2] sont liées : les matériaux ayant les SDAS les plus faibles présentent les grains avec la taille la plus importante. Par conséquent, l'analyse de Houria et al. présentée ne peut pas quantifier clairement l'effet de taille de grain et le dissocier de l'effet de la SDAS. En complément, on pourra noter que cette tendance "SDAS-taille de grain" est inverse de celle classiquement observée dans la littérature.

- **En présence de pore :** Brochu et al. [48, 37] ont constaté, en se basant sur l'étude des alliages A357 obtenus à l'aide du moulage permanent et du rhéo-moulage, que l'amélioration de la tenue en FGNC de l'alliage résulte à la fois de la diminution de la fraction volumique de porosité et de la décroissance de la taille de grain. Néanmoins, comme la taille de grain et la taille de pore dans ces alliages sont liées, le seul effet de taille de grain ne peut être démontré.

Concernant l'effet de taille de grains sur le mécanisme de propagation de fissure, les travaux de Ferrié [13] et de Savelli [36] sur un alliage AS7G03, comportant des mesures EBSD et en tomographie à rayon X, ont mis en évidence le rôle de joints de grain dans la propagation des fissures. Selon les auteurs, la propagation d'une fissure est souvent intergranulaire dans les zones eutectiques. Elles peuvent également être bloquées ou bifurquer aux joints de grain (comme en figure I.20). On observe :

I.2 Effets des hétérogénéités microstructurales sur la tenue en FGNC

- un blocage en surface : la fissure est bloquée (il n'y a pas d'évolution entre le stade T1 et T2) dans la coupe A (coupe en surface) pour laquelle un joint de grain est observé;
- une bifurcation en profondeur : sur la coupe B à une profondeur de $45\mu\text{m}$ sous la surface, le plan de fissure n'est pas plat mais incliné à un angle de 53° par rapport à l'axe X. D'après l'auteur, ce fait semble compatible avec une propagation cristallographique intradendritique.

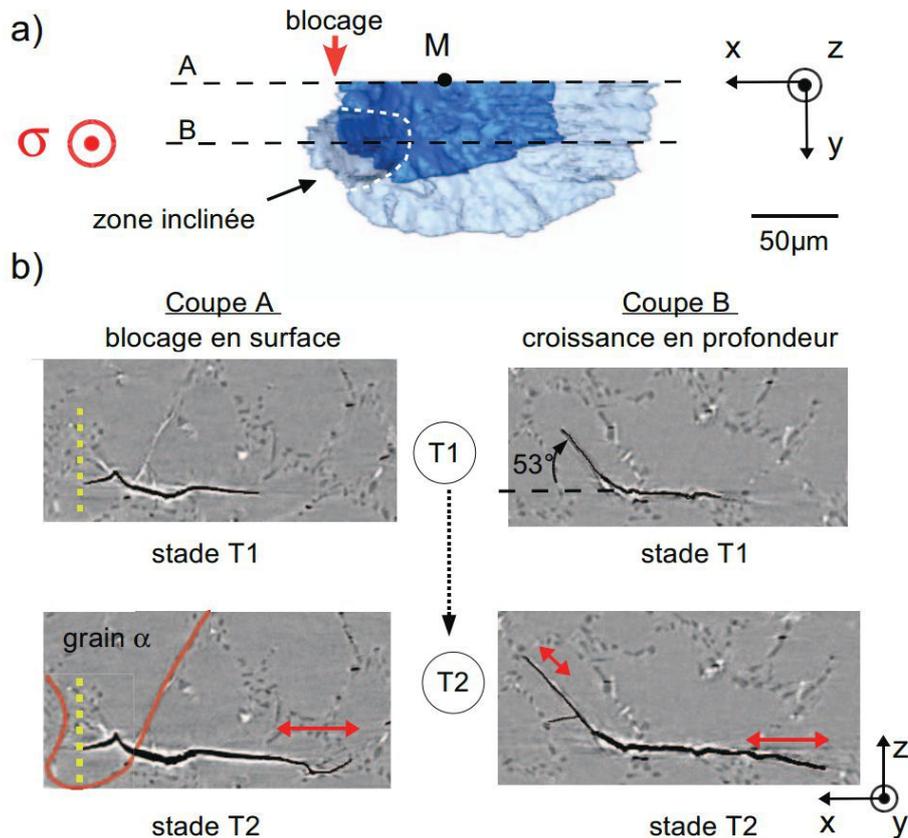


FIGURE I.20 – Blocage et bifurcation d'une fissure de fatigue aux joints de grain dans un alliage AS7G03 sous chargement uniaxial à $R=0.1$ [13]

Les observations de Ferrié et al. ont ainsi mis en évidence un effet important des joints de grain dans la propagation des fissures dont la taille est de l'ordre de quelques centaines de μm comme celle observée en figure I.20.

2.5 Effet de la SDAS

- **En absence de pore** : Dans la littérature, l'influence de la SDAS sur la résistance en FGNC des alliages d'aluminium de fonderie fait toujours l'objet de nombreuses discussions. En effet, des études ont montré des effets contradictoires sur la limite de fatigue des alliages d'Al-Si. On peut citer les travaux suivants :

- Pour le chargement uniaxial : Wang et al. [11], Gao et al. [15] et Redik et al. [8] ont observé que dans l'intervalle de SDAS entre 30 et $60\mu\text{m}$, la limite de fatigue

augmente quand la SDAS augmente. Dans l'intervalle de SDAS entre 60 à 80 μm , la limite de fatigue diminue quand la SDAS augmente. Le résultat du travail de Wang et al. est présenté à la figure I.21. Afin d'expliquer ces tendances, les auteurs avancent

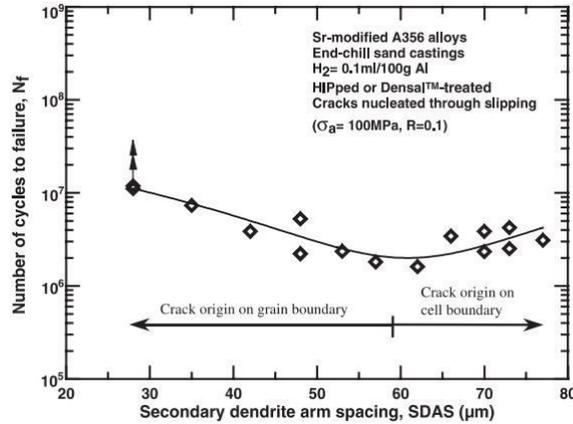


FIGURE I.21 – Influence de la SDAS sur la tenue en FGNC des alliages d'Al-Si de fonderie sans défaut [11]

l'hypothèse d'une contrainte induite par l'empilement de dislocations aux joints de grain et/ou au niveau des bras secondaires. En effet, dans les alliages d'Al-Si de fonderie avec une microstructure grossière (i.e. SDAS élevée), les bras secondaires des dendrites sont larges et la taille de zones eutectiques est également importante. Par conséquent, les bras secondaires sont isolés et ils se comportent comme un grain. Au cours des cycles de chargement, les dislocations apparaissent autour des particules eutectiques et ne peuvent pas se déplacer à travers des zones eutectiques localisées entre les bras secondaires. Cet effet résulte en une augmentation de la contrainte au niveau des joints de bras secondaire. Au contraire, dans le cas des alliages avec une microstructure plus fine (i.e. SDAS faible), les particules eutectiques sont réparties de façon plus homogène dans la matrice et les dislocations peuvent traverser les joints des bras secondaires. Elles ne se bloquent qu'aux joints de grain. En conclusion, les auteurs supposent que pour les alliages ayant la $SDAS < 60\mu m$, l'amorçage de fissure a lieu aux joints de grain et pour ceux ayant la $SDAS > 60\mu m$, les fissures s'amorcent aux joints des bras secondaires. Néanmoins, les auteurs ne montrent pas d'observations expérimentales pour étayer cette hypothèse.

- Pour le chargement de torsion : comme présenté en figure I.19, Houria et al. [2] ont constaté que l'augmentation de la SDAS (dans l'intervalle entre 30 et 60 μm) entraîne une diminution de la limite de fatigue. Néanmoins, comme discuté précédemment, cette conclusion n'est pas claire car la SDAS et la taille de grain des matériaux étudiés dans ce travail sont liées.

- **En présence de pore :** Les travaux de Rédik et al. [8] et de Houria et al. [32] menés sur des alliages d'Al-Si avec pore naturel et/ou artificiel (dans lesquels le mécanisme de propagation de fissure est dominant) ont constaté une faible influence de la SDAS sur la limite de fatigue. D'autre part, Caton et al. [18] ont montré un effet marqué de la SDAS

sur le seuil de propagation des fissures longues à l'aide des essais de fissuration. Les auteurs ont observé une augmentation du seuil de propagation de fissure longue avec la taille de SDAS. Cette observation suggère un effet significatif de la SDAS sur le comportement en fatigue des alliages d'Al-Si contenant des pores.

2.6 Effet des particules de Si et des intermétalliques

- **En absence de pore :** Certains travaux de la littérature ont montré le rôle non-négligeable des particules de Si. Grâce à des essais de fatigue en flexion rotative $R=-1$ sur l'alliage A356-T6, Zeng et al. [12] ont observé que, dans le domaine de fatigue à très grand nombre de cycles, l'amorçage de fissure a principalement lieu au voisinage des particules de silicium dans les zones eutectiques (Figure I.22). Malheureusement, les auteurs ne présentent pas d'observations de faciès de rupture permettant de confirmer la présence des particules eutectiques dans les sites d'amorçage. De plus, cette constatation n'est pas en accord avec des résultats obtenus dans le travail de Huter et al. [38]. En effet, ce dernier montre que l'amorçage de fissure n'a lieu au voisinage des particules de silicium que dans le domaine de fatigue à faible nombre de cycles alors que dans le domaine de FGNC, le mécanisme d'amorçage à partir des BGP l'emporte.

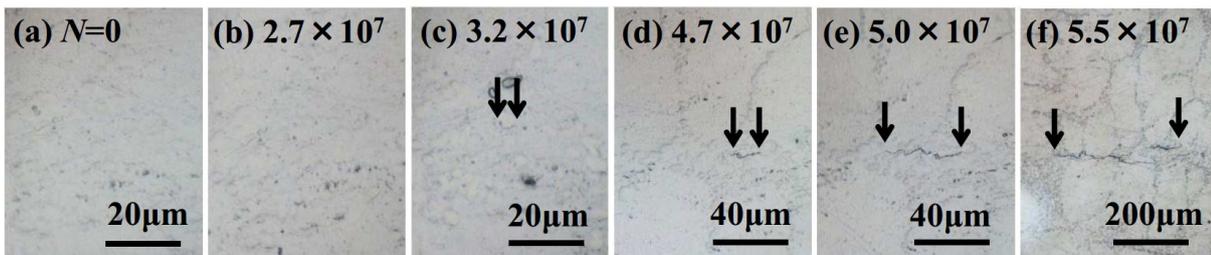


FIGURE I.22 – Fissure amorcée au voisinage des particules de silicium, $\sigma_a = 100MPa$, $N_f = 1.03 \times 10^8$ cycles [12]

Récemment, Dezecot et Brochu [14], en menant des essais de fatigue en traction $R=0.1$ sur un alliage A357, ont montré une compétition entre l'amorçage par formation des BGP dans la phase d'aluminium primaire et l'amorçage par l'endommagement des particules de silicium dans les zones eutectiques (Figure I.23). On pourra néanmoins noter que ce dernier mécanisme n'a pas été observé dans les travaux de Wang et al. [11] qui porte également sur l'étude d'un alliage en absence de défaut sous chargement uniaxial à $R=0.1$.

Gao et al. [15] ont développé un modèle numérique permettant d'accéder à la répartition du champ de contrainte au voisinage des particules de silicium. Les auteurs ont montré, en se basant sur des simulations du comportement d'un bras secondaire avec la présence de particules eutectiques (Figure I.24), une augmentation de 20% de la contrainte équivalente de Von Mises au voisinage des particules de Si par rapport à la contrainte macroscopique. En introduisant un paramètre d'endommagement, D_p , défini par l'équation I.2, les auteurs sont capables de prédire la limite de fatigue des différents alliages d'aluminium de fonderie présentant différents SDAS et tailles de pore.

$$D_p = \frac{1}{A} \int_0^t \int \int_A \sigma_{ij} \dot{\epsilon}_{ij}^p dA dt \quad (I.2)$$

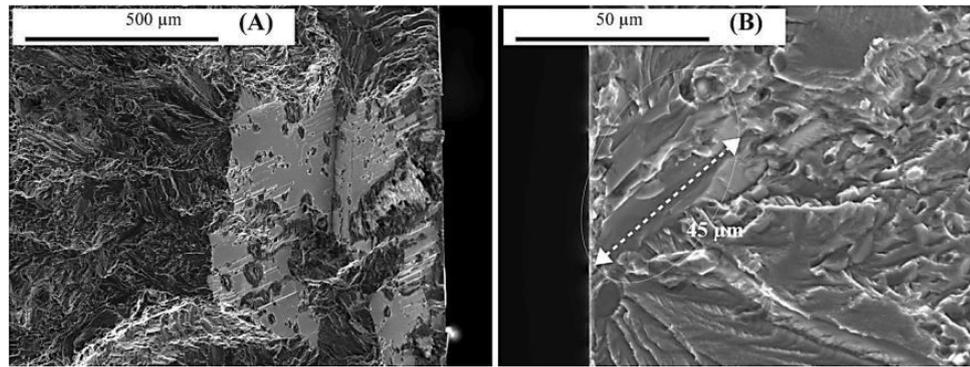


FIGURE I.23 – Deux mécanismes d’amorçage observés dans le travail de Dezecot et Brochu [14] dans un alliage A357 ayant subi le traitement CIC pour un chargement uniaxial $R=0.1$: A) amorçage au niveau des BGP ; B) amorçage au niveau des inclusions

avec A l’aire de la matrice d’aluminium dans le bras secondaire, t le temps, $\dot{\epsilon}_{ij}^p$ la vitesse de déformation plastique. Cependant, le comportement de la matrice d’aluminium utilisé dans ce modèle est élasto-plastique isotrope alors que l’orientation cristallographique de la phase d’aluminium semble jouer un rôle important dans l’amorçage de fissures (discuté précédemment dans la section 2.3 de ce chapitre).

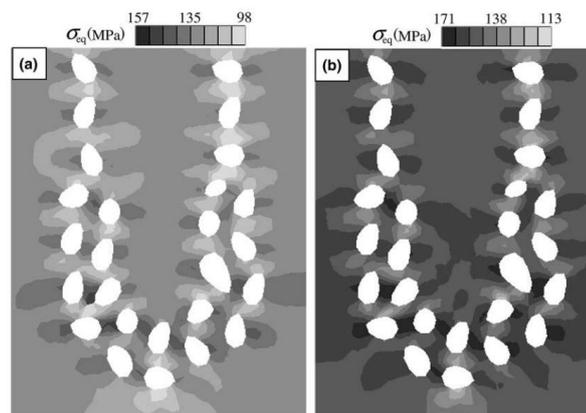


FIGURE I.24 – Distribution de la contrainte équivalente de Von Mises au voisinage des particules de silicium localisées autour d’un bras secondaire sous deux niveaux de contrainte macroscopique : a) $\sigma^\infty = 130 MPa$; b) $\sigma^\infty = 150 MPa$, Gao et al. [15]

- **En présence de pore :** Buffière et al. [7] ont observé que l’amorçage de fissures au niveau des porosités est souvent produit par la décohésion de l’interface matrice d’aluminium / particules de silicium dans les parties convexes d’un pore (Figure I.25)

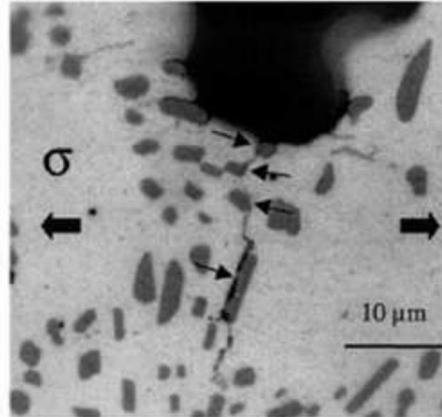


FIGURE I.25 – Amorçage de fissure de fatigue suite à la rupture de l'interface porosité/microstructure [7]

2.7 Effet du cuivre

- **En absence de pore :** Dans les alliages d'Al-Si de fonderie sans pore, aucun travail n'existe dans la littérature permettant de dissocier clairement l'effet du cuivre sur la tenue en fatigue. En effet, des travaux comme ceux de Redik et al. [8] traitant de la relation entre la tenue en fatigue et la limite d'écoulement en absence de pore ont montré un effet bénéfique de la SDAS et de l'ajout de cuivre. Malheureusement, n'ayant pas de matériaux avec une même SDAS et différentes quantités de cuivre, le seul effet du cuivre n'a pas pu être quantifié.

- **En présence de pore :** En ce qui concerne les alliages d'Al-Si de fonderie avec pore, le travail de Marie-Louise et al. [16] ont mis en évidence un abaissement de 10% de la limite de fatigue à 2×10^6 cycles en ajoutant 0.5% de cuivre en comparaison des deux alliages AlSi7Mg03 T7 et AlSi7Cu05Mg03 T7 obtenus par coulée gravité sable (Figure I.26). A 10^7 cycles, on observe néanmoins des limites de fatigue proches de ces deux nuances. Malheureusement, les auteurs ne présentent aucune information relative à la taille de pore de ces nuances. Il faut noter, même si ces deux alliages ont été coulés par un même procédé, qu'il est possible que les deux matériaux obtenus présentent des populations différentes de pores.

2.8 Synthèse des effets des hétérogénéités microstructurales

La synthèse des travaux de la littérature relatifs aux effets des différentes hétérogénéités microstructurales sur le comportement en FGNC des alliages d'Al-Si de fonderie a montré la complexité de cette problématique. Comme la SDAS, la taille de grain et la taille de pores sont souvent liées, on ne dispose pas dans la littérature de procédé permettant d'obtenir des nuances qui, par exemple, présentent une même SDAS, une même taille de grains mais avec différentes tailles de pores ou bien une même SDAS, une même

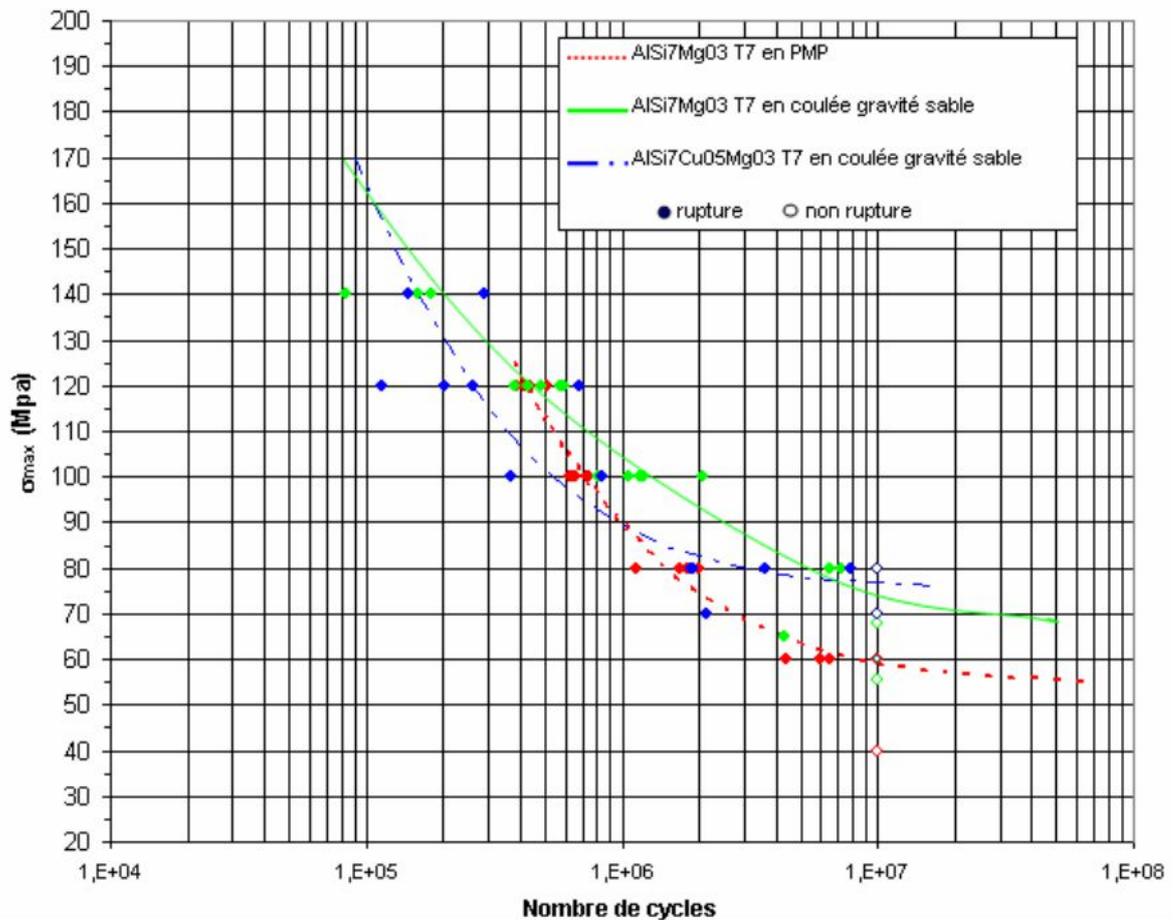


FIGURE I.26 – Courbes de Wohler de différents alliages d'Al-Si reportées dans le travail de Marie-Louise et al. [16]

taille de pores mais avec différentes tailles de grains. Par conséquent, les travaux de la littérature n'ont pas pu découpler proprement ces effets des hétérogénéités microstructurales. Certains résultats sont incohérents voire contradictoires. L'ensemble des résultats issus de la littérature sont résumés ci-dessous :

- En absence de porosité

- Film d'oxyde : cet élément est à l'origine de l'amorçage de fissure et réduit de manière significative la durée de vie des matériaux (d'un facteur 7) par rapport aux alliages sans film d'oxyde.
- Orientation cristallographique de la phase α : l'amorçage de fissure induit par la formation des BGP est observé dans plusieurs travaux de la littérature. Malheureusement, il n'existe pas de travail quantifiant explicitement l'effet de l'orientation cristallographique de la matrice et le dissociant des effets des autres hétérogénéités microstructurales.
- Taille de grain, joints de grain et SDAS : l'amorçage de fissure à partir des BGP pour les nuances sans pore est observé dans certains travaux de la littérature. Néanmoins,

l'effet de taille de grain et celui de la SDAS n'est pas clairement quantifié car ces deux caractéristiques sont généralement corrélés pour les alliages d'Al-Si de fonderie.

- Particules de silicium et intermétalliques : certains travaux ont montré que des particules Si sont à l'origine de l'amorçage de fissure dans le domaine de fatigue à très grand nombre de cycles quand la contrainte appliquée est faible. De manière contradictoire, d'autres travaux ont mis en évidence le rôle marqué des particules Si et des intermétalliques pour l'endommagement en fatigue à faible nombre de cycles.
- Cuivre : l'effet de cuivre n'est pas encore quantifié clairement. Généralement, il est constaté que l'ajout de cuivre et l'affinage de la SDAS améliorent la tenue en FGNC.

- En présence de porosité

- Porosité : les pores jouent un rôle de premier ordre dans l'amorçage de fissure pour les chargements uniaxiaux. La forte tortuosité ainsi que la présence des particules eutectiques entraînent l'amorçage rapide de fissures à partir de pores et de ce fait, l'influence de pores est généralement traité en considérant le mécanisme d'amorçage et celui de propagation de fissure au lieu du mécanisme d'amorçage uniquement. Pour le chargement de torsion, certains travaux montrent un moindre effet de la porosité alors que d'autres constatent, a contrario, un rôle plus néfaste des pores comme ceux de Roy et al. [41, 42] et d'Houria et al. [2].
- Couche d'oxyde : un moindre effet des couches d'oxyde par rapport à celui de la porosité est largement admis.
- Orientation cristallographique : pour les chargements uniaxiaux, un effet négligeable de l'orientation cristallographique est constaté. Concernant le chargement de torsion, un effet plus marqué est observé.
- Effet de la taille de grain, des joints de grain et de la SDAS : il est montré que la présence des joints de grain ralentit la propagation des fissures lors que celles-ci sont de tailles relativement élevées par rapport à la taille de la microstructure associée (i.e. taille de pore, taille de grain...). Néanmoins, le rôle des joints de grain dans la propagation et/ou blocage de fissures de taille relativement faible (inférieure ou égale à la taille de grain) n'est pas encore abordé. Ce dernier mécanisme peut être dominant dans le domaine de fatigue à grand nombre de cycles. De plus, puisque la taille de grain, la SDAS et la taille de porosité dans les alliages d'Al-Si de fonderie sont toujours liées, les rôles propres de ces éléments dans le comportement en fatigue ne sont pas clairement découplés.
- Particules de silicium et intermétalliques : la présence de ces éléments au voisinage des pores favorise l'endommagement rapide et l'amorçage des fissures au cours des premiers cycles de chargement.
- Cuivre : un abaissement de 10% de la limite de fatigue à 2×10^6 cycles en ajoutant 0.5% de cuivre est observé sur deux alliages d'Al-Si issus du même procédé (coulée gravité en sable). Malheureusement, l'absence de la caractérisation de la population de porosité ne nous permet pas de valider cette constatation.

A partir de cette synthèse, on peut donc se poser quelques questions afin d'adopter un regard critique sur les effets des hétérogénéités microstructurales en fatigue :

- L'effet de la taille de pores sur la tenue en fatigue est-il identique pour tous les

modes de chargement ? Quels sont les paramètres caractéristiques des pores critiques ? L'effet de la population de pore est-il significatif ? Existe-il une influence de la microstructure (i.e. la SDAS, la matrice α ou les particules de silicium) sur le mécanisme de propagation et de blocage de fissure à partir des pores ?

- En absence de pore, quels sont les rôles respectifs de la matrice α et des inclusions sur l'endommagement en FGNC et ceci en fonction du mode de chargement ?

3 Quelques approches en endurance multiaxiale

Dans la partie précédente, on a montré que le comportement en FGNC des alliages d'Al-Si en présence de pore est très différent de celui en absence de pore. De ce fait, on présentera dans le premier volet de cette partie les approches dédiées à modéliser le mécanisme d'endommagement relatif à la matrice d'aluminium comme celles de Dang Van [49] ou de Huyen et Morel [50]. Le critère de Dang Van est couramment utilisé dans le domaine automobile alors que celui de Huyen et Morel, analysé dans le travail récent de Koutiri et al. [6] sur l'alliage AlSi7Mg03Cu05-T7, est particulièrement efficace dans le cas des chargements multiaxiaux comme celui de traction biaxiale. Dans le deuxième volet, des critères prenant en compte l'influence de la taille de pores comme ceux de Murakami [51] ou le critère basé sur la mécanique linéaire de la rupture sont présentés. On termine avec des critères prenant en compte la compétition entre deux mécanismes d'endommagement : l'un est associé à l'amorçage de fissures dans la matrice d'aluminium et l'autre est gouverné par l'amorçage et la propagation de fissures à partir de pores.

3.1 Critères d'amorçage de fissure à partir de la formation de bandes de glissement

3.1.1 Critère de Dang-Van

Le critère de Dang Van [49] est un des critères les plus utilisés actuellement dans le milieu industriel. La base fondamentale de ce critère est l'hypothèse de l'adaptation élastique à toutes les échelles : il n'y a pas d'amorçage de fissure de fatigue si tous les grains plastifiés retrouvent un comportement élastique. Autrement dit si le matériau s'adapte élastiquement à toutes les échelles, il n'y a pas de rupture par fatigue. L'état d'adaptation élastique, en termes de courbe contrainte-déformation, est illustré graphiquement à la figure I.27.

Dans l'état adapté élastiquement (les grandeurs sont notées " $\hat{\cdot}$ ") et en appliquant le modèle de Lin Taylor, le tenseur de contraintes mésoscopique $\hat{\underline{\sigma}}$ prend l'expression :

$$\hat{\underline{\sigma}}(t) = \underline{\underline{\Sigma}}(t) + \underline{\underline{\rho}}^* \quad (\text{I.3})$$

où $\underline{\underline{\rho}}^*$ est un champ de contrainte résiduelle indépendant du temps. En utilisant le critère de Schmid et en prenant en compte l'effet de la contrainte hydrostatique, le critère de Dang Van s'écrit à l'aide d'une double maximisation :

$$\max_{\underline{\underline{n}}} \left(\max_{t \in T} [|\hat{\underline{\sigma}}(\underline{\underline{n}}, t)| + \alpha \hat{\sigma}_H(t)] \right) < \beta \quad (\text{I.4})$$

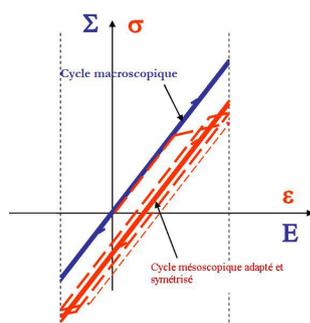


FIGURE I.27 – L'adaptation élastique dans un modèle à deux échelles (en bleu : échelle macroscopique, en rouge : échelle mésoscopique)

où α et β sont des constantes matériau que l'on peut déterminer à partir de deux limites d'endurance issues d'essai de torsion purement alternée (τ_{-1}) et de flexion purement alternée (f_{-1}) (ou de traction-compression alternée (s_{-1}) :

$$\alpha = \frac{\tau_{-1} - \frac{f_{-1}}{2}}{\frac{f_{-1}}{3}} \text{ et } \beta = \tau_{-1} \quad (\text{I.5})$$

avec $\hat{\tau}(\underline{n}, t)$ et $\hat{\sigma}_H(t)$ respectivement la cission sur une facette de normal \underline{n} et la contrainte hydrostatique instantanée associées à la contrainte mésoscopique dans l'état adapté $\hat{\underline{\sigma}}(t)$. La figure I.28 présente le critère de Dang Van avec quelques trajets associés à différents chargements.

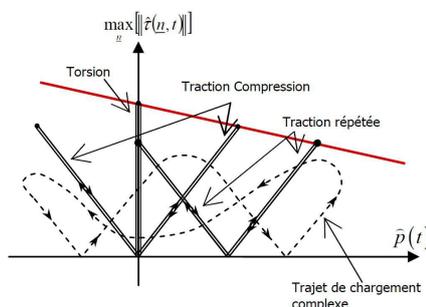


FIGURE I.28 – Diagramme de Dang Van pour différents trajets de chargement

3.1.2 Approche probabiliste de Huyen et Morel

La grande dispersion observée couramment en FGNC a pour origine les hétérogénéités microstructurales du matériau comme les inclusions, les intermétalliques ou les défauts internes. Pour rendre compte des effets de dispersion, Huyen et Morel [52] ont proposé une approche probabiliste. Ce critère utilise la déformation plastique accumulée asymptotique Γ_s^∞ sur le système de glissement s comme indicateur possible de l'adaptation élastique dans chaque cristal du VER [53].

$$\Gamma_s^\infty = \frac{T_{s,a} - \tau_y^0}{g} < \Gamma_s^{th} \quad (\text{I.6})$$

où $T_{s,a}$ est l'amplitude de la cission résolue macroscopique agissant sur le système de glissement s , τ_y^0 est la limite d'élasticité initiale du cristal, g est le module d'écroutissage isotrope et Γ_s^{th} correspond au seuil de la déformation plastique accumulée asymptotique agissant sur le système de glissement s . Le système de glissement s est défini à l'aide des trois angles (ϕ, θ, χ) d'un repère sphérique (ϕ, θ sont les coordonnées du vecteur normal unitaire et χ est le vecteur unitaire de la direction de glissement). L'aspect probabiliste est reproduit en considérant que le seuil d'adaptation élastique associé au seuil d'amorçage des microfissures suit une distribution de type Weibull ([54],[55]). La fonction de probabilité f_0 associée à la déformation plastique mésoscopique accumulée critique Γ_s sur un système de glissement donné s'écrit alors :

$$f_0(\Gamma_s^{th}) = \frac{m}{\Gamma_0} \left(\frac{\Gamma_s^{th}}{\Gamma_0} \right)^{m-1} \exp \left[- \left(\frac{\Gamma_s^{th}}{\Gamma_0} \right)^m \right] \quad (I.7)$$

où m est le facteur de forme et Γ_0 est le paramètre d'échelle. La probabilité de trouver un grain plastifié où le seuil d'adaptation élastique a été dépassé coïncide avec la probabilité de trouver une valeur de la déformation plastique accumulée asymptotique Γ_s^∞ supérieure à la valeur critique Γ_s^{th} .

$$P_0(\Gamma_s^{th} < \Gamma_s^\infty) = \int_0^{\Gamma_s^\infty} f_0(\Gamma_s^{th}) d\Gamma_s^{th} = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\Gamma_s^\infty}{\Gamma_0} \right)^m \right] \quad (I.8)$$

En supposant qu'il n'y ait aucune interaction entre les systèmes de glissement et en employant l'hypothèse du maillon le plus faible [55], en remplaçant l'équation I.6 dans l'équation I.8 et en supposant que τ_y^0 soit négligeable, les auteurs calculent la probabilité d'amorçage de fissure de l'ensemble des systèmes de glissement P_{F_0} :

$$P_{F_0} = 1 - \exp \left[- \frac{1}{D_0} \int_{\phi=0}^{2\pi} \int_{\theta=0}^{\pi} \int_{\chi=0}^{2\pi} \left(\frac{T_{s,a}(\phi, \theta, \chi)}{T_0} \right)^m \sin \theta d\phi d\theta d\chi \right] \quad (I.9)$$

où D_0 permet de définir la référence en terme de distribution des directions sollicitées ($D_0 = 8\pi^2$ dans le cas où tous les systèmes de glissement sont considérés) et $T_0 = g\Gamma_0$.

Les auteurs utilisent à nouveau l'hypothèse du maillon le plus faible [55] pour calculer la probabilité de rupture finale de tous les grains du volume sollicité, V .

$$P_F = 1 - \exp \left[- \frac{1}{V_0 D_0} \int_V \left\{ \int_{\phi=0}^{2\pi} \int_{\theta=0}^{\pi} \int_{\chi=0}^{2\pi} \left(\frac{T_{s,a}(\phi, \theta, \chi)}{T_0} \right)^m \sin \theta d\phi d\theta d\chi \right\} dV \right] \quad (I.10)$$

où V_0 est le volume de référence d'un grain.

Pour tenir compte de l'effet de la contrainte hydrostatique et celui de la contrainte normale, les auteurs proposent de rendre le facteur d'échelle dépendant de ces paramètres.

- Effet de la contrainte hydrostatique :

$$T_0 = T_0' \frac{1 - \gamma' \Sigma_{h,m}}{1 + \kappa \frac{\Sigma_{h,a}}{\tau_a}} \quad (I.11)$$

où $\Sigma_{h,m}$ et $\Sigma_{h,a}$ sont respectivement la valeur moyenne et l'amplitude de la contrainte hydrostatique alors que γ' et κ sont des constantes matériaux à déterminer. Le terme τ_a correspond à la plus grande amplitude de cission rencontrée dans le volume sollicité.

- Effet de la contrainte normale :

$$T_0 = T_0' \frac{1 - \gamma \Sigma_{s,n,m}(\phi, \theta)}{1 + \alpha \frac{\Sigma_{s,n,a}(\phi, \theta)}{T_{s,a}(\phi, \theta, \chi)}} \quad (\text{I.12})$$

avec $\Sigma_{s,n}(\phi, \theta)$ la contrainte normale agissant sur le système de glissement s dont le vecteur normal est $\underline{n}(\phi, \theta)$ et γ et α des constantes matériau.

Parmi ces deux versions, celle prenant en compte l'effet de la contrainte normale est particulièrement intéressante car elle est capable de prédire un effet négligeable de la biaxialité pour le chargement de traction biaxiale de certains matériaux métalliques [6].

3.2 Critère de fatigue prenant en compte l'effet de la taille de pores

3.2.1 Critère de Frost

Frost [56] a proposé une relation empirique entre la limite d'endurance et la taille de pore :

$$\sigma_D^3 a = C \quad (\text{I.13})$$

où σ_D est la limite d'endurance, a est la taille de pore et C correspond à une constante matériau. Kobayashi [57] a construit une relation similaire en modifiant l'exposant :

$$\sigma_D^4 a = C \quad (\text{I.14})$$

3.2.2 Approche de Murakami

En 1983, Murakami et Endo [51] ont proposé un nouveau paramètre géométrique, \sqrt{area} (Figure I.29), pour des pores 2D et 3D qui représentent la racine de la surface obtenue par la projection d'un défaut sur un plan perpendiculaire à la direction de la contrainte principale maximale.

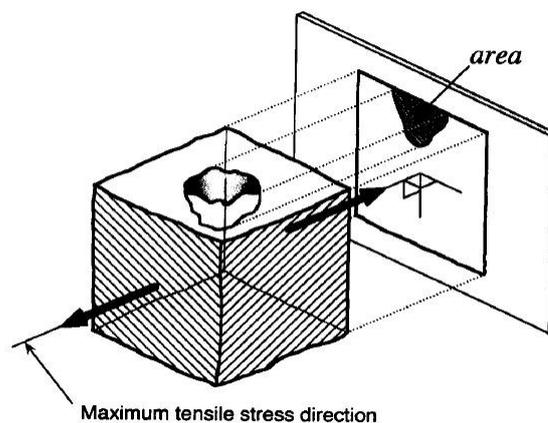


FIGURE I.29 – Définition du paramètre de Murakami \sqrt{area}

L'équation permettant de déterminer la limite de fatigue est exprimée par :

$$\sigma_D^n \sqrt{area} = C \quad (\text{I.15})$$

avec n et C constantes matériau.

En 1986, Murakami [58] propose certaines améliorations toujours dans un contexte empirique :

$$\Delta K_{th} = 3.3 \times 10^{-3} (H_V + 120) \sqrt{area}^{1/3} \quad (I.16)$$

où ΔK_{th} est le facteur d'intensité de contrainte de seuil de propagation pour le rapport de charge $R=-1$; H_V est la dureté de Vickers du matériau. L'expression de l'amplitude de la limite de fatigue $\sigma_{D,a}$ sous chargement uniaxial à $R=-1$ dans le cas des défauts surfaciques est :

$$\sigma_{D,a} = \frac{\Delta K_{th}}{2\beta\sqrt{\pi a}} = \frac{1.43(H_V + 120)}{\sqrt{area}^{1/6}} \quad (I.17)$$

Plus récemment, Murakami [59] a ajouté un facteur de correction pour rendre compte du rapport de charge R :

$$\sigma_D = \frac{1.43(H_V + 120)}{\sqrt{area}^{1/6}} \times \left(\frac{1 - R}{2} \right)^\alpha \quad (I.18)$$

avec $\alpha = 0.226 + H_V \times 10^{-4}$

Afin d'expliquer la différence de l'exposant n (Eq.I.15) de chaque approche, Murakami et Endo [60] ont regroupé et présenté dans un même diagramme ces modèles ainsi que leurs corrélations avec des données expérimentales (Figure I.30). Il est mis clairement en évidence l'effet de la taille de défaut sur le seuil du facteur d'intensité de contrainte ΔK_{th} .

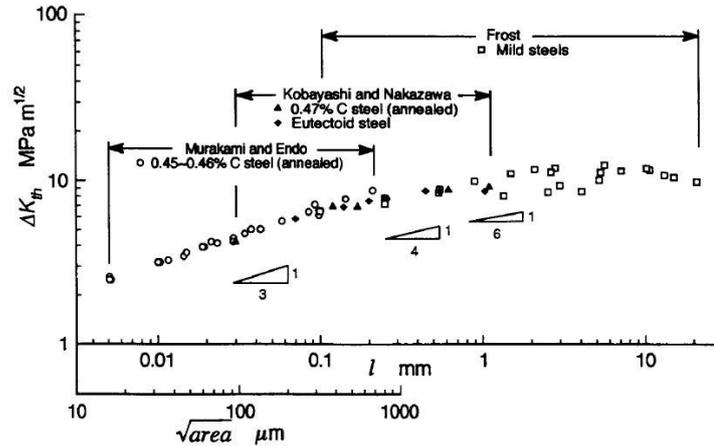


FIGURE I.30 – Dépendance du ΔK_{th} à la taille de défaut

Pour les chargements multiaxiaux, une extension du critère de Murakami a été proposée par Endo et Ishimoto [61]. Les auteurs considèrent que la résistance en fatigue pour les chargements multiaxiaux peut être déterminée à partir de la limite d'endurance uniaxiale grâce à l'équation suivante :

$$\sigma_{I,a} + k_m \sigma_{II,a} = \sigma_D \quad (I.19)$$

I.3 Quelques approches en endurance multiaxiale

avec σ_I et σ_{II} les contraintes principales ; σ_D la limite d'endurance pour le chargement uniaxial et k_m le facteur de correction de l'effet de biaxialité :

$$k_m = 1 - \frac{\sigma_D}{\tau_D} \quad (\text{I.20})$$

avec σ_D et τ_D limites de fatigue pour les chargements de traction et de torsion respectivement. Ce facteur peut être identifié par les données expérimentales.

3.2.3 Critère basé sur la mécanique linéaire de la rupture (LEFM)

Dans la théorie de la mécanique linéaire de la rupture LEFM (Linear Elastic Fracture Mechanics), la contrainte au fond de fissure et le champ déplacement associé sont caractérisés par un paramètre unique K , le facteur d'intensité de contrainte. En fatigue, les pores sont parfois assimilés à des fissures et le seuil de propagation des fissures ΔK_{th} peut être employé comme critère de rupture. Si l'amplitude de la contrainte appliquée ne génère pas au fond de fissure une intensité de contrainte supérieure au seuil de propagation, alors la fissure ne propage pas et il n'y aura pas de rupture. La limite de fatigue de la structure avec présence d'une fissure de taille a , σ_D , peut être exprimée par :

$$\sigma_D = \frac{1}{2} \Delta \sigma_D = \frac{1}{2} \frac{\Delta K_{th}}{\beta \sqrt{\pi a}} \quad (\text{I.21})$$

où β est le facteur de correction de géométrie de la fissure. Ce facteur est sans dimension et dépend généralement de la morphologie et de la taille de la fissure et du mode de chargement.

3.2.4 Critère de gradient (Defect Stress Gradient-DSG)

Le critère de gradient (DSG) a été proposé initialement dans le travail de Nadot et Billaudeau [62] et il a été appliqué pour des alliages d'aluminium de fonderie dans les travaux d'Houria et al. [32], de Roy et al. [41, 42] et de Mu et al. [63]. Ce critère décrit l'influence d'un défaut sur la tenue en fatigue à l'aide de la concentration de contrainte au point le plus "chaud" du défaut. Le critère s'écrit :

$$\sigma_{eq,\nabla} = \sigma_{eq,max} - a \frac{\sigma_{eq,max} - \sigma_{eq,\infty}}{\sqrt{area}} \leq \beta \quad (\text{I.22})$$

où $\sigma_{eq,\nabla}$ est la contrainte équivalente donnée par le critère de DSG, $\sigma_{eq,max}$ et $\sigma_{eq,\infty}$ sont respectivement la valeur maximale au voisinage de défaut et la valeur à l'infini (i.e. loin de la perturbation locale due à la présence du défaut) de la contrainte équivalente au sens d'un critère de fatigue multiaxial. β est la contrainte équivalente σ_{eq} calculée à partir de la limite de fatigue uniaxiale du matériau sans défaut. a représente la longueur caractéristique du matériau et peut être identifiée par l'équation I.23 :

$$a = \sqrt{area}_{ref} \left(\frac{\sigma_{eq,max} - \beta}{\sigma_{eq,max} - \sigma_{eq,\infty}} \right) \quad (\text{I.23})$$

où \sqrt{area}_{ref} est la taille de défaut de référence et $\sigma_{eq,max}$ et $\sigma_{eq,\infty}$ sont calculées à partir de la limite de fatigue uniaxiale relative à la taille de défaut de référence \sqrt{area}_{ref} .

3.2.5 Critère basé sur la propagation de fissure naturelle courte de Caton et al. [17]

Caton et al. [17] ont travaillé sur la propagation des fissures naturelles pour des alliages W319 avec différentes vitesses de solidification qui conduisent à différentes SDAS. Cette étude repose sur l'observation et le suivi des fissures naturelles microstructuralement courtes (Figure I.31).

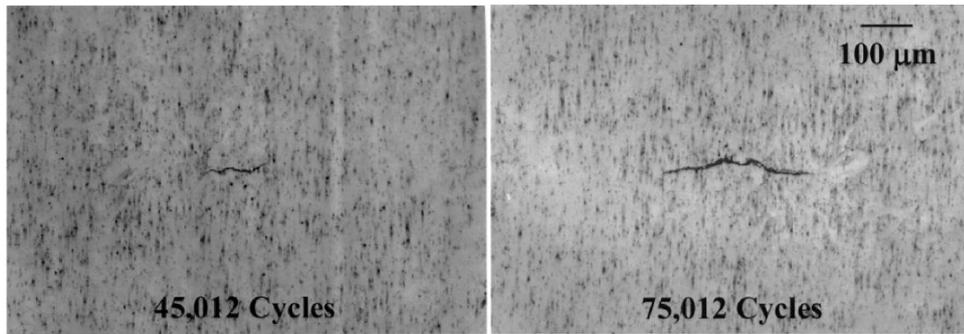


FIGURE I.31 – Illustration d'une fissure courte observée à l'aide de la méthode de réplique pour un alliage W319. Deux répliques d'une même fissure indiquant l'évolution de sa longueur de 45012 cycles à 75012 cycles [17]

En comparant les courbes $da/dN - \Delta K$ obtenues par les suivis de fissures courtes et celles issues des essais de fissuration (c'est-à-dire avec des fissures longues), les auteurs sont capables de mettre en évidence l'effet de fissure courte sur la propagation des fissures de fatigue naturelles. La figure I.32 montre que pour un même facteur d'intensité de contrainte ΔK , la vitesse de propagation des fissures naturelles est plus élevée que celle des fissures longues. L'effet du niveau de chargement sur la vitesse de propagation de fissures courtes est également observé par la comparaison des données relatives à l'amplitude de contrainte $\sigma_{max} = 100MPa$ avec celles correspondant à $\sigma_{max} = 140MPa$. L'augmentation de la contrainte macroscopique appliquée entraîne une vitesse de propagation des fissures courtes plus élevée.

A partir de ces observations expérimentales, les auteurs ont constaté que le paramètre ΔK n'est pas le mieux adapté pour corrélérer avec la vitesse de propagation. Les auteurs utilisent un autre paramètre basé sur le concept de taille du volume d'influence (i.e. zone plastifiée) au fond de fissure. A partir des données issues des suivis des fissures courtes, Caton et al. [18] proposent une expression de ce paramètre :

$$\text{taille de zone d'influence} = (\epsilon_{max}\sigma_a/\sigma_y)^s a \quad (\text{I.24})$$

avec ϵ_{max} la déformation totale macroscopique maximale, σ_a et σ_y respectivement l'amplitude de contrainte appliquée et la limite d'écoulement du matériau, s est une constante matériau et a la longueur de la fissure. La figure I.33 montre la corrélation entre la vitesse de propagation da/dN et la taille de la zone d'influence.

Finalement, les auteurs ont proposé un modèle de prédiction de la durée de vie des alliages d'aluminium de fonderie en prenant en compte la taille initiale du pore. Le modèle

I.3 Quelques approches en endurance multiaxiale

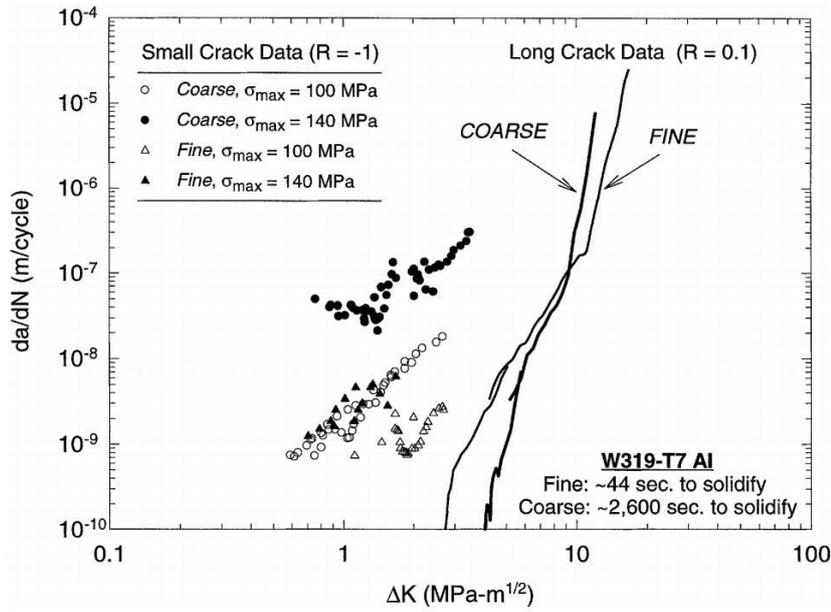


FIGURE I.32 – Comparaison de la vitesse de propagation de fissure entre une microstructure fine (SDAS faible) et une microstructure grosse (SDAS élevée) [18]

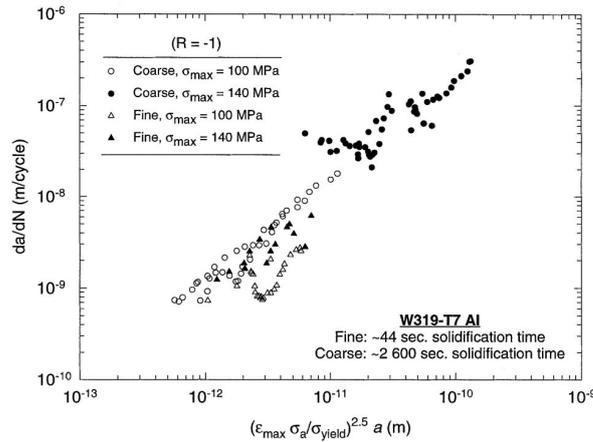


FIGURE I.33 – Vitesse de propagation de fissure courte en fonction d'un nouveau paramètre faisant intervenir des termes de la limite d'élasticité σ_{yield} et la ductilité ϵ_{max} , d'après [18]

s'écrit.

$$\frac{da}{dN} = D \left[\left(\epsilon_{max} \frac{\sigma_a}{\sigma_y} \right)^s a \right]^t \Rightarrow N_f = \frac{1}{DQ^t} \frac{a_f^{1-t} - a_i^{1-t}}{1-t} \quad (I.25)$$

avec D et t des paramètres matériaux identifiés à l'aide des courbes de propagation de fissure courte. Le terme Q représente $(\epsilon_{max} \sigma_a / \sigma_{yield})^s$. a_f et a_i correspondent respectivement à la taille de la fissure finale et la taille initiale de pore. Ce modèle permet de décrire de manière acceptable la résistance en fatigue uniaxiale de trois différents alliages d'aluminium de fonderie ayant tailles de pore (Fig.I.34).

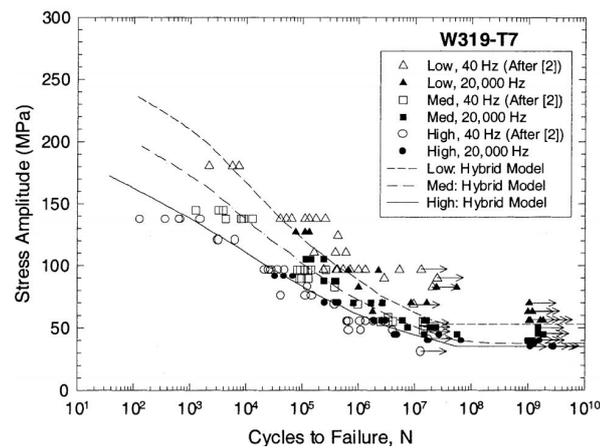


FIGURE I.34 – Prédiction de la durée de vie des différents alliages d'Al-Si en appliquant le modèle de Caton et al. [17]

3.3 Prise en compte de la compétition entre deux mécanismes d'endommagement en FGNC

3.3.1 Modèle de Kitagawa et Takahashi

Kitagawa et Takahashi [19]] ont été les premiers à avoir montré que la valeur du facteur d'intensité de contrainte calculée par la théorie LEFM ne permet pas de décrire fidèlement le comportement des fissures courtes. Ils ont justifié cela par une diminution du seuil de propagation des fissures courtes, $\Delta K_{th,fc}$ lorsque la taille de pore décroît. Les auteurs ont proposé une représentation de l'influence de la taille de pore a sur la limite de fatigue par un diagramme bi-logarithmique (Figure I.35)

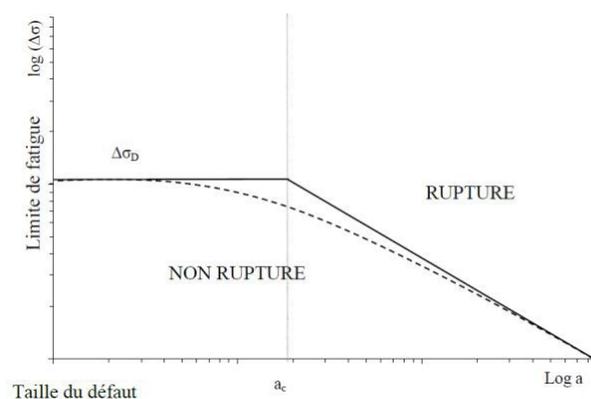


FIGURE I.35 – Diagramme de Kitagawa et Takahashi [19]

Smith [64] a simplifié le modèle de Kitagawa et Takahashi par la proposition d'une taille critique de fissure au-dessous de laquelle, le comportement du matériau est le même que le matériau sans pore alors qu'il suit la loi basée sur la théorie de LEFM si la taille de pore est supérieure à ce seuil.

Afin de décrire la relation entre la limite d'endurance et la taille de pore par une

I.3 Quelques approches en endurance multiaxiale

équation unique, El Hadad et al. [65] ont proposé une modélisation de la forme :

$$\sigma_D = \sigma_{D0} \left(\frac{a_0}{a + a_0} \right)^{1/2} \quad (I.26)$$

où σ_{D0} est la limite d'endurance du matériau sans pore et a_0 la taille caractéristique de fissure définie par l'équation suivante :

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th,fl}}{\Delta \sigma_{D0}} \right)^2 \quad (I.27)$$

avec $\Delta K_{th,fl}$ le seuil de propagation de fissure longue. La figure I.36 présente une comparaison des approches de Smith et de El Haddad dans le diagramme de Kitagawa et Takahashi.

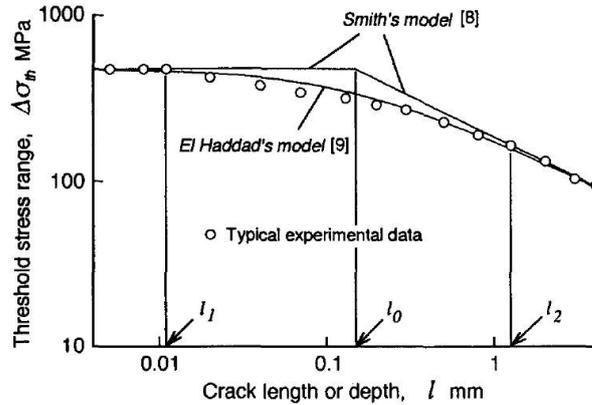


FIGURE I.36 – Modèle de Smith et de El Haddad représentés dans le diagramme de Kitagawa -Takahashi

Tanaka et al. [20] est le premier à avoir utilisé le concept de facteur d'intensité de contrainte d'ouverture de fissure pour prendre en compte l'effet de fissure courte. Les auteurs ont proposé une méthode appelée R-curve (ou Résistance-courbe) qui décrit la variation du seuil du facteur d'intensité d'ouverture de fissure en le décomposant en deux parties $\Delta K_{th} = \Delta K_{opth} + \Delta K_{effth}$ en fonction de la taille de pore (Figure I.37) avec ΔK_{opth} et ΔK_{effth} les forces d'ouverture et effective au seuil de propagation de fissures.

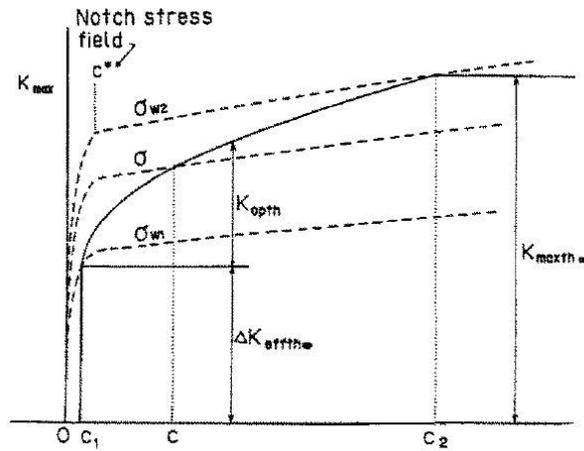


FIGURE I.37 – Méthode de R-curve déterminant l'évolution du seuil de propagation de fissure en fonction de la taille de pore C [20]

3.3.2 Modèle de McDowell

Afin d'étudier les effets des hétérogénéités sur la résistance en fatigue d'un alliage d'aluminium A356-T6, McDowell et al. [28] proposent un modèle qui discrimine différents régimes d'endommagement en fatigue. Les différents éléments de modélisation sont basés principalement sur la mécanique de la rupture, soit EPFM (elastic-plastic fracture mechanic), soit LEFM (linear elastic fracture mechanic). Les auteurs considèrent diverses hétérogénéités : les pores, les particules de silicium, les intermétalliques et les oxydes.

Dans leur approche, la durée de vie est décomposée en 4 étapes successives :

$$N_T = N_{inc} + N_{MSC} + N_{PSC} + N_{LC} \quad (I.28)$$

avec :

N_{inc} : nombre de cycles nécessaires pour faire naître une fissure à partir d'une hétérogénéité (i.e. un pore, une particule de Si, une couche d'oxyde ou un intermétallique). D'après l'auteur, ce régime comporte l'amorçage d'une petite fissure et la propagation de cette fissure dans la zone d'influence de l'hétérogénéité. La taille de fissure finale relative à ce stade est $a = a_i \sim D_p/2$, où D_p est le diamètre de l'hétérogénéité.

N_{MSC} : nombre de cycles nécessaires pour faire propager une fissure courte (micro-structural small crack MSC) dont la taille a satisfait la condition $a_i < a < k.DCS$, où DCS est la taille de la dendrite d'aluminium, k est un facteur représentant la limite de saturation quand la fissure 3D entoure un réseau de particules de silicium.

N_{PSC} : nombre de cycles correspondant au régime transitoire de propagation à partir d'une fissure courte (MSC) jusqu'à une fissure « longue » au sens de la théorie de LEFM. Dans la suite, les auteurs regroupent les deux régimes MSC et PSC en un régime unique pour simplifier la modélisation.

N_{LC} : nombre de cycles correspondant à la propagation d'une fissure longue.

Pour modéliser le premier régime, la relation de Coffin-Manson est utilisée :

$$\beta = \frac{\Delta \gamma_{max}^p}{2} = C_{inc} N_{inc}^\alpha \quad (I.29)$$

I.3 Quelques approches en endurance multiaxiale

où γ_{max}^p est l'amplitude du cisaillement plastique cyclique maximal et C_{inc} est une constante matériau. Le deuxième et troisième régime sont regroupés et modélisés par l'EPFM à l'aide du concept d'ouverture en pointe de fissure (CTD- crack tip displacement). Le critère de propagation d'une fissure de MSC/PSC s'exprime par :

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{MSC/PSC} = G(\Delta CTD - \Delta CTD_{th}) \quad (I.30)$$

avec ΔCTD ouverture en pointe de fissure alors que ΔCTD_{th} est le seuil d'ouverture.

La dernière étape est modélisée grâce à la théorie de LEFM :

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{LC} = G(\Delta K_{eff}^m - \Delta K_{eff,th}^m) \quad (I.31)$$

où G, m sont des constantes matériau.

A partir de ces modélisations, les auteurs ont proposé un schéma des différents seuils d'amorçage ainsi que de propagation dans un diagramme de Kitagawa et Takahashi (Figure I.38)

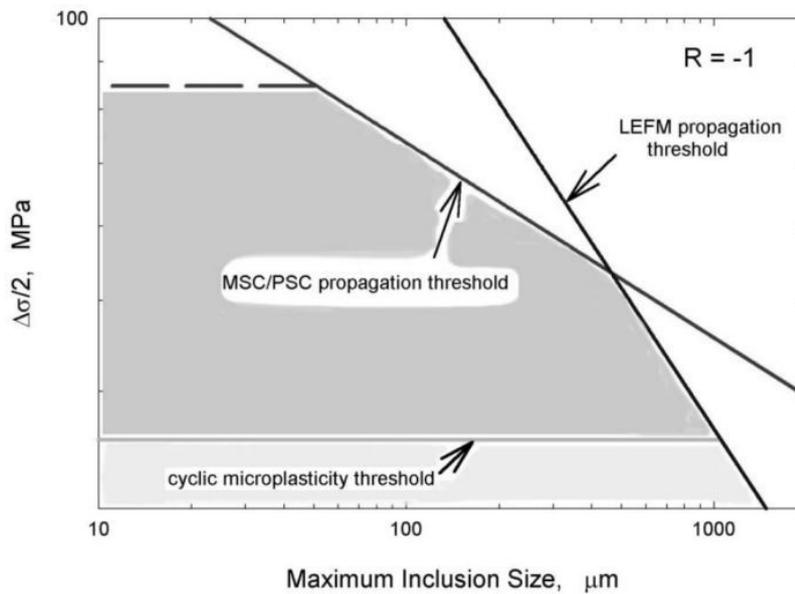


FIGURE I.38 – Représentation schématique de la modélisation proposée et des trois mécanismes dans un diagramme de Kitagawa pour le rapport de charge $R=-1$

Trois types de comportement peuvent être mis en évidence :

- Le seuil de microplasticité pour l'incubation de fissure qui correspond à l'absence de microplasticité cyclique au niveau des hétérogénéités.
- Le seuil de ΔCTD au dessus duquel la propagation des fissures courtes de type MSC/PSC a lieu. Cette condition correspond à la microplasticité non nulle entraînant l'amorçage et la propagation d'une fissure dans la zone d'influence de l'hétérogénéité. Le critère de propagation de fissure courte MSC/PSC ($\Delta CTD > \Delta CTD_{th}$) n'est toutefois pas clairement établi.
- Le seuil de propagation de fissure longue classique de type da/dN vs ΔK_{eff}

3.3.3 Modèle probabiliste de Pessard et Morel

Initiée dans le travail de Pessard et Morel [21] et développée dans le travail de Koutiri et al. [66], une nouvelle approche probabiliste a été proposée afin de rendre compte des observations expérimentales montrant la combinaison de deux mécanismes d'amorçage de fatigue [67, 68, 69] : le premier étant alors relatif à la localisation de la déformation plastique à l'échelle mésoscopique et le second contrôlé par la propagation de fissure de fatigue à partir de défauts. Le traitement de ces deux mécanismes est présenté ci après.

- Modélisation du mécanisme d'amorçage des fissures de fatigue associé à la matrice

Ce modèle est dédié au mécanisme d'amorçage de fissure induit par l'accumulation des glissements plastiques dans la matrice. Il est gouverné par la contrainte de cisaillement. La condition pour amorcer une fissure est définie par l'inéquation I.32

$$\sigma_{eq1} \geq \sigma_{th1} \quad (\text{I.32})$$

Par des démarches similaires à celles employées dans l'approche probabiliste de Huyen et Morel [50], le concept du maillon le plus faible de Weibull ([54, 55]) est utilisé pour déterminer la probabilité de rupture induite par ce mécanisme dans toute la structure :

$$P_{F_1}(\sigma_{eq1}) = 1 - \exp\left(-\frac{V_{\Omega 1}}{V_{01}} \left(\frac{\sigma_{eq1}}{\sigma_{th01}}\right)^{m_1}\right) \quad (\text{I.33})$$

avec V_{01} le volume représentatif d'un grain, $V_{\Omega 1}$ le volume total sollicité, σ_{th01} et m_1 respectivement les paramètres d'échelle et de forme de la distribution de Weibull.

- Modélisation du mécanisme de propagation des fissures de fatigue à partir des pores

Ce modèle concerne le mécanisme de propagation d'une fissure longue à partir de défauts. Dans un premier temps, les auteurs utilisent le critère de LEFM classique pour décrire la possibilité de propagation d'une fissure longue.

$$\Delta K \geq \Delta K_{th} \quad (\text{I.34})$$

Par analogie avec le modèle précédent, la distribution de Weibull est utilisée à nouveau pour décrire la dispersion de la limite de fatigue due aux porosités. La probabilité de rupture associée à ce second mécanisme dans toute la structure est exprimée par :

$$P_{F_2}(\Delta K) = 1 - \exp\left(-\frac{V_{\Omega 2}}{V_{02}} \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_{th02}}\right)^{m_2}\right) \quad (\text{I.35})$$

avec $V_{\Omega 2}$, V_{02} respectivement le volume total sollicité et le volume représentatif d'une fissure de fatigue associée à un pore, ΔK_{th02} et m_2 les paramètres de la distribution de Weibull.

- Calcul de probabilité de rupture de l'ensemble de la structure

Le concept du maillon le plus faible est utilisé à nouveau pour prendre en compte la compétition des deux mécanismes d'endommagement présentés. La probabilité de survie de toute la structure, P_f , est calculée par :

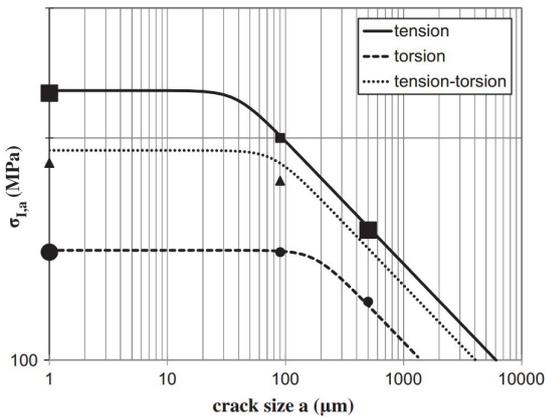
$$1 - P_F = (1 - P_{F1})(1 - P_{F2}) = 1 - \exp \left\{ - \left[\frac{V_{\Omega 1}}{V_{\Omega 1}} \left(\frac{\sigma_{eq1}}{\sigma_{th01}} \right)^{m_1} + \frac{V_{\Omega 2}}{V_{\Omega 2}} \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_{th02}} \right)^{m_2} \right] \right\} \quad (I.36)$$

En introduisant des nouveaux paramètres intrinsèques de matériau : $\sigma'_{th01} = \sigma_{th01} \left(\frac{V_{\Omega 1}}{V_{\Omega 1}} \right)^{1/m_1}$ et $\Delta K'_{th02} = \Delta K_{th02} \left(\frac{V_{\Omega 2}}{V_{\Omega 2}} \right)^{1/m_2}$, cette probabilité devient :

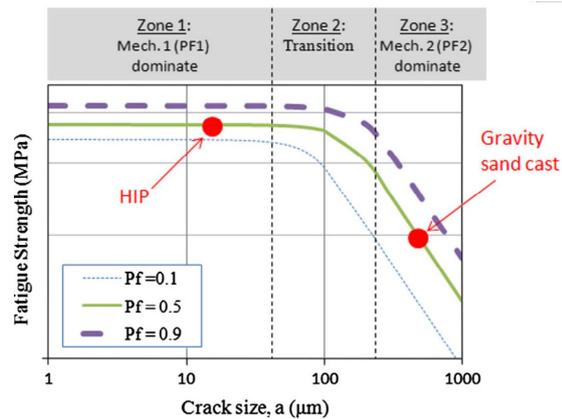
$$P_F = 1 - \exp \left(1 - \left[\left(\frac{\sigma_{eq1}}{\sigma'_{th01}} \right)^{m_1} + \left(\frac{\Delta K}{\Delta K'_{th02}} \right)^{m_2} \right] \right) \quad (I.37)$$

- Applications du modèle de Pessard et Morel

Pessard et al. [21] ont appliqué l'approche probabiliste sur différents matériaux en utilisant différentes combinaisons de critères. La figure I.39 montre la corrélation entre les prédictions et les données expérimentales pour un acier C35 ainsi que pour des alliages d'Al-Si de fonderie. Pour l'acier C35, les auteurs utilisent la combinaison des critères de Crossland et de Murakami et la figure I.39(a) présente des courbes relatives à une probabilité de rupture de 50% pour les modes de chargements de traction-compression, de torsion et de traction-torsion combinées. Pour les alliages d'Al-Si de fonderie, la combinaison des critères de Crossland et de LEFM est utilisée et les auteurs présentent en figure I.39(b) les courbes relatives aux probabilités de rupture de 10%, de 50% et de 90% pour le chargement uniaxial à R=-1. Les auteurs ont montré d'une part la cohérence entre les données expérimentales et les prédictions, d'autre part la flexibilité du modèle au sens du choix des critères à appliquer.



(a) Diagramme de Kitagawa-takahashi pour un acier C35



(b) Diagramme de Kitagawa-takahashi pour des alliages d'Al-Si de fonderie

FIGURE I.39 – Application de l'approche probabiliste de Pessard et Morel pour différents matériaux [21]

3.4 Analyse critique des approches en endurance multiaxiale

Ce travail relatif à la synthèse de certains modèles de fatigue de la littérature couramment utilisés pour les alliages d'aluminium de fonderie avait pour but de mettre en évidence l'avantage ainsi que la limitation de chacune des approches.

- **Critères basés sur le mécanisme d'amorçage de fissure dans la matrice** : les critères d'endurance multiaxiale faisant partie de la famille basée sur les contraintes comme les critères de DangVan ou de Huyen et Morel définissent la limite d'endurance à l'aide de critère de déformation plastique. Ces critères peuvent être appliqués dans des cas où l'amorçage de fissure induit par la formation des BGP est dominant. Pour les alliages avec pores, Koutiri [6] a montré que ces critères ont des difficultés pour tenir compte de l'effet de la multiaxialité.
- **Critères construits à partir de la condition de propagation de fissure** : plusieurs critères présentés ont pour but d'établir la relation entre la taille de pore et la limite de fatigue. La pente de la courbe "limite de fatigue-taille de pore" peut varier suivant l'approche utilisée, entre 1/6 pour l'approche de Murakami et 1/2 pour l'approche basée sur la mécanique linéaire de la rupture. Afin de pouvoir choisir le critère le plus adapté pour les alliages d'Al-Si de fonderie avec pores, la connaissance des valeurs de seuil de propagation de fissure et les effets de la microstructure est nécessaire.
- **Critères modélisant la compétition entre deux mécanismes d'endommagement en FGNC** : ces critères conduisent naturellement au diagramme de type Kitagawa-Takahashi qui permet d'estimer la taille critique des pores ainsi que la limite de fatigue dans la zone de transition entre les deux mécanismes. En particulier, l'approche probabiliste de Pessard et Morel permet d'une part d'associer la limite de fatigue et la dispersion, d'autre part de combiner différents critères et peut ainsi être adaptée pour différents matériaux et pour différents modes de chargement.

Chapitre II

Matériaux et conditions expérimentales

Sommaire

1	Matériaux : procédés de fabrication et microstructure	46
1.1	Procédés de fabrication des nuances étudiées	46
1.2	Caractérisation de la microstructure des matériaux étudiés . . .	49
1.3	Caractérisation de la distribution de taille de pore	56
2	Essais mécaniques : conditions expérimentales	62
2.1	Essais de fatigue en traction-compression à R=-1	62
2.2	Essais de fatigue en torsion R=-1	63
2.3	Essais de fatigue en traction-torsion combinées à R=-1 avec un rapport de biaxialité $k = \tau_a / \sigma_a = 0.5$	65
2.4	Essai de fatigue de traction équi-biaxiale à R=0.1	65
2.5	Essais de fissuration	68
2.6	Essais de traction monotone	71
3	Synthèse des matériaux étudiés et des essais mécaniques réa- lisés	73

Ce chapitre est dédié à la présentation des alliages d'Al-Si de l'étude et des moyens utilisés dans la partie expérimentale. Les procédés de fonderie et les post-traitements thermiques sont détaillés dans un premier temps. Dans un second temps, les caractéristiques relatives à la microstructure comme la SDAS, la taille de grain et la taille des particules de silicium caractérisées à l'aide des observations de microscopie optique et d'EBSD sont présentées. La porosité, les distributions de la taille de pores, identifiées soit par des observations en surface par microscopie optique, soit par des observations en volume par micro-tomographie, sont ensuite abordées.

Dans la deuxième partie, les conditions expérimentales de l'ensemble des essais mécaniques réalisés dans le cadre de la thèse sont détaillées. Il s'agit d'essais de fatigue à grand nombre de cycles pour différents modes de chargement, d'essais de fissuration et d'essais de traction monotone.

1 Matériaux : procédés de fabrication et microstructure

1.1 Procédés de fabrication des nuances étudiées

Dans le cadre de la thèse, trois alliages d'aluminium de fonderie, dénommés nuance A, nuance B et nuance C, sont étudiés. Ces nuances sont obtenues par différents procédés et présentent différentes populations de pores ainsi que différentes microstructures. Le procédé utilisé pour chaque nuance est détaillée ci-après.

- Nuance A

Il s'agit d'un alliage $AlSi7Cu05Mg03$ (i.e. 7% silicium, 0.5% cuivre, 0.3% magnésium et balance d'aluminium en poids) coulée en coquille par gravité dans un moule de culasse bouchée et soumis au traitement T7. Le moule pour obtenir une culasse bouchée a été introduit dans la thèse de Koutiri [6]. Il s'agit d'un moule industriel modifié afin d'avoir

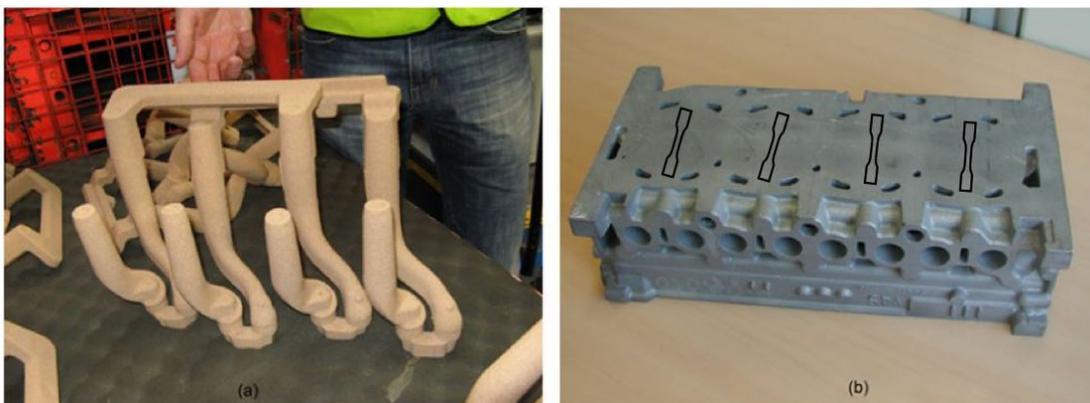


FIGURE II.1 – (a) Noyaux modifiés de moulage de la culasse (b) Culasse après bouchage un volume de matière plus important pour le prélèvement des éprouvettes. Les noyaux

II.1 Matériaux : procédés de fabrication et microstructure

de sable relatifs aux conduits d'admission et d'échappement (Figure II.1a) ont été amputés d'une partie de leurs extrémités. Les culasses bouchées obtenues après coulée sont présentées en figure II.1b.

Les conditions du traitement T7 sont :

- Mise en solution à 535-540 °C pendant 5 heures ;
- Trempe à l'eau à une température de 60 à 70 °C ;
- Revenu à 200°C pendant 5 heures ;
- Refroidissement à la température ambiante.

- Nuance B

La nuance B est un alliage AlSi7Mg03 (i.e. 7% silicium, 0.3% magnésium et balance d'aluminium en poids) coulé par le procédé de moule perdu (PMP) sous la forme de plaque et soumis à un traitement T7 dont les conditions sont identiques à celles utilisées pour la nuance A. Les grandes étapes de ce procédé sont les suivantes :

- Réalisation des maquettes en polystyrène et assemblage. La coulée des plaques fait appel à deux maquettes, le descendant et la plaque. Ces deux maquettes, ou modèle, sont assemblées ensuite pour former une grappe, dont une représentation 3D est fournie en figure II.2(a). Les dimensions de plaque ainsi que la position de prélèvement d'éprouvettes sont présentées en figure II.2(b). Le prélèvement d'éprouvette réalisé au centre de la plaque a pour but de limiter les effets de bord lors de la coulée sur la microstructure des matériaux.

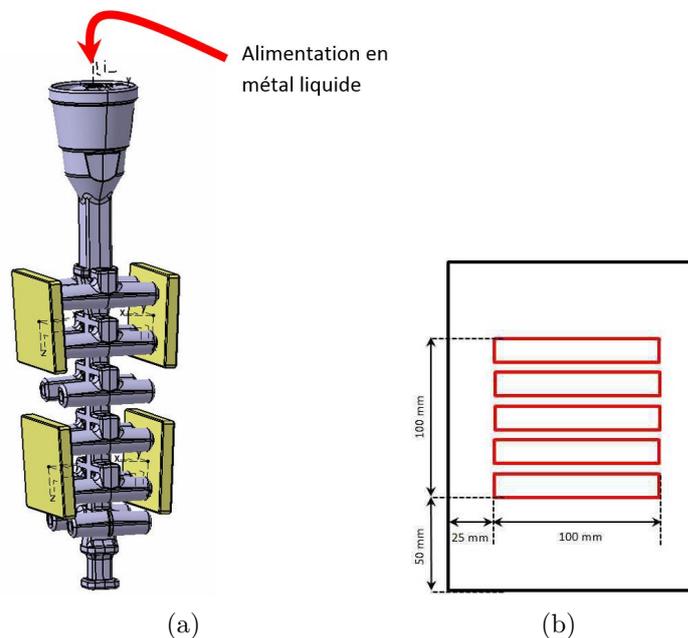
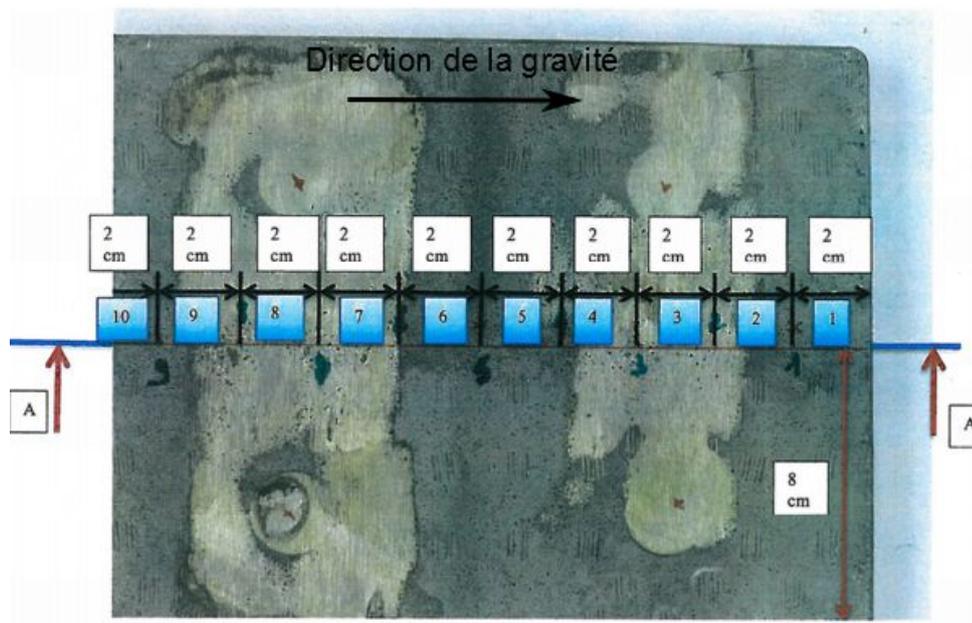


FIGURE II.2 – a) Grappe de coulée des plaques PMP permettant la coulée simultanée de 4 plaques. Le modèle permettant d'alimenter les plaques en métal liquide est un "descendant" utilisé pour la fabrication des culasses de moteur d'essence. La grappe, une fois coulée pèse 23 kg; b) Dimensions des moules de plaque d'épaisseur de 18 mm, utilisés pour la coulée des nuances B et C.

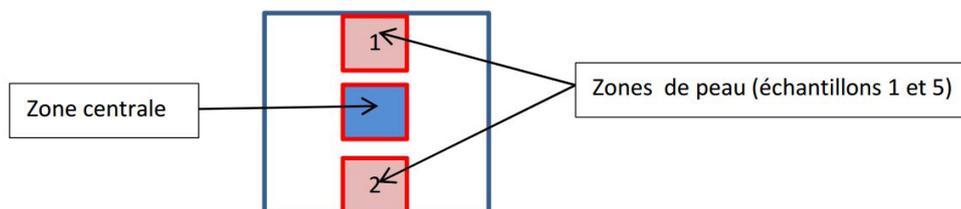
Chapitre II. Matériaux et conditions expérimentales

- Poteyage : cette opération assure l'étanchéité en métal liquide du modèle. La difficulté est ici d'adopter un poteyage assurant l'imperméabilité en métal liquide et la perméabilité au gaz afin d'évacuer un maximum du gaz généré par la sublimation du polystyrène.
- Moulage : la grappe est plongée dans une cuve puis celle-ci est remplie de sable. En fonction de la complexité de la géométrie, on choisit de soumettre, ou pas, la cuve à des vibrations.
- Coulée : le métal liquide est versé par le haut du descendant. Le contact de celui-ci avec le polystyrène provoque la sublimation de ce dernier.

Une étude de la microstructure sur toute la plaque coulée par PMP a été réalisée. Une coupe A-A au milieu de la plaque est réalisée et 10 échantillons repérés 1 à 10, prélevés tous les 2 cm depuis la surface sont découpés (Figure II.3(a)). La comparaison de la microstructure entre les zones de peau et la zone centrale est réalisée sur les échantillons 1 et 5 (Figure II.3(b)).



(a) Repère de dix échantillons sur une plaque PMP



(b) Repère des zones de peau et de la zone centrale pour chaque échantillon, vue de coupe A-A

FIGURE II.3 – Schéma de dissection pour l'étude de la microstructure de la plaque coulée par PMP

II.1 Matériaux : procédés de fabrication et microstructure

On a obtenu une SDAS plus faible dans les zones de peau par rapport à celle dans les zones centrales (écart de $10\ \mu\text{m}$). Aucune différence quant à la SDAS n'est observée entre les zones centrales des dix échantillons. Au niveau de la micro-dureté, aucune différence n'est observée entre les zones de peau et la zone centrale, ni entre les zones centrales des dix échantillons. Le détail de ces mesures est présenté en annexe E.

- Nuance C

La nuance C correspond à l'alliage AlSi7Mg03 coulé par le procédé identique à celui relatif à la nuance B puis soumis à la compaction isostatique à chaud (CIC) et ensuite au traitement thermique T7. Le traitement de CIC est réalisé sous une température de 500°C avec une pression de 1000 bars. Ce traitement a été sous-traité à la société Bodycote.

1.2 Caractérisation de la microstructure des matériaux étudiés

La figure II.4 montre une vue globale des microstructures typiques ainsi que les procédés utilisés pour les trois nuances A, B et C.

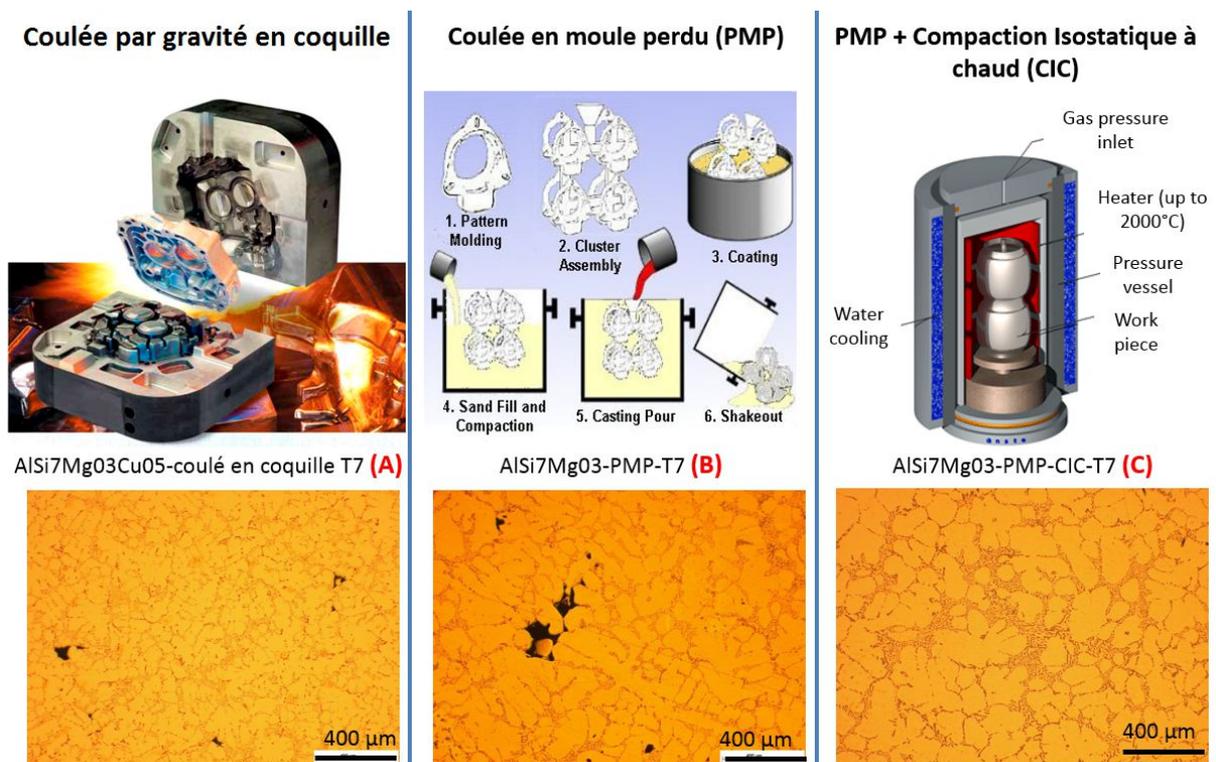


FIGURE II.4 – Microstructures typiques des trois nuances A, B, C et les procédés associés

On observe que la microstructure de la nuance A est plus fine que celles des nuances B et C, plus grossières et relativement proches. En ce qui concerne la taille de pores, la nuance A a des pores de taille plus petite que pour la nuance B alors que la microstructure de la nuance C, soumise au traitement de CIC, est quasiment exempte de pore. La caractérisation détaillée de la taille de pores des trois nuances sera abordée plus tard dans ce mémoire.

1.2.1 Caractérisation de la DAS/SDAS

Typiquement, la finesse de la matrice α d'un alliage d'aluminium de fonderie est caractérisée à l'aide de la DAS (Dendrite Arm Spacing) et/ou SDAS (Secondary Dendrite Arm Spacing). Ces quantités peuvent être déterminées selon deux méthodes différentes :

- La première méthode consiste à identifier les dendrites d'aluminium individuelles. La SDAS est ensuite mesurée sur chaque dendrite d'aluminium identifiée (figure II.5(a)).
- La deuxième méthode consiste à mesurer la distance moyenne entre les joints des zones eutectiques sans identification individuelle des dendrites (figure II.5(b)).

La valeur mesurée par la méthode 1 est précisément la distance moyenne entre les bras secondaires (i.e. SDAS) de chaque dendrite alors que dans la méthode 2, on mélange la SDAS et la DAS.

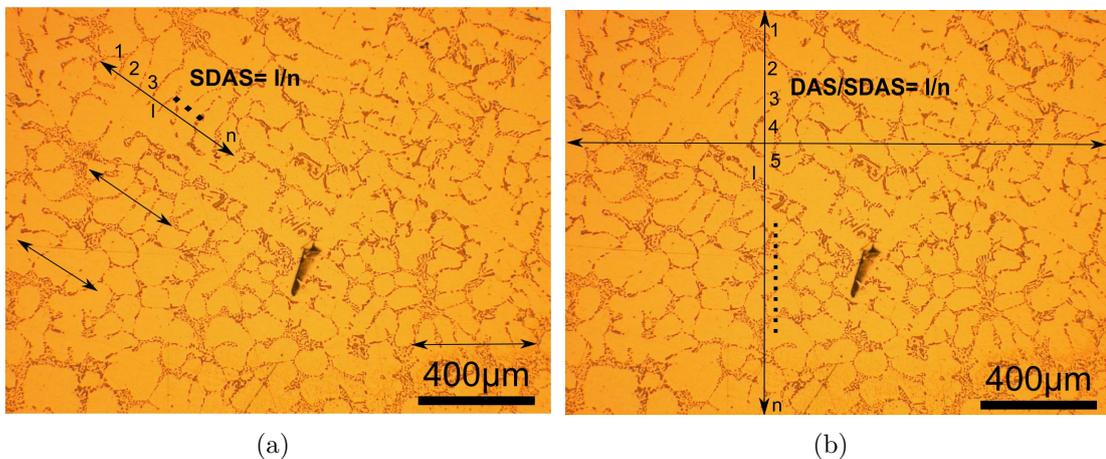


FIGURE II.5 – Deux méthodes de détermination de la DAS et/ou la SDAS : a) Méthode 1 ; b) Méthode 2

Pour chaque nuance et pour chaque méthode, 40 mesures ont été réalisées sur plusieurs échantillons prélevés à partir des éprouvettes de fatigue. Les distributions de la DAS et/ou SDAS des nuances étudiées mesurées à l'aide de deux méthodes sont présentées en figure II.6. Les valeurs moyennes et les écart-types associés sont résumés à la table II.1.

Nuance	SDAS ($\mu \pm s$) (μm) mesurée par la méthode 1	DAS/SDAS ($\mu \pm s$) (μm) mesurée par la méthode 2
A	42.3 ± 9.7	74.9 ± 8.7
B	77.3 ± 18.9	110.7 ± 19.0
C	91.4 ± 32.8	121.4 ± 20.0

TABLE II.1 – DAS et/ou SDAS des trois nuances A, B et C mesurées à l'aide des deux méthodes présentées

Il est montré une différence importante entre la SDAS mesurée par la méthode 1 et la DAS / SDAS mesurée par la méthode 2.

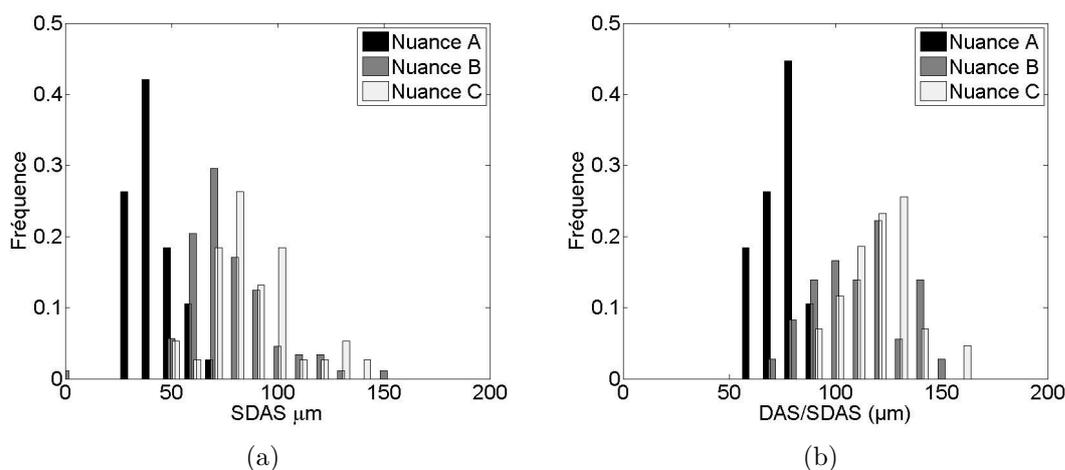


FIGURE II.6 – a) Distributions de la SDAS des nuances étudiées obtenue par la méthode 1 ; b) Distributions de la DAS/SDAS des nuances étudiées obtenue par la méthode Méthode 2. 40 mesures ont été réalisées pour chaque nuance et pour chaque méthode

Il est observé que la nuance A a la SDAS la plus faible alors que la SDAS des nuances B et C sont relativement proches. Cette différence peut être expliquée par une moindre vitesse de refroidissement pour la coulée par PMP par rapport à celle pour la coulée en coquille. En effet, Wang et al. [11] ont montré, pour des alliages d'Al-Si de fonderie que, plus la vitesse de refroidissement est élevée, plus la SDAS est faible.

1.2.2 Caractérisation de la taille des particules de Si

De manière générale, la présence des particules de silicium favorise la concentration de contrainte ainsi que la localisation de la déformation plastique locale, d'après le travail de Fan et al. [70]. On présentera plus tard dans le chapitre IV que le rôle des particules dans l'endommagement en FGNC dépend du mode de chargement ou de la population de pore.

Pour caractériser la distribution de taille des particules de Si, un certain nombre de clichés de microstructures observées en microscopie optique sur des échantillons polis est analysé. Le seuillage par niveau de gris est réalisé afin de distinguer les particules de Si par rapport à la matrice (Figure II.7).

Lors du seuillage, il existe des artefacts numériques dont la taille est bien moins importante que celle des particules de Si. Par conséquent, les éléments de taille inférieure à $1 \mu m^2$ (i.e. la taille minimale observée d'une particule de silicium) sont ignorés lors de la mesure. En ce qui concerne la sphéricité S des particules de Si, on utilise l'expression II.1.

$$S = \frac{(4\pi A)^{1/2}}{P} \quad (\text{II.1})$$

avec A l'aire et P le périmètre des particules.

Environ 5000 particules ont été mesurées sur plusieurs échantillons prélevés à partir des éprouvettes de fatigue pour chaque nuance. La distribution de taille (caractérisée par le diamètre équivalent du cercle ayant une même aire) et la relation entre la sphéricité

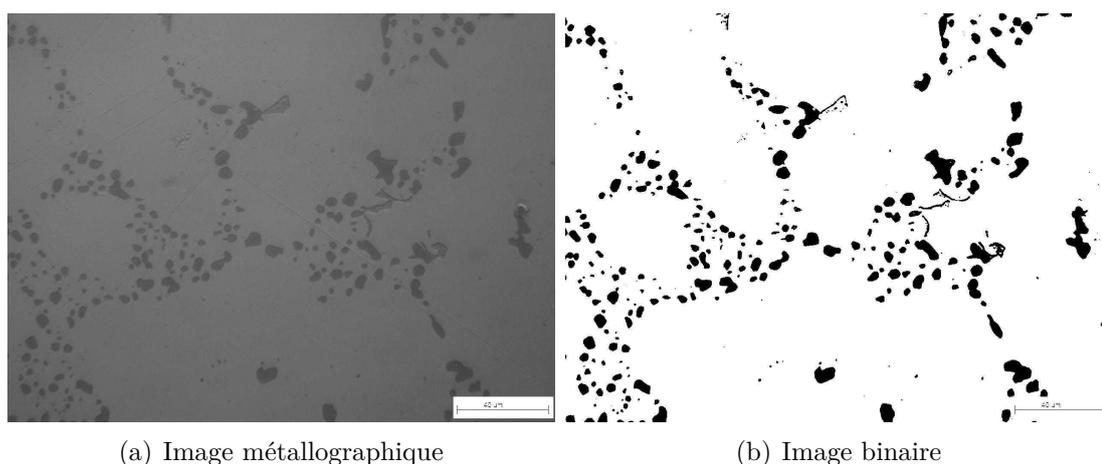


FIGURE II.7 – Seuillage de niveau de gris pour la caractérisation de taille et morphologie des particules de silicium

et la taille des particules de Si des nuances A et C sont représentées en figures II.8(a) et II.8(b). Les particules eutectiques dans la nuance B sont supposées avoir les mêmes caractéristiques que celles de la nuance C.

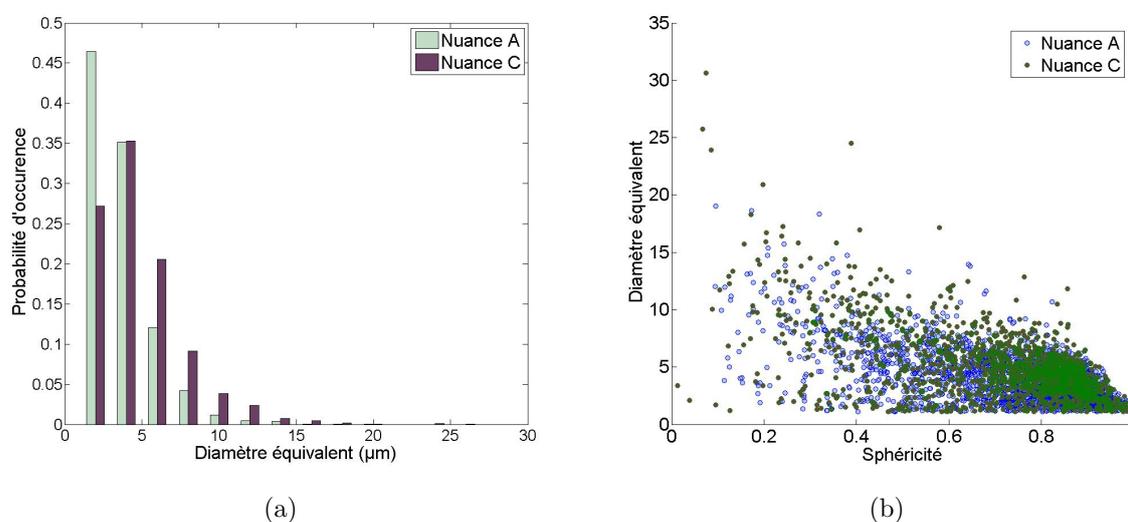


FIGURE II.8 – a) Densité de probabilité de la distribution de taille de particules de Si des nuances A et C ; b) Relation entre la sphéricité et la taille des particules de Si des nuances A et C. Environ 5000 particules de silicium ont été mesurées pour chaque nuance.

On observe que la taille des particules de Si de la nuance C est légèrement supérieure à celle de la nuance A et que la plupart des particules de silicium (>60%) ont une taille $D_{eq} < 5\mu m$. En ce qui concerne la sphéricité, il semble que, pour les deux nuances, la sphéricité soit inversement proportionnelle au diamètre équivalent.

1.2.3 Caractérisation de la taille de grain

La structure granulaire des matériaux étudiés est caractérisée à l'aide de mesures EBSD. Les échantillons examinés ont la même géométrie que celle des éprouvettes d'essais de fatigue avec un méplat qui est poli mécaniquement dans la zone utile (Figure II.9). Cette géométrie d'échantillon nous permet non seulement de caractériser la structure granulaire des matériaux mais aussi de réaliser les essais de fatigue et d'étudier les mécanismes d'endommagement. La préparation du méplat consiste en un polissage mécanique suivi d'un polissage électrolytique (solution 20 :80 HNO₃/CH₄Co à 0-5°C et 15 V pendant 10 s).

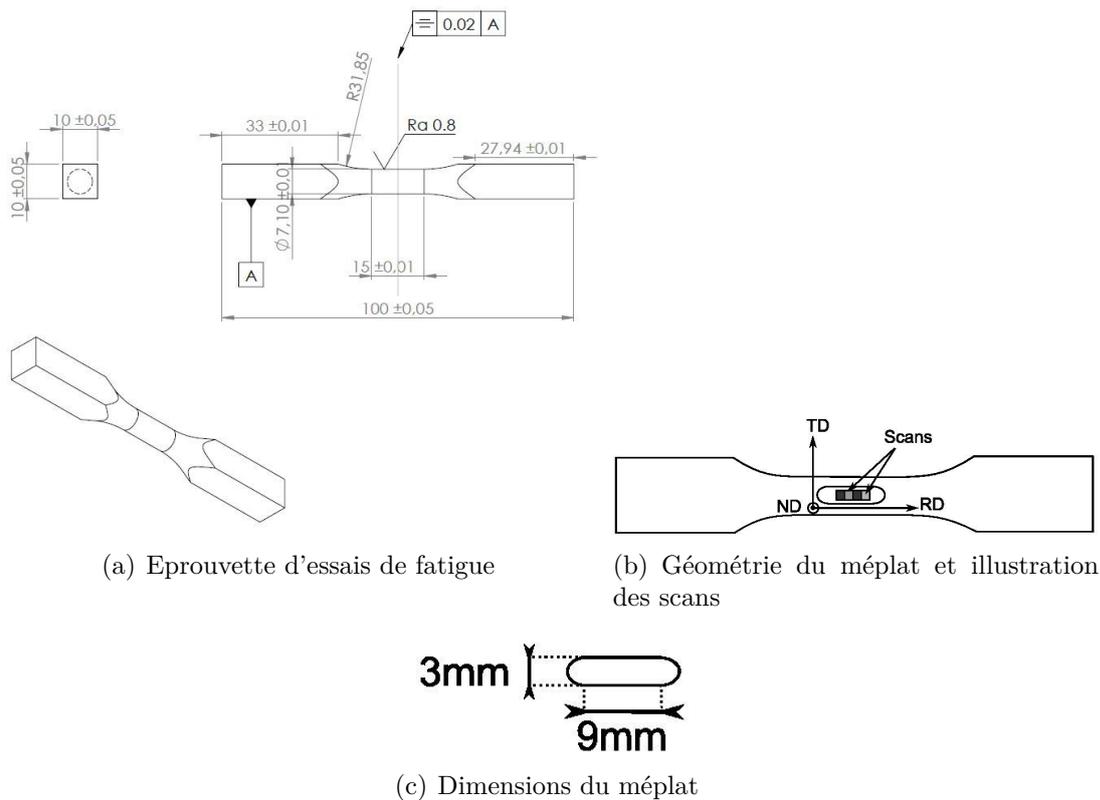


FIGURE II.9 – Géométrie d'éprouvettes utilisées pour les observations EBSD

Comme la taille de grains des alliages étudiés est importante, plusieurs clichés ont été réalisés puis assemblés (Figure II.9) à l'aide du logiciel OIM [71]. Les figures II.10 et II.11 présentent des cartographies EBSD brutes en figure des pôles inverses des nuances A et C. Du fait de problèmes de disponibilité de machine, la taille de grains de la nuance B n'a pas été mesurée. Ce dernier est supposé similaire à celle de la nuance C.

Afin de mesurer la taille de grains, un traitement d'image supplémentaire a été conduit pour nettoyer le bruit numérique et obtenir le résultat le plus fiable possible. Il s'agit de l'algorithme "grain dilatation" intégré dans le logiciel OIM. Cet algorithme nettoie des pixels de taille inférieure à une valeur de seuil. Ce seuil est déterminé comme la taille du grain le plus petit observé. Cette procédure est illustrée schématiquement en figure II.12.

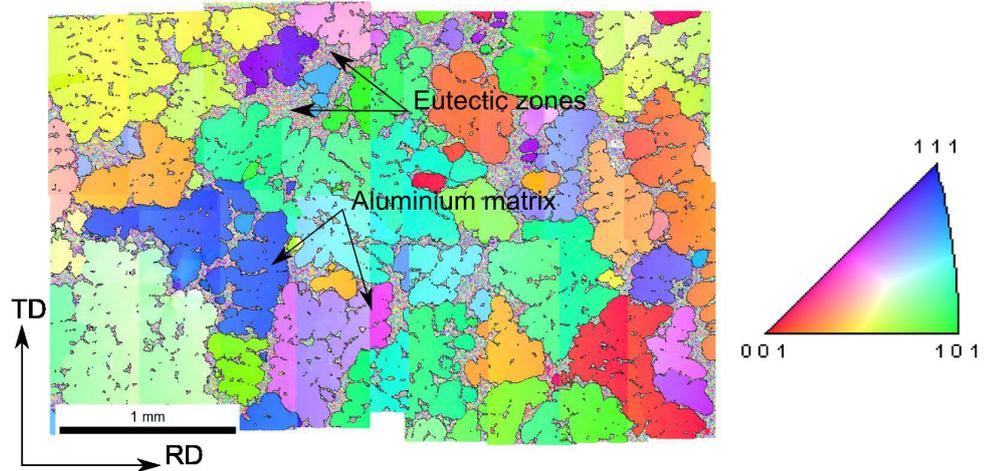


FIGURE II.10 – Cartographie EBSD en figure des pôles inverses brute-Nuance C

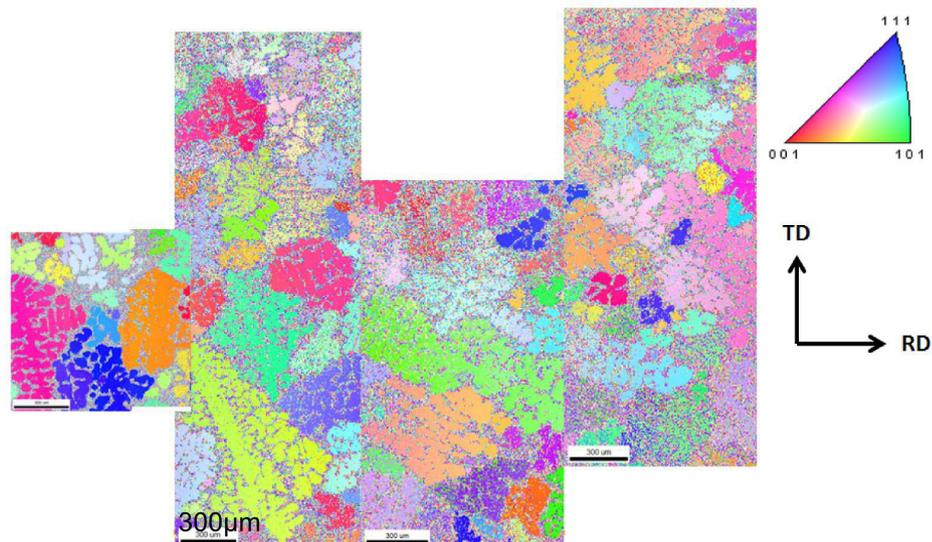


FIGURE II.11 – Cartographie EBSD en figure des pôles inverses brute-Nuance A

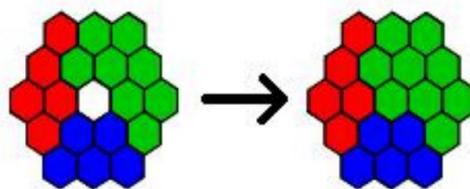


FIGURE II.12 – Schéma de l'algorithme de nettoyage "grain dilatation" intégré dans le logiciel d'OIM

La figure II.13 présente une cartographie EBSD en figures de pôles inverses avant

et après le nettoyage. Il est observé que l'algorithme nettoie non seulement les artefacts

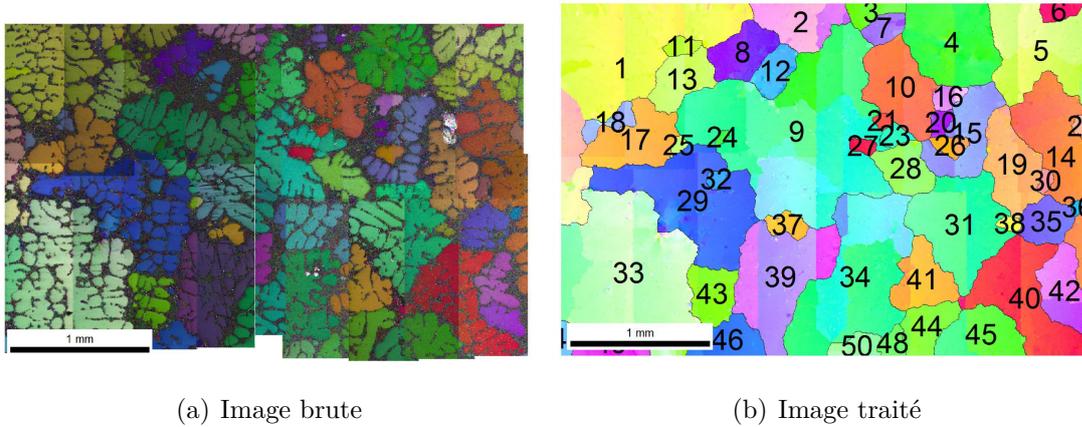


FIGURE II.13 – Cartographie EBSD en figure de pôle inverse avant et après le nettoyage

numériques mais fait également disparaître certaines particules eutectiques. Cet effet est indésirable lors de la mesure de la taille de grain. Néanmoins, la taille des zones eutectiques est généralement faible par rapport à la taille de grains, cette erreur est donc acceptable.

Une surface d'environ 9 mm^2 a été observée pour chaque nuance. Le nombre de grains analysé est de l'ordre de 120 grains pour la nuance A et 60 grains pour la nuance B. Les distributions de tailles de grains des nuances A et C sont présentées dans l'histogramme II.14. La taille de grain indiquée correspond au diamètre équivalent D_e qui peut être calculé à partir de la surface du grain par l'équation II.2.

$$D_e = \sqrt{\frac{4 \times \text{area}}{\pi}} \quad (\text{II.2})$$

Il est à noter que la probabilité d'occurrence présentée correspond au pourcentage en surface de grain. La taille de grain moyenne est donc calculée par l'expression II.3 [63].

$$D_{e, \text{average}} = \sum_i (D_{e_i} \cdot f_i) \quad (\text{II.3})$$

avec $D_{e,i}$ le diamètre équivalent d'un grain i et f_i le pourcentage de la surface du grain i .

Il est montré que la taille moyenne de grains de la nuance A est plus faible que celle de la nuance C. En comparant avec les SDAS des nuances A ($42.3 \mu\text{m}$) et C ($91.4 \mu\text{m}$), il semble que la SDAS et la taille de grain soient corrélées. Néanmoins, cette tendance est contradictoire à l'observation d'Houria et al. [2] sur un alliage A356-T6, coulé dans un moule en forme de V (Figure I.4). Les auteurs ont trouvé que la SDAS et la taille de grains sont inversement proportionnelles : l'alliage prélevé au niveau 1 (Figure I.4) présente une SDAS moyenne $\approx 40 \mu\text{m}$ et une taille de grains $\approx 1600 \mu\text{m}$ alors que l'alliage prélevé au niveau 8 présente une SDAS moyenne $\approx 72 \mu\text{m}$ et une taille de grains moyenne $\approx 200 \mu\text{m}$.

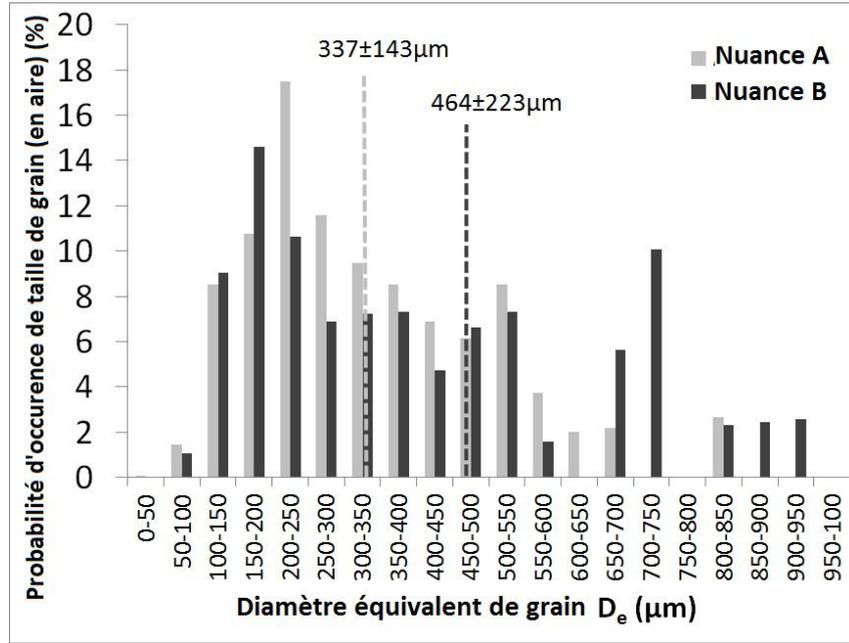


FIGURE II.14 – Distribution de taille de grains des nuances A et C. Surface analysée de l'ordre de 9 mm^2 pour chaque nuance (correspondant à environ 120 grains pour la nuance A et 60 grains pour la nuance B)

1.3 Caractérisation de la distribution de taille de pore

Les caractéristiques des populations de pore des nuances étudiées comme la distribution de taille et la morphologie de pore sont étudiées ici. Deux techniques sont employées. La première s'appuie sur des observations en microscopie optique. La deuxième correspond aux mesures tridimensionnelles par micro-tomographie à rayon X.

1.3.1 Observation métallographique en microscopie optique

Des échantillons prélevés à partir de différents endroits (zone de tête ou zone utile) des éprouvettes de fatigue ont été préparés et observés en microscopie optique (Figure II.15). La direction normale des coupes est parallèle à l'axe d'éprouvette. Plusieurs clichés relatifs à une même surface de microstructure ont été pris et le pore de taille la plus élevée dans chaque cliché est relevé. Il est à noter que le paramètre de taille de Murakami \sqrt{area} est employé pour indiquer la taille équivalente de pore observé en surface.

D'après Murakami [27], la distribution de pore de taille maximale de chaque cliché peut être décrite par la loi de distribution de Gumbel [72] dont la fonction de probabilité cumulée est exprimée par l'équation II.4

$$F(\sqrt{area}) = \exp \left\{ -\exp \left(\frac{-(\sqrt{area} - \mu)}{\beta} \right) \right\} \quad (\text{II.4})$$

avec μ le paramètre de position et β le paramètre d'échelle. A l'aide de la définition de la variable réduite :

$$y = \frac{\sqrt{area} - \mu}{\beta} \quad (\text{II.5})$$

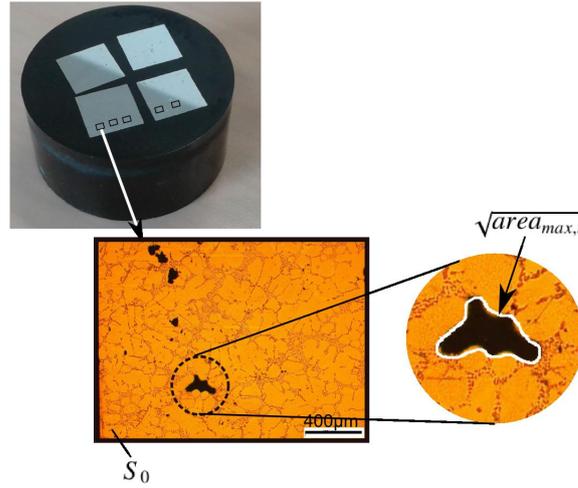


FIGURE II.15 – Observation par microscopie optique d'un échantillon

on obtient la relation :

$$F(\sqrt{area}) = \exp \{-\exp(-y)\} \quad (\text{II.6})$$

et la variable réduite y peut être écrite par l'expression :

$$y = -\ln \{-\ln(F(\sqrt{area}))\} \quad (\text{II.7})$$

De façon succincte, la procédure de caractérisation de la distribution de la taille de pore est résumée dans les étapes suivantes :

- Des images d'aire $S_0(\text{mm}^2)$ constante sont observées. Le pore de taille maximale $\sqrt{area_{max}}$ sur cette surface S_0 est relevé. Cette opération est répétée n fois sur n images.
- Les valeurs de $\sqrt{area_{max,j}}$ (avec $j = 1..n$) sont classées par ordre croissant :
 $\sqrt{area_{max,1}} \leq \sqrt{area_{max,2}} \leq \dots \leq \sqrt{area_{max,n}}$
 La fonction de répartition $F_j(\%)$ correspondant à la taille de pore $\sqrt{area_{max,j}}$ est déterminée par l'équation :

$$F_j = j \times 100 / (n + 1)(\%) \quad (\text{II.8})$$

- Les paramètres de la loi de Gumbel μ et β sont identifiés à l'aide de la relation linéaire entre $\sqrt{area_{max,j}}$ et la variable réduite y_j avec $y_j = -\ln(-\ln[j/(n + 1)])$ (Eq.II.5).

80 clichés pour la nuance A, 109 clichés pour la nuance B et 50 clichés pour la nuance C d'aire de $S_0 = 2.5 \text{ mm}^2$ ont été pris et analysés. Les distributions des valeurs extrêmes de la taille de pore des trois nuances caractérisées à l'aide de la méthodologie présentée sont illustrées en figure II.16.

L'effet du procédé sur la population de pore est mis en évidence. La taille de pore de la nuance B est la plus importante alors que pour la nuance C, la taille de pore est très faible avec une valeur maximale inférieure à $< 50 \mu\text{m}$. De plus, il est montré une bonne corrélation entre la loi de distribution de Gumbel et les distributions de pores caractérisées par la méthodologie de Murakami.

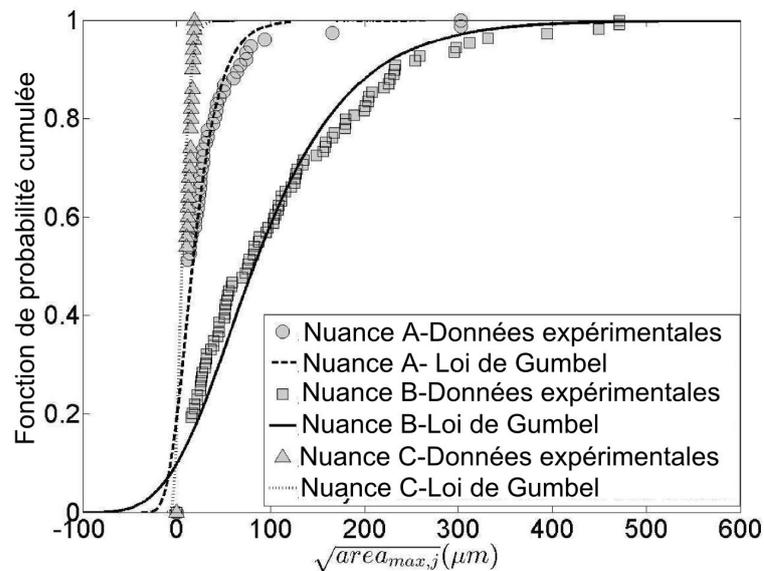


FIGURE II.16 – Distributions de taille de pores des trois nuances A, B et C caractérisées par observation métallographique en microscopie optique. 80 clichés pour la nuance A, 109 clichés pour la nuance B et 50 clichés pour la nuance C d’aire de $S_0 = 2.5 \text{ mm}^2$ ont été analysés

1.3.2 Mesure en micro-tomographie

- Principe de mesure en micro-tomographie et méthodologie de traitement d’image

La mesure en micro-tomographie a été réalisée en collaboration avec l’institut de Chimie de la Matière Condensée de Bordeaux (ICMCB) sur une cellule Microtomographe X GE V/TOME/SX avec une résolution spatiale de $5 \times 5 \times 5 \mu\text{m}^3$ et une source de RX allant jusqu’à 160kV.

Un traitement d’image est réalisé à l’aide du logiciel Avizo [73] pour identifier et mesurer la taille des pores. Les étapes de ce traitement sont présentées en figure II.17.

- Seuillage : distinguer les porosités et la matrice à l’aide du seuillage de niveau de gris.
- Binarisation : convertir l’image en binaire.
- Reconstruction de l’image 3D des porosités dans le volume scanné.
- Multi-thresholding et Labelling : Identifier et numéroter les pores.
- Filtrage : supprimer les pores dont la taille est inférieure à une valeur de seuil donné. En effet, il existe des bruits numériques lors du seuillage et celui-ci fausse la distribution de taille de pore. Cette étape de filtrage a pour but de supprimer ces bruits. Dans notre cas, le seuil en volume pour la suppression est de $15 \times 15 \times 15 \mu\text{m}^3$

10 éprouvettes de la nuance B et 5 éprouvettes de la nuance A ont été observées pour caractériser les distributions de taille de pores. Sur chaque éprouvette, un volume cylindrique de taille approximative de hauteur de 8 mm et de diamètre de 7 mm à 8 mm a

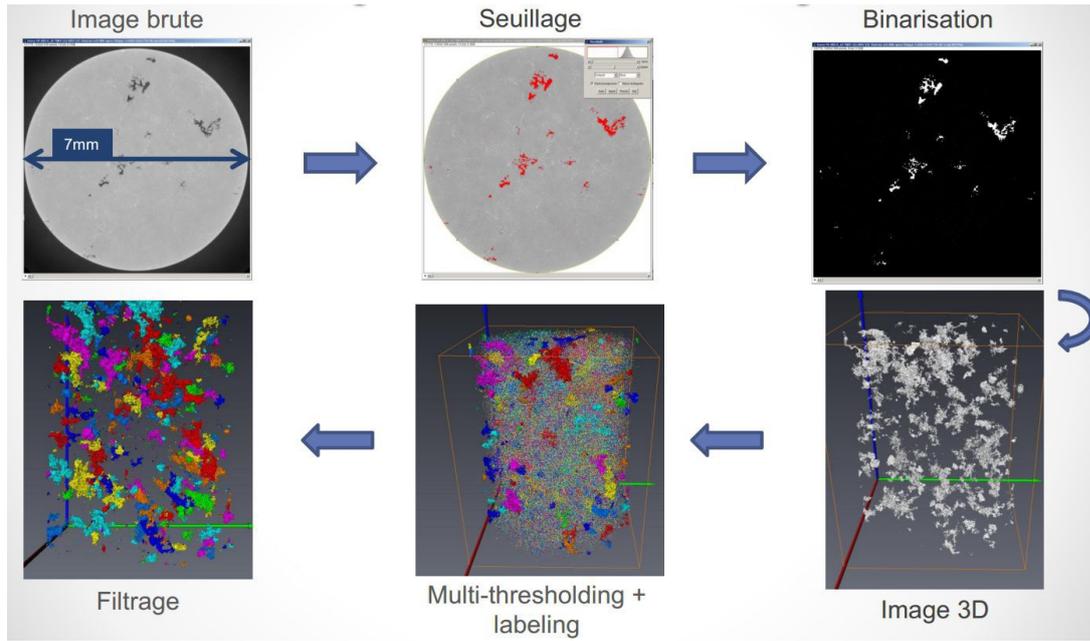


FIGURE II.17 – Etapes du traitement d'image de micro-tomographie

été scanné. Il sera discuté plus tard dans la section 3 du chapitre IV que les éprouvettes observées en micro-tomographie ont été testées en fatigue et que les observations sont réalisées aux zones avec fissures (Figure II.18). Puis, sur les images de micro-tomographie, les fissures et les pores sont dissociés à l'aide du seuillage par différents niveaux de gris. Pour

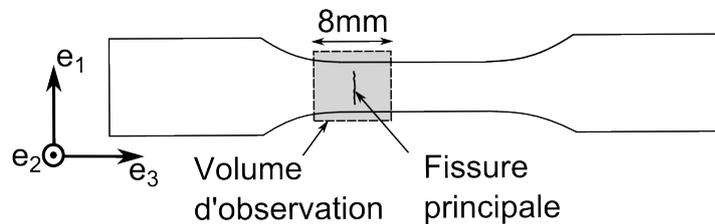


FIGURE II.18 – Volume d'observation en tomographie avec la fissure principale

chaque nuance, les analyses relatives à la distribution spatiale et à la sphéricité des pores, présentées dans la suite, correspondent à l'ensemble des données obtenues (c'est-à-dire 10 éprouvettes pour la nuance B et 5 éprouvettes pour la nuance A).

- Distributions spatiales de pores

La distribution spatiale des pores des nuances A et B est présentée en figure II.19. Il s'agit du nombre des barycentres des pores, projetés sur le plan perpendiculaire à l'axe du cylindre d'observation soit le plan $e_1 - e_2$, par mm^2 en fonction de la distance entre le barycentre de pore et l'axe d'éprouvette.

Il est observé une homogénéité générale au sein des volumes de matière considérés, excepté l'intervalle entre 3500 et 4000 μm en sachant que le diamètre de la zone utile d'éprouvette est 7 mm. En effet, comme les fissures principales peuvent parfois s'amorcer

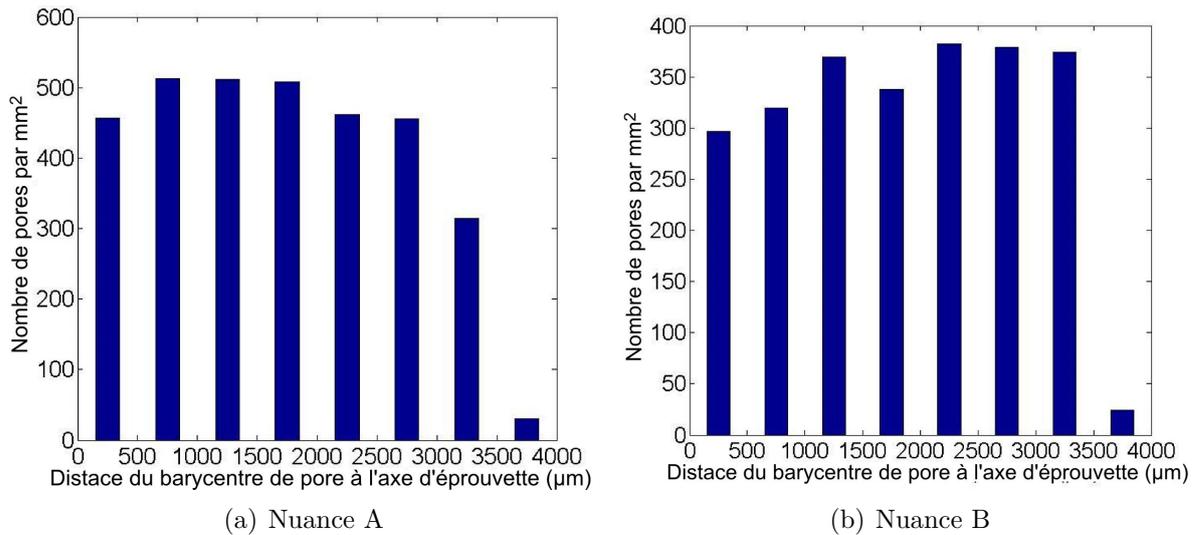


FIGURE II.19 – Distribution spatiale de pores. 5 échantillons de la nuance A et 10 échantillons de la nuance B, de forme cylindrique de taille $8\text{ mm} \times \Phi 7\text{ mm}$, ont été analysés

en zone de raccordement, le diamètre du volume d'observation peut être supérieure à 7 mm.

- Relation entre la sphéricité et le volume de pores

La sphéricité, définie par l'équation II.9, est un paramètre utilisé pour caractériser la morphologie (i.e. la tortuosité) de pore.

$$S = \frac{\pi^{1/2}(6V)^{2/3}}{A} \quad (\text{II.9})$$

avec V volume du pore et A aire de la surface de pore.

La figure II.20 présente la relation entre la sphéricité et la racine cubique du volume des pores.

On constate que la taille de pore est inversement proportionnelle à la sphéricité. Les pores dont le volume est important présentent une sphéricité faible (c'est-à-dire une géométrie tortueuse) alors que ceux qui sont petits ont une sphéricité élevée. Les travaux de Buffière et al. [7] et de Charbonnier [74] ont mis en évidence deux types de pores de fonderie qui co-existent dans les alliages d'aluminium de fonderie. Les premiers sont associés au micro-retrait lors de la solidification et les seconds se produisent lors du traitement de dégazage, qui tend à créer des nouveaux pores ainsi que des films d'oxyde. Pour les nuances étudiées, les pores de géométrie tortueuse (et donc de taille plus élevée) sont généralement des pores de micro-retrait (i.e. retassures) et les pores gazeux sont moins tortueux et plus petits.

Buffière et al. [7] ont montré également que les relations entre la taille et la sphéricité de deux types de pore sont différentes (Figure II.21). Cependant, les auteurs ont introduit un mélange de gaz H_2 et Ar au métal liquide à 1093 °K lors de la solidification. Cette opération conduit à la formation des pores gazeux de taille plus élevée que ceux générés

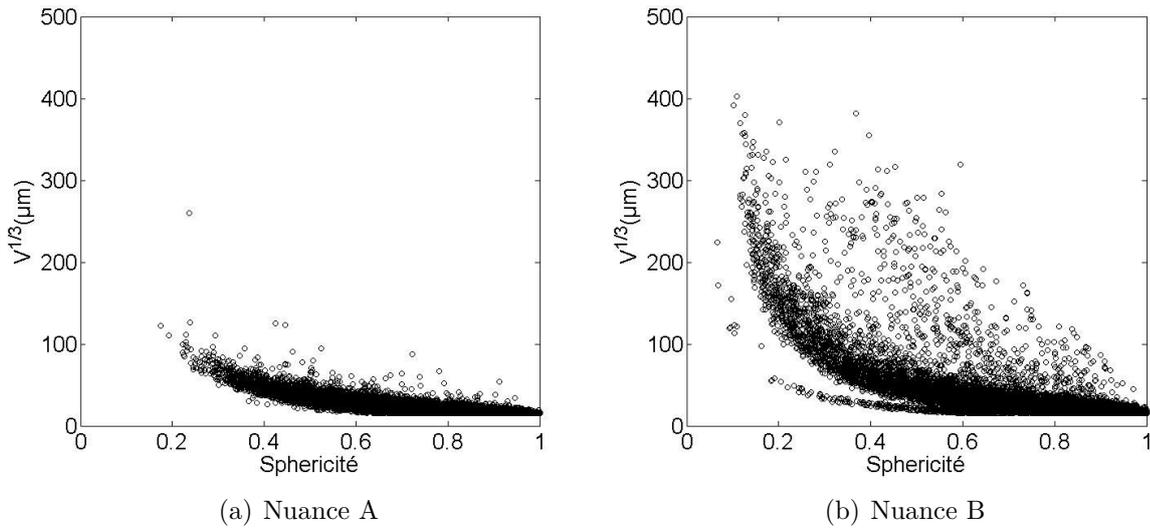


FIGURE II.20 – Sphéricité en fonction de la racine cubique du volume de pores. 5 échantillons de la nuance A et 10 échantillons de la nuance B, de forme cylindrique de taille $8\text{mm} \times \Phi 7\text{mm}$ ont été analysés.

naturellement. Les auteurs ont constaté un seuil de taille équivalente de l'ordre de $75\ \mu\text{m}$ dissociant les pores gazeux induits par l'introduction du mélange de gaz avec les pores générés naturellement.

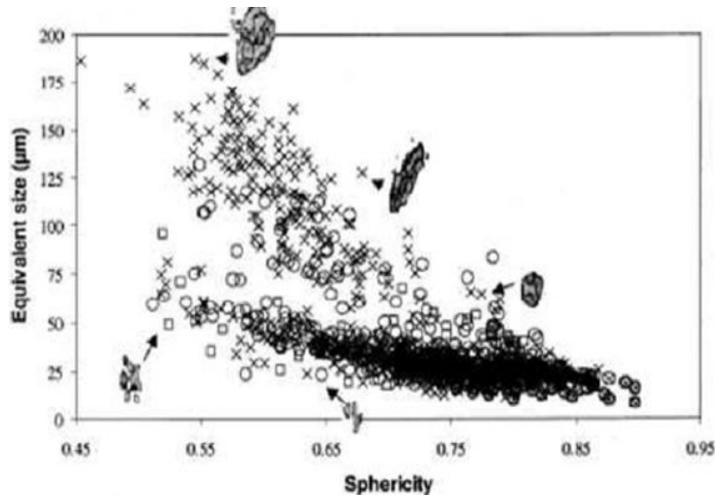


FIGURE II.21 – Relation entre la taille et la sphéricité de pores des alliages étudiés dans le travail de Buffière et al. [7]

- Distributions du volume de pores

Les distributions de la racine cubique du volume de pores des deux nuances A et B sont présentées en figures II.22. Il faut rappeler que les pores de taille $V^{1/3} < 15\ \mu\text{m}$ sont négligés.

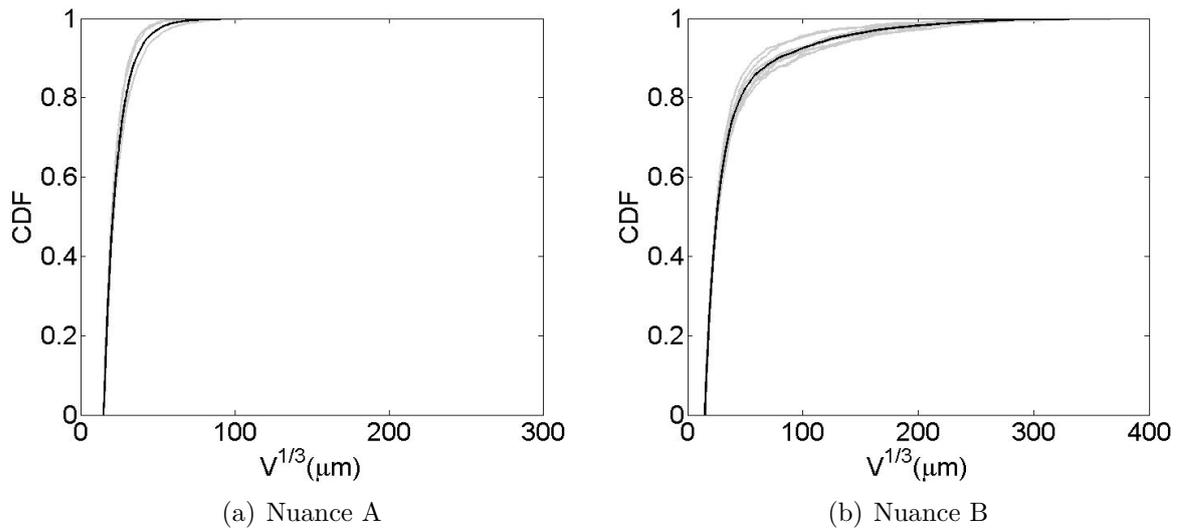


FIGURE II.22 – Distributions de taille de pores observés sur différentes éprouvettes (courbes gris) et des distributions de taille de pores "moyennées" (courbes noires) des deux nuances A et B. 5 échantillons de la nuance A et 10 échantillons de la nuance B, de forme cylindrique de taille $8\text{ mm} \times \Phi 7\text{ mm}$, ont été analysés.

Tout d'abord, une faible dispersion des distributions de taille de pore entre les éprouvettes scannées est observée pour les deux nuances. On observe également que 80% des pores de la nuance A sont de la taille $V^{1/3} < 40\ \mu\text{m}$ et que 90% des pores de la nuance B sont de la taille $V^{1/3} < 100\ \mu\text{m}$. Généralement, les pores de telle taille ne sont pas responsables de l'amorçage des fissures principales pour les nuances étudiées. Ainsi, la distribution de taille des pores les plus grands semble plus significative que celle de tous les pores observés (i.e. population de pores) lors de l'analyse de l'influence de la taille des pores sur la tenue en fatigue (discuté plus tard dans le chapitre IV).

2 Essais mécaniques : conditions expérimentales

La technique de l'escalier est adoptée pour conduire les essais de fatigue. 20 essais sont réalisés pour chaque escalier. Les essais de Locati sont également réalisés sur des éprouvettes non-rompues issues des escaliers. Ils ont pour but d'obtenir la taille de pore le plus critique dans le volume sollicité ainsi que le niveau de contrainte relative à la rupture. Cependant, ils ne sont pas considérés lors de la détermination des limites de fatigues.

2.1 Essais de fatigue en traction-compression à $R=-1$

- Géométrie d'éprouvettes

La géométrie d'éprouvettes d'essais de fatigue en traction-compression à $R=-1$ est présentée en figure II.23. La zone utile d'éprouvettes est cylindrique avec un diamètre de 7 mm. Il est important de noter que la géométrie est *la même pour tous les essais de fatigue en traction-compression, en torsion et en traction-torsion combinées*. Les éprou-

vettes sont polies miroir mécaniquement avec des papiers abrasifs suivi d'un polissage à pâte diamantée de $3 \mu m$ et d'un polissage final aux oxydes actifs. Après polissage, les éprouvettes ont un facteur de concentration de contrainte $k_t = 1.01$ sous chargement de torsion et $k_t = 1.03$ sous chargement de traction aux zones de raccordement.

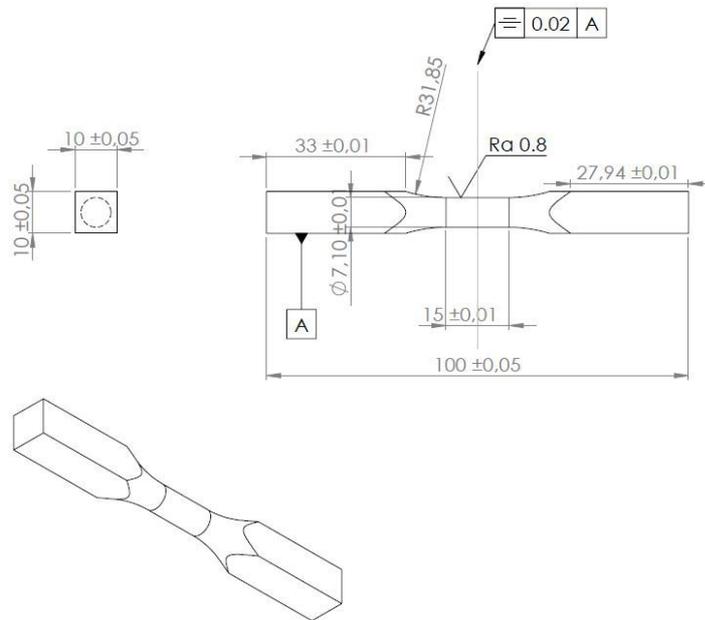


FIGURE II.23 – Géométrie d'éprouvettes cylindriques de diamètre 7 mm pour les essais de fatigue en traction-compression, en torsion et en traction-torsion combinées.

- Conditions d'essais

Les essais de fatigue en traction-compression ont été réalisés sur un Vibrophore Rumul, machine électromagnétique à résonance (Figure II.24) avec un capteur de charge de $20 kN$ en statique et $\pm 10 kN$ en dynamique .

Les conditions d'essais sont :

- Fréquence : ≈ 100 Hz
- Environnement : à l'air, température ambiante (environ $20^\circ C$)
- Rapport de charge $R=-1$
- Les éprouvettes sont maintenues à l'aide de mors hydrauliques
- Critère d'arrêt : l'essai s'arrête quand soit le nombre de cycles atteint $2 \cdot 10^6$ cycles, soit quand une chute de fréquence de 1 Hz est atteinte. Ce dernier critère correspond à la présence d'une fissure d'environ 3 mm de longueur en surface.

2.2 Essais de fatigue en torsion $R=-1$

Les essais de fatigue en torsion ont été réalisés sur une machine de fatigue de type Rumul Cracktronic, machine électromagnétique à résonance (Figure II.25) avec un capteur de charge de $160 Nm$ en statique et $\pm 80 Nm$ en dynamique.

Les conditions d'essais sont :

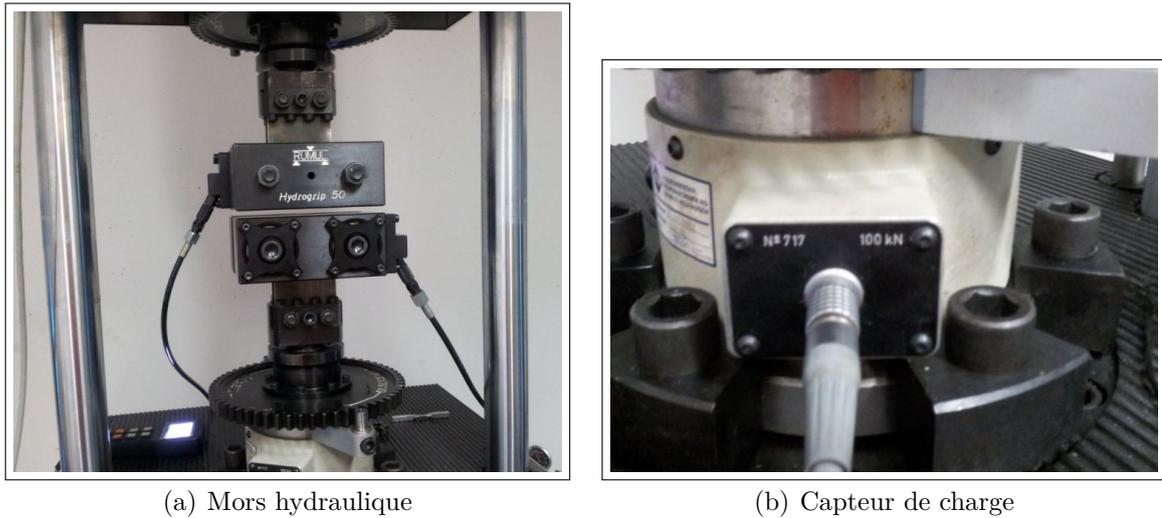


FIGURE II.24 – Machine de fatigue vibrofore

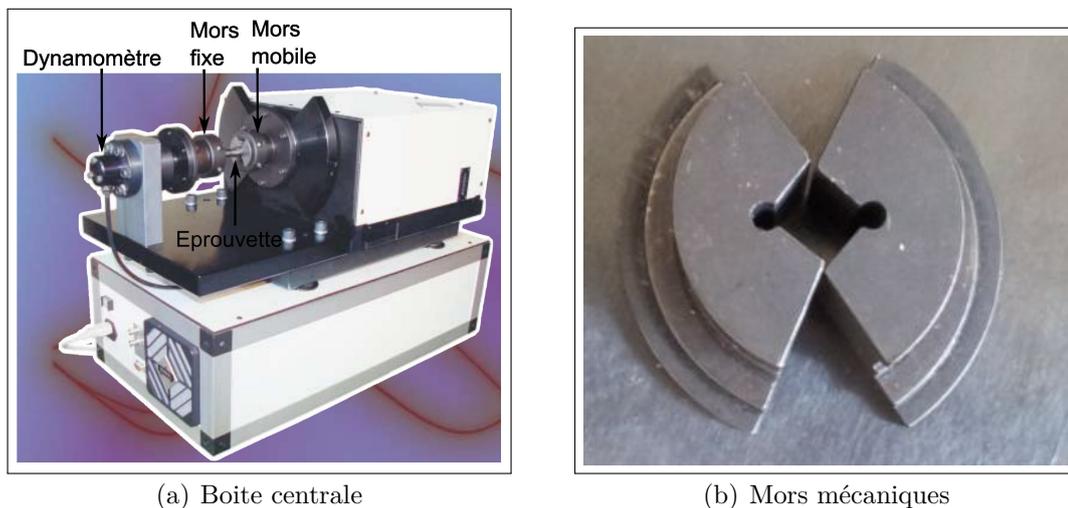


FIGURE II.25 – Machine de fatigue électromécanique à résonance Rumul Crack-tronic équipée du montage de torsion

- Fréquence : ≈ 80 Hz
- Environnement : air, température ambiante (environ 20°C)
- Rapport de charge $R=-1$
- Les éprouvettes sont maintenues à l'aide de mors mécaniques
- Critère d'arrêt : l'essai s'arrête quand soit le nombre de cycles atteint 2.10^6 cycles, soit quand une chute de fréquence de 0.1 Hz est atteinte. Ce dernier critère correspond à la présence d'une fissure d'environ 3 mm de longueur en surface.

Il est important de noter que les essais de traction-compression sont réalisés sur les nuances B et C alors que pour la nuance A, les données de fatigue sous chargement de flexion plane obtenues dans la thèse de Koutiri [6] sont utilisées. On ne distinguera pas ces deux modes de chargement lors de l'analyse du comportement en fatigue uniaxiale.

2.3 Essais de fatigue en traction-torsion combinées à $R=-1$ avec un rapport de biaxialité $k = \tau_a/\sigma_a = 0.5$

Les essais de fatigue en traction-torsion combinées ont été réalisés sur une machine électromagnétique (Bose, Figure II.26) au département DuMas, laboratoire I2M, Arts et Métiers CER Bordeaux. La cellule de charge a un couple maximal de ± 70 Nm en dynamique et un chargement uniaxial ± 7.5 kN en dynamique.

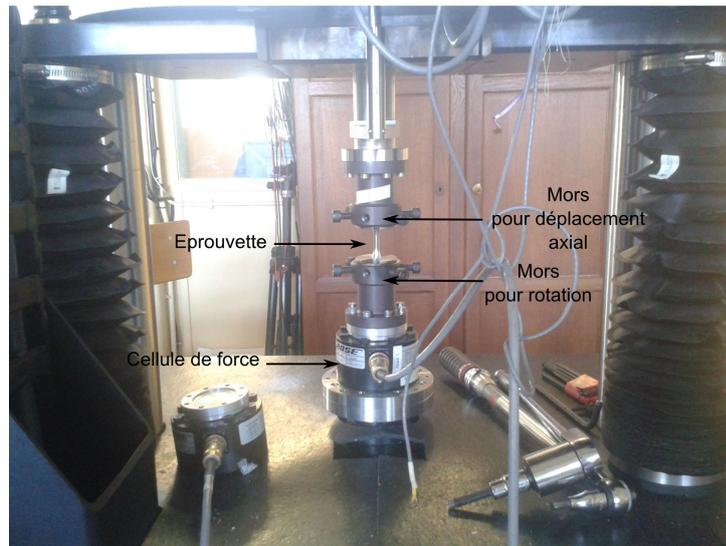


FIGURE II.26 – Machine hydraulique de fatigue Bose en traction torsion combinées

Les conditions d'essais sont :

- Fréquence : de 20 Hz à 30 Hz en fonction du chargement appliqué (plus la charge est élevée, plus la fréquence doit être faible)
- Rapport de charge $R=-1$ et rapport de biaxialité $k = \tau_a/\sigma_a = 0.5$
- les éprouvettes sont fixées à l'aide de mors mécaniques dont la géométrie est identique à celle utilisée pour les essais de torsion (Figure II.25(b))
- Critères d'arrêt : une augmentation du déplacement ou de la rotation peut être utilisée comme critère d'arrêt. Dans le cas de nos essais, les essais sont arrêtés suite à une augmentation de l'angle de rotation de seuil de 0.15° (Figure II.27). Cette croissance correspond généralement à l'apparition d'une fissure de longueur surfacique de 3 à 5 mm. Le nombre de cycles d'arrêt est de 2.10^6 cycles.

2.4 Essai de fatigue de traction équi-biaxiale à $R=0.1$

- Montage expérimental

Le montage expérimental de l'essai de traction équi-biaxiale à $R=0.1$ a été présenté dans la thèse de Koutiri [6]. Il s'agit de flexion répétée sur une éprouvette en forme de disque circulaire (Figure II.28).

La figure II.29 présente le champ des contraintes (radiale et tangentielle) ainsi que de déflexion verticale obtenue à l'aide des solutions analytiques sans frottement sur l'éprouvette de disque sans calotte. Il est montré qu'un état de contrainte de traction équi-biaxiale

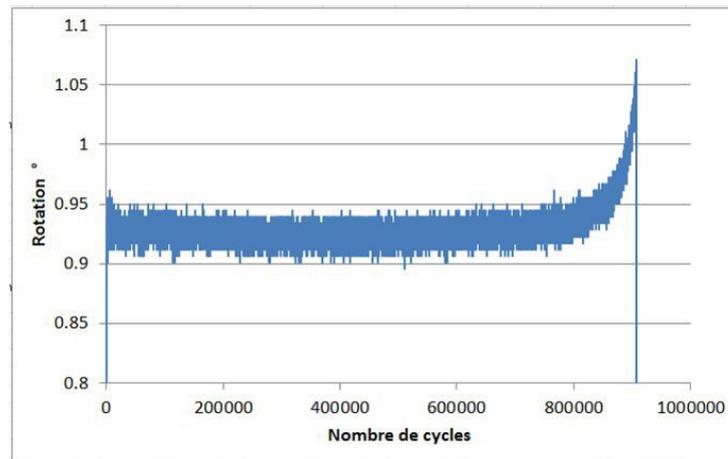


FIGURE II.27 – Augmentation de l'angle de rotation suite à l'apparition d'une fissure de longueur de 3 à 5 mm sur une éprouvette sollicitée en traction-torsion combinées

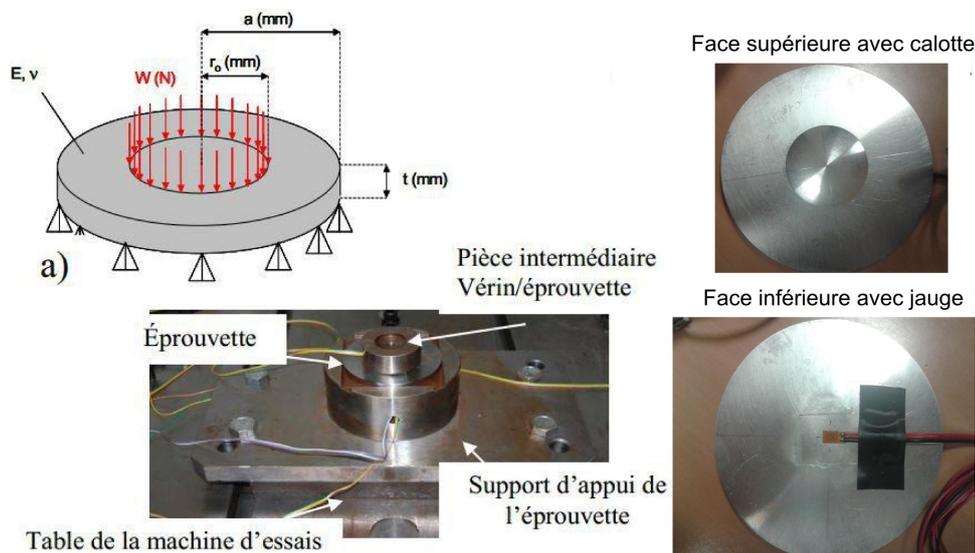


FIGURE II.28 – Montage d'essai de fatigue de traction équibiaxiale à $R=0.1$ [6]

est obtenu à l'intérieur de l'appui. Il faut noter que pour ce montage d'essai, afin d'obtenir un état de contrainte cible sur la face inférieure, des jauges de déformation ont été utilisées (Figure II.28) en supposant qu'à un taux de déformation constant, la variation de contraintes en fonction du nombre de cycles est négligeable. Cette hypothèse peut être validée à l'aide des essais d'écroutissage cyclique sous chargement uniaxial à déformation imposée, présentés en annexe C.

- Phénomène tribologique aux contacts

Une des difficultés lors de la réalisation des essais de flexion sur disque concerne un phénomène tribologique lié au contact entre la pièce intermédiaire et l'éprouvette et entre l'éprouvette et la matrice. L'usure au niveau des contacts peut entraîner une variation du coefficient de frottement et ainsi un changement des conditions aux limites du montage.

II.2 Essais mécaniques : conditions expérimentales

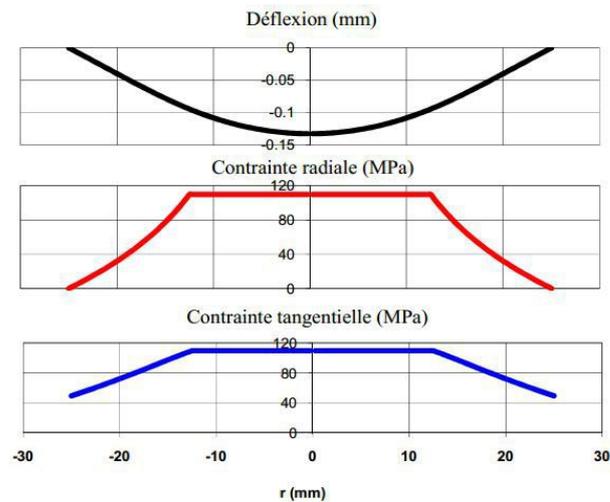


FIGURE II.29 – Déflexion, contrainte radiale et tangentielle obtenues pour une éprouvette disque soumise à de la flexion [6]

La figure II.30 présente l'évolution des déformations de la face supérieure et inférieure en fonction du nombre de cycles sous la compression constante imposée. Il est observé que

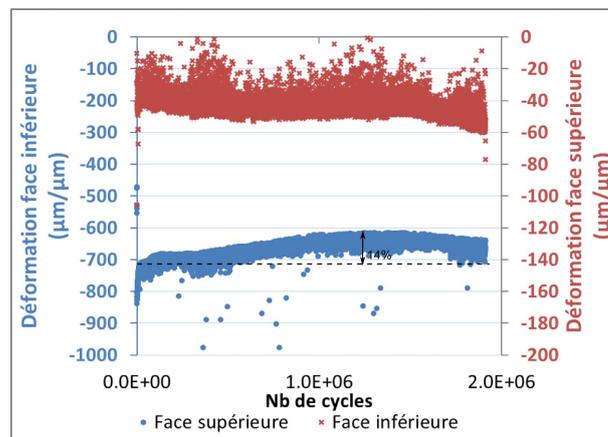


FIGURE II.30 – Evolution de la déformation sur la face supérieure d'une éprouvette de disque en fonction du nombre de cycles

la déformation, en particulier sur la face inférieure, évolue au cours du nombre de cycles avec une variation de l'ordre de 14%. A part le changement du coefficient de frottement, le durcissement dû à l'érouissage propre au matériau peut également intervenir dans cette variation. Cependant, il est montré en annexe C à l'aide des essais d'érouissage cyclique que l'érouissage des matériaux étudiés est très faible ($<3\%$) et que la phase de saturation arrive après quelques dizaines de cycles. Par conséquent, la variation du coefficient de frottement aux contacts semble être la cause principale de la variation de la déformation sur l'éprouvette. De ce fait, il est nécessaire de proposer un protocole d'essai permettant de maintenir la déformation cible imposée la plus stable possible.

- Protocole d'essai adopté

Des jauges sont collées sur la face inférieure de l'éprouvette (c'est-à-dire, la face sur laquelle la déformation est la plus élevée et les fissures s'amorcent). Il est supposé ici que la présence des jauges n'a pas d'influence significative sur l'amorçage de fissures. Afin de respecter la déformation cible sur la face inférieure, la force appliquée est modifiée au cours de l'essai. La figure II.31 montre la modification par palier de la charge appliquée (courbe noire) pour que la déformation mesurée à la face inférieure (courbe bleue) soit proche de la déformation cible (droite rouge) avec un seuil de tolérance acceptable ($\pm 2\%$).

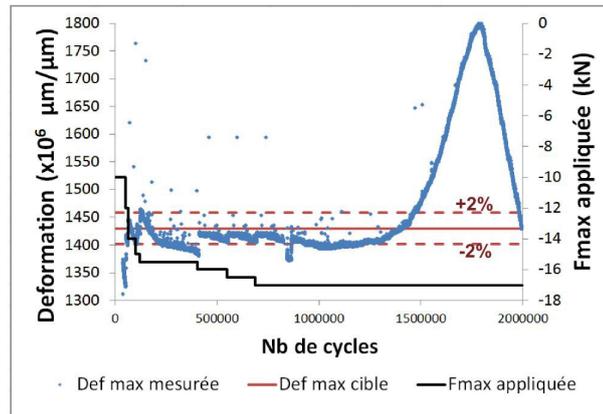


FIGURE II.31 – Paliers de la charge appliquée et évolution de la déformation mesurée sur la face inférieure d'une éprouvette. L'éprouvette est considérée rompue à 1.5×10^6 cycles

Les essais sont réalisés sur une machine servo-hydraulique Instron avec une fréquence de 20 Hz. Une variation de déformation de $150 \mu\text{m}/\mu\text{m}$ a été utilisée comme critère d'arrêt. Cette variation correspond à l'apparition d'une fissure principale ayant une longueur apparente de 3 à 5 mm environ.

2.5 Essais de fissuration

- Géométrie d'éprouvettes

Les essais de fissuration ont été réalisés avec des éprouvettes de type SEN (Single Edge Notched) dont l'épaisseur est 5mm et la largeur 40 mm avec une entaille de 6 mm de profondeur (figure II.32). Cette géométrie a été choisie car elle permet d'appliquer les chargements avec un rapport de charge R négatif. De plus, cette géométrie facilite les mesures de la force d'ouverture avec un extensomètre fixé près de l'entaille.

Pour un matériau isotrope ayant un comportement élastique, la relation entre le facteur d'intensité de contrainte ΔK , le chargement et la longueur de fissure est donnée par Pickard [75] (Eq. II.10). Elle a été vérifiée et comparée avec d'autres approches empiriques comme celle de Murakami [76] ou de Soniak [77] à l'aide d'une simulation par éléments finis avec un comportement élastique isotrope en 2D du champ de contrainte en pointe de fissure (voir l'annexe B).

$$\Delta K = \frac{5}{\sqrt{20 - 13\alpha - 7\alpha^2}} \Delta\sigma \sqrt{\pi a} \quad (\text{II.10})$$

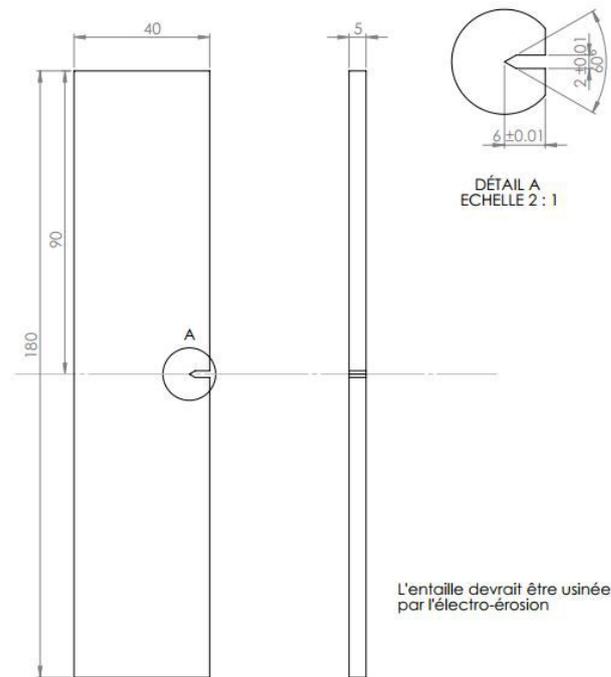


FIGURE II.32 – Géométrie de l'éprouvette SEN pour les essais de fissuration

avec $\alpha = a/W$ où a est la longueur totale de la fissure et W est la largeur de l'éprouvette.

- Conditions d'essais

Les essais ont été réalisés sur un vibrophore Rumul avec un capteur de charge de 20 kN en statique et de ± 10 kN en dynamique. La fréquence d'essais est de l'ordre de 70 Hz. Ces essais ont été conduits avec un rapport de charge de $R=-1$. Les éprouvettes ont été fixées à l'aide de mors hydrauliques plats avec une pression de l'ordre de 100 bars. La figure II.33 présente le montage d'essais de fissuration.

- Méthode de suivi de fissure

Les fissures ont été suivies grâce au module FRACTOMAT qui détermine la longueur de la fissure à partir de la différence de potentiel à l'aide de jauges spécifiques (Figure II.34). Ces mesures sont réalisées de manière continue et sont enregistrées tous les 1000 cycles. Deux jauges sont collées sur les deux côtés de l'éprouvette et la longueur de fissure est la valeur moyenne des deux valeurs mesurées.

- Préfissuration des éprouvettes

Toutes les éprouvettes sont préfissurées avant l'essai de fissuration proprement dit. Cette phase a été conduite à une fréquence à peu près de 70 Hz et à température ambiante. La préfissuration est menée avec un rapport de charge de $R=-1$ avec une charge constante de $\Delta\Sigma = 8$ kN. Cette valeur a été choisie d'une part pour limiter la durée de la préfissuration (qui tombe entre 10^5 à 2×10^5 cycles) et d'autre part pour assurer que les valeurs de ΔK appliquées pendant la préfissuration soient inférieures à celles de début de l'essai de fissuration. Cette condition a pour but de limiter l'effet de l'histoire de la phase de

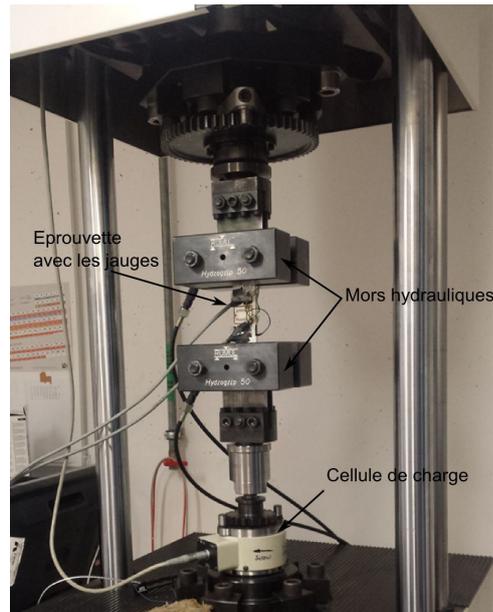
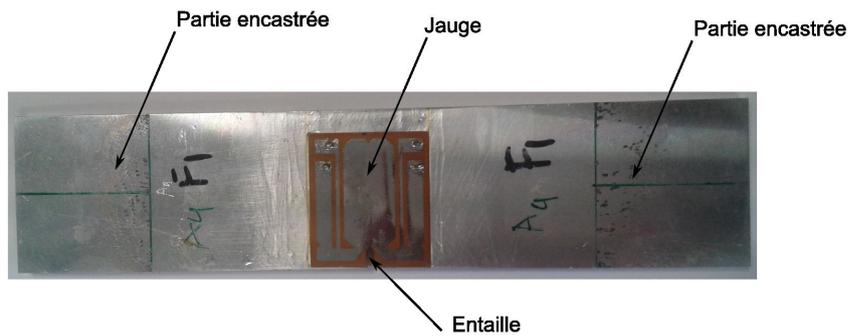


FIGURE II.33 – Montage de l'essai de fissuration



(a)



(b)

FIGURE II.34 – Eprouvette de fissuration avec deux jauges collés sur les deux côtés de l'éprouvette (a) et le module d'acquisition Fractomat (b)

pré-fissuration sur la fissuration. La pré-fissuration est arrêtée quand la longueur équivalente de la pré-fissure (i.e. la longueur moyenne des valeurs de la fissure mesurées sur deux faces

de l'éprouvette) est de l'ordre de 2 mm (soit une longueur totale de la fissure a_0 de 8 mm).

- Mode d'application de la charge

La norme ASTM E647-2000 [24] a été utilisée pour fixer le mode d'application du chargement. Un chargement à K-décroissant est employé pour la phase de fissuration. Ce mode est particulièrement adapté pour mesurer le seuil de fissuration ΔK_{th} . Afin de limiter l'effet d'histoire de chargement, une faible vitesse de décroissance constante $C = \frac{1}{K} \frac{dK}{da} = -0.06 \text{ mm}^{-1}$ a été appliquée. Grâce aux suivis en continu de la longueur de fissure, la diminution de la charge est réalisée de manière automatique et continue. Les figures II.35 a et b présentent une évolution de la force et de l'intensité de contrainte appliquées en fonction respectivement du nombre de cycles et de la longueur de fissure. Aucun saut important n'est observé dans l'évolution de la force et du ΔK en fonction de la longueur de fissure.

- Validation d'essais

Afin de valider les essais, les conditions recommandées dans la norme ASTM E647-2000 comme la symétrie en épaisseur, la précision des mesures ou l'angle maximal de propagation de fissure ont été utilisés.

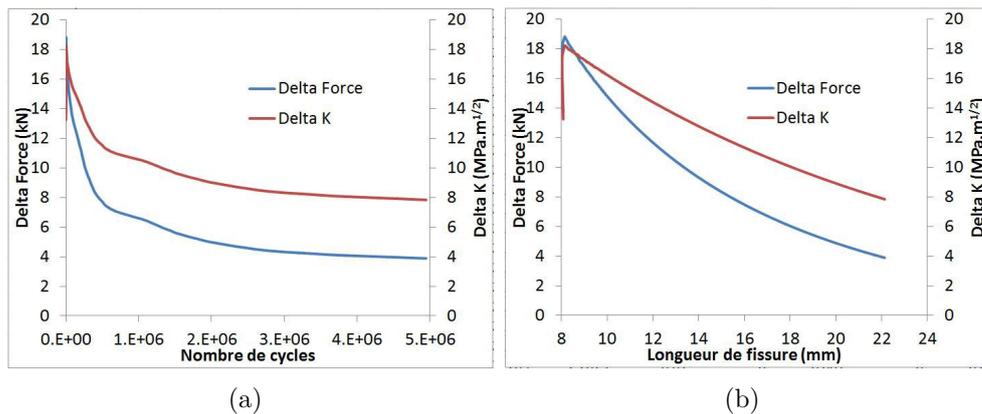


FIGURE II.35 – Évolution de la force appliquée et de l'intensité de contrainte en fonction du nombre de cycles et de la longueur de fissure pour un essai de fissuration

2.6 Essais de traction monotone

Des essais de traction monotone ont été réalisés au sein de PSA afin d'obtenir les propriétés mécaniques des nuances étudiées. Des éprouvettes des trois nuances ont été prélevées respectivement dans une tablatrice bouchée de culasse (pour nuance A) et dans une plaque PMP (pour nuances B et C) coulée à la fonderie PSA de Charleville. La géométrie des éprouvettes utilisées est cylindrique de diamètre 5 mm (Figure II.36). 5 essais ont été réalisés pour chaque nuance. Les courbes de traction monotone obtenues sont tracées en figure II.37 et les propriétés mécaniques obtenues sont résumées dans le tableau II.2.

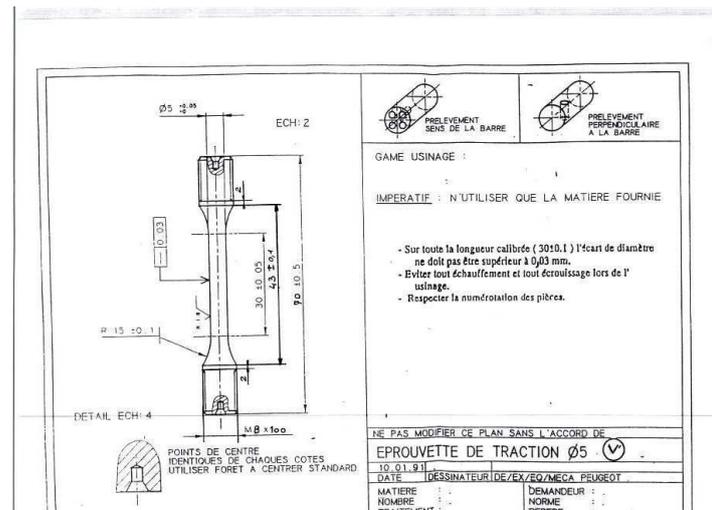


FIGURE II.36 – Géométrie d'éprouvette pour les essais de traction monotone

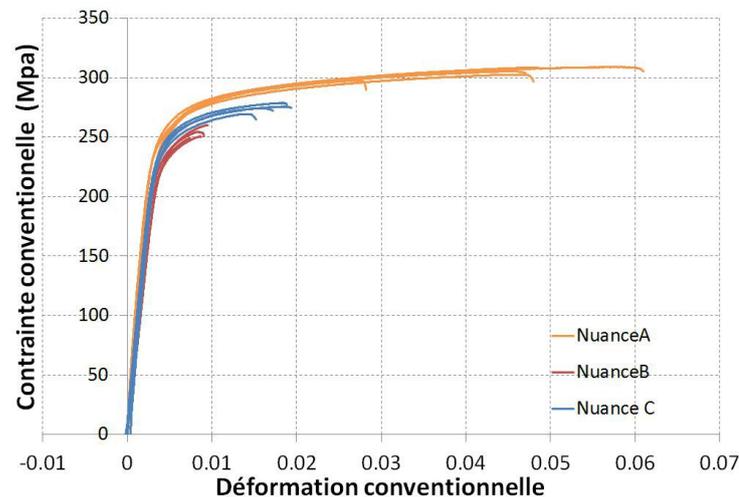


FIGURE II.37 – Courbes de traction monotone des nuances A, B et C. 5 essais sont réalisés pour chaque nuance

Nuance	E (GPa)	$R_{p0.2}$ (MPa)	R_m (MPa)	A (%)
A	77.1 ± 6.1	260 ± 2	304 ± 4	4.7 ± 1.2
B	67.7 ± 4.5	240 ± 5	251 ± 6	0.8 ± 0.1
C	75.1 ± 3.3	250 ± 3	275 ± 5	1.9 ± 0.2

TABLE II.2 – Moyenne et écart-type ($\mu \pm s$) des propriétés mécaniques en traction monotone des trois nuances A, B et C

La limite d'élasticité, la limite à rupture et l'allongement de la nuance A sont plus élevés que ceux de la nuance C, malgré l'absence de pore dans ce dernier. En effet, à part la fraction de porosité, la microstructure et en particulier la SDAS jouent un rôle impor-

tant dans le comportement en traction monotone des alliages d'Al-Si de fonderie, d'après Ceschini [78]. Des observations sur les faciès de rupture en traction monotone montrent un mécanisme de rupture ductile par décohésion autour des particules eutectiques. Ceschini et al. [78] ont montré que plus la SDAS est faible, plus la limite de fatigue ainsi que la contrainte à rupture des alliages d'Al-Si sont élevées. On notera de plus un effet potentiel du cuivre sur la résistance en traction monotone qui ne peut être écarté pour expliquer les différences constatées entre nuance A et nuance C.

3 Synthèse des matériaux étudiés et des essais mécaniques réalisés

Dans ce chapitre, la microstructure des matériaux étudiés a été caractérisée. Nous avons montré que les trois nuances présentent des caractéristiques différentes, en particulier quant à la population de pores. La nuance B présente les pores de tailles très élevées par rapport à ceux de la nuance A. Pour la nuance C, à l'aide du traitement CIC, la taille maximale de pore est très faible ($<50 \mu m$). Concernant la microstructure, la SDAS et la taille de grain de la nuance A sont les plus faibles alors que celles des nuances B et C sont relativement proches. A l'aide de la teneur en cuivre, la matrice d'aluminium de la nuance A présente une micro-dureté plus élevée que celle des nuances B et C. Le tableau II.3 résume les procédés ainsi que les propriétés des trois nuances étudiées.

Grade	Nuance A	Nuance B	Nuance C
Dénomination	AlSi7Cu05Mg03	AlSi7Mg03	AlSi7Mg03
Composition chimique en poids	7% Si, 0.5% Cu, 0.3%Mg, Al Balance	7% Si, 0.3%Mg, Al Balance	7% Si, 0.3%Mg, Al Balance
Procédé	Coulée en coquille +T7	Coulée par PMP + T7	Coulée par PMP + HIP +T7
SDAS (μm)	42.3	77.3	91.4
Taille de grain (μm)	337	N/A	464
Micro-dureté (Hv25gr)	113.8	99	92
Fraction volumique de porosité (%)	0.03	0.28	N/A
Taille de pore maximale observée en micro-optique \sqrt{area} (μm)	300	470	<50
E (MPa)	77089	67711	75103
$R_{p0.2}$ (MPa)	260	240	250
R_m (Mpa)	304	251	275
Allongement (%)	4.7	0.8	1.9

TABLE II.3 – Récapitulatif des propriétés microstructurales et mécaniques des nuances étudiées dans la thèse. Les valeurs indiquées sont les valeurs moyennes

Une vaste campagne d'essais mécaniques a été conduite. Elle concerne des essais de fatigue pour 4 modes de chargement et des essais de fissuration. La table II.4 récapitule

Chapitre II. Matériaux et conditions expérimentales

les essais mécaniques réalisés dans la thèse. La référence [6] indique que certains essais utilisés pour l'analyse ont été réalisés dans la thèse de Koutiri [6]. En complément, des

Essai	Nb d'essais par nuance	Nuance A	Nuance B	Nuance C
Essais de fatigue uniaxiale R=-1	20 (escalier)	[6]	X	X
Essais de fatigue en torsion R=-1	20 (escalier)	[6]	X	X
Essais de fatigue en traction-torsion combinées R=-1	20 (escalier)	X	X	X
Essais de fatigue en traction équi-biaxiale R=0.1	15 (escalier)	[6]	X	X
Essais de fissuration R=-1	5	X	X	X

TABLE II.4 – Récapitulatif des essais mécaniques réalisés dans la thèse

essais d'érouissage cyclique ont également été réalisés (voir l'annexe C). Ils ont eu pour but d'identifier les lois de comportement utilisées pour la simulations des microstructures réelles.

Chapitre III

Comportement en FGNC et Mécanismes d'endommagement

Sommaire

1	Comportement en fatigue multiaxiale à grand nombre de cycles	76
1.1	Comportement en fatigue sous sollicitation uniaxiale à R=-1	76
1.2	Comportement en fatigue sous sollicitation de torsion à R=-1	77
1.3	Comportement en fatigue sous sollicitation de traction-torsion combinées en phase avec le rapport de biaxialité $k = \Sigma_{xy,a} / \Sigma_{xx,a} = 0.5$ à R=-1	78
1.4	Comportement en fatigue sous sollicitation de traction équi-biaxiale à R=0.1	79
1.5	Analyse des comportements en FGNC	81
2	Mécanismes d'endommagement en FGNC	87
2.1	Mécanismes d'endommagement en FGNC sous sollicitation uniaxiale à R=-1	87
2.2	Mécanismes d'endommagement en fatigue sous sollicitation de torsion R=-1	95
2.3	Mécanismes d'endommagement en fatigue sous sollicitation de traction-torsion combinées k=0.5 à R=-1	103
2.4	Mécanismes d'endommagement en fatigue sous sollicitation de traction équi-biaxiale à R=0.1	104
2.5	Synthèse des mécanismes d'endommagement en FGNC et lien "mécanisme-comportement"	109
3	Comportement à la fissuration	110
3.1	Comparaison de la vitesse de propagation de fissure des trois nuances	110
3.2	Effet de fermeture dans la propagation des fissures longues	113
4	Conclusions du chapitre III	116

Ce chapitre est dédié à la présentation de l'ensemble des résultats expérimentaux issus des essais de fatigue conduits sur les trois alliages d'aluminium de l'étude. L'objectif est de mieux comprendre le comportement en fatigue multiaxiale à grand nombre de cycles ainsi que les mécanismes d'endommagement mis en jeu pour différents trajets de chargement.

Dans une première partie, les courbes de résistance en fatigue des nuances étudiées sont obtenues pour différents modes de chargement. L'analyse des limites de fatigue et des dispersions associées est ensuite abordée. Elle permet de caractériser les effets du mode de chargement (i.e. effets de la multiaxialité (entre les chargements de traction-compression et de torsion à $R=-1$), de la contrainte moyenne et de la biaxialité en traction biaxiale à $R=0.1$) en absence ainsi qu'en présence de pores.

La deuxième partie consiste en la présentation des mécanismes d'endommagement et de leur dépendance au mode de chargement. Les résultats seront présentés dans un souci de mise en perspective entre les comportements en fatigue et les mécanismes d'endommagement.

La dernière partie de ce chapitre est consacrée à la présentation du comportement à la fissuration des fissures longues. Il s'agit de données relatives au seuil de propagation ainsi qu'à l'effet de fermeture de fissure.

1 Comportement en fatigue multiaxiale à grand nombre de cycles

1.1 Comportement en fatigue sous sollicitation uniaxiale à $R=-1$

Les résultats issus de la méthode de l'escalier à partir des essais de fatigue uniaxiale à $R=-1$ pour les trois nuances sont présentés en annexe A. A partir de l'ensemble des données recueillies, des courbes de Wöhler sont construites (Figure III.1). Ces dernières n'ont pour but que de comparer la tendance relative aux comportements en fatigue des trois nuances. Les valeurs moyennes et les écart-types de la limite de fatigue correspondant à une probabilité de rupture de 50% à 2.10^6 cycles issus de la méthode de l'escalier sont résumés dans la table III.1.

Nuance	Limite de fatigue (MPa)	Ecart-type (MPa)
A	83 [6]	18 [6]
B	62	12
C	126	13

TABLE III.1 – Limite de fatigue et écart-type associés aux trois nuances A, B et C sous chargements uniaxiaux à $R=-1$ (flexion plane pour la nuance A et traction-compression pour les nuances B et C) (obtenus à l'aide de la méthode de l'escalier)

La limite de fatigue de la nuance A est 35% plus élevée que celle de la nuance B alors que grâce au traitement de compaction isostatique à chaud, la limite en fatigue de la nuance C croît de 105% par rapport à la nuance B. L'écart-type relatif (i.e. le rapport

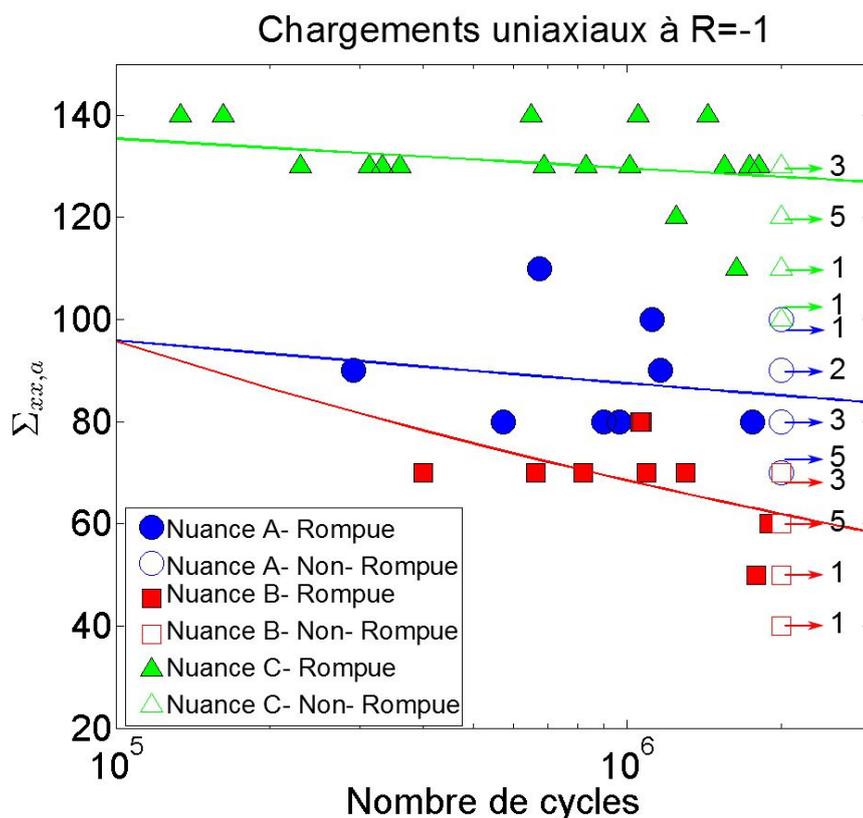


FIGURE III.1 – Courbes de Wöhler des trois nuances A, B et C pour le chargement uniaxial à R=-1 (Nuance A-flexion plane, Nuances B et C-traction-compression). Les courbes de tendance correspondent à la loi de Basquin

entre l'écart-type absolu et la moyenne) de la limite de fatigue de la nuance C est plus faible que celui des nuances A et B.

1.2 Comportement en fatigue sous sollicitation de torsion à R=-1

Les courbes de Wöhler pour la sollicitation de torsion sont tracées à la figure III.2. Les valeurs moyennes ainsi que les écart-types des limites de fatigue des trois nuances sont résumées dans la table III.2.

Nuance	Limite de fatigue (MPa)	Ecart-type (MPa)
A	93 [6]	14 [6]
B	69	5
C	72	8

TABLE III.2 – Limite de fatigue et écart-type associés aux trois nuances étudiées sous sollicitation de torsion à R=-1 (obtenus à l'aide de la méthode de l'escalier)

On observe que la limite de fatigue en torsion de la nuance A est la plus élevée. A première vue, cette constatation est surprenante car la nuance A (coulée en coquille)

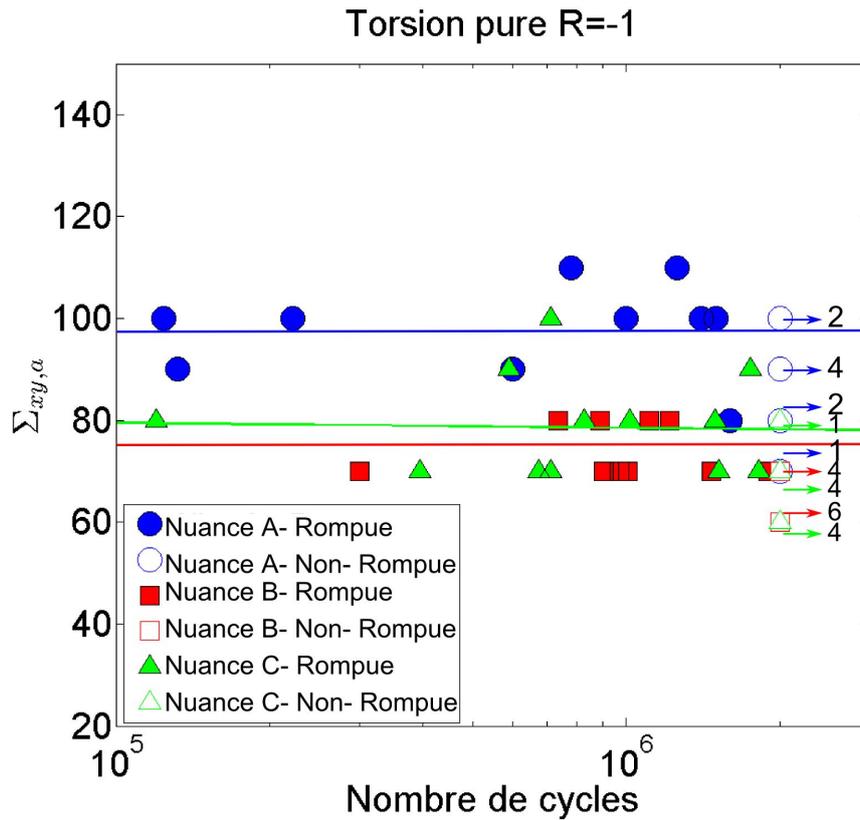


FIGURE III.2 – Courbes de Wöhler des trois nuances A, B et C sous chargement de torsion à R=-1

présente des pores ayant une taille (\sqrt{aire} caractérisée par métallographie) maximale de l'ordre de $300 \mu m$ soit de tailles nettement supérieures à celles de la nuance C, présentant des tailles maximales inférieures à $50 \mu m$. On observe également des limites de fatigue en torsion pour les nuances B et C proches alors que les populations de pore de ces deux alliages sont très différentes (voir le chapitre II).

Une des explications possibles pour cette constatation est que pour les nuances étudiées, l'effet de taille de pores sur la tenue en fatigue en torsion est peu marqué par rapport à celui des autres éléments microstructuraux (i.e. orientation cristallographique, taux de durcissement par précipitation ou inclusions). Elle sera discutée en détail plus loin dans la partie relative à la caractérisation des mécanismes d'endommagement en fatigue.

1.3 Comportement en fatigue sous sollicitation de traction-torsion combinées en phase avec le rapport de biaxialité $k = \Sigma_{xy,a} / \Sigma_{xx,a} = 0.5$ à R=-1

Les courbes de Wöhler relatives à ce chargement sont présentées en figure III.3. Il faut noter que la valeur de contrainte présentée correspond à l'amplitude de contrainte axiale $\Sigma_{xx,a}$. Les valeurs moyennes ainsi que les écarts-types des limites de fatigue associés à la contrainte axiale $\Sigma_{xx,a}$ sont représentées en table III.3.

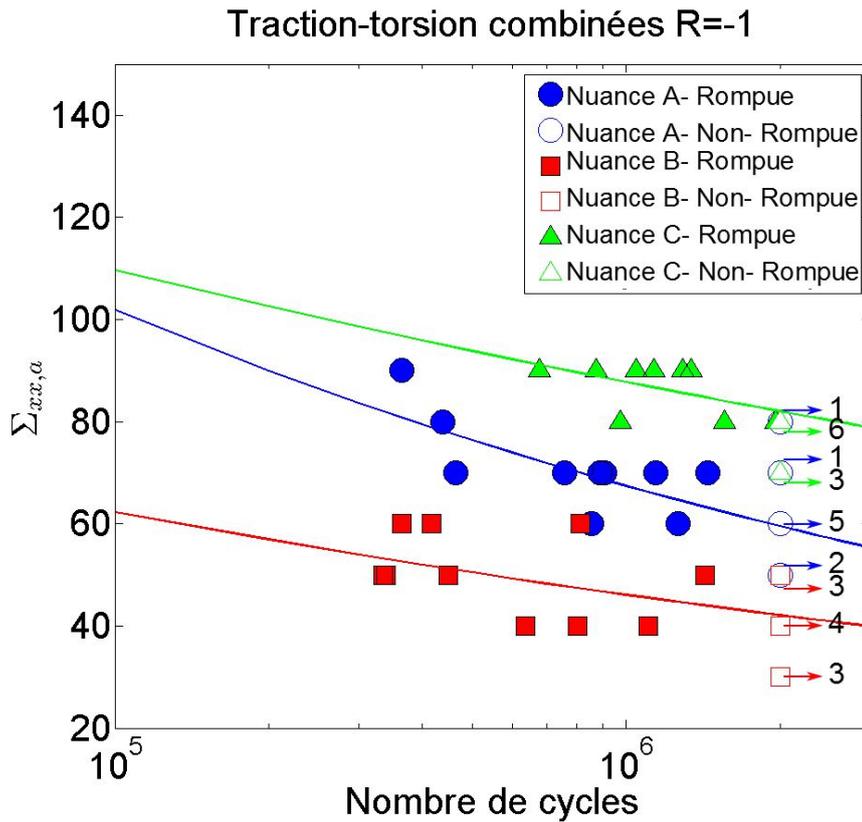


FIGURE III.3 – Courbe de Wöhler des trois nuances A, B et C sous chargement de traction-torsion combinées avec le rapport de biaxialité $k = 0.5$ et le rapport de charge $R=-1$, obtenues à l'aide de la méthode de l'escalier

Nuance	Limite de fatigue ($\Sigma_{xx,a} = 2\Sigma_{xy,a}$) (MPa)	Ecart-type (MPa)
A	66	13
B	49	10
C	80	5

TABLE III.3 – Limites de fatigue et écart-type pour la sollicitation de traction-torsion combinées à $R=-1$ pour trois nuances étudiées, obtenues à l'aide de la méthode de l'escalier

En termes de valeurs moyennes de limite de fatigue, la fonderie par coulée en coquille (nuance A) conduit à une valeur de limite de fatigue 27.5 % supérieure à celle relative au procédé de coulée en moule perdu (nuance B). Le traitement CIC améliore de 63.3% cette propriété. Cette tendance est similaire à celle obtenue avec le chargement uniaxial lui-même cohérent avec les populations de pore des trois nuances.

1.4 Comportement en fatigue sous sollicitation de traction équi-biaxiale à $R=0.1$

Les courbes S-N des trois nuances A, B et C pour le chargement équi-biaxial à $R=0.1$ sont présentées en figure III.4.

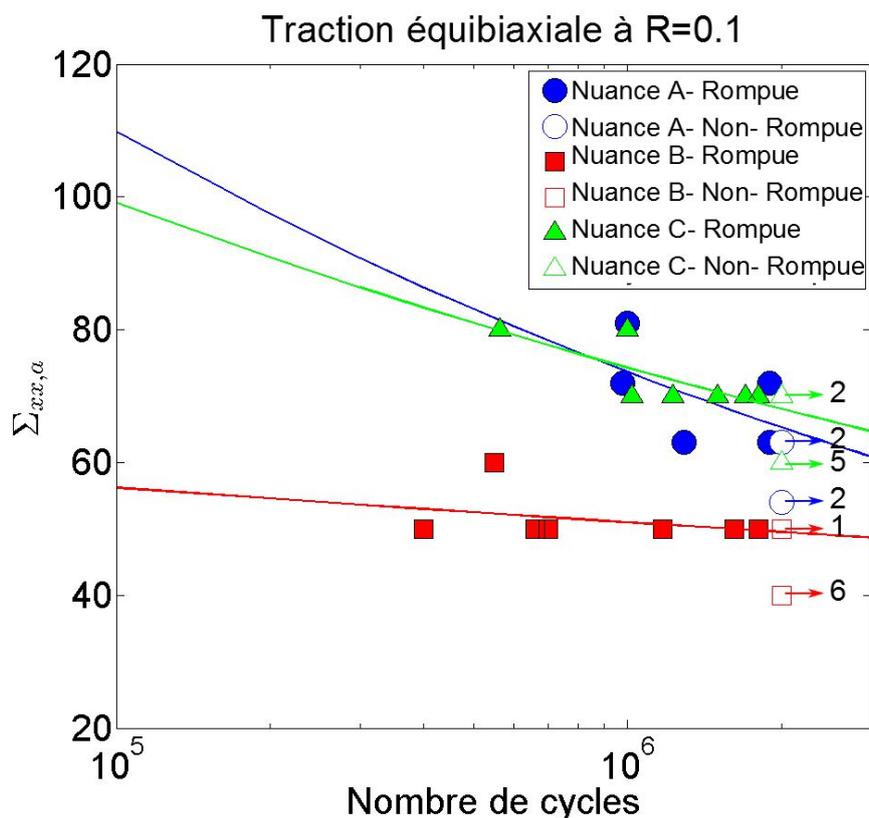


FIGURE III.4 – Courbes de Wöhler des trois nuances A, B et C sous chargement de traction équi-biaxiale à R=0.1, obtenues à l’aide de la méthode de l’escalier

Les limites de fatigue sont regroupées dans la table III.4.

Nuance	Limite de fatigue (MPa) $\Sigma_{xx,a} = \Sigma_{yy,a}$	Ecart-type (MPa)
A	63	5
B	46	5
C	68	5

TABLE III.4 – Limites de fatigue et écart-types associés des trois nuances A, B et C pour le chargement de traction équi-biaxiale à R=0.1, obtenues à l’aide de la méthode de l’escalier

On observe que la limite de fatigue sous chargement de traction équi-biaxiale à R=0.1 de la nuance B est la plus faible alors que celles des nuances A et C sont relativement proches. Cette constatation n’est pas cohérente avec la comparaison de la distribution de taille de pore des trois nuances. Il faut garder à l’esprit, néanmoins, que les essais de fatigue en traction équi-biaxiale pour la nuance A sont réalisés dans la thèse de Koutiri [6] avec un protocole de test différent de celui employé dans notre travail.

1.5 Analyse des comportements en FGNC

1.5.1 Analyse des comportements en fatigue pour l'ensemble des chargements à R=-1

- Effet de la multiaxialité pour les chargements à R=-1

On aborde d'abord un changement du rapport $r = \tau_{-1,a}/s_{-1,a}$ (avec $\tau_{-1,a}$ amplitude de limite de fatigue en torsion et $s_{-1,a}$ amplitude de limite de fatigue uniaxiale à R=-1) entre les trois nuances étudiées. La figure III.5 présente les valeurs moyennes et les écarts-types associés à cette quantité. Ici, on considère que r est une fonction de deux variables aléatoires $\tau_{-1,a}$ et $s_{-1,a}$ dont les valeurs moyennes et les écart-types sont connus. La valeur moyenne et l'écart-type de la fonction r sont ainsi calculés par les équations ci-dessous :

$$\bar{r} = \frac{\bar{\tau}_{-1,a}}{\bar{s}_{-1,a}}$$

$$\frac{\bar{r}}{\bar{r}} = \sqrt{\left(\frac{\bar{\tau}_{-1,a}}{\bar{\tau}_{-1,a}}\right)^2 + \left(\frac{\bar{s}_{-1,a}}{\bar{s}_{-1,a}}\right)^2} \quad (\text{III.1})$$

où \bar{r} et \bar{r} sont l'écart-type et la moyenne du rapport r respectivement. $\bar{\tau}_{-1,a}$ et $\bar{\tau}_{-1,a}$ correspondent à l'écart-type et la moyenne de l'amplitude de limite de fatigue en torsion à R=-1. $\bar{s}_{-1,a}$ et $\bar{s}_{-1,a}$ sont l'écart-type et la moyenne de l'amplitude de la limite de fatigue uniaxiale à R=-1.

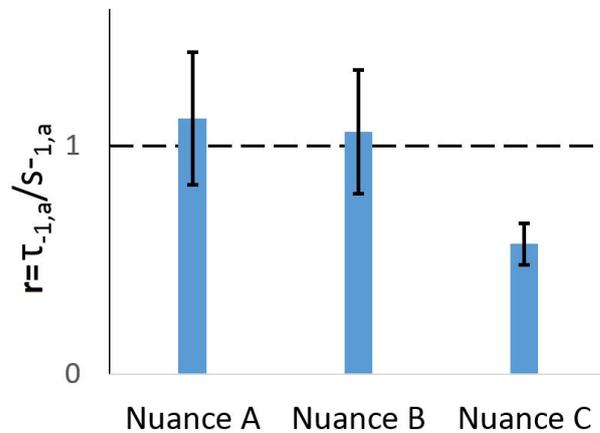


FIGURE III.5 – Moyenne et écart-type du rapport $r = \tau_{-1,a}/s_{-1,a}$ des trois nuances de l'étude

On observe que pour les nuances avec porosités (nuance A et B), les rapports $r = \tau_{-1,a}/s_{-1,a}$ sont proches de 1 alors que pour la nuance sans porosité (nuance C), cette quantité est largement inférieure à 1. Ces observations indiquent que les nuances A et B présentent un comportement en fatigue à caractère "quasi-fragile" alors que la nuance C est beaucoup plus ductile [6].

- Diagramme $\Sigma_{xy,a} - \Sigma_{xx,a}$

Les données de fatigue des trois nuances sous chargement uniaxial, de torsion et de

traction-torsion combinées à $R=-1$ sont maintenant présentées dans un diagramme $\Sigma_{xy,a} - \Sigma_{xx,a}$ (Figure III.6). En complément, les prédictions des approches de Gough et Pollard ([79]) pour matériaux fragiles et ductiles pour chargement de traction-torsion combinées en phase sont présentées. Celles-ci s'expriment par :

Approche de Gough et Pollard pour matériaux ductiles :

$$\left(\frac{\Sigma_{xy,a}}{\tau_{-1,a}}\right)^2 + \left(\frac{\Sigma_{xx,a}}{s_{-1,a}}\right)^2 = 1 \quad (III.2)$$

Approche de Gough et Pollard pour matériaux fragiles :

$$\left(\frac{\Sigma_{xy,a}}{\tau_{-1,a}}\right)^2 + \left(\frac{s_{-1,a}}{\tau_{-1,a}} - 1\right) \left(\frac{\Sigma_{xx,a}}{s_{-1,a}}\right)^2 + \left(2 - \frac{s_{-1,a}}{\tau_{-1,a}}\right) \frac{\Sigma_{xy,a}}{\tau_{-1,a}} = 1$$

où $\tau_{-1,a}$ est l'amplitude de la limite de fatigue sous chargement de torsion à $R=-1$ et $s_{-1,a}$ est l'amplitude de la limite de fatigue sous chargement uniaxial à $R=-1$.

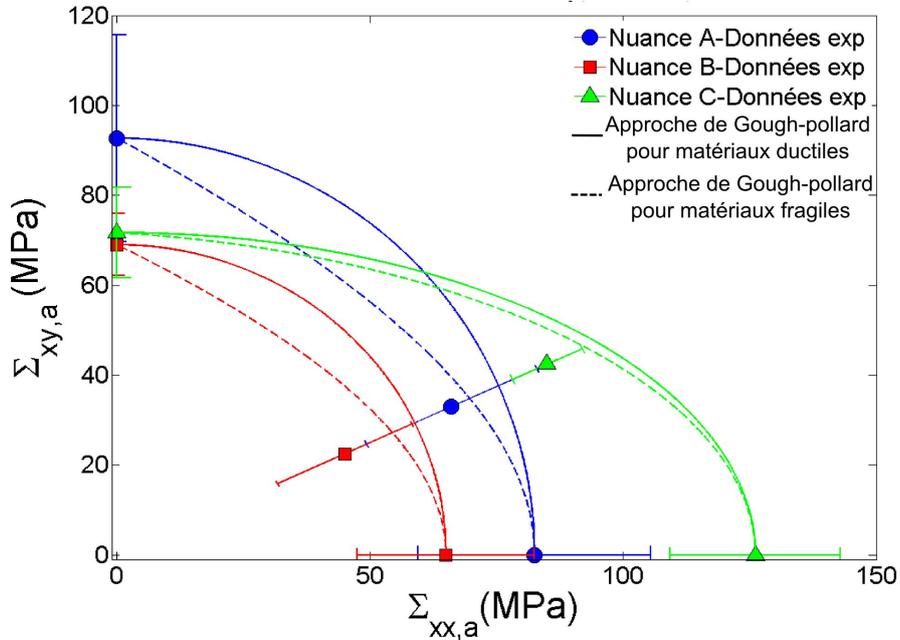


FIGURE III.6 – Diagramme $\Sigma_{xy,a} - \Sigma_{xx,a}$ des limites de fatigue sous chargement uniaxial, de torsion et de traction-torsion combinées à $R=-1$ des trois nuances A, B et C

On observe d'abord une grande différence de prédictions entre les deux approches de Gough et Pollard pour les nuances A et B alors qu'une différence moindre est observée pour la nuance C. De plus, pour les nuances avec pores (nuance A et B), le comportement est nettement mieux décrit par l'approche de Gough et Pollard pour matériaux fragiles. Globalement, les prédictions sont légèrement non-conservatives.

- Comparaison des dispersions relatives des trois nuances pour les trois modes de chargement

La dispersion relative de la limite de fatigue est définie par le rapport entre l'écart-type

III.1 Comportement en fatigue multiaxiale à grand nombre de cycles

et la valeur moyenne de la limite de fatigue (Eq.III.3).

$$\text{Dispersion relative} = \frac{\overline{\sigma}}{\bar{\sigma}} \quad (\text{III.3})$$

avec $\overline{\sigma}$ et $\bar{\sigma}$ l'écart-type et la moyenne de la limite de fatigue. La figure III.7 représente l'histogramme de cette quantité pour chaque nuance. Le numéro indiqué pour chaque barre représente le nombre d'éprouvettes considérées pour le calcul de la valeur moyenne et de l'écart-type associé.

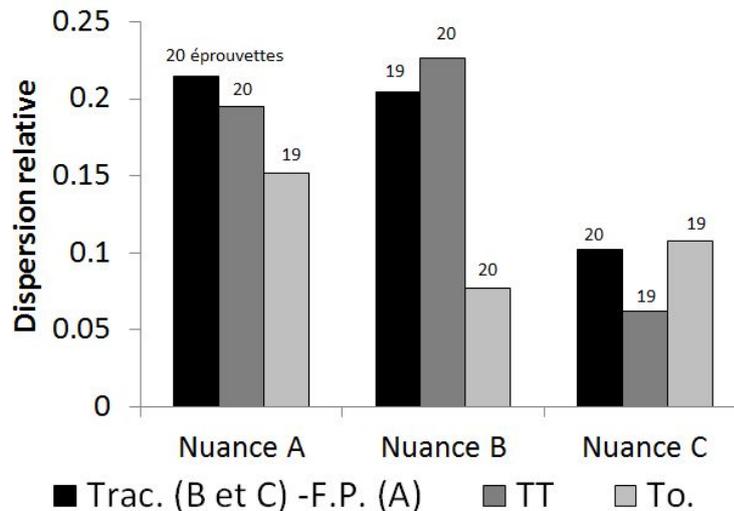


FIGURE III.7 – Comparaison des dispersions relatives des trois nuances A, B et C pour trois modes de chargements

On constate clairement que les dispersions relatives associées à la nuance C pour les limites de fatigue en traction-compression et en traction-torsion combinées sont plus faibles que celles des nuances A et B. On notera de plus, pour les nuances avec pores (nuances A et B), que les dispersions relatives pour la sollicitation de torsion sont les plus faibles alors que pour la nuance C, les valeurs sont relativement proches quel que soit le mode de chargement.

Si l'on admet que la dispersion relative associée à la limite de fatigue est gouvernée principalement soit par la distribution de la taille de pore (pour les alliages avec pores), soit par les hétérogénéités microstructurales comme la SDAS et la taille de grain ou bien l'orientation cristallographique (pour les alliages sans pore), on peut raisonnablement penser que les différences observées sont le reflet de changements de mécanismes à l'échelle de la microstructure entre les nuances (nuances sans pore / avec pores) ou entre les modes de chargement (uniaxial / torsion). Cette constatation sera confirmée par des observations expérimentales dans la deuxième partie de ce chapitre.

1.5.2 Effets de la contrainte moyenne et de la traction biaxiale

Afin de bien quantifier l'effet de la biaxialité en se basant sur les résultats d'essais de fatigue sous chargement de traction équi-biaxiale à $R=0.1$, il est nécessaire de disposer

de données de fatigue pour le chargement uniaxial à $R=0.1$. Les données de fatigue sous chargement uniaxial à $R=0.1$ de la nuance A, reportées dans la thèse de Koutiri et al. [6], sont utilisées. Pour la nuance C, un stair-case court de 4 essais de fatigue sous chargement uniaxial à $R=0.1$ (2 rompus et 2 non-rompus) est également réalisé. Concernant la nuance B, la limite de fatigue sous chargement uniaxial à $R=0.1$ est déduit de la limite de fatigue sous chargement uniaxial à $R=-1$ en employant le modèle développé dans la thèse de Koutiri et al. [6], présenté en équation III.4.

$$\frac{\Delta\Sigma_{D,a} | R}{\Delta\Sigma_{D,a} | R=0} = \frac{1-R}{1-\kappa R} \quad (\text{III.4})$$

avec κ paramètre de matériau identifié à partir des limites de fatigue relatives au rapport de charge $R=-1$ et $R=0.1$ de la nuance A. Koutiri a obtenu une valeur $\kappa = 0.59$. Néanmoins, puisqu'il y a des différences au niveau de la microstructure entre les nuances A et B, l'utilisation d'une même valeur de κ pour ces deux nuances est approximative.

- Effet de la contrainte moyenne

Le diagramme de Haigh est d'abord construit pour les trois nuances et pour le chargement uniaxial à $R=-1$ et $R=0.1$. En complément, pour la nuance A, des données de fatigue uniaxiale avec des rapports de charges plus élevés reportées dans la thèse de Koutiri [6] sont également présentées. Les valeurs de la contrainte à rupture R_m des trois nuances sont présentées en table II.3 du chapitre II.

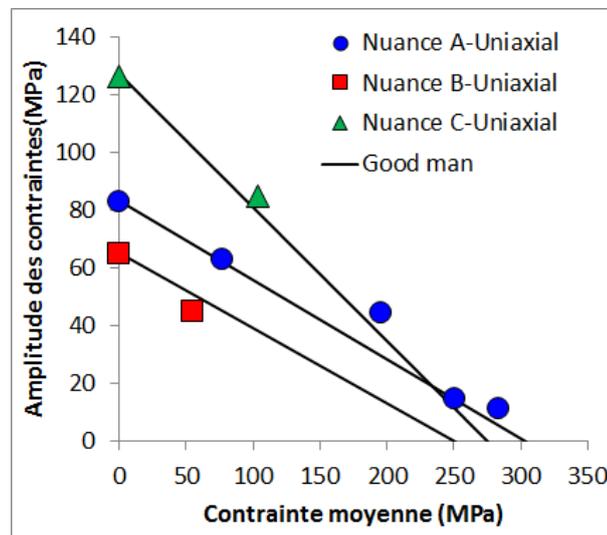


FIGURE III.8 – Diagramme de Haigh des limites de fatigue sous chargement uniaxial des trois nuances. Les limites de fatigue uniaxiale avec différentes valeurs de R de la nuance A ont été obtenues dans la thèse de Koutiri [6]; la limite de fatigue uniaxiale à $R=0.1$ de la nuance B est prédite et la limite de fatigue uniaxiale à $R=0.1$ de la nuance C est obtenue par un escalier de 4 essais

Il est observé que les droites de Goodman décrivent bien les évolutions de l'amplitude de contrainte de limite de fatigue en fonction de la contrainte moyenne pour le chargement uniaxial. Ceci indique un comportement en fatigue à caractère "quasi-fragile" de ces

III.1 Comportement en fatigue multiaxiale à grand nombre de cycles

nuances. Cette caractéristique est déjà constatée pour les nuances avec pore (nuances A et B) par l'analyse du rapport $\tau_{-1,a}/\sigma_{-1,a}$ (voir la section 1.5.1 de ce chapitre). Cependant, pour la nuance sans pore, le comportement en fatigue à caractère "quasi-fragile" constaté à travers les effets de moyenne est contradictoire à celui constaté par l'effet de la multiaxialité (pour les chargements à $R=-1$) dans la section 1.5.1. Autrement dit, pour la nuance C, l'effet de la multiaxialité sur la ductilité du matériau semble différent de celui de la contrainte moyenne.

- Effet de la traction biaxiale

Afin de quantifier l'effet de biaxialité en traction équi-biaxiale, les données de fatigue relatives aux chargements uniaxiaux et de traction équi-biaxiale avec un même rapport de charge $R=0.1$ des trois nuances A, B et C sont représentées dans le diagramme de Dang-Van (Figures III.9(a), III.9(b) et III.9(c)).

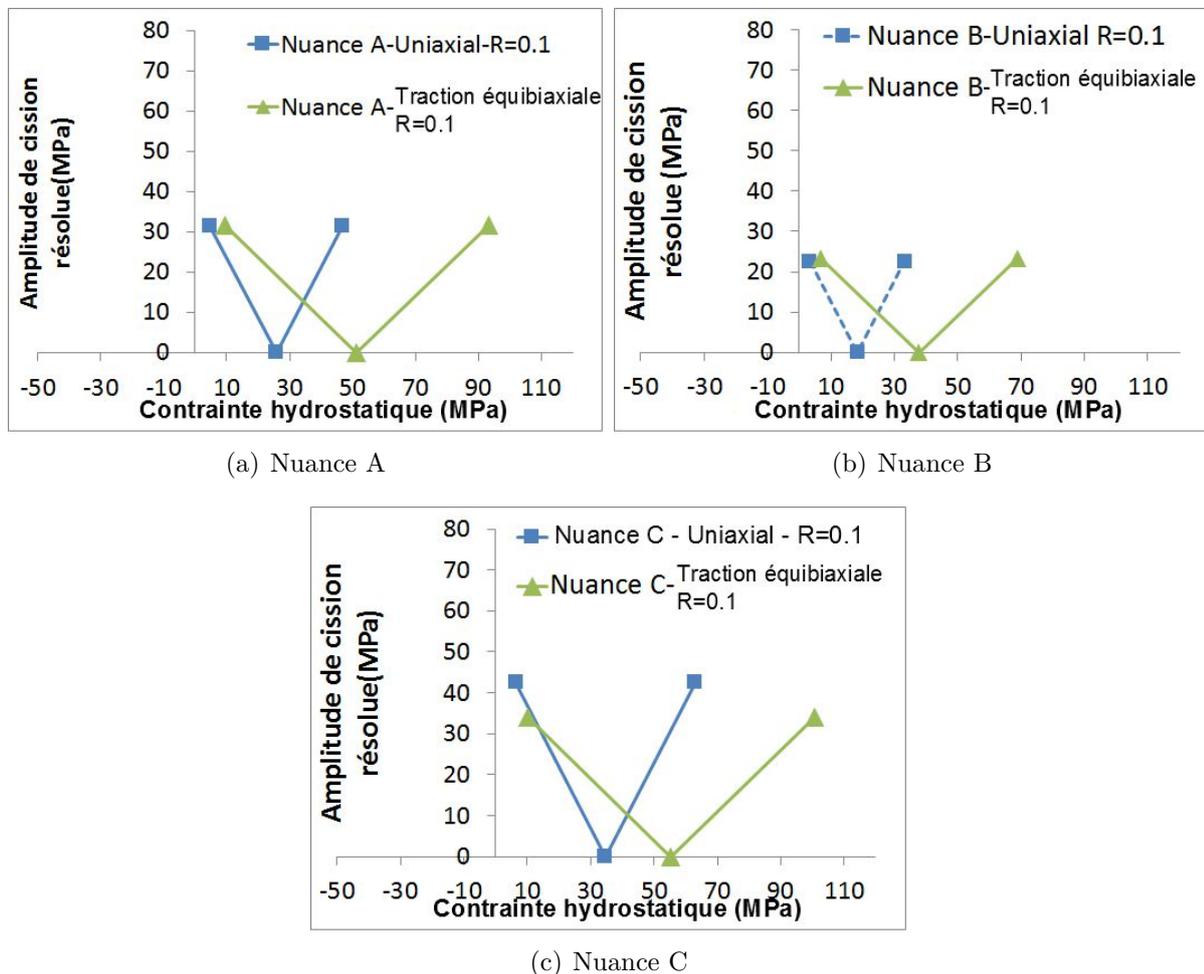


FIGURE III.9 – Diagramme de Dang-Van pour le chargement uniaxial à $R=0.1$ et le chargement de traction équi-biaxiale à $R=0.1$ pour les trois nuances A, B et C

On observe une influence négligeable de la biaxialité pour les nuances avec pores (nuances A et B) alors que pour la nuance sans pore (nuance C), cet effet est plus marqué

et néfaste.

Les constatations relatives aux effets de la contrainte moyenne et de la biaxialité en traction biaxiale présentées dans cette partie seront expliquées du point de vue des mécanismes d'endommagement dans la deuxième partie de ce chapitre.

1.5.3 Prise en compte de la multiaxialité du comportement en FGNC des trois nuances étudiées par le critère de Dang-Van

Les figures III.10 présentent toutes les données de fatigue obtenues dans le plan de Dang-Van. Le critère de Dang-Van est utilisé pour prédire les limites de fatigue et les paramètres de Dang-Van sont identifiés à l'aide de la limite de fatigue sous chargement uniaxial à R=-1 et de torsion à R=-1.

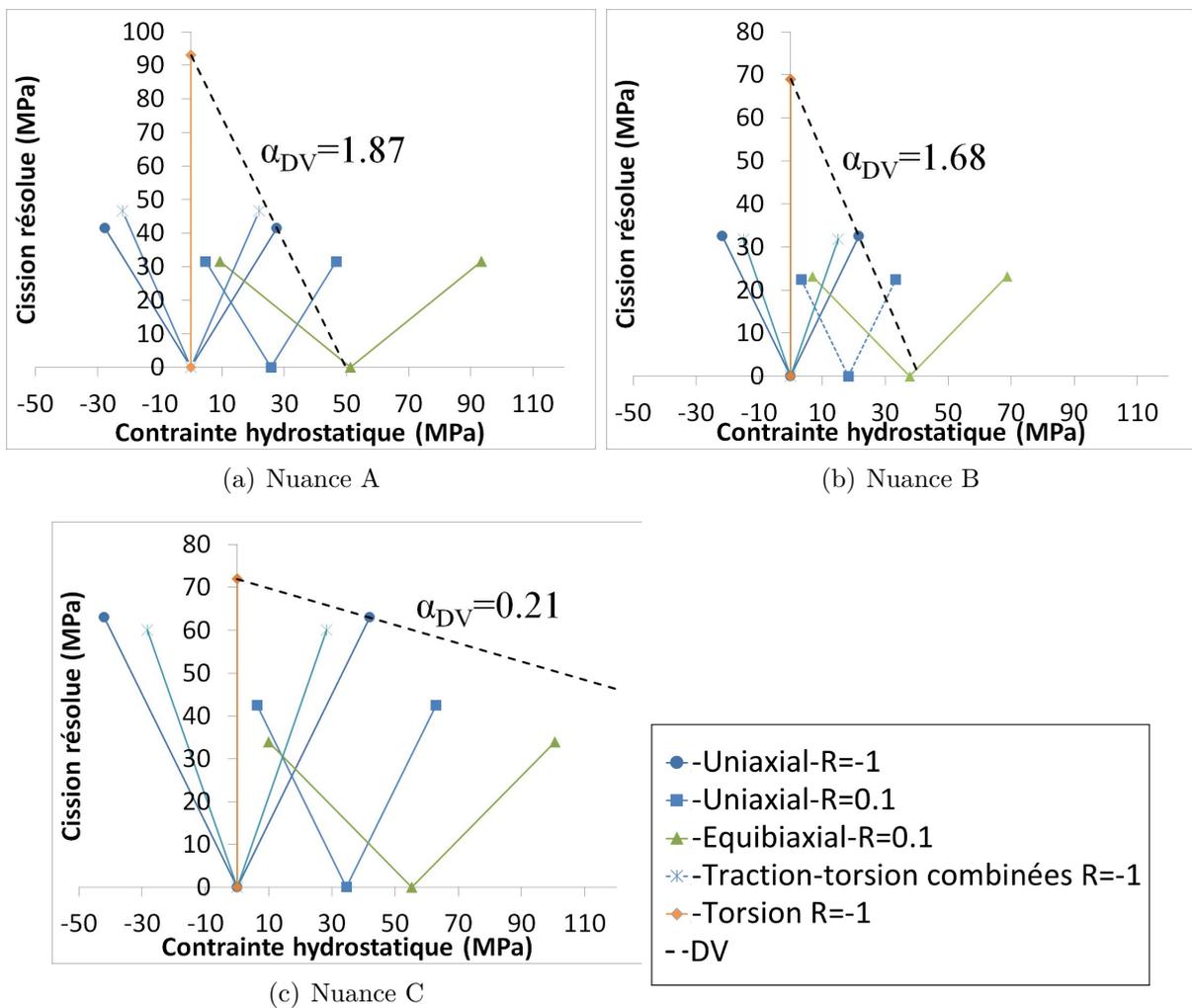


FIGURE III.10 – Diagramme de Dang-Van des trois nuances étudiées pour les chargements uniaxiaux (R=-1 et R=0.1), de tractions-torsion combinées (R=-1), de torsion (R=-1) et de traction équi-biaxiale (R=0.1)

On observe que les prédictions sont conservatives pour les nuances avec pore (nuances A et B) pour les chargements uniaxiaux et de traction équi-biaxiale à R=0.1. Pour le

chargement uniaxial avec des rapports de charge plus élevés, les prédictions du critère de Dang-Van sont encore plus conservatives, comme déjà constaté par Koutiri [6]. On notera de plus que le critère de Dang-Van n'est pas capable de prédire un effet peu marqué de la biaxialité en traction biaxiale pour les nuances avec pore.

Pour la nuance sans pore (nuance C), on observe des prédictions non-conservatives. Cependant, il est intéressant de noter que le critère de Dang-Van prédit un effet néfaste de la biaxialité en traction équibiaxiale (à travers l'augmentation de la contrainte hydrostatique) comme observé expérimentalement (évolution des limites de fatigue entre le chargement uniaxial à $R=0.1$ et le chargement de traction équibiaxiale à $R=0.1$).

2 Mécanismes d'endommagement en FGNC

Cette partie est consacrée à la caractérisation des différents mécanismes d'endommagement en FGNC associés aux quatre modes de chargement appliqués. Les mécanismes d'amorçage et de propagation de fissure de chaque nuance seront décrits en détail. L'objectif de ces caractérisations est d'expliquer du point de vue des mécanismes d'endommagement les comportements en FGNC présentés dans la première partie. Des observations en surface d'éprouvettes ainsi que sur des faciès de ruptures ont été réalisées sur toutes les éprouvettes et les mécanismes reportés dans cette partie sont représentatifs puisqu'ils sont observés de manière systématique sur plusieurs éprouvettes.

2.1 Mécanismes d'endommagement en FGNC sous sollicitation uniaxiale à $R=-1$

2.1.1 Mécanisme d'amorçage

- Nuances avec pores (nuances A et B)

Les observations en surface d'éprouvettes ainsi que sur les faciès de rupture réalisés dans la thèse de Koutiri [6] ont montré que pour la nuance A les fissures principales s'amorcent toujours au niveau des porosités. Dans le cas de la nuance B avec des pores de taille plus élevée, les fissures principales entraînant la rupture finale des éprouvettes s'amorcent également toujours au niveau des porosités (Figure III.11).

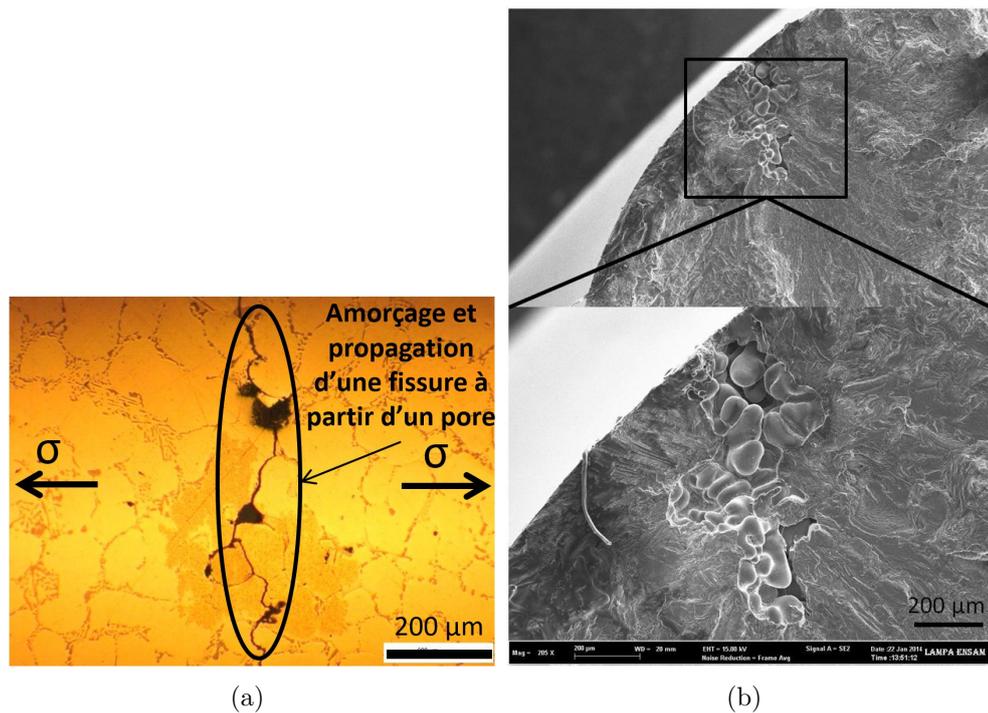


FIGURE III.11 – Observations en surface (a) et sur le faciès de rupture (b) d'un pore à l'origine de l'amorçage de la fissure principale d'une éprouvette de nuance B sous la sollicitation de traction-compression $R=-1$, $\Sigma_{xx,a} = 60MPa$ et $N_f = 1.9 \times 10^6$ cycles

Il est également observé, mais plus rarement, la coalescence de plusieurs fissures s'amorçant à partir de différents pores pour former la fissure principale (Figure III.12). Le nombre de cycles nécessaire pour l'amorçage d'une fissure à partir de pores semble très faible par rapport au nombre de cycles total. La figure III.13 montre une fissure qui s'amorce au niveau d'un pore après 10^4 cycles alors que la durée de vie de l'éprouvette est 1.9×10^6 cycles. En outre, l'amorçage de fissures se produit souvent au niveau des porosités se localisant à la surface de l'éprouvette ou juste en sous-couche.

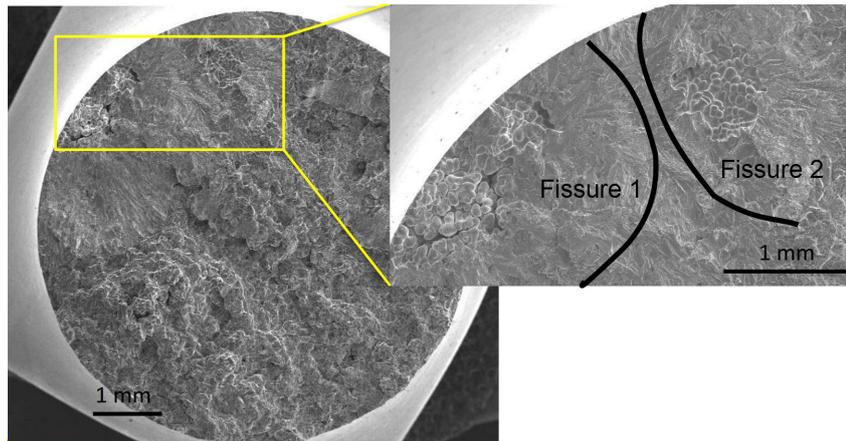


FIGURE III.12 – Coalescence de deux fissures conduisant à la formation de la fissure principale, observée sur une éprouvette de nuance B sous chargement de traction-compression $R=-1$, $\Sigma_{xx,a} = 50$ MPa et $N_f = 1.8 \times 10^6$ cycles

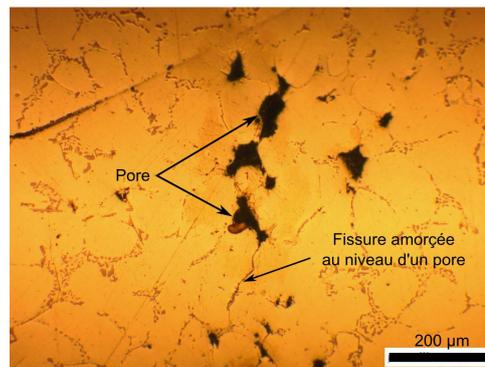


FIGURE III.13 – Amorçage d'une fissure au niveau d'un pore après 10^4 cycles observé sur une éprouvette de nuance B sous la sollicitation de traction-compression $R=-1$, $\Sigma_{xx,a} = 60$ MPa et $N_f = 1.9 \times 10^6$ cycles

Les travaux de Buffière et al. [7] sur l'alliage A356 ont montré que la première phase d'amorçage d'une micro-fissure à partir d'un pore concerne souvent la décohésion de particules de Si dans les zones eutectiques localisées aux parties convexes du pore.

- Nuance sans pore (nuance C)

Deux mécanismes d'amorçage de fissures de fatigue ont été observés. Le premier mécanisme est lié à la formation des bandes de glissement persistantes (BGP) et le deuxième correspond à l'amorçage de fissures à partir de films d'oxyde.

1. Amorçage sur des bandes de glissement :

Ce mécanisme est observé dans 14 éprouvettes sur 20 au total (70%). Il se caractérise par la localisation de la déformation plastique accumulée dans la phase d'aluminium primaire suivant la direction de contrainte de cisaillement maximale. La figure III.14 présente des observations en surface ainsi que sur le faciès de rupture de l'amorçage d'une fissure à partir de BGP. Dans la littérature, ce mécanisme d'amorçage a été

également observé dans des travaux de Wang et al. [11] et Redik et al. [8].

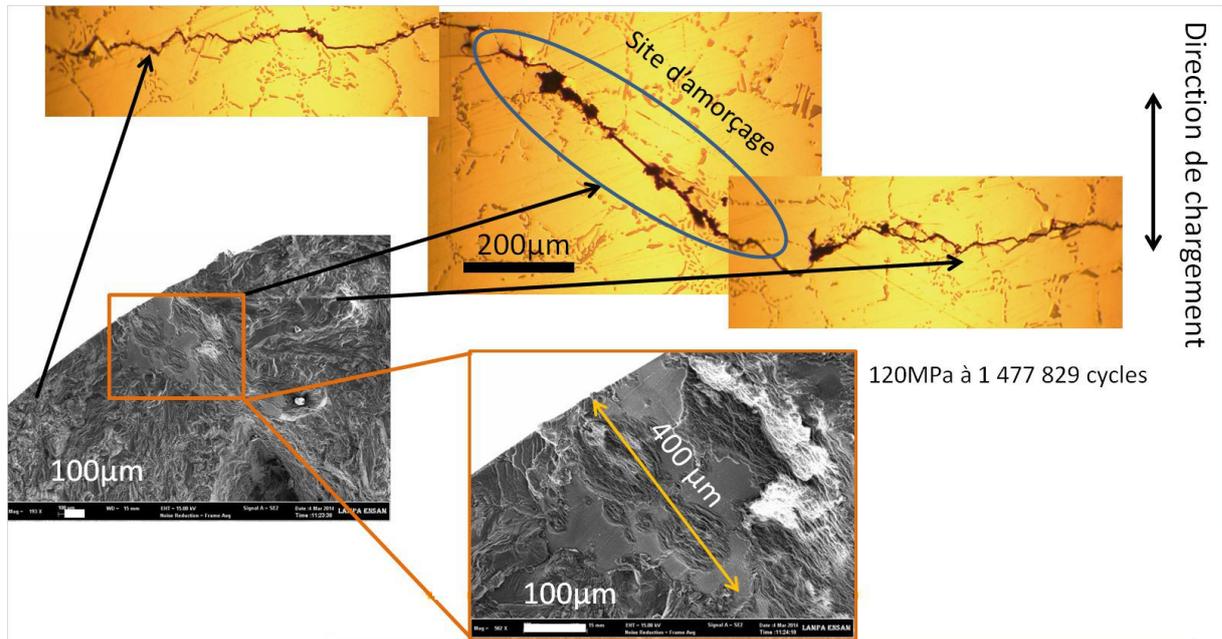


FIGURE III.14 – Amorçage d'une fissure à partir de BGP, observée sur une éprouvette de nuance C sous chargement de traction-compression $R=-1$, $\Sigma_{xx,a} = 120\text{MPa}$ et $N_f = 1.5 \times 10^6$ cycles

Il est intéressant de noter que la taille des sites d'amorçage observés (en surface ainsi que sur le faciès de rupture) est de l'ordre de 300 à 400 μm . Elle est du même ordre de grandeur que la taille de grains caractérisée dans le chapitre II.

2. Amorçage à partir de couches d'oxyde :

Ce mécanisme d'amorçage a été observé sur 6 des 20 éprouvettes testées (30%). La figure III.15 présente l'amorçage d'une fissure principale à partir d'une couche d'oxyde.

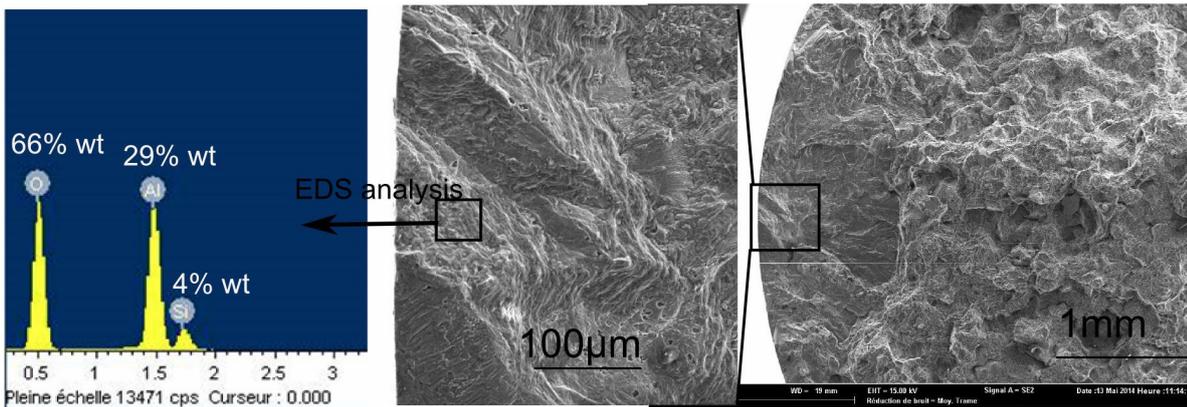


FIGURE III.15 – Amorçage d'une fissure principale au niveau d'une couche d'oxyde observé sur une éprouvette de nuance C sous chargement de traction-compression $R=-1$, $\Sigma_{xx,a} = 130\text{MPa}$ et $N_f = 1.6 \times 10^6$ cycles

2.1.2 Mécanisme de propagation

- Nuances A et B

Après amorçage, les fissures principales propagent suivant le plan perpendiculaire à la direction de chargement (i.e. plan de contrainte normale maximale) (Figure III.16).

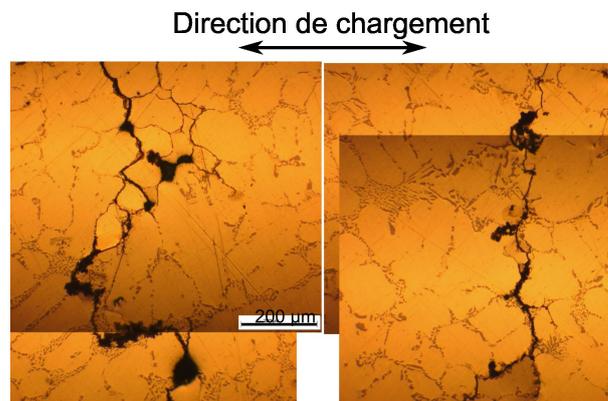


FIGURE III.16 – Propagation d'une fissure principale d'une éprouvette de la nuance B sous chargement de traction-compression $R=-1$, $\Sigma_{xx,a} = 50\text{MPa}$ et $N_f = 1.9 \times 10^6$ cycles

Le travail de Serrano [9] sur un alliage A357-T6 a montré qu'il y a deux scénarios possibles de propagation. Le premier est relatif à la propagation en mode intergranulaire dans les zones eutectiques et le second correspond à celle en mode intragranulaire à travers la phase d'aluminium. Les figures III.17 relatives à la propagation de deux fissures illustrent bien ces deux scénarios. Les auteurs présentent également les courbes de vitesse de propagation da/dN en fonction de la longueur de fissure a pour chaque scénario.

En se basant sur les courbes de da/dN -longueur de fissure a (Figures III.17-2 et III.17-4), les auteurs ont constaté que de manière générale la présence des joints de grain ralentit la propagation de fissure (les joints de grain 17-18, 18-19, 11-13 et 14-15 en figure III.17-4).

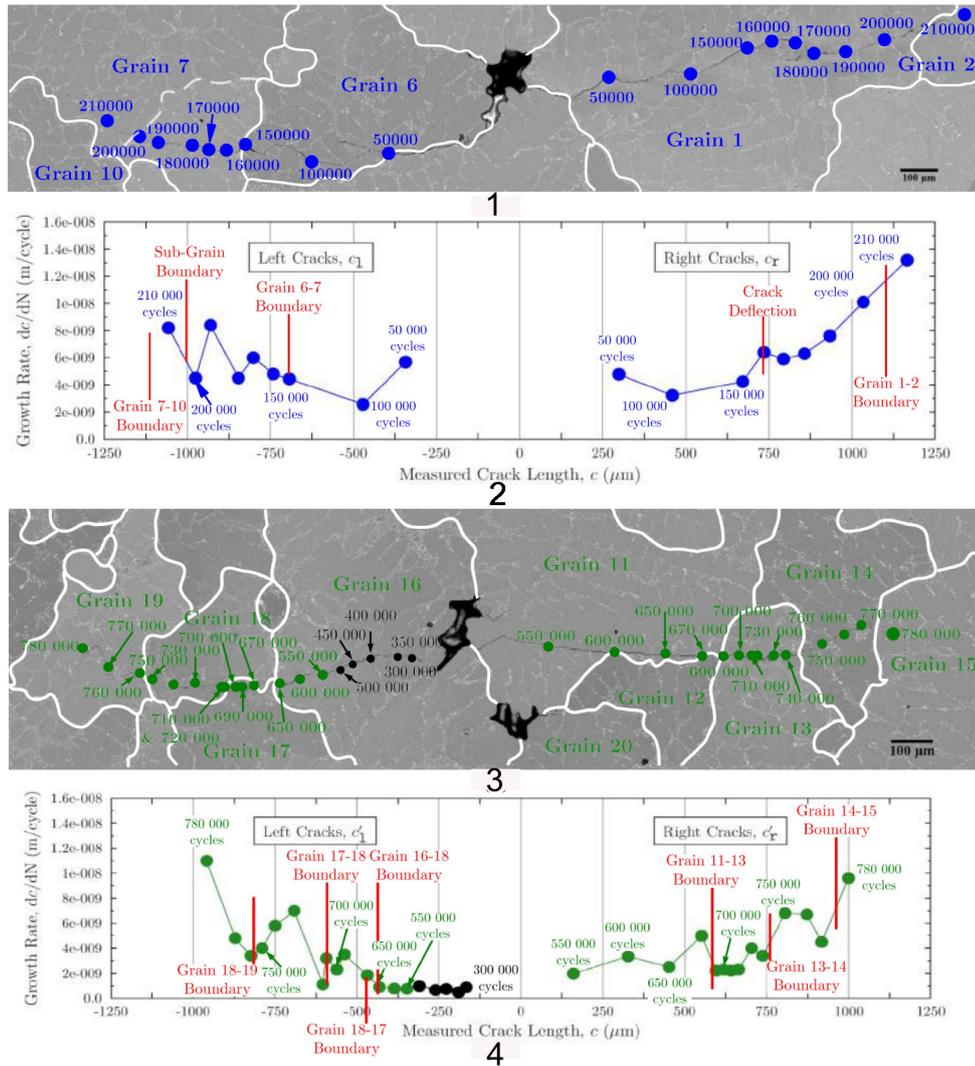


FIGURE III.17 – Observations de l’amorçage et la propagation de deux fissures sous chargement uniaxial à $R=0.1$ sur un alliage A357-T6 reportées dans la thèse de Serrano[9]. 1) et 2) $\Sigma_{xx,a} = 73$ MPa et $N_f = 2.1 \times 10^5$ cycles ; 3) et 4) $\Sigma_{xx,a} = 73$ MPa et $N_f = 2.5 \times 10^5$ cycles

On observe également que les fissures propagent dans les zones eutectiques en mode inter-granulaire avec une vitesse de propagation au départ élevée ($da/dN = 6 \times 10^{-9}$ m/cyc) jusqu’à une longueur de $2a = 500 \mu m$ à 50000 cycles (figures III.17-1 et 2). Cependant, pour l’observation montrée à la figure III.17-3 et 4, comme il n’y a pas de joint de grain d’orientation favorable (au sens de la direction de chargement) au voisinage du pore, les fissures propagent dans un premier temps en mode intra-granulaire mais avec une vitesse de propagation beaucoup plus faible ($da/dN = 1 \text{ à } 2 \times 10^{-9}$ m/cyc) que celle des fissures en mode intergranulaire. Cette comparaison des vitesses de propagation entre ces deux modes suggère que les joints de grain peuvent être un élément microstructural favorable pour la première phase de propagation d’une fissure à partir d’un pore. Cette phase semble correspondre aux fissures de longueur inférieure à la taille de grain.

- Nuance C

La figure III.18 représente le suivi d'une fissure observée sur une éprouvette de nuance C sous chargement de traction-compression $R=-1$. Ce travail a été réalisé dans le cadre du stage de Master 2 de S. Ben Jamma [80].

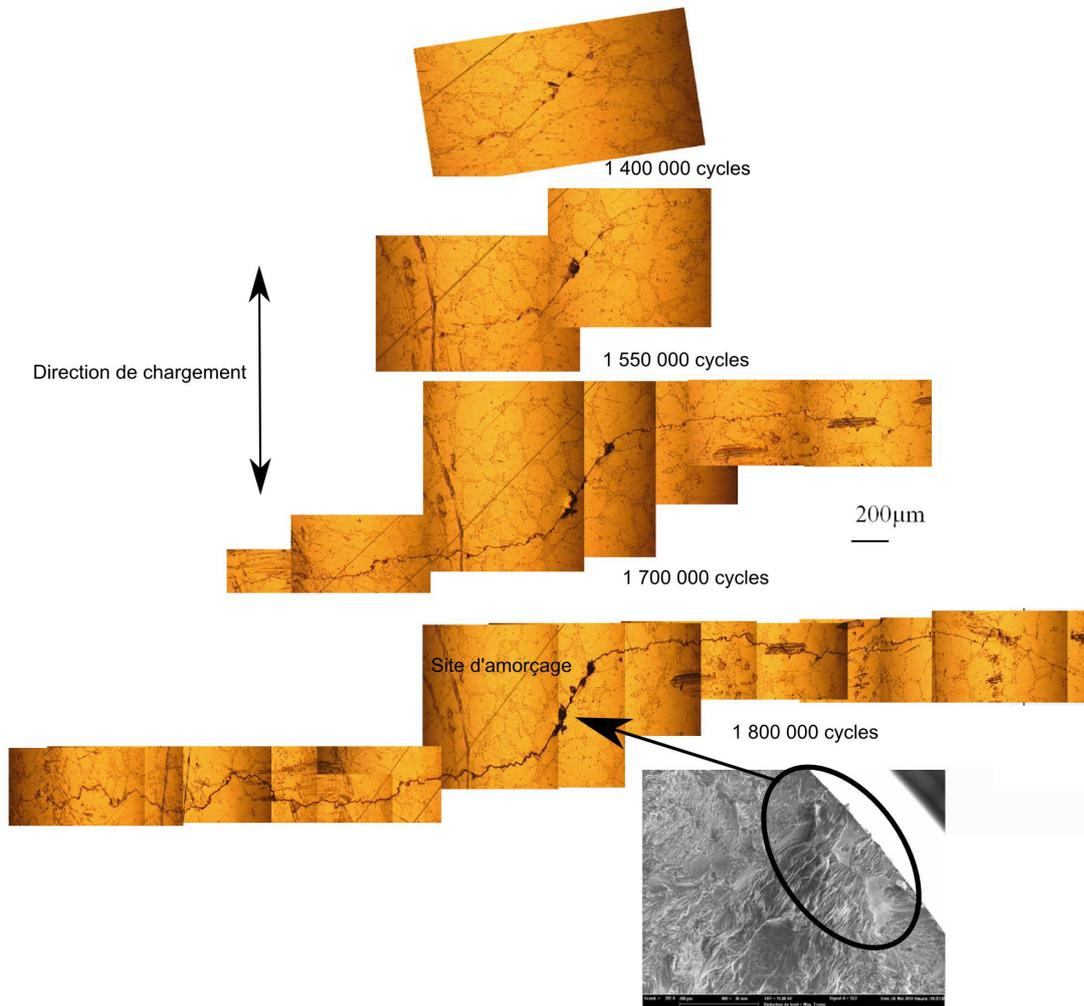


FIGURE III.18 – suivi d'une fissure principale pour une contrainte de $\Sigma_{xx,a} = 130$ MPa - nuance C - traction-compression $R=-1$

La courbe longueur apparente de la fissure projetée sur le plan perpendiculaire à la direction de chargement en fonction du nombre de cycles est tracée à la figure III.19.

Contrairement au cas de la nuance B dans lequel les fissures s'amorcent très rapidement à 0.5% de la durée de vie totale, la phase d'amorçage des fissures observées sur les éprouvettes de nuance C occupe la majeure partie de la durée de vie ($>70\%$). A partir de la courbe III.19, le facteur d'intensité de contrainte ΔK est calculé en employant le modèle de Murakami [76] qui s'exprime dans l'équation III.5.

$$\Delta K = 0.65 \Delta \sigma \sqrt{\pi \sqrt{aire}} = 0.65 \times 2 \sigma_a \sqrt{\pi \sqrt{area}} \quad (III.5)$$

avec \sqrt{area} racine de l'aire de la fissure. Ce dernier est calculé à partir de la longueur

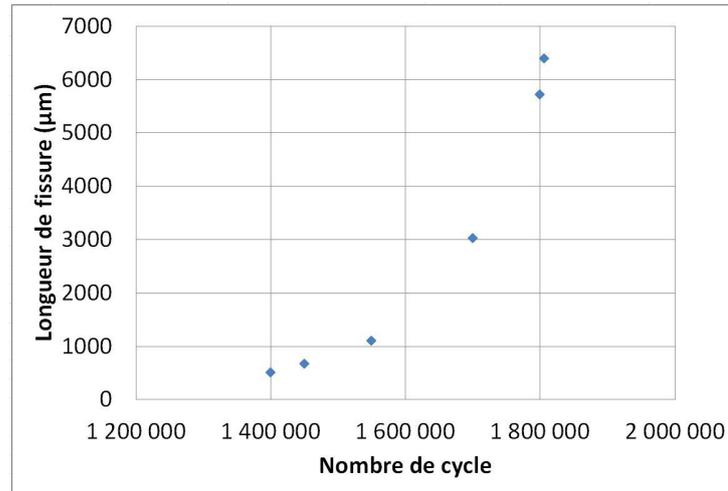


FIGURE III.19 – Evolution de la longueur apparente de fissure en fonction du nombre de cycles à la contrainte $\sigma_a = 130$ MPa

apparente de la fissure en employant une hypothèse de géométrie en volume de la fissure (Figure III.20). L'aire de la fissure est supposée égale à la somme de deux triangles équilatéraux de côté a - demi-longueur de la fissure apparente. La validité de l'approche de Murakami pour différentes longueurs de fissures est justifiée par comparaison avec des simulations numériques. Cette comparaison est présentée en annexe D.

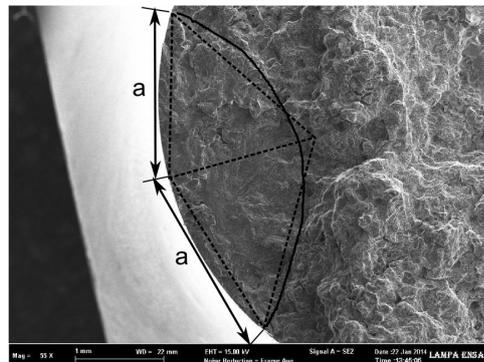


FIGURE III.20 – Hypothèse de géométrie en volume de la fissure

La figure III.21 illustre la variation de la vitesse de propagation de fissures naturelles. Il faut noter que le facteur d'intensité indiqué ΔK_{app} correspond à la valeur totale (i.e. $K_{max} - K_{min}$) du cycle de chargement. Une pente $m = 2.7$ est constatée.

Les données obtenues sont comparées avec des suivis de fissure réalisés dans le travail de Redik et al. [8] dans lequel deux alliages AlSi7MgCu05 ont été étudiés pour le chargement de flexion rotative à $R=-1$. L'évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles est présentée à la figure III.22(a) et la comparaison entre les données de notre étude et les données reportées dans le travail de Redik est présentée en figure III.22(b).

On constate un bon accord entre le résultat de l'étude en cours et celui obtenu dans le travail de Redik. La comparaison entre la propagation des fissures naturelles et des

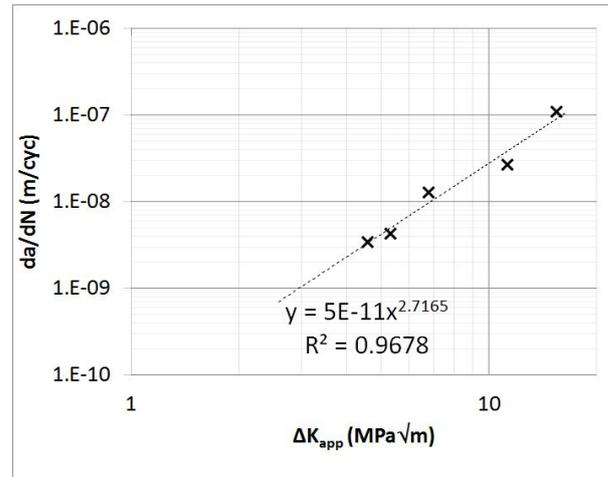


FIGURE III.21 – Courbe de fissuration de la fissure naturelle observée sur une éprouvette de la nuance C sous chargement de traction-compression à $R=-1$, $\Sigma_a = 130\text{MPa}$

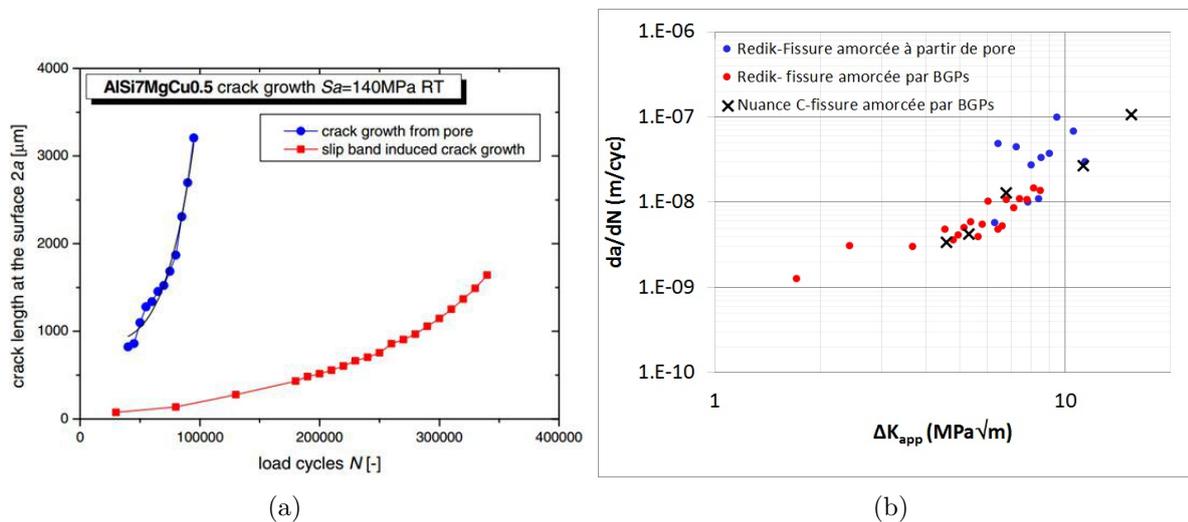


FIGURE III.22 – Données des suivis de fissure reportés dans le travail de Redik[8] (a) et comparaison des courbes " $da/dN - \Delta K$ " (b)

fissures longues pour la mise en évidence de l'effet de fermeture sera abordée plus tard dans le document.

2.2 Mécanismes d'endommagement en fatigue sous sollicitation de torsion $R=-1$

2.2.1 Mécanisme d'amorçage

- Nuances avec pores (nuances A et B)

Les essais de fatigue sous chargement de torsion à $R=-1$ pour la nuance A ont été réalisés dans le cadre de la thèse de Koutiri [6]. L'auteur a observé que les pores semblent

jouer un rôle secondaire dans l'endommagement en FGNC. De plus, des amorçages aux niveaux des zones eutectiques ont été également observés (Figure III.23).

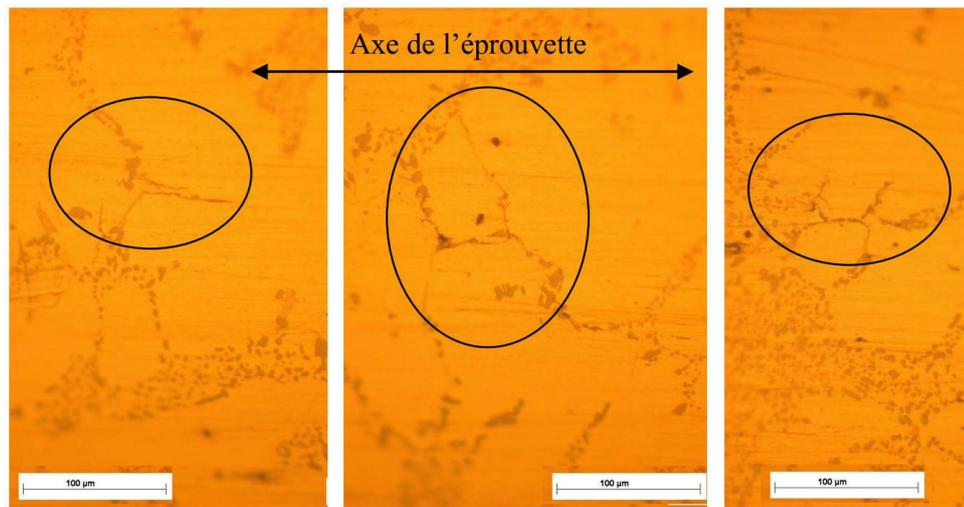


FIGURE III.23 – Amorçage de fissures au niveau des zones eutectiques observé sur une éprouvette de la nuance A sous chargement de torsion à $R=-1$ dans le cadre de la thèse de Koutiri [6], $\Sigma_{xy,a} = 90\text{MPa}$ et $N = 5 \times 10^5$ cycles

Pour la nuance B, deux mécanismes d'amorçage différents ont été observés :

- le premier mécanisme concerne l'amorçage et la propagation de micro-fissures de fatigue au niveau des pores localisés en surface ou juste en sous-couche (Figure III.24(a)). Comme pour les chargements uniaxiaux, ce mécanisme d'amorçage dans le cas de sollicitation de torsion se produit très rapidement au cours des premiers 10^4 cycles.
- Le deuxième mécanisme est associé à la formation de BGP dans le plan de contrainte de cisaillement maximale (Figure III.24(b)). Ce mécanisme nécessite un nombre de cycles plus important que pour le premier mécanisme.

- Nuances sans pore (nuance C)

Pour la nuance C, un seul mécanisme gouverné par la formation des BGP dans les plans de contrainte de cisaillement maximale (i.e. plans à 0° et de 90° par rapport à l'axe de l'éprouvette) a été observé (Figures III.25).

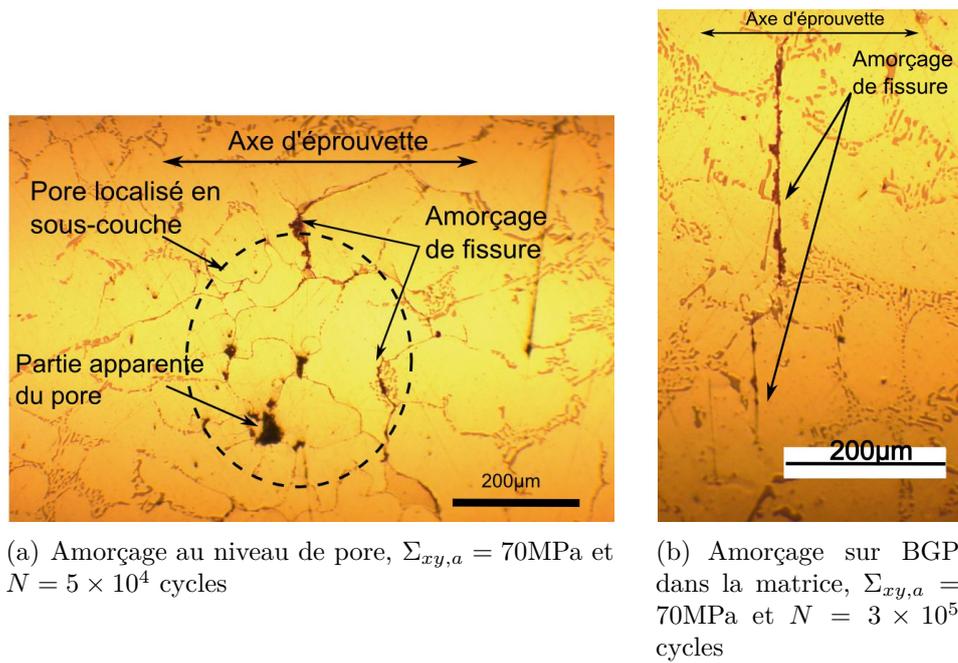


FIGURE III.24 – Deux mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue en torsion à $R=-1$ pour la nuance B

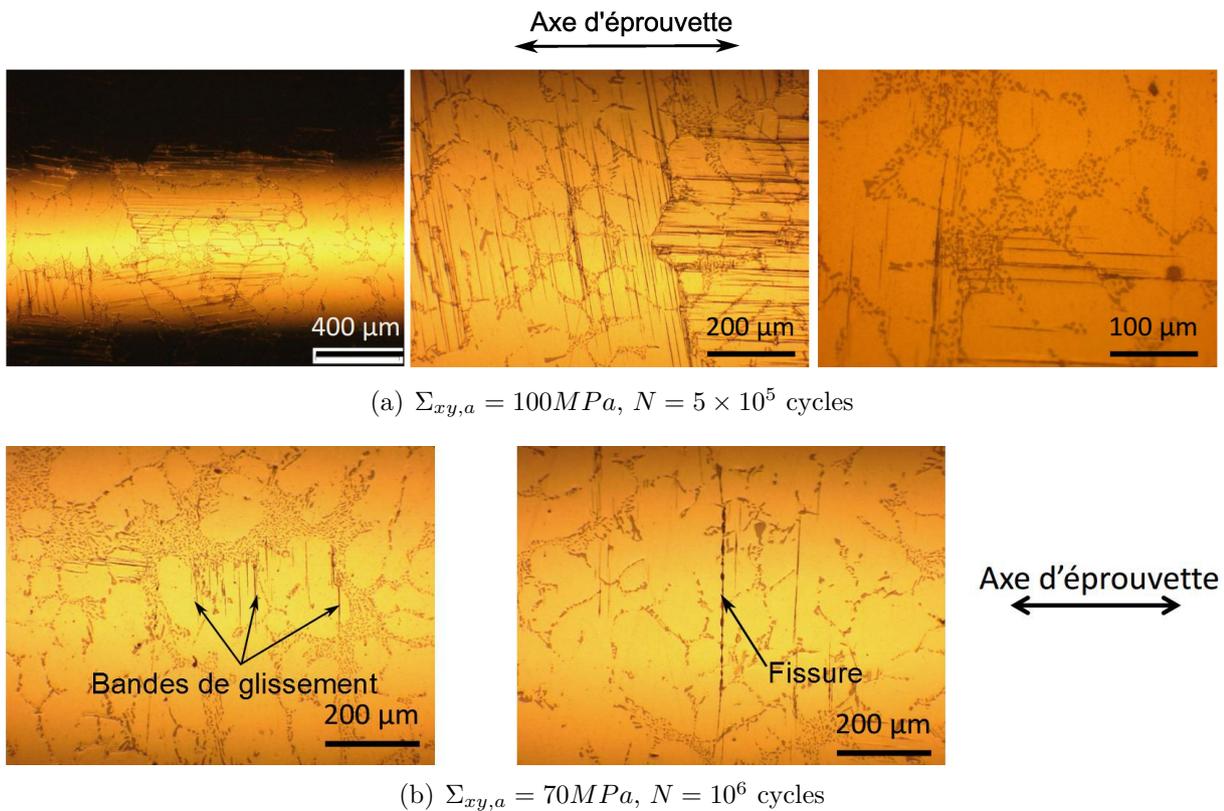


FIGURE III.25 – Bandes de glissement persistantes observées sur deux éprouvettes de nuance C sous chargement de torsion à $R=-1$: a) $\Sigma_{xy,a} = 100\text{MPa}$; b) $\Sigma_{xy,a} = 70\text{MPa}$

Il est très important de faire remarquer que ces mécanismes sont peu reportés dans la littérature car un nombre limité de travaux a porté sur l'étude du comportement en fatigue d'alliages d'Al-Si sans pore sous chargement de torsion.

2.2.2 Mécanismes de propagation

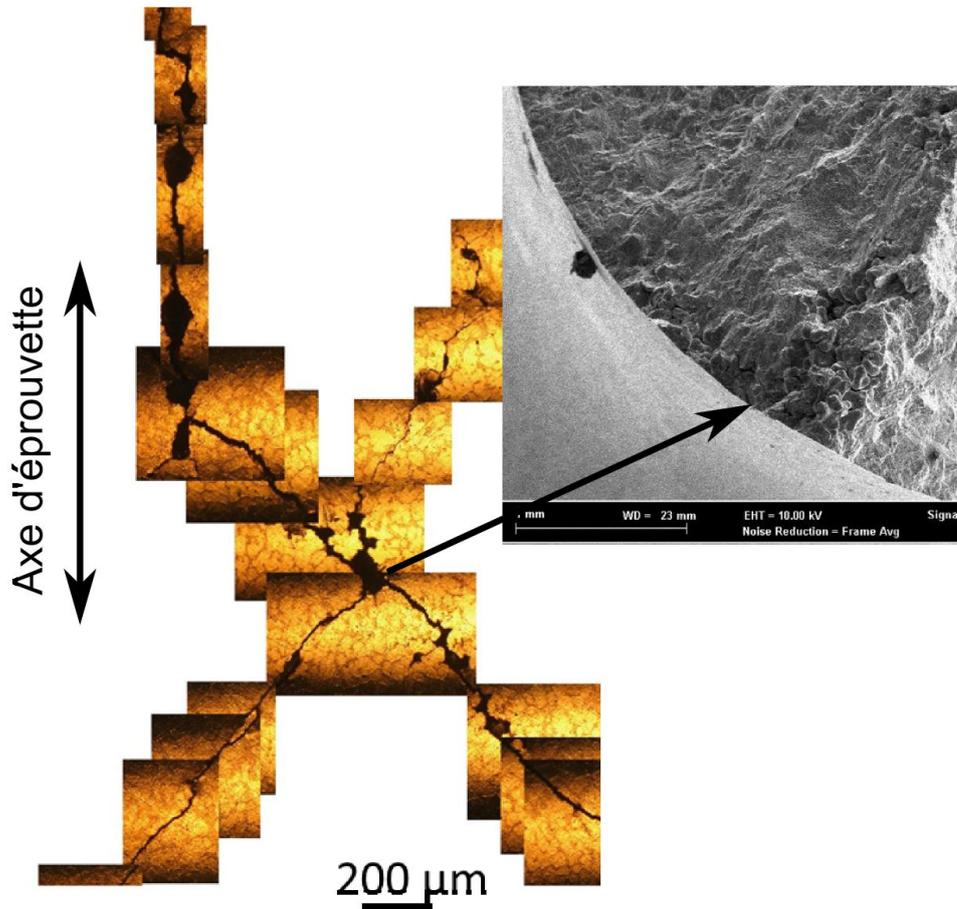
- Nuances avec pores (nuances A et B)

Pour la nuance A, Koutiri [6] a observé que le mécanisme principal de propagation de fissure sous chargements de torsion à $R=-1$ est contrôlé par le cisaillement suivant le plan de contrainte de cisaillement maximale.

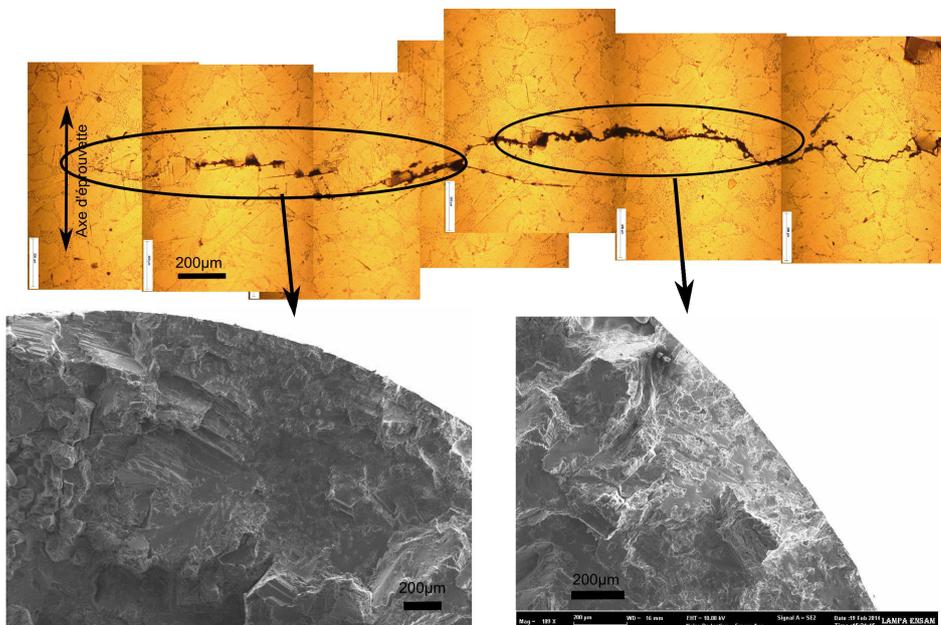
Dans le cas de la nuance B, il a été observé une compétition de deux mécanismes de propagation de fissures. Le premier correspond à la propagation de fissure en mode d'ouverture dans le plan de contrainte normale maximale à partir de pore (observé dans 14 éprouvettes sur 20 au total (70%)). Le deuxième mécanisme est associé à la propagation en mode de cisaillement dans le plan de cisaillement maximal (observé dans 6 éprouvettes sur 20 (30%)). La figure III.26 illustre l'allure de deux fissures principales correspondant à ces deux mécanismes.

De manière intéressante, on observe une bifurcation pour la propagation de la fissure illustrée en figure III.26(a). La fissure principale s'amorce d'abord à partir d'un pore et propage en mode d'ouverture suivant les plans de contrainte normale maximale. Après la propagation en mode d'ouverture, une des branches de la fissure (branche en haut à gauche) bifurque et propage en cisaillement. Même si la bifurcation peut provenir d'une coalescence de la fissure principale et d'une fissure secondaire qui se forme en mode de cisaillement, rien ne nous permet de l'affirmer.

On observe également des débris sur les lèvres de la fissure lors de la propagation en mode de cisaillement (Fig.III.26(b)) alors que pour les propagations en mode d'ouverture, ces débris sont quasiment absents (Fig.III.18).



(a) Propagation en mode d'ouverture, $\Sigma_{xy,a} = 80\text{MPa}$ et $N_f = 1.05 \times 10^6$ cycles

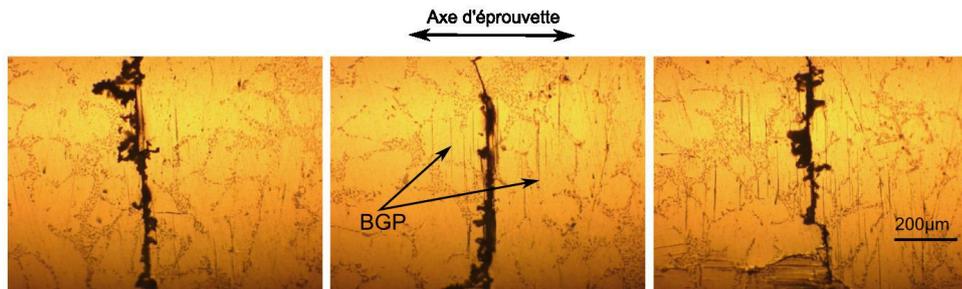


(b) Propagation en cisaillement, $\Sigma_{xy,a} = 80\text{MPa}$ et $N_f = 1.3 \times 10^6$ cycles

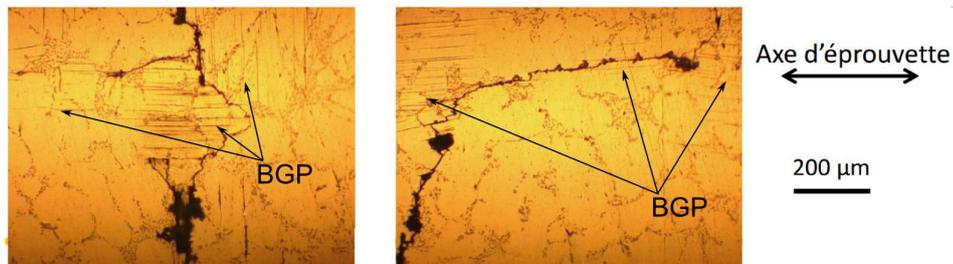
FIGURE III.26 – Deux fissures principales relatives aux deux mécanismes de propagation observées sur des éprouvettes de nuance B sous chargement de torsion à R=-1

- Nuance sans pore (nuance C)

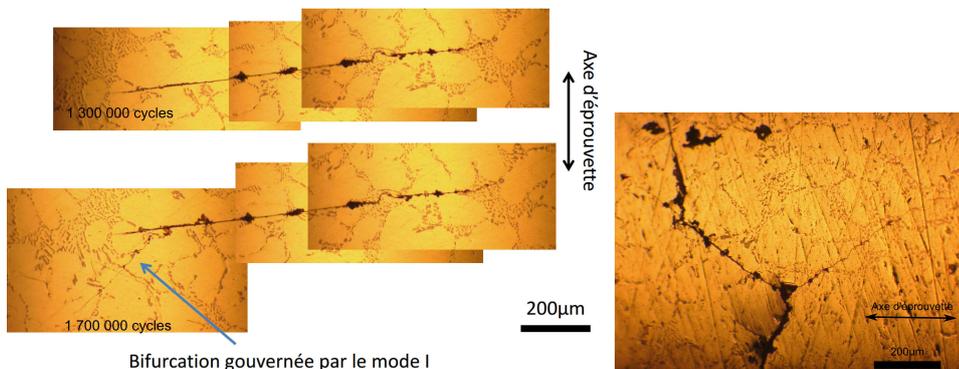
Pour la nuance C, la propagation de fissures s'effectue principalement en mode cisaillement (Figure III.27(a)). Des bifurcations ont été également observées. Elles peuvent apparaître quand la fissure rencontre des joints de grain au niveau desquels une forte densité de BGP est observée (Figures III.27(b)). La fissure peut également bifurquer pour propager en mode d'ouverture (Figures III.27(c) et III.27(d)).



(a) $\Sigma_{xy,a} = 100MPa$ et $N_f = 7.1 \times 10^5$ cycles



(b) $\Sigma_{xy,a} = 100MPa$ et $N_f = 7.1 \times 10^5$ cycles



(c) $\Sigma_{xy,a} = 70MPa$ et $N_f = 1.7 \times 10^6$ cycles

(d) $\Sigma_{xy,a} = 80MPa$ et $N_f = 1.5 \times 10^6$ cycles

FIGURE III.27 – Différents modes de propagation des fissures observées sur des éprouvettes de nuance C sous chargement de torsion à R=-1

Des blocages de fissures suite au non franchissement de joints de grain ont été également observés (Figure III.28).

III.2 Mécanismes d'endommagement en FGNC

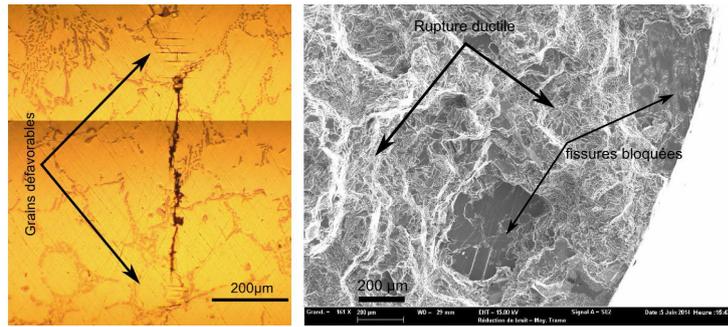
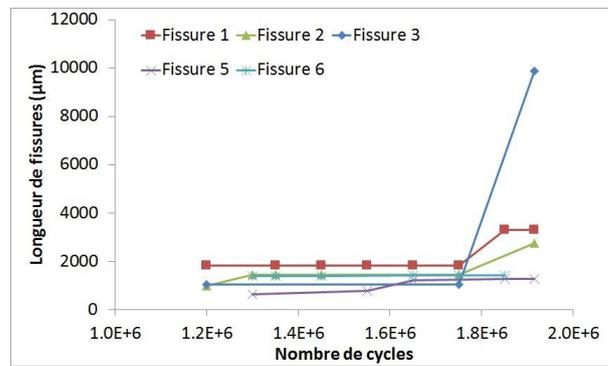
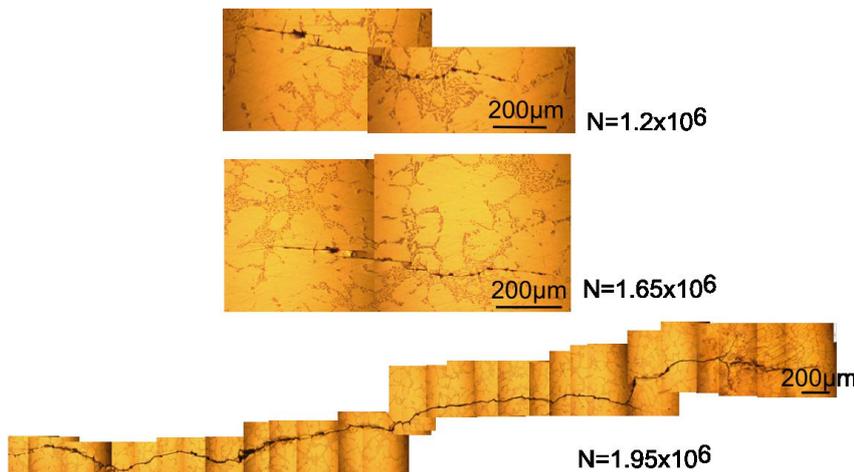


FIGURE III.28 – Blocage d'une fissure observée sur une éprouvette de nuance C sous chargement de torsion à $R=-1$, $\Sigma_{xy,a} = 70MPa$ et $N_f = 1.9 \times 10^6$ cycles

La figure III.29(a) présente l'évolution de la longueur de 3 fissures observées sur une éprouvette de nuance C sous la sollicitation de torsion en fonction du nombre de cycles. La figure III.29(b) présente des clichés de la fissure numéro 3 (i.e. fissure principale) pour



(a)



(b) Suivi de la fissure numéro 3

FIGURE III.29 – Evolution de longueur de 6 fissures observées sur une éprouvette de nuance C sous chargement de torsion à $R=-1$, $\Sigma_{xy,a} = 80 MPa$ et $N_f = 1.9 \times 10^6$ cycles différents nombres de cycles.

Contrairement à l'évolution des fissures sous chargement uniaxial (Figure III.19) pour laquelle la longueur de la fissure évolue de manière continue après amorçage, les fissures sous chargement de torsion se bloquent très tôt après amorçage avec des tailles comprises entre 500 à 2000 μm (à cause des joints de grain). Dès qu'elles ont franchi les barrières microstructurales à l'origine de leurs arrêts, l'augmentation de la vitesse de propagation est brutale et les fissures propagent très rapidement jusqu'à la rupture finale de l'éprouvette.

L'analyse des mécanismes d'amorçage et de propagation des fissures sous chargement de torsion a été également conduite dans la thèse de Serrano [9] qui porte sur un alliage A357-T6 (Al-7%Si-0.6%Mg). Cet auteur s'appuie sur les travaux de Tschegg [22, 23] qui montrent que les fissures propagent suivant le mode (I ou II/III) présentant la vitesse de propagation la plus élevée (Figure III.30). Ce type d'analyse a été également proposé dans le travail de Pinna et Doquet [81].

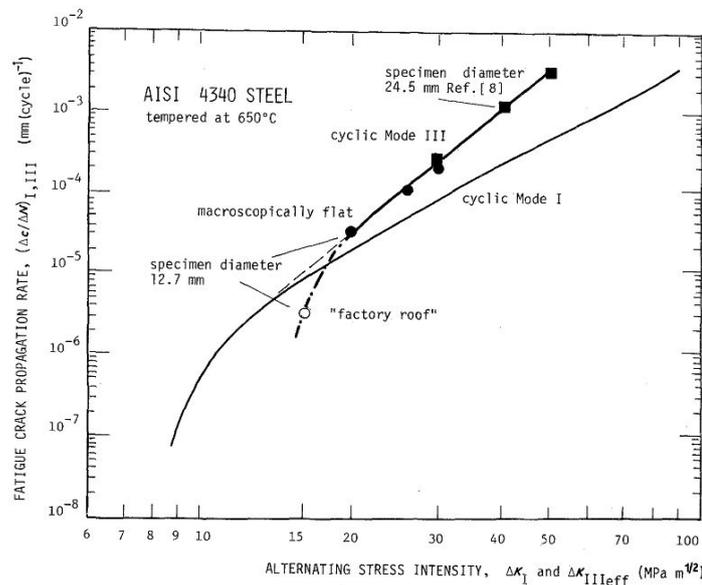


FIGURE III.30 – Comparaison des vitesses de propagation en mode I et mode II/III en fonction de la $\Delta K_{I,eff}$ et $\Delta K_{II/III,eff}$ [22, 23]

En se basant sur cet idée, Serrano a schématisé trois différents modes de propagation suivant le niveau de contrainte appliqué :

- Le mode 1 correspond aux niveaux de contrainte $\Sigma_{xy,a} > 105$ MPa. Comme la force motrice est largement supérieure au seuil de propagation en mode III, les fissures en torsion propagent en mode de cisaillement à travers la section droite.
- Le mode 2 correspond aux niveaux de contrainte $\Sigma_{xy,a}$ entre 100 et 85 MPa. La force motrice pour propager la fissure en mode de cisaillement est réduite, l'orientation cristallographique contrôle le mode de propagation. Si cette dernière est favorable, les fissures peuvent propager en mode de cisaillement. Sinon, les fissures bifurquent pour propager en mode I.
- Le mode 3 correspond aux niveaux de contrainte $\Sigma_{xy,a} < 80$ MPa. La force motrice pour la propagation en mode de cisaillement est inférieure au seuil de propagation et la propagation en mode I prend le dessus.

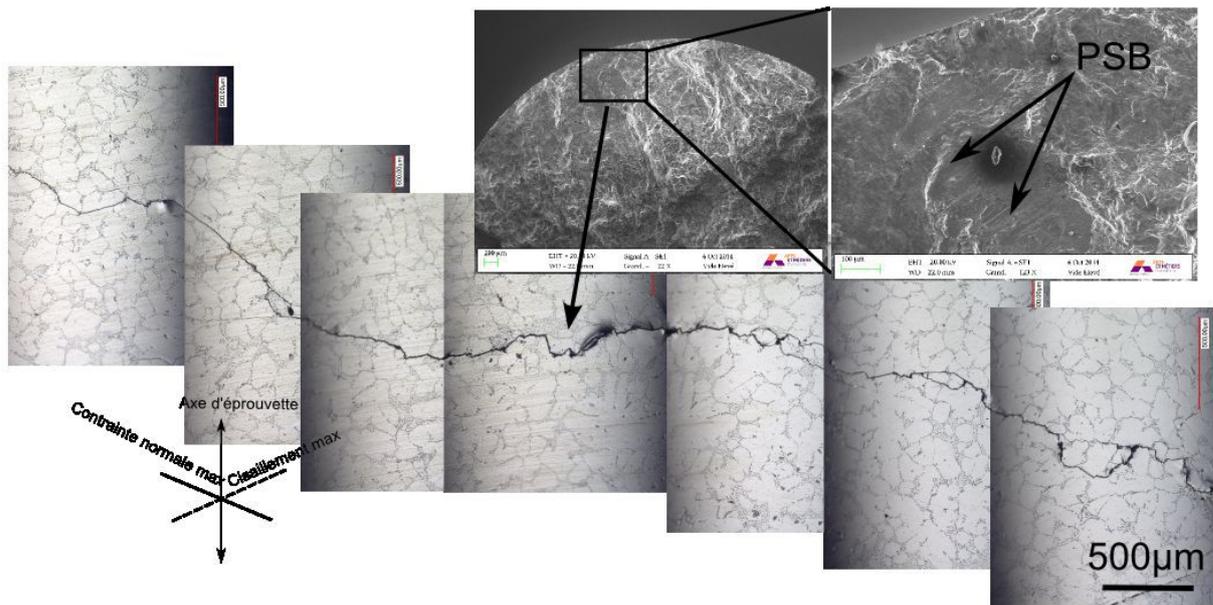


FIGURE III.32 – Amorçage et propagation d'une fissure observée sur une éprouvette de nuance C (nuance sans pore) sous chargement de traction-torsion combinées à $R=-1$, $\Sigma_{xx,a} = 2\Sigma_{xy,a} = 90$ MPa et $N_f = 1.06 \times 10^6$ cycles

2.4 Mécanismes d'endommagement en fatigue sous sollicitation de traction équilibaxiale à $R=0.1$

2.4.1 Mécanismes d'amorçage

- Nuances avec pore (nuances A et B)

Pour la nuance A, Koutiri [6] a montré, à l'aide d'observations en surface ainsi que sur faciès de rupture, que certaines fissures s'amorcent au niveau des pores en surface alors que d'autres s'amorcent au niveau des particules de silicium (ou d'intermétalliques) dans la zone utile des éprouvettes (i.e. zone avec la calotte, Figure II.28). L'examen des faciès de rupture indique la présence de plusieurs sites d'amorçages sur une même éprouvette. Dans le cas de la nuance B, on n'observe que le mécanisme d'amorçage de fissure à partir des pores. Les figures III.33 et III.34 illustrent les deux mécanismes d'amorçage de fissure présentés dans le paragraphe précédent.

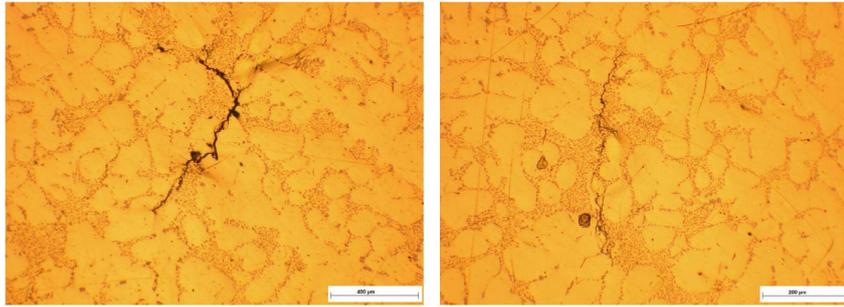


FIGURE III.33 – Fissure amorcée au niveau de la zone eutectique observée en surface d'une éprouvette de nuance A sous chargement de traction équibiaxiale à $R=0.1$ [6]

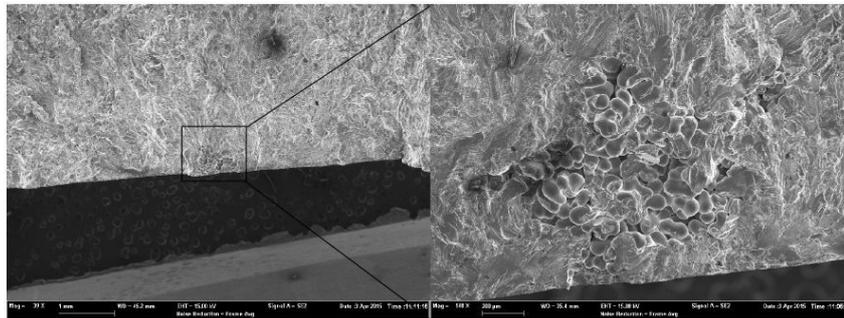
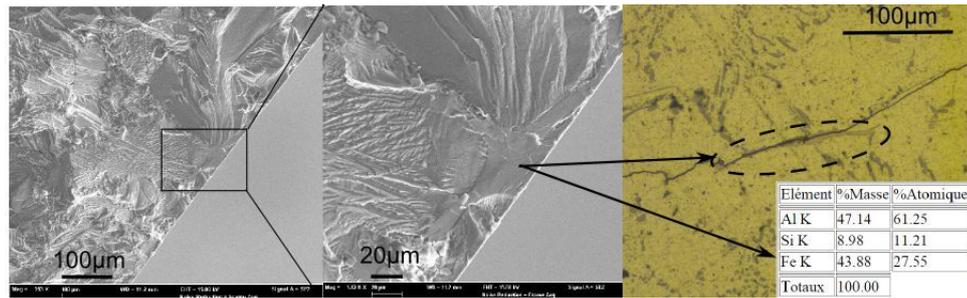


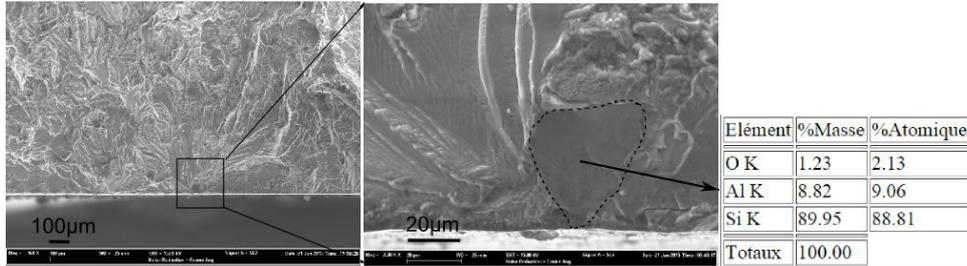
FIGURE III.34 – Fissure amorcée à partir d'un pore observée sur le faciès de rupture d'une éprouvette de nuance B sous chargement de traction équibiaxiale à $R=0.1$, $\Sigma_{xx,a} = \Sigma_{yy,a} = 60$ MPa et $N_f = 3.5 \times 10^5$ cycles

- Nuance sans pore (nuance C)

A l'aide des observations en surface ainsi que sur les faciès de rupture des éprouvettes disque de nuance C soumises au chargement de traction équi-biaxiale à $R=0.1$, il est montré que les fissures de fatigue s'amorcent toujours au niveau des particules de silicium ou des intermétalliques (Figure III.35)



(a) $\Sigma_{xx,a} = \Sigma_{yy,a} = 70 \text{ MPa}$ et $N_f = 1.8 \times 10^6$ cycles



(b) $\Sigma_{xx,a} = \Sigma_{yy,a} = 70 \text{ MPa}$ et $N_f = 1.9 \times 10^6$ cycles

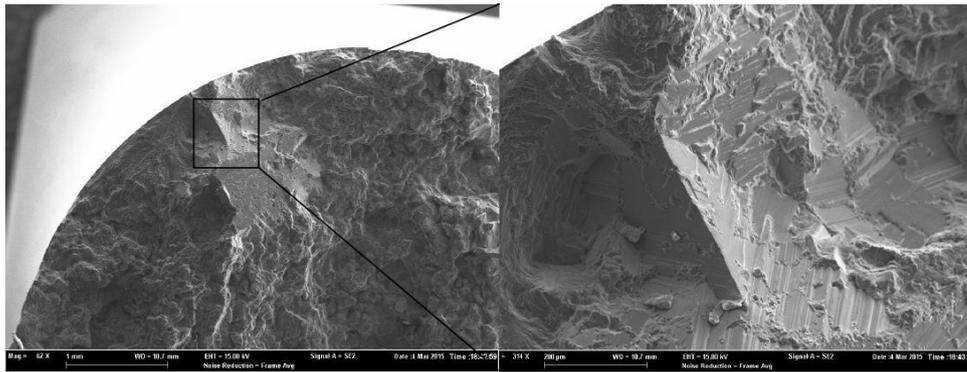
FIGURE III.35 – Amorçages des fissures à partir des intermétalliques (a) ou des particules de silicium (b) observés sur les éprouvettes de nuance C sous chargement de traction équi-biaxiale à $R=0.1$

Etant donné les deux mécanismes d'amorçage observés pour la nuance C sous chargement uniaxial à $R=-1$ (contrôlés soit par la formation des BGP, soit par la présence des couches d'oxyde), les observations relatives au chargement de traction équi-biaxiale à $R=0.1$ sont étonnantes. Pour trouver une explication, un staircase court de 4 essais de fatigue sous chargement de traction-traction à $R=0.1$ a été réalisé. L'examen des faciès de rupture de ces éprouvettes montre une compétition de deux mécanismes d'amorçage de fissure. L'un est relatif à la formation des BGP et l'autre est contrôlé par les particules eutectiques (Figure III.36). Cette constatation a été également observée dans le travail de Dezecot et Brochu [14].

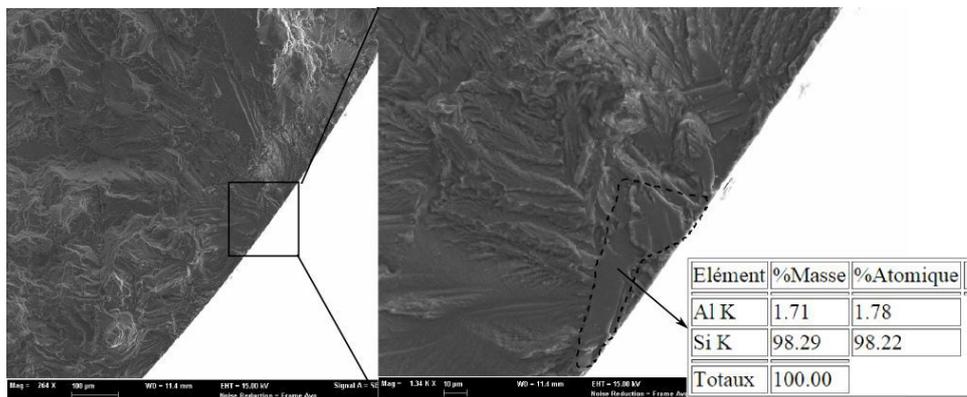
Ces observations indiquent qu'il y a un changement avec le rapport de charge et le mode de chargement du mécanisme d'amorçage pour la nuance sans pore. Les mécanismes d'amorçage observés sont :

- l'amorçage à partir des BGP pour le chargement uniaxial à $R=-1$.
- une compétition de deux mécanismes d'amorçage (l'un à partir des BGP, l'autre au niveau des particules de silicium et/ou des intermétalliques) est observée pour le chargement uniaxial à $R=0.1$;
- Enfin, l'amorçage à partir de la rupture et/ou décohésion des particules de silicium et des intermétalliques pour le chargement de traction équi-biaxiale à $R=0.1$

Une explication possible pour cette grande variété de mécanismes est l'intensité de la contrainte hydrostatique maximale atteinte au cours d'un cycle de charge. Comme illustré à la figure III.10(c), on a constaté en effet un niveau de contrainte hydrostatique croissant entre les chargements uniaxiaux à $R=-1$, uniaxiaux à $R=0.1$ et de traction équi-biaxiale à



(a) $\Sigma_{xx,a} = 90$ MPa et $N_f = 1.1 \times 10^6$ cycles



(b) $\Sigma_{xx,a} = 80$ MPa et $N_f = 3.0 \times 10^5$ cycles

FIGURE III.36 – Deux mécanismes d'amorçage des fissures de la nuance C observés sur les éprouvettes de nuance C sous chargement uniaxial à $R=0.1$: a) Amorçage de fissure au niveau des BGP ; b) Amorçage de fissure au niveau des inclusions

$R=0.1$.

2.4.2 Mécanismes de propagation

Koutiri [6] a observé des bifurcations dans la propagation de fissures observées sur les éprouvettes de nuance A sous chargement de traction équi-biaxiale à $R=0.1$. Ce même phénomène est observé également sur les nuances B et C (Figure III.37). Généralement, ces bifurcations surviennent quand les fissures sont physiquement courtes (i.e. longueur apparente < 2 mm). Après bifurcation, les fissures propagent en conservant la même direction jusqu'à la rupture finale. La direction du trajet de fissuration passe généralement par le centre de l'éprouvette. La figure III.38 montre l'allure des fissures principales observées sur des éprouvettes disque rompues. On observe clairement des bifurcations dans les zones utiles ainsi que les fissures principales dont la direction du trajet de fissuration passe par le centre des éprouvettes.

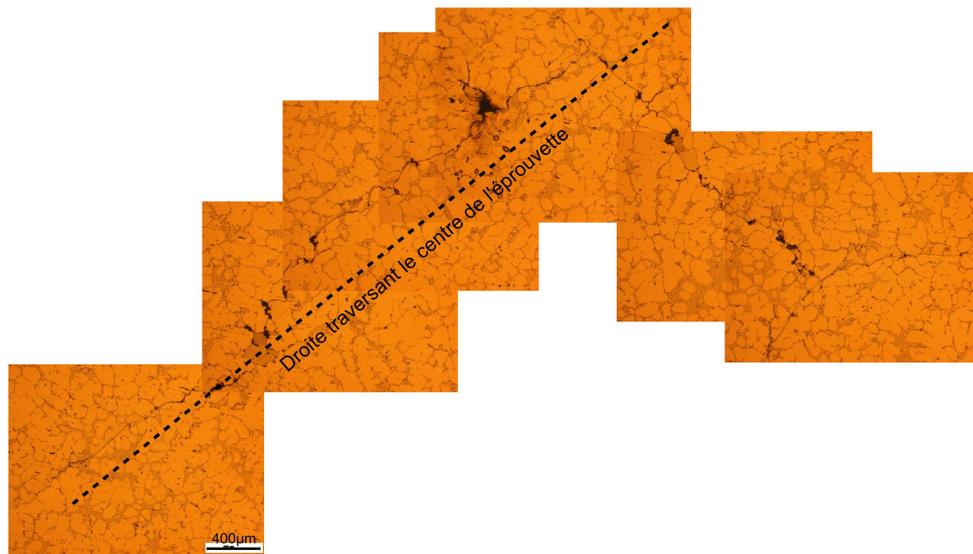


FIGURE III.37 – Bifurcation observée sur une éprouvette de nuance B sous chargement de traction équi-biaxiale à $R=0.1$

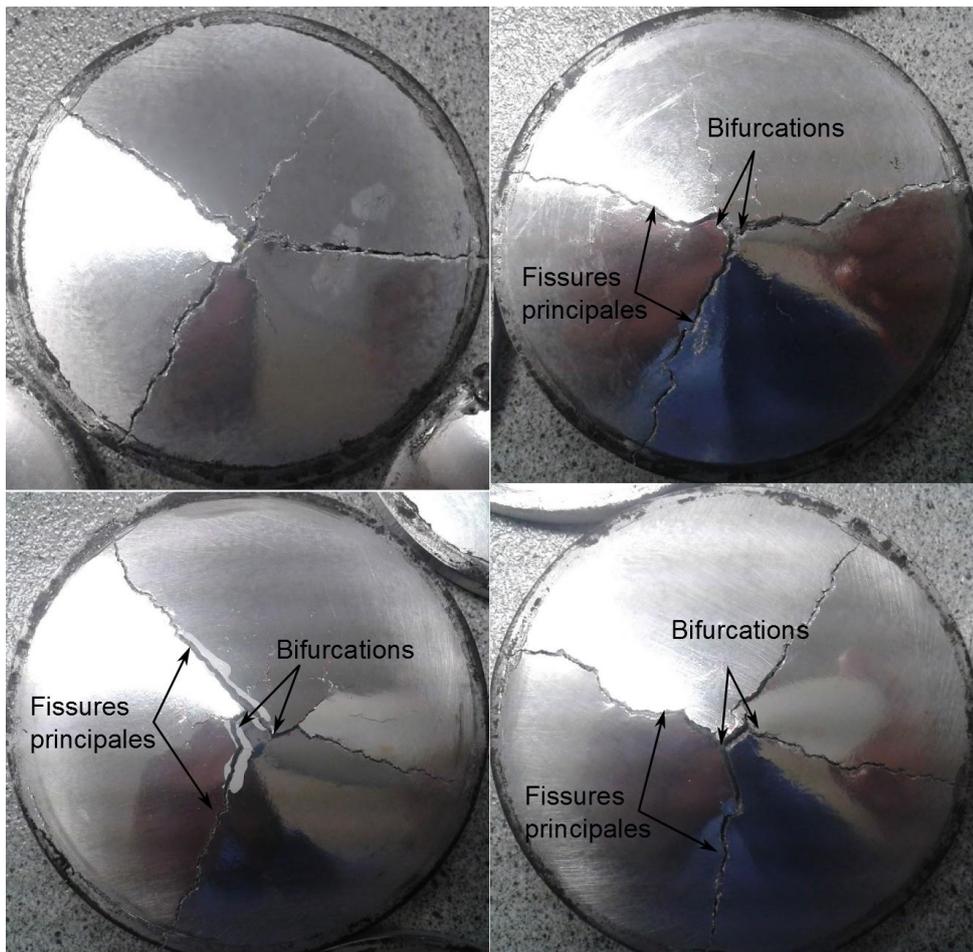


FIGURE III.38 – Allures des fissures principales observées sur des éprouvettes disque soumises aux chargements de traction équi-biaxiale à $R=0.1$ des nuances B et C

2.5 Synthèse des mécanismes d'endommagement en FGNC et lien "mécanisme-comportement"

A partir des analyses présentées relatives aux comportements en fatigue et celles portant sur les mécanismes d'endommagement associés, on a mis en évidence des effets de chargement. Il s'agit des effets de la multiaxialité (pour les chargements uniaxiaux, de traction-torsion combinées et de torsion à $R=-1$), de la contrainte moyenne et de la biaxialité en traction équibiaxiale à $R=0.1$. Pour chaque effet, l'influence des hétérogénéités microstructurales intervient et se manifeste de manière très différente.

- Effet de la multiaxialité pour les chargements à $R=-1$

Pour le chargement uniaxial à $R=-1$ et de traction-torsion combinées avec $k = \sigma/\tau = 0.5$ à $R=-1$, les fissures de fatigue s'amorcent au niveau des pores dans le cas de nuances avec pores (nuance A et B). Pour la nuance sans pore (nuance C), les fissures s'amorcent au niveau des BGP (70% d'éprouvettes) ou sur les couches d'oxyde (30% d'éprouvettes).

Pour le chargement de torsion à $R=-1$, les fissures s'amorcent au niveau des BGP dans le cas de la nuance C. Pour les nuances avec pores, une compétition de deux mécanismes est observée : l'amorçage au niveau des pores et celui au niveau des BGP.

Ces observations sont en accord avec le moindre effet de la porosité sur la limite en fatigue sous chargement de torsion par rapport à celui pour les chargements uniaxial à $R=-1$ et de traction-torsion combinées à $R=-1$. En outre, le changement du rapport $r = \tau_{a,-1}/\sigma_{a,-1}$ est cohérent avec les mécanismes d'endommagement. Certes, pour la nuance sans pore, un rapport $r < 1$ indique un comportement en fatigue à caractère ductile et celui-ci est en accord avec le mécanisme principal d'amorçage lié aux BGP pour les trois modes de chargement à $R=-1$. Pour les nuances sans pore, le rapport $r \approx 1$ indique un comportement en fatigue à caractère "quasi-fragile". Ce dernier peut être expliqué par l'endommagement en fatigue à partir des pores de ces nuances.

- Effet de la contrainte moyenne

Pour le chargement uniaxial à $R=0.1$, le mécanisme de propagation de fissure à partir de pore est dominant dans le cas des nuances avec pores (nuances A et B). Pour la nuance sans pore (nuance C), une compétition de deux mécanismes est observée. L'un est lié à la rupture et/ou décohésion des particules de silicium ou des intermétalliques et l'autre est gouverné par la formation des BGP.

Ces observations des mécanismes d'endommagement sont en accord avec le comportement en fatigue à caractère "quasi-fragile" pour les trois nuances A, B et C constaté à l'aide du diagramme de Haigh présenté en figure III.8. Certes, pour les nuances avec pores, l'endommagement en fatigue gouverné par les pores observé pour le chargement uniaxial avec les deux rapports de charge $R=-1$ et $R=0.1$ peut expliquer le comportement en fatigue à caractère "quasi-fragile" de ces nuances. Dans le cas de la nuance sans pore, l'impact plus important des inclusions dans le mécanisme d'amorçage des fissures pour le chargement uniaxial à $R=0.1$ (par rapport à celui pour le chargement uniaxial à $R=-1$) semble cohérent avec le comportement "quasi-fragile" constaté à travers l'effet de la moyenne.

- Effet de la biaxialité en traction biaxiale à $R=0.1$

Pour le chargement de traction équibiaxiale à $R=0.1$, le mécanisme d'amorçage et de propagation de fissure à partir de pore est dominant pour les nuances avec pore (nuances A et B). Pour la nuance sans pore, seul le mécanisme d'amorçage lié à la rupture et/ou décohésion des inclusions est observé.

Basé sur ces observations, on peut expliquer l'effet de la biaxialité constaté dans la première partie du chapitre. Pour les nuances avec pore (nuances A et B), on a constaté que cet effet n'est pas marqué. Il est largement admis, pour le mécanisme de propagation de fissure à partir de pore, que la contrainte normale maximale est la force motrice. On notera de plus que cette contrainte relative au chargement uniaxial est identique au chargement de traction équibiaxiale pour un même niveau de contrainte appliqué. Cette constatation semble cohérente avec le fait que la limite de fatigue des nuances avec pores sous chargement uniaxial à $R=0.1$ et celle sous chargement de traction équibiaxiale à $R=0.1$ sont proches.

Concernant la nuance sans pore (nuance C), un effet légèrement néfaste de la biaxialité est constaté. Il peut être expliqué par un changement du mécanisme d'endommagement entre le chargement uniaxial à $R=0.1$ et le chargement de traction équibiaxiale à $R=0.1$. Pour le chargement de traction équibiaxiale à $R=0.1$, seul l'amorçage de fissure relatif à la décohésion et/ou rupture des inclusions est observé alors que pour le chargement uniaxial à $R=0.1$, une compétition de deux mécanismes d'amorçage est observé. L'un est relatif à la rupture des inclusions, l'autre est associé aux BGP. L'augmentation de la contrainte hydrostatique maximale entre le chargement uniaxial et le chargement de traction équibiaxiale peut expliquer ce changement.

3 Comportement à la fissuration

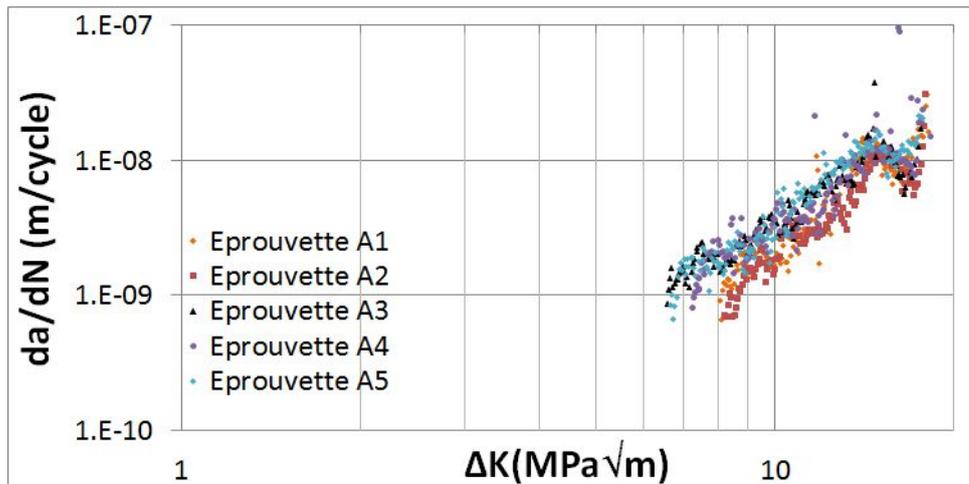
Il a été montré dans la partie précédente portant sur la caractérisation des mécanismes d'endommagement en fatigue, pour les nuances avec pores, que la phase d'amorçage de fissure est négligeable par rapport à celle de propagation sous chargement uniaxial et de traction-torsion combinées. La connaissance des lois de propagation des fissures courtes et longues semble indispensable à la compréhension du comportement en fatigue des nuances étudiées. Nous allons procéder à un ensemble d'essais de fissuration visant à déterminer les seuils de propagation ainsi que les conditions de fermeture des fissures.

3.1 Comparaison de la vitesse de propagation de fissure des trois nuances

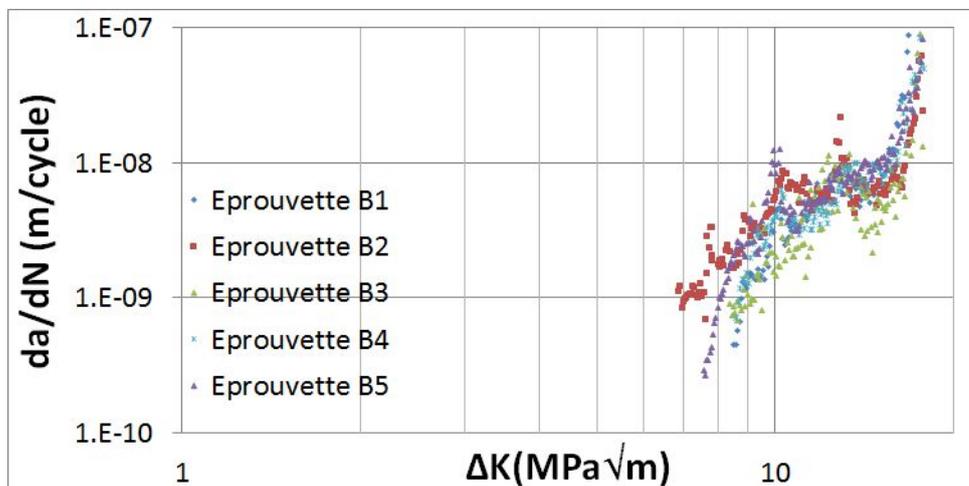
Les diagrammes d'évolution de la vitesse de propagation de fissure da/dN en fonction du facteur d'intensité de contrainte ΔK sont présentés en figure III.39. Cinq essais ont été réalisés pour chaque nuance. Il faut noter que les valeurs de la vitesse de propagation de fissure da/dN sont moyennées tous les 0.1 mm d'avancement de fissure.

Il est systématiquement observé au début des essais (i.e. dans le domaine de ΔK élevé, compris entre 13 à 18 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$), une chute brutale suivie par une augmentation légère de la vitesse de propagation de fissure. Cette observation est étonnante car elle n'est jamais

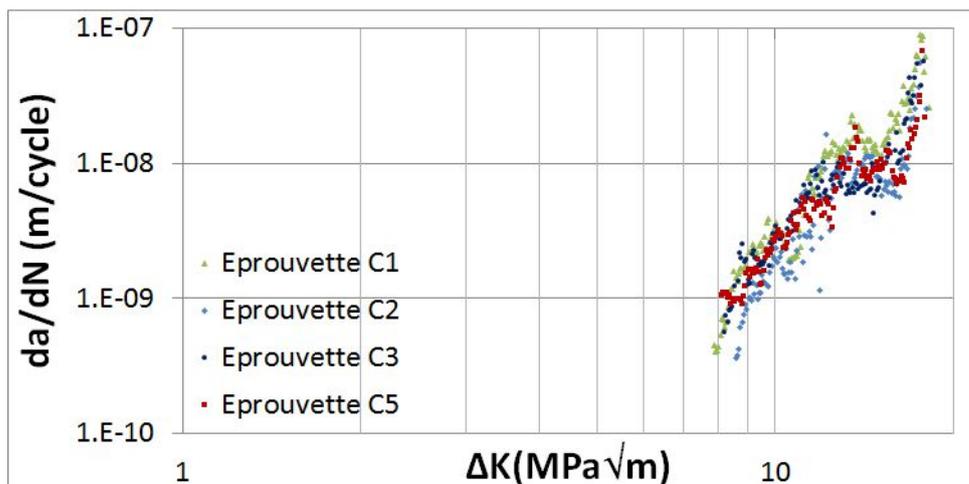
III.3 Comportement à la fissuration



(a) Nuance A



(b) Nuance B



(c) Nuance C

FIGURE III.39 – Evolution de la vitesse de propagation de fissure en fonction du facteur d'intensité de contrainte pour la sollicitation de traction-compression $R=-1$ pour les trois nuances étudiées

observée dans les travaux de la littérature dans lesquels les essais de fissuration sont généralement réalisés avec un mode de chargement de ΔK croissant. Une des explications possibles de ce phénomène vient du mode de décroissance de ΔK utilisé pour les essais de fissuration de notre étude. En effet, au début des essais, une chute relativement brutale de ΔF ainsi que du ΔK en fonction du nombre de cycles a été appliquée (Fig.II.35). Cependant, puisque nous nous intéressons dans notre étude au domaine de seuil de propagation de fissure qui correspond à une vitesse de propagation de fissure faible ($da/dN \approx 10^{-9}$ m/cycle), ce phénomène sera négligé pour la suite de l'analyse.

Il est également observé des dispersions relativement importantes des courbes $da/dN - \Delta K$ par rapport aux résultats reportés dans la littérature ([18, 82, 83]). Néanmoins, il faut noter que le suivi de la longueur de fissure dans notre travail est réalisé de manière continue (voir la section 2.5 du chapitre II) et que le calcul de da/dN a été réalisé pour chaque avancée de $100\mu m$ de la fissure. Concernant les travaux de la littérature, pour mesurer la longueur de fissure, il faut généralement interrompre les essais et le calcul de da/dN correspondant à des avancées plus importantes de la fissure (par exemple pour chaque avancée de $300\mu m$ dans le travail de Merhy et al. [83]). Une autre source de dispersion possible est la disymétrie des fissures en épaisseur des éprouvettes. Et ceci bien que la longueur utilisée dans les calculs de da/dN soit la moyenne de deux valeurs mesurées sur les deux faces des éprouvettes.

Les valeurs moyennes et les écarts-types associés au seuil de propagation correspondant à une vitesse de propagation de fissure $da/dN = 10^{-9}$ m/cycle ainsi que des paramètres m et C de la loi de Paris de propagation de fissure sont présentés en table III.5. Il est à noter que les paramètres m et C sont identifiés à l'aide de la régression par une fonction puissance à partir des données expérimentales en négligeant les points relatifs aux vitesses $da/dN < 10^{-9}$ m/cycles.

Nuance	ΔK_{th} ($\mu \pm s$) ($MPa\sqrt{m}$) à $da/dN = 10^{-9}$ m/cyc	m ($\mu \pm s$)	C (m/cyc)
A	7.5 ± 0.8	3.3 ± 0.4	$2.36 \pm 1.96 (\times 10^{-12})$
B	8.3 ± 0.7	3.9 ± 1.2	$2.33 \pm 3.25 (\times 10^{-12})$
C	8.6 ± 0.4	5.3 ± 0.6	$2.36 \pm 1.96 (\times 10^{-14})$

TABLE III.5 – Valeurs moyennes et écarts-types du seuil de propagation de fissure ΔK_{th} de la fissure longue en traction-compression à R=-1 correspondant à une vitesse de propagation de fissure de $da/dN = 10^{-9}$ m/cycle ainsi que les paramètres de la loi de Paris m et C des trois nuances étudiées

On observe que le seuil de propagation de la nuance C est le plus élevé et celui de la nuance A le plus faible. Des différences relatives à la microstructure entre la nuance A et C peuvent expliquer cet écart :

- la présence de porosité dans la nuance A. Il faut néanmoins garder à l'esprit que la nuance B présente une fraction volumique de pore plus importante que la nuance A alors que le ΔK_{th} de la nuance B est légèrement plus élevé que la nuance A. Ainsi, il peut être admis que l'influence de pore sur le seuil de propagation de fissure longue est secondaire.
- la nuance A contient 0.5% de cuivre alors que les nuances B et C ne contiennent

pas de cuivre.

- la SDAS de la nuance A est plus faible que celle de la nuance B.

L'influence de ces différences sur le comportement à la fissuration des nuances étudiées sera discutée plus en détail dans la section 4 du chapitre IV.

3.2 Effet de fermeture dans la propagation des fissures longues

Comme l'effet de fermeture/ouverture de fissure intervient sous chargement cyclique, ceci rend l'utilisation de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte apparent (ΔK_{app}) inadéquate pour la description de la vitesse de propagation. On s'intéresse donc à la valeur effective de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK_{eff} qui est défini par la relation III.6 où le seuil d'ouverture de la fissure ΔK_{op} est introduit.

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op} \quad (\text{III.6})$$

Afin de déterminer la force d'ouverture F_{op} , un extensomètre a été utilisé pour mesurer le déplacement des deux lèvres de la fissure au cours de nos essais. L'extensomètre est fixé de part et d'autre de l'entaille des éprouvettes SEN avec un écart initial $L_0 = 12.5mm$. Pour éviter des mesures erronées à cause du glissement de l'extensomètre sur le bord de l'éprouvette, il a fallu arrêter les essais de fissuration à haute fréquence (à approximativement 70Hz) et appliquer le chargement cyclique de manière manuelle à l'aide du mode de charge statique de la machine.

A partir des courbes représentant l'évolution de la force appliquée en fonction du déplacement des deux lèvres de l'entaille, la variation de complaisance est calculée à l'aide de la méthode introduite dans la norme ASTM E647-00 [24]. Le calcul de la force d'ouverture F_{op} consiste à tracer la régression linéaire de la partie supérieure de la courbe de décharge correspondant à 25% de l'intervalle du chargement cyclique appliqué (i.e. ΔF_{app}). La pente de cette droite est considérée comme la valeur de la complaisance correspondant à la fissure totalement ouverte. Ensuite, les pentes des segments de régression linéaire correspondant chacun à 10% de ΔF_{app} sont calculées. La variation de complaisance obtenue par l'équation III.7 est alors calculée pour chaque segment. La valeur du chargement correspondant à une variation de complaisance supérieure à 4% est considérée comme la valeur de seuil d'ouverture de la fissure (Figure III.40).

$$\text{variation}(\%) = \frac{\text{complaisance à fissure ouverte} - \text{complaisance de chaque segment}}{\text{complaisance à fissure ouverte}} \times 100 \quad (\text{III.7})$$

Les figures III.41 représentent deux courbes du déplacement des deux lèvres de l'entaille en fonction de la force appliquée, correspondant à deux niveaux différents du facteur d'intensité appliqué ΔK_{app} ainsi que l'évolution de la variation de complaisance en fonction de la force appliquée. Il est à noter que malgré un soin particulier apporté à la technique de mesure, la partie linéaire de la courbe "déplacement des lèvres-force appliquée" correspondant à l'ouverture totale de la fissure est très courte dans le domaine proche du seuil de propagation de fissure (Figure III.41(b)). Ce phénomène entraîne une difficulté lors de l'identification de la force d'ouverture dans le domaine proche du seuil de propagation de fissure par la méthode ASTM.

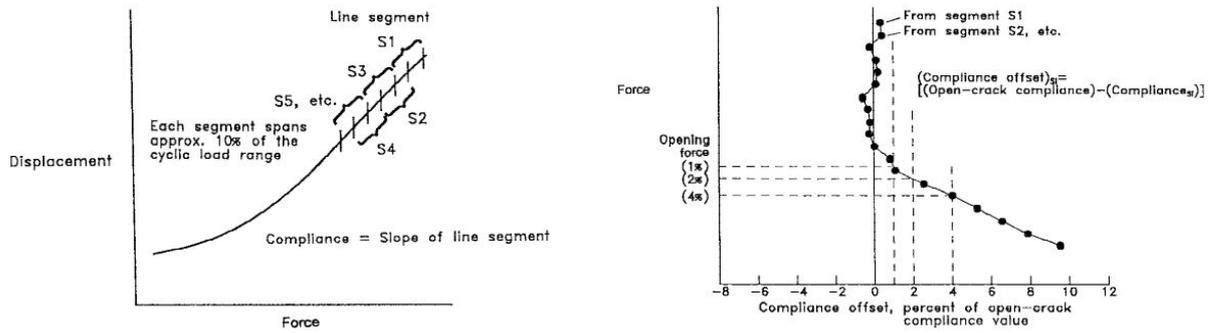


FIGURE III.40 – Détermination du niveau d'ouverture F_{op} par la méthode ASTM[24]

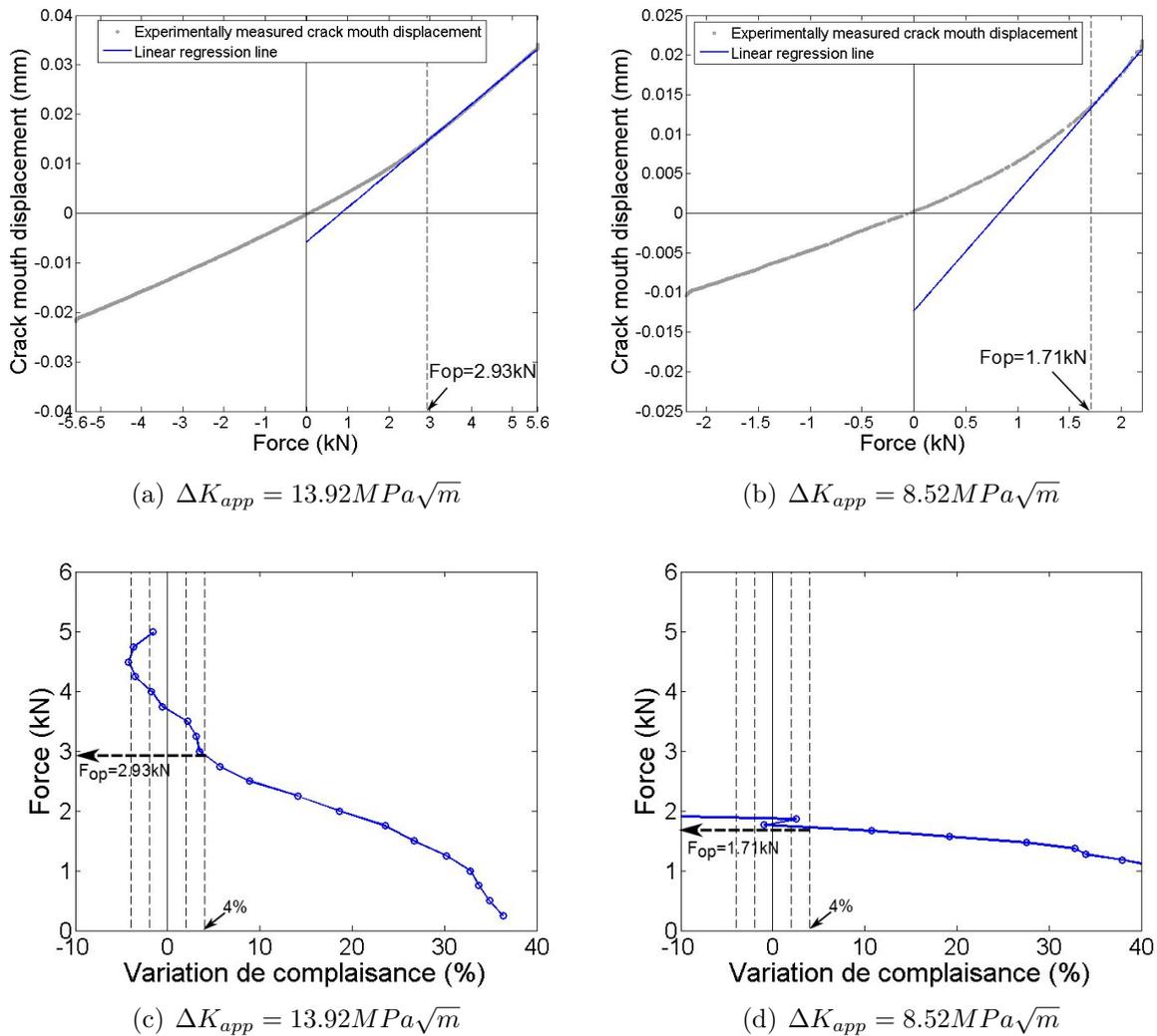


FIGURE III.41 – (a) et (b) Déplacement des deux lèvres de l'entaille en fonction de la force appliquée pour deux facteurs d'intensité de contrainte appliqués ; (c) et (d) Détermination de la force d'ouverture F_{op} par la méthode ASTM E647-00 pour deux facteurs d'intensité de contrainte appliqués

III.3 Comportement à la fissuration

La comparaison de la vitesse de propagation de fissure avec l'utilisation de ΔK_{app} et de ΔK_{eff} d'une éprouvette de nuance A est présentée en figure III.42. Les données relatives à ΔK_{eff} pour les autres nuances sont présentées en annexe B. Il est montré un

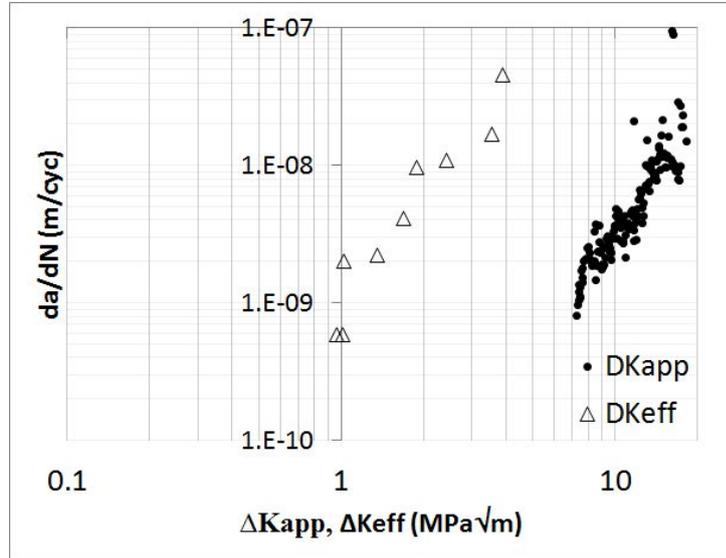


FIGURE III.42 – Comparaison de la vitesse de propagation de fissure avec l'utilisation de ΔK_{app} et de ΔK_{eff} d'une éprouvette de nuance A

écart élevé entre la valeur de ΔK_{app} et celle de ΔK_{eff} (d'un facteur 7) pour une vitesse de propagation de fissure $da/dN = 10^{-9}$ m/cycle. Cet écart important apparaît sur tous les essais pour les trois nuances. Ce phénomène indique un effet important de la fermeture sur le seuil de propagation des fissures longues sous le rapport de charge $R=-1$. D'après Lados et al. [26, 33, 84], l'effet de fermeture dans la propagation de la fissure longue des alliages d'aluminium de fonderie provient de différents phénomènes comme la forte plastification au fond de la fissure, la rugosité de la surface de fissure ou bien la présence des débris. De plus, au niveau du seuil, une valeur de $\Delta K_{eff} \approx 1 MPa\sqrt{m}$ relative à une vitesse de propagation de $da/dN = 10^{-9}$ m/cycle est observée pour les trois nuances.

4 Conclusions du chapitre III

Dans ce chapitre, le comportement en fatigue et les mécanismes d'endommagement des trois nuances ont été étudiés. A l'aide des analyses des comportements et de leur mise en perspective vis à vis des mécanismes d'endommagement, plusieurs constatations peuvent être établies.

- En présence de pore

L'effet de la porosité sur la tenue en fatigue pour les chargements uniaxiaux et de traction-torsion combinées est plus marqué que pour le chargement de torsion. Les nuances avec pores présentent un comportement en fatigue à caractère "quasi-fragile". Ce comportement se manifeste à travers différents effets :

- l'effet de la multiaxialité relatif à l'ensemble des chargements à $R=-1$ (uniaxial, torsion, traction-torsion combinées). Le rapport des limites de fatigue $r = \tau_{a,-1}/\sigma_{a,-1}$ des nuances avec pores est proche de 1.
- l'effet de la contrainte moyenne. On a constaté que la droite de Goodman semble approprié pour décrire l'évolution de la limite de fatigue en fonction du rapport de charge pour les nuances avec pore.

On observe également que les dispersions associées à la limite de fatigue des nuances avec pores sont plus élevées que celles des nuances sans pore. Concernant la biaxialité en traction biaxiale à $R=0.1$, aucun effet n'est observé pour les nuances avec pore.

- En absence de pore

On a constaté que la nuance sans pore (nuance C) présente un comportement en fatigue à caractère ductile à travers l'effet de la multiaxialité (pour l'ensemble des chargements à $R=-1$) car le rapport $r = \tau_{a,-1}/\sigma_{a,-1}$ est largement inférieur à 1. Elle présente, a contrario, un comportement en fatigue à caractère "quasi-fragile" à travers l'effet de la moyenne. Certes, on a observé que l'évolution de la limite de fatigue uniaxiale à $R=-1$ et $R=0.1$ corrèle bien la droite de Goodman. Une explication possible pour le changement de comportement en fatigue à caractère ductile/"quasi-fragile" est les changements au niveau du mécanisme d'endommagement. Pour l'ensemble des chargements à $R=-1$, le mécanisme d'amorçage de fissure à partir des BGP est dominant alors que pour les chargements uniaxial et de traction équibiaxiale à $R=0.1$, l'amorçage de fissure à partir de la rupture et/ou décohésion des inclusions (i.e. particules de Si, intermétalliques) joue un rôle important. Pour la nuance sans pore, l'effet de la biaxialité en traction biaxiale à $R=0.1$ est plus marqué que celui pour les nuances avec pore. La croissance de la contrainte hydrostatique maximale entre le chargement uniaxial et le chargement de traction équibiaxiale peut expliquer cet effet car elle semble favoriser l'amorçage à partir des inclusions.

A partir des données de fatigue obtenues, un diagramme de Dang Van a été construit pour l'ensemble des modes de chargement concernés et pour les trois nuances. Avec l'utilisation du critère de Dang Van dont les paramètres sont identifiés à partir des limites de fatigue sous chargements uniaxial et de torsion à $R=-1$, on a constaté qu'il peine à prédire l'effet de la contrainte moyenne ainsi que l'effet de la biaxialité pour les trois nuances

étudiées.

Les résultats obtenus à l'aide des essais de fissuration montrent un seuil de propagation de fissure longue pour la nuance C plus important que pour la nuance A. Un effet de fermeture très marqué est observé pour la propagation des fissures longues sous chargement uniaxial à $R=-1$.

Le récapitulatif des résultats d'essais de fatigue à 2×10^6 cycles ainsi que d'essais de fissuration est présenté dans la table III.6

Essai	Limite de fatigue (MPa)		
	Nuance A	Nuance B	Nuance C
Essais de fatigue uniaxiale $R=-1$	83 ± 18 [6]	62 ± 12	126 ± 13
Essais de fatigue en torsion $R=-1$	93 ± 14 [6]	69 ± 5	72 ± 8
Essais de fatigue en traction-torsion combinées $R=-1$	66 ± 13	49 ± 10	80 ± 5
Essais de fatigue de traction équi-biaxiale $R=0.1$	63 ± 5 [6]	46 ± 5	68 ± 5
	Seuil de propagation $\Delta K_{th,app}$ (MPa \sqrt{m})		
Essais de fissuration $R=-1$	7.5 ± 0.8	8.3 ± 0.7	8.6 ± 0.4

TABLE III.6 – Récapitulatif des résultats obtenus par les essais de fatigue ainsi que de fissuration. Les valeurs indiquées correspondent aux valeurs moyennes et les écarts-types associés

Chapitre IV

Analyse de l'influence des différentes hétérogénéités microstructurales sur le comportement en FGNC

Sommaire

1	Influence de la matrice d'aluminium et des particules de silicium dans la formation des BGP	120
1.1	Conditions d'essais	120
1.2	Analyses des facteurs de Schmid effectif (ESF)	121
1.3	Rôle de l'orientation cristallographique et des particules de Si dans la formation des BGP	124
2	Influence de la taille de pores sur la tenue en fatigue	132
2.1	Effet de la taille de pore pour les chargements uniaxial et de traction-torsion combinées	132
2.2	Effet de la taille de pores pour la sollicitation de torsion	138
3	Influence de la population de pores sur la tenue en fatigue .	139
3.1	Effet de la position spatiale des pores	140
3.2	Effet de la population et de la distribution de taille de pore . .	143
4	Influence des différentes hétérogénéités microstructurales sur la propagation de fissure	145
4.1	Effet de la microstructure sur la propagation de fissure longue .	145
4.2	Comparaison de la vitesse de propagation entre fissure longue et fissure de fatigue naturelle	147
5	Synthèse de l'influence des hétérogénéités microstructurales et du mode de chargement	148

Ce chapitre comporte un ensemble d'analyses **quantitatives** relatives à l'influence sur le comportement en fatigue de différentes hétérogénéités microstructurales.

Comme montré au chapitre III, l'amorçage de fissure à partir des BGP est un des mécanismes d'endommagement principaux pour la nuance sans pore (quel que soit le mode de chargement) ou bien pour le chargement de torsion (quelle que soit la nuance). La première partie de ce chapitre est donc consacrée au rôle de la matrice d'aluminium et à celui des particules de silicium et des intermétalliques dans la formation des BGP en torsion.

Les deuxième et troisième parties concernent les analyses quantitatives de l'effet de la porosité. Les données relatives à la taille des pores à l'origine de l'amorçage observés sur les faciès de rupture sont d'abord analysées pour les chargements uniaxial à $R=-1$ et de torsion à $R=-1$. La caractérisation de l'évolution de la limite de fatigue en fonction de la taille de pore permettra d'une part de supporter le choix d'un critère en endurance approprié qui sera utilisé dans le chapitre portant sur des modélisations (Chap. V), d'autre part de mettre en évidence l'effet de la microstructure sur la propagation de fissure à partir de pores. A l'aide des mesures en micro-tomographie, les influences de la taille 3D, de la position spatiale ainsi que de la population en volume des pores sont ensuite abordées.

La dernière partie est consacrée à l'analyse de l'effet des hétérogénéités microstructurales sur la propagation de fissures longues ainsi qu'à l'effet de fissure courte pour la propagation de fissures de fatigue naturelles.

1 Influence de la matrice d'aluminium et des particules de silicium dans la formation des BGP

Des mesures EBSD sont réalisées sur des éprouvettes ayant été sollicitées en fatigue et dans lesquelles des BGP apparaissent. La corrélation entre des traces de BGP observées et celles des plans de glissement théoriques est d'abord abordée. On s'intéresse ensuite au lien entre la fraction d'occurrence des BGP et la cission résolue associée. Cette confrontation nous permet de mettre en évidence l'effet du durcissement par précipitation dans la phase α ainsi que la compétition entre le rôle de la matrice d'aluminium et celui des particules de silicium et des intermétalliques.

1.1 Conditions d'essais

1.1.1 Géométrie des éprouvettes de torsion

La géométrie des éprouvettes utilisée dans cette étude et les étapes de préparation ont été présentées dans le chapitre II. Il s'agit de la même géométrie que celle des éprouvettes de fatigue sous chargement de torsion mais avec un méplat dans la zone utile (Figure IV.1). Ce dernier a pour but, d'une part, de faciliter les mesures EBSD et d'autre part de concentrer légèrement les contraintes sans avoir un effet significatif sur la résistance en fatigue. Trois essais sont conduits et une surface d'environ 9 mm^2 est observée pour chaque essai. Cette surface correspond approximativement à 120 grains pour la nuance A et 60 grains pour la nuance B.

IV.1 Influence de la matrice d'aluminium et des particules de silicium dans la formation des BGP

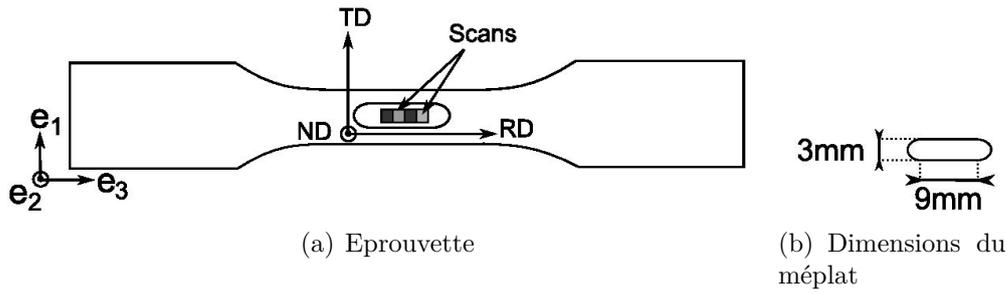


FIGURE IV.1 – a) Géométrie d'éprouvettes utilisées pour les mesures EBSD et b) dimensions du méplat dans la zone d'observation

1.1.2 Conditions d'essais

La table IV.1 récapitule les essais de fatigue réalisés pour cette étude. La quantité $\Sigma_{13,max}$ correspond à la valeur maximale de la contrainte de cisaillement sur le méplat, avec prise en compte du facteur de concentration de contrainte due au méplat. Les couples de torsion à appliquer pour satisfaire les valeurs cibles de $\Sigma_{13,max}$ sont calculés à l'aide d'une simulation EF avec une loi de comportement élastique isotrope. Il est à noter que comme le méplat est relativement large par rapport à la section droite de la zone utile, le gradient de contrainte macroscopique dans cette zone est significatif. Ce dernier point sera abordé plus tard dans cette partie.

Nuance/ N° d'ép	Limite de fatigue en torsion	$\Sigma_{13,max}$ (MPa) méplat	Nb de cycles d'arrêt	Machine de fatigue (fréquence)
A/A28	93 (MPa)	90	2.5×10^6	Bose (25 Hz)
C/C66	72 (MPa)	80	2.2×10^6	Craktonic(80 Hz)
C/C62	72 (MPa)	90	1.3×10^6	Bose (25 Hz)

TABLE IV.1 – Conditions d'essais en torsion à $R=-1$ réalisés sur des éprouvettes avec méplat pour les mesures d'EBSD

1.2 Analyses des facteurs de Schmid effectif (ESF)

1.2.1 Quelques définitions de base

- Définition de l'orientation d'un cristal

L'orientation cristallographique peut être décrite de différentes manières : matrice de rotation, angles d'Euler, indices de Miller... Nous ne nous attacherons ici qu'à rappeler quelques définitions de conventions sur les angles d'Euler et la matrice de rotation (ou la matrice de passage du repère global vers le repère du cristal).

L'orientation g d'un cristal, c'est-à-dire l'orientation de la base orthonormée directe qui lui est associée $B_c = (a, b, c)$ par rapport à la base orthonormée directe d'un échantillon polycristallin $B_e = (x, y, z)$ peut être décrite à l'aide de 3 rotations successives par les angles d'Euler : $g = (\phi_1, \phi, \phi_2)$ selon la convention de Bunge. Il est nécessaire ensuite de définir des axes autour desquelles sont réalisées les rotations. En métallurgie, la convention

$z - x' - z''$ est généralement adoptée : l'axe z est la base de l'échantillon, l'axe x' est l'axe de la première base intermédiaire et l'axe z'' est l'axe de la deuxième base intermédiaire. Suivant ces conventions, on obtient des rotations représentées en figure IV.2.

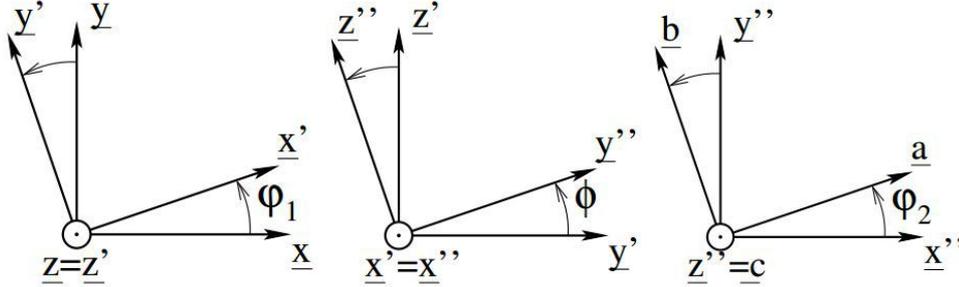


FIGURE IV.2 – Illustration des différentes rotations définissant les 3 angles d'Euler par rapport au repère d'échantillon (i.e. repère macroscopique)

A l'aide de cette définition, la matrice de rotation \underline{G} , autrement dit la matrice de passage du repère global vers le repère du cristal, peut être déterminée à l'aide des équations IV.1.

$$\underline{G} = \underline{G}_{\phi_2} \cdot \underline{G}_{\phi} \cdot \underline{G}_{\phi_1}$$

avec

$$\underline{G}_{\phi_1} = \begin{pmatrix} \cos(\phi_1) & \sin(\phi_1) & 0 \\ -\sin(\phi_1) & \cos(\phi_1) & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}; \underline{G}_{\phi} = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \cos(\phi) & \sin(\phi) \\ 0 & -\sin(\phi) & \cos(\phi) \end{pmatrix}; \underline{G}_{\phi_2} = \begin{pmatrix} \cos(\phi_2) & \sin(\phi_2) & 0 \\ -\sin(\phi_2) & \cos(\phi_2) & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \quad (IV.1)$$

Les coordonnées dans la base d'échantillon d'un vecteur \underline{u}_{ech} peuvent être calculées à partir de ses coordonnées dans la base du cristal \underline{u}_{cr} par l'équation IV.2.

$$\underline{u}_{ech} = \underline{G}^{-1} \cdot \underline{u}_{cr} \quad (IV.2)$$

- Définition du facteur de Schmid effectif

Le facteur de Schmid est défini classiquement pour le chargement uniaxial. Pour un monocristal, le glissement se produit lorsque la cission résolue agissant sur un système de glissement atteint la valeur critique. En sollicitation uniaxiale, la cission résolue agissant sur un système de glissement $s(\underline{n}, \underline{m})$ faisant intervenir les angles $\alpha_n = (\widehat{\underline{n}, \underline{t}})$ et $\alpha_m = (\widehat{\underline{m}, \underline{t}})$ (Figure IV.3) est calculée par l'expression IV.3.

$$\tau^s = \frac{F \cos \alpha_m}{\frac{S_0}{\cos \alpha_n}} = \frac{F}{S_0} \cos \alpha_m \cos \alpha_n = \Sigma_{33} \cos \alpha_m \cos \alpha_n \quad (IV.3)$$

Le facteur de Schmid d'un système de glissement $s(\underline{n}, \underline{m})$ est donc défini pour le chargement uniaxial à l'aide de l'expression suivante :

$$f^s = \frac{\tau^s}{\Sigma_{33}} = \cos \alpha_m \cos \alpha_n \quad (IV.4)$$

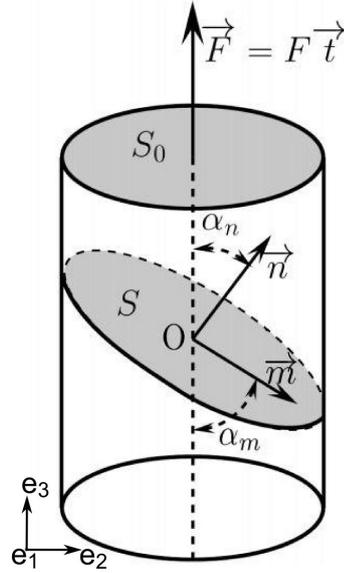


FIGURE IV.3 – Illustration graphique de la loi de Schmid pour la sollicitation uniaxiale

Dans le cas d'une sollicitation multiaxiale, le facteur de Schmid effectif du système de glissement $s(\underline{n}, \underline{m})$ d'un grain peut être défini par l'équation IV.5, comme dans le travail de Robert et al. [85].

$$f_{eff}^s = \max_t \left(\frac{\tau^s(t)}{\Sigma_I(t)} \right) \quad (IV.5)$$

où Σ_I est la plus grande des contraintes principales macroscopique. τ^s est la contrainte de cisaillement résolue agissant sur le système de glissement $s(\underline{n}, \underline{m})$ et donnée à l'équation IV.6.

$$\tau^s = (\underline{\Sigma}(t) \cdot \underline{n}) \cdot \underline{m} \quad (IV.6)$$

où $\underline{\Sigma}$ est le tenseur des contraintes macroscopiques. Il est important de remarquer que les valeurs maximales du facteur de Schmid effectif défini à l'équation IV.5 sont égales à 0.5 pour le chargement uniaxial et à 1.0 pour une sollicitation de cisaillement pur.

Dans le cas d'un polycristal, le facteur de Schmid effectif relatif au système de glissement $s_i(\underline{n}, \underline{m})$ du grain i peut être calculé par les équations IV.5 et IV.6 en remplaçant les tenseurs de contraintes macroscopiques $\underline{\Sigma}$ par les tenseurs de contraintes mésoscopiques $(\underline{\sigma}_i)$ agissant sur le grain i . Dans notre étude, on adoptera l'hypothèse de Sachs [86] dans laquelle il est supposé que l'état de contrainte mésoscopique de tous les grains d'un polycristal est identique à l'état de contrainte macroscopique. Autrement dit, on suppose que $\underline{\sigma}_i = \underline{\Sigma}, \forall i$. En utilisant cette hypothèse, la condition d'équilibre à travers les joints de grains est satisfaite mais la condition de compatibilité n'est pas respectée.

1.2.2 Distributions du facteur de Schmid effectif des nuances A et C pour les chargements de traction et de torsion

La structure cristalline de la matrice α des alliages d'aluminium est cubique face centrée (cfc), avec 12 systèmes de glissement correspondants aux quatre plans de glissement $\{111\}$, chacun présente trois directions de glissement $\langle 110 \rangle$.

A partir des données obtenues grâce aux mesures EBSD, les facteurs de Schmid correspondant aux 12 systèmes de glissement de chaque grain sont déterminés pour les chargements de traction et de torsion à l'aide des équations IV.6 et IV.5. La probabilité cumulée du facteur de Schmid effectif maximal (parmi 12 valeurs relatives aux 12 systèmes de glissement) des grains observés des nuances A et C est présentée à la figure IV.4. On rappelle que pour la nuance A, une surface totale de 9 mm^2 est observée (correspondant à environ 120 grains) alors que le résultat pour la nuance C correspond à l'ensemble des analyses de deux surfaces de 9 mm^2 (correspondant à un nombre total de grains d'environ 130 grains) issues des mesures présentées dans la table IV.1.

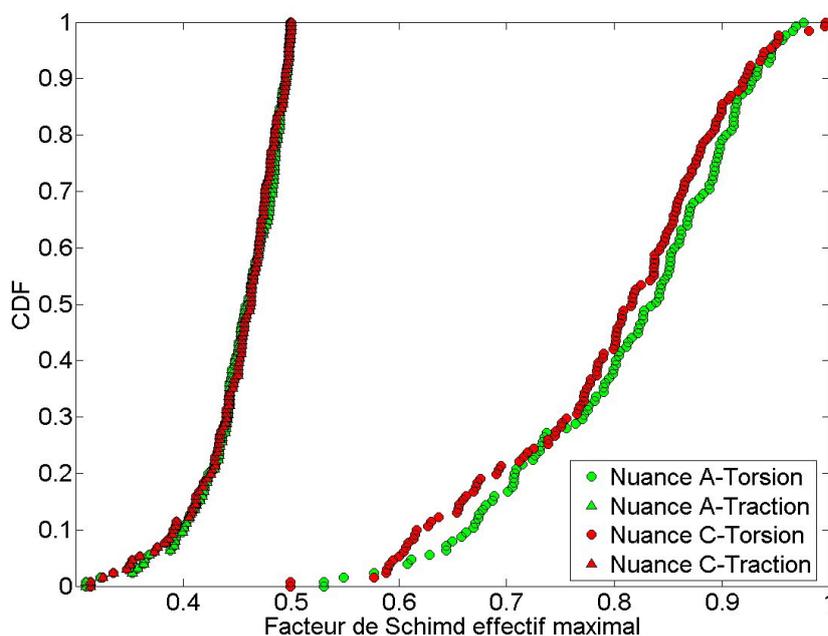


FIGURE IV.4 – Distribution du facteur de Schmid effectif primaire (i.e. la valeur maximale parmi les 12 systèmes de glissement) des nuances A et C pour les chargements de traction et de torsion

On observe que les distributions du facteur de Schmid effectif des nuances A et C sont proches pour les deux modes de chargement. On remarque également que le chargement de torsion présente une gamme de facteur de Schmid effectif plus large que le chargement de traction.

1.3 Rôle de l'orientation cristallographique et des particules de Si dans la formation des BGP

1.3.1 Corrélation entre le glissement observé expérimentalement et les plans de glissement théoriques

Le but de cette analyse est de comparer les traces de glissement observées sur les éprouvettes après déformation (figure IV.5) et les traces des plans de glissement théoriques

IV.1 Influence de la matrice d'aluminium et des particules de silicium dans la formation des BGP

des grains déterminées à partir de l'orientation cristallographique des grains (figure IV.6).

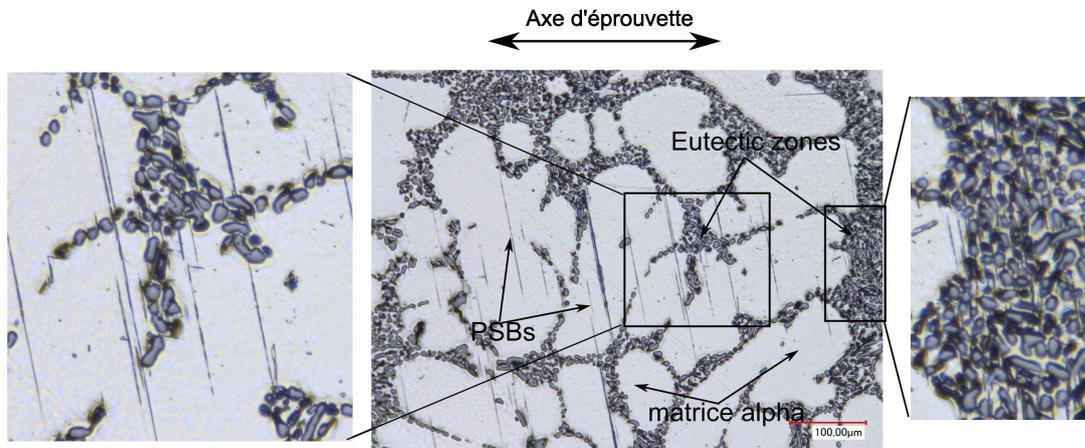


FIGURE IV.5 – Bandes de glissement persistentes observées en microscopie optique dans la matrice d' α d'une éprouvette sous sollicitation de torsion ($\Sigma_{13,max} = 80 \text{ MPa}$, $N=2.2 \times 10^6$ cycles)

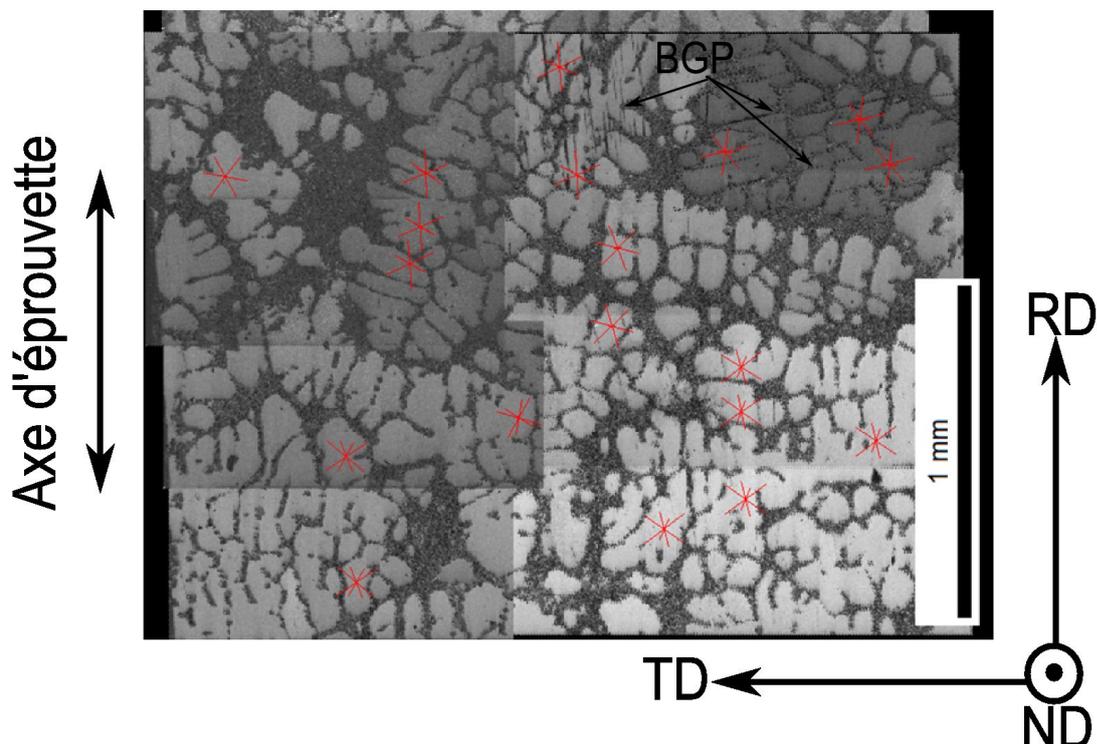


FIGURE IV.6 – Cartographie EBSD en indice de qualité (IQ) d'une zone localisée dans le méplat d'une éprouvette de la nuance C après déformation en torsion ($\Sigma_{13,max} = 80 \text{ MPa}$ à $N = 2.2 \times 10^6$ cycles) montrant des BGP (traits noirs) et comparaison avec les traces de glissement théoriques (droites rouges)

On constate que dans les grains où les BGP apparaissent, la trace observée expérimentalement s'aligne toujours sur une des traces relatives à l'intersection des plans de glissement théoriques avec la surface libre. Des calculs plus détaillés sur les grains dans lesquels sont observées des BGP et permettant d'identifier précisément les plans relatifs aux glissements expérimentaux sont également réalisés. La figure IV.7 présente un exemple de ces calculs.

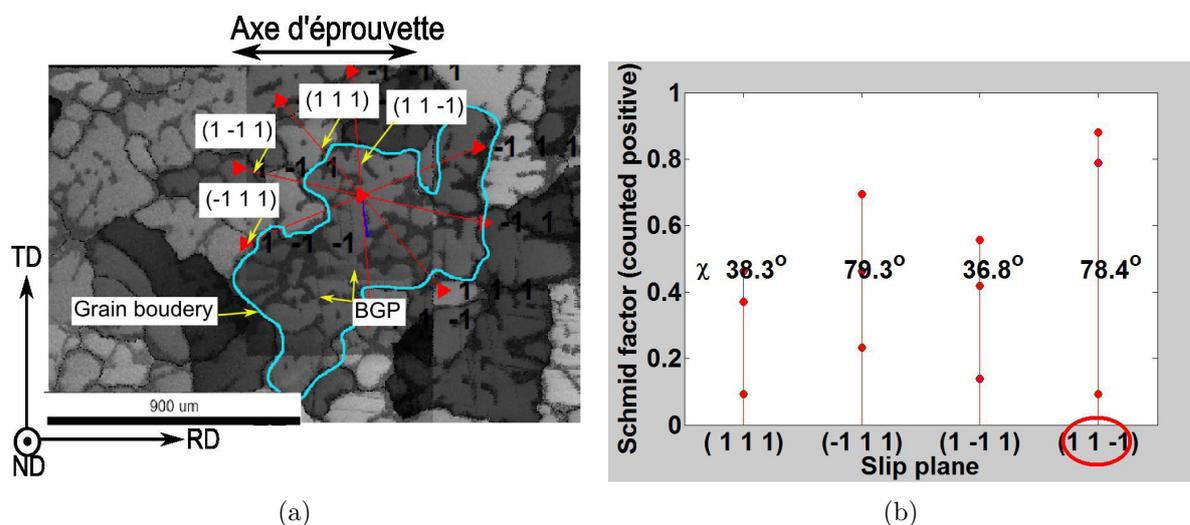


FIGURE IV.7 – a) Illustration des directions de l'intersection des quatre plans de glissement théoriques avec la surface libre d'un grain dans lequel sont observées les BGP ; b) Facteurs de Schmid effectifs des directions de glissement des plans de glissement théoriques, le plan correspondant à la trace de glissement expérimental est entouré en rouge

A la figure IV.7, on observe que la trace de glissement observée expérimentalement correspond au plan (1 1 -1). Ce dernier est le plan de glissement comportant les systèmes de glissement présentant les facteurs de Schmid les plus importants. Cette cohérence est observée sur tous les grains analysés. Néanmoins, il est impossible d'identifier précisément le système suivant lequel les glissements agissent. On suppose alors que les glissements formés sur un plan suivent toujours le système maximisant le facteur de Schmid effectif.

1.3.2 Corrélation entre la cisssion résolue et la formation des BGP

L'analyse présentée dans la section précédente montre une cohérence entre les traces de glissement expérimentales et les glissements théoriques. Dans cette partie, la corrélation entre l'orientation cristallographique et la probabilité de formation des BGP d'un grain est analysée.

Comme discuté, la taille des zones d'observation en EBSD est relativement importante par rapport à la section droite de la zone utile de l'éprouvette, le gradient des contraintes macroscopiques dans la zone d'observation (Figure IV.8) est non négligeable et peut affecter l'analyse de la probabilité d'apparition des BGP. Ainsi, l'emploi du facteur de Schmid effectif ne nous permet pas d'établir proprement la relation entre la formation des BGP et l'orientation cristallographique de grain. En conséquence, la cisssion résolue est préférée pour analyser la dépendance de la formation des BGP à l'orientation cristallographique.

- Calcul de la cission résolue

+ Analyse par élément finis du champ des contraintes sur le méplat

Une simulation numérique par éléments finis avec un comportement élastique isotrope a été réalisée à l'aide du logiciel ABAQUS pour analyser l'état de contrainte sur le méplat. Le champ de contrainte de cisaillement Σ_{13} au niveau du méplat est présenté à la figure IV.8. On observe que le gradient de contrainte suivant l'axe e_1 est significatif, en particulier dans la zone proche du bord du méplat alors que suivant l'axe e_3 , l'évolution de la contrainte n'est pas significative. Quant à l'effet du gradient en profondeur (i.e. suivant l'axe e_2), nous ne disposons pas de moyen dans notre étude pour le quantifier.

+ Calcul de la cission résolue maximale

A l'aide du champ de contrainte déterminé par simulation EF, la cission résolue maximale agissant sur le grain i est ensuite calculée grâce à l'équation IV.7.

$$\tau_i = \max_s \left(f_{eff,i}^s \right) \Sigma_{I,i} \quad (\text{IV.7})$$

avec $\max_s \left(f_{eff,i}^s \right)$ le facteur de Schmid effectif maximal du grain i identifié dans la section 1.2 et $\Sigma_{I,i}$ la plus grande des contraintes principales au barycentre du grain i , déterminée à l'aide de la simulation EF. Il faut rappeler que dans ce calcul on fait appel à l'hypothèse de Sachs [86] dans laquelle est supposé que l'état de contrainte mésoscopique de tous les grains d'un polycristal est identique à l'état de contrainte macroscopique.

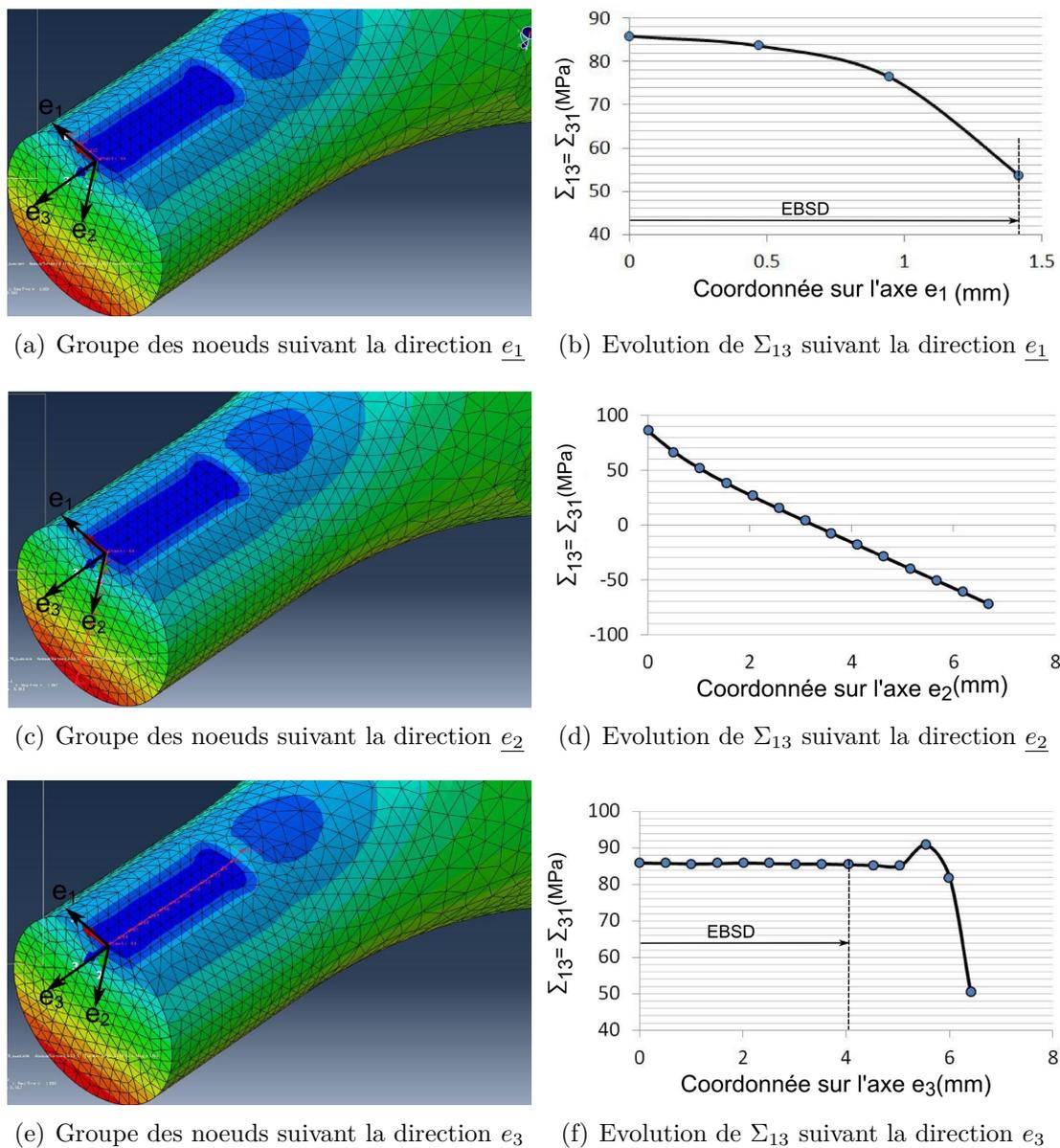


FIGURE IV.8 – Gradients de la contrainte Σ_{13} dans le méplat sous chargement de torsion avec un couple de torsion $M = 4.714 \text{ Nm}$ (qui correspond à une contrainte de cisaillement Σ_{13} en surface d'une éprouvette de diamètre de 7 mm sans méplat égale à 70 MPa)

- Résultats et discussion

Les figures IV.9, IV.10 et IV.11 présentent l'évolution de la fraction de grains avec BGP sur le nombre total de grains en fonction de la cission résolue maximale correspondant aux trois essais présentés en table IV.1.

Les résultats obtenus montrent une forte dépendance entre la fraction des grains avec BGP et la cission résolue maximale : plus la cission résolue est importante, plus la fraction de grains avec BGP sur le nombre total de grains est élevée. Afin de quantifier l'effet de la microstructure sur la fraction des grains avec BGP, la figure IV.12 présente la comparaison

IV.1 Influence de la matrice d'aluminium et des particules de silicium dans la formation des BGP

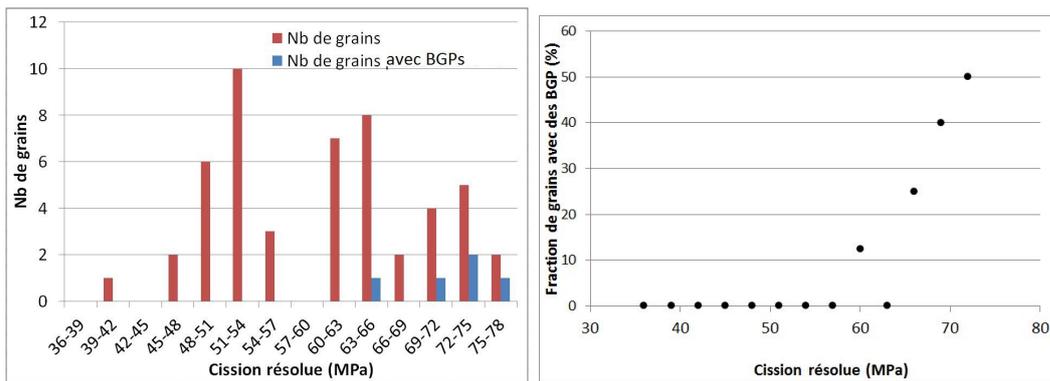


FIGURE IV.9 – Fraction de grain avec des BGP sur le nombre total de grains, observée sur l'éprouvette C66 de la nuance C sous chargement de torsion $\Sigma_{13,a} = 80$ MPa, $N = 2.2 \times 10^6$ cycles

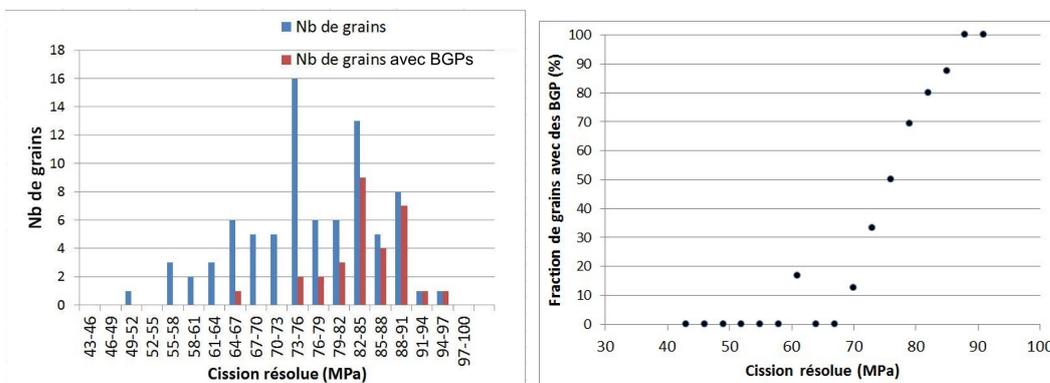


FIGURE IV.10 – Fraction de grain avec des BGP sur le nombre total de grains, observée sur l'éprouvette C62 de la nuance C sous chargement de torsion $\Sigma_{13,a} = 90$ MPa, $N = 1.3 \times 10^6$ cycles

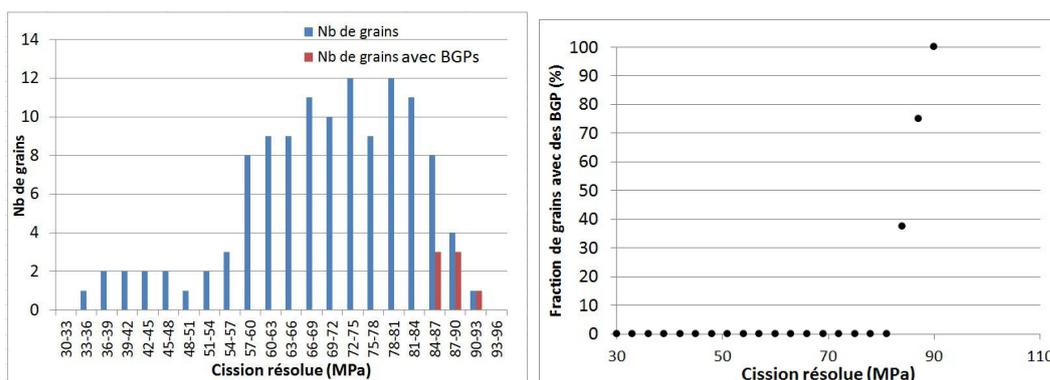


FIGURE IV.11 – Fraction de grain avec des BGP sur le nombre total de grains, observée sur l'éprouvette A28 de la nuance A sous chargement de torsion $\Sigma_{13,a} = 90$ MPa, $N = 2.5 \times 10^6$ cycles

des trois essais présentés.

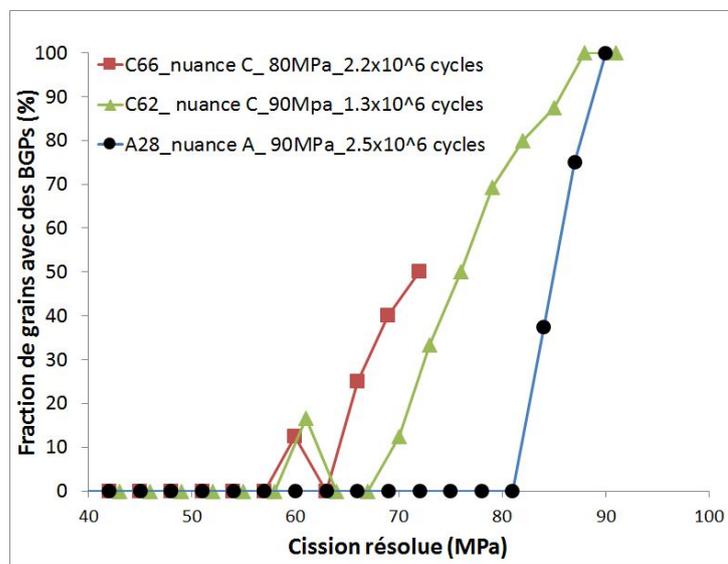


FIGURE IV.12 – Comparaison des probabilités d'apparition des BGP des trois éprouvettes testées

Tout d'abord, en comparant deux éprouvettes de la nuance C, C66 et C62, il est montré que la fraction de grains avec BGP dépend non seulement de la cission résolue maximale mais aussi du nombre de cycles de sollicitation. A un même niveau de cission résolue maximale, plus le nombre de cycles de sollicitation est important, plus la fraction de grains avec BGP relative à ce niveau de cission résolue est élevée. Ce phénomène a également été observé dans les travaux sur le cuivre pur d'Agbessi et al. [87] et de Stanzl-Tschegg et al. [88].

La comparaison entre l'éprouvette de la nuance C, C66, et celle de la nuance A, A28, montre l'influence de la matrice d'aluminium sur la formation des BGP. En effet, ces deux éprouvettes ont été cyclées jusqu'à des nombres de cycles proches (2.2×10^6 et 2.5×10^6 cycles). Cependant, un écart important au niveau de la cission résolue de seuil de formation des BGP a été observé. Cet écart peut être analysé sous l'angle de différentes caractéristiques microstructurales. La première caractéristique est la différence du taux de durcissement par précipitation de la matrice d'aluminium. En effet, la nuance A ($AlSi7Cu05Mg03-KT7$) présente des précipités durcissants qui sont majoritairement les précipités binaires $\beta'(Mg_2Si)$ et quaternaires $Q''/Q'(Al_5Cu_2Mg_8Si_7)$. Due à l'absence de cuivre dans la composition chimique, la structure de précipitation des nuances B et C sera, a priori, moindre en termes de résistance au glissement cristallographique. On observe notamment des micro-duretés différentes de la phase d'aluminium des trois nuances : la dureté de la matrice d'aluminium de la nuance A (113.8 ± 2.8 Hv0.025) est la plus élevée alors que celles des nuances B (99 ± 9 Hv0.01) et C (92 ± 13 Hv0.01) sont assez proches compte tenu de la dispersion des mesures.

Une autre caractéristique microstructurale d'intérêt est la SDAS. La nuance C présente une SDAS plus grossière ($SDAS_{moyenne} = 91.4 \mu m$) que celle de la nuance A ($SDAS_{moyenne} = 42.3 \mu m$). Néanmoins, on ne dispose pas de moyen pour quantifier l'in-

IV.1 Influence de la matrice d'aluminium et des particules de silicium dans la formation des BGP

fluence de cette caractéristique sur l'écart du seuil de cisssion résolue relative à la formation des BGP entre les nuances A et C.

On constate également que les seuils de formation des BGP montrés dans la figure IV.12 sont en accord avec les limites de fatigue en torsion à 2.10^6 cycles des nuances A ($\tau_{D,a}/\tau_{seuil,2.5 \times 10^6 cyc}^{BGP} = 1.15$) et C ($\tau_{D,a}/\tau_{seuil,2.2 \times 10^6 cyc}^{BGP} = 1.14$).

1.3.3 Rôle de particules de Si dans la formation de BGP

Les observations en microscopie optique des zones avec des BGP (figure IV.13) ont montré que la plupart des BGP apparaissent au voisinage des particules de silicium. Cette constatation suggère que la présence des particules de silicium peut favoriser la formation des BGP.

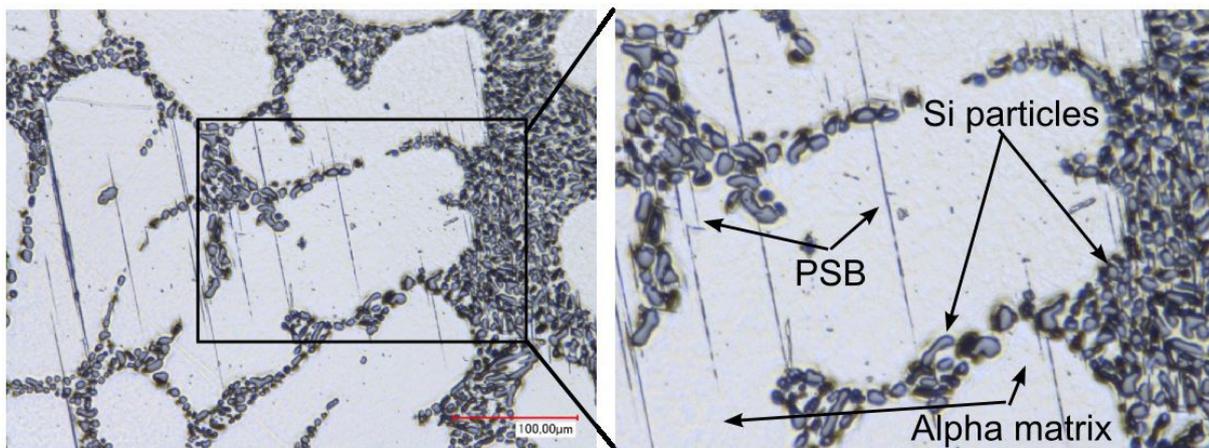


FIGURE IV.13 – Observation en microscopie optique sur une zone avec des BGP

Cependant, en comparant le facteur de Schmid effectif des dendrites avec BGP et celles sans BGP (figure IV.14), on observe que les BGP ne se forment que sur les grains ayant les facteurs de Schmid effectifs importants (grains 1 et 4). Aucune BGP n'a été observée dans les grains 2 et 3.

A partir de ces analyses, les conclusions suivantes peuvent être proposées pour le chargement de torsion à $R=-1$:

- l'orientation cristallographique et le taux de durcissement par précipitation sont les facteurs définissant dans quel grain et à quel niveau de contrainte se forment les BGP ;
- les particules de Si semblent favoriser la formation des BGP, et ceci si la condition précédente relative à l'orientation cristallographique est satisfaite.

Il est important de rappeler que ces résultats sont obtenus pour le chargement de torsion. Cependant, il n'est pas déraisonnable de penser que ces conclusions sont également valables pour le chargement uniaxial à $R=-1$ pour les matériaux sans pore car l'amorçage de fissure relatif à la formation de BGP est principalement observé et aucune particule de Si ou d'intermétallique n'est observée sur les sites d'amorçage. Néanmoins, pour une condition de chargement avec contrainte hydrostatique plus élevée (par exemple avec les rapports de charge positifs), ces conclusions ne semblent plus valables. La caractérisation "rapide" sur nuance C ainsi que le travail de Dezecot et Brochu [14] sur la FGNC des alliages

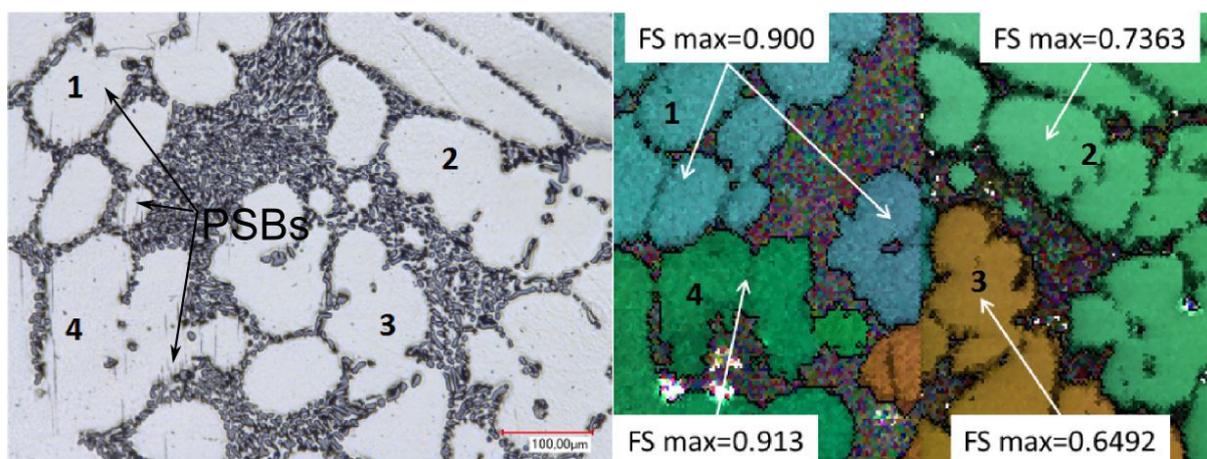


FIGURE IV.14 – Corrélation du facteur de Schmid avec l'apparition des BGP des grains

A357 montrent un rôle plus significatif des particules de Si et/ou intermétallique pour des chargements uniaxiaux à $R=0.1$ car les auteurs observent des rupture/décohésions des particules de Si au niveau des sites d'amorçage.

2 Influence de la taille de pores sur la tenue en fatigue

L'influence de la taille des pores sur la tenue en fatigue est analysée de manière **quantitative** dans cette partie. Pour cela, on s'intéresse à la corrélation entre la limite de fatigue et la taille de pores à l'origine de l'amorçage des fissures principales observées sur les faciès de rupture.

Comme indiqué dans le chapitre III, les fissures de fatigue dans les nuances avec pores (nuances A et B) pour les chargements uniaxial et de traction-torsion combinées s'amorcent toujours au niveau des pores. Pour le chargement de torsion, le rôle des pores est moindre. Dans cette partie l'effet de la taille de pores sera analysé en fonction du mode de chargement.

2.1 Effet de la taille de pore pour les chargements uniaxial et de traction-torsion combinées

2.1.1 Diagramme de Kitagawa-Takahashi

Deux méthodes d'essai de fatigue (méthode stair-case et méthode de locati) ont été appliquées conjointement (figure IV.15) afin d'obtenir un maximum d'informations à partir des essais conduits. Les éprouvettes ont été d'abord testées par la méthode de stair-case pour obtenir la limite de fatigue moyenne des nuances étudiées. Ensuite, les éprouvettes non rompues après 2.10^6 cycles ont été cyclées de nouveau à un niveau de contrainte plus important avec un pas de 10 MPa. Cette étape est répétée jusqu'à la rupture avant 2.10^6 cycles des éprouvettes. Ce protocole nous permet d'avoir d'une part la limite de fatigue

IV.2 Influence de la taille de pores sur la tenue en fatigue

N° épr.		1	2	3	4	5	6	7	8
		B70	B64	B61	B06	B56	B69	B66	B03
σ_s (MPa)	R								
120	-1.00								
110	-1.00								
100	-1.00								
90	-1.00								
80	-1.00			X	X				
70	-1.00	X	X	O		X			X
60	-1.00		O				X		O
50	-1.00							X	O
40	-1.00								O
N		662181	817254	2E+06	1E+06	819193	2E+06	1793079	2E+06
(area) ^{0.5}		1212	411	379	407	1064	906	970	387
Nature		MR	MR	MR	GAZ	MR	MR	MR	MR

FIGURE IV.15 – Exemple des essais de fatigue, le X correspond à la rupture et le O correspond à la survie des éprouvettes. N correspond au nombre de cycles de rupture du dernier palier de contrainte. $(area)^{0.5}$ est relative à la taille de pores à l'origine de l'amorçage de fissure et *Nature* correspond à la nature des pores, MR -pores de micro-retrait, Gaz-pores gazeux

et la dispersion associée (à l'aide de la méthode de l'escalier) et d'autre part la relation directe entre la contrainte à rupture et la taille du pore à l'origine de l'amorçage de la fissure principale (à l'aide de la méthode de locati). De plus, on peut obtenir également la distribution de la taille des pores critiques issus de toutes les éprouvettes testées.

Dans la figure IV.15, on présente également deux paramètres géométriques de pores à l'origine de l'amorçage de fissure, observés sur faciès de rupture de l'éprouvette en MEB. Il s'agit de la taille de pore, \sqrt{area} , et de la nature de pore (*MR* correspond aux pores de micro-retrait et *Gaz* est relatif aux pores gazeux). La mesure de la taille de pore est illustrée à la figure IV.16. L'identification de la nature des pores est faite de manière visuelle (les pores gazeux présentant des géométries moins tortueuses que les pores de micro-retrait). Les résultats de l'ensemble des essais réalisés sont présentés en annexe A.

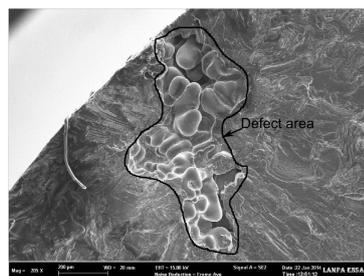


FIGURE IV.16 – Mesure de l'aire d'un pore à l'origine de l'amorçage d'une fissure principale au MEB

La relation entre la taille des pores et l'amplitude de la plus grande contrainte principale appliquée est présentée en figure IV.17.

On observe clairement que l'augmentation de la taille de pore entraîne un abaissement de la contrainte principale relative à la rupture des éprouvettes pour les deux nuances. Néanmoins, on constate également une dispersion importante des résultats dans ces diagrammes.

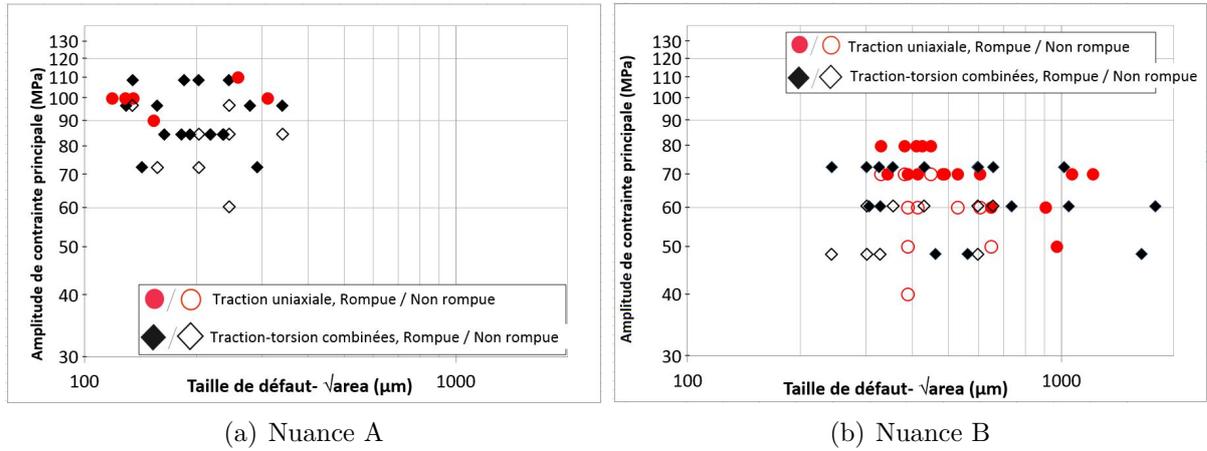


FIGURE IV.17 – Diagramme de Kitagawa-Takahashi des nuances A et B sous chargements uniaxial et de traction-torsion combinées à $R=-1$

Afin de proposer un critère permettant de prédire la relation entre la taille de pore et la limite de fatigue, on présente les valeurs moyennes ainsi que les écart-types relatifs aux limites de fatigue ainsi qu'aux tailles de pores dans les diagrammes de Kitagawa-Takahashi (figures IV.18(a) et IV.18(b)). Il faut noter que la moyenne et l'écart-type relatif aux limites de fatigue sont déterminés à l'aide de la méthode de stair-case et les essais de Locati ne sont pas considérés. Quant à la taille de pore, la valeur moyenne et l'écart-type sont identifiés à partir de l'ensemble des tailles de pores à l'origine de l'amorçage observées au MEB sur les faciès de rupture de toutes les éprouvettes (rompues soit par la méthode stair-case, soit par la méthode de locati). Les écarts-types sont utilisés pour estimer les barres d'erreur illustrées dans les diagrammes IV.18(a) et IV.18(b). Les barres d'erreur horizontales correspondent à la probabilité d'occurrence de taille de pore de 10% à 90% et les barres d'erreur verticales sont relatives à une probabilité de rupture d'éprouvettes de 10% à 90%.

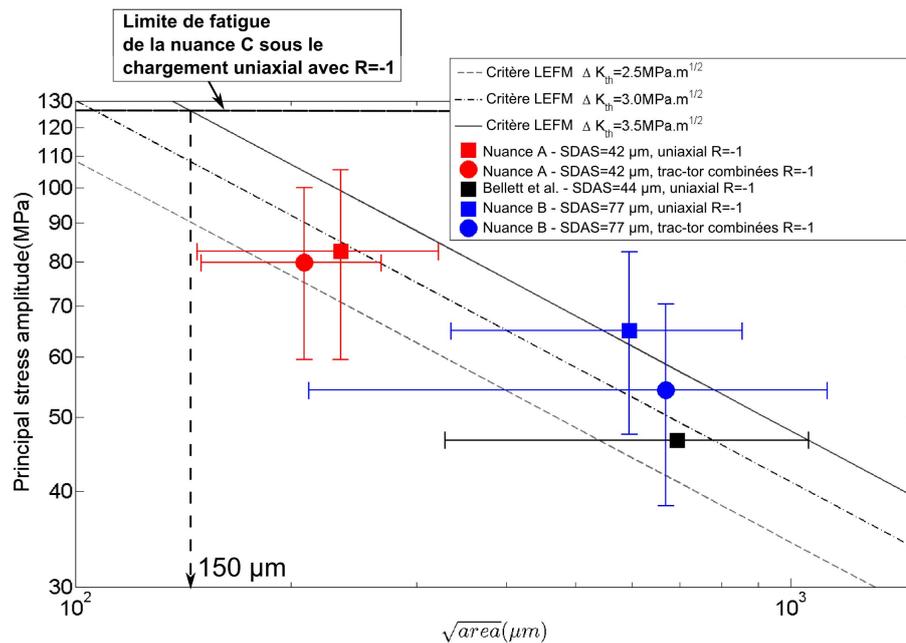
Par ailleurs, dans l'objectif d'analyser l'effet de la SDAS, deux autres données de fatigue obtenues dans le travail de Bellett et al. [89] sont également présentées. Ce travail a concerné le comportement en FGNC sous chargement uniaxial avec les rapports de charge $R=-1$ et $R=0.1$ d'un alliage d'Al-Si de fonderie ayant une microstructure très proche de la nuance A en termes de SDAS et de composition chimique. Cette nuance présente néanmoins des pores de taille plus élevée que la nuance A.

Les données expérimentales sont comparées avec l'approche basée sur la mécanique linéaire de la rupture (i.e. critère de LEFM) qui s'exprime par l'équation IV.8.

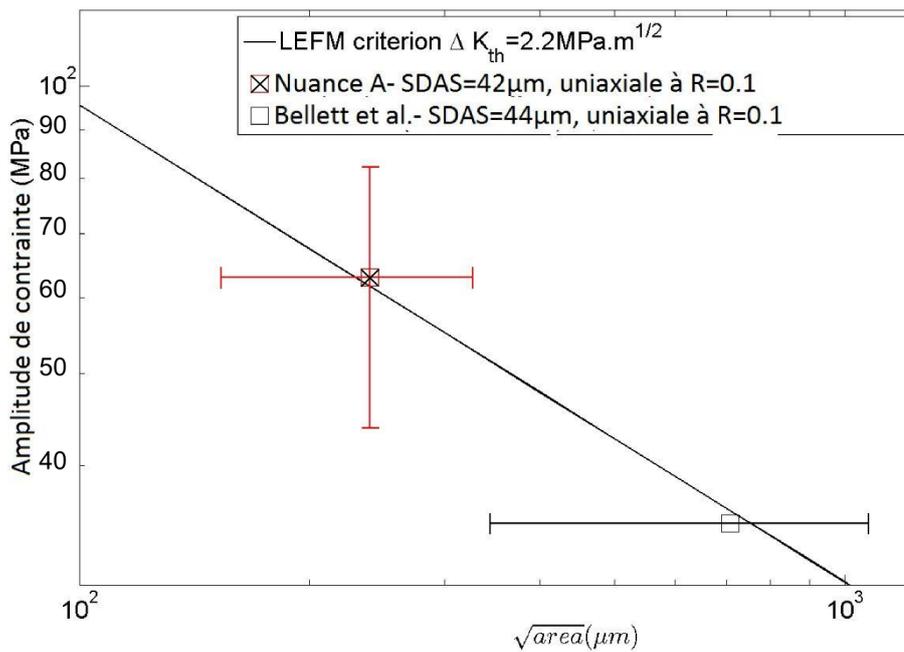
$$\Delta\Sigma = \frac{\Delta K_{th}}{Y\sqrt{\pi\sqrt{aire}}} \quad (IV.8)$$

avec Y le facteur de forme de pore égal à 0.65 pour les pores localisés à la surface d'éprouvette, d'après Murakami [76]. Concernant le seuil du facteur d'intensité de contrainte ΔK_{th} , trois valeurs $\Delta K_{th} = 2.5, 3.0$ et $3.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ (pour le rapport de charge $R=-1$) et $\Delta K_{th} = 2.2 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ (pour le rapport de charge $R=0.1$) sont choisies de manière arbitraire.

IV.2 Influence de la taille de pores sur la tenue en fatigue



(a) Traction-compression et traction-torsion combinées à R=-1



(b) Traction-traction à R=0.1

FIGURE IV.18 – Corrélation entre les limites de fatigue sous chargement uniaxial des nuances A, B et un troisième alliage issu du travail de Bellett et al. avec la prédiction numérique du critère de LEFM

On observe à la figure IV.18 que les choix de ΔK_{th} utilisés sont relativement adaptés pour prédire la limite de fatigue sous chargement uniaxial. Néanmoins, ces valeurs sont largement inférieures aux seuils ($\Delta K_{th,total}$) de propagation de fissure longue des trois

nuances A, B et C. Pour le rapport de charge $R=-1$, ces derniers ont été déterminés entre 7 et 9 $\text{MPa}\sqrt{m}$ (voir la section 3 du chapitre III). Pour le rapport de charge $R=0.1$, de nombreux travaux de la littérature [90, 17, 83, 82, 91] ont conduit à des valeurs de ΔK_{th} comprises entre 3.5 et 6 $\text{MPa}\sqrt{m}$. Ce constat peut être expliqué par l'effet de fissure courte et/ou l'effet de fermeture pour les fissures de fatigue naturelles amorcées à partir de pore.

Dans le paragraphe précédent, on a comparé la valeur "totale" du seuil de propagation ΔK_{th} entre les fissures amorcées à partir d'un pore et les fissures longues. On s'intéresse maintenant à la comparaison de la valeur "effective" du seuil de propagation $\Delta K_{th,eff}$. Pour la propagation de fissure à partir de pore, on suppose que $\Delta K_{th,eff}$ correspond à la partie positive du cycle de chargement. On trouve alors que $\Delta K_{th,eff} = \Delta K_{th}/2 \approx 1.8 \text{ MPa}\sqrt{m}$ à $R=-1$ pour la nuance B. Pour les fissures longues, on a constaté à la section 3.2 du chapitre III une valeur $\Delta K_{th,eff} \approx 1 \text{ MPa}\sqrt{m}$ pour les trois nuances. Ainsi, on constate que $\Delta K_{th,eff}$ relatif à la fissure amorcée à partir de pore est supérieure à celle mesurée pour la fissuration des fissures longues. Deux explications peuvent être proposées. La première concerne la dispersion importante du seuil de propagation des fissures amorcées à partir de pore due à l'influence de la microstructure. La deuxième est qu'une force d'ouverture **positive** peut intervenir, même pour une fissure amorcée à partir de pore, pour ouvrir totalement la fissure, ou autrement dit $\Delta K_{th,eff} < \Delta K_{th}/2$ à $R=-1$, du fait de la taille importante de pores des alliages étudiés. En plus de ces deux explications, la forte sensibilité des résultats des mesures de la force d'ouverture dans les essais de fissuration (présentées à la section 3.2 du chapitre III) doit être prise en compte.

On observe également que les pentes de la relation $\sigma_{I,a}$ et \sqrt{area} de la nuance A et celle issue du travail de Bellett et al. sont très proches de 1/2 pour les chargements uniaxiaux à $R=0.1$ et $R=-1$ ainsi que pour le chargement de traction-torsion combinées. En notant que ces deux alliages ont la même SDAS et la même composition chimique, il semble que le critère basé sur la mécanique linéaire de la rupture soit approprié quand la microstructure reste inchangée. En comparant la valeur de ΔK_{th} estimée pour la nuance A sous chargement uniaxial à $R=-1$ ($\Delta K_{th} = 3.0 \text{ MPa}\sqrt{m}$) avec celle relative à $R=0.1$ ($\Delta K_{th} = 2.2 \text{ MPa}\sqrt{m}$), l'effet du rapport de charge est donc mis en évidence. On notera de plus que la comparaison de la limite de fatigue de la nuance sans pore (nuance C) avec les droites du critère de LEFM peut faire apparaître une taille critique de pore $\sqrt{area} \approx$ de 100 à 200 μm pour les chargements uniaxial et de traction-torsion à $R=-1$. Cette constatation est en accord avec le résultat reporté dans le travail de Brochu et al. [37] sur un alliage A357-T6 sous chargement uniaxial à $R=-1$. Les auteurs ont constaté une taille de pore critique $\sqrt{area} \approx 155 \mu m$.

La comparaison des limites de fatigue sous chargement uniaxial à $R=-1$ des nuances A, B et celle du travail de Bellett et al. montre que la valeur de ΔK_{th} des fissures augmente quand la SDAS augmente. Néanmoins, comme pour les alliages d'aluminium de fonderie étudiés, la taille de grain et la SDAS sont généralement proportionnelles (figure IV.19), on ne peut pas dissocier l'effet de la SDAS de celui de la taille de grain sur la variation de ΔK_{th} . *Ainsi, cette analyse nous permet de conclure uniquement sur l'effet du couple (SDAS, taille de grain) mais pas sur les effets de chacune des deux caractéristiques microstructurales.*

Une des explications possibles de l'effet du couple (SDAS, taille de grain) sur l'augmentation du seuil ΔK_{th} est basée sur les observations expérimentales de Serrano et al.

IV.2 Influence de la taille de pores sur la tenue en fatigue

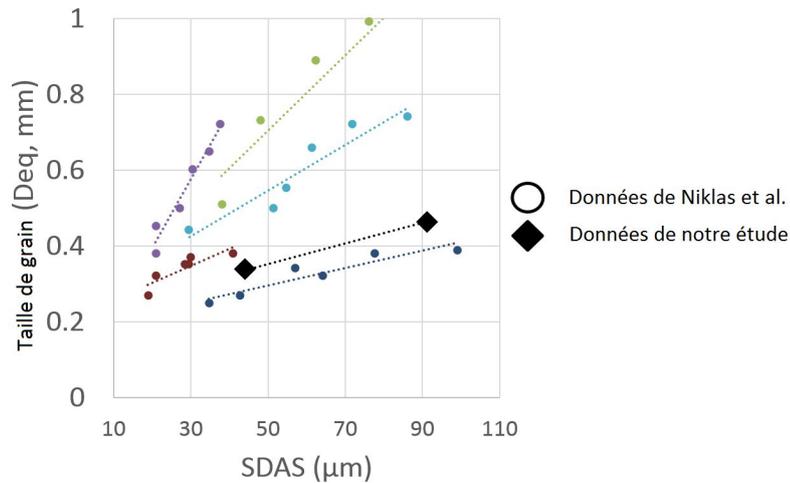


FIGURE IV.19 – Relation entre la taille de grain et la SDAS d'un alliage A356 reportée dans le travail de Niklas et al. [25] et les alliages de notre étude

[9] présentées à la figure III.17 dans la section 2.1.2 du chapitre III. On a constaté que la vitesse de propagation en mode intergranulaire est plus importante que celle en mode intragranulaire dans la première phase d'amorçage et de propagation d'une fissure à partir de pore. Cette première phase semble dominante dans les alliages étudiés pour le domaine de FGNC du fait que la taille de grain est relativement importante par rapport à celle de pores. L'augmentation de la taille de grain a tendance à diminuer la probabilité de trouver un joint de grain ayant la direction favorable au sens du chargement et ainsi forcer l'amorçage et la propagation des fissures en mode intragranulaire. Du fait de la faible vitesse de propagation au premier instant de propagation de la fissure courte, le seuil de propagation ΔK_{th} dans l'application du critère de LEFM augmente. La figure IV.20 illustre graphiquement cette explication.

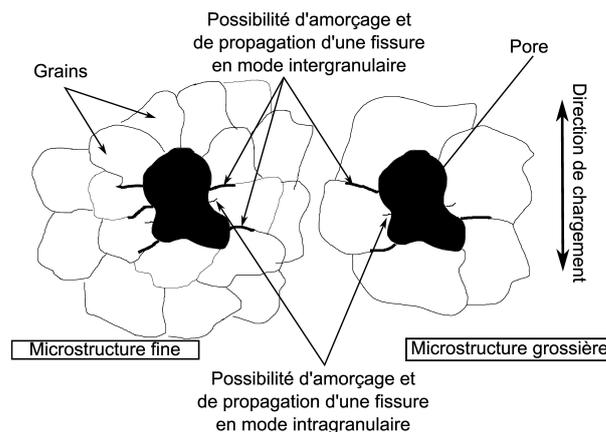


FIGURE IV.20 – Illustration graphique de la probabilité d'amorçage et de micro-propagation de fissure de fatigue à partir d'un pore dans une microstructure fine et une microstructure grossière. Taille de grain \approx taille de pore

2.1.2 Relation entre la dispersion de la distribution de taille de pore critique et celle de la limite de fatigue

Il est montré que pour les chargements de traction-compression et de traction-torsion combinées, la porosité est le facteur principal entraînant l'amorçage des fissures de fatigue. On cherche à établir dans cette partie la relation entre la **dispersion relative** de la taille de pore et celle de la limite de fatigue. La taille de pore reportée correspond aux pores à l'origine de l'amorçage des fissures principales observées au MEB.

La figure IV.21 montre la relation entre la dispersion relative de taille de pores et celle de limite de fatigue des nuances A et B pour les chargements de traction $R=-1$ et de traction-torsion combinées $R=-1$. Les nombres indiqués dans cette figure correspondent aux nombres de pores mesurés au MEB pour déterminer la dispersion relative de la taille de pore.

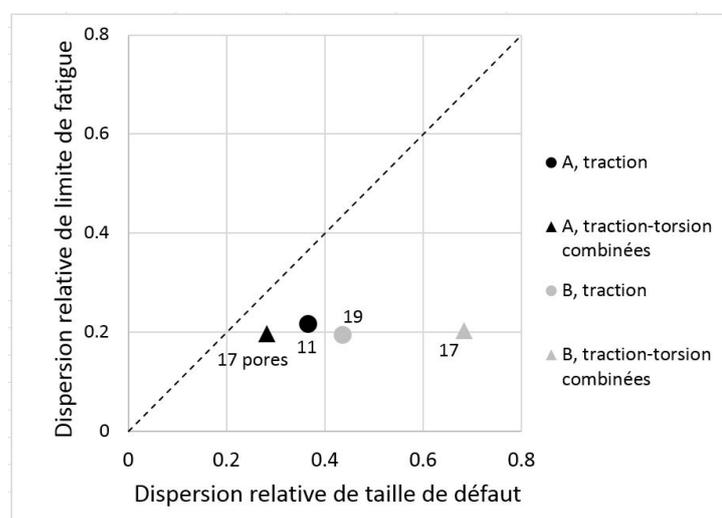


FIGURE IV.21 – Relation entre la dispersion relative de taille de pore et celle relative à la limite de fatigue

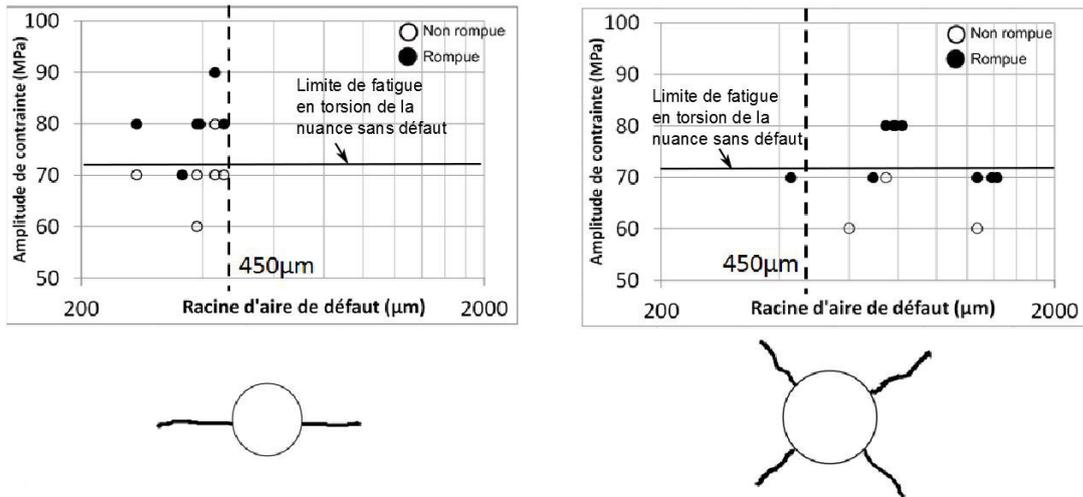
On constate, sans pouvoir l'expliquer, que les dispersions relatives de la limite de fatigue semblent constantes et indépendantes de la dispersion relative de taille de pore pour différents modes de chargement ainsi que pour différentes nuances. Par ailleurs, les dispersions relatives de limite de fatigue sont systématiquement inférieures à celles de la taille de pore. On pourra nuancer cette constatation par le fait que le nombre d'essais utilisé dans la méthode de l'escalier reste insuffisant pour déterminer avec un niveau de confiance élevé l'écart type associé à la limite de fatigue des alliages étudiés.

2.2 Effet de la taille de pores pour la sollicitation de torsion

Dans la partie 2.2 du chapitre III portant sur la caractérisation des mécanismes d'endommagement en fatigue sous chargement de torsion à $R=-1$, il a été montré une compétition entre l'amorçage de fissure à partir des BGP (mécanisme 1) et la propagation de fissure à partir des pores (mécanisme 2) pour la nuance B. Ces deux mécanismes entraînent deux trajets de fissures principales très différents (figure III.26). Ces deux trajets

IV.3 Influence de la population de pores sur la tenue en fatigue

de fissure sont schématisés à la figure IV.22. La taille de pores à l'origine de l'amorçage de fissure principale correspondant à chaque trajet de fissure est mesurée et présentée à la figure IV.22. Il faut noter qu'il est difficile d'identifier le site d'amorçage sur les faciès de rupture des éprouvettes relatives au mécanisme 1 (c'est-à-dire quand l'amorçage et la propagation sont gouvernés par le cisaillement). Lorsque le site d'amorçage ne peut être identifié, la taille de pore relative à ce mécanisme correspond au pore le plus grand observé sur le faciès de rupture.



(a) Amorçage et propagation gouvernés par le mode de cisaillement (b) Amorçage au niveau d'un pore et propagation en mode d'ouverture

FIGURE IV.22 – Relation entre la taille de pore et le niveau de contrainte à rupture pour le chargement de torsion à $R=-1$ pour la nuance B

On constate qu'il existe un seuil de $\sqrt{area} \approx 450 \mu m$ délimitant les deux modes d'endommagement. Le mécanisme 1 (c'est-à-dire l'amorçage et la propagation gouvernés par le cisaillement) est dominant si la taille de pore maximale est inférieure à $450 \mu m$ alors que si la taille de pore est supérieure à ce seuil, le mécanisme relatif à l'amorçage au niveau de pores et à la propagation en mode d'ouverture est dominant. En conséquence, il semble que la taille de pore critique en FGNC sous chargement de torsion à $R=-1$ est de l'ordre de $\sqrt{area} \approx 450 \mu m$. A titre de comparaison, cette valeur est largement supérieure à la taille de pore critique $\sqrt{area} \approx 100$ à $200 \mu m$ sous chargements uniaxial et de traction-torsion combinées à $R=-1$ constatée précédemment. Cette constatation met de nouveau en évidence une faible influence de la porosité sur la tenue en fatigue sous chargement de torsion par rapport au chargement uniaxial.

3 Influence de la population de pores sur la tenue en fatigue

Dans la partie précédente, l'influence de la taille de pores sur la tenue en fatigue a été caractérisée. Cependant, cette analyse n'a concerné que des pores critiques, c'est-à-dire les

pores qui sont à l'origine de l'amorçage des fissures principales. On s'intéresse maintenant à l'influence de l'ensemble de pores localisés dans le volume sollicité. Plus précisément, on analysera dans un premier temps la compétition entre des pores proches de la surface libre et des pores à cœur. Dans un second temps, l'influence de la population de pores dans le volume sollicité est abordée.

Pour cela, on se base sur les observations en micro-tomographie sur des éprouvettes testées en fatigue. Les démarches réalisées relatives à ces observations ont été présentées à la section 1.3.2 du chapitre II.

3.1 Effet de la position spatiale des pores

Comme présenté au chapitre II, 10 éprouvettes de la nuance B et 5 éprouvettes de la nuance A ont été observées. Comme la taille des éprouvettes est importante (diamètre de zone utile de 7 mm) et que les chargements appliqués sont élevés, on ne dispose pas de montage expérimental approprié pour la réalisation d'essais in-situ. Pour chaque éprouvette, une seule observation en micro-tomographie est réalisée. Cette observation est effectuée après cyclage (sous chargement uniaxial à $R=-1$) dans la zone contenant la fissure principale. Les volumes observés balayent toute la section droite de l'éprouvette avec la largeur de 8 mm environ. La figure IV.23 présente un schéma illustrant le volume d'observation en tomographie sur l'éprouvette fissurée. Concernant le chargement, les éprouvettes ob-

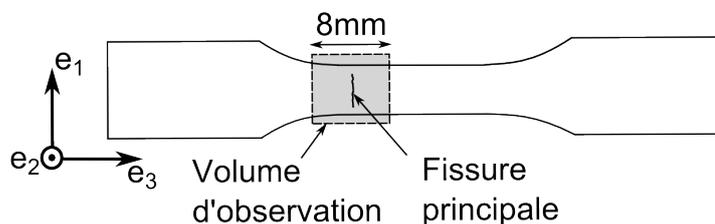


FIGURE IV.23 – Volume d'observation en tomographie avec la fissure principale

servées en micro-tomographie sont issues des essais en fatigue sous chargement uniaxial à $R=-1$ par la méthode stair-case (Figure IV.24). Le nombre N indiqué correspond au nombre de cycles à rupture relatif au dernier palier.

A l'aide du seuillage par différents niveaux de gris, la fissure ainsi que le pore à l'amorçage sont distingués. Les figures IV.25 illustrent les étapes de seuillage successives pour révéler une fissure et le pore à l'amorçage. La figure IV.26 présente le rendu en 3D d'une fissure et le pore associé après seuillage.

Après le seuillage, le volume ainsi que la position spatiale des pores sont estimés. Les figures IV.27 présentent la taille et la position spatiale des pores observés des trois éprouvettes de la nuance A et des trois éprouvettes de la nuance B. La position spatiale correspond à la distance du barycentre des pores par rapport à la surface libre de l'éprouvette. Chaque point correspond à un pore. Les points rouges les plus gros sont relatifs aux pores à l'origine de l'amorçage des fissures principales alors que les points rouges les plus petits correspondent aux pores à l'amorçage des fissures secondaires. Ces fissures sont définies par une taille plus petite que la fissure principale et ne sont pas liées à la

IV.3 Influence de la population de pores sur la tenue en fatigue

		NUANCE B										NUANCE A				
N° épr.	R	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
σ_s (MPa)	R	B10	B18	B19	B20	B30	B31	B32	B48	B49	B43	A01	A23	A24	A25	A30
120	-1.00															
110	-1.00												X			X
100	-1.00											X	o	X	X	
90	-1.00											O	o		o	
80	-1.00					X	X			X	X	o				
70	-1.00	X	X	X	X	o		X		o	o					
60	-1.00		o		o				X	o						
50	-1.00									o						
40	-1.00															
N		1393928	1100000	400000	354014	652300	1060000	1092399	1580000	1370000	626811	1533400	1810000	990000	1900000	500000

FIGURE IV.24 – Niveaux de contrainte appliqués aux éprouvettes observées en microtomographie

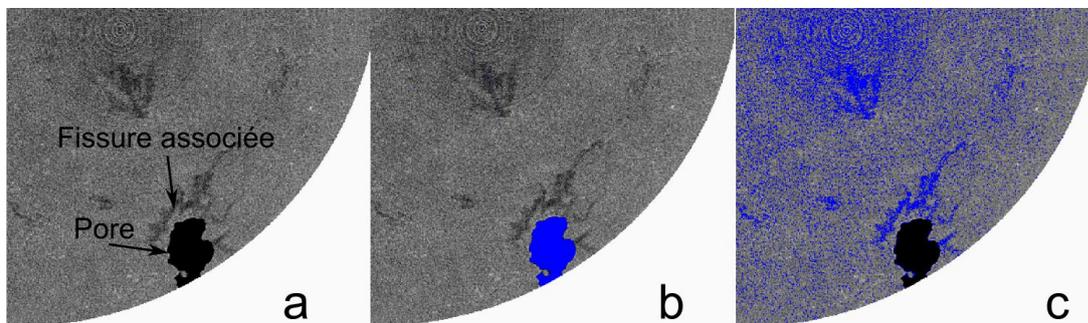


FIGURE IV.25 – Différents seuillages permettant l'extraction d'une fissure principale et le pore à l'origine de l'amorçage : a) Image brute, b) Seuillage avec le niveau de gris de 0-28000 pour extraire le pore original, c) Seuillage avec le niveau de gris de 28000-40000 pour extraire la fissure associée

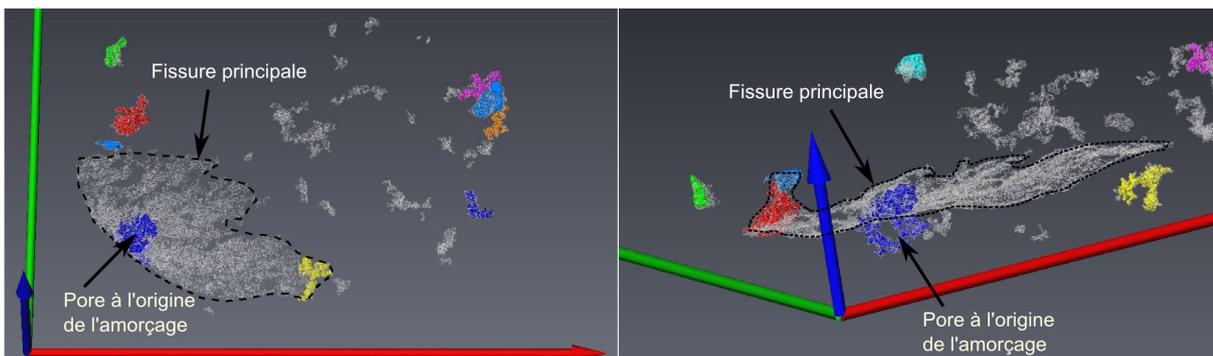


FIGURE IV.26 – Images de rendu en 3D d'une fissure et le pore à l'origine de l'amorçage observé sur une éprouvette de la nuance B après cyclage sous chargement uniaxial à R=-1

fissure principale. Les points bleus sont des pores qui ne sont pas à l'origine d'amorçage de fissure.

Il est observé que le pore le plus grand n'est pas toujours à l'origine de l'amorçage des fissures. En effet, dans les éprouvettes A01, B10 ou B19, les pores les plus gros peuvent se trouver au cœur du volume scanné alors que les pores relatifs à l'amorçage des fissures

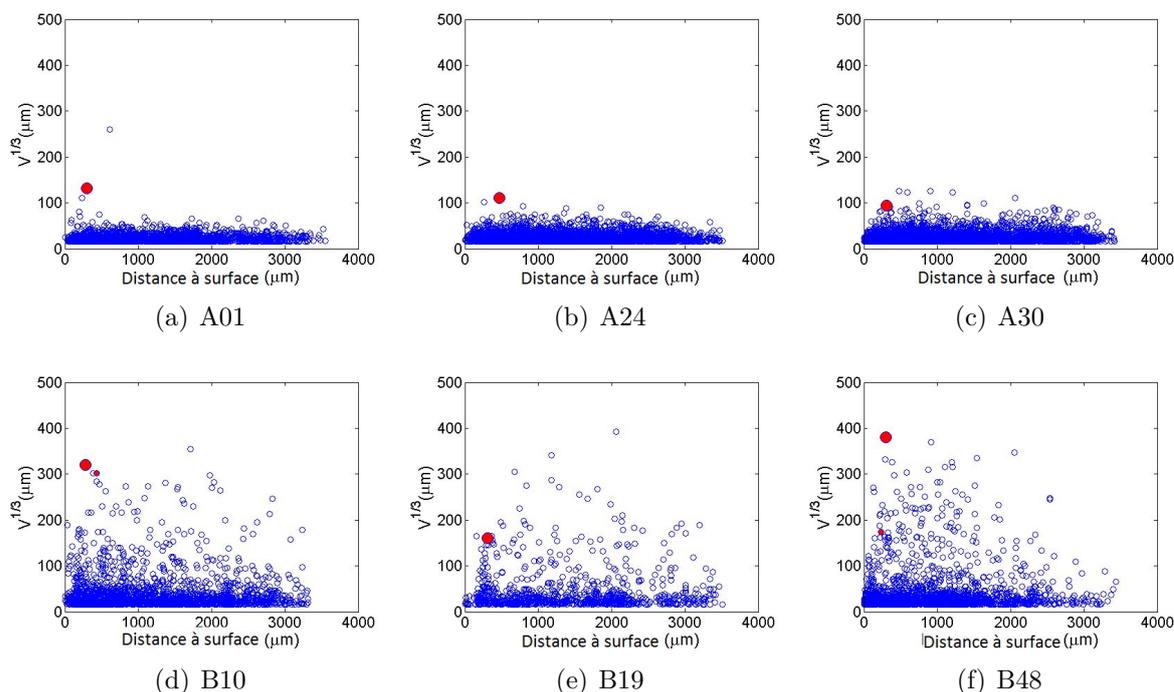


FIGURE IV.27 – Taille et position spatiale des pores. Points bleus : pores n'étant relatifs à aucune fissure ; gros points rouges : pores relatifs aux fissures principales ; petits points rouges : pores relatifs aux fissures secondaires

sont plus petits et localisés près de la surface des éprouvettes (avec une distance par rapport à la surface libre inférieure à $500 \mu\text{m}$). Des observations sur le faciès de rupture montrent que pour 9 des 10 éprouvettes de la nuance B, les pores à l'origine de l'amorçage des fissures (principale ou secondaire) sont débouchants. Les figures IV.28 montrent des exemples de pores débouchant à l'origine des fissures observées sur les faciès de rupture.

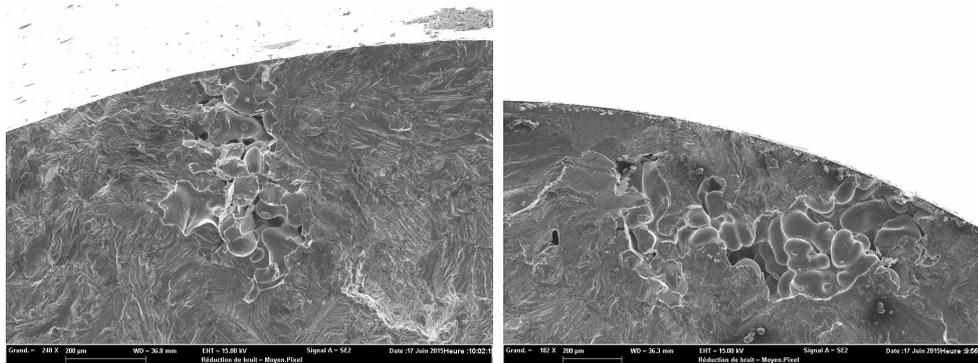


FIGURE IV.28 – Pores débouchants à l'origine de l'amorçage des fissures, observés sur le faciès de rupture des éprouvettes de la nuance B sous chargement uniaxial à $R=-1$

Ces observations sont en accord avec la conclusion sur la propagation d'une fissure sous vide et à l'air reportée dans le travail de Serrano et al. [9]. Les auteurs ont montré

que la vitesse de propagation de fissure s'amorçant à partir d'un pore interne est beaucoup moins importante que celle d'une fissure qui s'amorce à partir d'un pore débouchant à cause de l'effet de l'environnement (i.e. propagation sous vide et propagation à l'air). Il semble donc que, en plus de la taille de pore, la position spatiale de pore par rapport à la surface libre joue un rôle significatif dans l'amorçage et la propagation d'une fissure dans le domaine de FGNC.

3.2 Effet de la population et de la distribution de taille de pore

L'effet de la distribution de la taille des pores sur la tenue en FGNC des alliages d'Al-Si peut être interprété de deux manières différentes :

- d'un point de vue statistique, la distribution de taille de pore dans un volume conditionne généralement la taille du pore le plus grand dans ce volume. Ce dernier, avec sa position spatiale par rapport à la surface libre, joue un rôle important dans l'amorçage et la propagation de fissure de fatigue.
- La population des pores peut influencer la tenue en fatigue à travers un effet d'interaction des pores dans les phases d'amorçage et de propagation de fissure.

Les figures IV.29 représentent les distributions de taille de pore de 5 éprouvettes de la nuance A et 10 éprouvettes de la nuance B. Ces éprouvettes ont été testées sous chargement uniaxial à $R=-1$ et sont rompues à des niveaux de contrainte différents (100 et 110 MPa pour la nuance A et 60, 70 et 80 MPa pour la nuance B). Les figures IV.29(a) et IV.29(c) présentent les distributions de taille de tous les pores observés et les figures IV.29(b) et IV.29(d) présentent les agrandissements dans les zones des tailles de pore élevées.

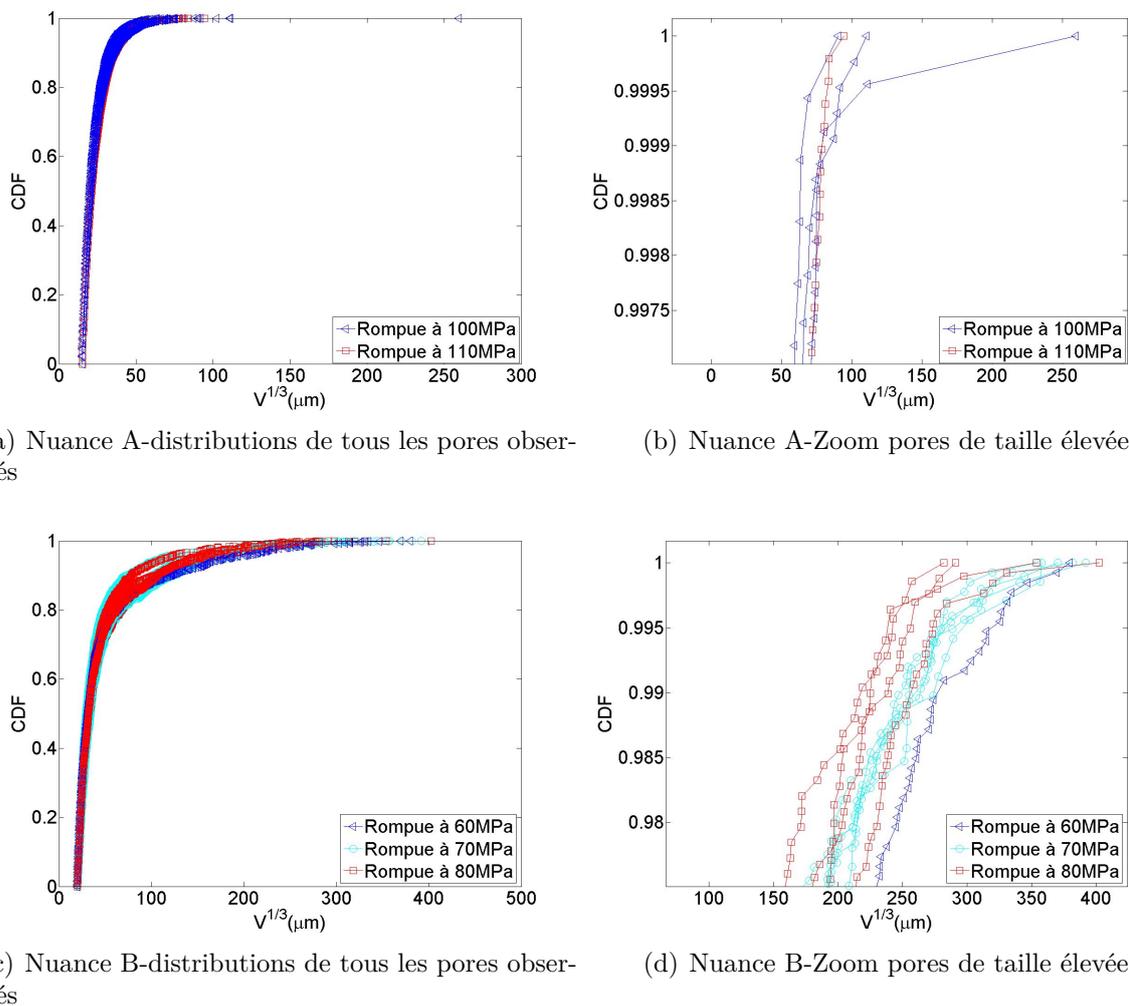


FIGURE IV.29 – Corrélation entre la distribution de la taille de pores et la contrainte à rupture des éprouvettes de deux nuances A et B

Dans les diagrammes de distribution de taille de tous les pores observés (Figures IV.29(a) et IV.29(c)), on n'observe aucune corrélation entre la distribution de taille de pore et la contrainte à rupture. Autrement dit, l'effet de la population de pore n'est pas marqué. L'observation expérimentale sur les faciès de rupture confirme également cette constatation car peu de multi-amorçages issus des différents pores sont observés.

Cependant, on observe une corrélation plus marquée entre la distribution de taille de pore et la contrainte à rupture dans les figures IV.29(b) et IV.29(d) qui représentent les agrandissements aux zones de taille de pore élevée. Pour la nuance A, les pores les plus grands (relatifs aux probabilités cumulées comprises entre 0.999 à 1) de l'éprouvette rompue à 110 MPa ont des tailles plus faibles que ceux des éprouvettes rompues à 100 MPa. Pour la nuance B, cette tendance est plus nette en comparant la distribution de taille des défauts les plus grands (relatifs aux probabilités cumulées comprises entre 0.99 à 1) des éprouvettes rompues à 60 MPa, 70 MPa et 80 MPa. Cette constatation indique que la distribution de taille des pores les plus grands est plus significative car elle conditionne

généralement la taille du pore le plus critique.

4 Influence des différentes hétérogénéités microstructurales sur la propagation de fissure

Dans les parties précédentes, on a présenté les données relatives à la propagation de fissure sous chargement uniaxial à $R=-1$. Il s'agit des données issues des essais de fissuration (i.e. la propagation des fissures longues) des trois nuances A, B et C, présentées à la section 3 du chapitre III, ainsi que de celles obtenues à l'aide du suivi d'une fissure de fatigue naturelle de la nuance C, présenté à la section 2.1.2 du chapitre III.

Cette partie a, dans un premier temps, pour but de quantifier l'effet des différents facteurs comme les compositions chimiques ou de la SDAS sur la propagation des fissures longues. Dans un second temps, la comparaison de la vitesse de propagation entre les fissures longues et les fissures de fatigue naturelles relatives à la nuance C est abordée. Ce dernier a pour but de mettre en évidence l'effet de la fermeture et/ou de fissure courte sur la propagation des fissures de fatigue naturelles.

4.1 Effet de la microstructure sur la propagation de fissure longue

Dans la section 3 du chapitre III, il a été montré que le ΔK_{th} , obtenu à l'aide des essais de fissuration, de la nuance A est le plus faible et celui de la nuance C est le plus élevé. Dans le but de distinguer l'effet des différentes caractéristiques microstructurales sur cette quantité, une synthèse des différentes données expérimentales portant sur la propagation des fissures longues des alliages d'Al-Si de fonderie reportés dans la littérature a été menée. Les données de la littérature, relatives au seuil de propagation de fissures longues sous chargement uniaxial à $R=0.1$, sont issues des travaux de [90, 17, 83, 82, 91]. La figure IV.30 présente les relations entre les différents facteurs de microstructures (i.e. % de cuivre, SDAS) ainsi que du comportement mécanique (i.e. limite d'écoulement plastique, contrainte à rupture) et le seuil de propagation de fissure ΔK_{th} correspondant à une vitesse de propagation de fissure $da/dN = 10^{-9}$ m/cycle.

A l'aide de ces comparaisons, il est observé que l'effet de la SDAS sur le ΔK_{th} de la fissure longue est du premier ordre alors que les autres facteurs comme la limite d'élasticité σ_{YS} , la contrainte à rupture σ_{UTS} ou le pourcentage de cuivre dans la composition chimique ne font apparaître aucune corrélation. On notera en plus que l'effet de la porosité sur le seuil de propagation de fissure longue semble secondaire. Le seuil de propagation pour la nuance A est plus petit que celui pour la nuance B malgré que cette dernière présente une fraction volumique de porosité largement supérieure à celle de la nuance A. L'effet bénéfique de la SDAS sur le ΔK_{th} a également été constaté dans la propagation des fissures naturelles à partir de pores, et est présenté dans la section 2.1 de ce chapitre.

Les travaux de Lados et al. [26, 33, 84] conduits sur la fissuration de différents alliages d'Al-Si de fonderie tentent d'expliquer cette influence de la SDAS sur la vitesse de propagation de fissures longues. D'après les auteurs, le trajet de fissuration dans un alliage ayant une SDAS fine présente moins de rugosité que dans un alliage ayant une SDAS grossière (figure IV.31). L'effet de fermeture de fissure induite par la rugosité est donc

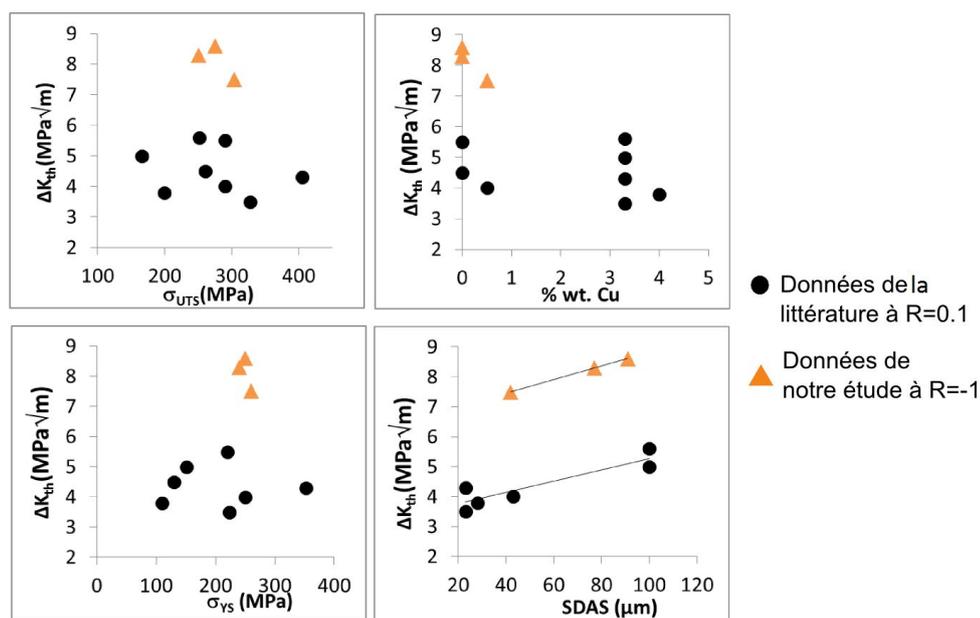


FIGURE IV.30 – Relation entre le ΔK_{th} correspondant à une vitesse de propagation de fissure $da/dN = 10^{-9} \text{m/cyc}$ avec des différents facteurs microstructuraux ainsi que mécaniques : contrainte à rupture (σ_{UTS}) ; pourcentage de cuivre (%wt. Cu) ; limite d'écoulement plastique (σ_{YS}) ; et la SDAS

plus important pour la SDAS grossière que pour la SDAS fine et ainsi l'augmentation de la SDAS est corrélée avec celle du ΔK_{th} .

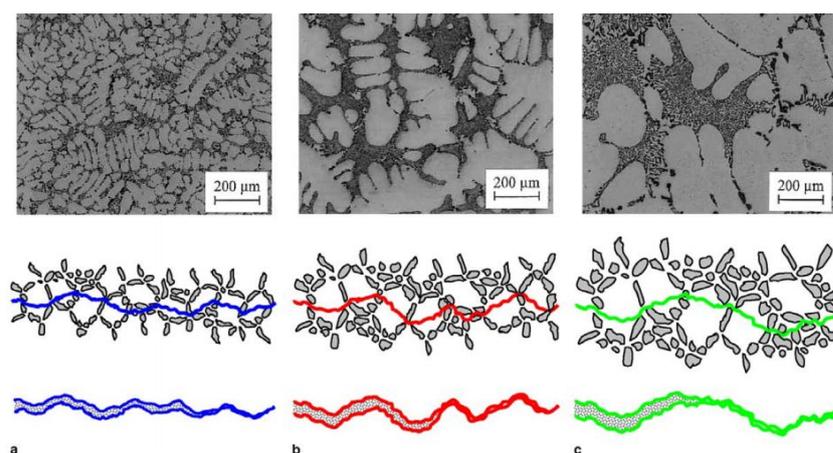
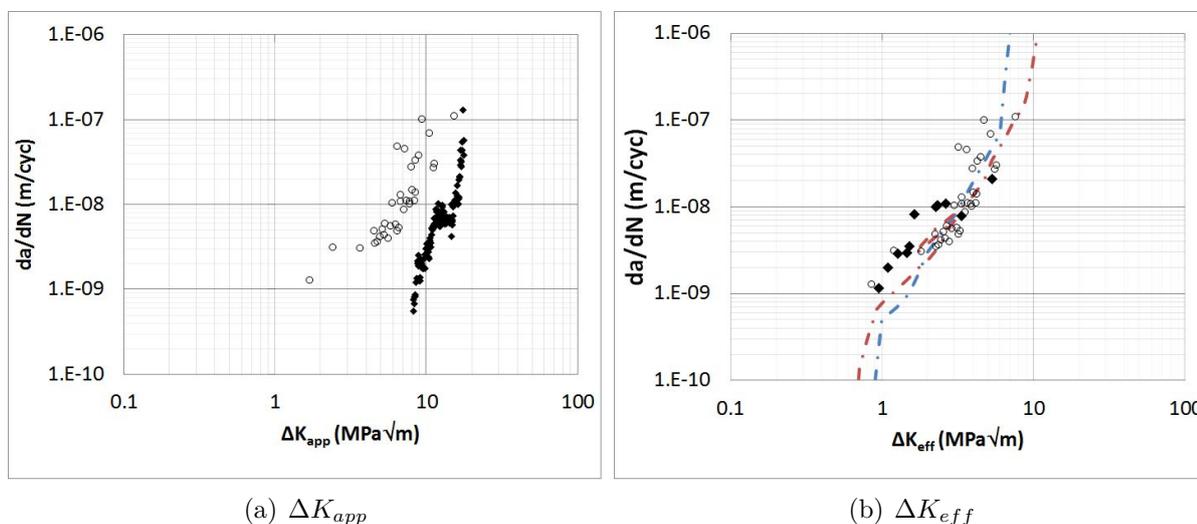


FIGURE IV.31 – Microstructures (haut) et modèle du mécanisme de fermeture induite par rugosité pour un alliage Al-Si 7%Si avec différents SDAS : a) fine, 20-30 μm ; b) grossière, 70-80 μm ; et très grossière, 150-170 μm , [26]

4.2 Comparaison de la vitesse de propagation entre fissure longue et fissure de fatigue naturelle

Dans la section 2.1 de ce chapitre, il a été constaté que l'effet de fissure courte des fissures naturelles amorcées à partir de pore semble significatif. Dans cette partie, cet effet sera mis en évidence explicitement à l'aide de la comparaison des courbes de propagation de fissures de fatigue naturelles et celles des fissures longues.

Les courbes $da/dN - \Delta K_{app}$ et $da/dN - \Delta K_{eff}$ des fissures longues et de fissure de fatigue naturelle sont comparées en figure IV.32. Cette dernière est obtenue à l'aide du suivi d'une fissure de fatigue naturelle sous chargement uniaxial à R=-1 de la nuance C, présenté dans la partie de caractérisation des mécanismes d'endommagement en FGNC (Figure III.22(b) du chapitre III). ΔK_{app} est la valeur totale du facteur d'intensité de contrainte appliqué et ΔK_{eff} correspond au facteur d'intensité de contrainte effectif. Il faut noter que le ΔK_{eff} des fissures longues est déterminé expérimentalement (présenté dans la section 3.2 du chapitre III) et celui des fissures naturelles est considéré comme étant la partie positive du cycle de chargement, soit $\Delta K_{eff} = \Delta K_{app}/2$ pour le rapport de charge R=-1. Il faut rappeler que la forme supposée des fissures naturelles est semi-circulaire. Les courbes $da/dN - \Delta K_{eff}$ issues du travail de Caton et al. [18] relatives à la propagation de fissure longue des alliages W319 pour le chargement uniaxial à R=0.1 sont également présentées.



- Fissure naturelle, R=-1
- ◆ Fissure artificielle longue, R=-1
- · Fissure longue, R=0.1, SDAS=100μm [Caton et al.]
- · Fissure longue, R=0.1, SDAS=23μm [Caton et al.]

FIGURE IV.32 – Comparaison de la vitesse de propagation entre la fissure artificielle longue et la fissure naturelle de la nuance C sous chargement uniaxial : a) en fonction du facteur d'intensité de contrainte appliqué ΔK_{app} ; b) en fonction du facteur d'intensité de contrainte effectif ΔK_{eff}

La figure IV.32(a) met clairement en évidence une différence importante, en particulier dans la zone de vitesse de propagation faible ($da/dN \approx 10^{-9}$ m/cyc), entre la fissure artificielle longue et la fissure de fatigue naturelle. Cette différence confirme à nouveau l'effet de fissure courte des fissures de fatigue naturelle. Par contre, la figure IV.32(b) montre que l'utilisation du facteur d'intensité de contrainte effectif ΔK_{eff} entraîne un parfait accord entre les fissures naturelles et les fissures longues ainsi qu'une cohérence entre les données de notre étude et celles issues du travail de Caton et al. Une valeur $\Delta K_{th,eff} \approx 1$ à $1.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ relative à une vitesse de propagation $da/dN = 10^{-9}$ m/cycle est observée.

5 Synthèse de l'influence des hétérogénéités microstructurales et du mode de chargement

Les études menées dans les chapitre III et IV ont permis de quantifier les influences des différentes hétérogénéités microstructurales sur les mécanismes d'endommagement en FGNC des alliages d'Al-Si de fonderie étudiés dans notre étude et ceci pour différents modes de chargement.

- En absence de pore

Pour les alliages d'Al-Si sans pore, le mécanisme d'endommagement dominant dans la FGNC est l'amorçage de fissure au sein de la matrice d'aluminium. Pour le chargement de torsion, l'orientation cristallographique et le taux de durcissement par précipitation sont les facteurs définissant dans quel grain et à quel niveau de contrainte se forment les BGP. En particulier, l'ajout de cuivre améliore la résistance en fatigue en torsion. Les particules de Si semblent favoriser la formation des BGP et ceci si la condition précédente relative à l'orientation cristallographique est satisfaite.

Pour le chargement uniaxial à $R=-1$, Il n'est pas déraisonnable de penser que les conclusions du paragraphe précédent sont toujours valables car on observe que les BGP sont principalement à l'origine de l'amorçage des fissures. Cependant, pour les chargements présentant une contrainte hydrostatique maximale plus importante (par exemple pour un rapport de charge R positif), ces conclusions peuvent ne plus être valables. On a observé en particulier au chapitre III un rôle plus marqué des particules de silicium et des intermétalliques pour le chargement uniaxial à $R=0.1$.

- En présence de pore

Pour les alliages d'Al-Si avec pore, le mécanisme de propagation de fissure à partir de pores est dominant.

Pour le chargement uniaxial, le critère basé sur la mécanique linéaire de la rupture semble approprié pour décrire l'évolution de la limite de fatigue en fonction de la taille de pore quand la microstructure (i.e. la SDAS et la taille de grain) et le rapport de charge R sont inchangés. L'augmentation du couple (SDAS, taille de grain) augmente le seuil de propagation de fissure à partir de pores ΔK_{th} . On observe, sans pouvoir l'expliquer, que la dispersion relative de limite de fatigue semble ne pas dépendre de la dispersion relative de

IV.5 Synthèse de l'influence des hétérogénéités microstructurales et du mode de chargement

taille de pore pour deux modes de chargements (traction-compression à $R=-1$ et traction-torsion combinées à $R=-1$) et pour les deux nuances (A et B). Pour le chargement de torsion à $R=-1$, une taille critique de pore $\sqrt{area} \approx 450\mu m$ est constatée. Cette valeur est bien plus importante que celle pour le chargement uniaxial à $R=-1$.

En plus de la taille de pore, la distance à la surface libre du pore joue un rôle significatif dans l'amorçage et la propagation de fissures. Les pores localisés au cœur des éprouvettes sont moins néfastes que ceux se trouvant proches de la surface. On observe également que l'influence de la population de pore n'est pas marquée. Le rôle de la distribution des pores les plus grands est plus significatif car celui-ci conditionne la taille des pores critiques (c'est-à-dire les pores de taille élevés et localisés proche de la surface libre).

Concernant le comportement à fissuration, les analyses basées sur les essais de fissuration ont montré que l'effet de la SDAS sur le seuil de propagation de fissure longue est le plus marqué par rapport à celui des autres facteurs comme la limite d'élasticité, la limite à rupture, la composition chimique ou bien la fraction volumique de porosité. La comparaison de la propagation des fissures longues et celle des fissures naturelles a montré un effet de fissure courte marqué pour les fissures naturelles. Par contre, l'utilisation du facteur d'intensité de contrainte effectif ΔK_{eff} permet d'obtenir un parfait accord entre la propagation de fissures longues et celle de fissures naturelles.

Chapitre V

Modélisation du comportement en FGNC des alliages d'aluminium de fonderie

Sommaire

1	Modélisation de l'effet de volume sur la tenue en fatigue . . .	152
1.1	Prédiction de la taille maximale de pore dans un volume donné	152
1.2	Passage de la prédiction de taille maximale de pore à la limite de fatigue	157
2	Approche probabiliste prenant en compte la compétition entre deux mécanismes d'endommagement en fatigue	159
2.1	Modélisation de la probabilité de rupture en fatigue associée au mécanisme d'amorçage de fissure dans la matrice d'aluminium	160
2.2	Modélisation de la probabilité de rupture en fatigue associée au mécanisme de propagation de fissures à partir de pores	161
2.3	Identification des paramètres du modèle	162
2.4	Résultats et discussions	163
3	Simulation 3D par éléments finis de pore réel	169
3.1	Identification du comportement élasto-plastique de la matrice d'aluminium	170
3.2	Démarche de construction du modèle de simulation	172
3.3	Etude préliminaire : Effet de la moyenne des contraintes et choix de paramètres critiques en fatigue	175
3.4	Analyse de pores critiques	179
3.5	Etude de l'influence de différents facteurs géométriques et du mode de chargement	188
4	Conclusion du chapitre V	193

La caractérisation de la distribution de la taille 2D des pores à l'aide des observations en microscopie optique, présentée à la section 1.3.1 du chapitre II, a montré une bonne corrélation de la distribution de Gumbel avec les données expérimentales. A partir de ce résultat, on présente dans la première partie de ce chapitre une approche de prédiction de la taille du plus grand pore dans un volume donné. Cette prédiction est comparée avec la taille des pores à l'origine de l'amorçage de fissures observés sur les faciès de rupture. A partir de cette prédiction, une approche analytique basée sur le critère de LEFM prenant en compte l'effet de volume sollicité sur la tenue de fatigue uniaxiale en présence de pores est proposée.

La première modélisation relative à l'effet de volume sollicité ne concerne le comportement en fatigue qu'en présence de pore et que sous chargement uniaxial. Dans la deuxième partie, on s'intéresse alors à la modélisation des deux mécanismes d'endommagement, présentés dans la partie portant sur la caractérisation des mécanismes d'endommagement (i.e. mécanisme d'amorçage de fissure au sein de la matrice d'aluminium et mécanisme de propagation de fissure à partir de pore), et ceci pour différents modes de chargement. Pour cela, on modélise chaque mécanisme à l'aide d'un critère en endurance multiaxiale approprié et la modélisation de la limite de fatigue globale est la combinaison de ces deux critères. Cette modélisation conduit naturellement à des diagrammes de Kitagawa-Takahashi probabilistes pour différents modes de chargement.

Dans la dernière partie, on tente de prédire la limite de fatigue en présence de pores à partir de la réponse mécanique locale au voisinage de pores. Pour cela, une étude numérique portant sur la simulation 3D par éléments finis de pores réels est réalisée. Dans un premier temps, on aborde la corrélation entre les conditions d'amorçage et de propagation de fissure à partir des pores critiques observés expérimentalement et la réponse mécanique locale au voisinage des pores obtenue à l'aide des simulations EF. Une approche en endurance basée sur la réponse mécanique locale sera ensuite proposée et celle-ci est comparée aux approches analytiques classiques basées sur le critère de LEFM. Dans un second temps, l'influence des différents paramètres géométriques des pores comme la taille et la morphologie ainsi que du mode de chargement sur la réponse mécanique locale sera quantifiée.

1 Modélisation de l'effet de volume sur la tenue en fatigue

1.1 Prédiction de la taille maximale de pore dans un volume donné

1.1.1 Méthodologie de Murakami [27]

Dans la partie 1.3 du chapitre II, la méthodologie de caractérisation de la distribution des valeurs extrêmes de taille de pore relative à une surface de S_0 a été présentée. En supposant que cette distribution suit la loi de Gumbel dont la fonction de répartition est rappelée dans l'équation V.1, Murakami et al. [27] ont proposé une méthode de prédiction

de la taille du plus grand pore dans un volume donné.

$$F(\sqrt{area}) = \exp \left\{ -\exp \left(\frac{-(\sqrt{area} - \mu)}{\beta} \right) \right\} \quad (V.1)$$

- Prédiction de la taille maximale du pore sur une surface S

Afin d'estimer la probabilité de la présence de la taille de pore maximale sur une surface S donnée (avec $S > S_0$), Murakami a utilisé la notion de période de retour, T . L'auteur a supposé que la fonction de répartition de la probabilité de présence de la taille de pore maximale $\sqrt{area_{max}}$ relative à la surface S , $F(\sqrt{area_{max}})$ est déterminée par l'expression :

$$F(\sqrt{area_{max}}) = \frac{T - 1}{T} \quad (V.2)$$

avec

$$T = \frac{S}{S_0} \quad (V.3)$$

La taille du plus grand pore présent sur la surface S peut être calculée à l'aide des équations V.4 :

$$\begin{aligned} y_T &= -\ln(-\ln[\frac{T-1}{T}]) \\ \sqrt{area_{max}} &= \mu + \beta y_T \end{aligned} \quad (V.4)$$

avec y_T variable réduite.

- Prédiction de la taille maximale du pore dans un volume V

Murakami a proposé une extension pour passer du problème 2D (taille de pore en surface) au problème 3D (taille de pore en volume). L'auteur a supposé que le volume de contrôle V_0 est égale à $h \times S_0$ avec h la valeur moyenne des tailles maximales de pores observés sur la surface de contrôle S_0 . h peut être calculée à l'aide de l'équation V.5 avec n le nombre de total de pores analysés :

$$h = \left(\sum_{j=1, n} [\sqrt{area_{max,j}}] \right) / n \quad (V.5)$$

La période de retour T relative au problème 3D est donc égale à V/V_0 .

La figure V.1 présente deux exemples d'application de cette méthodologie pour deux aciers.

1.1.2 Vers une extension de la méthodologie de Murakami

Critiqué par Makkonen et al. [92], l'utilisation de la période de retour T présente certaines limites :

- Les équations V.4 ne présentent pas de solution pour y_T quand $T \leq 1$.

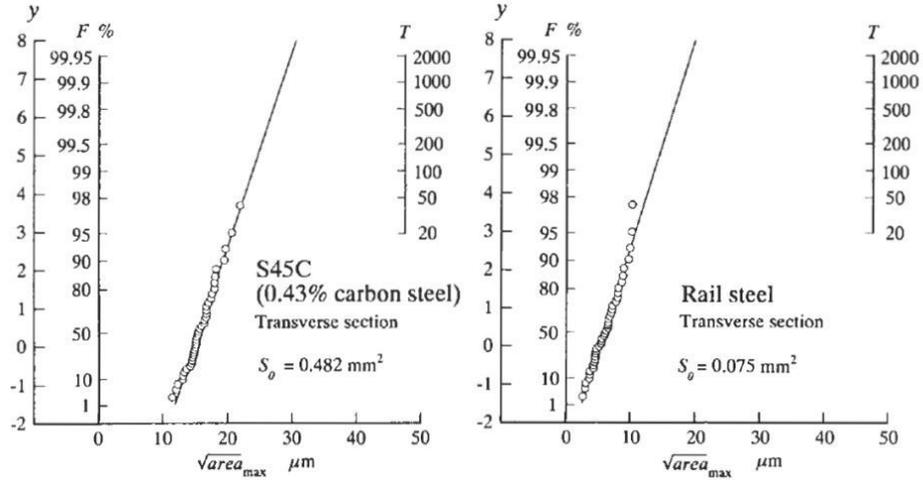


FIGURE V.1 – Deux exemples d'application de la méthodologie de Murakami pour deux aciers [27]

- Quand T est proche de l'unité, $T = 1.1$ par exemple, les équations V.4 conduisent à :

$$\sqrt{area_{max}} = \mu + \beta y_T = \mu - \ln \left[-\ln \left(\frac{1.1 - 1}{1.1} \right) \right] \beta = \mu - 0.88\beta \quad (V.6)$$

Cette constatation signifie qu'avec une très faible correction de surface $(S - S_0)/S$, la taille de pore maximale prédite relative à la surface S est plus faible que celle relative à la surface S_0 et ceci même si $S > S_0$. Ce résultat n'est pas logique.

A partir de cette analyse critique et sur la base des travaux de Makkonen et al. [92], une approche alternative est proposée.

La fonction de répartition de la taille du pore le plus grand $\sqrt{area_{max}}$ dans le volume de contrôle $V_0 = h \times S_0$ s'écrit :

$$F(\sqrt{area_{max}}, V_0) = \exp \left[-\exp \left(\frac{-(\sqrt{area_{max}} - \mu)}{\beta} \right) \right] \quad (V.7)$$

Les paramètres μ et β correspondent aux paramètres de position et d'échelle de la loi de Gumbel.

En utilisant le concept du maillon le plus faible de Weibull [54, 55], la probabilité que la taille de pore maximale dans un volume V soit inférieure à la valeur de $\sqrt{area_{max}}$ est égale à $(F(\sqrt{area_{max}}, V_0))^{V/V_0}$. La fonction de répartition de la distribution de la taille de

pore maximale dans un volume V est déterminée alors par :

$$\begin{aligned}
 F(\sqrt{area_{max}}, V) &= (F(\sqrt{area_{max}}, V_0))^{V/V_0} \\
 \Rightarrow \ln F(\sqrt{area_{max}}, V) &= \frac{V}{V_0} \ln F(\sqrt{area_{max}}, V_0) \\
 \Rightarrow F(\sqrt{area_{max}}, V) &= \exp \left[-\frac{V}{V_0} \exp \left(\frac{-(\sqrt{area_{max}} - \mu)}{\beta} \right) \right] \\
 \Rightarrow F(\sqrt{area_{max}}, V) &= \exp \left[-\exp \left(\frac{-(\sqrt{area_{max}} - \mu')}{\beta} \right) \right]
 \end{aligned} \tag{V.8}$$

avec $\mu' = \mu + \beta \ln(V/V_0)$.

La fonction densité de probabilité ($f(\sqrt{area_{max}}, V)$), définie comme la dérivée de la fonction de répartition, s'écrit :

$$\begin{aligned}
 f(\sqrt{area_{max}}, V) &= \frac{d}{d(\sqrt{area_{max}})} \left[\exp \left\{ -\exp \left(\frac{-(\sqrt{area_{max}} - \mu')}{\beta} \right) \right\} \right] \\
 f(\sqrt{area_{max}}, V) &= \frac{1}{\beta} \left[\frac{V}{V_0} \exp \left(\frac{-(\sqrt{area_{max}} - \mu)}{\beta} \right) \right] \exp \left\{ -\exp \left(\frac{-(\sqrt{area_{max}} - \mu')}{\beta} \right) \right\}
 \end{aligned} \tag{V.9}$$

1.1.3 Application numérique aux trois nuances A, B et C

Les observations en microscopie optique conduites sur les échantillons polis présentées dans la section 1.3 du chapitre II nous ont permis d'obtenir des distributions des valeurs extrêmes de la taille de pore relative aux surfaces de contrôle $S_0 = 2.5mm^2$ des trois nuances A, B et C. En représentant ces données dans l'espace de la variable réduite y en fonction de la taille de pore \sqrt{area} (figure V.2), les paramètres de la loi de distribution de Gumbel sont identifiés (voir Tab. V.1).

Nuance	μ	β
A	5.17	28.57
B	53.29	84.75
C	2.72	7.24

TABLE V.1 – Paramètres de position μ et d'échelle β de la loi de Gumbel identifiés pour les trois nuances A, B et C (Eq.V.8)

Pour le volume V , comme discuté dans la partie 3.1 du chapitre IV, les pores qui sont à l'origine de l'amorçage des fissures principales se trouvent toujours proches de la surface libre (distance entre le barycentre du pore et la surface libre généralement inférieure à 0.5 mm). Par conséquent, la prédiction de taille de pore maximale sera conduite pour un cylindre creux d'épaisseur 0.5 mm et de hauteur 15 mm (longueur de la zone utile) (Figure V.3). Ainsi le volume V est donné par l'équation V.10.

$$V = V_{ep} = 15(\pi \times 7^2/4 - \pi \times 6^2/4) \text{ (mm}^3\text{)} \tag{V.10}$$

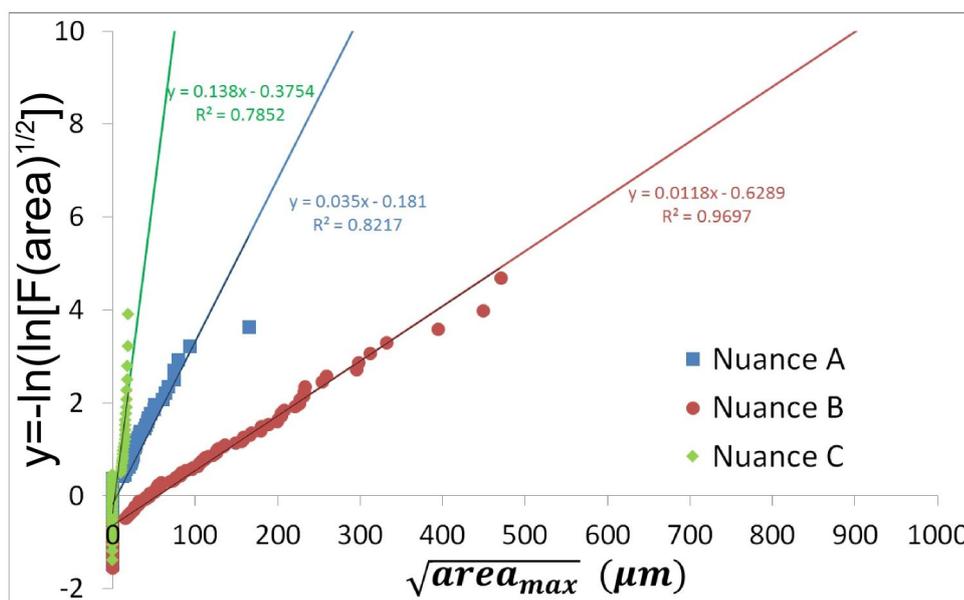


FIGURE V.2 – Variable réduite y (définie par Eq.II.7) en fonction de la taille de pores (Diagramme de Gumbel) de la distribution de pores des nuances A, B et C

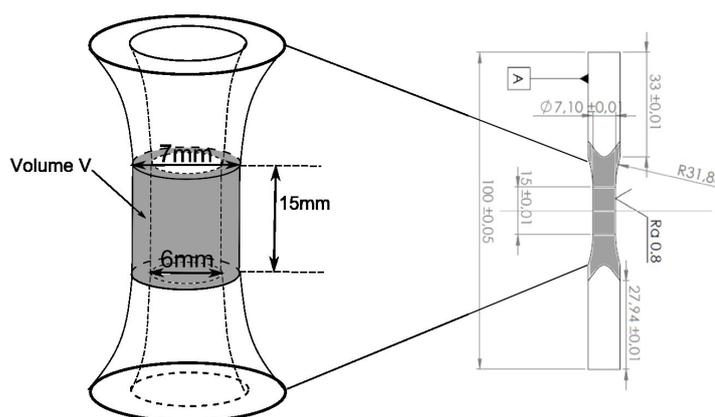


FIGURE V.3 – Illustration du volume $V = V_{ep}$ pour la prédiction de la taille de pore maximale pour l'éprouvette de fatigue

Les figures V.4 présentent la corrélation entre la distribution simulée de taille de pore maximale dans un volume V_{ep} et les données expérimentales. Ces dernières correspondent aux valeurs de $\sqrt{\text{area}}$ des pores à l'origine de l'amorçage des fissures principales, observés sur les faciès de rupture. Pour rappel, 23 pores pour la nuance A et 36 pores pour la nuance B, issus des essais de fatigue en traction-compression à $R=-1$ et en traction-torsion combinées à $R=-1$, sont considérés.

La comparaison de la taille moyenne de pore entre les données expérimentales et la simulation relative au volume V_{ep} est présentée dans le table V.2.

On observe dans les figures V.4 que la dispersion relative à la distribution de taille maximale de pore n'est pas décrite correctement. Cependant, les prédictions relatives à la valeur médiane et en particulier à la valeur moyenne sont en accord avec les données

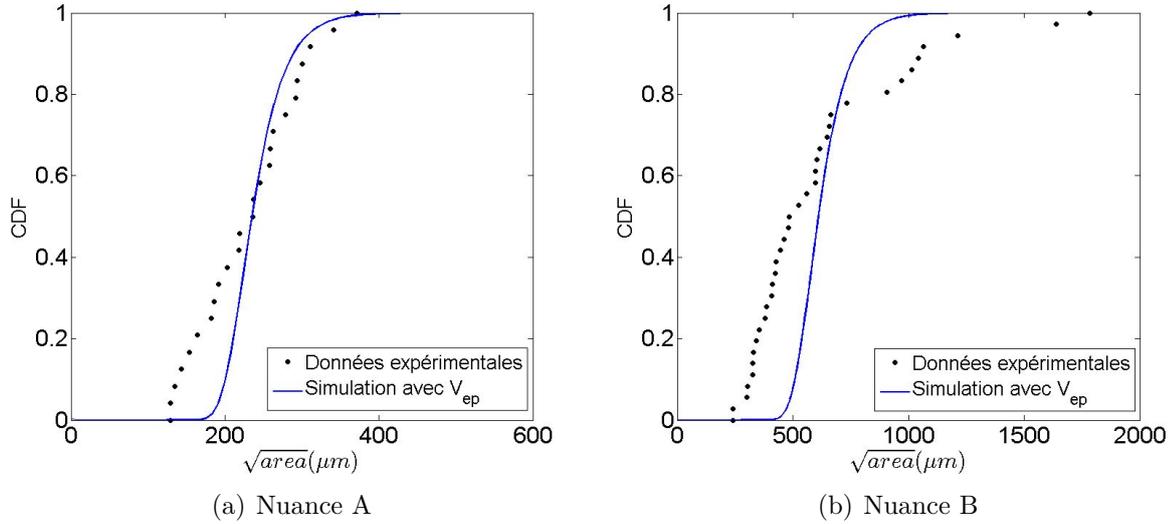


FIGURE V.4 – Corrélation de la distribution de la taille de pore maximale dans le volume V entre la simulation et des données expérimentales

Nuance	Simulation (μm)		Données expérimentales (μm)	
	Moyenne	Médiane	Moyenne	Médiane
A	241	235	233	236
B	628	611	630	505

TABLE V.2 – Comparaison des valeurs moyennes et médianes de la distribution de la taille de pore \sqrt{aree} entre les données expérimentales et la simulation relative au volume $V = V_{ep}$

expérimentales.

1.2 Passage de la prédiction de taille maximale de pore à la limite de fatigue

Dans la section 2.1.2 du chapitre IV, on a constaté que la dispersion relative de la limite de fatigue ne semble pas dépendre de celle de la taille de pore. Ainsi, dans cette partie, on n'étudie que l'effet de volume sur l'évolution de la valeur moyenne de la limite de fatigue.

Il a été montré dans la section 2.1 du chapitre IV que le critère de LEFM est adapté pour décrire la relation entre la taille de pore et la limite de fatigue quand la microstructure (en termes de SDAS et taille de grain) reste inchangée. Ce critère est donc adopté pour cette modélisation. Pour rappel, le critère de LEFM pour le chargement uniaxial à $R=-1$ s'exprime par :

$$2\Sigma_{a,D} = \frac{\Delta K_{th}}{0.65\sqrt{\pi\sqrt{aire}}} \quad (V.11)$$

L'identification du seuil du facteur d'intensité de contrainte ΔK_{th} est effectuée à l'aide

des données expérimentales de fatigue des nuances A et B par :

$$\Delta K_{th,A/B} = 2 \overline{s_{-1,A/B}} 0.65 \sqrt{\pi \overline{area_{A/B}}} \quad (V.12)$$

où $\overline{s_{-1,A/B}}$, $\sqrt{\overline{area_{A/B}}}$ sont respectivement les valeurs moyennes de la limite de fatigue et de la taille de pores observés à l'amorçage des fissures principales des nuances A et B sous chargement uniaxial . L'application numérique donne les valeurs $\Delta K_{th,A} = 2.9MPa\sqrt{m}$ et $\Delta K_{th,B} = 3.7MPa\sqrt{m}$. On n'utilise pas ici les données relatives au seuil de propagation des fissures longues déterminées à l'aide des essais de fissuration car comme discuté à la section 2.1 du chapitre IV, les valeurs ΔK_{th} du critère de LEFM ne sont pas en accord avec les valeurs ΔK_{th} et $\Delta K_{th,eff}$ mesurées à partir des essais de fissuration.

L'effet de volume sur la limite de fatigue est traduit par la dépendance au volume de la taille de pore maximale. On utilise ici la prédiction de la valeur moyenne de la taille des défauts les plus grands dans un volume V . Pour la loi de Gumbel, la valeur moyenne correspond à une probabilité cumulée $F = \exp(-\exp(-\gamma)) = 0.57$ avec γ constante d'Euler-Mascheroni. En remplaçant cette valeur dans l'équation V.8, on obtient la relation entre le volume V et la valeur moyenne de taille des pores les plus grands dans ce volume :

$$\begin{aligned} 0.57 &= \exp \left\{ -\frac{V}{V_0} \exp \left(\frac{-(\sqrt{area_{moy}} - \mu)}{\beta} \right) \right\} \\ \Rightarrow \sqrt{area_{moy}} &= -\beta \ln \left(-\frac{V_0}{V} \ln(0.57) \right) + \mu \end{aligned} \quad (V.13)$$

En remplaçant l'équation V.13 dans l'équation V.11, on obtient la relation entre l'amplitude de la limite de fatigue $\Sigma_{a,D}$ et le volume V .

$$2\Sigma_{a,D} = \frac{\Delta K_{th}}{0.65 \sqrt{\pi \left[-\beta \ln \left\{ -\frac{V_0}{V} \ln(0.57) \right\} + \mu \right]}} \quad (V.14)$$

La figure V.5 représente cette modélisation ainsi que la comparaison avec les données expérimentales. Les barres d'erreur correspondent à des probabilité de rupture d'éprouvettes de 10% à 90%. L'axe X correspond à la taille du volume sollicité qui est égale à x fois le volume utile d'éprouvette de fatigue V_{ep} définie dans l'équation V.10.

On observe que la limite de fatigue prédite diminue quand le volume V augmente. La cohérence entre les simulations et les données expérimentales n'est pas surprenante car d'une part la prédiction de la valeur moyenne des tailles maximales des pores dans le volume V_{ep} était bonne (voir la section 1.1.3 de ce chapitre) et d'autre part, les valeurs de seuil de propagation de fissure ΔK_{th} utilisées pour le critère de LEFM sont estimées à partir de la limite de fatigue et la taille moyenne de pore obtenues expérimentalement (voir l'équation V.12).

L'approche présentée constitue donc une voie possible pour borner la tenue en fatigue des culasses industrielles dans laquelle le volume sollicité est potentiellement différent de celui des éprouvettes de fatigue.

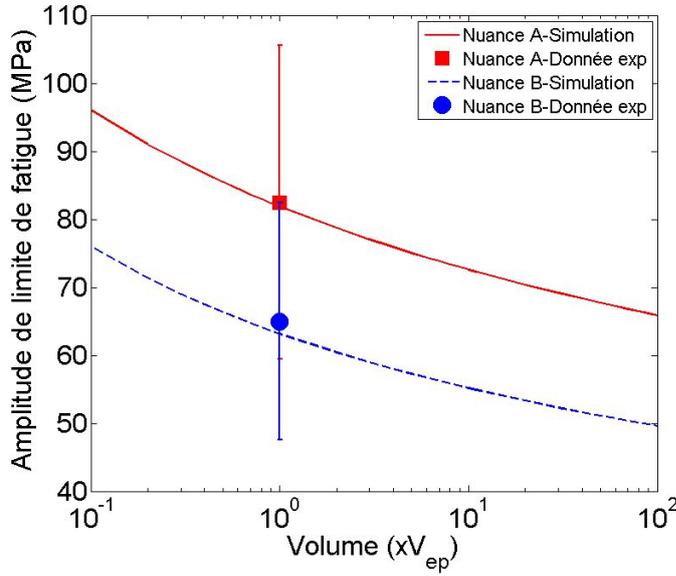


FIGURE V.5 – Evolution de l'amplitude de limite de fatigue en fonction du volume sollicité

2 Approche probabiliste prenant en compte la compétition entre deux mécanismes d'endommagement en fatigue

Dans la première modélisation relative à l'effet de volume sollicité, on ne s'est attaché qu'à la tenue en fatigue sous chargement uniaxial et en présence de pore. On s'intéresse ici dans la deuxième partie à la modélisation du comportement en fatigue des trois nuances étudiées, c'est-à-dire à la fois en présence et en absence de pore, et pour différents modes de chargement.

Dans la partie portant sur la caractérisation des mécanismes d'endommagement en FGNC des trois nuances étudiées (section 2 du chapitre III), il a été montré que pour la nuance sans pore (nuance C), le mécanisme d'amorçage est principalement relatif à l'endommagement au sein de la matrice d'aluminium. Il s'agit de la formation des BGP pour les trois modes de chargement uniaxial, de traction-torsion combinées et torsion à $R=-1$ ou bien de la rupture/décohésion des particules de Si et des intermétalliques pour les chargements uniaxial à $R=0.1$ et de traction équibiaxiale à $R=0.1$. En ce qui concerne les nuances avec pore (nuances A et B), les fissures de fatigue s'amorcent toujours au niveau de porosités pour les sollicitations uniaxiale et de traction-torsion combinées.

A partir de ce constat, l'approche de Pessard et Morel (présentée dans la section 3.3.3 du chapitre I) sera adoptée pour prendre en compte la compétition de ces deux mécanismes d'endommagement dans le comportement global. Pour rappel, la probabilité de rupture globale, Pf , est calculée par l'équation V.15 :

$$1 - Pf = (1 - Pf_1)(1 - Pf_2) \quad (V.15)$$

avec Pf_1 et Pf_2 relatives aux probabilités de rupture induites par le mécanisme d'amor-

gage de fissure dans la matrice d'aluminium et le mécanisme de propagation / non-propagation de fissure à partir de pore.

2.1 Modélisation de la probabilité de rupture en fatigue associée au mécanisme d'amorçage de fissure dans la matrice d'aluminium

Dans un premier temps, le critère de Dang-Van [49] est choisi pour décrire le comportement en fatigue associé au mécanisme 1. En effet, ce critère fait intervenir l'effet de la contrainte hydrostatique maximale dont l'influence sur la tenue en fatigue a été constatée à travers les effets de la mutiaxialité à $R=-1$ ainsi que de la biaxialité en traction équilibaxiale à $R=0.1$ de la nuance sans pore (voir section 1.5 du chapitre III).

D'après le critère de Dang Van, la condition d'amorçage d'une fissure dans un grain/dendrite induit par la formation des BGP est exprimée par la condition suivante :

$$\sigma_{DV} \geq \sigma_{th} \quad (\text{V.16})$$

avec σ_{DV} contrainte équivalente de Dang Van et σ_{th} seuil de cette contrainte. La contrainte équivalente de Dang Van est déterminée par l'équation V.17.

$$\sigma_{DV} = \max_{\vec{n}}(\max_t(\tau + \alpha_{DV}\sigma_H)) \quad (\text{V.17})$$

Afin de prendre en compte la dispersion associée à la limite de fatigue, la loi de distribution de Weibull [55, 54] est employée pour décrire la dispersion de la contrainte seuil σ_{th} (voir l'équation V.18) :

$$f_{01}(\sigma_{th}) = \frac{m_1}{\sigma_{th0}} \left(\frac{\sigma_{th}}{\sigma_{th0}}\right)^{m_1-1} \exp\left(-\left(\frac{\sigma_{th}}{\sigma_{th0}}\right)^{m_1}\right) \quad (\text{V.18})$$

avec σ_{th0} paramètre d'échelle et m_1 paramètre de forme de la distribution. Ainsi, la probabilité de trouver un grain dans lequel une fissure de fatigue s'amorce peut être exprimée par :

$$\begin{aligned} Pf_{01}(\sigma_{th} < \sigma_{DV}) &= \int_0^{\sigma_{DV}} f_{01}(\sigma_{th}) d\sigma_{th} \\ \Rightarrow Pf_{01} &= 1 - \exp\left(-\left(\frac{\sigma_{DV}}{\sigma_{th0}}\right)^{m_1}\right) \end{aligned} \quad (\text{V.19})$$

Afin de déterminer la probabilité de rupture associée au mécanisme 1 dans tout le volume sollicité V_{Ω_1} , le concept du maillon le plus faible [55] est utilisé. D'après cette théorie, en supposant qu'il n'y ait aucune interaction entre les sites d'amorçage, le volume sollicité ne se rompt pas si tous les grains sont exempts de fissure. La probabilité de rupture associée au mécanisme 1, Pf_1 , de tout le volume s'exprime alors par :

$$\begin{aligned} Pf_1 &= 1 - \prod_{M \in V_{\Omega_1}} (1 - P_{F_{01}}) \\ \Rightarrow Pf_1 &= 1 - \exp\left(-\frac{1}{V_{\Omega_1}} \int_{V_{\Omega_1}} \left(\frac{\sigma_{DV}}{\sigma_{th0}}\right)^{m_1} dV\right) \end{aligned} \quad (\text{V.20})$$

V.2 Approche probabiliste prenant en compte la compétition entre deux mécanismes d'endommagement en fatigue

avec V_{01} volume de référence d'un grain. Dans le cas d'un champ de contrainte uniforme dans tout le volume sollicité, l'équation V.20 devient :

$$Pf_1 = 1 - \exp\left(-\frac{V_{\Omega 1}}{V_{01}} \left(\frac{\sigma_{DV}}{\sigma_{th0}}\right)^{m_1}\right) \quad (V.21)$$

En remplaçant $\sigma_{th0} \left(\frac{V_{01}}{V_{\Omega 1}}\right)^{1/m_1}$ par σ'_{th0} , la probabilité Pf_1 devient :

$$Pf_1 = 1 - \exp\left(-\left(\frac{\sigma_{DV}}{\sigma'_{th0}}\right)^{m_1}\right) \quad (V.22)$$

2.2 Modélisation de la probabilité de rupture en fatigue associée au mécanisme de propagation de fissures à partir de pores

2.2.1 Choix de critère

Comme discuté dans la partie portant sur l'analyse de l'influence de pore sur la tenue en fatigue (section 2.1 du chapitre IV), le critère basé sur la mécanique linéaire de la rupture semble approprié pour décrire l'évolution de la limite de fatigue en fonction de la taille de pore pour les alliages ayant une même microstructure (i.e. mêmes SDAS et taille de grain). L'augmentation de l'ensemble (SDAS, taille de grain) entraîne généralement une augmentation du seuil du facteur d'intensité de contrainte ΔK_{th} relative à la propagation de fissure à partir des pores. En conséquence, le critère basé sur la mécanique linéaire de la rupture est choisi pour modéliser le comportement en fatigue associé au mécanisme 2. Une extension de ce critère permettant de prendre en compte l'influence de la SDAS et la taille de grain sera également proposée.

2.2.2 Modélisation

En se basant sur la théorie de la mécanique linéaire de la rupture, une fissure de fatigue se propage à partir d'un pore si la condition suivante est satisfaite :

$$\Delta K \geq \Delta K_{th} \quad (V.23)$$

D'une manière analogue à la modélisation du mécanisme 1, la loi de distribution de Weibull est utilisée pour décrire la dispersion associée à l'intensité de la contrainte seuil ΔK_{th} :

$$f_{02}(\Delta K_{th}) = \frac{m_2}{\Delta K_{th0}} \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta K_{th0}}\right)^{m_2-1} \exp\left[-\left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta K_{th0}}\right)^{m_2}\right] \quad (V.24)$$

avec m_2 paramètre de forme et ΔK_{th0} paramètre d'échelle.

La probabilité de propagation d'une fissure à partir d'un pore isolé peut s'exprimer par :

$$Pf_{02} = 1 - \exp\left(-\left(\frac{\Delta K}{\Delta K_{th0}}\right)^{m_2}\right) \quad (V.25)$$

Dans le cas d'un champ de contrainte uniforme dans tout le volume sollicité, la probabilité de rupture associée au mécanisme 2 de volume total s'exprime par l'équation V.26 :

$$Pf_2 = 1 - \exp\left(-\frac{V_{\Omega 2}}{V_{02}} \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_{th0}}\right)^{m_2}\right) \quad (V.26)$$

avec $V_{\Omega 2}$ volume sollicité et $V_{\Omega 0}$ volume de référence d'une fissure et du pore à partir duquel la fissure s'amorce. En faisant intervenir la quantité $\Delta K'_{th0}$ avec $\Delta K'_{th0} = \Delta K_{th0} \left(\frac{V_{\Omega 2}}{V_{\Omega 0}}\right)^{1/m_2}$ la probabilité de rupture associée au mécanisme 2 de l'ensemble du volume sollicité s'exprime par :

$$Pf_2 = 1 - \exp\left(-\left(\frac{\Delta K}{\Delta K'_{th0}}\right)^{m_2}\right) \quad (V.27)$$

2.3 Identification des paramètres du modèle

- Paramètres de la modélisation du mécanisme 1

Le paramètre de forme m_1 peut être obtenu à l'aide de l'équation suivante :

$$\frac{\bar{\tau}_{-1,C}}{\bar{\tau}_{-1,C}} = \frac{\sqrt{\Gamma\left(1 + \frac{2}{m_1}\right) - \Gamma^2\left(1 + \frac{1}{m_1}\right)}}{\Gamma\left(1 + \frac{1}{m_1}\right)} \quad (V.28)$$

avec Γ fonction Gamma, $\bar{\tau}_{-1,C}$ et $\bar{\tau}_{-1,C}$ valeur moyenne et écart-type associés à la limite de fatigue en torsion de la nuance C, obtenus expérimentalement à l'aide des essais de fatigue. Après résolution à l'aide du logiciel Matlab, on obtient $m_1 = 11.3$.

Le coefficient de Dang-Van α_{DV} est calculé grâce aux limites moyennes de fatigue en traction-compression à R=-1 ($\bar{s}_{-1,C}$) et en torsion à R=-1 ($\bar{\tau}_{-1,C}$) de la nuance C :

$$\alpha_{DV} = \frac{\bar{\tau}_{-1,C} - \frac{\bar{s}_{-1,C}}{2}}{\frac{\bar{s}_{-1,C}}{3}} = 0.205 \quad (V.29)$$

Le paramètre d'échelle σ'_{th0} peut être identifié à l'aide de la limite de fatigue en torsion de la nuance C :

$$\sigma'_{th0} = \frac{\bar{\tau}_{-1,C}}{\Gamma\left(1 + \frac{1}{m_1}\right)} = 74 \text{ MPa} \quad (V.30)$$

- Paramètres de la modélisation du mécanisme 2

Le paramètre de forme m_2 peut être identifié par l'équation V.31 à l'aide de la valeur moyenne $\bar{s}_{-1,A/B}$ et l'écart-type $\bar{s}_{-1,A/B}$ associés à la limite de fatigue en traction-compression alternée des nuances A ou B.

$$\frac{\bar{s}_{-1,A/B}}{\bar{s}_{-1,A/B}} = \frac{\sqrt{\Gamma\left(1 + \frac{2}{m_2}\right) - \Gamma^2\left(1 + \frac{1}{m_2}\right)}}{\Gamma\left(1 + \frac{1}{m_2}\right)} \quad (V.31)$$

Des valeurs $m_2 = 5.4$ pour la nuance A et $m_2 = 5.6$ pour la nuance B sont obtenues. Le même ordre de grandeur de ces deux valeurs indique que les dispersions relatives associées à la limite de fatigue des nuances A et B sont proches.

Le paramètre d'échelle $\Delta K'_{th0}$ est déterminé par :

$$2\bar{s}_{-1,A/B} \times 0.65 \sqrt{\pi \sqrt{area_{A/B}}} = \Delta K'_{th0} \Gamma\left(1 + \frac{1}{m_2}\right) \quad (V.32)$$

$\sqrt{area_{A/B}}$ correspond à la valeur moyenne de la taille de pores à l'origine des amorçages principaux. Des valeurs de $\Delta K'_{th0} = 3.16 \text{ MPa} \sqrt{m}$ pour la nuance A et $\Delta K'_{th0} = 3.95 \text{ MPa} \sqrt{m}$ pour la nuance B sont obtenues.

2.4 Résultats et discussions

2.4.1 Sans prise en compte de l'effet de la SDAS et de la taille de grain

Tout d'abord, les résultats du modèle avec la combinaison du critère de Dang-Van et du critère classique basé sur la mécanique linéaire de la rupture (c'est-à-dire sans prise en compte de l'influence de la SDAS et la taille de grain) sont présentés en figure V.6.

La corrélation entre les données expérimentales et la prédiction numérique pour les chargements uniaxiaux ($R=-1$), de traction-torsion combinées ($R=-1$) et de torsion ($R=-1$) est présentée dans un diagramme de Kitagawa-Takahashi en figure V.6(a), V.6(b) et V.6(c). Il faut noter, pour la modélisation du mécanisme 2, que les paramètres (m_2 et $\Delta K'_{th0}$) identifiés pour la nuance A (voir l'équation V.31 et V.32) sont utilisés. Il s'agit des paramètres de forme $m_2 = 5.4$ et d'échelle $\Delta K'_{th0} = 3.16 MPa\sqrt{m}$. Les barres d'erreur verticales correspondent à la probabilité de rupture d'éprouvettes comprise entre 10 et 90% calculée à partir de l'écart type déterminé par la méthode de l'escalier. Les barres d'erreur horizontales correspondent à la probabilité d'occurrence de taille de pore comprise entre 10 et 90%. Cette dernière est calculée à partir de la taille des pores mesurée au MEB sur les faciès de rupture. Le modèle présenté est également appliqué aux chargements uniaxial et de traction équi-biaxiale avec $R = 0.1$. Cette application nécessite d'utiliser la constante matériau $\kappa = 0.59$ tenant compte de l'effet du rapport de charge, introduite dans le travail de Koutiri et al. [66] (Eq.III.4 dans la section 1.5.2 du chapitre III). Les prédictions des limites de fatigue sous chargement uniaxial et de traction équi-biaxiale avec le rapport de charge $R=0.1$ sont présentées en figures V.6(d) et V.6(e). Il est important de préciser que, pour la nuance C, il n'y a que quatre éprouvettes testées sous chargement uniaxial à $R=0.1$ dont 2 rompues et 2 non rompues. En outre, pour la nuance C sous chargement de traction équi-biaxiale à $R=0.1$, il a été montré que l'amorçage des fissures a lieu toujours au niveau des inclusions (i.e particules de silicium et intermétalliques), la valeur de taille de pore \sqrt{area} indiquée correspond donc à la taille des inclusions à l'origine de l'amorçage des fissures principales observées sur les faciès de rupture.

Les figures V.6 montrent une bonne prédiction pour la nuance A, C et l'alliage étudié dans le travail de Bellett et al. sous chargement uniaxial à $R=-1$ et de traction-torsion combinées à $R=-1$. Concernant le chargement à $R=0.1$, une bonne prédiction est observée pour la nuance A et celle de Bellett et al.. Une explication possible pour les prédictions largement conservatives de la nuance B et les différents modes de chargement est le fait que le seuil du facteur d'intensité de contrainte ΔK_{th} utilisé est identifié pour la nuance A alors que ces deux nuances diffèrent au niveau de la SDAS et de la taille de grain. Dans la section 2.1, il est montré que l'augmentation de l'ensemble (SDAS et taille de grain) entraîne une augmentation de ΔK_{th} . En conséquence, une modification de l'approche présentée est proposée dans la suite afin de prendre en compte l'effet de la SDAS sur le mécanisme 2.

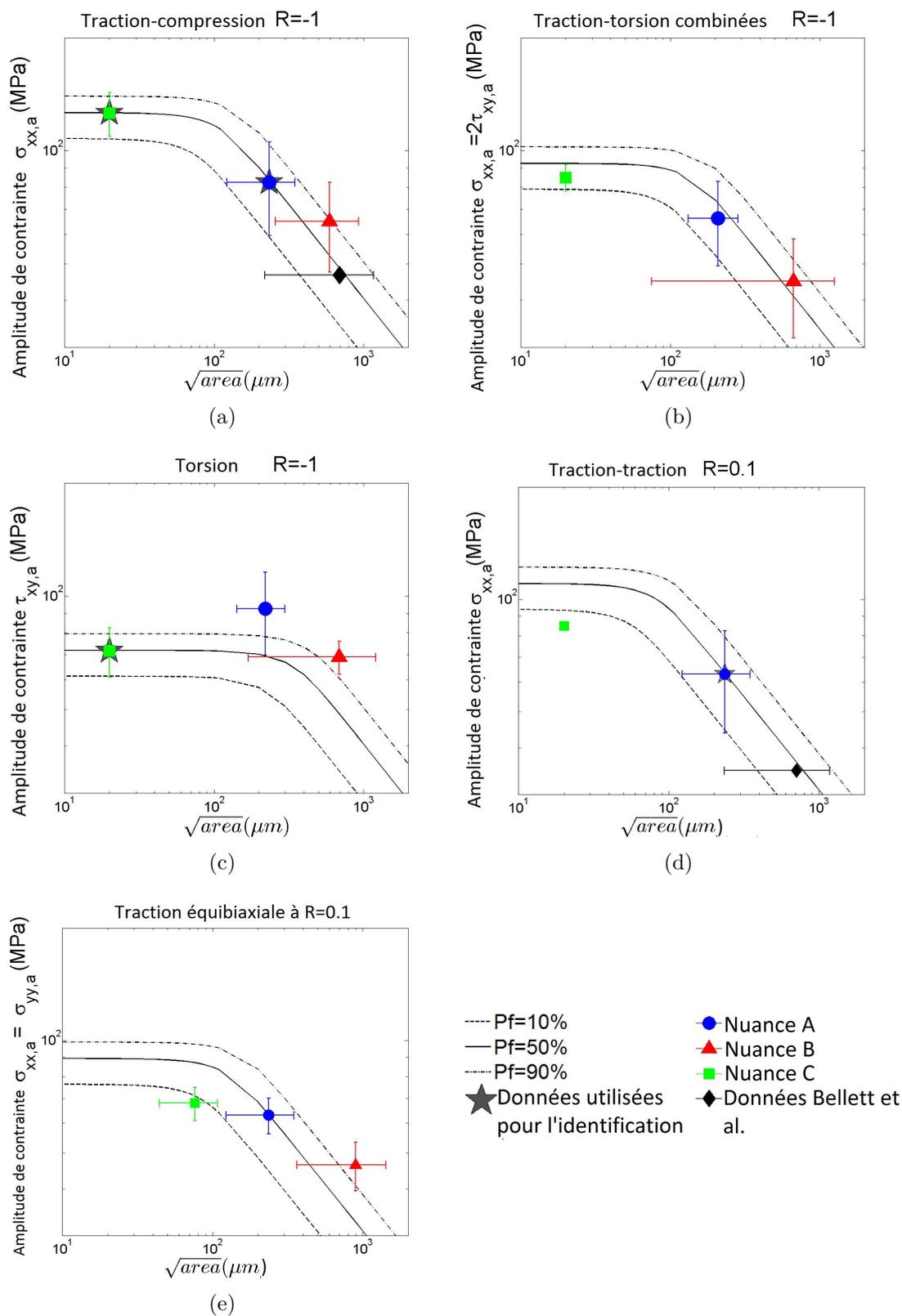


FIGURE V.6 – Corrélation entre les données expérimentales et la modélisation sans prise en compte de l'effet de SDAS et taille de grain pour l'ensemble des chargements à $R=-1$ et $R=0.1$

2.4.2 Avec prise en compte de l'effet de l'ensemble (SDAS, taille de grain)

Dans l'approche classique basée sur la mécanique linéaire de la rupture, la valeur de ΔK_{th} est considérée constante quelle que soit la microstructure. On propose ici une évolution de la SDAS à l'aide de $f(SDAS)$ de sorte que $f(SDAS).\Delta K_{th}$ soit constante. La raison pour le choix d'une fonction f de la SDAS au lieu de la taille de grain est qu'on ne dispose d'aucune information sur la taille de grain de nuance B et de celle étudiée dans le travail de Bellett et al. [89]. D'autre part, comme la SDAS et la taille de grain sont corrélées, l'utilisation d'une fonction de la SDAS peut également refléter l'effet de la taille de grain.

Dans un premier temps, on choisit une forme simple $f(SDAS) = 1/\sqrt{SDAS}$. Elle permet en particulier de faire intervenir le paramètre de taille relative de pore, $\sqrt{area}/SDAS$, dans l'expression de l'approche (Eq. V.33).

$$\Delta K_{th}f(SDAS) = \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{SDAS}} = 2\sigma_a 0.65 \sqrt{\pi \frac{\sqrt{area}}{SDAS}} \quad (V.33)$$

A partir des données expérimentales, on obtient une valeur $\Delta K_{th,A}/\sqrt{SDAS_A} = 476$ MPa pour la nuance A et $\Delta K_{th,B}/\sqrt{SDAS_B} = 450$ MPa pour la nuance B. La faible différence (< 5%) entre ces deux valeurs valide l'hypothèse que ce paramètre est constant. La figure V.7 présente les prédictions de l'approche modifiée.

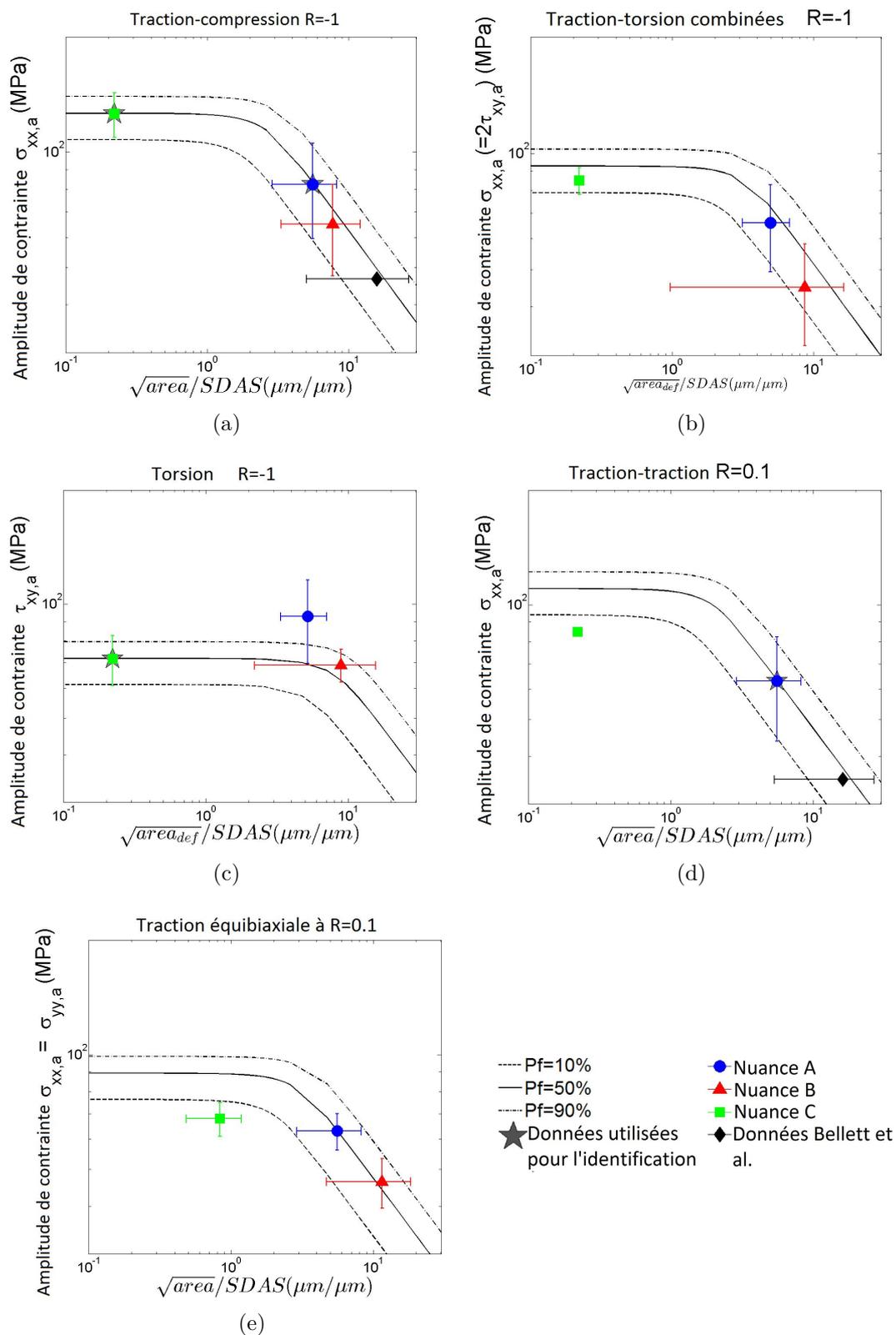


FIGURE V.7 – Corrélation entre les données expérimentales et la modélisation avec prise en compte de l'effet du couple (SDAS et taille de grain) pour l'ensemble des chargements à R=-1 et R=0.1

V.2 Approche probabiliste prenant en compte la compétition entre deux mécanismes d'endommagement en fatigue

De meilleures prédictions par rapport à la première approche pour la nuance B sont observées. Afin de comparer les résultats issus des deux approches proposées, l'erreur des prédictions au niveau de la valeur moyenne, définie en équation V.34, relatives à différents modes de chargements sont présentées en figure V.8.

$$\text{Err} = \frac{\text{Prédiction} - \text{Expérimental}}{\text{Expérimental}} \times 100 \quad (\text{V.34})$$

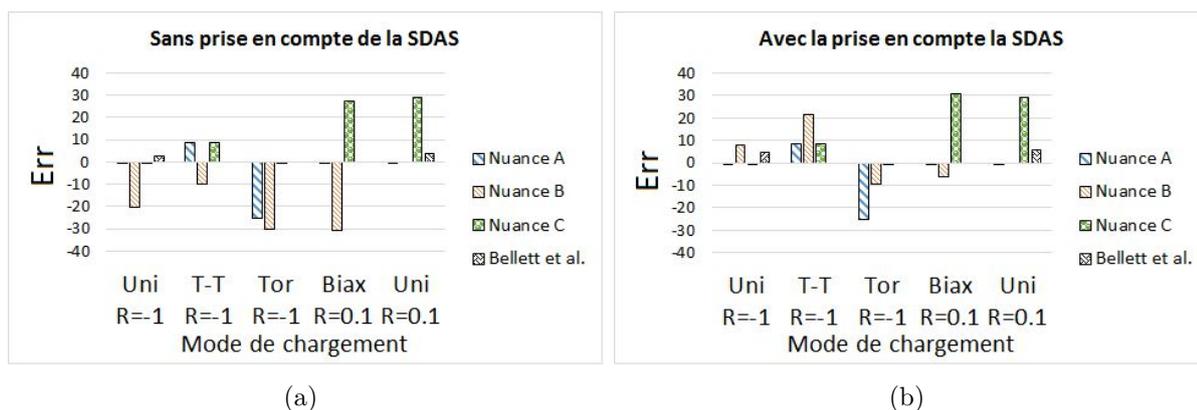


FIGURE V.8 – (a) Erreurs des prédictions de la valeur moyenne de la première approche (sans prise en compte de la SDAS et la taille de grain) et b) de l'approche modifiée (avec la prise en compte de la SDAS et la taille de grain)

Il subsiste de larges différences entre les prédictions et les données expérimentales pour certains cas relatifs au mécanisme 1 :

- Pour la nuance A et pour le chargement de torsion à $R=-1$, les paramètres du critère de Dang Van sont identifiés à partir des données de la nuance C alors que la matrice de la nuance A présente une meilleure résistance au cisaillement grâce à la présence de cuivre et ainsi une meilleure limite de fatigue en torsion.
- Pour la nuance C et pour les chargements uniaxial à $R=0.1$ et de traction équi-biaxiale à $R=0.1$, le coefficient de Dang Van α_{DV} est identifié à partir des limites de fatigue en traction-compression à $R=-1$ et de torsion à $R=-1$. Il correspond donc à l'effet de la contrainte hydrostatique maximale sur l'amorçage de fissure à partir des BGP. Pour les deux modes de chargements à $R=0.1$, l'impact des inclusions (i.e. les particules de Si et les intermétalliques) est plus marqué et l'amorçage de fissure à partir des ruptures et/ou décohésions des inclusions est dominant, ainsi l'utilisation du même coefficient α_{DV} ne semble pas appropriée.

A l'aide des diagrammes de Kitagawa-Takahashi présentés en figure V.7, la taille de pore critique est prédite pour différents modes de chargements. Le tableau V.3 résume ces prédictions.

Les tailles critiques de pore pour le chargement uniaxial à $R=-1$ et de torsion à $R=-1$ sont cohérentes avec certaines données de la littérature. Brochu et al. [37] ont constaté que la taille de pore critique sous chargement uniaxial à $R=-1$ est $\sqrt{area} = 155 \mu\text{m}$ pour un alliage A357-T6 dont la SDAS est de l'ordre de $60 \mu\text{m}$. La taille relative de pore critique est alors $\sqrt{area}/SDAS \approx 2.6$, proche de la valeur prédite ici de 2.1.

Chapitre V. Modélisation du comportement en FGNC des alliages d'aluminium de fonderie

Chargement	Taille relative de pore $\sqrt{area}/SDAS$	Taille de pore absolue $\sqrt{area}(\mu m)$	
		Nuance A	Nuance B
Uniaxial à R=-1	2.1	106	184
Traction-torsion combinées à R=-1	3.1	136	238
Torsion à R=-1	7.5	330	557
Uniaxial à R=0.1	1.8	79	138
Traction équi-biaxiale à R=0.1	2.7	119	207

TABLE V.3 – Prédiction des tailles critiques de pore des nuances A et B pour différents modes de chargement

Concernant le chargement de torsion, il a été constaté dans la section 2 du chapitre IV une taille critique de $\sqrt{area} = 450\mu m$ qui distingue les deux mécanismes d'endommagement de fatigue sous chargement de torsion pour la nuance B. La taille de pore critique prédite pour cette nuance est de $557\mu m$.

Une diminution de la taille critique de pore pour le chargement uniaxial est prédite quand le rapport de charge R augmente (par exemple pour la nuance A, la taille critique de pore prédite est de $106\mu m$ pour le chargement uniaxial à R=-1 et de $79\mu m$ pour le chargement uniaxial à R=0.1). Cette tendance est en cohérence avec les observations expérimentales reportées dans le travail de Houria et al. [32].

L'approche probabiliste présentée dans cette partie nous a permis de prendre en compte l'effet de la microstructure sur le mécanisme de propagation de fissure à partir de pore (mécanisme 2). Il reste (mais nous ne le ferons pas dans le cadre de cette thèse) à rendre compte des effets des caractéristiques microstructurales relatives à la matrice (i.e. SDAS, taille de grain et taux de durcissement par précipitation) sur le comportement en fatigue de la matrice d'aluminium (c'est-à-dire de l'ensemble de la phase Al- α et des inclusions). Ils se manifestent à travers les effets de la multiaxialité (pour les chargements à R=-1), de la contrainte moyenne ou de la biaxialité en traction biaxiale à R=0.1.

3 Simulation 3D par éléments finis de pore réel

Dans les deux premières approches analytiques proposées précédemment, on a tenté de prédire la limite de fatigue des nuances avec pores à partir de la réponse mécanique "globale" au voisinage de pores (avec l'utilisation du critère LFM). On s'intéresse principalement alors dans cette partie à la possibilité de prédire la limite de fatigue macroscopique en se basant sur la réponse mécanique "locale" au voisinage de pores critiques localisés dans le volume sollicité. Pour cela, on réalise des simulations 3D par EF des pores à l'origine de l'amorçage de fissures observés en micro-tomographie. Comme présenté à la section 3 du chapitre IV, des éprouvettes de la nuance B faisant l'objet des scans de micro-tomographie ont été testées en fatigue et les observations ont été réalisées dans la zone contenant la fissure principale. La figure V.9 présente une image d'un pore critique et de la fissure associée obtenue en micro-tomographie ainsi que la simulation 3D par EF du pore initial (c'est-à-dire sans fissure).

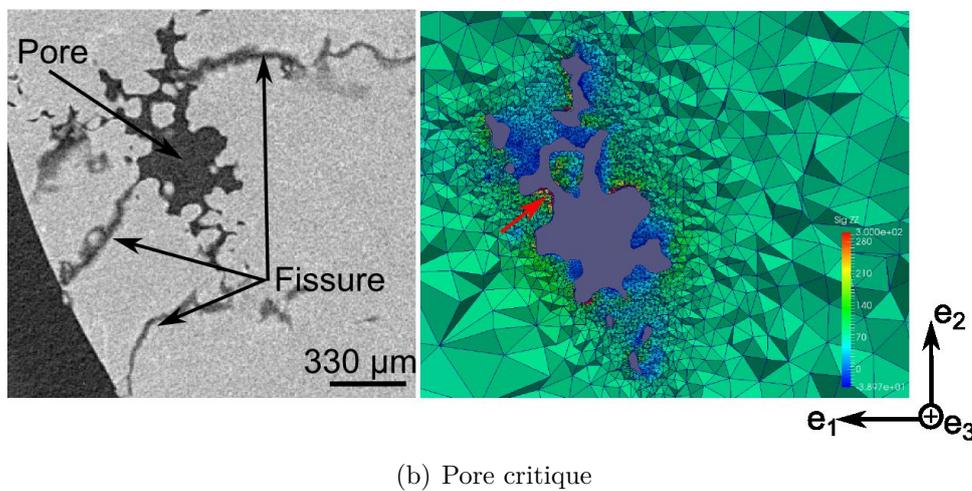
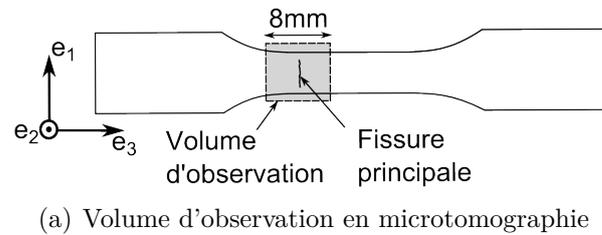


FIGURE V.9 – Vue de coupe d'un pore critique de l'éprouvette B20 rompue à $\Sigma_{33,a} = 70MPa$. La taille en $V^{1/3}$ du pore est $370 \mu m$ et la sphéricité est 0.2. La flèche rouge indique le point critique identifié en simulation

Concernant le modèle EF, à partir des données relatives à la géométrie des pores obtenues à l'aide des mesures de micro-tomographie, la surface des pores est numérisée et introduite dans une matrice élasto-plastique isotrope. Les analyses basées sur le champ de contrainte au voisinage de pores seront mises en parallèle avec les observations expérimentales relatives à l'amorçage et la propagation de fissure à partir de ces pores.

3.1 Identification du comportement élasto-plastique de la matrice d'aluminium

L'utilisation des données issues des essais d'érouissage cyclique de la nuance B pour identifier la loi de comportement de la matrice α de cette nuance ne semble pas la méthode la plus indiquée car cette nuance contient des pores. De ce fait, on identifiera le comportement de la matrice d'aluminium de la nuance B à partir des résultats d'essais d'érouissage cyclique de la nuance C (i.e. nuance sans pore). La matrice d'aluminium de la nuance B est, en effet, proche de celle de la nuance C au vu de la SDAS, la micro-dureté et les compositions chimiques (voir la partie 1.2 du chapitre II).

3.1.1 Choix d'un modèle de comportement élastoplastique

Le choix du modèle est fait à partir des résultats d'essais d'érouissage cyclique à déformation totale imposée présentés en annexe C. Il a été montré que le comportement à l'érouissage cyclique de la nuance C est à la fois cinématique et isotrope non-linéaire. Il est choisi de modéliser l'érouissage par une loi mixte, isotrope et cinématique, non-linéaires, à partir de l'approche de Lemaitre et al. [93] :

- L'érouissage isotrope est du type :

$$R = R_0 + Q \left(1 - \frac{1}{e^{bp}} \right) \quad (\text{V.35})$$

où R_0 est la limite d'écoulement initiale en traction uniaxiale. b et Q sont deux constantes. Q représente la valeur asymptotique correspondant au régime cyclique stabilisé et b est le paramètre de réglage de la vitesse de stabilisation. p est la déformation plastique cumulée.

- L'érouissage cinématique est de la forme :

$$\underline{\dot{X}} = \frac{2}{3} C \underline{\dot{\epsilon}}^p - D \underline{X} \dot{p} \quad (\text{V.36})$$

où \underline{X} est la variable d'érouissage, $\underline{\epsilon}^p$ est le tenseur de la déformation plastique. C et D sont des coefficients caractéristiques du matériau. \dot{p} est le taux de la déformation plastique équivalente cumulée.

3.1.2 Identification des paramètres par optimisation

Tout d'abord, à partir de la courbe contrainte-déformation obtenue à partir de l'essai de traction monotone, le module de Young E et la limite d'écoulement R_0 correspondant à une déformation plastique ϵ^p égale à 0.002 ont été déterminés par méthode graphique. Le coefficient de Poisson ν est pris égal à 0.3.

L'identification des paramètres b , Q , C et D est menée à l'aide du module d'optimisation inverse du logiciel ZeBuLoN. A partir des données expérimentales obtenues à l'aide des essais d'érouissage cyclique, les boucles d'optimisation des paramètres d'érouissage b , Q , C et D sont réalisées. La minimisation de la fonction d'erreur qui fait intervenir quatre paramètres b , Q , C et D est conduite grâce à l'algorithme de Levenberg-Marquardt. Les données expérimentales correspondant aux quatre niveaux d'amplitude de déformation

V.3 Simulation 3D par éléments finis de pore réel

totale imposée ($E_{zz} = 0.30\%$, $E_{zz} = 0.35\%$, $E_{zz} = 0.42\%$, $E_{zz} = 0.50\%$) sont concernées. Pour chaque niveau de déformation imposée, les boucles d'hystérésis expérimentales à différentes durée de vie : cycle 1, cycle 2, cycle 3, cycle 10, cycle 100 et cycle 200 sont utilisées pour l'optimisation. On justifie ce choix par le fait que l'écroutissage des nuances étudiées atteint très rapidement la saturation (durant les premiers cycles) et que la saturation est maintenue jusqu'à la rupture (voir l'annexe C).

Les paramètres identifiés sont présentés en table V.4 et la corrélation entre les boucles expérimentales et les boucles simulées est présentée en figure V.10. On note que la valeur identifiée de C est supérieure à celle de E . Ce fait n'est pas logique physiquement. Des identifications avec la contrainte $C < E$ sont réalisées. On obtient, néanmoins, des corrélations moins bonnes que celles sans contrainte. On adopte donc les paramètres identifiés sans contrainte $C < E$.

Paramètre	E	R_0	b	Q	C	D
	MPa	MPa		MPa	MPa	MPa
Valeur	75500	170	19	20	127499	1334

TABLE V.4 – Paramètres identifiés du comportement élasto-plastique de la matrice d'aluminium des nuances B et C

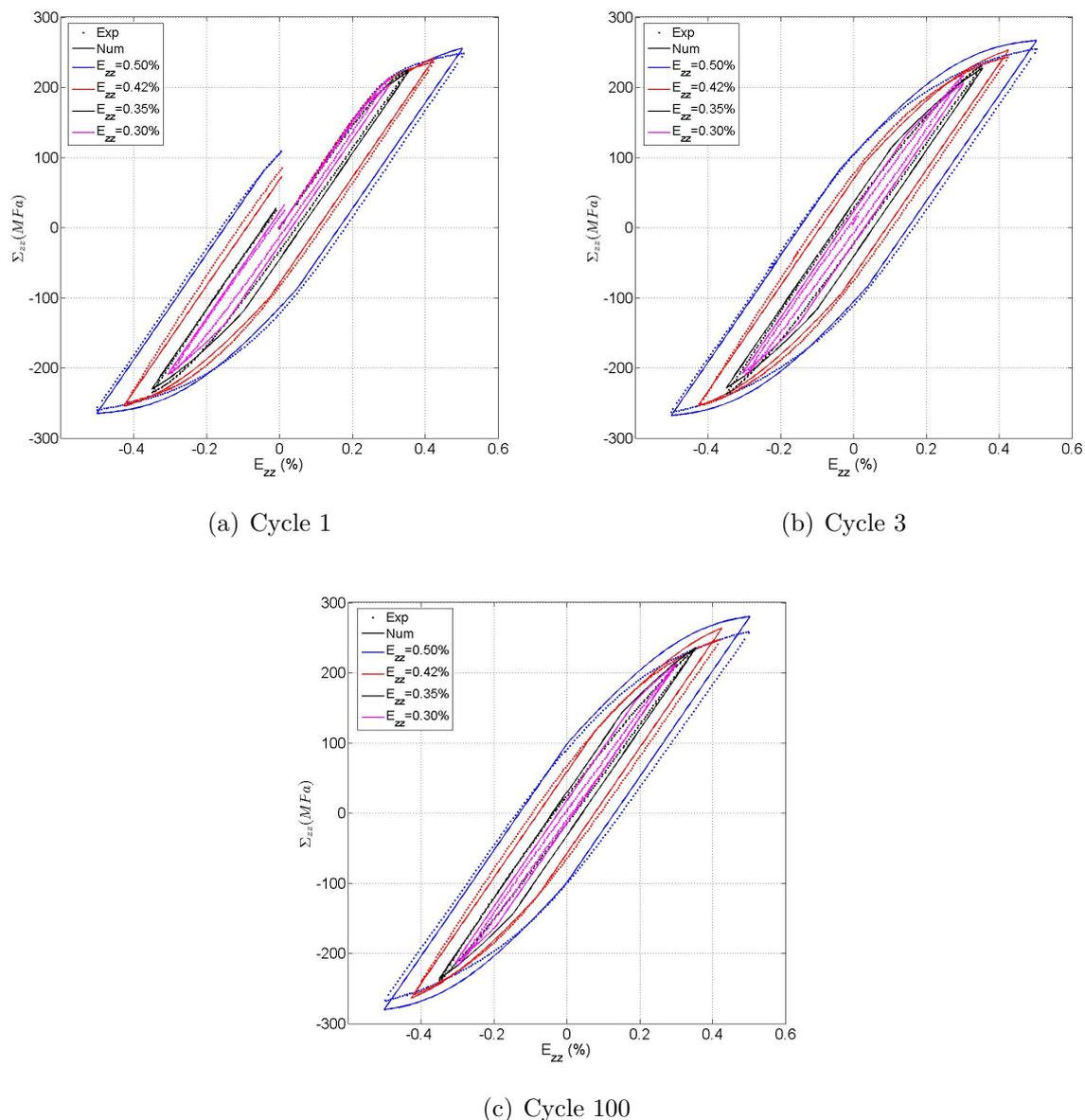


FIGURE V.10 – Essais d'écroissage cyclique à déformation totale imposée à différents taux de déformation totale imposée et à différents nombres de cycles ; comparaison des boucles contrainte-déformation simulées et expérimentales

3.2 Démarche de construction du modèle de simulation

3.2.1 Protocole de numérisation et de maillage

A partir des mesures en tomographie (présentées dans la section 1.3.2 du chapitre II), le logiciel Avizo est utilisé pour générer le maillage surfacique de la surface de pores avec des éléments triangulaires (Figure V.11a et b). Le nombre d'éléments surfaciques d'un pore est contrôlé en fonction de l'aire de la surface du pore pour que la taille d'éléments soit approximativement la même pour tous les pores (éléments triangulaires de taille de

V.3 Simulation 3D par éléments finis de pore réel

7 à 8 μm pour chaque côté). On ne peut pas raffiner le maillage au dessous de cette taille car les calculs deviendraient très couteux en temps. Le maillage surfacique de la

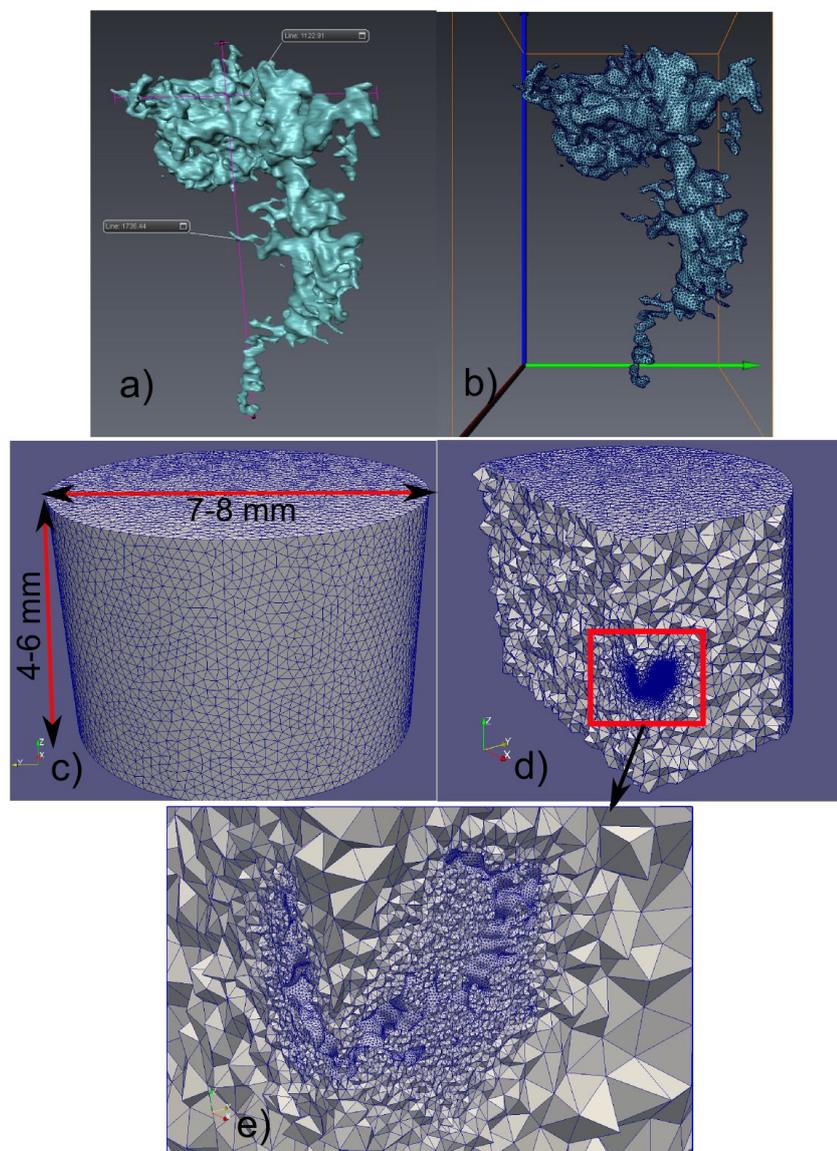


FIGURE V.11 – Etapes successives de maillage 3D de pore : a) Surface d'un pore traitée à l'aide du logiciel Avizo ; b) Maillage surfacique de la surface du pore à l'aide du logiciel Avizo ; c) Maillage volumique du volume extérieur ; d) Maillage volumique au niveau du pore ; e) Zoom sur le pore

surface de pores est introduit dans un volume en forme de cylindre dont le diamètre est de 7 à 8 mm et la hauteur de 4 à 6 mm (Figure V.11 c et d). Il s'agit du diamètre des cylindres correspondant à la section utile de l'éprouvette de fatigue. Le choix de la hauteur du cylindre provient de la volonté de limiter l'effet de bord des faces supérieure et inférieure sur les résultats de simulation et ceci en limitant le nombre d'éléments. La position spatiale des pores introduits est la position réelle des pores (i.e. la distance à l'axe central du cylindre) mesurée à l'aide des observations en micro-tomographie. Le maillage

en volume est réalisé à l'aide du logiciel Gmsh [94]. Le nombre d'éléments volumiques est limité à 8×10^5 .

Il est important de noter que tous les pores sont maillés en sous-couche (sans intersection avec la surface libre) alors que ces pores peuvent être débouchants en réalité. En effet, le maillage des pores débouchants est beaucoup plus coûteux que pour les pores en sous couche. D'autre part, les travaux de Serrano et al. [9] ont montré que la différence en terme de facteur de concentration de contrainte K_t du pore en sous couche et celui du pore débouchant n'est pas significative.

3.2.2 Choix des pores à simuler

Il a été montré dans la partie 3 du chapitre III que les pores doivent être débouchants ou se trouver en sous-couche (avec une distance à la surface libre inférieure à $500 \mu m$) pour qu'ils puissent faire amorcer et propager des fissures. En conséquence, pour chaque éprouvette (8 éprouvettes de la nuance B au total), 10 à 15 pores présentant les plus grandes tailles ainsi qu'une distance entre le barycentre et la surface libre inférieure à $500 \mu m$ sont analysés. Au total, 87 pores sont analysés. La figure V.12 présente des caractéristiques géométriques des pores concernés dans un diagramme "sphéricité-taille en racine cubique du volume".

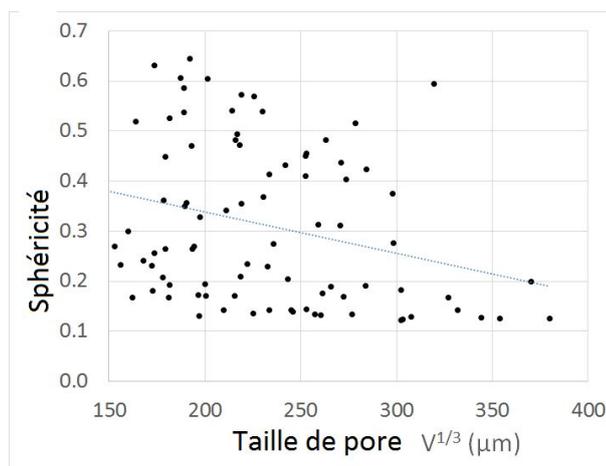


FIGURE V.12 – Sphéricité et taille en racine cubique de volume des pores considérés dans l'étude numérique par simulation EF

Il est important de noter qu'un seul pore sera introduit pour chaque volume simulé. La raison de ce choix vient du fait que l'effet de l'interaction entre pores dans l'amorçage et la propagation de fissures est négligeable (voir la section 3.2 du chapitre IV).

3.2.3 Application du chargement et conditions aux limites

Les simulations sont conduites avec les mêmes chargements que ceux appliqués dans les essais expérimentaux. Comme présenté dans la section 3 du chapitre IV, 8 éprouvettes de la nuance B observées en micro-tomographie ont été testées sous chargement de traction-compression à $R=-1$ par la méthode de l'escalier dont le staircase est présenté en figure V.13.

V.3 Simulation 3D par éléments finis de pore réel

		NUANCE B							
		1	2	3	4	5	6	7	8
N° épr.	R	B10	B18	B20	B30	B32	B48	B49	B43
σ_z (MPa)	R								
120	-1.00								
110	-1.00								
100	-1.00								
90	-1.00								
80	-1.00				X			X	X
70	-1.00	X	X	X	O	X		O	O
60	-1.00		O	O			X	O	
50	-1.00							O	
40	-1.00								
N		1393928	1100000	354014	652300	1092399	1580000	1370000	626811

FIGURE V.13 – Escalier de traction-compression à R=-1 réalisé sur 8 éprouvettes de la nuance B pour les mesures en micro-tomographie

Dans les simulations, les conditions aux limites appliquées pour le chargement de traction-compression sont présentées en figure V.14. La contrainte macroscopique est appliquée à l'aide de l'utilisation d'une pression ayant la même grandeur que la contrainte macroscopique cible sur la face supérieure. Un cycle de chargement est simulé pour chaque simulation. La justification de ce choix sera abordée dans la suite.

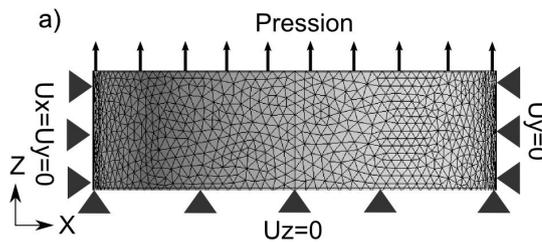


FIGURE V.14 – Conditions aux limites appliquées dans les simulations pour le chargement uniaxial

3.3 Etude préliminaire : Effet de la moyenne des contraintes et choix de paramètres critiques en fatigue

Dans cette première étude, on expliquera la raison de l'utilisation de la valeur moyenne en contrainte au lieu de la valeur locale au point d'intégration. Ensuite, le choix des paramètres critiques en fatigue représentant la réponse mécanique au voisinage des pores sera abordé. Ces paramètres seront utilisés dans la suite de l'étude afin de caractériser la criticité en fatigue des pores.

3.3.1 Effet de la moyenne sur les réponses mécaniques

Une première étude relative à l'effet de la taille d'éléments sur les contraintes locales simulées est menée. Néanmoins, comme le maillage ne peut être raffiné sans une augmentation très importante du temps de calcul, on n'obtient pas de convergence des contraintes

locales aux points d'intégration. D'autre part, on montrera plus tard que comme le niveau de contrainte locale à la surface des pores est très élevé et un endommagement peut apparaître très rapidement au voisinage de pore, l'utilisation de la valeur locale des contraintes pour proposer une approche de prédiction de la limite de fatigue à l'échelle macroscopique ne sera pas appropriée. On se propose plutôt d'analyser une valeur moyennée dans un volume à définir. Ce choix a été fait également dans le travail d'El May et al. [95].

Les calculs de moyenne ont été réalisés à l'aide d'un programme de post-processing développé au laboratoire LAMPA. Le tenseur des contraintes moyennées correspondant au point d'intégration i dans une sphère de rayon r , $\langle \underline{\sigma}(t) \rangle |_r$, est défini à l'équation V.37.

$$\langle \underline{\sigma}(t) \rangle |_r = \frac{1}{V} \int_V \underline{\sigma}(t) dV \quad (\text{V.37})$$

avec V le volume d'une sphère de rayon r centrée sur le point i . Pour appliquer cette relation, on propose de calculer :

$$\langle \underline{\sigma}(t) \rangle |_r = \frac{1}{V} \sum_k \underline{\sigma}_k(t) \det(J_k) W_k \quad (\text{V.38})$$

avec $\underline{\sigma}_k$ tenseur des contraintes locales au point d'intégration i ; J_k et W_k matrice jacobienne et fonction de poids aux points d'intégration de gauss correspondant au point d'intégration k dans le volume V .

Les figures V.16 présentent un exemple de l'évolution de la valeur moyenne de la contrainte σ_{33} en fonction du volume de moyenne V en deux points d'intégration P_1 et P_2 dont la position est présentée à la figure V.15. Quatre volumes de moyenne V avec les rayons $r = 0 \mu m, 20 \mu m, 40 \mu m$ et $60 \mu m$ sont considérés. Dans cette simulation, 9 cycles de chargement en traction-compression à $R=-1$ avec l'amplitude de contrainte macroscopique de $\Sigma_{33,a} = 70 MPa$ sont appliqués.

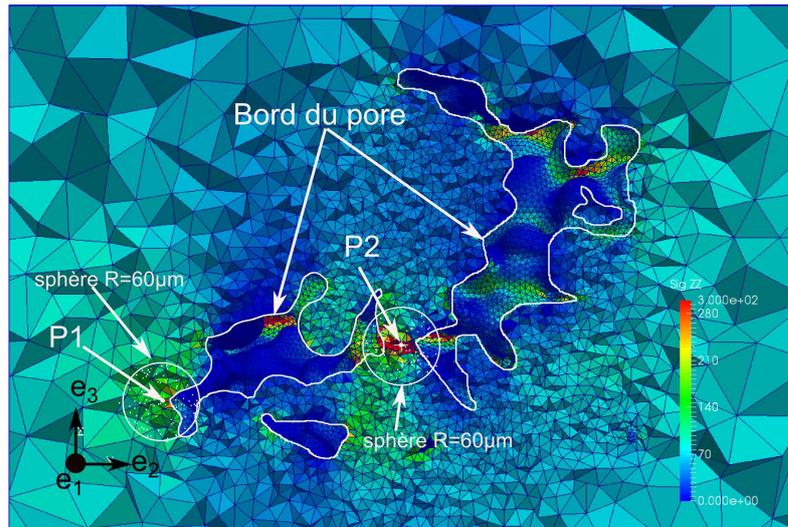


FIGURE V.15 – Positions de deux points d'intégration P_1 et P_2 ainsi que les sphères de moyenne de rayon $r = 60 \mu m$ associées

V.3 Simulation 3D par éléments finis de pore réel

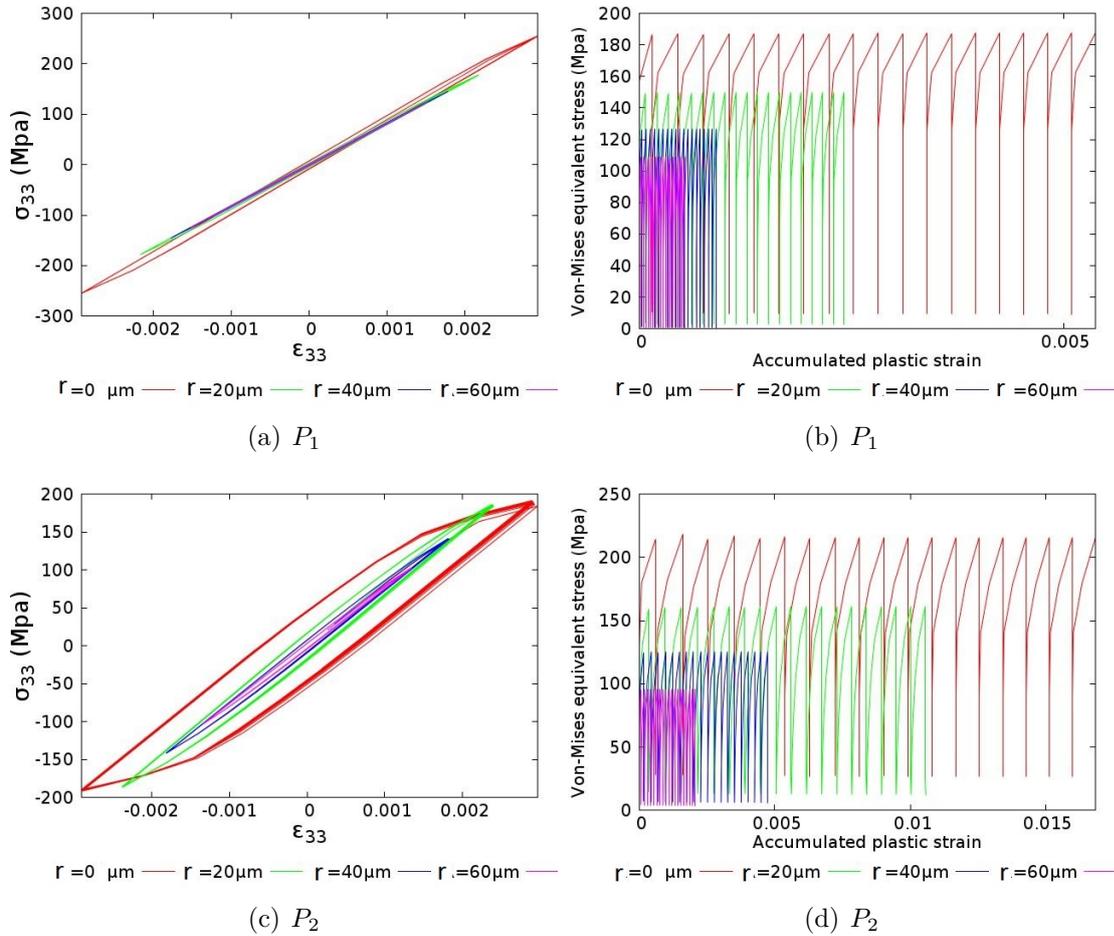


FIGURE V.16 – Effet de la moyenne pour différents rayons R de la sphère de moyenne ($r = 0 \mu m$ correspond aux valeurs sans moyenne) sur les réponses mécaniques. Contrainte macroscopique appliquée $\Sigma_{33,a} = 70 MPa$

On observe d'abord, à une contrainte macroscopique proche de la limite de fatigue sous chargement uniaxial à $R=-1$ de la nuance B, que le niveau de contrainte locale en ces deux points est très élevé ($\sigma_{VM,max}$ sans moyenne $> 200 MPa$ au point P_2). A titre de comparaison, ce niveau de contrainte est proche de celui appliqué à l'échelle macroscopique dans les essais d'écroutissage cyclique avec un taux de déformation imposé $E_{a,zz} \approx 0.3\%$ pour la nuance sans pore (nuance C) (voir l'annexe C). Il à noter qu'à ce taux de déformation imposé, la durée de vie des éprouvettes de nuance C est inférieure à $< 10^4$ cycles. On observe également, à la figure V.16, que la différence de la contrainte de Von Mises entre le premier cycle et les cycles suivants n'est pas importante. Dans la suite de cette étude, un seul cycle de chargement sera donc appliqué pour les simulations.

Il est montré que dès que le rayon de la sphère de moyenne atteint des valeurs de r de l'ordre de 40 à 60 μm , la réponse mécanique devient globalement élastique. A titre de comparaison, une simulation utilisant le comportement élastique isotrope pour la matrice d'aluminium a été réalisée. La comparaison de la contrainte équivalente de Von Mises obtenue dans la simulation avec le comportement élastique isotrope et celle obtenue avec

le comportement élasto-plastique est présentée en figure V.17.

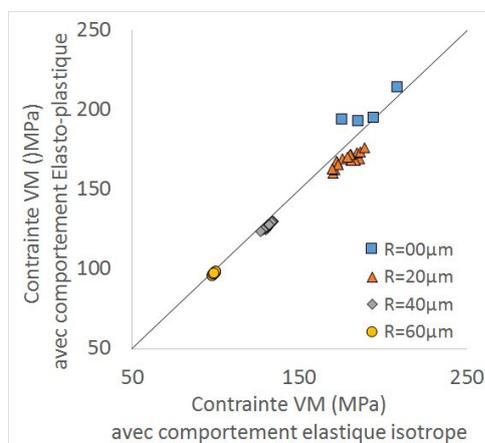


FIGURE V.17 – Comparaison de la contrainte équivalente de Von Mises au point P_2 avec un comportement élasto-plastique et un comportement élastique isotrope pour différents rayons de la sphère de moyenne r . La contrainte macroscopique appliquée vaut $\Sigma_{33,a} = 70$ MPa

On observe que la contrainte de Von Mises moyennée obtenue par la simulation avec le comportement élasto-plastique se confond avec celle obtenue avec le comportement élastique isotrope à partir d'une sphère de moyenne de rayon $r = 40\mu m$. La question du choix du rayon r le plus approprié pour les analyses relatives aux conditions d'amorçage et de propagation de fissures à partir d'un pore se pose alors. Si le rayon $r \geq 40\mu m$, il est plus simple de réaliser les calculs avec un comportement élastique isotrope. On tentera de définir une taille de volume moyenné optimal à la section 3.4 de ce chapitre.

3.3.2 Choix des paramètres critiques en fatigue

Dans les travaux issus de la littérature portant sur la simulation par éléments finis de pore réel 3D pour les alliages d'Al-Si de fonderie [9, 40, 96, 39, 97], le facteur de concentration de contrainte K_t a été utilisé comme facteur indicatif de la criticité en fatigue d'un pore. Cependant, il est largement admis que ce facteur n'est pas approprié pour décrire l'endommagement en fatigue car il ne prend pas en compte l'effet de gradient des contraintes au voisinage d'un pore. Dans cette étude, il sera considéré deux autres paramètres plus pertinents du point de vue du mécanisme d'endommagement en fatigue : la contrainte équivalente de Dang Van σ_{DV} et la contrainte principale la plus grande σ_I .

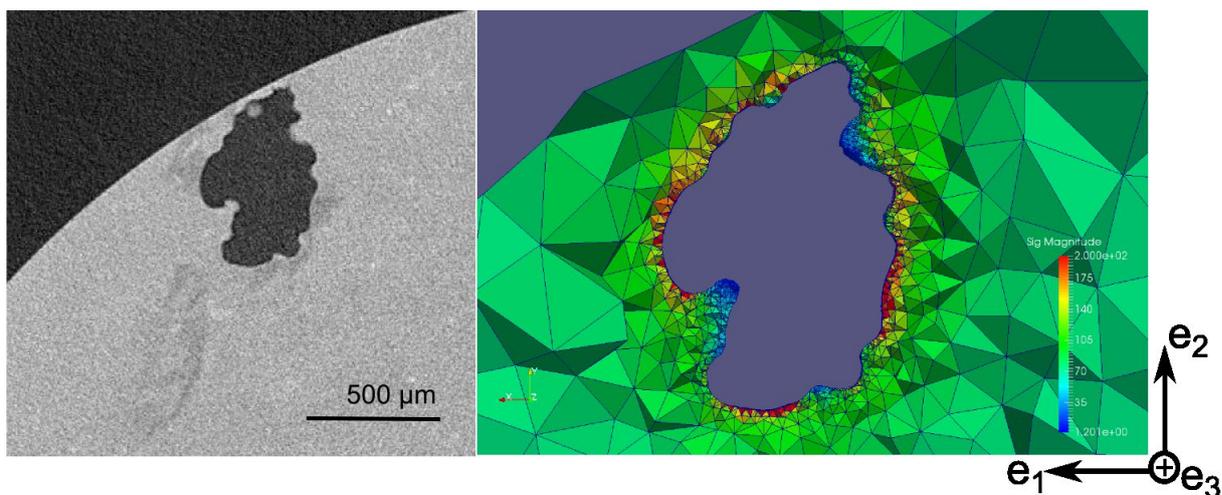
- La contrainte équivalente de Dang Van est souvent utilisée pour modéliser la condition de l'amorçage de fissure en cisaillement (stade I). Dans notre étude, une contrainte de Dang-Van **moyennée** sera considérée. Les paramètres du critère de Dang Van (α_{DV} et β_{DV}) sont identifiés à partir des limites de fatigue en traction-compression à $R=-1$ et en torsion à $R=-1$ de la nuance C. Comme expliqué dans la section 3.1 de ce chapitre, le comportement de la nuance C (sans pore) est considéré proche de celui de la matrice d'aluminium de la nuance B.
- Le deuxième paramètre critique en fatigue à considérer concerne la contrainte principale la plus grande σ_I . Elle est considérée comme la force motrice relative au

mécanisme de blocage ou propagation des fissures en mode d'ouverture (stade II).

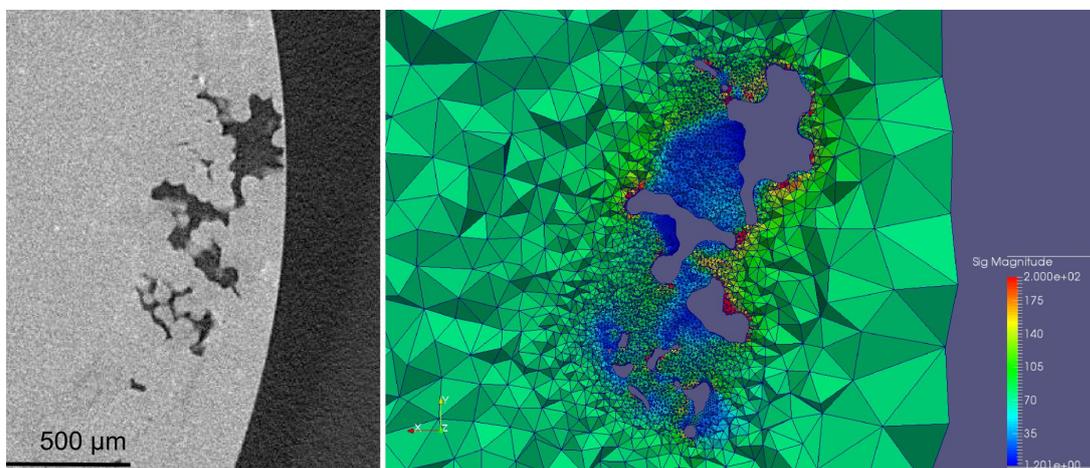
3.4 Analyse de pores critiques

Dans cette partie, les pores critiques (c'est-à-dire les pores à l'origine de l'amorçage des fissures observées en micro-tomographie) sont analysés. Les valeurs maximales au voisinage de ces pores critiques (dénommés *pores avec fissure* à la figure V.19(a)) des paramètres critiques moyennés seront comparées avec celles des pores au niveau desquels aucune fissure n'est observée en micro-tomographie (dénommés *pores sans fissure* à la figure V.19(a)). Cette analyse nous permettra d'une part de choisir le rayon r le plus approprié de la sphère de moyenne, et d'autre part de déterminer le seuil relatif à chaque paramètre critique en fatigue afin d'être capable de prédire la limite de fatigue associée à chaque pore critique.

La figure V.18 présente un exemple de deux pores critiques observés sur l'éprouvette B10 rompue à une amplitude de contrainte suivant la direction e_3 $\Sigma_{33,a} = 70$ MPa (Figure V.13). Il s'agit des coupes dans le plan perpendiculaire à la direction de chargement, c'est-à-dire le plan $e_1 - e_2$. Le premier pore critique est relatif à l'amorçage de la fissure principale et le second correspond à l'amorçage de la fissure secondaire. Il est à noter que la fissure secondaire est localisée loin de la fissure principale. Les pores critiques de l'ensemble des éprouvettes de la nuance B concernées dans cette étude sont répertoriés en annexe F. Il est à noter que les valeurs σ_I et K_I indiquées dans cette analyse correspondent aux valeurs maximales du cycle.



(a) Pore à l'amorçage de la fissure principale



(b) Pore à l'amorçage de la fissure secondaire

FIGURE V.18 – Pores critiques de l'éprouvette B10, rompue à $\Sigma_{33,a} = 70$ MPa et à $N = 1.4 \times 10^6$ cycles

3.4.1 Condition d'amorçage et de propagation de fissures basée sur le critère de Dang-Van

Le critère de danger de Dang-Van est défini par l'équation V.39.

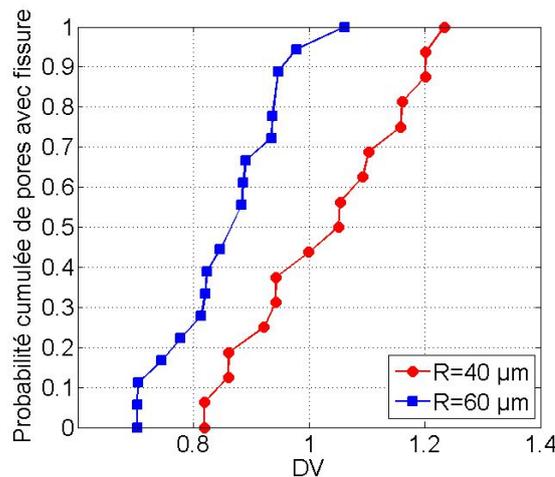
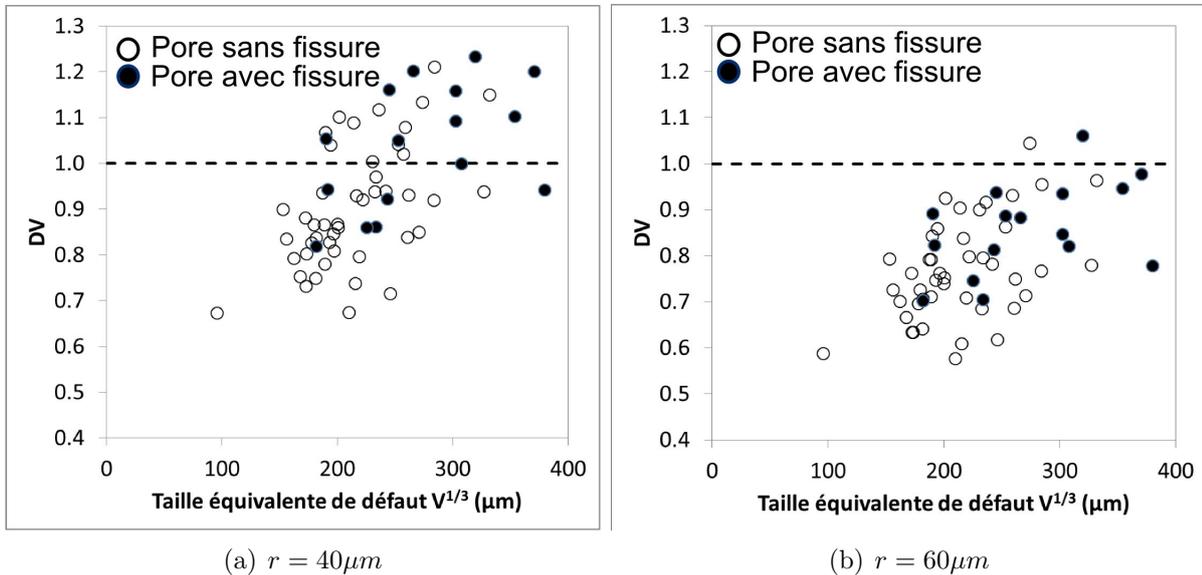
$$DV = \frac{\langle \sigma_{DV} \rangle |_R}{\tau_{D,a,-1}} \quad (\text{V.39})$$

où $\langle \sigma_{DV} \rangle |_r$ représente la contrainte équivalente de Dang Van moyennée dans la sphère de rayon r ; $\tau_{D,a,-1}$ est l'amplitude de la limite de fatigue sous chargement de torsion à $R=-1$ de la nuance C. La valeur critique dans le cas d'une approche par moyenne correspond à l'unité.

Les figures V.19(a) et V.19(b) présentent le niveau du critère de danger de Dang-Van maximal au voisinage de pore relatif aux deux rayons de sphère de moyenne de $r = 40\mu m$

V.3 Simulation 3D par éléments finis de pore réel

et $r = 60\mu m$, en fonction de la taille en racine cubique $V^{1/3}$ des pores. La probabilité cumulée de pores avec fissure est présentée en figure V.19(c)



(c) Probabilité cumulée de pores avec fissure en fonction du critère de danger de Dang Van

FIGURE V.19 – a) et b) Critère de danger de Dang-Van des pores avec et sans fissure relatif aux deux rayons de la sphère de moyenne $r=40\mu m$ et $r=60\mu m$; c) Probabilité cumulée de pores avec fissure relative aux deux rayons de la sphère de moyenne $r=40\mu m$ et $r=60\mu m$

Les figures V.19(a) et V.19(b) montrent d'abord une corrélation entre la taille de pore, le critère de Dang Van et la fraction de pores avec fissure. Plus la taille de pore est élevée, plus le critère de danger de Dang Van et la fraction de pores avec fissure sont élevés.

On observe à la figure V.19(c) qu'à $r=40\mu m$, le critère de Dang Van $DV = 1$ correspond à une probabilité cumulée de pores avec fissure de 50% environ alors que pour $r=60\mu m$, cette probabilité cumulée est de 95% environ. Ainsi, pour l'utilisation du critère de Dang

Van, la moyenne avec une sphère de rayon $r=40\mu m$ semble plus appropriée qu'avec une sphère de rayon $r=60\mu m$.

3.4.2 Condition d'amorçage et de propagation de fissures basée sur la contrainte principale σ_I

Les figures V.20 présentent la contrainte principale $\langle \sigma_I \rangle_r$, moyennée dans la sphère de rayon r des pores avec et sans fissure.

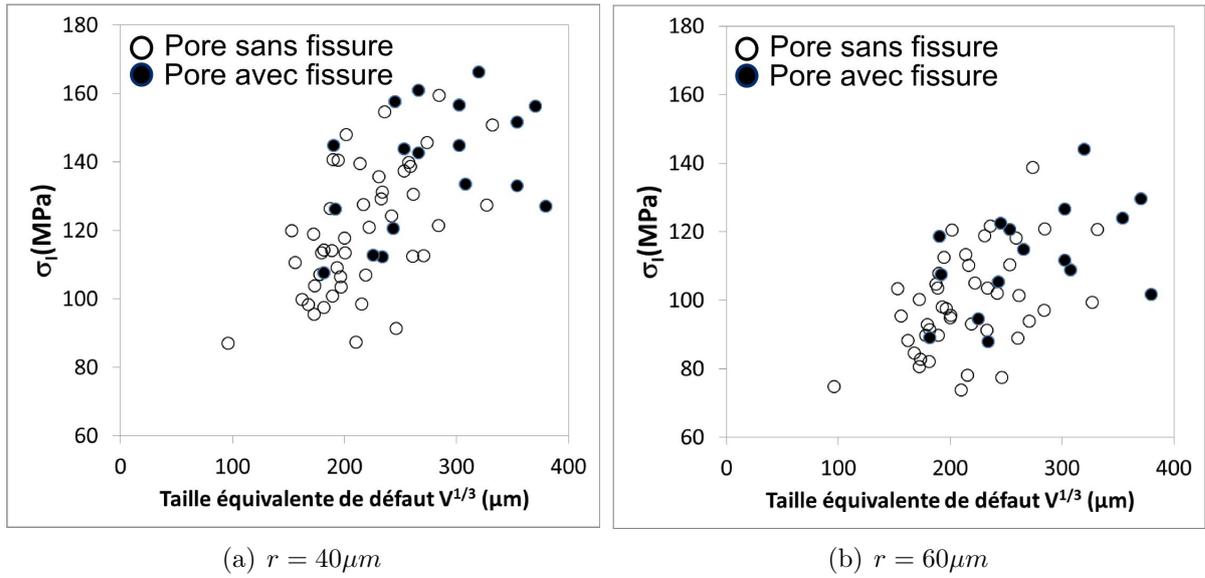


FIGURE V.20 – Contrainte principale σ_I de pores avec et sans fissure relative aux deux rayons de la sphère de moyenne $r=40\mu m$ et $r=60\mu m$

Comme on ne sait pas à quelle valeur de seuil relative à la contrainte principale l'amorçage et la propagation des fissures à partir de pore ont lieu, on se propose donc d'utiliser plutôt le facteur d'intensité de contrainte, K_I .

Afin de calculer K_I à partir de la contrainte principale σ_I , une hypothèse relative à la géométrie de fissure est proposée. Une micro-fissure 3D de géométrie semi-circulaire est introduite à la surface d'un pore, dans la zone maximisant la contrainte σ_I moyennée avec une sphère de rayon r . Le rayon de la fissure introduite est supposé égal au rayon de la sphère de moyenne r . La figure V.21 illustre cette hypothèse par une coupe suivant le plan $e_2 - e_3$ (le plan de la fissure semi-circulaire introduite est dans le plan $e_1 - e_2$).

On suppose ensuite que la présence de la micro-fissure modifie peu le niveau de contrainte σ_I moyennée. En effet, comme la morphologie des pores de fonderie est très tortueuse et que la taille de la micro-fissure introduite ($r=40$ à $60\mu m$) est relativement faible par rapport à la taille du pore ($V^{1/3} > 200\mu m$), cette hypothèse semble acceptable.

A partir de cette hypothèse, le facteur d'intensité de contrainte au fond de la micro-fissure peut être calculé en se basant sur la mécanique linéaire de la rupture à l'aide de la formule empirique de Murakami :

$$\langle K_I \rangle_R = 0.65 \langle \sigma_I \rangle_r \sqrt{\pi \sqrt{ar} e a_{\mu-fissure}} \quad (V.40)$$

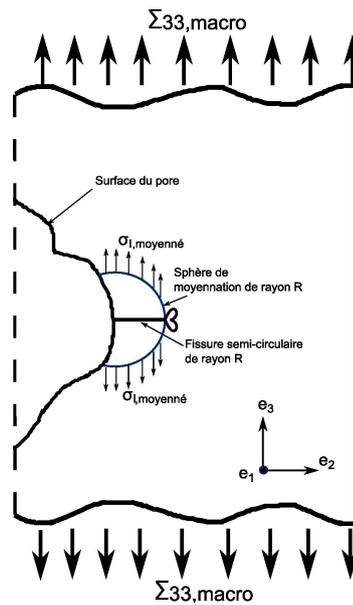
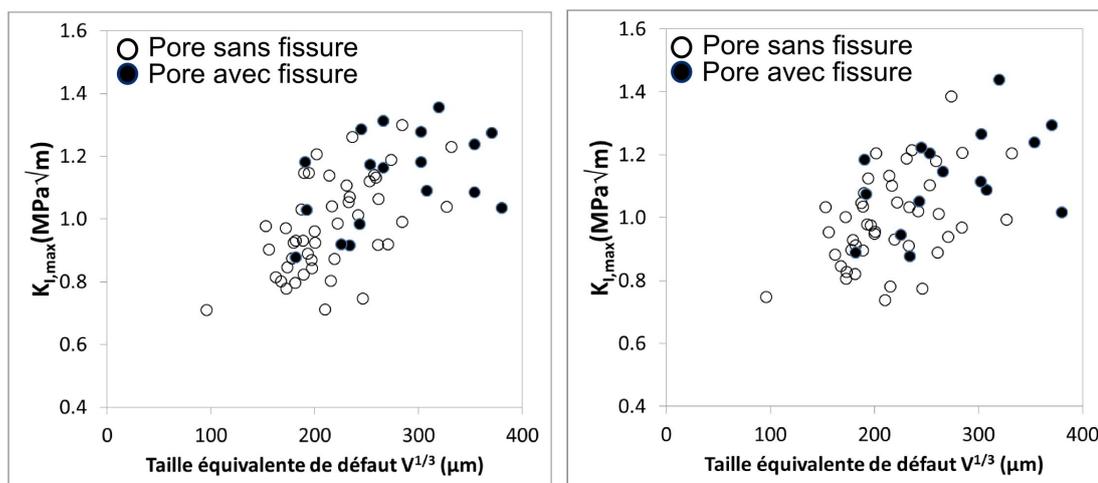


FIGURE V.21 – Schéma 2D illustrant l'hypothèse de l'introduction d'une micro-fissure à la surface d'un pore

avec $\sqrt{area_{\mu-fissure}}$ racine de l'aire de la fissure introduite qui ne comprend pas l'aire du pore associé. Ainsi, $\sqrt{area_{\mu-fissure}} = \sqrt{\pi r^2/2}$.

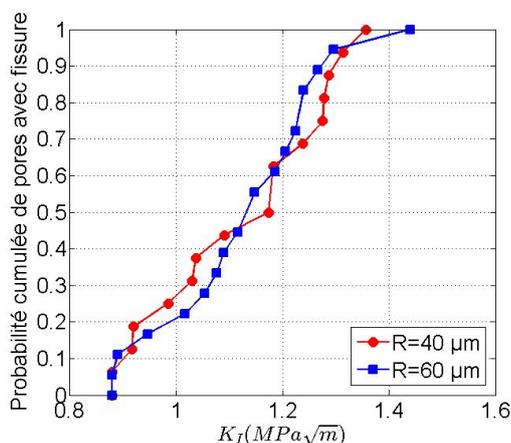
Les figures V.22 présentent les facteurs d'intensité de contraintes des pores sans et avec fissure ainsi que la relation entre la probabilité cumulée de pores avec fissure et le K_I . On observe clairement qu'avec l'utilisation du facteur d'intensité de contrainte K_I , la probabilité cumulée de pores avec fissure ne diffère pas entre la moyenne à $r=40 \mu m$ et celle à $r=60 \mu m$.

Il est intéressant de noter que la probabilité cumulée de pores avec fissure de l'ordre de 50% correspond à la valeur de $K_I \approx 1.0$ à $1.2 MPa\sqrt{m}$. Cette valeur est en accord avec les données expérimentales relatives au seuil de propagation de fissures naturelles présenté à la section 4.2 du chapitre IV (Figure IV.32(b)) avec l'utilisation de ΔK_{eff} en sachant que ces deux valeurs du facteur d'intensité de contrainte sont relatives à la partie positive du cycle de chargement, soit $\Delta\Sigma/2$ pour le rapport de charge $R=-1$.



(a) $r = 40\mu m$

(b) $r = 60\mu m$



(c) Probabilité cumulée de pores avec fissure en fonction de K_I

FIGURE V.22 – a) et b) Facteur d'intensité de contrainte K_I des pores avec et sans fissures relatif aux deux rayons de la sphère de moyenne $r=40\mu m$ et $r=60\mu m$; c) Probabilité cumulée de pores avec fissure relative aux deux rayons de la sphère de moyenne $r=40\mu m$ et $r=60\mu m$

3.4.3 Prédiction de la limite de fatigue macroscopique et corrélation avec les données expérimentales

Dans cette partie, la prédiction de la limite de fatigue macroscopique est conduite en se basant sur les paramètres critiques en fatigue présentés précédemment. Elle se fait soit avec le critère de Dang Van, soit avec le facteur d'intensité de contrainte K_I . Le principe de l'approche est :

- Avec le critère de Dang Van : la condition d'amorçage et de propagation de fissures à partir d'un pore s'écrit :

$$DV = \frac{\langle \sigma_{DV} \rangle_r}{\tau_{D,a,-1}} \geq 1 \quad (V.41)$$

où $\tau_{D,a,-1}$ est l'amplitude de la limite de fatigue sous chargement de torsion à R=-1 de la nuance C, $\langle \sigma_{DV} \rangle|_r$ est la valeur maximale au voisinage du pore de la contrainte de Dang Van moyennée dans une sphère de rayon r . Le rayon r est pris égal à $40 \mu m$ car cette valeur semble la plus appropriée pour définir les conditions d'amorçage et de propagation (voir dans la section 3.4.1 de ce chapitre).

On suppose ensuite que le rapport $\frac{\langle \sigma_{DV} \rangle|_r}{\Sigma_{33,a}} = C_1$ est constant quelle que soit la contrainte macroscopique appliquée $\Sigma_{33,a}$. Cette hypothèse semble appropriée car on a montré dans la section 3.3.1 de ce chapitre que la réponse mécanique au voisinage du pore devient quasi-élastique avec $r \geq 40 \mu m$. Ainsi nous avons une relation linéaire entre $\langle \sigma_{DV} \rangle|_r$ et $\Sigma_{33,a}$. La valeur de C_1 est déterminée à l'aide d'une simulation avec une valeur de $\Sigma_{33,a}$ donnée.

La limite de fatigue macroscopique de l'éprouvette contenant le pore critique est finalement calculée par :

$$\Sigma_{D,33,a} = \frac{\tau_{D,a,-1}}{C_1} \quad (\text{V.42})$$

- Avec le facteur d'intensité de contrainte K_I . La condition d'amorçage et de propagation de fissures à partir d'un pore est exprimée à l'équation V.43. La valeur du seuil K_{seuil} est prise égale à $1.1 MPa\sqrt{m}$ qui correspond à une probabilité cumulée d'occurrence de pore avec fissure d'environ 50 % (Figure V.22). Le rayon de moyenne r est également pris égal à $40 \mu m$.

$$\langle K_I \rangle|_r \geq K_{seuil} \quad (\text{V.43})$$

Par analogie avec l'approche utilisant la contrainte de Dang Van, on suppose que $\frac{\langle K_I \rangle|_r}{\Sigma_{33,a}} = C_2$ est constant et cette valeur est déterminée à l'aide d'une simulation avec une valeur de contrainte macroscopique $\Sigma_{33,a}$ donnée. La limite de fatigue macroscopique associée au pore critique est donc calculée par :

$$\Sigma_{D,33,a} = \frac{K_{seuil}}{C_2} \quad (\text{V.44})$$

Les figures V.23 présentent la comparaison de la contrainte macroscopique appliquée expérimentalement avec les prédictions réalisées sur les pores **critiques** à l'amorçage des fissures principales.

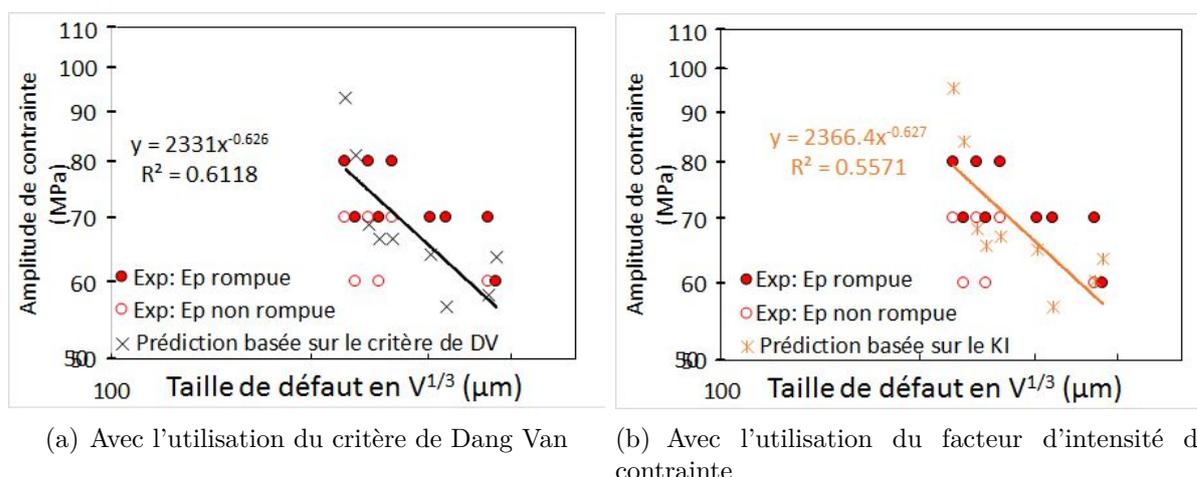


FIGURE V.23 – Comparaison de la limite de fatigue à l'échelle macroscopique des pores à l'amorçage des fissures principales entre les données expérimentales et les prédictions réalisées sur les pores critiques à l'amorçage des fissures principales

On observe que la prédiction avec les deux approches reflète la chute de la limite de fatigue quand la taille de pore augmente. Néanmoins, les écarts entre la prédiction et les données expérimentales sont élevés.

3.4.4 Comparaison entre prédictions obtenues par la simulation EF et celles obtenues par des approches analytiques

On aborde maintenant la comparaison entre la prédiction de limite de fatigue obtenue par la simulation EF avec celle obtenue par l'approche analytique basée sur le critère de LEFM en utilisant le paramètre de taille de pore \sqrt{area} . Pour rappel, ce critère s'écrit :

$$\Delta\Sigma_D = \frac{\Delta K_{th}}{0.65\sqrt{\pi\sqrt{area}}} \quad (V.45)$$

La valeur de ΔK_{th} est prise égale à $3.65 \text{ MPa}\sqrt{m}$ à $R=-1$ pour la nuance B (voir la section 1.2 de ce chapitre). Concernant la taille en \sqrt{area} des pores à l'origine de l'amorçage des fissures principales, deux résultats issus de deux moyens de mesure sont reportés. Le premier moyen est relatif aux observations sur les faciès de rupture. Le second consiste à utiliser l'aire maximale du pore à partir des coupes tomographiques. Il est à noter que le plan des coupes est perpendiculaire à la direction de chargement. Les figures V.24 illustrent les deux moyens de mesure de \sqrt{area} des pores critiques.

Les figures V.25 présentent la comparaison de la limite de fatigue entre les données expérimentales et les prédictions. Il est à noter que la limite de fatigue expérimentale est supposée égale au niveau de contrainte du dernier palier de chargement (Figure V.13). L'erreur est définie par l'équation V.46 :

$$\text{Err} = \frac{\text{Prédiction} - \text{Expérimental}}{\text{Expérimental}} \times 100 \quad (V.46)$$

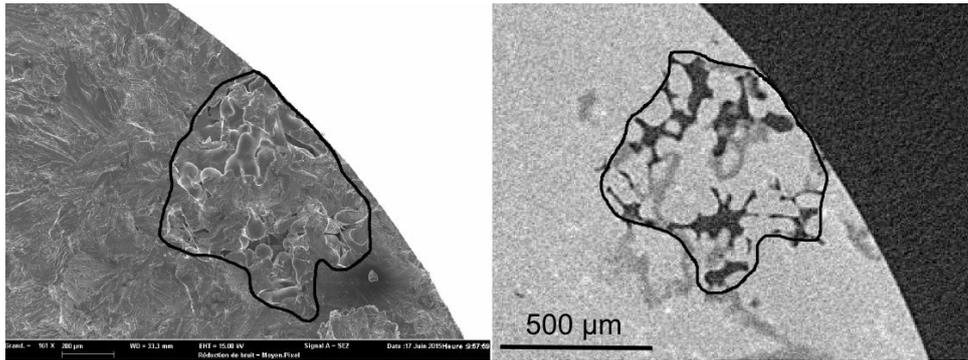


FIGURE V.24 – Deux moyens de mesure de la taille de pores critiques \sqrt{area} : à gauche, à l'aide des observations sur les faciès de rupture ; à droite, à l'aide des observations en microtomographie

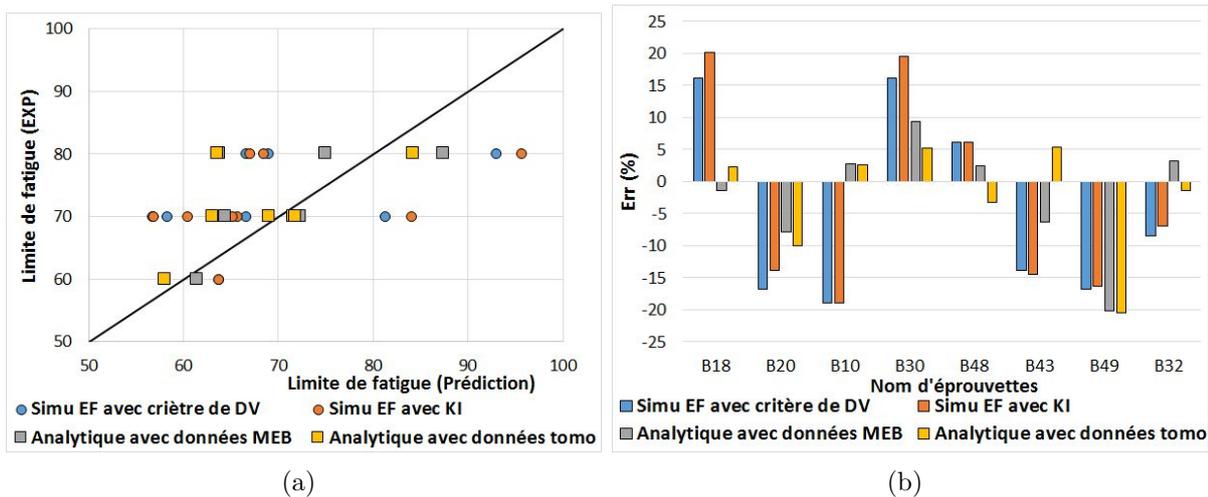


FIGURE V.25 – Comparaison de la prédiction de la limite de fatigue associée aux pores à l'amorçage des fissures principales entre la simulation par EF et l'approche analytique basée sur le critère de LEFM

On observe que les deux approches analytiques conduisent à des prédictions similaires. On constate également que la prédiction obtenue par la simulation EF n'est pas vraiment meilleure que celle résultant de l'approche analytique. Une des explications possibles est que dans les approches basées sur les simulations par EF, on utilise la valeur maximale au voisinage de pore des paramètres critiques en fatigue pour statuer de l'amorçage et la propagation de fissure. Cependant, il est observé expérimentalement dans le travail de Serrano et al. [9] que plusieurs fissures s'amorcent simultanément à différents endroits autour d'un pore et coalescent pour former la fissure principale. De ce fait, un critère plus global qui se base sur l'ensemble des zones critiques de pore semblerait plus adapté.

3.5 Etude de l'influence de différents facteurs géométriques et du mode de chargement

Dans cette partie, l'effet des différents facteurs géométriques de pores, comme la taille et la morphologie, ainsi que du mode de chargement sur les paramètres critiques en fatigue est quantifié. Pour cela, on conduit des simulations sur un nombre important de pores (87 pores) pour obtenir des résultats représentatifs.

3.5.1 Effet de la taille de pore

Les simulations par EF conduites pour l'analyse des pores critiques ont montré, pour le chargement uniaxial, que l'augmentation de taille de pore entraîne une augmentation de la valeur maximale des paramètres critiques en fatigue et une chute de la limite de fatigue (Figure V.23). Cependant, le nombre de pores concernés dans cette analyse est faible et une grande dispersion est observée.

Dans cette partie, 87 pores sont simulés sous chargement de traction-compression à $R=-1$ afin de caractériser l'effet de la taille sur les paramètres critiques des pores. Les figures V.26 présentent la valeur maximale au voisinage de pores de la contrainte équivalente de Dang Van normalisée σ_{DV}/Σ_{app} et de la contrainte principale normalisée σ_I/Σ_{app} en fonction de la taille de pore. Ces contraintes sont moyennées dans les sphères de rayon $r = 40\mu m$ et $r = 60\mu m$. La taille de pore est caractérisée par le diamètre de féret maximum ou par la racine cubique du volume $V^{1/3}$. Chaque point correspond à un pore.

On observe que plus la taille de pore est importante, plus le niveau des contraintes (σ_{DV} ou σ_I) moyenné est élevé. Cette tendance est particulièrement nette en utilisant la racine cubique de volume de pore alors qu'elle est bien moins claire avec l'utilisation du diamètre de féret. La dispersion de la relation "contrainte-taille de pore", caractérisée par le coefficient de détermination R^2 , est beaucoup plus faible avec l'utilisation de $V^{1/3}$ qu'avec le diamètre de féret. Néanmoins, il faut garder à l'esprit que le diamètre de féret reporté dans cette étude est le plus grand dans toutes les directions. Si on utilise le diamètre de féret relatif au plan perpendiculaire à la direction de chargement, la corrélation sera sûrement meilleure. Cependant, la détermination de ce dernier n'est pas toujours évidente, notamment dans le cas de culasses industrielles avec des chargements réels complexes.

La pente de la courbe "paramètre critique-taille de pore" en échelle log-log relative à la moyenne à $r=40\mu m$ (0.47 avec l'utilisation de la contrainte de Dang Van et 0.51 avec l'utilisation de la contrainte principale) est proche de 0.5. Cette constatation confirme à nouveau l'accord avec l'approche analytique basée sur le critère LEFM.

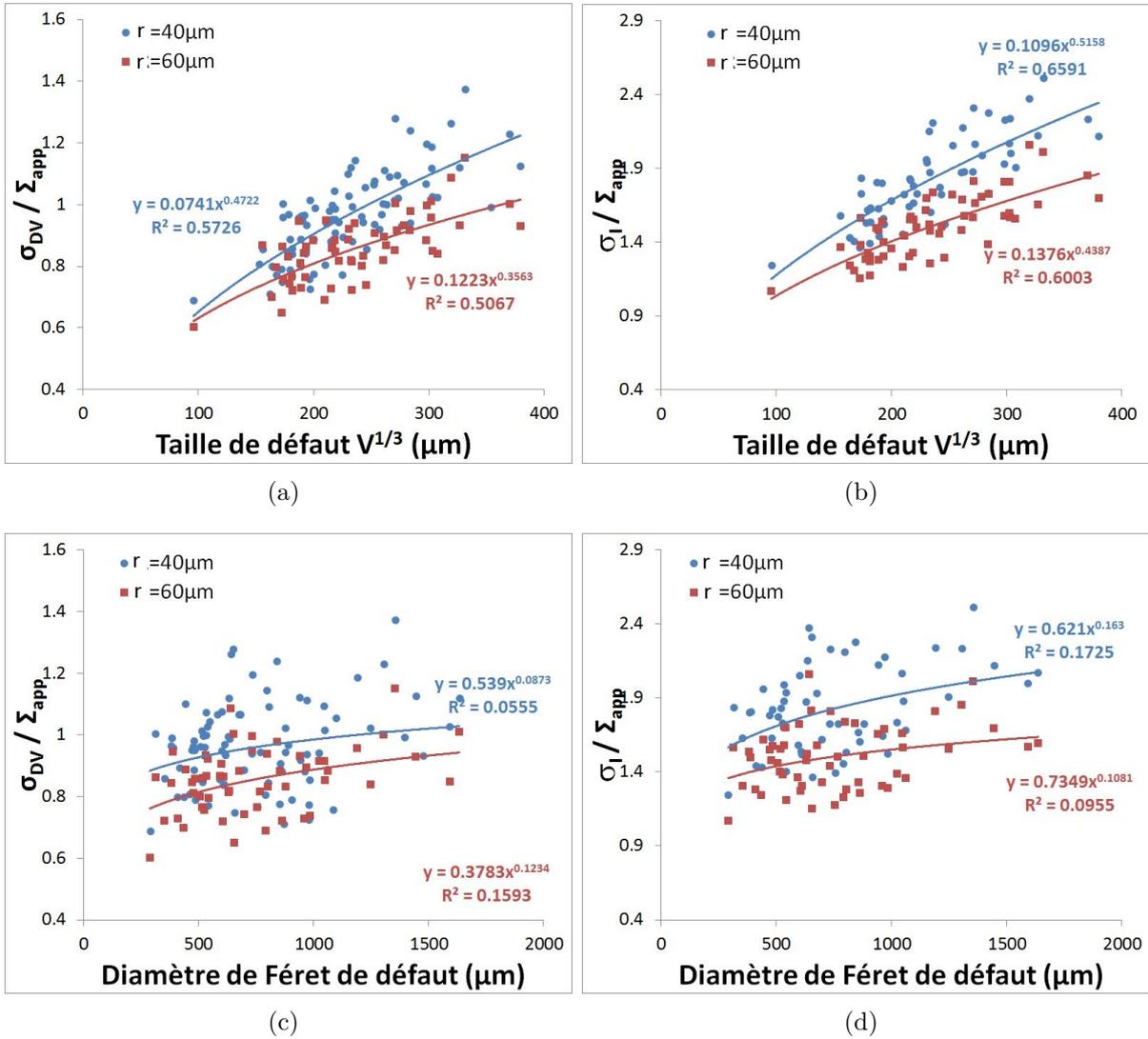


FIGURE V.26 – Effet de volume sur la contrainte équivalente de Dang-Van normalisée et sur la contrainte principale normalisée : (a)(b) en fonction de la racine cubique du volume de pores $V^{1/3}$; (c)(d) en fonction du diamètre de féret maximum de pores

3.5.2 Comparaison avec des pores de géométrie simplifiée

Dans cette partie, les paramètres critiques au voisinage des pores naturels sont comparés avec ceux de pores de géométrie simplifiée pour la sollicitation de traction-compression à $R=-1$. Deux morphologies simplifiées sont considérées : pore sphérique avec la sphéricité $s = 1$ et pore sphéroïde "oblate" (i.e. $r_{e1} = r_{e2} > r_{e3}$) avec l'axe majeure, $r_{e1} = r_{e2}$, égal à 4 fois l'axe mineur, r_{e3} (figure V.27). Ce dernier a une sphéricité de $s \approx 0.7$. La direction du chargement est parallèle à la direction e_3 . Les pores de géométrie simplifiée sont introduits au centre du volume simulé pour éviter l'effet de bord sur les réponses mécaniques de pores.

Les figures V.28 présentent la comparaison de la valeur maximale au voisinage du pore de la contrainte de Dang Van normalisée et de la contrainte principale normalisée

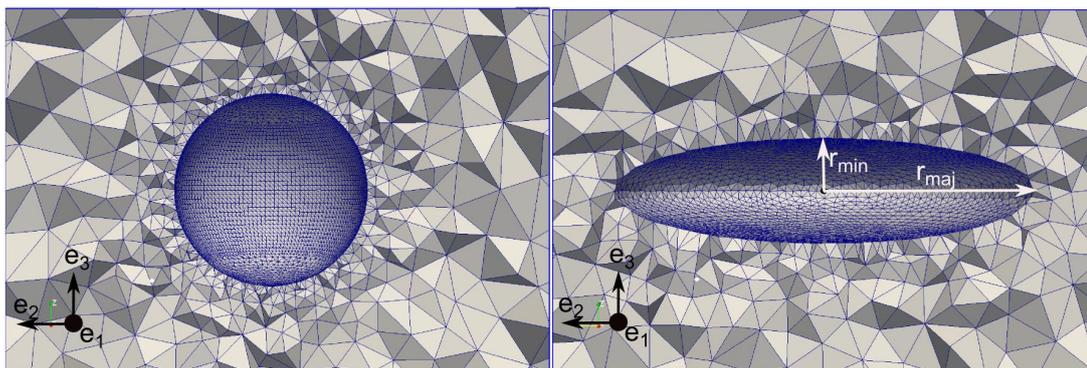


FIGURE V.27 – Deux morphologies simplifiées : a) pore sphérique (sphéricité $s = 1$) ; b) pore sphéroïde oblate avec $r_{e1} = r_{e2} = 4 \times r_{e3}$ (sphéricité $s \approx 0.7$)

moyennée dans des sphères de rayon $r=40 \mu\text{m}$ et $r=60 \mu\text{m}$ entre les pores naturels et les pores de géométrie simplifiée.

Il est observé que la pente de la relation entre σ_{DV}/Σ_{app} et $V^{1/3}$ pour les pores sphériques est plus faible que celle pour les pores naturels alors que dans le cas des pores sphéroïdes oblates, la pente est relativement proche de celle des pores naturels. Autrement dit, l'effet de taille de pore sur les paramètres critiques en fatigue est nettement plus marqué pour les pores naturels que pour les pores sphériques. On notera de plus, pour une même racine cubique du volume $V^{1/3}$, que les contraintes de Dang Van ainsi que les contraintes principales dans le cas des pores réels sont généralement plus importantes que celles pour les pores sphériques. Néanmoins, il faut garder à l'esprit que cette constatation est relative à la racine cubique de volume $V^{1/3}$. L'utilisation des autres paramètres comme le paramètre de Murakami \sqrt{area} entraînera éventuellement des résultats différents. Il nécessite, en outre, des essais expérimentaux (sur des éprouvettes avec des pores artificiels de géométrie simplifiée par exemple) pour la validation.

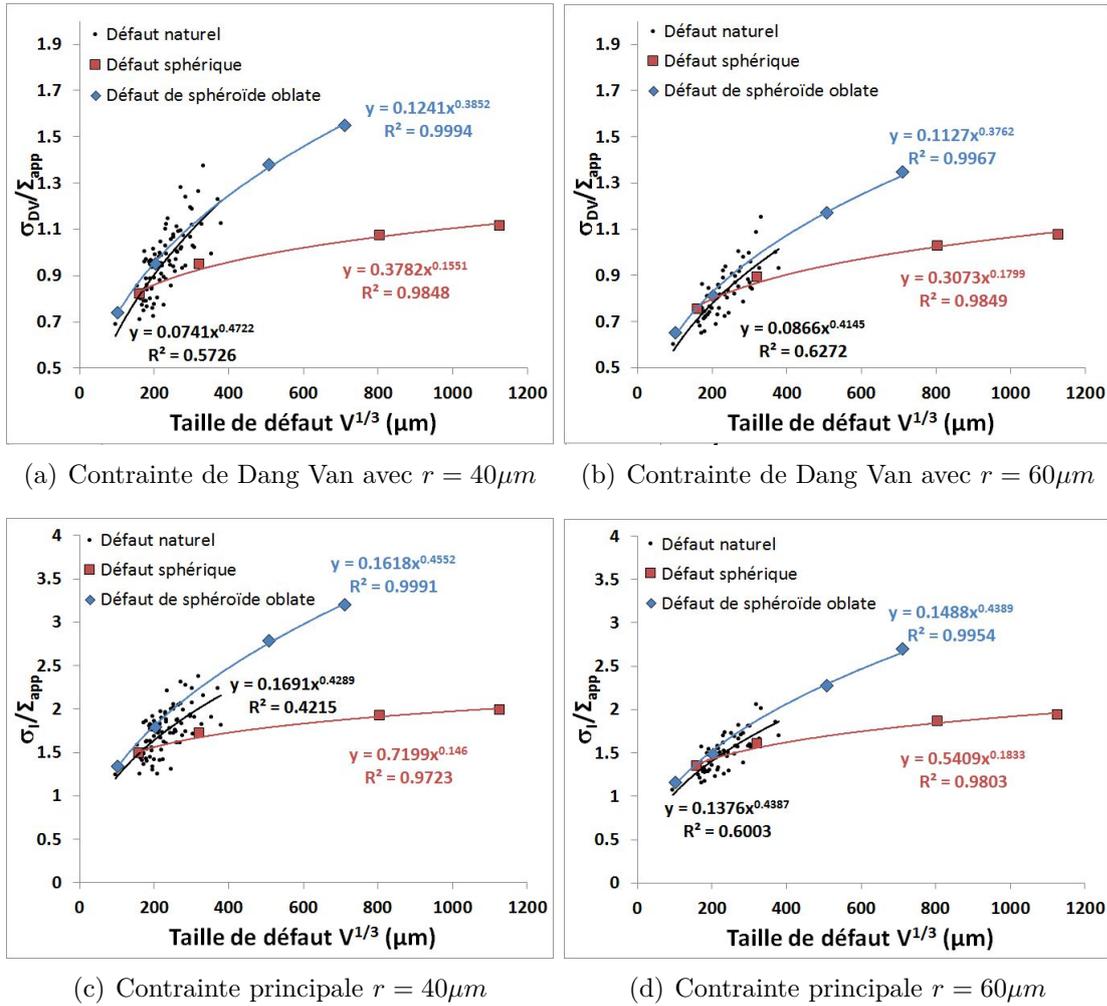


FIGURE V.28 – Comparaison des réponses mécaniques entre les pores naturels et les pores de morphologie idéalisée pour la sollicitation en traction-compression

3.5.3 Effet du mode de chargement : comparaison entre la traction-compression et la torsion

Huit pores sont simulés en traction-compression $R=-1$ et en torsion $R=-1$ afin de caractériser l'effet du mode de chargement sur les réponses mécaniques au voisinage des pores. Comme il a été observé dans les essais de FGNC, les limites en traction-compression $R=-1$ et en torsion $R=-1$ des nuances avec pore (nuances A et B) sont proches (Table II.3). On applique donc un même niveau de contrainte macroscopique pour les deux modes de chargement : $\Sigma_{33,a} = 60MPa$ pour la traction-compression $R=-1$ et $\Sigma_{23,a} = 60MPa$ pour la torsion $R=-1$. Les conditions aux limites relatives aux chargements de torsion sont présentées à la figure V.29. Un couple est appliqué au centre d'un corps rigide qui est constitué par l'ensemble des nœuds localisés à la face supérieure du volume sollicité.

Les figures V.30 présentent la comparaison des valeurs maximales de la contrainte de Dang Van σ_{DV} et de la contrainte principale σ_I relatives à la moyenne dans les sphères de rayon $r=40\mu m$ et $r=60\mu m$ entre ces deux modes de chargement. Chaque point correspond

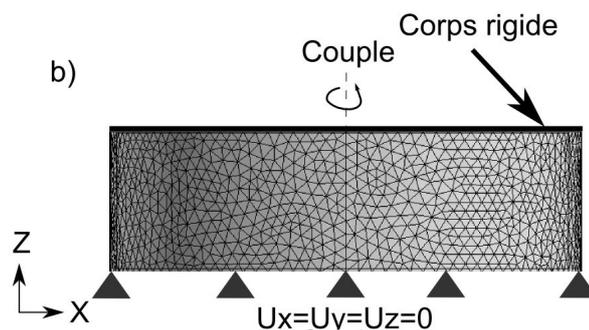


FIGURE V.29 – Conditions aux limites appliquées dans les simulations pour le chargement de torsion

à un pore.

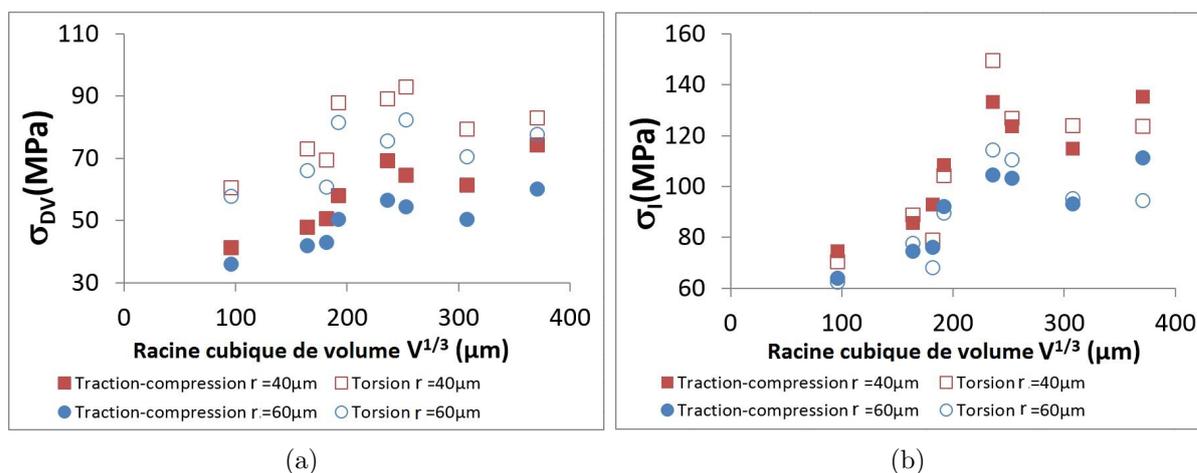


FIGURE V.30 – Comparaison des paramètres critiques en fatigue entre les deux modes de chargement : a) avec la contrainte équivalente de Dang-Van ; b) avec la contrainte principale maximale σ_I

On observe que les contraintes équivalentes de Dang-Van en torsion sont toujours plus élevées qu'en traction-compression pour les deux rayons r de sphères de moyenne. Par contre, les contraintes principales maximales σ_I moyennées des deux modes de chargement sont similaires.

A partir de ces comparaisons, il semble que le même ordre de grandeur entre la limite de fatigue en traction-compression et celle en torsion ne peut être expliqué par le mécanisme d'amorçage de fissures à partir des BGP pour lequel la force motrice est la contrainte équivalente de Dang-Van. Par contre, il peut être expliqué par le mécanisme de blocage/propagation des micro-fissures dans lequel la force motrice est la contrainte principale maximale.

4 Conclusion du chapitre V

Le chapitre V aborde dans un premier temps deux modélisations analytiques du comportement en FGNC.

La première modélisation concerne l'effet de volume sollicité sur la valeur moyenne de limite de fatigue. On a introduit d'abord la prédiction de la taille de pore maximale dans un volume donné en se basant sur la caractérisation 2D de la taille de pore à l'aide d'une méthode métallographique introduite par Murakami [27]. Les prédictions ont été comparées avec la taille des pores à l'origine de l'amorçage de fissure observés sur faciès de rupture et de bonnes corrélations des valeurs moyennes ont été obtenues. A partir de la prédiction de taille maximale de pore, l'effet de volume sur la limite de fatigue en présence de pore sous chargement uniaxial à $R=-1$ est modélisé. Une chute de la valeur moyenne de la limite de fatigue en augmentant le volume sollicité est prédite. Des travaux expérimentaux complémentaires seraient nécessaires pour valider cette approche.

Dans la deuxième partie, on a mis en place une modélisation probabiliste en fatigue prenant en compte deux mécanismes d'endommagement : l'amorçage de fissures dans la matrice d'aluminium en absence de pore et la propagation de fissures à partir de pores et ceci pour différents modes de chargement. Pour cela, on a choisi d'utiliser la combinaison du critère de Dang Van et du critère LEFM. En particulier, une extension du critère LEFM permettant de prendre en compte l'effet de la SDAS et de la taille de grain sur le seuil de propagation de fissure (mécanisme 2) est introduite. On obtient de bonnes prédictions dans les cas où le mécanisme 2 est dominant. Il reste néanmoins à rendre compte des effets des caractéristiques microstructurales relatives à la matrice sur le comportement en fatigue de l'ensemble de la phase d'aluminium et des inclusions (particules de Si, intermétalliques) pour différents modes de chargement.

Le chapitre V se termine avec l'étude numérique à l'aide des simulations 3D par EF de pores réels. Elle a principalement pour but de chercher une possibilité de prédire la limite de fatigue "globale" à partir de la réponse mécanique "locale" moyennée au voisinage de pore. Il a d'abord été constaté que l'utilisation de la valeur moyennée dans une sphère de rayon $r = 40 \mu m$ des paramètres critiques (i.e. la contrainte de Dang Van ou la contrainte principale) semble adaptée pour définir les conditions d'amorçage et de propagation de fissure à partir de pore. La prédiction de la limite de fatigue macroscopique basée sur la réponse mécanique "locale" moyennée au voisinage des pores critiques ne présente pas, néanmoins, vraiment de meilleurs résultats que ceux obtenus par les approches analytiques utilisant la réponse mécanique "globale" de pores. Dans l'étude de l'influence des paramètres géométrique de pores, on a constaté que l'utilisation de la racine cubique de volume de pore, $V^{1/3}$, semble plus appropriée que le diamètre de fêret, notamment dans les cas où il est difficile à déterminer la direction du chargement (e.g. dans le cas des pores localisés dans des zones critiques des culasses industrielles subies des chargements complexes). On a noté de plus que l'influence de la taille sur les paramètres critiques des pores sphériques est moins marquée que pour les pores les plus tortueux (pores naturels ou pores sphéroïdes oblates).

Conclusion générale et perspectives

Conclusion générale

Le travail présenté dans ce document est consacré à l'influence des différentes hétérogénéités microstructurales, issues des procédés de fonderie ainsi que des traitements thermiques, sur la tenue en fatigue multiaxiale à grand nombre de cycles des alliages hypoeutectiques aluminium-silicium. Nous avons, dans un premier temps, réalisé une analyse bibliographique qui a permis de synthétiser les effets des hétérogénéités microstructurales ainsi que du mode de chargement sur la tenue en FGNC. On a mis en évidence que les hétérogénéités microstructurales se manifestent de façon très différentes et ceci dépend largement du mode de chargement. On a également observé que les résultats issus de la littérature sont parfois contradictoires. Cette synthèse bibliographique montre la nécessité de mieux comprendre le comportement en FGNC et les mécanismes d'endommagement des alliages d'Al-Si de fonderie, en absence et en présence de pore, en particulier pour les chargements multiaxiaux. Notre travail comprend une première étude expérimentale pour différentes sollicitations (uniaxiale, de traction-torsion combinées, de torsion, de traction équibiaxiale) appliquées à trois nuances d'alliage d'aluminium de fonderie, dénommées nuance A, B et C. Ces trois nuances sont obtenues à l'aide des deux procédés différents de fonderie associés à différents traitements thermiques. Elles présentent trois microstructures et en particulier trois populations différentes de pore. Les microstructures des nuances étudiées ont été caractérisées à l'aide de différents moyens comme les mesures de microscopie optique, de MEB, de micro-tomographie et d'EBSD. A partir de cette campagne expérimentale, les résultats les plus importants sont :

- En présence de pore

L'effet de la taille de pore sur la tenue en fatigue pour les chargements uniaxial et de traction-torsion combinées est plus marqué que pour le chargement de torsion. Cette constatation est basée d'une part sur un écart négligeable de la limite de fatigue en torsion entre la nuance avec pore (nuance B) et la nuance sans pore (nuance C) et d'autre part sur le fait que la taille critique de pore pour le chargement de torsion ($\sqrt{area}_{c,torsion} \approx 450\mu m$) est plus élevée que pour le chargement uniaxial ($\sqrt{area}_{c,uniaxial} \approx$ de 100 à 200 μm). Un comportement en fatigue à caractère "quasi-fragile" des nuances avec pore a été constaté à travers à la fois l'effet de la multiaxialité (pour l'ensemble des chargements à R=-1) et l'effet de la contrainte moyenne (une bonne corrélation des droites de Goodman avec les limites de fatigue sous chargement uniaxial à R=-1 et R=0.1). On observe que l'effet de la biaxialité en traction biaxiale à R=0.1 n'est pas marqué pour les nuances avec pores.

Conclusion générale et perspectives

Les mesures de micro-tomographie sur les éprouvettes testées en fatigue ont montré que le caractère nocif des pores dépend non seulement de la taille mais aussi de la distance par rapport à la surface libre. On a observé également que l'influence de la population de porosité ne semble pas marqué. Concernant l'évolution de la limite de fatigue sous chargement uniaxial en fonction de la taille de pore, on a constaté que le critère de LEFM semble approprié pour les deux rapports de charge $R=-1$ et $R=0.1$ quand le couple (SDAS, taille de grain) est inchangé. Une augmentation du couple (SDAS, taille de grain) semble entraîner une augmentation du seuil de propagation de fissure.

- En absence de pore

L'effet de la multiaxialité relatif à l'ensemble des chargements à $R=-1$ sur le comportement en fatigue à caractère ductile ou "quasi-fragile" de la nuance sans pore n'est pas identique à l'effet de la contrainte moyenne. Certes, on a observé que la nuance C présente un comportement en fatigue à caractère ductile à travers l'effet de la multiaxialité (le rapport $r = \tau_{D,-1}/\sigma_{D,-1} = 0.57$). On a constaté, a contrario, un comportement en fatigue à caractère "quasi-fragile" de cette nuance à travers l'effet de la contrainte moyenne du fait d'une bonne corrélation des droites de Goodman avec les évolutions de la limite de fatigue uniaxiale en fonction de la contrainte moyenne. Concernant l'effet de la biaxialité en traction biaxiale à $R=0.1$, contrairement au cas des nuances avec pores, on a observé un effet néfaste plus marqué de la biaxialité pour la nuance sans pore. A l'aide de la caractérisation des mécanismes d'endommagement, on a pu expliquer ces effets. En absence de contrainte moyenne ($R=-1$), l'amorçage de fissure est induit principalement par la formation des BGP quel que soit le mode de chargement et ceci en accord avec le comportement en fatigue à caractère ductile constaté à travers l'effet de la multiaxialité. On a montré également pour ce mécanisme que les rôles de l'orientation cristallographique et du taux de durcissement par précipitation sont dominants. Pour les chargements à $R=0.1$, l'intensité plus importante de la contrainte hydrostatique maximale favorise l'amorçage de fissure à partir de la rupture et/ou décohésion des particules de Si ou des intermétalliques. Ce mécanisme d'amorçage peut expliquer le comportement en fatigue à caractère "quasi-fragile" de la nuance sans pore à travers l'effet de la moyenne. De plus, une augmentation de la contrainte hydrostatique maximale entre le chargement uniaxial à $R=0.1$ et celui de traction équilibaxiale à $R=0.1$ peut expliquer un effet plus marqué de la biaxialité pour la nuance sans pore.

A l'issue de la partie expérimentale, deux approches analytiques ont été mises en place. La première concerne l'effet de volume sollicité sur la limite de fatigue sous chargement uniaxial en présence de pore. Pour cela, on a proposé une approche de prédiction de taille de défaut maximale dans un volume donnée. La comparaison des valeurs moyennes des tailles des pores observées sur les faciès de rupture a montré une bonne cohérence. Le passage de la prédiction de taille maximale de pore à la limite de fatigue a constitué une première voie possible pour borner la tenue en fatigue des structures industrielles à partir de résultats d'essais conduit sur éprouvette.

Dans la deuxième modélisation, on a mis en place une approche probabiliste combinant le critère de Dang Van et le critère de LEFM modifié (avec la prise en compte de l'effet du couple (SDAS et taille de grain) sur le seuil ΔK_{th}) afin de simuler le diagramme de

Kitagawa-Takahashi pour différents modes de chargement. A l'aide de cette modélisation, on a obtenu des bonnes prédictions dans les cas où le mécanisme de propagation de fissure (i.e. mécanisme 2) gouverne. Concernant les prédictions relatives au mécanisme d'amorçage de fissure au sein de la matrice d'aluminium, il reste à rendre compte des effets des caractéristiques microstructurales relatives à la matrice (i.e. SDAS, taille de grain et taux de durcissement par précipitation) sur le comportement en fatigue de l'ensemble de la phase d'Al- α et des inclusions (particules de Si, intermétalliques) pour différents modes de chargement (uniaxial, torsion, biaxial, etc... et R=-1, R=0.1, etc...).

L'étude numérique présentée dans la dernière partie du document a pour but d'évaluer la possibilité de prédire la limite de fatigue macroscopique à partir de la réponse mécanique "locale" moyennée au voisinage de pore. Pour cela, on a conduit des simulations 3D par EF sur des pores critiques (c'est-à-dire les pores à l'origine de l'amorçage de fissure observés en micro-tomographie). On a constaté que la prédiction basée sur la réponse mécanique "locale" moyennée au voisinage des pores critiques indique une chute de la limite de fatigue quand la taille de pore augmente. Ces prédictions ne présentent, néanmoins, pas vraiment de meilleurs résultats que ceux obtenus par les approches analytiques basées sur le critère de LEFM. Cette constatation est due éventuellement à la forte tortuosité des pores qui peut entraîner des amorçages simultanés à différents endroits d'un même pore.

Perspectives

Concernant les perspectives, il serait important d'aborder plus en détail les thématiques suivantes :

-L'étude quantitative de l'influence de la SDAS et la taille de grain ainsi que du taux de durcissement par précipitation sur la limite de fatigue relative au mécanisme d'amorçage de fissures en absence de pore (mécanisme 1) pour différents modes de chargement. Pour cela, on pourrait se baser sur les données de fatigue relatives à la nuance C obtenues dans nos travaux. De plus, des essais de fatigue sur une nuance sans défaut et présentant une microstructure proche de la nuance A (donc plus fine que celle de la nuance C) sont à envisager. Cette nuance peut être obtenue par un même procédé que la nuance A (qui conduit à une SDAS et taille de grain fine) puis suivi par le traitement CIC afin d'éliminer la porosité. On pourrait également ajouter du cuivre pour caractériser l'influence du taux de durcissement. La comparaison des données de fatigue (limite de fatigue et dispersion associée) de ces deux nuances nous permettrait de quantifier les effets de SDAS, taille de grain et de taux de durcissement relatifs au mécanisme 1.

A partir de ces données, on pourrait ensuite développer un critère analytique approprié permettant de tenir compte les effets de la SDAS / taille de grain et de taux de durcissement par précipitation sur le comportement en fatigue de la matrice d'aluminium. Ce dernier peut être basé sur le critère de Dang Van mais avec l'utilisation d'une valeur $\bar{\tau}_{-1,C}$ dépendant à la micro-dureté, $\bar{\tau}_{-1,C} = a.HV + b$, comme proposé dans le travail de Pessard et al. [98]. Concernant les effets de la moyenne et de la biaxialité en traction équibiaxiale, au lieu de l'utilisation d'un paramètre α_{DV} identique pour tous les modes de

Conclusion générale et perspectives

chargement (uniaxial, torsion, traction biaxiale, etc... et $R=-1$, $R=0.1$, etc...), on pourrait introduire un nouveau paramètre dépendant de la contrainte hydrostatique. Autrement dit on peut construire une relation non-linéaire entre la limite de fatigue et la contrainte hydrostatique.

Une deuxième voie possible pour étudier l'effet de la SDAS/taille de grain porte sur la simulation EF d'un agrégat de dendrites (Figure V.31). On peut utiliser un comportement de plasticité cristalline pour la phase dendritique alors que pour la phase eutectique, un comportement élastique isotrope peut être approprié.

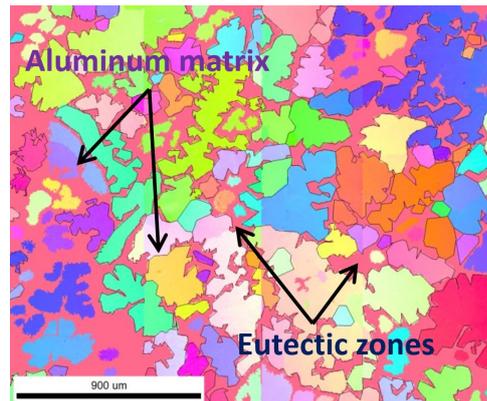


FIGURE V.31 – Agrégat de dendrites avec la phase d'aluminium primaire et les zones eutectiques

-L'étude quantitative de l'influence de la SDAS et la taille de grain sur la limite de fatigue et la dispersion associée en présence de pore (mécanisme 2). Pour cela, on propose de réaliser des essais de fatigue sur deux nuances présentant des SDAS et tailles de grain différentes et contenant des pores artificiels de même taille. La technique envisagée pour usiner des pores artificielles de taille contrôlée est l'électro-érosion ([2]). Comme mentionné précédemment, ces deux nuances peuvent être obtenues par les procédés identiques que ceux utilisés pour les nuances A et C suivi par le traitement CIC. La présence de pores de même taille sur toutes les éprouvettes nous permettrait de dissocier la dispersion induite par la microstructure de celle associée à la distribution de taille des pores critiques.

Bibliographie

- [1] S. Tabibian, “Contributions to thermomechanical fatigue criteria for lost foam casting aluminium alloys,” Ph.D. dissertation, Ecole polytechnique de Paris, 2011.
- [2] I. H. Mohamed, “Etude expérimentale et modélisation de la durée de vie en fatigue d’un alliage d’aluminium de fonderie a356-t6 sous chargement multiaxial,” Ph.D. dissertation, Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d’Aérotechnique, 2015.
- [3] H. Kaya, E. Çadırlı, and M. Gündüz, “Dendritic growth in an aluminum-silicon alloy,” *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 16, no. 1, pp. 12–21, 2007. [Online]. Available : <http://dx.doi.org/10.1007/s11665-006-9002-2>
- [4] M. Warmuzek, *Aluminum-Silicon Casting Alloys, Atlas of Microfractographs*, A. International, Ed. ASM International, 2004.
- [5] G. Heiberg and L. Arnberg, “Investigation of the microstructure of the al–si eutectic in binary aluminium–7 wt%diffraction (ebSD),” *Journal of Light Metals*, vol. 1, no. 1, pp. 43 – 49, 2001. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1471531700000055>
- [6] I. Koutiri, “Effet des fortes contraintes hydrostatiques sur la tenue en fatigue des matériaux métalliques,” Ph.D. dissertation, ENSAM, 2011.
- [7] J.-Y. Buffière, S. Savelli, P. Jouneau, E. Maire, and R. Fougères, “Experimental study of porosity and its relation to fatigue mechanisms of model al–si7–mg0.3 cast al alloys,” *Materials Science and Engineering : A*, vol. 316, no. 1–2, pp. 115 – 126, 2001. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509301012254>
- [8] S. Redik, M. Tauscher, and F. Grün, “Mechanisms of fatigue-crack initiation and their impact on fatigue life of als7 die-cast components,” *MATEC Web of Conferences*, vol. 12, p. 03003, 2014. [Online]. Available : <http://dx.doi.org/10.1051/mateconf/20141203003>
- [9] I. S. MUNOZ, “Etude de l’influence des défauts de fonderie sur le comportement en fatigue de l’alliage aéronautique a357-t6,” Ph.D. dissertation, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2014.
- [10] J. Yi, P. Lee, T. Lindley, and T. Fukui, “Statistical modeling of microstructure and defect population effects on the fatigue performance of cast a356-t6 automotive

- components,” *Materials Science and Engineering : A*, vol. 432, no. 1–2, pp. 59 – 68, 2006. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509306012688>
- [11] Q. Wang, D. Apelian, and D. Lados, “Fatigue behavior of a356/357 aluminum cast alloys. part {II} – effect of microstructural constituents,” *Journal of Light Metals*, vol. 1, no. 1, pp. 85 – 97, 2001. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1471531700000092>
- [12] L. Zeng, J. Sakamoto, A. Fujii, and H. Noguchi, “Role of eutectic silicon particles in fatigue crack initiation and propagation and fatigue strength characteristics of cast aluminum alloy {A356},” *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 115, pp. 1 – 12, 2014. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0013794413003780>
- [13] E. Ferrie, “Caracterisation et modelisation tridimensionnelles de la propagation de fissures de fatigue dans des alliages d’aluminium modeles,” Ph.D. dissertation, L’Institut National des Sciences Appliquees de Lyon, 2006.
- [14] S. Dezecot and M. Brochu, “Microstructural characterization and high cycle fatigue behavior of investment cast {A357} aluminum alloy,” *International Journal of Fatigue*, vol. 77, pp. 154 – 159, 2015. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112315000638>
- [15] Y. Gao, J. Yi, P. Lee, and T. Lindley, “A micro-cell model of the effect of microstructure and defects on fatigue resistance in cast aluminum alloys,” *Acta Materialia*, vol. 52, no. 19, pp. 5435 – 5449, 2004. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645404004446>
- [16] A. Marie-Louise, J. Ferrando, and J. Niclou, “Development of a testing method in high cycle fatigue on a specimen with foundry skin,” in *Recueil des conferences Les congrés du CETIM fatigue design 2007*, 2007.
- [17] M.J.Caton, J.W.Jones, H.Mayer, S. Stanzl-Tschegg, and J.E.Allison, “Demonstration of an endurance limit in cast 319 aluminum,” *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 34, no. 11, pp. 33–41, 2003.
- [18] M. Caton, J. Jones, J. Boileau, and J. Allison, “The effect of solidification rate on the growth of small fatigue cracks in a cast 319-type aluminum alloy,” *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 30, no. 12, pp. 3055–3068, 1999. [Online]. Available : <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-999-0216-4>
- [19] T. S. Kitagawa H, “Applicability of fracture mechanics to very small cracks,” in *ASM Proceedings of 2nd international conference on mechanical Metalspark*. Ohio, 1976, pp. 627–631.
- [20] K. Tanaka, Y. Akiniwa, and M. Wakita, “Resistance-curve method for predicting fatigue thresholds under combined loading,” in *Fracture of Nano and Engineering*

-
- Materials and Structures*, E. Gdoutos, Ed. Springer Netherlands, 2006, pp. 1217–1218. [Online]. Available : http://dx.doi.org/10.1007/1-4020-4972-2_604
- [21] E. Pessard, D. Bellett, F. Morel, and I. Koutiri, “A mechanistic approach to the kitagawa-takahashi diagram using a multiaxial probabilistic framework,” *Engineering Fracture Mechanics*, no. 0, pp. –, 2013. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S001379441300218X>
- [22] E. Tschegg, “Mode iii and mode i fatigue crack propagation behaviour under torsional loading,” *Journal of Materials Science*, vol. 18, no. 6, pp. 1604–1614, 1983. [Online]. Available : <http://dx.doi.org/10.1007/BF00542053>
- [23] E. K. Tschegg, “Fatigue crack growth in high and low strength steel under torsional loading,” *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol. 3, no. 2, pp. 157 – 178, 1985. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0167844285900278>
- [24] *Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2015.
- [25] A. Niklas, U. Abaunza, A. I. Fernandez-Calvo, J. Lacaze, and R. Suarez, “Thermal analysis as a microstructure prediction tool for a356 aluminium parts solidified under various cooling conditions,” in *69th World Foundry Congress (WFC)*, Hangzhou, China, February 2011, pp. pp. 89–95, this paper was published by the Foundry Journal Agency in the Chiny foundry journal, vol. 8 (n? 1). pp.89-95. ISSN 1672-6421. [Online]. Available : <http://oatao.univ-toulouse.fr/5836/>
- [26] D. A. Lados, D. Apelian, and J. K. Donald, “Fatigue crack growth mechanisms at the microstructure scale in al–si–mg cast alloys : Mechanisms in the near-threshold regime,” *Acta Materialia*, vol. 54, no. 6, pp. 1475 – 1486, 2006. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S135964540500683X>
- [27] Y. Murakami, “Effects of small defects and nonmetallic inclusions.” Elsevier, 2002.
- [28] D. McDowell, K. Gall, M. Horstemeyer, and J. Fan, “Microstructure-based fatigue modeling of cast a356-t6 alloy,” *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 70, no. 1, pp. 49 – 80, 2003. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0013794402000218>
- [29] Q. Wang, D. Apelian, and D. Lados, “Fatigue behavior of a356-t6 aluminum cast alloys. part i. effect of casting defects,” *Journal of Light Metals*, vol. 1, no. 1, pp. 73 – 84, 2001. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1471531700000080>
- [30] K. S. Chan, P. Jones, and Q. Wang, “Fatigue crack growth and fracture paths in sand cast {B319} and {A356} aluminum alloys,” *Materials Science and Engineering : A*, vol. 341, no. 1–2, pp. 18 – 34, 2003. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S092150930200196X>

- [31] J. A. Lee, “Cast aluminum alloy for high temperature applications,” in *Paper presented at the 132nd TMS Annual Meeting and Exhibition San Diego Convention Center, San Diego, CA, March 2-6, 2003*.
- [32] M. I. Houria, Y. Nadot, R. Fathallah, M. Roy, and D. M. Maijer, “Influence of casting defect and {SDAS} on the multiaxial fatigue behaviour of a356-t6 alloy including mean stress effect,” *International Journal of Fatigue*, no. 0, pp. –, 2015. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112315001619>
- [33] D. A. Lados, D. Apelian, P. E. Jones, and J. F. Major, “Microstructural mechanisms controlling fatigue crack growth in al–si–mg cast alloys,” *Materials Science and Engineering : A*, vol. 468–470, pp. 237 – 245, 2007, the McEvily Symposium : Fatigue and Fracture of Traditional and Advanced Materials, {TMS} 2006. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509307002948>
- [34] D. Massinon and V. Constantin, *Formation metallurgie et defauts de fonderie*. Montupet, Chateauroux, 2002.
- [35] B. Barlas, “Etude du comportement et de l’endommagement en fatigue d’alliages d’aluminium de fonderie,” Ph.D. dissertation, Ecole des Mines de Paris, 2004.
- [36] S. Savelli, “Identification des mécanisme et approche quantitative de la fatigue d’alliages modèle d’aluminium de moulage,” Ph.D. dissertation, INSA LYON, 2000.
- [37] M. Brochu, Y. Verreman, F. Ajersch, and D. Bouchard, “High cycle fatigue strength of permanent mold and rheocast aluminum 357 alloy,” *International Journal of Fatigue*, vol. 32, no. 8, pp. 1233 – 1242, 2010. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112310000149>
- [38] P. Huter, P. Renhart, S. Oberfrank, M. Schwab, F. Grün, and B. Stauder, “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,” *International Journal of Fatigue*, pp. –, 2015. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112315003084>
- [39] G. Nicoletto, G. Anzelotti, and R. Konečná, “X-ray computed tomography vs. metallography for pore sizing and fatigue of cast al-alloys,” *Procedia Engineering*, vol. 2, no. 1, pp. 547 – 554, 2010, fatigue 2010. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1877705810000603>
- [40] Y. Tijani, A. Heinrietz, T. Bruder, and H. Hanselka, “Quantitative evaluation of fatigue life of cast aluminum alloys by non-destructive testing and parameter model,” *International Journal of Fatigue*, vol. 57, pp. 73 – 78, 2013, fatigue and Microstructure : A special issue on recent advances. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112313001734>
- [41] M. Roy, Y. Nadot, C. Nadot-Martin, P.-G. Bardin, and D. Maijer, “Multiaxial kitagawa analysis of a356-t6,” *International Journal of Fatigue*, vol. 33, no. 6,

-
- pp. 823 – 832, 2011. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112310003129>
- [42] M. Roy, Y. Nadot, D. M. Maijer, and G. Benoit, “Multiaxial fatigue behaviour of a356-t6,” *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 35, no. 12, pp. 1148–1159, 2012. [Online]. Available : <http://dx.doi.org/10.1111/j.1460-2695.2012.01702.x>
- [43] M. J. Couper and J. R. Griffiths, “Effects of crack closure and mean stress on the threshold stress intensity factor for fatigue of an aluminium casting alloy,” *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 13, no. 6, pp. 615–624, 1990. [Online]. Available : <http://dx.doi.org/10.1111/j.1460-2695.1990.tb00631.x>
- [44] J. Boileau and J. Allison, “The effect of solidification time and heat treatment on the fatigue properties of a cast 319 aluminum alloy,” *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 34, no. 9, pp. 1807–1820, 2003. [Online]. Available : <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-003-0147-4>
- [45] R. González, A. González, J. Talamantes-Silva, S. Valtierra, R. D. Mercado-Solís, N. F. G.-M. de Oca, and R. Colás, “Fatigue of an aluminium cast alloy used in the manufacture of automotive engine blocks,” *International Journal of Fatigue*, vol. 54, no. 0, pp. 118 – 126, 2013. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112313000972>
- [46] C. Davidson, J. Griffiths, M. Badiali, and A. Zanada, “Fatigue properties of a semi-solid cast al-7si-0.3 mg-t6 alloy,” *Met Sci Technol*, vol. 18, no. 2, pp. 27–31, 2000.
- [47] C. J. Davidson, J. R. Griffiths, and A. Zanada, “Fatigue properties of squeeze, semisolid and gravity diecast al-si-mg alloy,” in *Structural Integrity and Fracture : Proceedings of the International Conference, SIF2004*. Australian Fracture Group, September 2004, pp. 79–84.
- [48] M. Brochu, “Comportement en fatigue de l’aluminium 357 coulé par gravité et rhéocoulé.” Ph.D. dissertation, École Polytechnique de Montréal, 2010.
- [49] K. Dang Van, “Sur la resistance a la fatigue des metaux,” *Sciences et techniques de l’armement*, no. 47, pp. 641–772, 1973.
- [50] N. Huyen, L. Flaceliere, and F. Morel, “A critical plane fatigue model with coupled meso-plasticity and damage,” *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 31, no. 1, pp. 12–28, 2008. [Online]. Available : <http://dx.doi.org/10.1111/j.1460-2695.2007.01197.x>
- [51] Y. Murakami and M. Endo, “Quantitative evaluation of fatigue strength of metals containing various small defects or cracks,” *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 17, no. 1, pp. 1 – 15, 1983, <ce :title>Special Issue : International Conference on Advanced Materials Mechanical Properties ’90 (ICAMP ’90) </ce :title>. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0013794483900188>

- [52] T. T. H. Nguyen, “Effet des hétérogénéités microstructurales sur le comportement en fatigue multiaxiale a grand nombre de cycles,” Ph.D. dissertation, Arts et Metiers ParisTech, Centre d’Angers LPMI, 2008.
- [53] I. Papadopoulos, *Fatigue Limit of Metals Under Multiaxial Stress Conditions : The Microscopic Approach*. Joint Research Centre, ISEI, 1993. [Online]. Available : <http://books.google.fr/books?id=o5GwPgAACAAJ>
- [54] W. Weibull, *A Statistical Theory of the Strength of Materials*. Generalstabens litografiska anstalts förlag, 1939.
- [55] —, “A statistical distribution function of wide applicability,” *Journal of Applied Mechanics*, vol. 18, pp. 293–297, 1951.
- [56] N. E. Frost, “Propagation of fatigue cracks in various sheet materials,” *Journal of Mechanical Engineering Science*, pp. 151–170, September 1959.
- [57] Kobayashi and Nakazawa, “The effects of notch depth on the initiation, propagation and non-propagation of fatigue cracks,” *Trans. Jpn Soc. Mech. Eng.*, vol. 35, pp. 1856–1863, 1969.
- [58] Y. Murakami and Matsuda, *The Behaviour of Short Fatigue Cracks*. London : EGF Publication 1, Mechanical Engineering Publications, 1986, pp. 275–293.
- [59] Murakami, Uemura, Natsume, and Miyakawa, “Effect of mean stress on the fatigue strength of high-strength steels containing small defects or nonmetallic inclusions,” *Trans. Jpn Soc. Mech. Eng.*, vol. A, no. 56, pp. 1074–1081, 1990.
- [60] Y. Murakami and M. Endo, “Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength,” *International Journal of Fatigue*, vol. 16, no. 3, pp. 163 – 182, 1994. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112394900019>
- [61] M. Endo, “The multiaxial fatigue strength of specimens containing small defects,” in *Biaxial/Multiaxial Fatigue and Fracture 6th International Conference on Biaxial/Multiaxial Fatigue and Fracture*, ser. European Structural Integrity Society, M. d. F. Andrea Carpinteri and A. Spagnoli, Eds. Elsevier, 2003, vol. 31, pp. 243 – 264. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1566136903800146>
- [62] Y. Nadot and T. Billaudeau, “Multiaxial fatigue limit criterion for defective materials,” *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 73, no. 1, pp. 112 – 133, 2006. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0013794405001645>
- [63] P. Mu, Y. Nadot, C. Nadot-Martin, A. Chabod, I. Serrano-Munoz, and C. Verdu, “Influence of casting defects on the fatigue behavior of cast aluminum as7g06-t6,” *International Journal of Fatigue*, vol. 63, no. 0, pp. 97 – 109, 2014. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112314000127>

-
- [64] R. Smith, “On the short crack limitations of fracture mechanics,” *International Journal of Fracture*, vol. 13, no. 5, pp. 717–720, 1977. [Online]. Available : <http://dx.doi.org/10.1007/BF00017308>
- [65] M. E. Haddad, T. Topper, and K. Smith, “Prediction of non propagating cracks,” *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 11, no. 3, pp. 573 – 584, 1979. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/001379447990081X>
- [66] I. Koutiri, D. Bellett, F. Morel, and E. Pessard, “A probabilistic model for the high cycle fatigue behaviour of cast aluminium alloys subject to complex loads,” *International Journal of Fatigue*, vol. 47, no. 0, pp. 137 – 147, 2013. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112312002472>
- [67] E. Pessard, F. Morel, and A. Morel, “The anisotropic fatigue behavior of forged steel,” *Advanced Engineering Materials*, vol. 11, no. 9, pp. 732–735, 2009. [Online]. Available : <http://dx.doi.org/10.1002/adem.200900040>
- [68] E. Pessard, F. Morel, A. Morel, and D. Bellett, “Modelling the role of non-metallic inclusions on the anisotropic fatigue behaviour of forged steel,” *International Journal of Fatigue*, vol. 33, no. 4, pp. 568 – 577, 2011. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112310002471>
- [69] E. Pessard, F. Morel, C. Verdu, L. Flacelière, and G. Baudry, “Microstructural heterogeneities and fatigue anisotropy of forged steels,” *Materials Science and Engineering : A*, vol. 529, no. 0, pp. 289 – 299, 2011. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509311009919>
- [70] J. Fan, D. L. McDowell, M. F. Horstemeyer, and K. Gall, “Cyclic plasticity at pores and inclusions in cast al–si alloys,” *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 70, no. 10, pp. 1281 – 1302, 2003. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0013794402000978>
- [71] “Logiciel d’oim,” <http://www.edax.com/Products/EBSD/OIM-Data-Analysis-Microstructure-Analysis.aspx>.
- [72] E. Gumbel, *Statistical theory of extreme values and some practical applications : a series of lectures*, ser. Applied mathematics series. U. S. Govt. Print. Office, 1954. [Online]. Available : <http://books.google.fr/books?id=SNpJAAAAMAAJ>
- [73] AVIZO, <http://www.vsg3d.com/>,2013.6,120.
- [74] J. Charbonnier, *Gaz dans les alliages d’aluminium de fonderie*, 1991.
- [75] A. Pickard, *The Application of 3-Dimensional Finite Element Methods to Fracture Mechanics and Fatigue Life Prediction*. EMAS, Engineering Materials Advisory Services Limited, 1986. [Online]. Available : <http://books.google.fr/books?id=3oVGAAAAYAAJ>

- [76] Y. Murakami, *Stress intensity factors handbook. 1 (1987)*, ser. Stress Intensity Factors Handbook. Elsevier Science Limited, 1987. [Online]. Available : <http://books.google.fr/books?id=E4IUAAAAMAAJ>
- [77] F. Soniak, “Fissuration en fatigue d’un superalliage de la métallurgie des poudres, l’astrology : influence de la longueur de la fissure et de la température,” Ph.D. dissertation, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1989.
- [78] L. Ceschini, A. Morri, A. Morri, A. Gamberini, and S. Messieri, “Correlation between ultimate tensile strength and solidification microstructure for the sand cast a357 aluminium alloy,” *Materials and Design*, vol. 30, no. 10, pp. 4525 – 4531, 2009. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0261306909002192>
- [79] H. Gough, H. Pollard, and W. Clenshaw, *Some Experiments on the Resistance of Metals to Fatigue Under Combined Stresses*, ser. Aeronautical Research Council Reports and Memoranda. H.M. Stationery Office, 1951. [Online]. Available : <http://books.google.fr/books?id=lnhWHQAACAAJ>
- [80] S. B. Jamma, F. Morel, D. Bellett, and V. Le, “Etude de l’endommagement en fatigue uniaxiale et multiaxiale des alliages de fonderie - application sur un culasse automobile,” Master’s thesis, Arts et Metiers ParisTech CER Angers, 2014.
- [81] Pinna and Doquet, “The preferred fatigue crack propagation mode in a m250 maraging steel loaded in shear,” *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 22, no. 3, pp. 173–183, 1999. [Online]. Available : <http://dx.doi.org/10.1046/j.1460-2695.1999.00161.x>
- [82] B. Skallerud, T. Iveland, and G. Härkegård, “Fatigue life assessment of aluminum alloys with casting defects,” *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 44, no. 6, pp. 857 – 874, 1993. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0013794493901085>
- [83] E. Merhy, “Propagation de fissure sous chargement thermomécanique cyclique anisotherme : Application au dimensionnement de structures automobiles en alliage d’aluminium (al-si),” Ph.D. dissertation, Ecole Polytechnique de Paris, 2011.
- [84] D. A. Lados and D. Apelian, “Relationships between microstructure and fatigue crack propagation paths in al–si–mg cast alloys,” *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 75, no. 3–4, pp. 821 – 832, 2008, international Conference of Crack Paths. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0013794407000598>
- [85] C. Robert, N. Saintier, T. Palin-Luc, and F. Morel, “Micro-mechanical modelling of high cycle fatigue behaviour of metals under multiaxial loads,” *Mechanics of Materials*, vol. 55, no. 0, pp. 112 – 129, 2012. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0167663612001561>

-
- [86] G. Sachs, “Zur ableitung einer fließbedingung,” in *Mitteilungen der deutschen Materialprüfungsanstalten*. Springer Berlin Heidelberg, 1929, pp. 94–97. [Online]. Available : http://dx.doi.org/10.1007/978-3-642-92045-5_12
- [87] K. Agbessi, “Approches expérimentales et multi-échelles des processus d’amorçage de fissures en fatigue sous chargements complexes,” Ph.D. dissertation, 2013, thèse de doctorat dirigée par Saintier, Nicolas Mécanique-matériaux Paris, ENSAM 2013. [Online]. Available : <http://www.theses.fr/2013ENAM0006>
- [88] S. Stanzl-Tschegg, H. Mughrabi, and B. Schoenbauer, “Life time and cyclic slip of copper in the {VHCF} regime,” *International Journal of Fatigue*, vol. 29, no. 9–11, pp. 2050 – 2059, 2007, fatigue Damage of Structural Materials {VI} The Sixth International Conference on Fatigue Damage of Structural Materials. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112307001478>
- [89] D. Bellett and F. Morel, “Influence des fortes contraintes hydrostatiques sur la résistance en fatigue d’un alliage d’aluminium as7g03u,” SERAM Centre d’Angers, Tech. Rep., 2005.
- [90] M. Caton, J. Jones, and J. Allison, “The influence of heat treatment and solidification time on the behavior of small-fatigue-cracks in a cast aluminum alloy,” *Materials Science and Engineering : A*, vol. 314, no. 1–2, pp. 81 – 85, 2001. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S092150930001916X>
- [91] T. Mbuya, I. Sinclair, A. Moffat, and P. Reed, “Micromechanisms of fatigue crack growth in cast aluminium piston alloys,” *International Journal of Fatigue*, vol. 42, no. 0, pp. 227 – 237, 2012, fatigue Damage of Structural Materials {VIII}. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112311002921>
- [92] L. Makkonen, R. Rabb, and M. Tikanmäki, “Size effect in fatigue based on the extreme value distribution of defects,” *Materials Science and Engineering : A*, vol. 594, no. 0, pp. 68 – 71, 2014. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509313012732>
- [93] J. Lemaitre, J. Chaboche, A. Benallal, and R. Desmorat, *Mécanique des matériaux solides - 3ème édition*, ser. Physique. Dunod, 2009. [Online]. Available : <https://books.google.fr/books?id=6kwLkhEc8cYC>
- [94] C. Geuzaine and J.-F. Remacle, “Gmsh : A 3-d finite element mesh generator with built-in pre- and post-processing facilities,” *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, vol. 79, no. 11, pp. 1309–1331, 2009. [Online]. Available : <http://dx.doi.org/10.1002/nme.2579>
- [95] M. El may, “Étude de la tenue en fatigue d’un acier inoxydable pour l’aéronautique en milieu marin corrosif,” Ph.D. dissertation, 2013, thèse de doctorat dirigée par Palin-Luc, Thierry et Saintier, Nicolas Mécanique-matériaux Paris, ENSAM 2013. [Online]. Available : <http://www.theses.fr/2013ENAM0012>

- [96] Y. Tijani, A. Heinrietz, W. Stets, and P. Voigt, "Detection and influence of shrinkage pores and nonmetallic inclusions on fatigue life of cast aluminum alloys," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 44, no. 12, pp. 5408–5415, 2013. [Online]. Available : <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-013-1773-0>
- [97] G. Nicoletto, R. Konečná, and S. Fintova, "Characterization of microshrinkage casting defects of al–si alloys by x-ray computed tomography and metallography," *International Journal of Fatigue*, vol. 41, pp. 39 – 46, 2012, fatigue Design and Material Defects. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112312000187>
- [98] E. Pessard, B. Abrivard, F. Morel, F. Abroug, and P. Delhaye, "The effect of quenching and defects size on the {HCF} behaviour of boron steel," *International Journal of Fatigue*, vol. 68, pp. 80 – 89, 2014. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112314001637>
- [99] S. Murali, T. S. Arvind, K. S. Raman, and K. Murthy, "Fatigue properties of sand cast, stircast and extruded al7si03mg alloy with trace additions of be and mn," *Materials transactions, JIM*, vol. 38, no. 1, pp. 28–36, 1997.
- [100] S.-h. C. Gordon W. Powell, Carroll E. Mobley, *A fractography atlas of casting alloys*. Battelle Press, 1992.
- [101] I. Koutiri, D. Bellett, F. Morel, L. Augustins, and J. Adrien, "High cycle fatigue damage mechanisms in cast aluminium subject to complex loads," *International Journal of Fatigue*, vol. 47, no. 0, pp. 44 – 57, 2013. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112312002356>
- [102] T. Palinluc and C. bathias, "Essais de fatigue gigacyclique sur huit nuances d'alliage d'aluminium," ENSAM, Tech. Rep., 2010.
- [103] H. Ammar, A. Samuel, and F. Samuel, "Porosity and the fatigue behavior of hypoeutectic and hypereutectic aluminum–silicon casting alloys," *International Journal of Fatigue*, vol. 30, no. 6, pp. 1024 – 1035, 2008. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112307002496>
- [104] Crossland, "Effect of large hydrostatic pressures on the torsional fatigue strength of an alloy steel," Int conf on fatigue of metals. London, 1956.
- [105] F. Morel and N. Huyen, "Plasticity and damage heterogeneity in fatigue," *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol. 49, no. 1, pp. 98 – 127, 2008. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0167844207001000>
- [106] D. Dugdale, "Yielding of steel sheets containing slits," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 8, no. 2, pp. 100 – 104, 1960. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0022509660900132>

-
- [107] Froustey, Lasserre, and Dubar, “Validité des critères de fatigue multiaxiale a l’endurance en flexion-torsion,” in *Fatigue des structures industrielles*. 40 promenade Marx-Dormoy, F-93460 Gournay-sur-Marne, France : IITT International 1989, 1989, pp. 126–138.
- [108] A. Galtier and J. Séguret, “Critère multiaxiaux en fatigue : exploitation en bureau d’étude. proposition d’un nouveau critère,” in *Revue Français de Mécanique*, 1990, no. 4, pp. 291–299.
- [109] F. Hild, R. Billardon, and D. Marquis, “Hétérogénéité des contraintes et rupture des matériaux fragiles,” *Comptes rendus de l’Académie des sciences. Série 2, Mécanique, Physique, Chimie, Sciences de l’univers, Sciences de la Terre*, vol. 315, no. 11, pp. 1293–1298, 1992, fre. [Online]. Available : <http://www.refdoc.fr/Detailnotice?idarticle=18265638>
- [110] Isibasi, *Fatigue of Metals and Prevention of Fracture*, Tokyo, 1967.
- [111] J. Liu and H. Zenner, “Berechnung der dauerschwingfestigkeit bei mehrachsiger beanspruchung — teil 1,” *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, vol. 24, no. 7, pp. 240–249, 1993. [Online]. Available : <http://dx.doi.org/10.1002/mawe.19930240706>
- [112] Lui and Zenner, “Fatigue limit of ductile metals under multiaxial loading,” in *Biaxial/Multiaxial Fatigue and Fracture 6th International Conference on Biaxial/Multiaxial Fatigue and Fracture*, ser. European Structural Integrity Society, M. d. F. Andrea Carpinteri and A. Spagnoli, Eds. Elsevier, 2003, vol. 31, pp. 147 – 164. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1566136903800092>
- [113] R. Mitchell, *A Unified Predictive Technique for the Fatigue Resistance of Cast Ferrous-based Metals and High Hardness Wrought Steels*, 1979. [Online]. Available : <http://books.google.fr/books?id=bHOBmQEACAAJ>
- [114] F. Morel, “A critical plane approach for life prediction of high cycle fatigue under multiaxial variable amplitude loading,” *International Journal of Fatigue*, vol. 22, no. 2, pp. 101 – 119, 2000. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112399001188>
- [115] F. Morel, T. Palin-Luc, and C. Froustey, “Comparative study and link between mesoscopic and energetic approaches in high cycle multiaxial fatigue,” *International Journal of Fatigue*, vol. 23, no. 4, pp. 317 – 327, 2001. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112300001006>
- [116] Nordburg, Hans, and R. Sandstrom, “Swedish symposium on non-metallic inclusions in steel,” Institutet for Metallforskning (Sweden),, and Uddeholms AB. Hagfors, Sweden : Uddeholms AB, April 1981, pp. 395–428.
- [117] I. Papadopoulos, *Fatigue polycyclique des métaux : une nouvelle approche*, 1987. [Online]. Available : <http://books.google.fr/books?id=xnOhNwAACAAJ>

- [118] I. V. Papadopoulos, P. Davoli, C. Gorla, M. Filippini, and A. Bernasconi, “A comparative study of multiaxial high-cycle fatigue criteria for metals,” *International Journal of Fatigue*, vol. 19, no. 3, pp. 219 – 235, 1997. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112396000643>
- [119] Peterson, “Notch sensitivity,” in *Metal Fatigue*, mcgraw-hill, ny. ed., G. Sines and J. L. Waisman, Eds., 1959.
- [120] G. W. Powell, “The fractography of casting alloys,” *Materials Characterization*, vol. 33, no. 3, pp. 275 – 293, 1994. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/1044580394900485>
- [121] D. Taylor, “On the use of p-a plots to model the behaviour of short fatigue cracks,” *International Journal of Fatigue*, vol. 14, no. 3, pp. 163 – 168, 1992. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/014211239290369N>
- [122] Beretta and Murakami, “Sif and threshold for small cracks at small notches under torsion,” *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 23, no. 2, pp. 97–104, 2000. [Online]. Available : <http://dx.doi.org/10.1046/j.1460-2695.2000.00260.x>
- [123] L. Susmel, “The theory of critical distances : a review of its applications in fatigue,” *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 75, no. 7, pp. 1706 – 1724, 2008, <ce :title>Critical Distance Theories of Fracture</ce :title>. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0013794406004553>
- [124] L. Susmel and D. Taylor, “The theory of critical distances as an alternative experimental strategy for the determination of kic and kth,” *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 77, no. 9, pp. 1492 – 1501, 2010. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S001379441000202X>
- [125] I. V. Papadopoulos and V. P. Panoskaltzis, “Invariant formulation of a gradient dependent multiaxial high-cycle fatigue criterion,” *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 55, no. 4, pp. 513 – 528, 1996. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0013794496000471>
- [126] F. Morel, A. Morel, and Y. Nadot, “Comparison between defects and micro-notches in multiaxial fatigue – the size effect and the gradient effect,” *International Journal of Fatigue*, vol. 31, no. 2, pp. 263 – 275, 2009. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112308002156>
- [127] H. Neuber, *Theory of Notch Stresses : Principles for Exact Calculation of Strength with Reference to Structural Form and Material*. United States Atomic Energy Commission, Office of Technical Information, 1958. [Online]. Available : http://books.google.fr/books?id=_8wuuAAACAAJ
- [128] R. Guerchais, N. Saintier, F. Morel, and C. Robert, “Micromechanical investigation of the influence of defects in high cycle fatigue,” *International Journal of Fatigue*,

-
- vol. 67, no. 0, pp. 159 – 172, 2014, multiaxial Fatigue 2013. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112314000061>
- [129] Petit, J. and Zeghloul, A., “Influence de l’environnement et de la microstructure sur la propagation en fatigue des fissures courtes tridimensionnelles,” *Rev. Phys. Appl. (Paris)*, vol. 24, no. 9, pp. 905–913, 1989. [Online]. Available : <http://dx.doi.org/10.1051/rphysap:01989002409090500>
- [130] N. Grinberg, “The effect of vacuum on fatigue crack growth,” *International Journal of Fatigue*, vol. 4, no. 2, pp. 83 – 95, 1982. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0142112382900640>
- [131] L. Flacelière, “Contribution a la modélisation du dommage en fatigue multiaxiale d’un acier c36 : confrontation à l’expérience,” Ph.D. dissertation, 2004, thèse de doctorat dirigée par Dragon, André et Morel, Franck Mécanique des solides, des matériaux, des structures et des surfaces Poitiers 2004. [Online]. Available : <http://www.theses.fr/2004POIT2338>
- [132] J. Benabes, “Approche énergétique non locale du calcul de durée de vie de structures en fatigue multiaxiale sous chargements d’amplitude variable : application à une roue de train ferroviaire,” Ph.D. dissertation, 2006, thèse de doctorat dirigée par Palin-Luc, Thierry Mécanique Bordeaux, ENSAM 2006. [Online]. Available : <http://www.theses.fr/2006ENAM0069>
- [133] Ismail, Ariffin, Abdullah, and Ghazali, “Stress intensity factors under combined tension and torsion loadings,” *Indian Journal of Engineering and Materials Sciences*, vol. 19, pp. 5–16, February 2012. [Online]. Available : <http://nopr.niscair.res.in/bitstream/123456789/13787/1/IJEMS%2019%281%29%205-16.pdf>
- [134] G. Sinclair, “An investigation of the coxing effect in fatigue of metals,” 1952.
- [135] Y. Murakami, Y. Tazunoki, and T. Endo, “Existence of the coxing effect and effects of small artificial holes on fatigue strength of an aluminum alloy and 70-30 brass,” *Metallurgical Transactions A*, vol. 15, no. 11, pp. 2029–2038, 1984.
- [136] O. Engler and J. Hirsch, “Texture control by thermomechanical processing of {AA6xxx} al–mg–si sheet alloys for automotive applications—a review,” *Materials Science and Engineering : A*, vol. 336, no. 1–2, pp. 249 – 262, 2002. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509301019682>
- [137] D. L. Galindo, A. R. R. Colas, J. M. Cabrera, and J. Talamantes-Silva, “Ebsd texture analysis of an alcumg alloy for different solidification rates,” in *70th World Foundry Congress 2012 (WFC 2012)*, 2012.
- [138] P. Osmond, “Etude du vieillissement à chaud des alliages d’aluminium pour culasses diesel et prise en compte dans le dimensionnement,” Ph.D. dissertation, Mines ParisTech, 2010.

- [139] Y. Nadot, A. Chabaud, I. Serrano Mura, P. Mu, C. Verdu, J. Y. Buffière, P. Emile, C. Richard, and L. Anssens, “Influence of defect on the fatigue behaviour of as7g06t6 aeronautical alloy (ideffaar),” in *The 2nd International Symposium on Fatigue Design and Material Defects*. SF2M, 06 2014.
- [140] K. Lee, Y. N. Kwon, and S. Lee, “Effects of eutectic silicon particles on tensile properties and fracture toughness of {A356} aluminum alloys fabricated by low-pressure-casting, casting-forging, and squeeze-casting processes,” *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 461, no. 1–2, pp. 532 – 541, 2008. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0925838807015599>
- [141] *Fatigue and fracture mechanics*, ser. ASTM SPECIAL TECHNICAL PUBLICATION// STP. ASTM, 1999, vol. 29, ch. A rapid method for generation of a Haigh diagram for high cycle fatigue, pp. 626–641. [Online]. Available : <https://books.google.fr/books?id=Vqkrnp825HQC>
- [142] E. Ferrié, J.-Y. Buffière, W. Ludwig, A. Gravouil, and L. Edwards, “Fatigue crack propagation : In situ visualization using x-ray microtomography and 3d simulation using the extended finite element method,” *Acta Materialia*, vol. 54, no. 4, pp. 1111 – 1122, 2006. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S135964540500649X>
- [143] E. Ferrié, J.-Y. Buffière, and W. Ludwig, “3d characterisation of the nucleation of a short fatigue crack at a pore in a cast al alloy using high resolution synchrotron microtomography,” *International Journal of Fatigue*, vol. 27, no. 10–12, pp. 1215 – 1220, 2005, fatigue Damage of Structural Materials V 5th International Conference on Fatigue Damage of Structural Materials. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112305001647>
- [144] W. Ludwig, J.-Y. Buffière, S. Savelli, and P. Cloetens, “Study of the interaction of a short fatigue crack with grain boundaries in a cast al alloy using x-ray microtomography,” *Acta Materialia*, vol. 51, no. 3, pp. 585 – 598, 2003. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645402003208>
- [145] J. Chaboche, “Time-independent constitutive theories for cyclic plasticity,” *International Journal of Plasticity*, vol. 2, no. 2, pp. 149 – 188, 1986. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0749641986900100>
- [146] Z. Xu, W. Wen, and T. Zhai, “Effects of pore position in depth on stress/strain concentration and fatigue crack initiation,” *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 43, no. 8, pp. 2763–2770, 2012. [Online]. Available : <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-011-0947-x>
- [147] J. P. III, “Statistical inference using extreme order statistics,” *The Annals of Statistics*, vol. 3, no. 1, pp. pp. 119–131, 1975. [Online]. Available : <http://www.jstor.org/stable/2958083>

-
- [148] A. Davison, “Modelling excesses over high thresholds, with an application,” in *Statistical Extremes and Applications*, ser. NATO ASI Series, J. de Oliveira, Ed. Springer Netherlands, 1984, vol. 131, pp. 461–482. [Online]. Available : http://dx.doi.org/10.1007/978-94-017-3069-3_34
- [149] E. Castillo and A. S. Hadi, “Fitting the generalized pareto distribution to data,” *Journal of the American Statistical Association*, vol. 92, no. 440, pp. pp. 1609–1620, 1997. [Online]. Available : <http://www.jstor.org/stable/2965432>
- [150] D. Bellett, D. Taylor, S. Marco, E. Mazzeo, J. Guillois, and T. Pircher, “The fatigue behaviour of three-dimensional stress concentrations,” *International Journal of Fatigue*, vol. 27, no. 3, pp. 207 – 221, 2005. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112304001616>
- [151] Q. Vu, D. Halm, and Y. Nadot, “Multiaxial fatigue criterion for complex loading based on stress invariants,” *International Journal of Fatigue*, vol. 32, no. 7, pp. 1004 – 1014, 2010. [Online]. Available : <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S014211230900334X>

BIBLIOGRAPHIE

Annexe A

Récapitulatif des essais de FGNC (Méthode Stair-case

Cette annexe récapitule tous les escaliers en FGNC réalisés sur les trois alliages d'aluminium de fonderie étudiés. Il s'agit des essais réalisés dans notre thèse ainsi que ceux conduits dans la thèse de Koutiri [6]. Pour chaque escalier, le nombre N correspond au nombre de cycles à rupture relatif au dernier palier de contrainte. Pour les nuances avec pores, la taille de pores en \sqrt{area} à l'origine des fissures principales observés sur les faciès de rupture et leur nature (MR correspond aux pores de micro-retrait et Gaz pour les pores gazeux) est également reportée. Concernant la nuance sans pore (nuance C), on reporte l'origine de l'amorçage de fissure. Il s'agit de bandes de glissement persistentes (BGP) ou de couches d'oxyde ($Oxyde$).

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	
N° épr.	FP6	FP9	FP10	FP11	FP12	FP13	FP14	FP15	FP16	FP17	FP201	FP202	FP203	FP204	FP205	FP209	FP210	FP211	FP206	FP207	
σ_s (MPa)	R																				
130	-1.00																				
120	-1.00																				
110	-1.00									X											
100	-1.00								O		X										
90	-1.00							O				X				X					O
80	-1.00	X		X		X		O					X		O		X			O	
70	-1.00		O		O		O							O					O		
N		1.0×10^6	2.0×10^6	9.66×10^5	2.0×10^6	1.76×10^6	2.0×10^6	2.0×10^6	2.0×10^6	2.0×10^6	6.73×10^5	1.12×10^6	2.91×10^5	8.98×10^5	2.0×10^6	2.0×10^6	1.16×10^6	5.7×10^5	2.0×10^6	2.0×10^6	2.0×10^6

FIGURE A.1 – Escalier d'essais de flexion plane à R=-1 pour la nuance A, Koutiri et al. [6]

Annexe : Récapitulatif des escalier d'essais de FGNC

N° épr.		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19
		B70	B64	B61	B06	B56	B69	B66	B03	B62	B11	B10	B18	B19	B20	B30	B31	B32	B33	B43
σ_s (MPa)	R																			
120	-1.00																			
110	-1.00																			
100	-1.00																			
90	-1.00										X									
80	-1.00			X	X						O					X	X			X
70	-1.00	X	X	O		X			X		O	X	X	X	X	O		X	X	O
60	-1.00		O				X			O	X	O	O	O					O	
50	-1.00							X		O	O									
40	-1.00									O										
N		662181	817254	2E+06	1E+06	819193	2E+06	1793079	2E+06	2E+06	?	1E+06	1E+06	400000	354014	652300	1E+06	1092399	2E+06	626811
(area) ^{0.5}		1212	411	379	407	1064	906	970	387	648	N/A	485	526	342	604	328	423	479	N/A	446
Nature		MR	MR	MR	GAZ	MR	MR	MR	MR	MR	MR	GAZ	MR	MR	MR	MR	MR	MR	N/A	MR

FIGURE A.2 – Escalier d'essais de traction-compression à R=-1 pour la nuance B. N nombre de cycles à rupture pour le dernier palier ; \sqrt{area} taille de pore à l'origine de rupture ; *Nature* nature du pore à l'origine de rupture (*MR*- Pore de micro-retrait et *Gaz*-Pore gazeux)

N° épr.		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20
		C21	C22	C23	C24	C25	C26	C27	C28	C29	C30	C31	C32	C33	C34	C35	C36	C37	C38	C39	C40
σ_s (MPa)	R																				
140	-1.00						X	X									X	X	X	X	
130	-1.00				X	X	O		X	X	X	X	X	X	X	O		O			X
120	-1.00	X		X	O	O				O		O		O		O					
110	-1.00	O	X	O	O																
100	-1.00	O		O																	
80	-1	O																			
N		1477829	1640630	1250000	1005959	831091	134175	650000	888846	49648	1547744	332158	312582	230493	1737450	380356	182420	1437951	27795	1046922	1806254
Amorçage		BGP	BGP	BGP	Oxyde	BGP	BGP	BGP	BGP	Oxyde	Oxyde	BGP	Oxyde	Oxyde	Oxyde	BGP	BGP	BGP	BGP	BGP	BGP

FIGURE A.3 – Escalier d'essais de traction-compression R=-1 pour la nuance C. On indique également l'origine de l'amorçage de fissure : *BGP*-Bandes de glissement persistentes ; *Oxyde*-Couche d'oxyde

N° épr.		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19
		TO1	TO2	TO3	TO4	TO5	TO8	TO9	TO6	TO10	TO7	T101	T102	T105	T106	T107	T108	T109	T110	T111
σ_s (MPa)	R																			
130	-1.00																			
120	-1.00																			
110	-1.00				X				X											
100	-1.00	X		O		X		O		X		X							X	
90	-1.00		O				O				O		X				O		X	
80	-1.00													X		O				O
70	-1.00														O					
N		1.24x10 ⁵	2.0x10 ⁵	2.0x10 ⁵	7.8x10 ⁵	1.5x10 ⁶	2.0x10 ⁶	2.0x10 ⁶	1.26x10 ⁶	1.4x10 ⁶	2.0x10 ⁶	2.22x10 ⁵	1.32x10 ⁵	1.6x10 ⁵	2.0x10 ⁵	2.0x10 ⁵	2.0x10 ⁵	1.0x10 ⁵	6.0x10 ⁵	2.0x10 ⁵

FIGURE A.4 – Escalier d'essais de torsion à R=-1 pour la nuance A, Koutiri et al. [6]

Annexe : Récapitulatif des escalier d'essais de FGNC

N° épr.		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20
	R	B67	B68	B65	B15	B59	B05	B55	B60	B01	B09	B16	B17	B63	B21	B22	B12	B04	B08	B44	B45
$\sigma_{1,a}$																					
100	-1																				
90	-1					X															
80	-1	X	X	X	X	O	X	X	X		X										
70	-1	O		O		O		O		X	O	X			X		X			X	X
60	-1										O		O		O		O		O		O
N		1054700	888600	1336900	1108500	686600	735200	1341700	1900000	904500	1215800	300000	a continuer	1900000	continué	1008700	a continuer	1471430	2000000	970108	735539
Mode I/II		I	I	II	I	II	I	II	II	II	I	I	N/A	I	N/A	I	N/A	I	N/A	I	I
(area) ^{0.5}		747	787	451	822	430	779	274	394	356	387	1389	N/A	1271	N/a	891	N/A	429	N/A	1429	1275
Nature		MR	MR	MR	MR	Gaz	MR	Gaz	Gaz	Gaz	Gaz	MR	N/A	MR	N/a	MR	N/A	MR	N/A	MR	MR

FIGURE A.5 – Escalier d'essais de torsion à R=-1 pour la nuance B. N nombre de cycles à rupture pour le dernier palier ; *Mode I/II* correspond au mode d'endommagement dominant observé. Il s'agit du mode d'ouverture (mode I) et du mode de cisaillement (mode II) (Figure III.26). \sqrt{area} taille des pores à l'origine de rupture pour le mode I et la taille du pore le plus grand observé sur le faciès de rupture pour le mode II ; *Nature* nature du pore à l'origine de rupture (*MR*- Pore de micro-retrait et *Gaz*-Pore gazeux)

N° épr.		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20
	R	C01	C02	C03	C05	C06	C07	C08	C09	C10	C11	C12	C13	C14	C15	C16	C17	C18	C19	C20	C21
$\sigma_{1,a}$																					
100	-1	X																			
90	-1		X		X																X
80	-1			O		X			X	X	X				X	X	O	X			O
70	-1						X	X	O		X	O	X			O			X		O
60	-1							O			O		O		O						O
N		711700	1750000	2000000	590000	1200000	673700	1914700	146600	1492200	393700	1742500	1521100	2000000	653800	827700	2E+06	1014700	712400	161100	2000000

FIGURE A.6 – Escalier d'essais de torsion à R=-1 pour la nuance C

N° épr.		test08	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	
	R		A02	A03	A04	A05	A06	A07	A08	A09	A10	A12	A13	A14	A15	A16	A17	A18	A19	A20	A21	A22	
σ_a																							
90	45	-1																			X		
80	40	-1	X																O		X		
70	35	-1		X	X		X		X			X				X		O				X	
60	30	-1				O		O		X		O		X		O		O					
50	25	-1								O				O									
N		?	712000	286477	1442745	2000000	759205	2000000	463631	857288	2000000	2000000	906441	1265302	2E+06	2000000	1140240	2E+06	2E+06	2E+06	363382	437591	889686
(area) ^{0.5}			N/A	163	236	N/A	182	156	192	291	245	202	218	142	N/A	N/A	218	N/A	341	134	185	129	235
Nature			MR	MR		MR	MR	MR	MR	Gaz	MR	MR	Gaz	MR	MR	MR	MR	MR	MR	Gaz	MR	MR	MR

FIGURE A.7 – Escalier d'essais de traction-torsion combinées à R=-1, $k=\tau_a/\sigma_a=0.5$ pour la nuance A. N nombre de cycles à rupture pour le dernier palier ; \sqrt{area} taille des pores à l'origine de rupture ; *Nature* nature du pore à l'origine de rupture (*MR*- Pore de micro-retrait et *Gaz*-Pore gazeux)

N° épr.		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20
	R	B02	B07	B13	B14	B23	B24	B25	B26	B27	B28	B29	B34	B35	B36	B37	B39	B40	B41	B42	B46
σ_a																					
60	30	-1		X	X	X		X	X	X											X
50	25	-1	X	O	O		X	O	O		X		X								O
40	20	-1		O				O				O		X		X		X		O	
30	15	-1												O		O		O			
N		339180	582533	1310781	381554	1426450	379259	412712	813790	448299	2000000	335147	804624	2E+06	1108073	2E+06	634404	2.00E+06	2E+06	2.00E+06	416482
(area) ^{0.5}		734	301	354	596	305	598	429	352	1043	242	1782	561	429	460	N/A	1638	N/A	327	656	1015
nature		MR	Gaz	Gaz	MR	MR	MR	Gaz	MR	MR	MR	MR	MR	Gaz	Gaz	MR	MR		Gaz	MR	MR

FIGURE A.8 – Escalier d'essais de traction-torsion combinées à R=-1, $k=\tau_a/\sigma_a=0.5$ pour la nuance B. N nombre de cycles à rupture pour le dernier palier ; \sqrt{area} taille de pores à l'origine de rupture ; *Nature* nature du pore à l'origine de rupture (*MR*- Pore de micro-retrait et *Gaz*-Pore gazeux)

Annexe : Récapitulatif des escalier d'essais de FGNC

N° épr.		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19
		C41	C42	C43	C44	C45	C46	C47	C48	C49	C50	C51	C52	C53	C54	C55	C56	C57	C60	C58
σ_a	τ_a	R																		
110	55	-1																		
100	50	-1																		
90	45	-1	x					x		x				x		x		x		x
80	40	-1	?	x		x		o		o		x		o		o		o		o
70	35	-1			o		o					o								
N		1035498	1555782	2000000	1959257	2000000	2000000	1065148	2000000	1338149	974191	2E+06	2000000	1E+06	2.00E+06	675956	2E+06	1E+06	2E+06	875161
Amorçage		BGP+oxyd	Oxyde	N/A	BGP	N/A	N/A	BGP	N/A	BGP	BGP	N/A	N/A	BGP	N/A	BGP	N/A	BGP	N/A	BGP

FIGURE A.9 – Escalier d'essais de traction-torsion combinées à $R=-1$, $k=\tau_a/\sigma_a=0.5$ pour la nuance C

N° épr.		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	
		CE41	CE44	CE39	CE37	CE34	CE31	CE28	CE30	CE21			
s_{max} (MPa)	R												σ_a (MPa)
180	0.10	x											81
160	0.10		x				x						72
140	0.10			x		o		x		o			63
120	0.10				o				o				54
N		1.0×10^6	1.9×10^6	?	2.0×10^5	2.0×10^6	9.8×10^5	1.29×10^6	1.58×10^6	2.0×10^6			

FIGURE A.10 – Escalier d'essais en traction équi-biaxiale à $R=0.1$ pour la nuance A, Koutiri et al. [6]

N° épr.		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17
		B01	B02	B03	B04	B05	B06	B07	B10	B11	B09	B12	B13	B14	B15	B20		
σ_a	R																	
60	0.1		?	x														
50	0.1	x	o		x	x	x		x		x		x	x	x			
40	0.1	o				o		o		o		o		o		o		
30	0.1																	
20	0.1																	
N		$9.3E+05$	$3.0E+05$	$5.5E+05$	$1.8E+06$	$5.5E+05$	$1.6E+06$	$2.0E+06$	$6.6E+05$	$2.0E+06$	$1.2E+06$	$2.0E+06$	$4.0E+05$	$7.0E+05$	$7.0E+05$?		
(area) ^{0.5}		553	874	954	950	1077	567	N/A	1642	N/A	1065	N/A	1499	586	887	1651		
Nature		MR	MR	MR	MR	MR	MR		MR		MR		MR	MR	MR	MR		

FIGURE A.11 – Escalier d'essais en traction équi-biaxiale à $R=0.1$ pour la nuance B. N nombre de cycles à rupture pour le dernier palier ; \sqrt{area} taille des pores à l'origine de rupture ; *Nature* nature du pore à l'origine de rupture (*MR*- Pore de micro-retrait et *Gaz*-Pore gazeux)

N° épr.		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
		C01	C03	C20	C07	C08	C09	C10	C11	C12	C13	C14	C15	C04	C05	C06
σ_a	R															
100	0.1															
90	0.1															
80	0.1					x	x					x				
70	0.1	?	x	x	x	o		x		x		o		x		x
60	0.1		o		o				o		o				o	
N		?	1500000	1700000	1900000	600000	562971	1224895	$1.00E+06$	1020000	$2.00E+06$	$2E+06$	1000000	1800000	?	?
(area) ^{0.5}			84	80	48	67	64	N/A	N/A	55	N/A	N/A	N/A	41	N/A	148
des particules Si/intermétalliques																

FIGURE A.12 – Escalier d'essais en traction équi-biaxiale à $R=0.1$ pour la nuance C. \sqrt{area} la taille de particules de Si ou d'intermétalliques à l'origine de l'amorçage de fissures principales

Annexe : Récapitulatif des escalier d'essais de FGNC

N° épr.		5	8	9	10
		C59	C71	C72	C73
σ_s (MPa)	R				
100	0.10				
90	0.10	X	X	X	
80	0.10	O	O		X
70	0.10	O			
60	0.10				
50	0.10				
N		661195	393321		370473
Amorçage		Particule		BGP	Particule

FIGURE A.13 – Escalier de 4 essais de traction-traction à $R=0.1$ pour la nuance C et le mode d'amorçage : *BGP*- bandes de glissement persistentes et *Particules*- particules de Si ou intermétalliques

Annexe : Récapitulatif des escalier d'essais de FGNC

Annexe B

Complément d'essais de fissuration

1 Différentes approches analytiques pour calculer l'intensité de contrainte ΔK pour l'éprouvette SEN (Single Edge Notched)

Dans la littérature, plusieurs approches analytiques permettant de calculer le facteur d'intensité de contrainte à partir de la longueur de fissure pour l'éprouvette SEN sont documentées. On peut citer les approches de Murakami [76], de Pickard [75] et de Soniak [77]. Dans ces approches, les auteurs proposent des différentes expressions du facteur de correction de forme de fissure β , sachant que $\beta = K / (\sigma\sqrt{\pi a})$. Ces expressions sont :

Approche de Murakami [76]

$$\beta = 1.12 - 0.231\alpha + 10.55\alpha^2 - 21.71\alpha^3 + 30.382\alpha^4 \quad (\text{B.1})$$

Approche de Pickard [75] :

$$\beta = \frac{5}{\sqrt{20 - 13\alpha - 7\alpha^2}} \quad (\text{B.2})$$

Approche de Soniak [77] :

$$\begin{aligned} \beta &= 1.122 + 0.5\alpha && \text{pour éprouvette SEN de 4mm d'épaisseur} \\ \beta &= 1.122 + 1.5\alpha && \text{pour éprouvette SEN de 2mm d'épaisseur} \end{aligned} \quad (\text{B.3})$$

avec $\alpha = a/W$ où a est la longueur de fissure et W est la largeur d'éprouvette.

Les facteurs d'intensité de contrainte calculés grâce à ces approches analytiques sont comparés à ceux déterminés à l'aide des simulations 2D par EF. Ces dernières, basées sur la mécanique linéaire de la rupture, concernent la simulation de la réponse mécanique au voisinage du fond de fissure avec un comportement de matériau élastique isotrope. La courbe $\Sigma_{33}(r) - r$ obtenue, avec r distance au fond de fissure, nous permet de déterminer le facteur d'intensité de contrainte au fond de fissure (figure B.1).

Le table B.1 présentent la comparaison des facteurs de forme β relatifs aux différentes longueurs de fissure a calculées à l'aide des approches analytiques avec ceux déterminés par la simulation 2D par EF. Les dimensions des éprouvettes SEN concernées dans cette

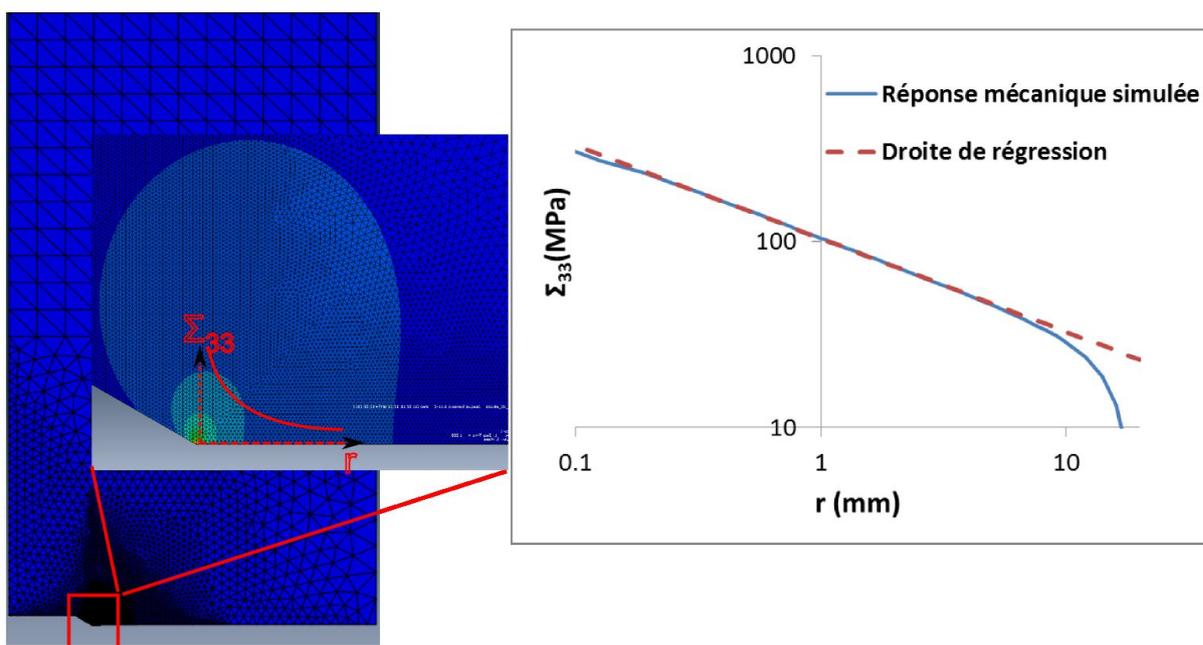


FIGURE B.1 – Détermination du facteur d'intensité de contrainte à l'aide de la simulation par EF 2D

analyse sont : largeur 40 mm, épaisseur 5 mm et la longueur des fissures comprise entre 15 et 20 mm. Un paramètre d'erreur, err , définie par l'équation ci-dessous, est utilisé pour comparer les modèles. Il est à noter que le résultat obtenu par la simulation EF est considéré comme référence.

$$err = \frac{K_{\text{approche analytique}} - K_{\text{simu EF 2D}}}{K_{\text{simu EF 2D}}} \times 100 \quad (\text{B.4})$$

Longueur de fissure (mm)	β obtenu par simulation EF	err			
		Pickard	Murakami	Soniak (4mm)	Soniak (2mm)
6	1.18	-0.17	6.6.83	1.1	13.77
7	1.20	-0.42	9.56	0.79	15.37
9	1.24	-1.38	15.53	-0.44	17.70
10	1.34	-7.6	12.02	-6.9	11.71
15	1.52	-12.5	29.79	-13.8	10.82
20	1.64	-11.05	72.38	-16.34	14.14

TABLE B.1 – Comparaison de l'erreur entre des approches analytiques pour calculer le facteur de forme de fissure β par rapport aux résultats obtenus par simulation EF 2D

Il est bien montré que l'approche de Pickard présentent des meilleures résultats et celle-ci a été retenue pour les essais de fissuration réalisés dans notre étude.

2 Comparaison des courbes de $da/dN - \Delta K_{eff}$ des trois nuances A, B et C

La figure B.2 présente la comparaison des courbes de la vitesse de propagation de fissure da/dN en fonction du facteur d'intensité de contrainte effectif ΔK_{eff} obtenues à l'aide des essais de fissuration pour les trois nuances A, B et C (voir dans la section 3 du chapitre III).

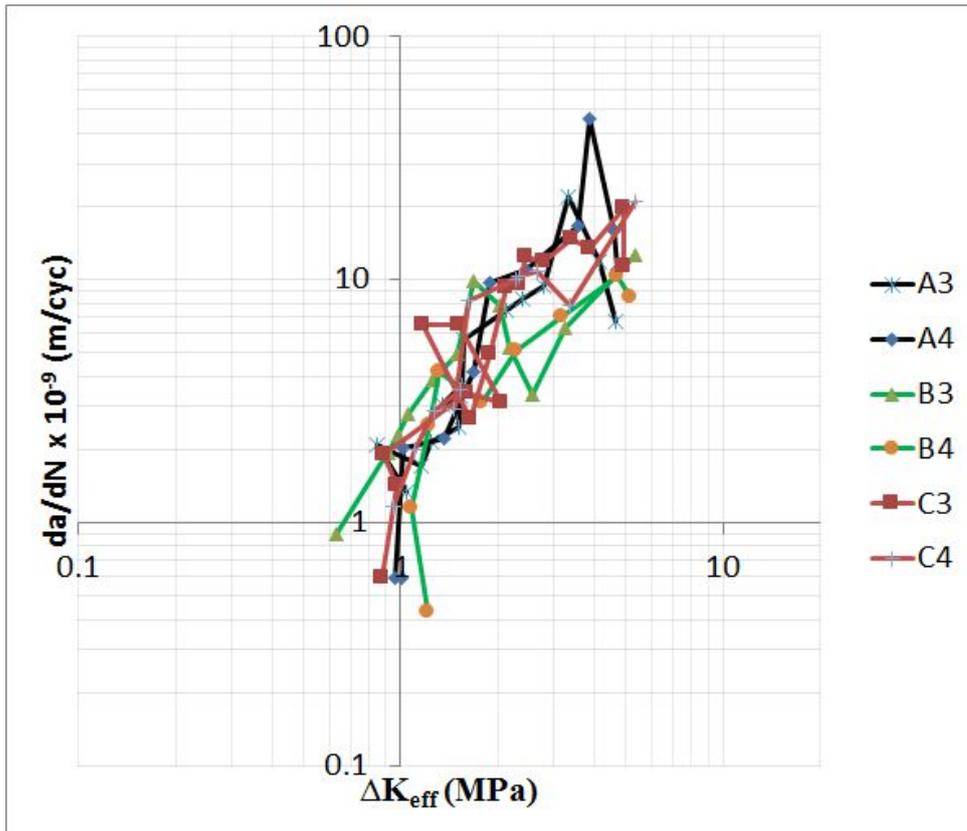


FIGURE B.2 – Comparaison des courbes $da/dN - \Delta K_{eff}$ obtenues à l'aide des essais de fissuration pour les trois nuances A, B et C. Deux essais ont été réalisés pour chaque nuance

On observe que la différence de ces courbes est négligeable. Ce constat est en accord avec le travail de Lados et al. [33] sur différents alliages d'Al-Si de fonderie présentant différentes SDAS. Les auteurs ont montré que l'influence de la microstructure sur les courbes $da/dN - \Delta K_{eff}$ n'est pas marquée, en particulier dans le domaine proche du seuil de propagation.

Annexe C

Essais d'écrouissage cyclique

Les essais d'écrouissage cyclique conduits dans notre thèse ont principalement pour but d'identifier la loi de comportement des nuances étudiées. En particulier, les données obtenues relatives à la nuance C (i.e. nuance sans pore) ont été utilisées pour identifier la loi de comportement de la matrice d'aluminium employée dans les simulations par EF des pores réels (voir la section 3 du chapitre V).

1 Conditions d'essais

Les essais d'écrouissage cyclique ont été réalisés sous chargement de traction-compression à $R=-1$ avec amplitude de déformation totale imposée, à la température ambiante sur une machine de fatigue de type servo-hydraulique uniaxiale "Instron 8820". La géométrie d'éprouvettes est présentée à la figure C.1.

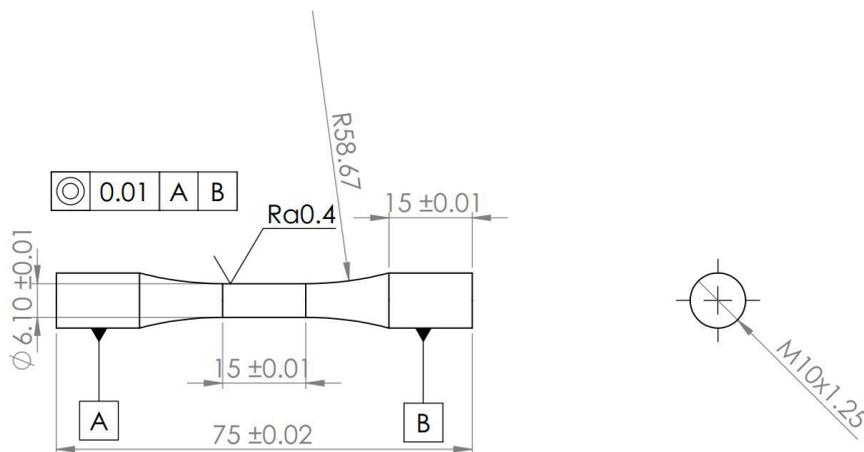


FIGURE C.1 – Géométrie d'éprouvettes d'essai d'écrouissage cyclique

Dans le domaine de fatigue oligocyclique, comme le taux de déformation plastique est élevé, ainsi la vitesse de déformation joue un rôle non négligeable. Afin de maintenir une vitesse de déformation constante et identique pour tous les taux de déformation imposées, la forme d'onde triangulaire a été employée. La vitesse de déformation totale, \dot{E} , est fixée à

Annexe : Essais d'érouissage cyclique

$0.004s^{-1}$. La fréquence de cyclage, f_{cyc} , est calculée à partir de l'amplitude de déformation imposée par l'équation :

$$f_{cyc} = \dot{E}/(4E_{zz,a}) \quad (C.1)$$

où $E_{zz,a}$ amplitude de la déformation imposée. Au niveau de l'acquisition de données, 300 échantillons sont acquis chaque cycle. Les figures C.2 présentent des formes d'onde expérimentales relatives aux différents niveaux de déformation. On observe que les signaux expérimentaux respectent bien les consignes.

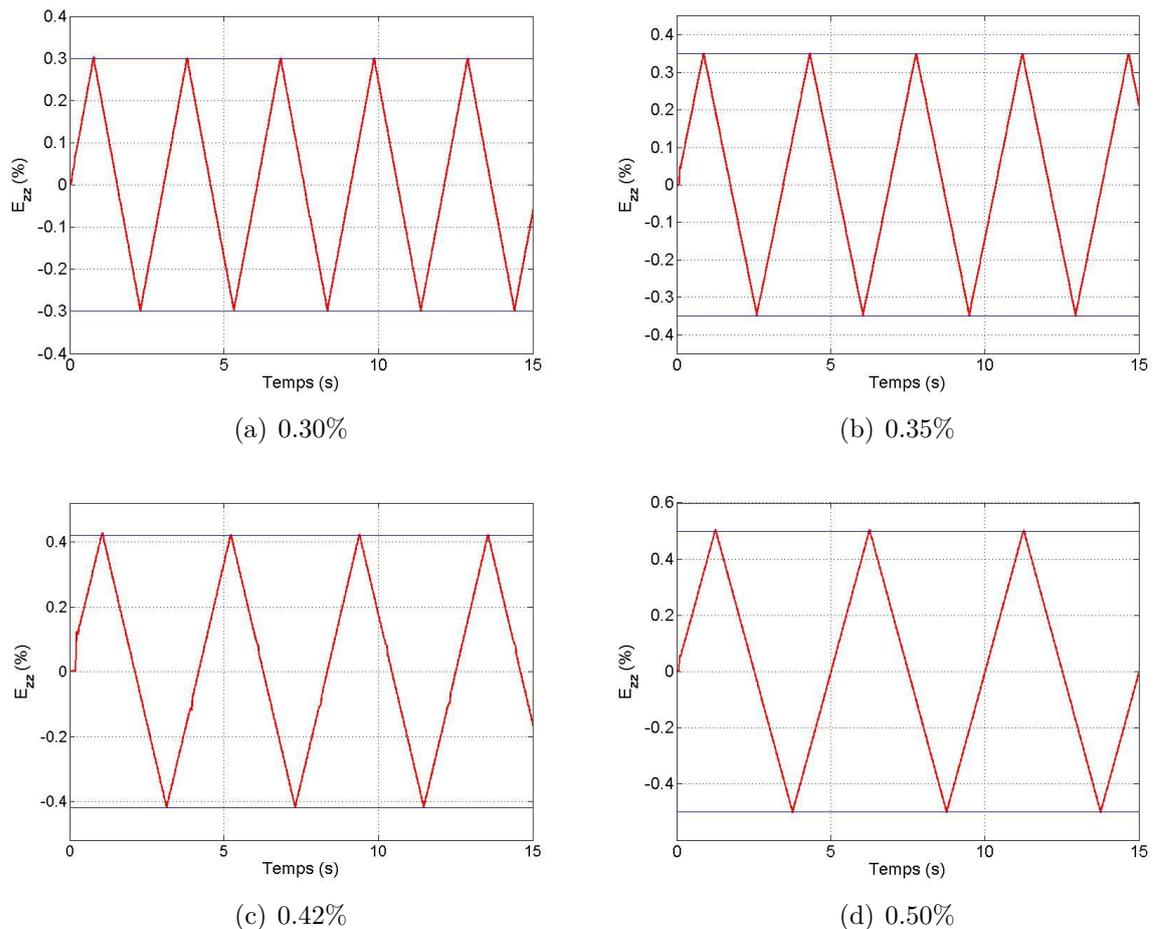


FIGURE C.2 – Evolution de la déformation imposée au cours des 15 premières secondes des essais de fatigue oligocyclique : a) 0.30% ; b) 0.35% ; c) 0.42% ; d) 0.50%

2 Résultat

Les figures C.3, C.5 et C.4 présentent les courbes "contrainte-déformation" relatives aux différents cycles de chargement des trois nuances A, B et C.

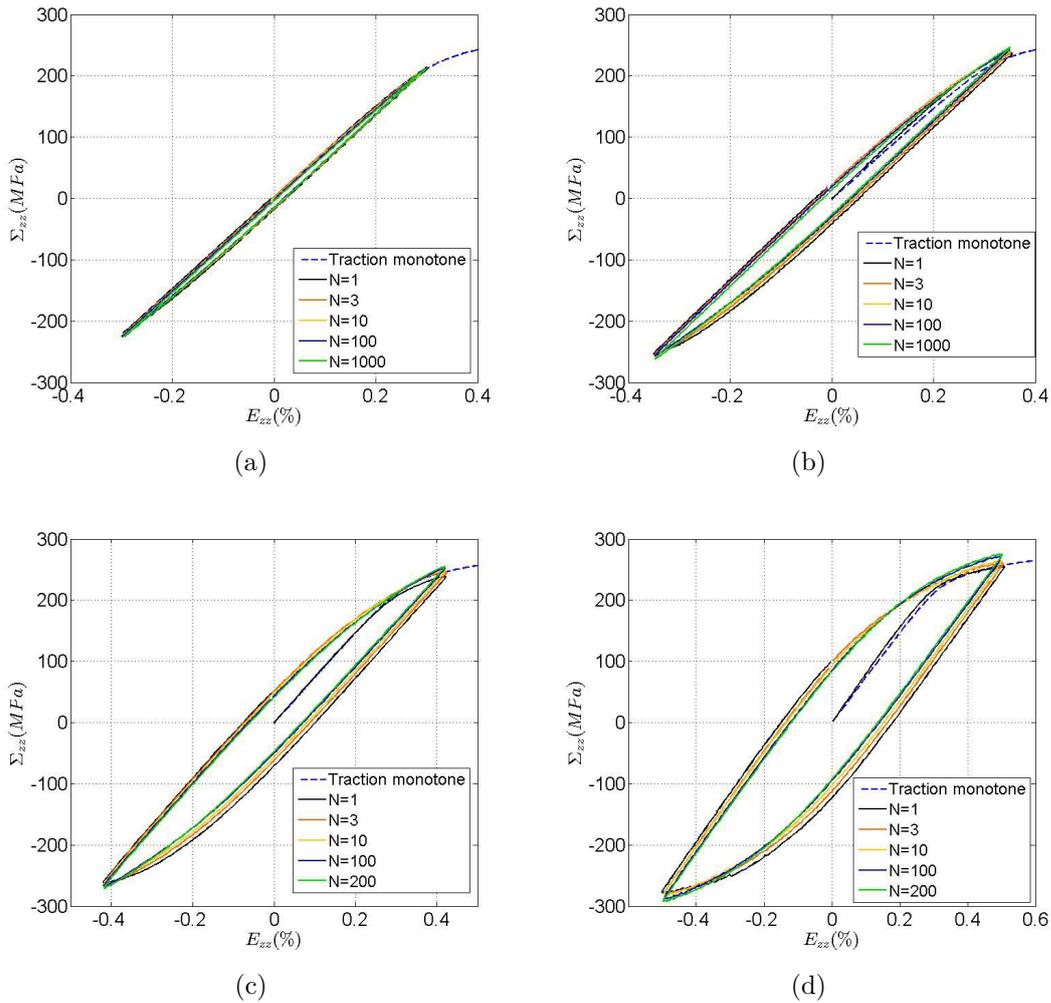


FIGURE C.3 – Réponses obtenues, en termes de contrainte Σ_{zz} et déformation E_{zz} , lors des essais de fatigue oligocyclique en traction alternée de la nuance A : a) 0.30% ; b) 0.35% ; c) 0.42% ; d) 0.50%

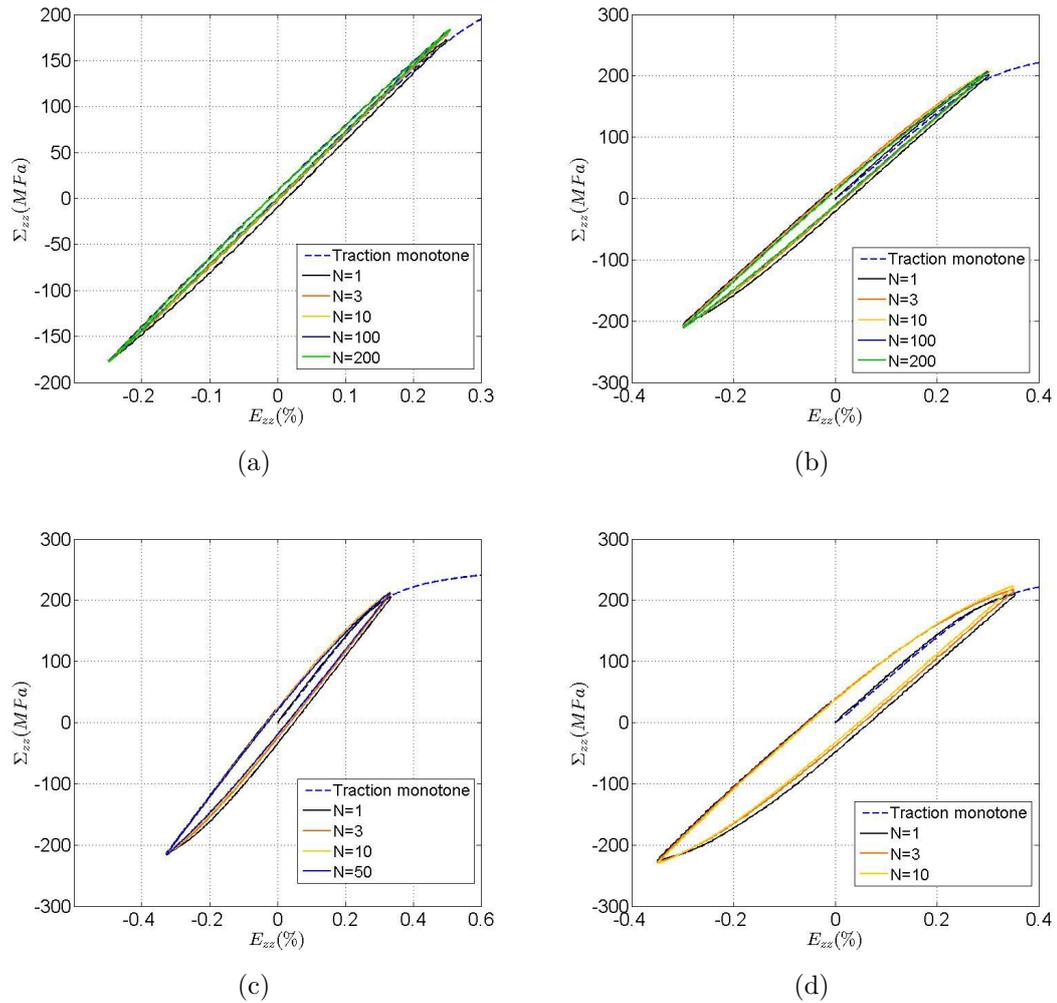


FIGURE C.4 – Réponses obtenues, en termes de contrainte Σ_{zz} et déformation E_{zz} , lors des essais de fatigue oligocyclique en traction alternée de la nuance B : a) 0.25% ; b) 0.30% ; c) 0.33% ; d) 0.35%

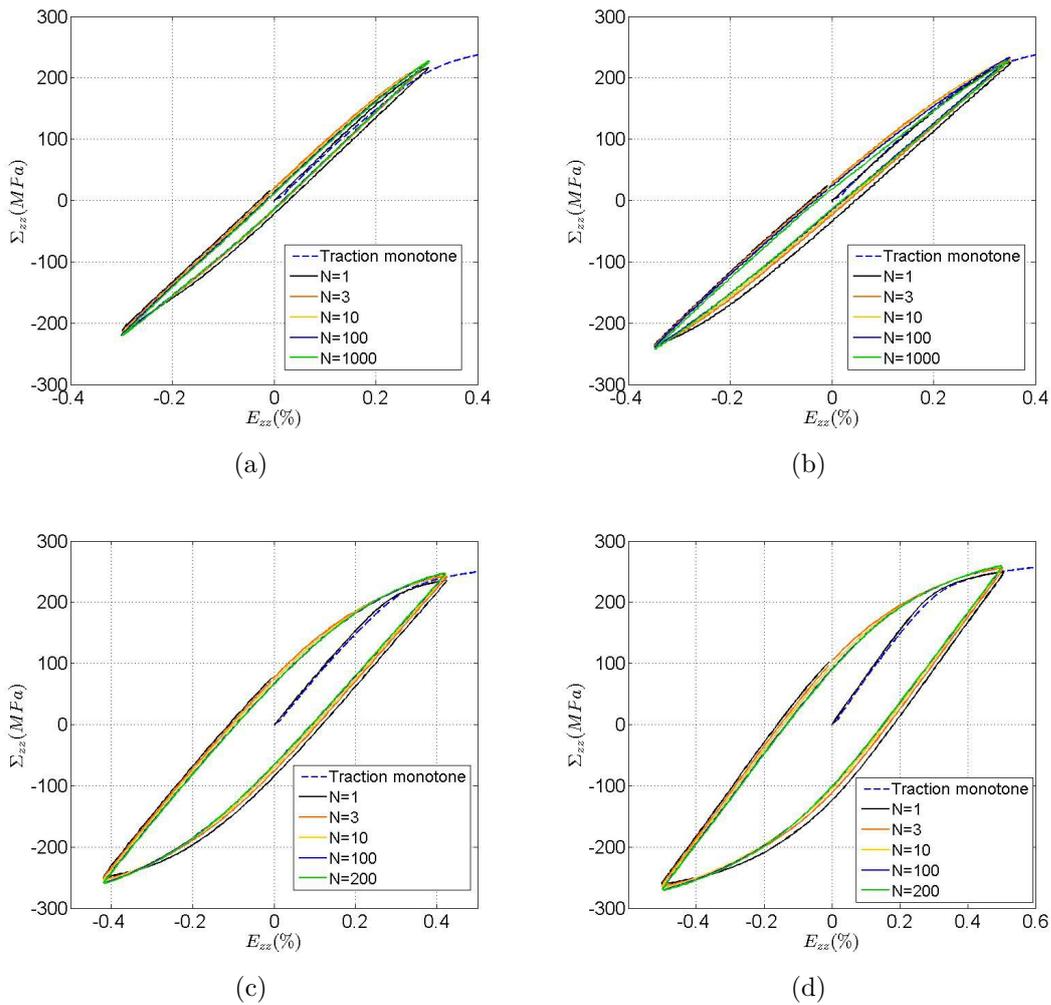


FIGURE C.5 – Réponses obtenues, en termes de contrainte Σ_{zz} et déformation E_{zz} , lors des essais de fatigue oligocyclique en traction alternée de la nuance C : a) 0.30% ; b) 0.35% ; c) 0.42% ; d) 0.50%

Annexe : Essais d'érouissage cyclique

Il peut être constaté que l'érouissage des trois nuances pour le chargement de traction-compression à $R=-1$ est de nature à la fois cinématique et isotrope. En effet, la taille du domaine d'élasticité évolue au cours du cyclage indiquant l'érouissage isotrope. De plus, le déplacement du centre du domaine d'élasticité est observé ce qui témoigne d'un érouissage cinématique. Néanmoins, il est observé que le taux d'érouissage isotrope est relativement faible. Afin d'observer l'effet de durcissement ou adoucissement du comportement d'érouissage cyclique des nuances étudiées, l'évolution de la contrainte maximale et minimale ($\Sigma_{zz} - max$, $\Sigma_{zz} - min$) en fonction du nombre de cycles est tracée en figures C.6, C.7 et C.8.

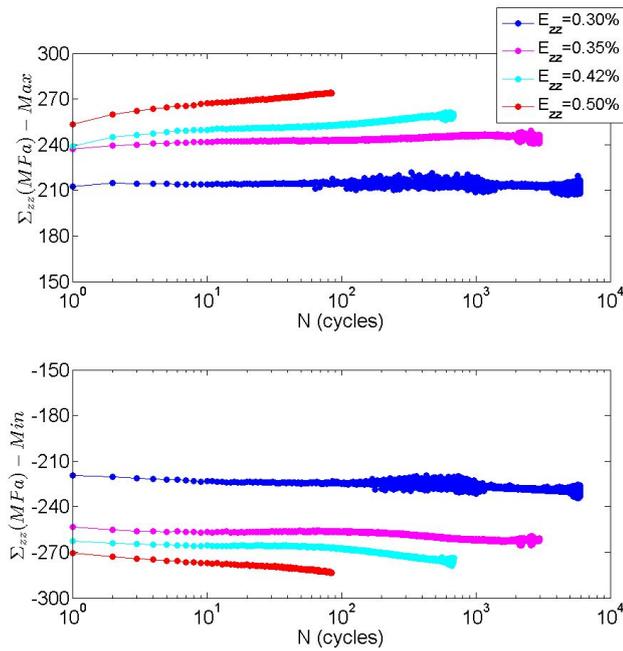


FIGURE C.6 – Courbes de durcissement cyclique obtenues à partir des essais d'érouissage cyclique en traction-compression $R=-1$ pour la nuance A

- A partir de ces figures, on observe généralement deux phases distinctes :
- pour la nuance A : la phase de stabilisation n'est pas observée clairement, notamment pour les chargements importants ($E_{zz} = 0.42\%$ et $E_{zz} = 0.50\%$). On observe dans ces cas que le matériau se durcit en continu jusqu'à la rupture.
 - pour les nuances B et C :
 - une première phase de quelques cycles (< 10 cycles) durant laquelle un durcissement très faible ($\approx 3\%$) est observé ;
 - une deuxième phase jusqu'à la rupture durant laquelle l'amplitude de contrainte est stabilisée.

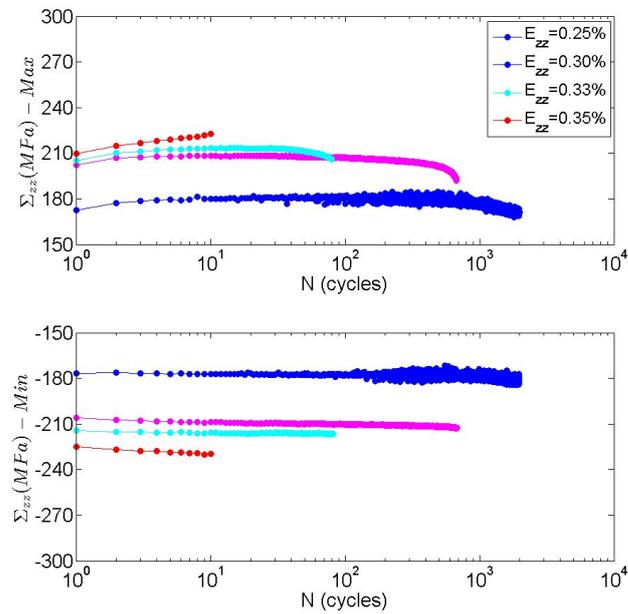


FIGURE C.7 – Courbes de durcissement cyclique obtenues à partir des essais d'écrouissage cyclique en traction-compression $R=-1$ pour la nuance B

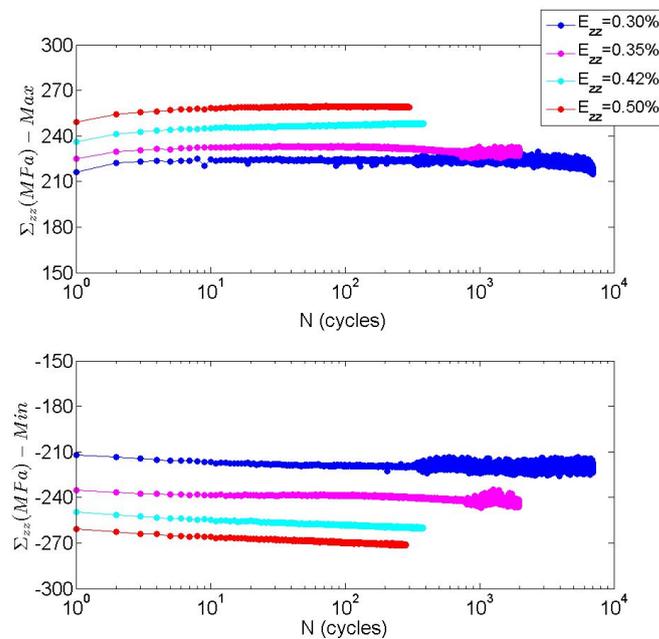


FIGURE C.8 – Courbes de durcissement cyclique obtenues à partir des essais d'écrouissage cyclique en traction-compression $R=-1$ pour la nuance C

Annexe D

Observations additionnelles des mécanismes d'endommagement en FGNC des nuances A, B et C

1 Chargement uniaxial

1.1 Mécanismes d'endommagement

Les figures D.1 et D.2 présentent des observations additionnelles des mécanismes d'amorçage de fissure sous chargement uniaxial à $R=-1$ sur des éprouvettes de la nuance A et C.

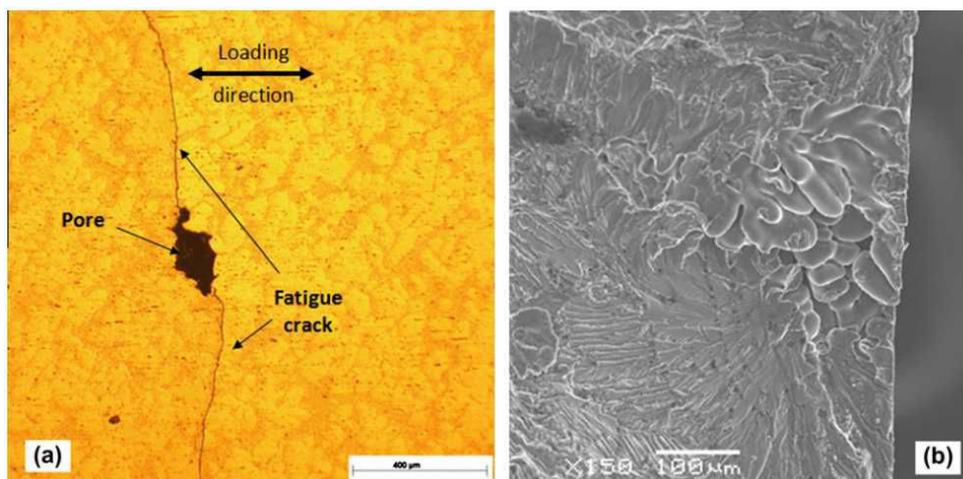
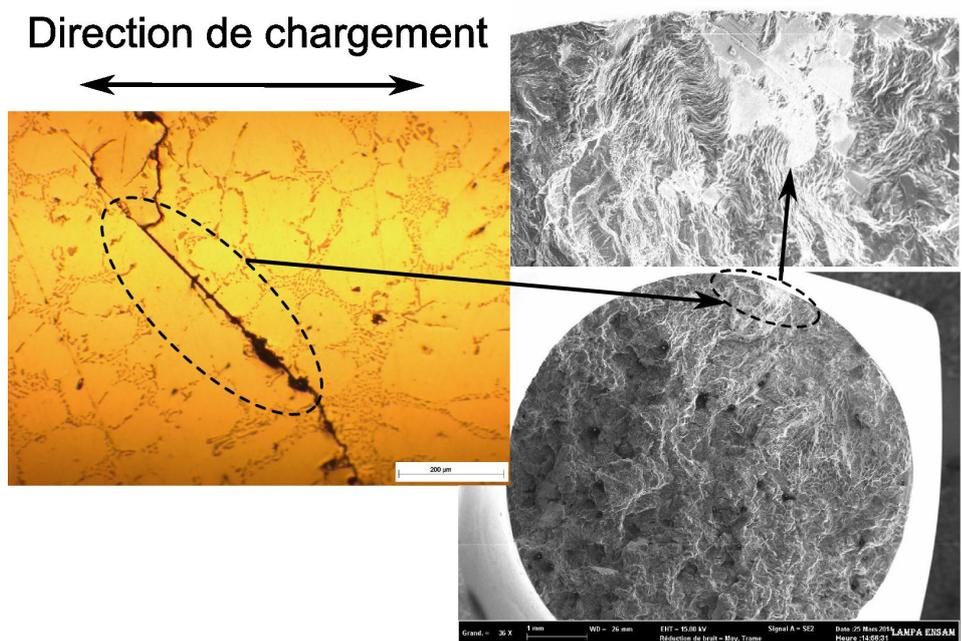
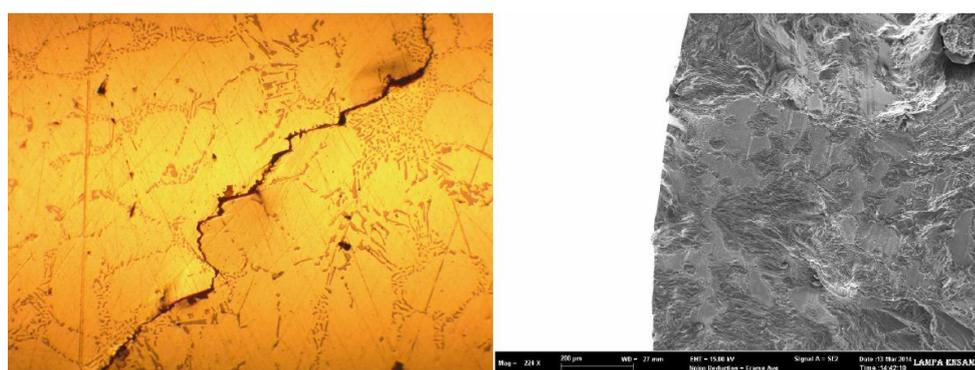


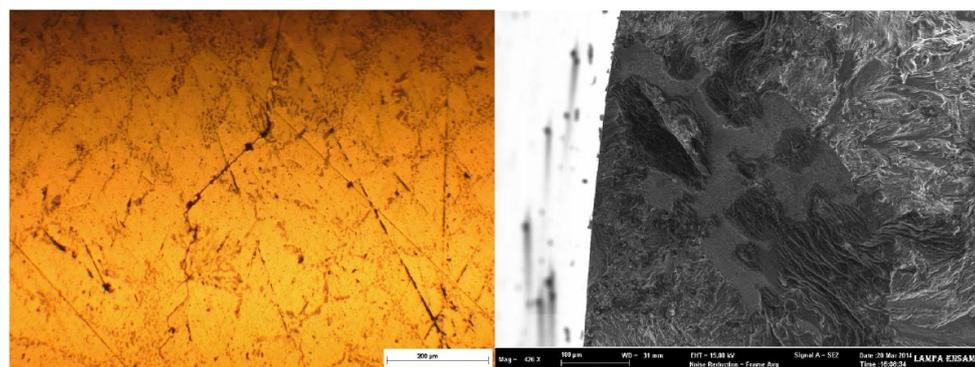
FIGURE D.1 – Propagation d'une fissure à partir d'un pore observée sur une éprouvette de nuance A sous chargement de flexion plane à $R=-1$ [6]



(a) $\Sigma_{xx,a} = 110$ MPa, $N = 1.6 \times 10^6$ cycles



(b) $\Sigma_{xx,a} = 130$ MPa, $N = 8.3 \times 10^5$ cycles



(c) $\Sigma_{xx,a} = 140$ MPa, $N = 1.3 \times 10^5$ cycles

FIGURE D.2 – Amorçages d'une fissure à partir des BGP observés sur des éprouvettes de la nuance C sous chargement de traction-compression à $R = -1$

1.2 Comparaison entre les approches analytiques et la simulation EF pour le calcul du ΔK relatif à la fissure de fatigue naturelle

Le but de cette comparaison est de justifier le choix de l'approche empirique de Murakami [76] dans le calcul du facteur d'intensité de contrainte ΔK des fissures de fatigue naturelles (voir la section 2.1.2 du chapitre III).

Deux approches analytiques sont à considérer. Il s'agit de l'approche basée sur la mécanique linéaire de la rupture (Eq.D.1) (relative à des fissures 2D) et l'approche empirique de Murakami (Eq.D.2) (relative à des fissures 3D). L'approche basée sur la mécanique linéaire de la rupture utilise l'expression :

$$\Delta K_{app} = \Delta\sigma\sqrt{\pi a} = 2\sigma_a\sqrt{\pi a} \quad (D.1)$$

avec a la demi-longueur de la fissure apparente.

L'approche empirique de Murakami s'écrit :

$$\Delta K_{app} = 0.65\Delta\sigma\sqrt{\pi\sqrt{aire}} = 0.65 \times 2\sigma_a\sqrt{\pi\sqrt{aire}} \quad (D.2)$$

où *aire* est l'aire projetée sur le plan perpendiculaire à la direction du chargement de fissure. Pour calculer ce paramètre, on fait appel à une hypothèse relative à l'aire 3D d'une fissure dont la longueur apparente est connue, comme présenté à la figure D.3(a).

Concernant la simulation 3D par EF, à l'aide du module "Fracture" intégré dans le logiciel Ansys, un modèle EF (Fig.D.4) comportant une fissure elliptique introduite sur une éprouvette en forme cylindrique avec le diamètre de 7 mm (i.e. le diamètre de la zone utile des éprouvettes de fatigue) est mis en place. L'axe majeur de l'ellipse est déterminée pour que la longueur apparente (c'est-à-dire l'intersection de l'ellipse avec la surface libre de l'éprouvette) soit la même que celle mesurée expérimentalement. Quant à l'axe mineure, on suppose que le facteur d'intensité de contrainte au fond de la fissure est égale à celui en surface ($K_p = K_s$) (figure D.3(b)).

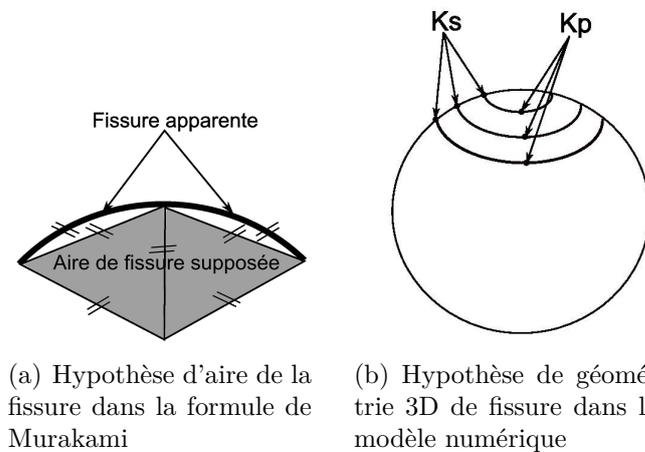


FIGURE D.3 – Hypothèses de la géométrie 3D de fissure

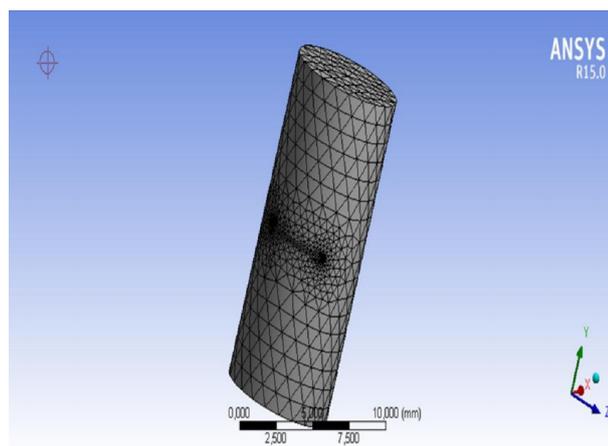


FIGURE D.4 – Maillage d'une fissure tridimensionnelle elliptique

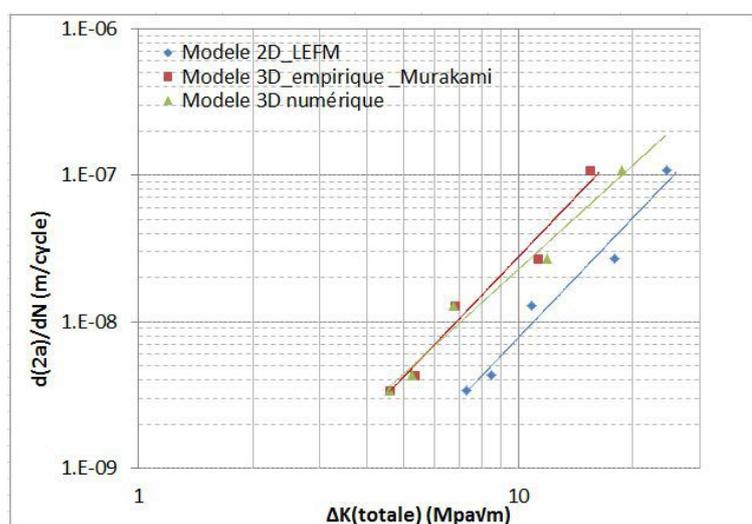


FIGURE D.5 – Comparaison des courbes $da/dN - \Delta K_{app}$ entre les approches analytiques et la simulation 3D par EF

A partir du suivi d'une fissure sous chargement de traction-compression avec $R=-1$ (Figure III.19), on établit les courbes da/dN en fonction de ΔK_{app} (figure D.5).

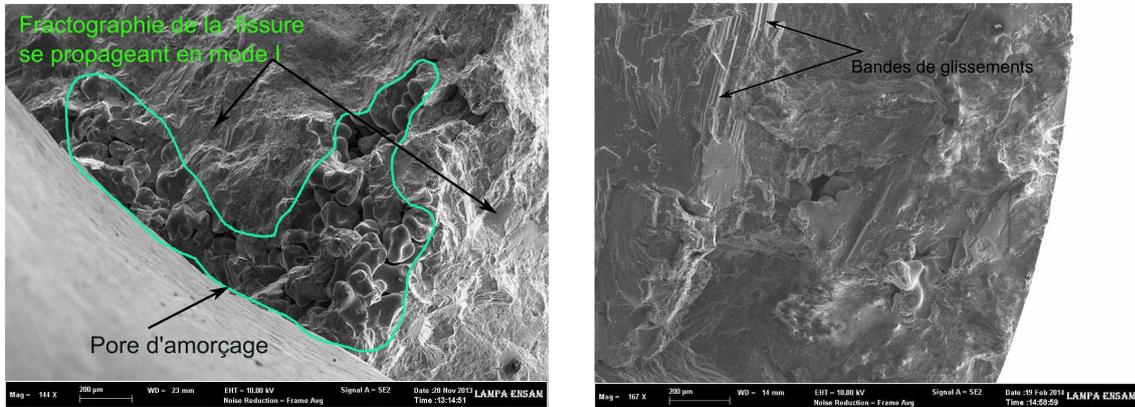
On observe une cohérence entre l'approche de Murakami et la simulation EF, en particulier dans le domaine de faible vitesse de propagation. Ce dernier correspond à des tailles de fissure faibles par rapport au diamètre de l'éprouvette. On constate également que l'approche basée sur la mécanique linéaire de la rupture conduit aux résultats les moins bons. Ainsi, l'approche de Murakami a été retenue dans notre étude.

2 Chargements de torsion

Les figures D.6, D.7 et D.8 présentent des observations en surface ainsi que sur faciès de rupture des nuances B et C. Elles mettent en évidence en particulier, pour la nuance B (i.e. nuance avec pores), la compétition de deux mécanismes d'endommagement. L'un

D.2 Chargements de torsion

est gouverné par la contrainte normale (mode I) et l'autre est contrôlé par le cisaillement (mode II).



(a) Amorçage au niveau d'un pore, $\Sigma_{xx,a} = 80$ MPa, $N = 8.9 \times 10^5$ cycles

(b) Amorçage par BGP, $\Sigma_{xx,a} = 80$ MPa, $N = 1.3 \times 10^6$ cycles

FIGURE D.6 – Observations sur faciès de rupture de deux mécanismes de propagation de fissure sous chargements de torsion pour nuance B

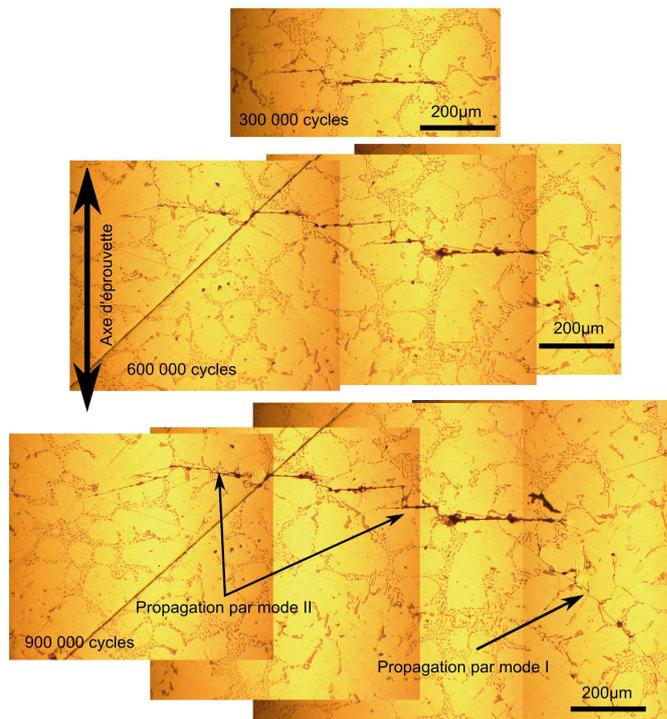


FIGURE D.7 – Observations en surface d'une éprouvette de la nuance B montrant la compétition de deux mécanismes de propagation de fissure sous chargement de torsion à $\tau_a = 80$ MPa, $N_{rupture} = 1.9 \times 10^6$ cycles

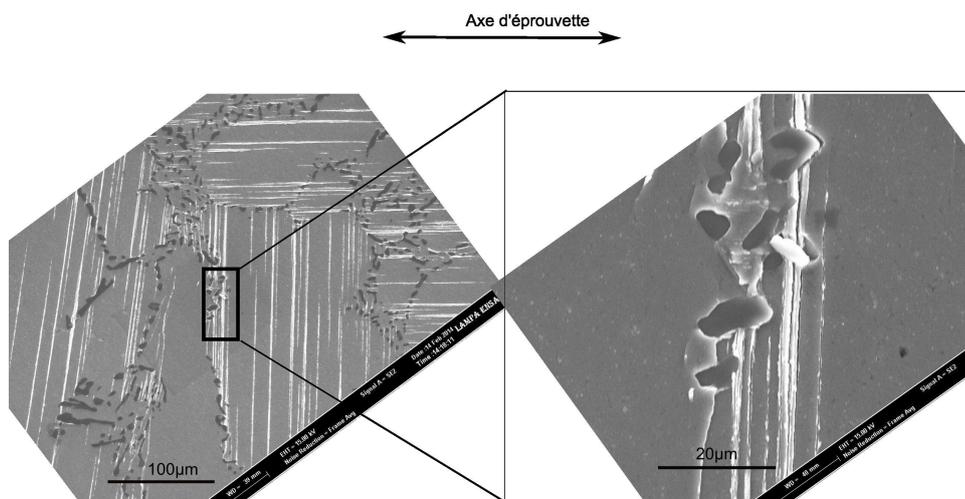


FIGURE D.8 – Observations en surface des bandes de glissement persistentes sur une éprouvette de la nuance C sous chargement de torsion à $\tau_a = 100$ MPa et à $N=500\ 000$ cycles. Elles illustrent la formation des BGP au voisinage des particules de silicium

3 Chargements de traction-torsion combinées

Les figures D.10, D.9 présentent des observations en surface ainsi que sur les faciès de rupture pour les nuances étudiées sous chargement de traction-torsion combinées avec le rapport de biaxialité de $k = \Sigma_{xx,a}/\Sigma_{xy,a} = 0.5$ et le rapport de charge $R=-1$.

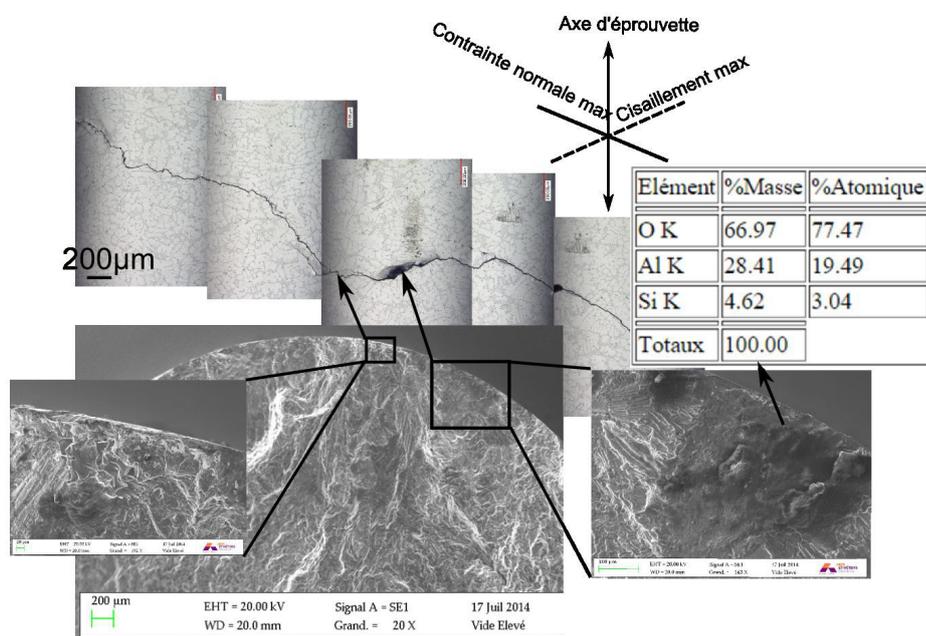
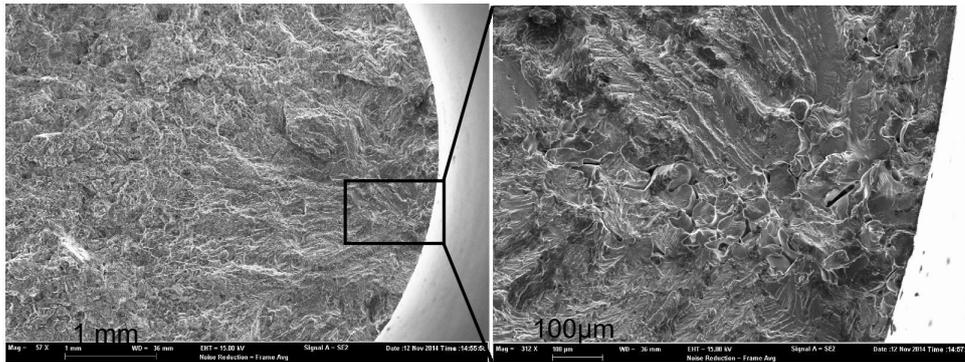
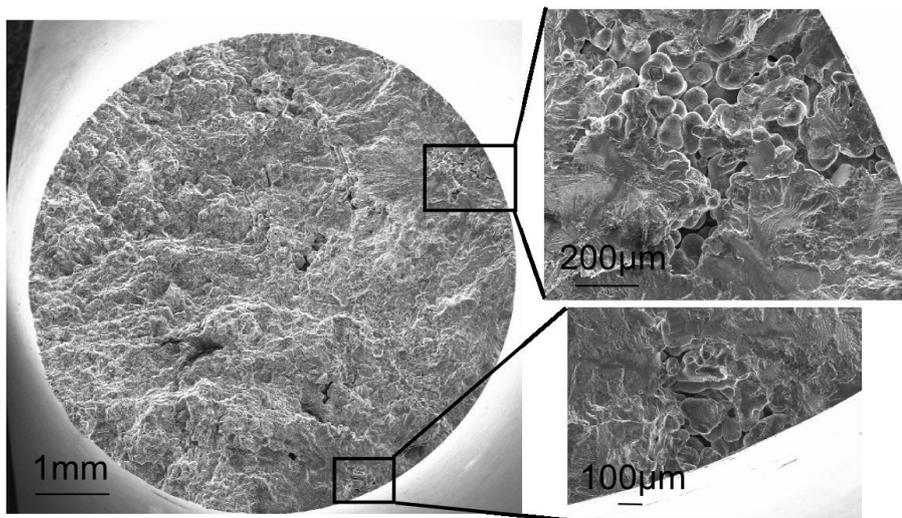


FIGURE D.9 – Propagation d'une fissure principale observée sur une éprouvette de nuance A sous chargement de traction-torsion combinées. On observe une propagation en mode de cisaillement due à la présence d'une couche d'oxyde



(a) Amorçage au niveau d'un pore-nuance A, $\Sigma_{xx,a} = 70$ MPa, $N = 4.6 \times 10^5$ cycles



(b) Multi-amorçage au niveau des pores-nuance B, $\Sigma_{xx,a} = 60$ MPa, $N = 8.6 \times 10^5$ cycles

FIGURE D.10 – Observations sur les faciès de rupture des amorçages au niveau des pores pour les nuances ayant de défaut sous sollicitations de traction-torsion combinées

Annexe : Observations additionnelles des mécanismes d'endommagement en FGNC des nuances étudiées

Annexe E

Contrôle de la microstructure de la plaque coulée par procédé de moule perdu

Les mesures de la SDAS et de la microdureté, reportées dans la partie portant sur l'étude de l'homogénéité de la microstructure obtenue par le procédé PMP (nuance B) (chapitre II), ont été réalisées au sein du Ctif (Centre technique des Industries de la fonderie). Le détail de ces mesures sont présentées ci-dessous. La repère des échantillons a été décrit dans le chapitre II (Figures II.3(a) et II.3(b)).

Repère	SDAS moyen [μm]	SDAS mini [μm]	SDAS maxi [μm]	Ecart type [μm]
1	66	49	73	8,5
1 – peau 1	55	43	64	7,3
1 – peau 2	53	44	61	6,5
2	65	57	74	6,9
3	64	55	75	7,0
4	68	60	78	5,4
5	68	61	77	6,6
5 – peau 1	60	49	67	7,1
5 – peau 2	61	52	70	6,6
6	64	53	75	6,9
7	69	60	79	6,7
8	63	52	71	5,6
9	62	53	76	7,4
10	60	50	73	8,5

FIGURE E.1 – Résultat des mesures de la SDAS

Annexe : Contrôle de la microstructure de la plaque coulée par procédé de moule perdu

Repère	Dureté HV0,025						
	Mesure 1 HV0,025	Mesure 2 HV0,025	Mesure 3 HV0,025	Mesure 4 HV0,025	Mesure 5 HV0,025	Moyenne HV0,025	Incertitude (k=2) HV0,025
1	91	93	98	99	97	95,6	17,3
1 – peau 1	102	95	97	97	98	97,8	17,1
1 – peau 2	98	95	99	92	93	95,4	17,2
2	102	100	99	100	98	99,8	17,0
3	95	101	97	97	100	98,0	17,1
4	98	93	96	100	97	96,8	17,1
5	97	98	92	93	94	94,8	17,1
5 – peau 1	97	101	90	95	94	95,4	17,4
5 – peau 2	98	94	93	99	102	97,2	17,3
6	105	103	100	97	102	101,4	17,2
7	90	96	98	95	102	96,2	17,5
8	98	103	98	101	97	99,4	17,1
9	101	103	102	105	102	102,6	17,0
10	96	100	98	99	96	97,8	17,0

FIGURE E.2 – Résultat des mesures de la micro-dureté de la phase α

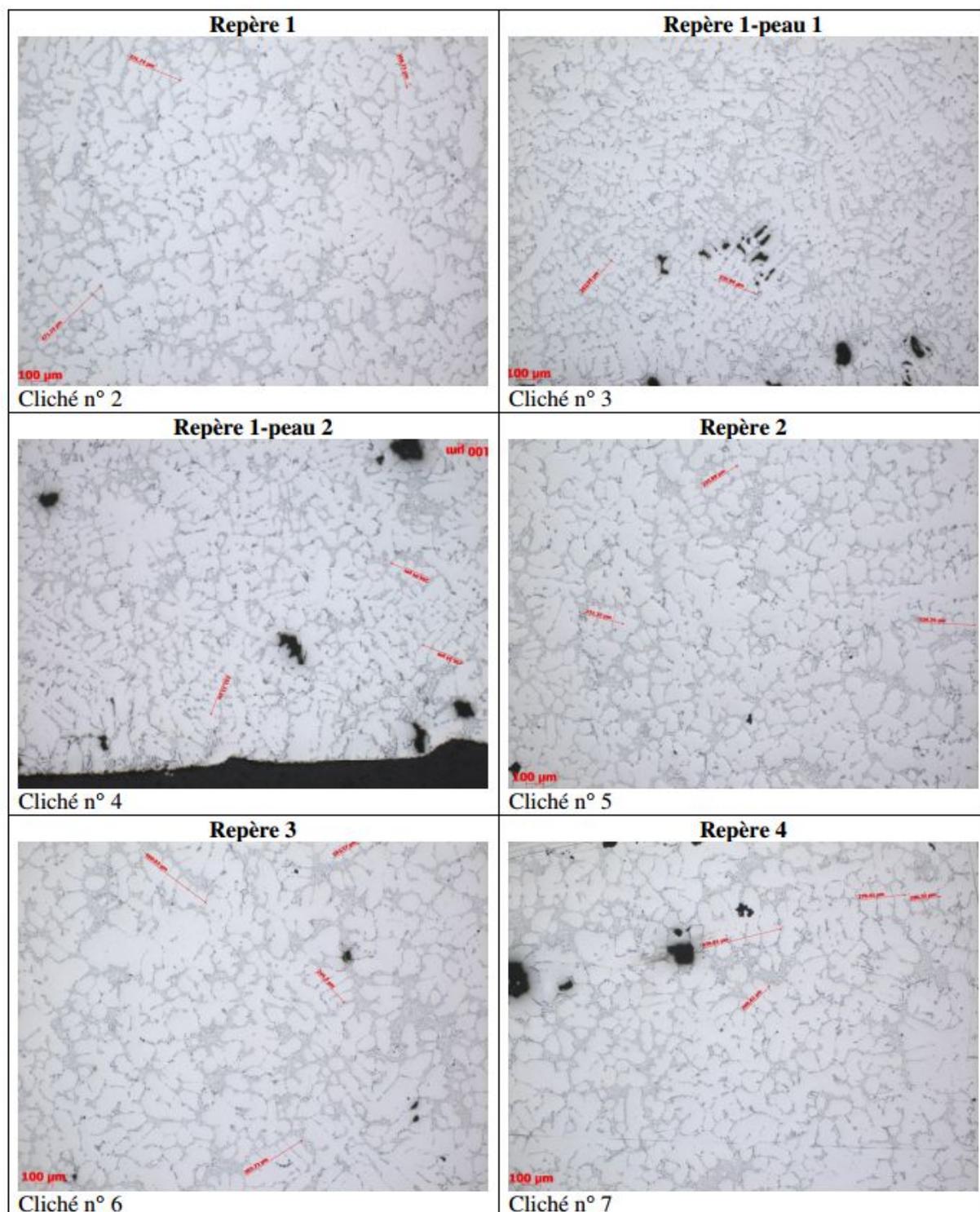


FIGURE E.3 – Microstructures relatives aux repères de 1 à 4

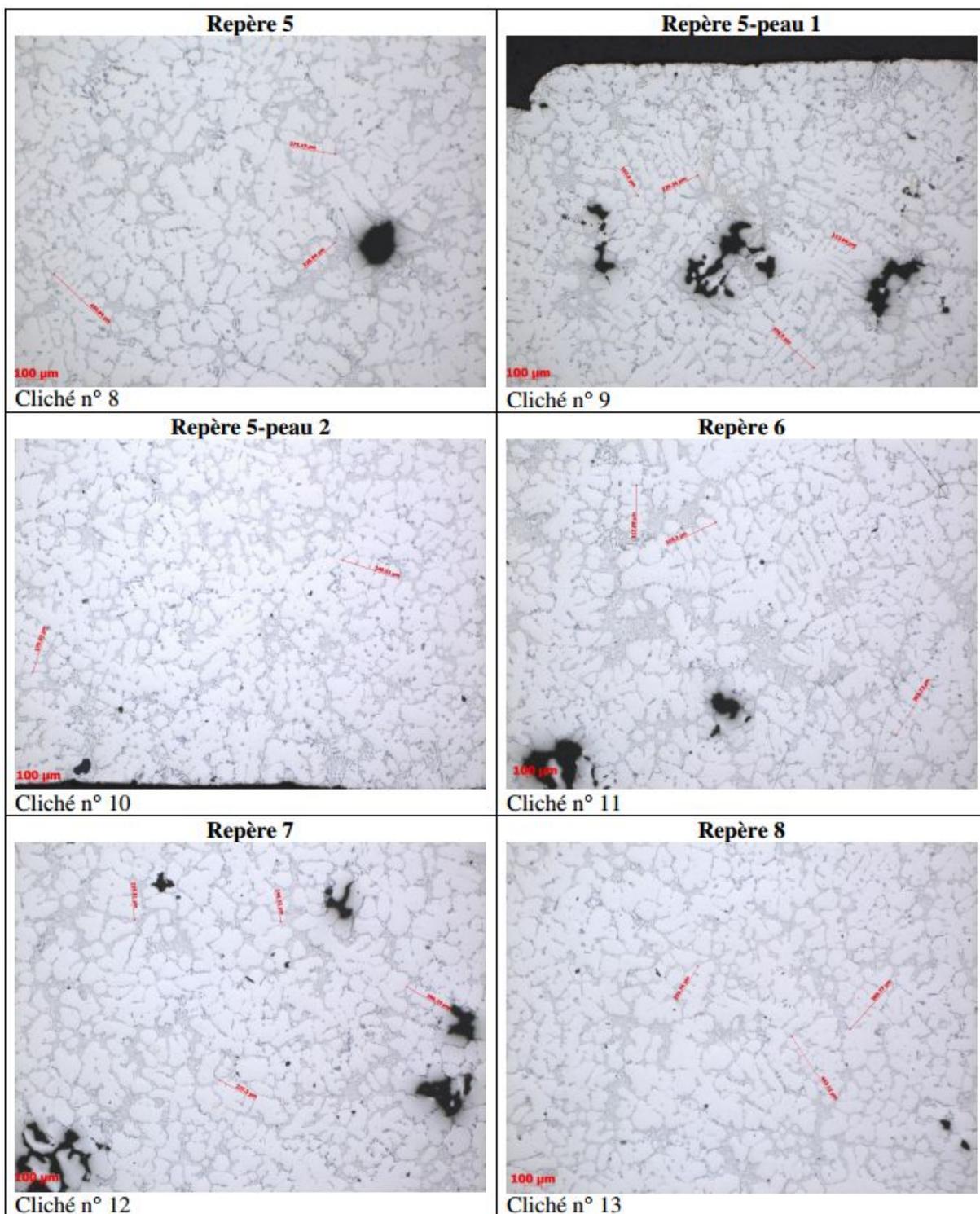
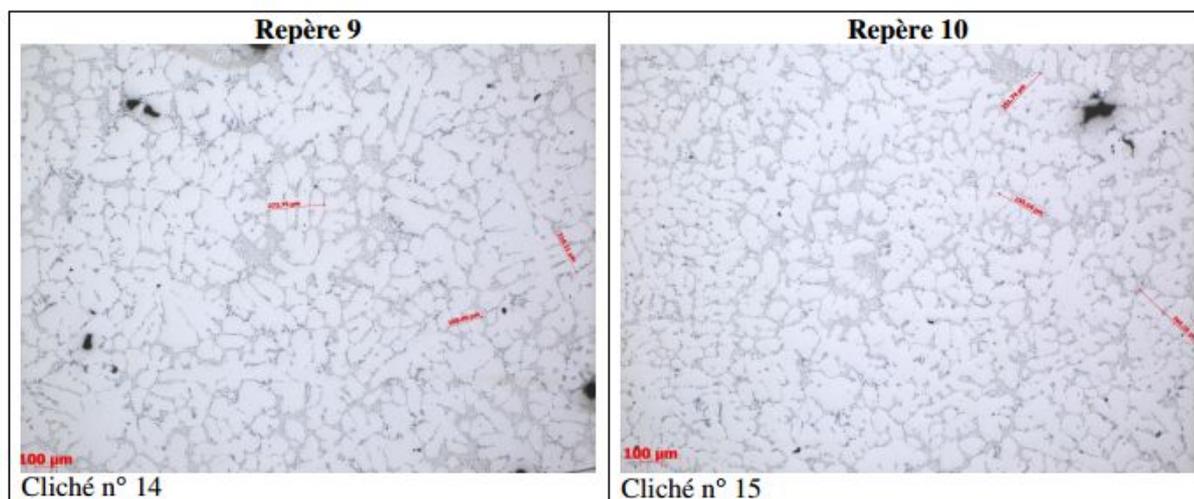


FIGURE E.4 – Microstructures relatives aux repères de 5 à 8



EMPREINTE DE MICRODURETE

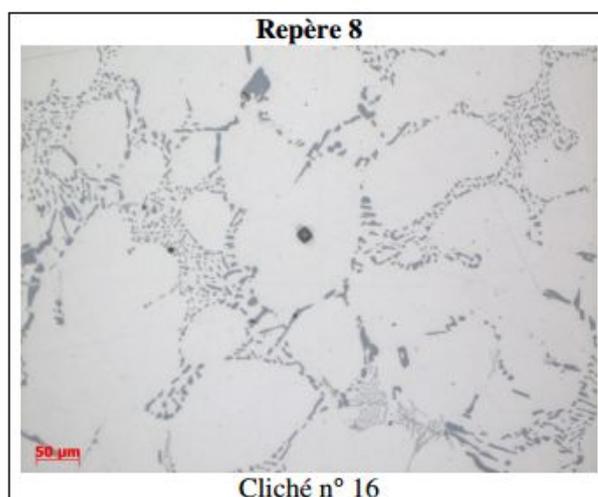


FIGURE E.5 – Microstructures relatives aux repères 9 et 10 et un exemple de l’empreinte de micro-dureté

Annexe : Contrôle de la microstructure de la plaque coulée par procédé de moule perdu

Annexe F

Observations des pores critiques de la nuance B en micro-tomographie

On récapitule dans cette partie des images des pores critiques (c'est-à-dire les pores à l'amorçage des fissures (principales ou secondaires)) de la nuance B, obtenues à l'aide des observations en micro-tomographie à rayon X, ainsi que l'illustration du champ de contraintes au voisinage (obtenu par les simulations EF). Il faut rappeler que 8 éprouvettes de la nuance B ont été testées à l'aide de la méthode stair-case (Figure F.1). En complément à ces pores critiques, des simulations sur des pores non-critiques (c'est-à-dire des pores n'étant à l'origine d'aucune fissure) ont été également effectuées (au total, 87 pores (critiques ou non) issus de ces 8 éprouvettes de nuances B ont été analysés). La

		NUANCE B							
		1	2	3	4	5	6	7	8
N° épr.		B10	B18	B20	B30	B32	B48	B49	B43
σ_2 (MPa)	R								
120	-1.00								
110	-1.00								
100	-1.00								
90	-1.00								
80	-1.00				X			X	X
70	-1.00	X	X	X	O	X		O	O
60	-1.00		O	O			X	O	
50	-1.00							O	
40	-1.00								
N		1393928	1100000	354014	652300	1092399	1580000	1370000	626811

FIGURE F.1 – Essais de fatigue en traction-compression à R=-1 réalisés sur 8 éprouvettes de la nuance B pour les mesures en micro-tomographie

zone d'observation de chaque éprouvette est illustrée schématiquement à la figure F.2.

Il est à noter que les images présentées ci-dessous correspondent aux vues de coupe suivant le plan perpendiculaire à la direction de chargement (c'est-à-dire le plan $(e_1 - e_2)$).

Annexe : Observations additionnelles des pores critiques de la nuance B en micro-tomographie

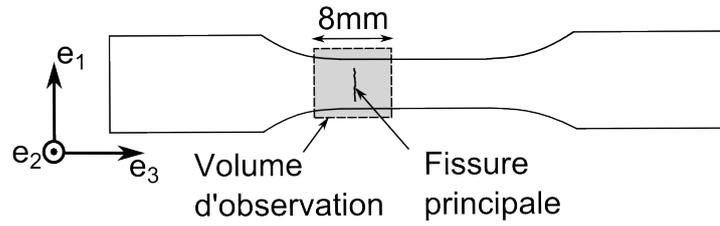
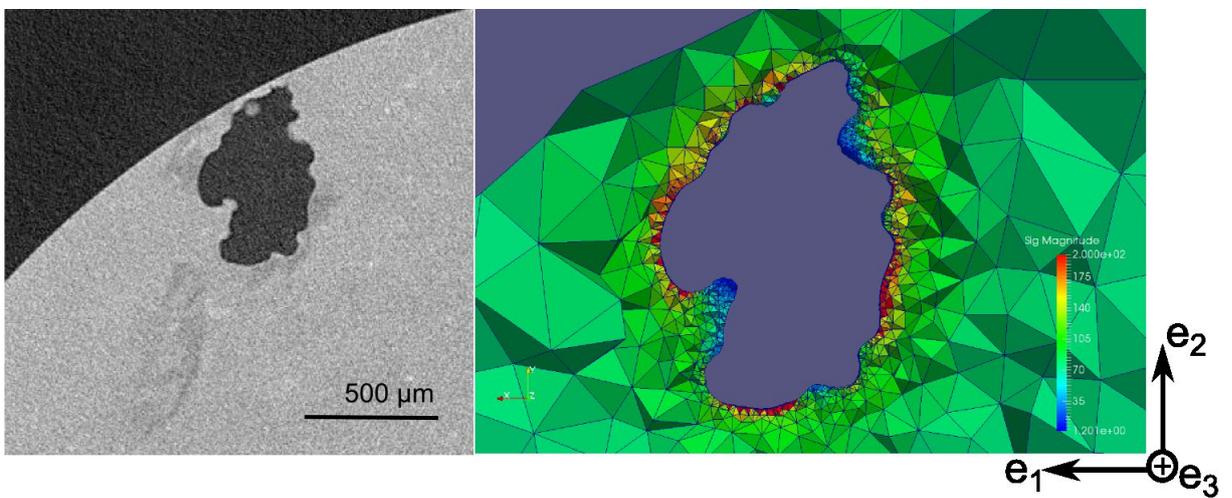
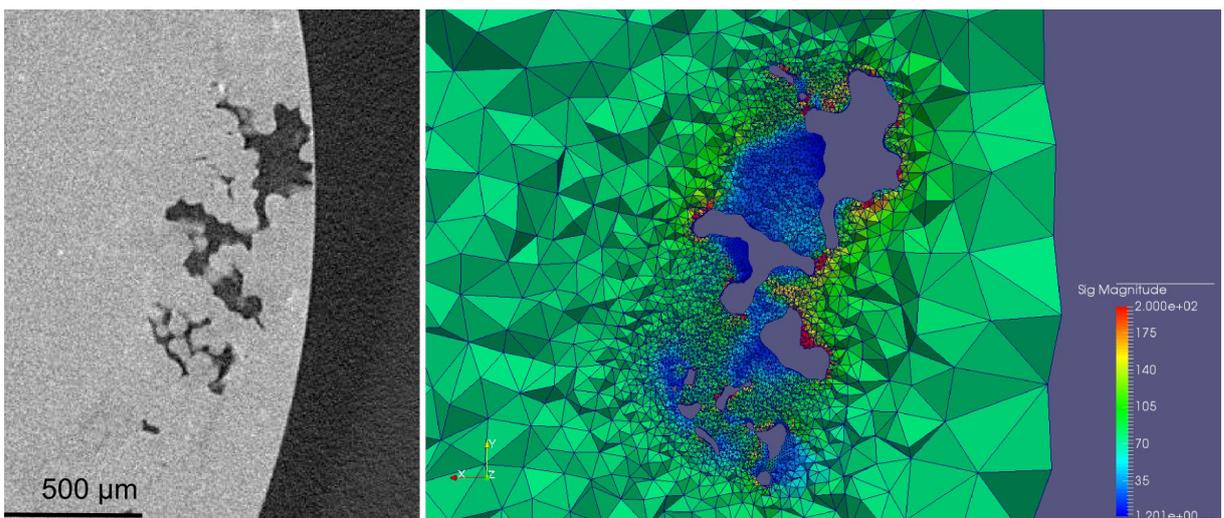


FIGURE F.2 – Volume d'observation en tomographie à rayon X avec la fissure principale

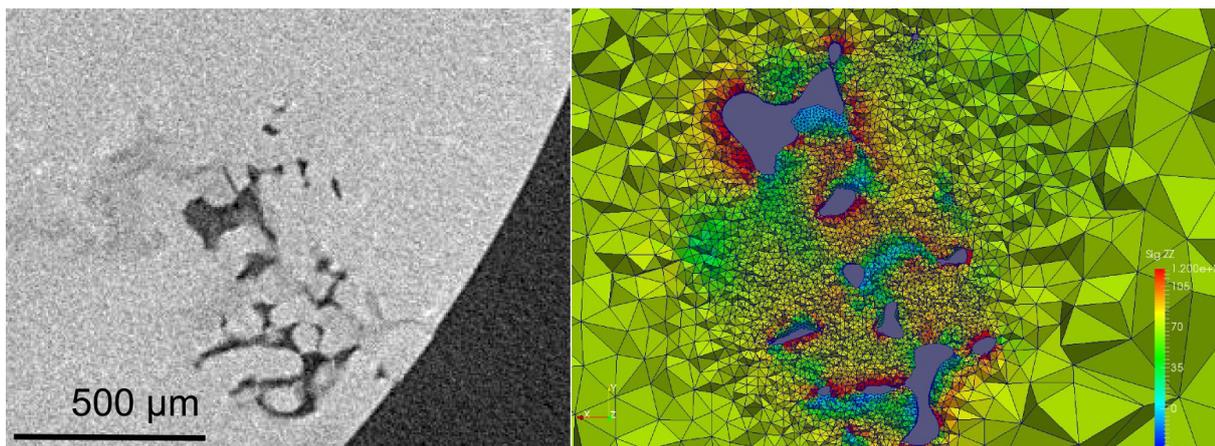


(a) Pore à l'amorçage de la fissure principale

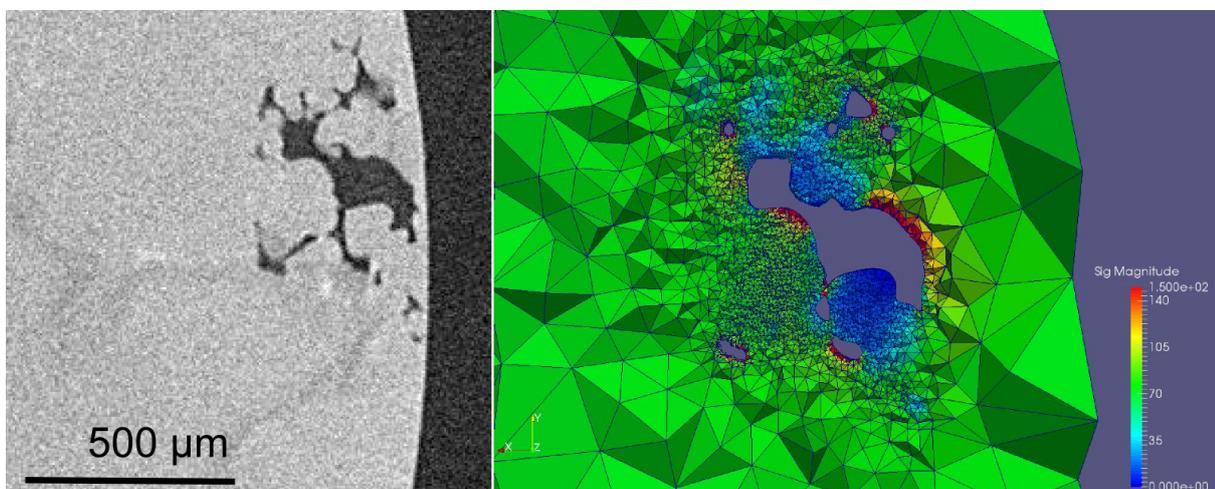


(b) Pore à l'amorçage de la fissure secondaire

FIGURE F.3 – Eprouvette B10



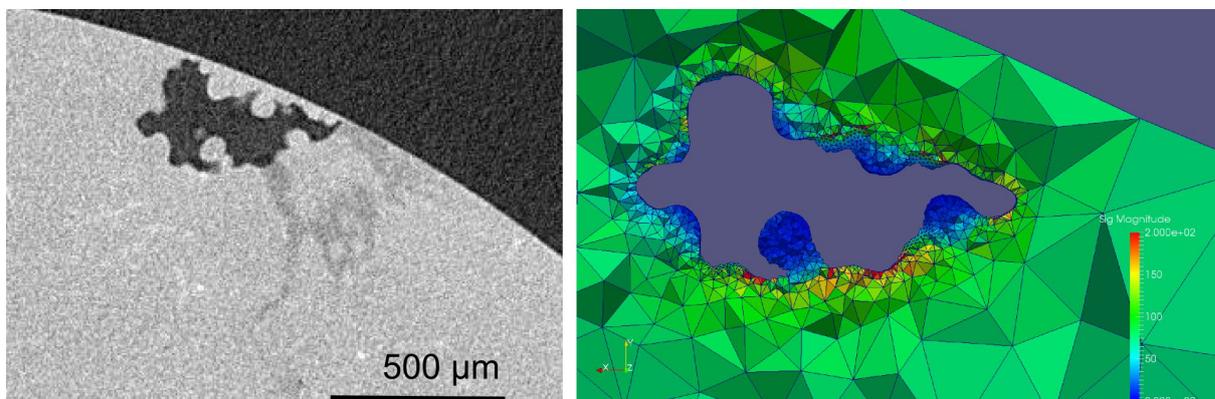
(a) Pore à l'amorçage de la fissure principale



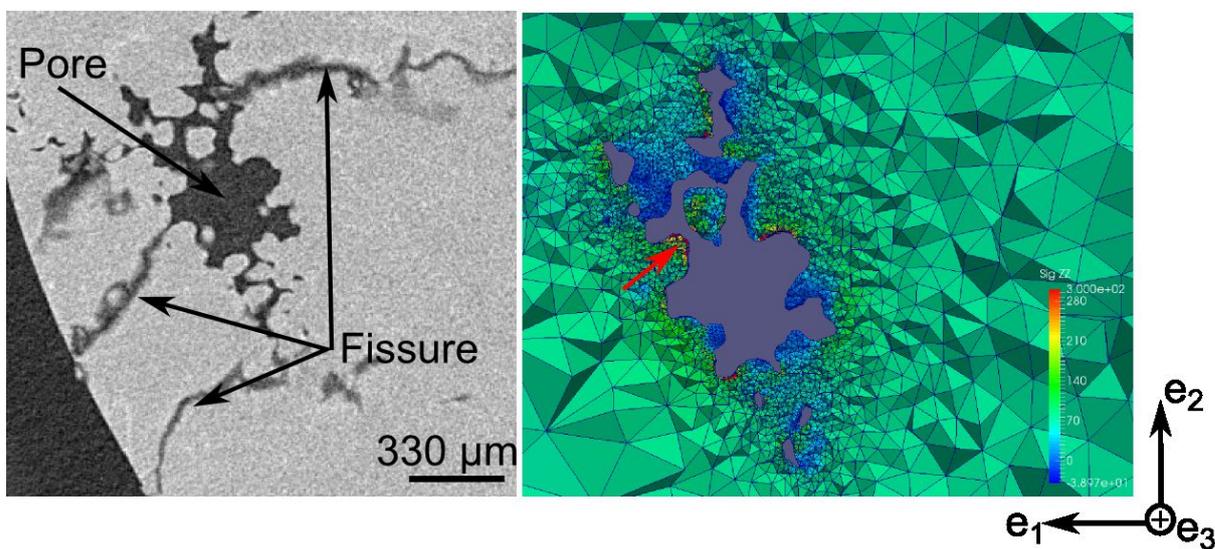
(b) Pore à l'amorçage de la fissure secondaire

FIGURE F.4 – Eprouvette B18

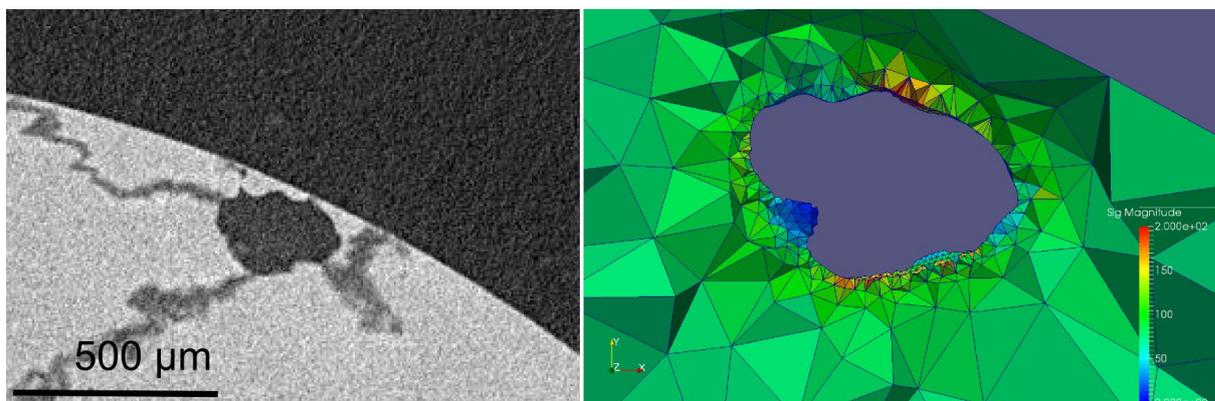
Annexe : Observations additionnelles des pores critiques de la nuance B en micro-tomographie



(a) Pore à l'amorçage de la fissure principale

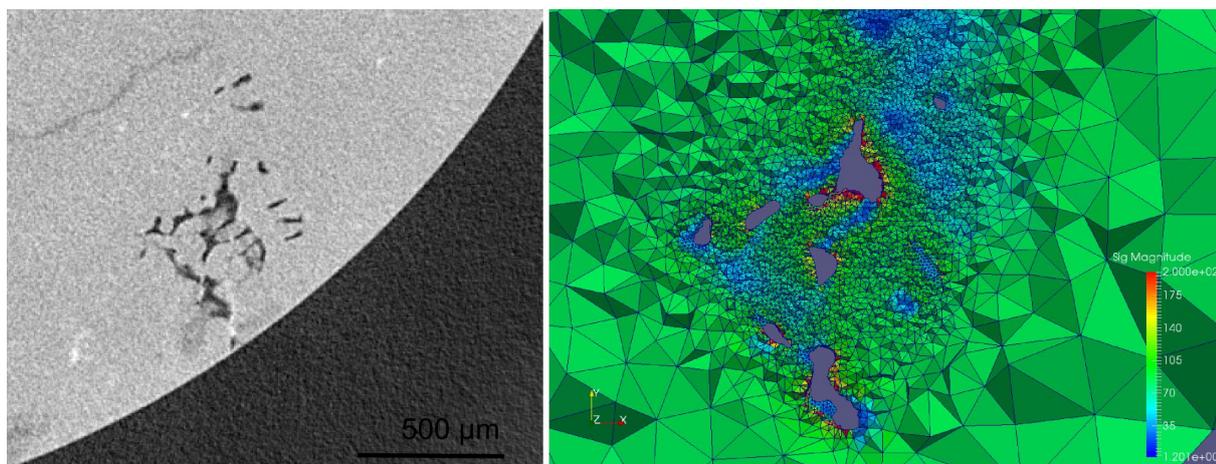


(b) Pore à l'amorçage de la fissure principale

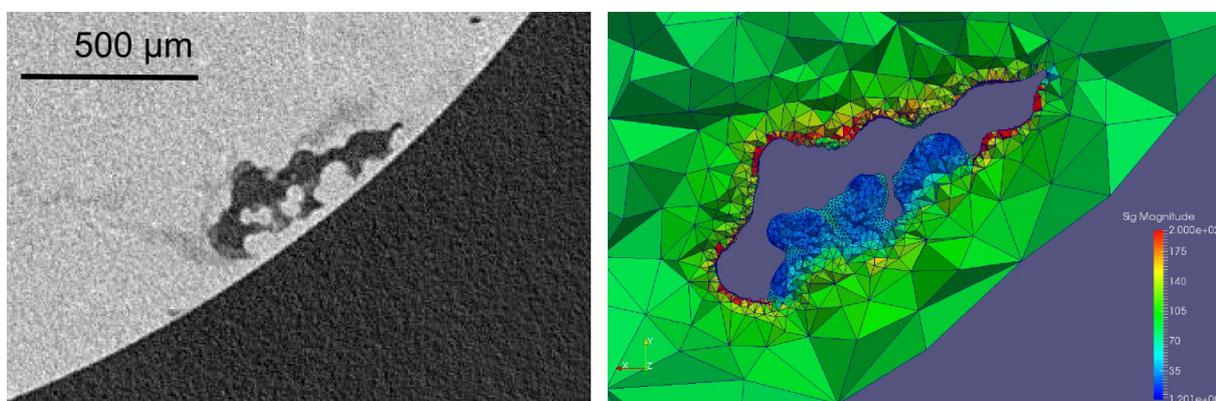


(c) Pore à l'amorçage de la fissure secondaire

FIGURE F.5 – Eprouvette B20

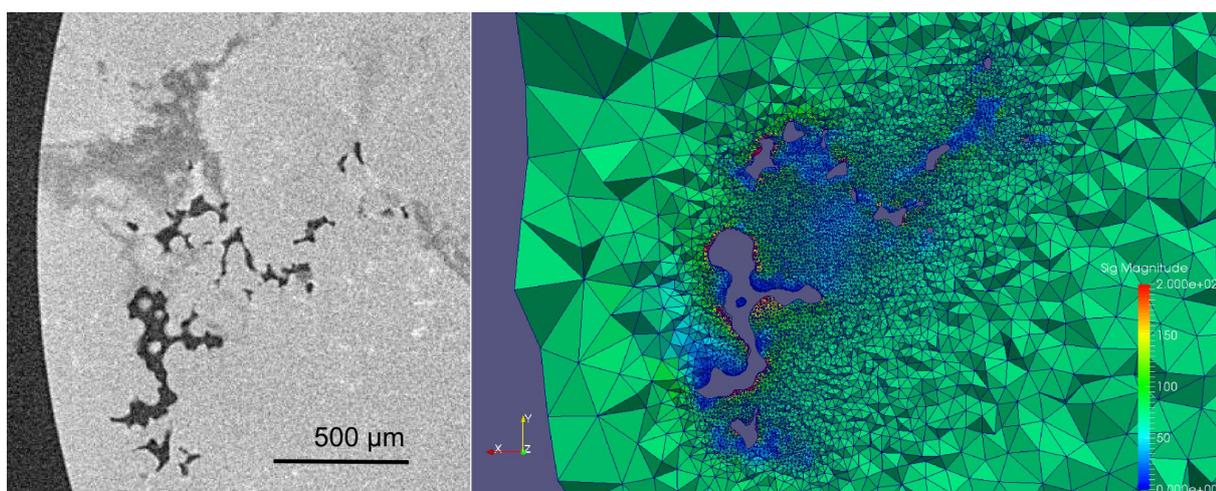


(a) Pore à l'amorçage de la fissure principale



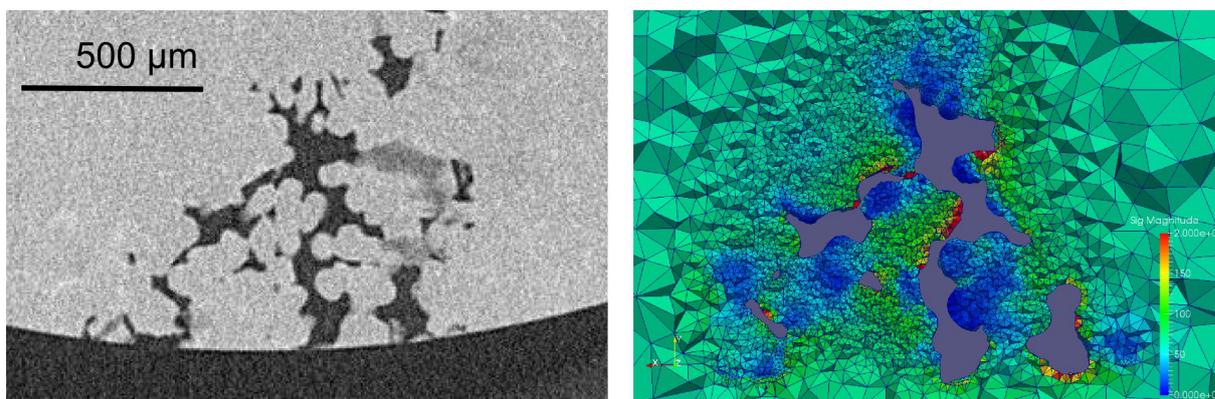
(b) Pore à l'amorçage de la fissure secondaire

FIGURE F.6 – Eprouvette B30



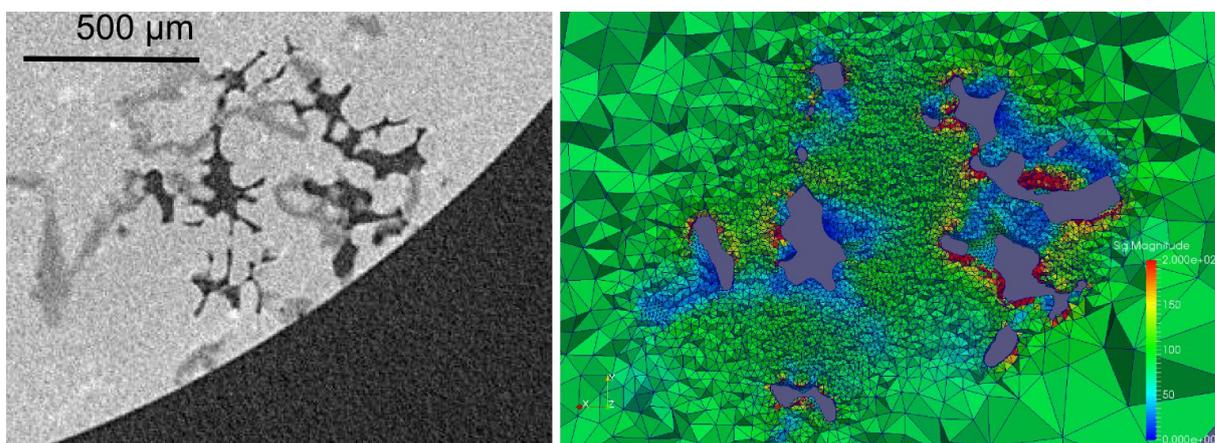
(a) Pore à l'amorçage de la fissure principale

FIGURE F.7 – Eprouvette B32

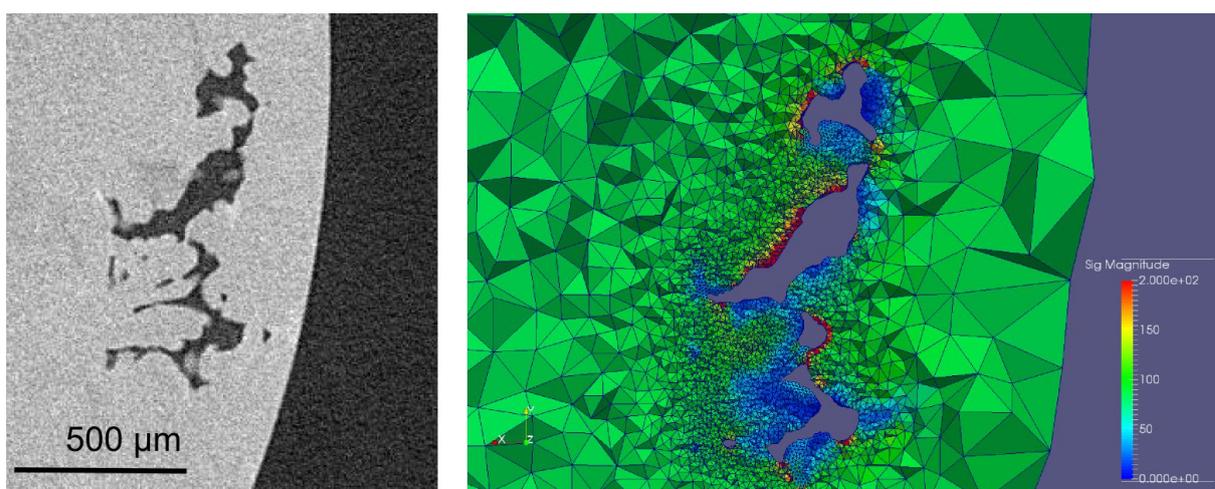


(a) Pore à l'amorçage de la fissure principale

FIGURE F.8 – Epreuve B48

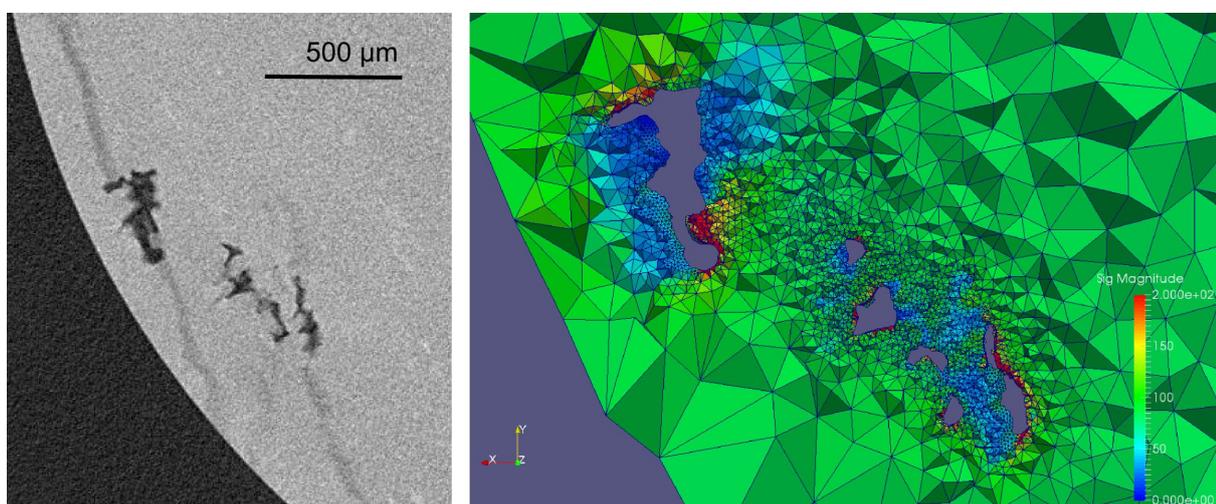


(a) Pore à l'amorçage de la fissure principale



(b) Pore à l'amorçage de la fissure secondaire

FIGURE F.9 – Epreuve B49



(a) Pore à l'amorçage de la fissure principale

FIGURE F.10 – Eprouvette B43

**Annexe : Observations additionnelles des pores critiques de la nuance B en
micro-tomographie**

Etude de l'influence des hétérogénéités microstructurales sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles des alliages d'aluminium de fonderie

Résumé : Ces travaux de thèse concernent l'effet des hétérogénéités microstructurales sur la tenue en fatigue multiaxiale à grand nombre de cycles (FGNC) d'alliages d'Al-Si de fonderie utilisés dans un contexte automobile. Les hétérogénéités microstructurales caractéristiques de cette famille de matériau sont la matrice d'aluminium (souvent caractérisée à l'aide la DAS et/ou la SDAS et du niveau de durcissement par précipitation), les inclusions (particules de silicium, intermétalliques) et les défauts de fonderie (films d'oxyde et surtout porosités).

Afin de découpler clairement ces effets, trois nuances d'alliages d'aluminium de fonderie obtenues à l'aide de différents procédés (coulée en coquille, coulée par procédé à moule perdu) et associées à plusieurs traitements thermiques (T7, Compression isostatique à chaud (CIC)) ont été étudiées. Le traitement CIC a en particulier été employé afin d'obtenir une microstructure exempte de pore. Une vaste campagne d'essais en FGNC a été conduite pour quatre modes de chargement : uniaxial ($R=-1$), torsion ($R=-1$), traction-torsion combinées ($R=-1$) et traction équilibrée ($R=0.1$). Les effets sur le comportement en FGNC ont été identifiés pour les matériaux avec et sans pores : effet de la multiaxialité pour les chargements à $R=-1$, effet de la contrainte moyenne et effet de la biaxialité en traction biaxiale à $R=0.1$. Une attention particulière a été portée à la caractérisation des mécanismes d'endommagement dans l'objectif de mettre en évidence le rôle des pores, de la matrice d'aluminium, des inclusions dans les mécanismes d'endommagement, et ceci pour les différents modes de chargement.

Deux approches analytiques ont ensuite été proposées. La première concerne la modélisation de l'effet de volume sollicité sur la tenue en fatigue sous chargement uniaxial en présence de pore en se basant sur une approche de prédiction de la taille maximale de pore dans un volume donné. La seconde, basée sur une approche probabiliste, est dédiée à la simulation du diagramme de Kitagawa-Takahashi pour différents modes de chargement. Ces deux approches conduisent à des résultats en accord avec l'expérience, ceci pour les différents matériaux et conditions étudiées.

La dernière partie propose une analyse 3D par éléments finis de l'effet des pores sur la résistance en fatigue. L'analyse repose sur l'utilisation de la géométrie réelle des pores, obtenue à l'aide d'observations en micro-tomographie RX 3D. Ce travail a pour but d'évaluer la possibilité de prédire la limite de fatigue à l'échelle macroscopique à partir de la réponse mécanique "locale" au voisinage des pores critiques.

Mots clés : fatigue multiaxiale, FGNC, hétérogénéité microstructurale, pore, matrice d'aluminium, particule de silicium, alliage d'aluminium de fonderie, approche analytique, simulation numérique par éléments finis

Influence of microstructural heterogeneities on the multiaxial HCF behaviour of cast aluminium alloys

Abstract: This work treats the influence of the microstructural heterogeneities on the multiaxial high cycle fatigue (HCF) strength of cast aluminium alloys used in an automobile context. The characteristic microstructural heterogeneities present in this family of materials are the aluminium matrix (often characterised by the SDAS and/or the DAS and the precipitation hardening level), inclusions (silicon particles and intermetallics) and casting defects (oxide films and casting porosity).

In order to clearly decouple these effects, three cast Al-Si alloys, obtained thank to different casting processes (gravity die casting and lost foam die casting) and associated with several heat treatments (T7 and Hot isostatic pressing-HIP), have been investigated. The HIP treatment is used in order to obtain a porosity free alloy. A vast experimental HCF campaign, including four loading modes (uniaxial ($R=-1$), torsion ($R=-1$), combined tension-torsion ($R=-1$) and equibiaxial tension ($R=0.1$)) has been undertaken. The following effects on the HCF behaviour have been characterised for the porosity free alloy as well as porosity containing alloys: (a) the effect of the multiaxiality (for the loading modes at $R=-1$), (b) the effect of the mean stress and (c) the effect of the biaxiality (for equibiaxial tensile loads at $R=0.1$). The fatigue damage mechanisms have been studied in order to highlight the roles of the casting pores, the aluminium matrix and the inclusions on the fatigue damage mechanisms.

Two analytical fatigue models are proposed. The first one concerns the effect of the loaded volume on the uniaxial fatigue strength of the porosity containing alloys using an approach to predict of the maximum pore size in a given volume. The second model, based on a probabilistic approach, takes into account the competition between the different observed damage mechanisms and leads to a Kitagawa-Takahashi type diagrams for different loading modes. It is shown that these analytical models result in good predictions for the three materials investigated and the four loading modes.

A numerical study, presented in the last section, is related to the 3D finite element analysis of real pores. Real pore geometries are obtained thank to micro-tomography observations. The principal aim of this study is to evaluate the possibility of predicting the fatigue strength at the macroscopic scale thanks to the local mechanical behaviour around critical pores.

Keywords: multiaxial, HCF, microstructural heterogeneity, pore, aluminium matrix, silicon particle, cast aluminium alloy, analytical approach, finite element simulation