



HAL
open science

Effet des fortes contraintes hydrostatiques sur la tenue en fatigue des matériaux métalliques

Imade Koutiri

► **To cite this version:**

Imade Koutiri. Effet des fortes contraintes hydrostatiques sur la tenue en fatigue des matériaux métalliques. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Arts et Métiers ParisTech, 2011. Français. NNT : 2011ENAM0015 . pastel-00599125

HAL Id: pastel-00599125

<https://pastel.hal.science/pastel-00599125>

Submitted on 8 Jun 2011

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.

2011-ENAM-0015

École doctorale n° 432 : Sciences 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

Imade KOUTIRI

le 17 Mai 2011

EFFET DES FORTES CONTRAINTES HYDROSTATIQUES SUR LA TENUE EN FATIGUE DES MATERIAUX METALLIQUES

Directeur de thèse : **Franck MOREL**
Co-encadrement de la thèse : **Daniel BELLETT**

Jury

M. Yves NADOT, Professeur, LMPM, Institut P',
M. Andrei CONSTANTINESCU, Dir. de recherche CNRS, LMS, Ecole Polytechnique
M. Thierry PALIN-LUC, Professeur, I2M, Arts et Métiers ParisTech Bordeaux
M. André GALTIER, Ingénieur, CETIM
M. Franck MOREL, Professeur, LAMPA, Arts et Métiers ParisTech Angers
M. Daniel BELLETT, Ingénieur, LAMPA, Arts et Métiers ParisTech Angers
M. Louis AUGUSTINS, Ingénieur, PSA-Peugeot-Citroën

Rapporteur
Rapporteur
Examinateur
Examinateur
Examinateur
Examinateur
Invité

**T
H
È
S
E**

Remerciements

Mes premiers remerciements vont tout droit à Franck et Dany pour leurs aides tout au long de ces quatre dernières années. Merci de m'avoir fait confiance et m'avoir guidé dans ce long travail de recherche. Je ne suis pas prêt d'oublier les « *t'inquiète pas Imade* » de Dany ainsi que les « *laisse-moi dix secondes* » de Franck. Ces deux expressions vont particulièrement me manquer pendant les années à venir.

Je remercie Louis Augustins, de la société PSA, pour son implication dans le projet et ses nombreuses visites au sein du laboratoire. Les résultats présentés dans ce mémoire sont le fruit d'une collaboration et d'un partenariat fort avec le constructeur PSA.

Je remercie également tous les membres du jury pour avoir accepté d'examiner ce travail. Je remercie sincèrement Monsieur Palin-Luc d'avoir présider ce jury, Messieurs Nadot et Constantinescu pour avoir accepté d'être les rapporteurs de mon mémoire et Messieurs Galtier et Augustins pour l'intérêt qu'ils ont porté à ce travail. Un grand merci à Yves pour ses nombreux compliments et son enthousiasme lors de la lecture du manuscrit.

Ce travail a été réalisé au sein du laboratoire LAMPA dans le cadre d'un projet régional PREMS, financé par la région Pays de la Loire, que je tiens particulièrement à remercier.

Merci à l'ensemble du personnel de l'école, et tout particulièrement un grand merci à Daniel du laboratoire de mécanique pour son investissement dans la partie expérimentale. Son aide aura été très précieuse. Merci aussi à Claude et Gilles, pour avoir pris le temps et le soin de réaliser les nombreuses éprouvettes d'essais. Merci enfin à Jérôme, Michel, Xavier et l'ensemble des techniciens restants.

Un énorme merci à ma famille et en particulier mes parents qui m'ont soutenu pendant ces longues années d'étude. Je remercie particulièrement ma mère pour son écoute et son attention pendant toutes ces années.

Je n'oublie pas tous les thésards du labo sans qui ces années n'auraient jamais été aussi plaisantes. La hantise de Anis Hor de se réincarner en un animal abominable et qui a bientôt fini le tour de France des laboratoires, la discrimination de M. Braham-Bouchnak, à qui on attend encore les preuves de ses origines bosniaques, le général Thi Thu pour qui « AK 47, c'est rien du tout », Pessard pour ses questions sur la vie humaine métaphysique, Camille et son regard attendrissant, Mohamed à la recherche des capacités, le petit canaillou et son admiration pour le design du pont brestois indestructible, Benjamin et son commerce original sur le bon coin, Pupin pour sa délicatesse, ses jolis tatouages et sa musique classique, ainsi que le beau gosse du LAMPA, Anne et sa recherche de collègues féminines sans succès, Yessine et sa joie après les matchs de football, chef Eric et sa diplomatie, Cyril et son idole l'inspecteur Gadget, Jian qui ne rigole jamais, l'ensemble des stagiaires et tous ceux que j'ai oublié.

Enfin, je remercie également Nawel, pour sa patience, son écoute, ses encouragements, ses sourires et sa bonne humeur pendant ces dernières années.

*«Tous les hommes naissent libres et égaux en droit. Après ils se démerdent.»
Yanne Jean Gouyé*

Table des matières

CONTEXTE ET MOTIVATION INDUSTRIELLE.....	7
INTRODUCTION GENERALE ET OBJECTIFS	9
CHAPITRE 1 DE LA PRISE EN COMPTE DES EFFETS DE MOYENNE ET DE BIAxIALITE EN FATIGUE A GRAND NOMBRE DE CYCLES.....	13
1.1 CRITERES D'ENDURANCE MULTIAXIALE	14
1.1.1 Critères basés sur les contraintes.....	14
1.1.1.1 Critère de Dang Van.....	15
1.1.1.2 Critère de Papadopoulos.....	16
1.1.1.1 Critère de Liu et Zenner.....	18
1.1.1.2 Critère de Huyen Thi-Thu et Morel.....	18
1.1.2 Critère énergétique.....	21
1.1.2.1 Critère de Froustrey et Lasserre.....	21
1.1.2.2 Critère du Lamefip.....	22
1.1.3 Critères basés sur un couplage plasticité-endommagement.....	24
1.1.3.1 Critère de Monchiet et al.....	24
1.2 PREDICTION DES EFFETS DE MOYENNE ET DE BIAxIALITE PAR DIFFERENTS CRITERES D'ENDURANCE MULTIAXIAUX.....	26
1.2.1 Effet de moyenne sous chargement uniaxial	27
1.2.2 Effet de la biaxialité.....	29
1.3 ANALYSE ET DISCUSSION.....	33
CHAPITRE 2 COMPORTEMENT ET MECANISMES D'AMORÇAGE EN FATIGUE UNIAXIALE SOUS FORTE VALEUR MOYENNE	35
2.1 MATERIAUX ET CONDITIONS EXPERIMENTALES	36
2.2 FABRICATION ET MICROSTRUCTURE	36
2.2.1 AlSi7Cu05Mg03.....	36
2.2.1.1 Caractérisation des défauts de fonderie.....	40
2.2.2 Aluminium 2024-O	43
2.2.3 Conditions expérimentales des essais de fatigue.....	44
2.2.3.1 Conditions de chargement.....	44
2.2.3.2 Géométrie et préparation des éprouvettes	45
2.2.3.3 Instrumentation de l'essai et moyens d'observations	47
2.3 COMPORTEMENT EN FATIGUE SOUS SOLLICITATIONS UNIAXIALE ET DE TORSION	49
2.3.1 Effet du rapport de charge dans l'AlSi7Cu05Mg03	49
2.3.2 Comportement en fatigue sous sollicitation de torsion purement alternée.....	51

2.3.3 Effet de la compression	52
2.3.1 Effet de la peau de fonderie	53
2.3.2 Effet du rapport de charge dans l'alliage 2024-O.....	55
2.3.3 Analyses et discussions.....	57
2.3.3.1 Comparaison des effets de moyenne sous sollicitation uniaxiale dans deux alliages d'aluminium	57
2.3.3.2 Effet unilatéral en compression.....	58
2.3.3.3 Concept d'adaptation élastique.....	59
2.3.3.4 Application du critère de Dang Van.....	59
2.4 MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT EN FATIGUE SOUS FAIBLE RAPPORT DE CHARGE	60
2.4.1 Cas de la traction uniaxiale sur l'AlSi7Cu05Mg03.....	60
2.4.1.1 Amorçage de fissure et effet de la porosité.....	60
2.4.2 Comportement en torsion de l'AlSi7Cu05Mg03.....	67
2.4.3 Comportement sous chargement uniaxial (traction uniaxiale ou flexion) de l'alliage 2024-O	72
2.5 MECANISMES D'AMORÇAGE DE FISSURES SOUS FORTES CONTRAINTES MAXIMALES, PROCHES DE LA LIMITE A RUPTURE DU MATERIAU	76
2.5.1 Mécanismes d'endommagement sous chargement monotone.....	76
2.5.1.1 Observations surfaciques AlSi7Cu05Mg03.....	76
2.5.1.2 Caractérisation de l'évolution de la porosité en volume par tomographie.....	80
2.5.1.3 Observations surfaciques dans l'alliage 2024-O.....	82
2.5.2 Mécanismes d'amorçage de fissures de fatigue dans le cas de fortes contraintes maximales proche de la limite à rupture du matériau.....	84
2.5.2.1 Cas de l'alliage d'aluminium de fonderie AlSi7Cu05Mg03	84
2.5.2.2 Cas de l'Alliage 2024-O	86
2.6 SYNTHÈSE ET ANALYSE	88
2.6.1 Synthèse des résultats obtenus et des mécanismes d'amorçage associés pour les deux alliages d'aluminium	88
- AlSi7Cu05Mg03.....	88
- Alliage 2024-O.....	89
- Mécanismes d'amorçage sous fort rapport de charge dans les deux alliages d'aluminium.....	89
2.6.2 Effet de la moyenne pour d'autres matériaux métalliques de la littérature	92
2.6.3 Effet bénéfique de l'écroutissage provoqué par la première mise en charge.....	96
2.6.4 . De la capacité des critères multiaxiaux à prévoir les effets de moyenne.....	98
2.7 CONCLUSION.....	101
CHAPITRE 3 COMPORTEMENT EN FATIGUE A GRAND NOMBRE DE CYCLES (FGNC) SOUS CHARGEMENT DE TRACTION BIAXIALE	102
3.1 CONDITIONS EXPERIMENTALES : CHARGEMENT ET GEOMETRIE D'ÉPROUVETTES	103
3.1.1 Flexion axisymétrique sur disque	103
3.1.1.1 Eprouvette en X.....	108

3.2	COMPORTEMENT EN FATIGUE SOUS SOLLICITATION DE TRACTION BIAXIALE..	110
3.2.1	Données expérimentales	110
3.2.1.1	Analyse des effets de biaxialité	112
3.2.2	Mécanismes d'endommagement en fatigue sous chargement de traction équibiaxiale	115
3.2.2.1	Cas de l'alliage d'aluminium de fonderie.....	115
3.2.2.1	Cas de l'alliage 2024-O	118
3.1	PRISE EN COMPTE DES EFFETS DE TRACTION BIAXIALE PAR LES CRITERES D'ENDURANCE MULTIAXIAUX DE LA LITTERATURE.....	119
3.2	CONCLUSION.....	123
CHAPITRE 4 PRISE EN COMPTE DE L'EFFET DES HETEROGENEITES MICROSTRUCTURALES SUR LA TENUE EN FATIGUE MULTIAXIALE DE L'ALLIAGE D'ALUMINIUM DE FONDERIE ALSI7CU05MG03		
4.1	INTRODUCTION.....	125
4.2	SIMULATION NUMERIQUE DU COMPORTEMENT ELASTOPLASTIQUE CYCLIQUE AUTOUR DES PORES	125
4.3	UTILISATION DE LA MECANIQUE DE LA RUPTURE POUR REFLETER LES EFFETS DES HETEROGENEITES MICROSTRUCTURALES	127
4.3.1	Rappels sur la modélisation des effets de défauts	127
4.3.2	Application de la mécanique de la rupture aux alliages d'aluminium de fonderie du type AlSi7Cu05Mg03.....	130
4.4	MODELE PROBABILISTE REFLETANT LES EFFETS DES DIFFERENTES HETEROGENEITES MICROSTRUCTURALES	138
4.4.1	Mise en évidence du comportement et des mécanismes d'amorçage en l'absence de retassures.....	138
4.4.2	Stratégie de prise en compte des effets des différentes hétérogénéités microstructurales	140
4.4.3	Modélisation des mécanismes d'amorçage à partir de la matrice (en l'absence de pores)	142
4.4.4	Modélisation des mécanismes d'amorçage à partir de défauts	145
4.4.5	Prise en compte des effets de moyenne dans les mécanismes d'amorçage à partir des défauts	147
4.4.6	Applications pour différents types d'hétérogénéités microstructurales et pour différents modes de chargement.....	150
4.4.6.1	Diagramme de Kitagawa	151
4.4.6.2	Prédictions pour les plus petites tailles de défaut	151
4.4.6.3	Prédictions dans le cas des défauts les plus importants	154
4.4.6.4	Comparaison modèles/essais dans le cas de l'alliage AlSi7Cu05Mg03 issu des culasses	154
4.4.7	Analyse critique de la modélisation proposée.....	157

CHAPITRE 5 EFFET DE L'ENDOMMAGEMENT EN FATIGUE A FORTES VALEURS MOYENNES.....	159
5.1 ENDOMMAGEMENT A L'ORIGINE DE L'AMORÇAGE DES FISSURES DE FATIGUE .	160
5.2 MODELE DE MONCHIET-CHARKALUK-KONDO	161
5.2.2 Critère de fatigue à grand nombre de cycles.....	162
5.2.3 Procédure d'identification des paramètres du modèle	163
5.2.4 Application du modèle : analyse des effets de biaxialité et de moyenne.....	165
5.2.4.1 Effet de moyenne	166
5.2.4.2 Effet de biaxialité.....	167
5.3 PRISE EN COMPTE DE L'ENDOMMAGEMENT POUR LES CHARGEMENTS A FORTE VALEUR MOYENNE	169
5.3.1 Choix de la fonction de charge et passage micro-macro	171
5.3.2 Expression du critère de fatigue	173
5.3.3 Application du critère	174
5.3.4 Etude paramétrique des conditions d'adaptation élastique.....	176
5.3.5 Application du critère au comportement d'un acier	179
5.4 CONCLUSION.....	183
CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES	184
BIBLIOGRAPHIE.....	186
LISTE DES FIGURES	192
LISTE DES TABLEAUX.....	202
ANNEXE A DONNEES DE FATIGUE DE LA LITTERATURE.....	205
ANNEXE B CARACTERISTIQUES MECANQUES ENTRE CULASSE BOUCHEE ET MISE EN SERVICE.....	207
ANNEXE C RECAPITULATIFS DES ESSAIS DE FATIGUE POUR LES ALLIAGES ALSI7CU05MG03, 2024-O, ER7	209
ANNEXE D ACIER ER7 [BENABES 2006]	214
ANNEXE E GEOMETRIE ET DIMENSIONS DES EPROUVETTES.....	219
ANNEXE F MODELE DE GURSON.....	220
ANNEXE G CALCUL DE L'OPERATEUR TANGENT T.....	222
ANNEXE H PASSAGE MICRO-MACRO [MONCHIET 2006]	223

ANNEXE I SIMULATION NUMERIQUE DU COMPORTEMENT ELASTOPLASTIQUE CYCLIQUE AUTOUR DES PORES..... 225

5.4.1 Introduction.....	225
5.4.2 Simulation numérique.....	226
5.4.2.1 Modèle numérique.....	226
5.4.2.2 loi de comportement.....	226
5.4.3 Effet du type de chargement pour un défaut circulaire	227
5.4.3.1 Cas de la traction uniaxiale.....	227
5.4.3.2 Adaptation élastique et accommodation	228
5.4.3.3 Effet de la biaxialité.....	230
5.4.4 Effets de la géométrie des défauts : elliptique et de forme quelconque.....	231
5.4.5 Influence des particules de silicium	233
5.4.6 Synthèse des résultats obtenus.....	237
5.4.7 Limites de l'approche en microplasticité avec présence d'un défaut.....	238

Contexte et motivation industrielle

La recherche de la meilleure performance au meilleur coût dans les industries mécaniques et de transport conduit à des conditions d'utilisation des composants mécaniques de plus en plus sévères. Ces dernières peuvent provoquer l'apparition d'une limite de fatigue pour des niveaux moyens de charge très élevés (en traction ou en compression) et des taux de triaxialité importants. Pour ces sollicitations qualifiées d'« extrêmes », les mécanismes d'endommagement ainsi que les niveaux de résistance en fatigue sont la plupart du temps complètement inconnus. Ceci pose un important problème lors de la phase de dimensionnement puisque d'une part, les critères d'endurance existants peinent à rendre compte du comportement pour ce type de chargement, et d'autre part, les données en fatigue qui permettraient d'identifier un modèle adapté à cette problématique sont quasi-inexistantes.

Un exemple industriel de la pertinence des travaux de thèse conduits concerne les effets des fortes contraintes hydrostatiques sur la résistance en fatigue d'un alliage d'aluminium $AlSi7Cu05Mg03$ utilisé dans les culasses des moteurs de la société PSA.



Figure 1.1. Culasse de moteur diesel en alliage d'aluminium de fonderie (PSA)

La culasse, avec ses conduits d'admission et d'échappement ainsi que son système de commande des soupapes, est un organe primordial au sein du moteur. Ses fonctions sont très nombreuses, ce qui en fait une pièce à la géométrie extrêmement complexe. Le respect des exigences fonctionnelles se traduit par l'utilisation de modèles numériques. Les résultats issus de ces simulations numériques [Comte et al 2005] montrent que certaines zones de ces composants sont soumises à un chargement de fatigue particulier où des cycles de faible amplitude alternent autour d'une contrainte hydrostatique moyenne forte. Ce mode de chargement provient d'une part des contraintes résiduelles liées aux modes d'élaboration (coulée, gravité, moule en sable) et des traitements thermiques associés, d'autre part des contraintes thermiques provenant de la mise en chauffe de la culasse bridée, mais également des variations de pression dans les fluides en contact avec les parois minces où des zones de fissuration sont observées. L'ensemble de ces étapes de mise en service de la culasse entraîne un trajet de chargement se situant dans la zone des contraintes hydrostatiques élevées du diagramme de Dang Van (Figure 1.2.).

Des travaux précédents menés en collaboration avec la société PSA montrent que les critères d'endurance multiaxiaux utilisés pour le dimensionnement en fatigue (modèle de Papadopoulos et critère de Dang Van), peinent à rendre compte efficacement de ces modes de chargements très particuliers. Il semble donc indispensable de caractériser finement les mécanismes d'endommagement spécifiques de ce type de chargement et de mettre en place une modélisation capable de refléter ces conditions particulières en fatigue.

Ces travaux de thèse s'inscrivent dans le cadre d'un projet régional (Pays de la Loire) intitulé PREMS (PRocédés de Fabrication Emergents pour les Matériaux de Structure) qui regroupe des actions de recherche scientifique relatives au procédé proprement dit (mécanismes de déformation de la matière), au processus c'est-à-dire les méthodes et outils associés (CFAO,

commande) et aux propriétés mécaniques des pièces produites notamment leur durabilité. L'étude présentée dans ce rapport concerne plus particulièrement la dernière thématique avec, on le verra, un accent particulier sur l'effet des hétérogénéités microstructurales sur la tenue en fatigue.

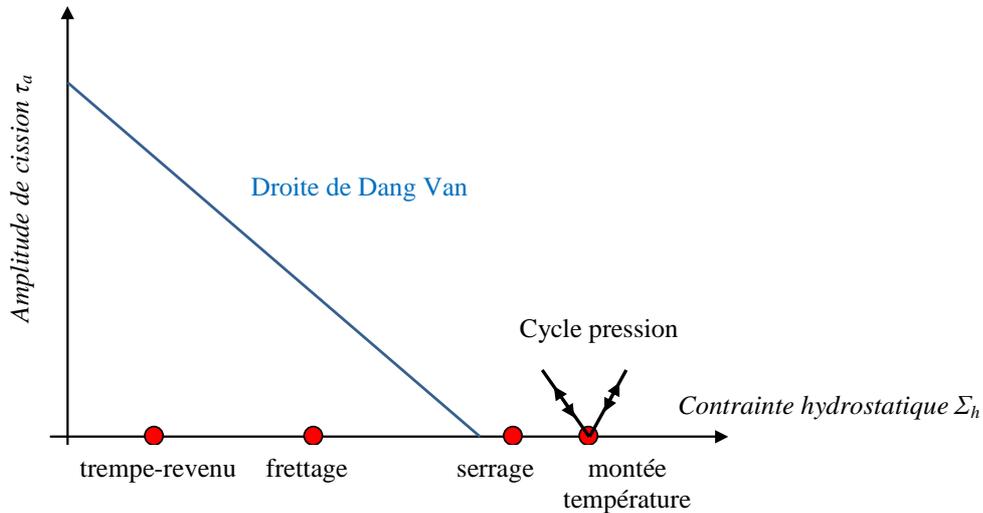


Figure 1.2. Trajet de chargement dans un diagramme de Dang Van d'une zone critique en fatigue de culasse de moteur diesel

La démarche de résolution de la problématique posée comporte trois étapes principales:

- Simulation expérimentale de conditions de chargement cyclique avec forte contrainte hydrostatique. Découplage des effets de la contrainte moyenne et du taux de biaxialité.
- Observations des mécanismes d'endommagement associés en cours de chargement, par Microscopie Optique et Microscopie Electronique à Balayage, dans un alliage d'aluminium de fonderie prélevé à partir des culasses de moteur automobile, dans un alliage d'aluminium corroyé 2024-O et dans un acier C45.
- Construction d'un modèle de comportement en fatigue rendant compte des effets de plasticité macroscopique ainsi que de l'influence de l'endommagement local.

Introduction générale et objectifs

La fatigue des matériaux à grand nombre de cycles est un des phénomènes qui peut entraîner la rupture de pièces de machines ou de structures en fonctionnement. Son caractère progressif masqué jusqu'à la rupture brutale ne permet pas une prédiction aisée de la durabilité de la structure.

Les principaux facteurs influençant la résistance à la fatigue des matériaux sont très nombreux (mode de chargement, température, hétérogénéités microstructurales, contraintes résiduelles...), ce qui en fait un phénomène complexe à étudier. De nombreux travaux ont été réalisés dans le but de mieux comprendre l'influence de ces différents facteurs. Un des principaux paramètres influant, maintes fois étudié, est l'effet de la contrainte moyenne.

Dans le cas de sollicitations uniaxiales (traction, flexion), de nombreux résultats expérimentaux relatifs à des matériaux métalliques montrent un effet néfaste de la contrainte moyenne. La Figure 1.3 représente un graphe regroupant dans un diagramme de Haigh (amplitude de la limite de fatigue en fonction de la contrainte moyenne) normalisé (avec s_{-1} représentant la limite de fatigue du matériau sous rapport de charge $R=-1$ en traction uniaxiale et R_m représentant la limite à rupture du matériau) un ensemble de données expérimentales détaillées en annexe A.

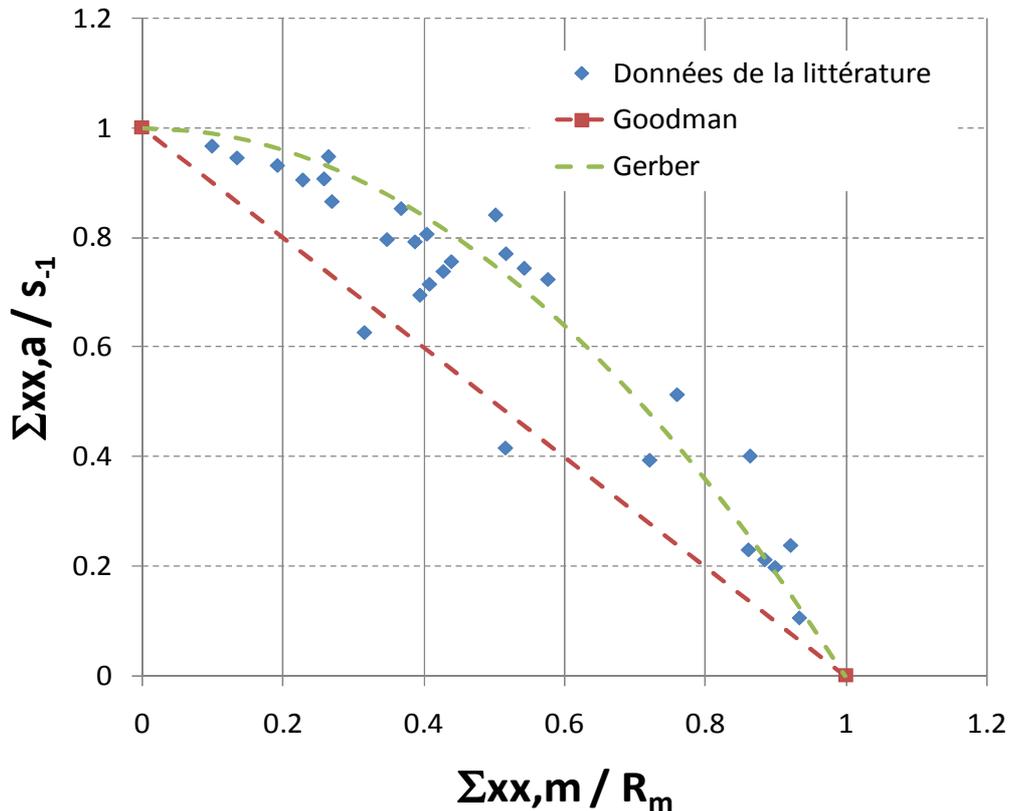


Figure 1.3. Diagramme de Haigh normalisé

Parmi les nombreux critères empiriques de fatigue uniaxiale proposés pour rendre compte des effets de moyenne, les plus utilisés sont la droite de [Goodman 1899] ou la parabole de [Gerber 1874] (Figure 1.3).

Dans le cas des chargements de torsion, cet effet de moyenne est bien moins marqué que pour les sollicitations uniaxiales. En regroupant de nombreuses données de la littérature et en s'appuyant sur ses propres essais conduits sur un acier haute résistance, [Davoli et al 2003] construit (Figure 1.4) un diagramme de Haigh normalisé avec en abscisse une valeur normalisée (par la

limite d'écoulement plastique exprimée en cisssion) de la cisssion maximale atteinte au cours d'un cycle de charge. Il apparaît clairement que les faibles valeurs moyennes n'engendrent aucun ou peu d'effet sur la limite de fatigue. Par contre, lorsque la contrainte de cisaillement maximale approche la limite d'élasticité du matériau en torsion, une chute progressive intervient.

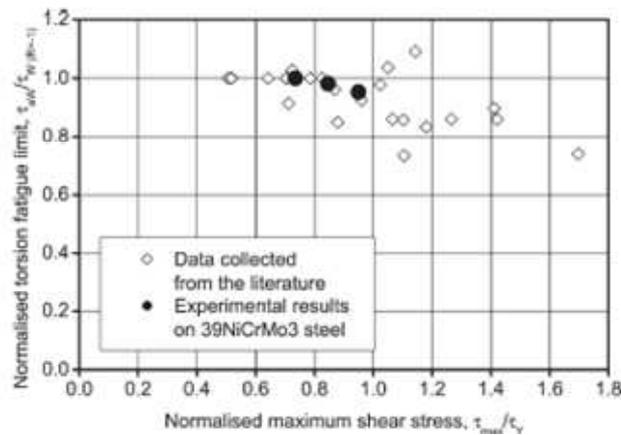


Figure 1.4. Effet d'une contrainte moyenne de torsion sur la limite en fatigue [Davoli et al 2003]

Cette tendance expérimentale pour les chargements de torsion conduit souvent à ne pas considérer les effets de moyenne de la cisssion lors de la mise en place de critères d'endurance multiaxiaux.

Ainsi, l'effet de la contrainte moyenne pour des niveaux de chargement situés sous la limite d'élasticité du matériau semble bien documenté dans la littérature scientifique. Au-delà de ce seuil, les mécanismes d'endommagement en jeu apparaissent moins connus car moins étudiés.

En ce qui concerne les effets de biaxialité, c'est le chargement de traction/torsion (et de flexion/torsion) qui a été le plus abordé. Il apparaît en particulier [Mielke, 1980, Froustrey 1988, Hendenreich 1984, Palin-Luc 1998, Simburger 1975] que l'effet de la différence de phase sur la limite de fatigue est peu significatif pour la combinaison des contraintes normale et de cisaillement (Figure 1.5). En utilisant l'amplitude de contrainte normale pour représenter la limite de fatigue, une augmentation de la différence de phase β conduit à un léger accroissement de la limite de fatigue. Les autres types de sollicitations multiaxiales, par exemple la traction biaxiale, ont fait l'objet de beaucoup moins d'études en fatigue à grand nombre de cycles. Quelques résultats expérimentaux existent dans la littérature mais certains effets sont encore mal connus comme l'effet du rapport de biaxialité ou encore l'effet de la contrainte moyenne sous mode de chargement de traction biaxiale.

L'ambition de ce travail de thèse est de contribuer à la meilleure connaissance des conditions de tenue en fatigue à grand nombre de cycles sous chargement particulier, et plus particulièrement lors de l'application de fortes contraintes moyennes et de différents rapports de biaxialité. Il s'agira également d'améliorer la prise en compte de ces effets dans des modélisations permettant le dimensionnement de composants ou de structures.

Les questions principales abordées dans ce document et auxquelles nous tenterons d'apporter des réponses sont :

- *Quels sont les mécanismes d'endommagement et quel est le comportement en fatigue à grand nombre de cycles pour des valeurs moyennes très élevées et pour des sollicitations de type traction biaxiale ?*
- *Quelles sont les erreurs de prédiction des modélisations existantes lors de la prise en compte des effets de fortes valeurs moyennes et de taux de biaxialité élevés.*
- *Quelle est la modélisation la plus adaptée à la prise en compte de ces effets ?*

- Quelle est l'influence des hétérogénéités microstructurales sur la réponse en fatigue sous ces types de chargement particulier?
- Comment intégrer l'effet de l'endommagement induit par la mise en charge au premier quart de cycle sur les conditions de résistance en fatigue?

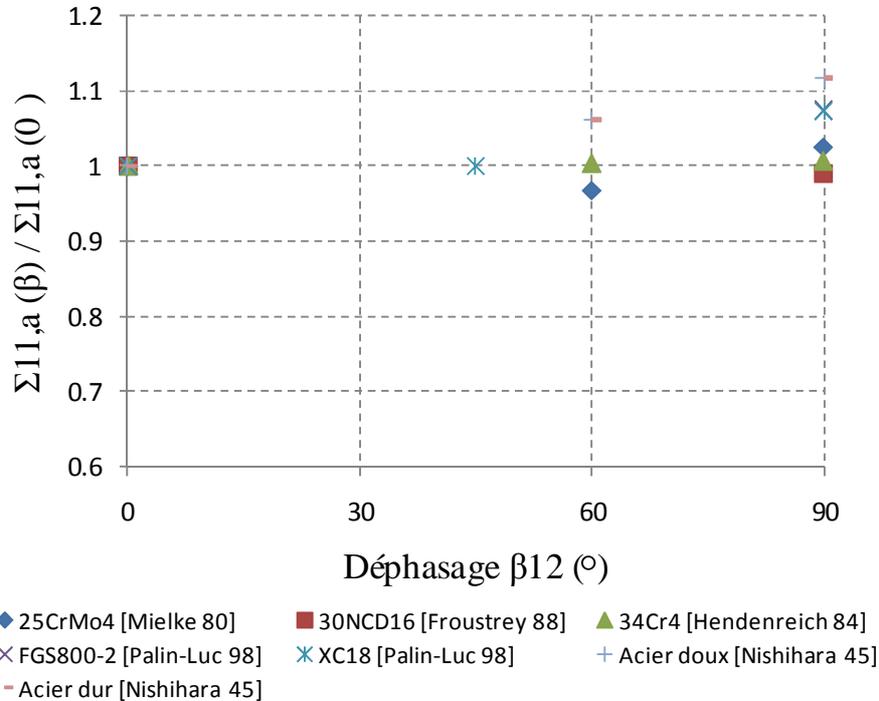


Figure 1.5. Influence du déphasage dans le cas de sollicitation de traction/torsion (Rapport des sollicitations $\Sigma_{12,amp}/\Sigma_{11,amp} \approx 0.5$)

De nombreuses observations expérimentales conduites sur des matériaux métalliques ont montré que les mécanismes d'endommagement opérant en FGNC (Fatigue à Grand Nombre de Cycles) et conduisant à la rupture sont de deux catégories. Lors d'une première étape dite d'amorçage, des mécanismes de microplasticité, opérant généralement autour d'hétérogénéités propres au matériau (inclusions, porosités...), sont à l'origine de l'apparition de microfissures. Si le niveau de charge est suffisamment élevé, ces fissures croissent et franchissent un certain nombre de barrières microstructurales (e.g. joints de grain). Quand la fissure a atteint une taille suffisamment grande par rapport à la microstructure et que la zone plastifiée est confinée en pointe de fissure, une deuxième phase intervient où elle se propage en suivant les lois de la mécanique de la rupture.

Deux types d'approches bien distincts sont souvent utilisés afin de modéliser ces mécanismes. Le premier concerne l'amorçage et utilise principalement le cadre de la mécanique des milieux continus afin d'accéder à la microplasticité considérée comme la principale cause d'apparition d'une fissure. Le deuxième utilise le cadre de la mécanique de la rupture pour estimer le nombre de cycles nécessaire à la propagation d'une fissure préexistante.

Bien que la première partie bibliographique de ce document soit dédiée à la présentation de critères issus de différentes catégories d'approches, il sera question, lors de la modélisation du comportement de l'alliage d'aluminium de fonderie, d'un modèle probabiliste traduisant la compétition entre des mécanismes relatifs à l'apparition de microfissures et d'autres associés à la non propagation de fissures préexistantes.

L'étude bibliographique conduite dans la première partie de cette thèse vise donc à donner un aperçu sur la capacité de modélisations existantes à prendre en compte les effets de moyenne et de biaxialité en FGNC. Des modèles utilisant le concept d'adaptation élastique, le couplage plasticité/endommagement à l'échelle mésoscopique ainsi que des approches énergétiques seront comparés. Nous montrerons que certains effets de chargement sont correctement reflétés alors que pour d'autres, les prédictions sont très différentes d'une approche à l'autre.

La deuxième partie est, elle, consacrée à l'étude expérimentale du comportement sous fortes contraintes moyennes pour des sollicitations uniaxiales (de type traction ou flexion plane) et de torsion. Une campagne expérimentale importante portant sur le comportement de deux matériaux, un alliage d'aluminium de fonderie (AlSi7Cu05Mg03) ainsi qu'un alliage d'aluminium corroyé (un 2024-O), est présentée. Les mécanismes d'endommagement en fatigue uniaxiale pour des niveaux moyens très élevés sont caractérisés pour chacun des deux alliages.

L'effet de la biaxialité est abordé dans la troisième partie à l'aide de l'application de chargements de traction biaxiale. Cette sollicitation est obtenue en procédant à des essais de flexion axisymétrique sur des disques prélevés, pour l'alliage de fonderie, directement dans les culasses des moteurs diesel. Des mécanismes d'endommagement spécifiques apparaissent et sont comparés à ceux observés pour les autres modes de chargement.

Dans le quatrième chapitre, il est plus particulièrement question de la mise en place d'une modélisation adéquate pour refléter le comportement de l'alliage d'aluminium de fonderie. Ce matériau présente différents types d'hétérogénéités microstructurales (microstructure dendritique, micro-retassures, particules de silicium...) qui participent à l'amorçage et la propagation des microfissures de fatigue. On montrera que l'utilisation d'une approche probabiliste prenant en compte la compétition entre les différents mécanismes d'endommagement locaux observés permet de rendre compte efficacement des comportements en fatigue observés sous les modes de chargement abordés aux chapitre II et III.

Le cinquième et dernier chapitre du document porte sur la possible prise en compte de l'endommagement créé lors du premier quart de cycle sur les conditions d'accumulation de la mésoplasticité. Les travaux de modélisation de [Monchiet 2006] sont ainsi repris et discutés. Les observations conduites au chapitre II ont montré, pour les plus forts rapports de charge, qu'un endommagement pouvait être généré lors du premier quart de cycle et que cet endommagement pouvait modifier les conditions d'apparition d'une fissure. Cette observation est le point de départ de la mise en place d'un couplage plasticité-endommagement à même de rendre compte de l'ensemble des observations conduites dans les chapitres relatifs aux résultats expérimentaux.

Chapitre 1

De la prise en compte des effets de moyenne et de biaxialité en Fatigue à Grand Nombre de Cycles

Pour obtenir une meilleure connaissance des effets de moyenne et de biaxialité en FGNC, de nombreux chercheurs ont procédé à des essais souvent difficiles à mettre en œuvre et à contrôler. A partir des données obtenues et parfois à partir des observations des mécanismes associés, ils ont élaboré des modélisations rendant compte plus ou moins fidèlement de l'expérience. Les approches utilisées sont très variées, mais comme le domaine de la fatigue qui nous intéresse (FGNC) est souvent gouverné par l'amorçage, nous faisons le choix dans ce chapitre de ne traiter que des modèles établis dans le cadre de la mécanique des milieux continus. Il va donc s'agir de l'état de l'art des modélisations existantes les plus abouties mais surtout nous chercherons à comparer les prédictions obtenues lorsqu'il s'agit de traiter des effets de moyenne et de biaxialité. Cette étude va permettre de faire apparaître la grande variété des prédictions obtenues et d'orienter nos travaux vers une meilleure compréhension du comportement pour les chargements apparaissant les plus problématiques. Les modélisations présentées dans la suite concernent des critères d'endurance multiaxiaux qui sont censés pouvoir rendre compte des effets de chargement abordés dans cette étude.

1.1 Critères d'endurance multiaxiale

Dans la littérature, plusieurs travaux [You et al 1995, Wang et al 2003, Papuga et al 2011, Papadopoulos et al 1997] proposent des analyses critiques et des synthèses sur les critères de dimensionnement en fatigue. Papadopoulos suggéra, en particulier, de regrouper les familles de critères de fatigue en quatre catégories :

- *Critères basés sur les déformations*
- *Critères basés sur les contraintes*
- *Critères basés sur les énergies*
- *Critères basés sur le couplage plasticité-endommagement*

Généralement, les critères développés en déformation (et parfois en énergie) sont adaptés à la fatigue oligocyclique où les essais sont souvent réalisés à déformation imposée. Les approches en contrainte (et parfois en énergie), ainsi que celles basées sur le couplage plasticité-endommagement (qui ont commencé à émerger ces dernières années) sont appliquées dans le domaine de l'endurance. Nous allons plus particulièrement nous focaliser sur ces trois dernières catégories de critères et analyser les différentes approches pour prendre en compte l'effet de la moyenne ainsi que celui de la biaxialité.

L'ensemble de ces modélisations va être repris et traduit dans le cas de la traction uniaxiale avec effet de la contrainte moyenne ainsi que dans le cas de la biaxialité avec et sans effet de la contrainte moyenne. Nous nous attarderons principalement sur le cas spécifique de la traction équibiaxiale.

1.1.1 Critères basés sur les contraintes

Trois types d'approche peuvent être distingués :

- Les approches de type plan critique
- Les approches basées sur les invariants des contraintes
- Les critères basés sur les moyennes de contraintes dans un volume élémentaire

Par souci de simplicité et pour éviter des procédures d'identification trop coûteuses en données de fatigue, les critères s'expriment souvent à l'aide de deux paramètres. Le premier porte en général sur une contrainte de cisaillement (sur un plan ou en moyenne sur un volume élémentaire) alors que le deuxième reflète les effets de contrainte normale (moyenne et amplitude) à travers la contrainte hydrostatique ou la contrainte normale.

Les critères utilisant la contrainte hydrostatique sont les plus nombreux [Crossland 1956, Sines 1959, Morel 1999, Huyen Thi Thu 2008]. L'approche micro-macro appliquée au domaine de l'endurance a vu le jour avec les travaux de [Dang Van 1973], et depuis elle a été utilisée à de nombreuses reprises notamment par [Papadopoulos 1993] pour une meilleure prise en compte des effets de trajets de chargements. La contrainte normale agissant sur les plans matériels est parfois utilisée sur un plan critique [Findley 1959], ou à travers une intégration sur tous les plans

d'amorçage possible d'un volume élémentaire [Liu et Zenner 1993]. [Huyen Thi Thu 2008] propose, en particulier, une approche probabiliste qui fait apparaître ce type d'intégration.

1.1.1.1 Critère de Dang Van

En FGNC, le rôle important de la plasticité locale sur l'apparition d'une limite de fatigue est largement admis et justifie pleinement l'utilisation d'une approche multi-échelle.

Parmi les approches existantes, une des plus connues et utilisées est celle de [Dang Van 1999]. Ce critère est employé, en particulier, dans le dimensionnement de certaines structures automobiles chez PSA et Renault. Le critère de [Dang Van 1973] fait partie de la famille des approches de type plan critique. La base physique principale de ce critère porte sur la théorie de l'adaptation élastique aux deux échelles, macroscopique et mésoscopique. En FGNC, le comportement macroscopique du matériau reste souvent élastique, seuls quelques grains défavorablement orientés subissent une déformation plastique. L'auteur énonce l'hypothèse suivante : « The multiscale approach is settled on the assumption that under high cycle fatigue loading a structure will not be fractured by fatigue if an elastic shakedown is reached at the macroscopic scale as well as at mesoscopic scale » [Dang Van 1999]. L'approche développée consiste tout d'abord à décrire la plasticité à l'échelle des grains, en postulant un critère de plasticité. Le critère de plasticité correspond à la loi de Schmid avec un écrouissage isotrope supposé linéaire. L'auteur recherche ensuite l'adaptation élastique (Figure 1.6) et formule un critère de fatigue à l'échelle locale (Δ représente le tenseur définissant l'orientation du système de glissement, γ le glissement plastique et τ_a l'amplitude de cisssion sur le plan défini).

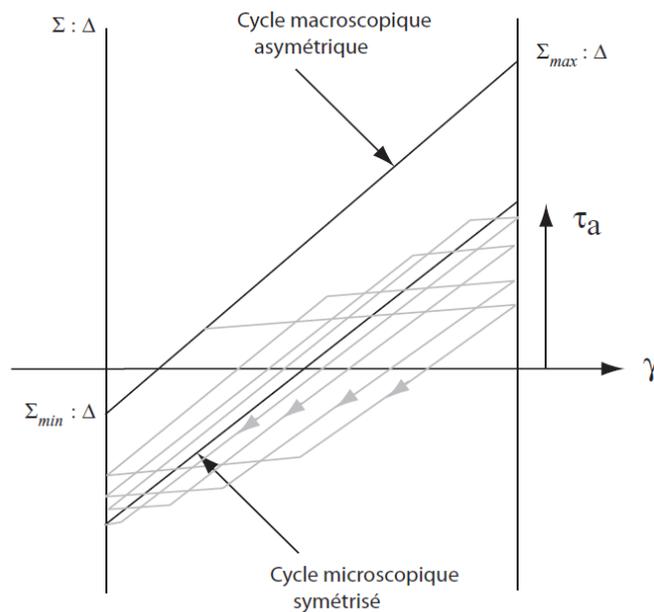


Figure 1.6. Adaptation élastique aux deux échelles [Dang Van 1999]

Enfin, un passage micro-macro est appliqué pour la détermination du critère à l'échelle macroscopique. La loi de localisation utilisée est le modèle de Lin-Taylor qui suppose l'égalité des déformations aux deux échelles.

A l'aide des relations empiriques présentées en début de chapitre, le rôle néfaste de la contrainte moyenne sur la résistance en fatigue du matériau est représenté pour des sollicitations de type traction uniaxiale. Dang Van fait apparaître l'effet de la contrainte moyenne à travers le terme de contrainte hydrostatique dans le critère exprimé comme une combinaison linéaire entre la cisssion mésoscopique dans l'état adapté sur le plan de cisaillement maximum τ_a et la contrainte hydrostatique Σ_h .

$$\max_{\vec{n}} \{ \max_t [\| \tau_a(\vec{n}, t) \| + \alpha \Sigma_h(t)] \} \leq \beta \quad (1.1)$$

α et β étant deux paramètres matériaux identifiés à l'aide des limites de fatigue en flexion alternée $f-1$ et torsion alternée $t-1$.

$$\alpha = \frac{t_{-1} - \frac{f_{-1}}{2}}{\frac{f_{-1}}{3}} \text{ et } \beta = t_{-1} \quad (1.2)$$

Dans le cas particulier de la traction uniaxiale, le critère s'écrit :

$$\Sigma_{xx,a} \left[\frac{1}{2} + \frac{\alpha}{3} \right] + \Sigma_{xx,m} \left[\frac{\alpha}{3} \right] = \beta \quad (1.3)$$

La Figure 1.7 représente la zone de rupture située au-dessus de la droite seuil d'endurance et la zone de non-rupture située au-dessous de la droite seuil. On observe, pour les sollicitations de traction uniaxiale et biaxiale, que la présence d'une contrainte moyenne vient diminuer la contrainte de cisaillement admissible.

Dans un cas de traction biaxiale, pour un chargement synchrone, en phase, en supposant un rapport de biaxialité égal à k ($\Sigma_{yy}(t) = k \Sigma_{xx}(t)$) avec $k \in [0,1]$), le critère s'écrit :

$$\Sigma_{xx,a} \left(\frac{1}{2} + \frac{\alpha(1+k)}{3} \right) + \Sigma_{xx,m} \left(\frac{\alpha(1+k)}{3} \right) = \beta \quad (1.4)$$

Le rapport de biaxialité k a ainsi tendance à faire chuter la contrainte de cisaillement admissible, et ceci indépendamment de la contrainte moyenne (Figure 1.7).

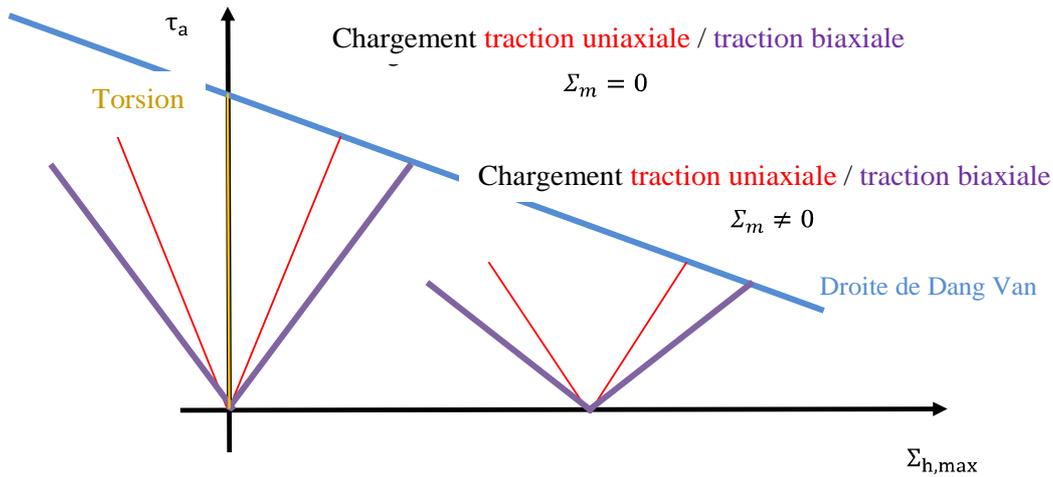


Figure 1.7. Trajets associés à différents chargements dans le diagramme de Dang Van

Plusieurs ingrédients de ce critère ont été justifiés par [Charkaluk et al 2009].

1.1.1.2 Critère de Papadopoulos

L'approche proposée par [Papadopoulos 1993] utilise également le concept d'adaptation élastique et la même loi de localisation. D'après lui, « les observations à l'échelle mésoscopique montrent que l'amorçage d'une fissure de fatigue est défini comme l'apparition d'une microfissure correspondant à la rupture du cristal le plus déformé dans un agrégat de grains. Ainsi, un critère de limite de fatigue peut être modélisé par une valeur limite de la déformation plastique cumulée dans le grain le plus déformé. »

$$\gamma_{cum} \leq \gamma_c \quad (1.5)$$

Il propose d'opter pour une valeur moyenne de cette déformation plastique accumulée sur l'ensemble des systèmes de glissement possible du VER. Il choisit donc d'utiliser une valeur

moyenne de la déformation plastique accumulée plutôt que de s'intéresser à la rupture d'un seul cristal. Un système de coordonnées sphériques (φ, θ, χ) (Figure 1.8) permettant d'orienter le vecteur de la normale \vec{n} au plan matériel Δ , ainsi que le vecteur unitaire directeur \vec{m} lié à une direction de glissement de ce plan, est utilisé pour procéder à l'intégration sur toutes les orientations possibles.

$$\sqrt{\langle \gamma_{cum}^2 \rangle_V} = \sqrt{5} \sqrt{\frac{1}{8\pi^2} \int_{\varphi=0}^{2\pi} \int_{\theta=0}^{\pi} \int_{\chi=0}^{2\pi} (\gamma_{cum}(\theta, \phi, \psi))^2 d\psi \sin\theta d\theta d\phi} \quad (1.6)$$

L'effet de la moyenne sur un cycle de charge apparaît par le biais d'une intégration de la contrainte normale sur l'ensemble des plans matériels possibles. Cette quantité n'est autre que la contrainte hydrostatique :

$$\langle \Sigma_N \rangle = \frac{1}{4\pi} \int_{\varphi=0}^{2\pi} \int_{\theta=0}^{\pi} \Sigma_N(\theta, \phi) \sin\theta d\theta d\phi = \Sigma_h \quad (1.7)$$

Le critère d'endurance s'écrit à l'aide d'une combinaison linéaire des deux paramètres issus des intégrations.

$$\sqrt{\langle [\tau_a(\theta, \phi, \psi)]^2 \rangle} + \alpha \Sigma_{h,max} < \beta \quad (1.8)$$

α et β sont deux paramètres matériaux identifiés à l'aide des limites en flexion alternée f-1 et torsion alternée t-1.

$$\alpha = \frac{t_{-1} - \frac{f_{-1}}{\sqrt{3}}}{\frac{f_{-1}}{3}} \quad \text{et} \quad \beta = t_{-1} \quad (1.9)$$

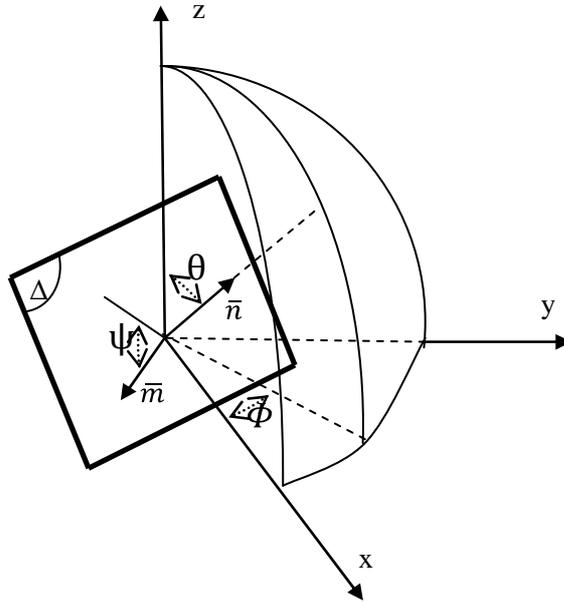


Figure 1.8. Système de coordonnées sphériques pour repérer un plan matériel [Papadopoulos 1993]

Dans le cas de la traction uniaxiale, le critère s'écrit :

$$\Sigma_{xx,a} \left[\frac{1}{\sqrt{3}} + \frac{\alpha}{3} \right] + \Sigma_{xx,m} \left[\frac{\alpha}{3} \right] = \beta \quad (1.10)$$

Dans un cas de la traction biaxiale, pour un chargement synchrone, en phase, et en supposant un rapport de biaxialité égal à k ($\Sigma_{yy}(t) = k \Sigma_{xx}(t)$) avec $k \in [0,1]$) le critère s'écrit :

$$\Sigma_{xx,a} \left(\frac{1}{\sqrt{3}} (1 + k^2 + k)^{1/2} + \frac{\alpha(1+k)}{3} \right) + \Sigma_{xx,m} \left(\frac{\alpha(1+k)}{3} \right) = \beta \quad (1.11)$$

Pour les critères de Dang Van et de Papadopoulos, le même coefficient α règle à la fois les effets de l'amplitude et de la moyenne de la contrainte hydrostatique. Il est tout à fait envisageable d'introduire un nouveau coefficient qui permettrait de distinguer la sensibilité aux deux effets. [Kakuno et al 1979], par exemple, introduisent une combinaison linéaire de $\sqrt{J_{2,a}}$ (amplitude de la racine carrée du deuxième invariant du déviateur des contraintes) et de l'amplitude et de la moyenne de la contrainte hydrostatique :

$$\sqrt{J_{2,a}} + \alpha \Sigma_{h,a} + \delta \Sigma_{h,m} < \beta \quad (1.12)$$

Cette proposition nécessite l'identification de trois paramètres matériaux. [Papadopoulos 1987] présente ce critère comme une synthèse des critères de [Sines 1959] et de [Crossland 1956].

1.1.1.1 Critère de Liu et Zenner

Le critère de [Liu et Zenner 1993, Liu et al 2003] fait partie de la famille des modélisations basées sur un calcul de la moyenne des contraintes sur les plans matériels [Novoshilov 1961, Grubisic et Simbürger 1976, Papuga-Ruzicka 2008]. Il s'écrit :

$$\sigma_{VA} = \sqrt{\frac{15}{8\pi} \int_{\phi=0}^{\pi} \int_{\theta=0}^{2\pi} aT_a^2 (1 + mT_m^2) + b\Sigma_{n,a}^2 (1 + n\Sigma_{n,m}^2) \sin\theta d\theta d\phi} < \sigma_{-1} \quad (1.13)$$

Les auteurs distinguent l'effet des amplitudes et des moyennes par le biais de la contrainte normale. a , n , b et m sont des paramètres matériau pouvant être identifiés par les limites de fatigue en traction alternée s_{-1} et torsion alternée t_{-1} , ($R = -1$), ainsi qu'en traction répétée s_0 et torsion répétée t_0 , ($R = 0$).

$$a = \frac{1}{5} \left[3 \left(\frac{s_{-1}}{t_{-1}} \right)^2 - 4 \right] \quad (1.14)$$

$$b = \frac{1}{5} \left[6 - 2 \left(\frac{s_{-1}}{t_{-1}} \right)^2 \right] \quad (1.15)$$

$$am = \frac{s_{-1}^2 - \left(\frac{s_{-1}}{t_{-1}} \right)^2 \left(\frac{t_0}{2} \right)^2}{\frac{12}{7} \left(\frac{t_0}{2} \right)^4} \quad (1.16)$$

$$bn = \frac{s_{-1}^2 - \left(\frac{s_0}{2} \right)^2 - \frac{4}{21} a m \left(\frac{s_0}{2} \right)^4}{\frac{15}{14} \left(\frac{s_0}{2} \right)^3} \quad (1.17)$$

Le nombre important de paramètres nécessitant l'identification du modèle a été critiqué par [Papadopoulos 1996]. Dans le cas particulier de la traction uniaxiale, le critère s'écrit :

$$\left[\Sigma_{xx,a}^2 \left(1 + \frac{am}{21} 4\Sigma_{xx,m}^2 + \frac{3bn}{14} 5\Sigma_{xx,m} \right) \right]^{1/2} = s_{-1} \quad (1.18)$$

Dans le cas d'un chargement biaxial, l'expression complexe du critère figure dans l'article [Liu et Zenner 1993].

1.1.1.2 Critère de Huyen Thi-Thu et Morel

Plus récemment, [Huyen Thi Thu et Morel 2008] reprennent les bases de l'approche élaborée par Dang Van mais utilisent le cadre du concept du maillon le plus faible pour proposer un critère d'endurance de type plan critique. Pour refléter le rôle des hétérogénéités microstructurales, les auteurs font l'hypothèse d'une distribution de Weibull [Weibull 1939] du seuil d'adaptation élastique associée au seuil d'amorçage des micro-fissures. La fonction densité de probabilité f_0

associée à la déformation plastique mésoscopique accumulée critique γ_c sur un système de glissement donné s'écrit alors :

$$f_o(\gamma_c) = \frac{m}{\Gamma_o} \left(\frac{\gamma_c}{\Gamma_o} \right)^{m-1} \exp \left[- \left(\frac{\gamma_c}{\Gamma_o} \right)^m \right] \quad (1.19)$$

où l'exposant m module la dispersion de la distribution tandis que le paramètre d'échelle, Γ_o , caractérise la moyenne de la distribution. γ_c est la déformation plastique accumulée critique introduite par [Papadopoulos 1993] et constitue un seuil de la déformation plastique accumulée asymptotique γ_∞ :

$$\gamma_{cum} = \frac{\langle T_a - \tau_o \rangle}{g} < \gamma_c \quad (1.20)$$

T_a est l'amplitude de la cisson résolue macroscopique, τ_o est la limite d'élasticité initiale du cristal (seuil initial d'écoulement macroscopique), et g le paramètre d'écrouissage isotrope.

La probabilité de trouver une inclusion où le seuil d'adaptation élastique a été dépassé, coïncide avec la probabilité de trouver une valeur critique γ_c inférieure à la valeur appliquée γ_{cum} :

$$P_o(\gamma_c < \gamma_{cum}) = \int_0^{\gamma_{cum}} f_o(\gamma_c) d\gamma_c \quad (1.21)$$

En utilisant (1.19) avec (1.21), P_o devient :

$$P_o(\gamma_{cum}) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\gamma_{cum}}{\Gamma_o} \right)^m \right] \quad (1.22)$$

Plus le module de Weibull m est faible et plus la dispersion sur les déformations plastiques accumulées à l'échelle locale est grande.

En utilisant les angles φ, θ, χ , pour définir le système de glissement considéré, l'équation (1.20) peut être écrite sous la forme :

$$\gamma_\infty(\theta, \phi, \psi) = \frac{\langle T_a(\theta, \phi, \psi) - \tau_o \rangle}{g} < \gamma_c \quad (1.23)$$

La nouvelle expression de la probabilité d'amorçage dans le volume élémentaire au point M est:

$$P_o(\theta, \phi, \psi) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\gamma_\infty(\theta, \phi, \psi)}{\Gamma_o} \right)^m \right] \quad (1.24)$$

En supposant qu'il n'y a pas d'interaction entre systèmes de glissement, l'hypothèse du maillon le plus faible peut être appliquée une première fois à l'ensemble des directions de glissement possibles au sein du volume de référence puis à l'ensemble des points du volume sollicité pour conduire à

$$P_f = 1 - \exp \left[- \frac{1}{V_o} \int \left\{ \int_{\phi=0}^{2\pi} \int_{\theta=0}^{\pi} \int_{\psi=0}^{2\pi} \left(\frac{T_a(\theta, \phi, \psi)}{T_o} \right)^m \sin \theta d\psi d\theta d\phi \right\} dV \right] \quad (1.25)$$

où pour des raisons de simplicité, on fait l'hypothèse de $\tau_y^{(0)} = 0$.

Ici, l'intégration spatiale permet de prendre en compte la possibilité d'amorçage sur l'ensemble des systèmes de glissement. Les effets de la moyenne et de l'amplitude de la contrainte normale sont pris en compte au travers du facteur d'échelle T_o . Les auteurs proposent de rendre le facteur d'échelle dépendant de ces paramètres.

$$T_o = T_o' \frac{1 - \gamma' \Sigma_{h,m}}{1 + \kappa \frac{\Sigma_{h,a}}{\tau_a}} \quad (1.26)$$

L'effet de la moyenne est pris en compte à travers le terme $(1 - \gamma' \Sigma_{h,m})$ où γ' et κ sont des paramètres matériaux à identifier. Le terme τ_a correspond à la plus grande amplitude de cisssion rencontrée dans le volume sollicité.

Les auteurs signalent par ailleurs que « le critère proposé correspond à celui de Dang Van dans le cas où m tend vers l'infini et à Papadopoulos dans le cas où m est égal à 2. ».

Une autre voie possible est d'utiliser les contraintes normales $\Sigma_n(\varphi, \theta)$ agissant sur l'ensemble des plans matériels possibles. Le facteur d'échelle s'écrit alors :

$$T_o = T'_o \frac{1 - \gamma' \Sigma_{n,m}(\theta, \phi)}{1 + \alpha \frac{\Sigma_{n,a}(\theta, \phi)}{\tau_a(\theta, \phi, \psi)}} \quad (1.27)$$

Dans le cas de l'utilisation de la contrainte hydrostatique et si le mode de chargement est partout le même (même degré de triaxialité) dans le volume sollicité, un critère d'endurance multiaxiale probabiliste est obtenu :

$$H_m^{1/m} \omega_m^{1/m} (\tau_a + \kappa \Sigma_{h,a}) = q(P_F, V) (1 - \gamma' \Sigma_{h,m}) \quad (1.28)$$

Avec

$$q(P_F, V) = \left\{ \frac{V_o (T'_o)^m \ln\left(\frac{1}{1-P_F}\right)}{I_m^{T_o} V} \right\}^{1/m} \quad (1.29)$$

κ et γ' sont des paramètres matériau nécessairement positifs. Les deux facteurs d'hétérogénéité $H_m^{1/m}$ et $\omega_m^{1/m}$ sont définis par :

$$\omega_m = \frac{I_m}{I_m^{T_o}} \text{ avec } I_m = \int_{\phi=0}^{2\pi} \int_{\theta=0}^{\pi} \int_{\psi=0}^{2\pi} \left(\frac{T_a(\theta, \phi, \psi)}{C_a} \right)^m \sin\theta d\theta d\psi d\phi$$

$I_m^{T_o}$ est la valeur de I_m pour un chargement en torsion.

$$H_m = \frac{1}{V} \int_V \left\langle \frac{C_a(M)}{\tau_a} \right\rangle dV$$

Les amplitudes de cisssion résolue maximale C_a et τ_a sont définies par :

$$C_a(M) = \max_{\theta, \phi, \psi} \{T_a(\theta, \phi, \psi, M)\} \text{ et } \tau_a = \max_{\theta, \phi, \psi, M \in \Omega} \{T_a(\theta, \phi, \psi, M)\}$$

Le facteur d'hétérogénéité « spatial » H_m est un indicateur de la manière dont les contraintes sont distribuées spatialement dans un composant. Le facteur d'hétérogénéité « directionnel » ω_m permet de traduire un plus ou moins grand nombre de systèmes de glissement potentiellement actifs.

Dans le cas de la contrainte normale, on fait intervenir explicitement les contraintes normales associées à chaque plan. Dans ce cas, le critère s'écrit :

$$H_m^{1/m} \bar{\omega}_m^{1/m} X_a = q(P_F, V) \quad (1.30)$$

Avec

$$q(P_F, V) = \left\{ \frac{V_o (T'_o)^m \ln\left(\frac{1}{1-P_F}\right)}{\bar{I}_m^{T_o} V} \right\}^{1/m} \quad (1.31)$$

et

$$\bar{\omega}_m = \frac{\bar{I}_m}{\bar{I}_m^{T_o}} \text{ avec } \bar{I}_m = \int_{\phi=0}^{2\pi} \int_{\theta=0}^{\pi} \int_{\psi=0}^{2\pi} \left(\frac{\chi_a(\theta, \phi, \psi)}{(1 - \gamma' \Sigma_{n,m}(\theta, \phi)) X_a} \right)^m \sin\theta d\theta d\psi d\phi \quad (1.32)$$

Avec $\chi_a(\theta, \phi, \psi) = T_a(\theta, \phi, \psi) + \alpha \Sigma_{n,a}(\theta, \phi)$ et $X_a = \max_{\theta, \phi, \psi} \{\chi_a(\theta, \phi, \psi)\}$

Malgré une mise en œuvre relativement complexe, ce critère représente fidèlement certains effets relatifs aux chargements multiaxiaux tels que les effets de déphasage, de différence de fréquence, ainsi que de taux de biaxialité.

1.1.2 Critère énergétique

En fonction du type de densité volumique d'énergie de déformation considéré par cycle, les critères énergétiques se répartissent en trois groupes [Macha et al 1999]:

- critères basés sur l'énergie élastique
- critères basés sur l'énergie plastique
- critères basés sur la somme des énergies élastique et plastique

Les critères basés sur l'énergie de déformation élastique peuvent être utilisés en fatigue à grand nombre de cycles, alors que ceux basés sur l'énergie de déformation plastique sont plus appropriés en fatigue oligocyclique.

[Ellyin 1974] est un des premiers à proposer un critère de fatigue basé sur l'énergie de déformation de cisaillement cyclique. Cette approche a été reprise et complétée par [Lefebvre et al 1988], puis par [Ellyin et al 1991] pour le cas de chargements multiaxiaux. En France, on retrouve cette approche à travers les travaux de [Froustrey-Lasserre 1992] puis ceux de [Palin-Luc 1996] et [Banvillet 2001].

1.1.2.1 Critère de Froustrey et Lasserre

[Froustrey et al 1992] proposent un critère macroscopique basé sur l'accumulation de la densité d'énergie de déformation. Ils considèrent la valeur moyenne, sur un chargement cyclique de période T , de la densité d'énergie élastique de déformation définie par l'équation 1.33, en un point M d'un composant où Σ_{ij} et E_{ij}^e sont respectivement le tenseur des contraintes et des déformations élastiques.

$$W = \frac{1}{T} \int_0^T \frac{1}{2} \Sigma_{ij}(t) E_{ij}^e(t) dt \quad (1.33)$$

Quel que soit le chargement périodique en jeu, le tenseur des contraintes peut se décomposer en une amplitude $\Sigma_{ij,a}(t)$ et une moyenne $\Sigma_{ij,m}$. La démarche est similaire pour les déformations, $E_{ij}(t) = E_{ij,a}(t) + E_{ij,m}$.

La densité d'énergie de déformation totale s'écrit comme la somme d'une partie alternée W_a et d'un terme statique W_m , où W est égal à la somme de W_a et W_m :

$$W_a = \frac{1}{T} \int_0^T \frac{1}{2} \Sigma_{ij,a}(t) E_{ij,a}^e(t) dt \text{ et } W_m = \frac{1}{2} \Sigma_{ij,m} E_{ij,m}^e \quad (1.34)$$

Les calculs des énergies se font de manière séparée, en considérant la partie sphérique W_{sa} et W_{sm} , ainsi que la partie déviatorique W_{da} et W_{dm} , au travers du premier invariant $I_{1,a \text{ ou } m}$ ainsi que du deuxième invariant $J_{2,a \text{ ou } m}$ du tenseur des contraintes.

$$W_{sa} = \frac{1-2\nu}{6E} \frac{1}{T} \int_0^T I_{1,a}^2(t) dt \text{ et } W_{da} = \frac{1+\nu}{E} \frac{1}{T} \int_0^T J_{2,a}(t) dt \quad (1.35)$$

$$W_{sm} = \frac{1-2\nu}{6E} I_{1,m}^2 \text{ et } W_{dm} = \frac{1+\nu}{E} J_{2,m} \quad (1.36)$$

Un degré de triaxialité est défini en référence au travail de [De Leiris 1969] et s'exprime par le ratio entre la partie sphérique de l'énergie et l'énergie totale, pour la moyenne et l'amplitude.

$$dT_a = \frac{W_{sa}}{W_a} \text{ et } dT_m = \frac{W_{sm}}{W_m} \quad (1.37)$$

La fonction obtenue est la suivante :

$$\frac{W_a}{W_{da_{equ}}} = F(dT_a, \beta) = \frac{1}{1-dT_a} \left\{ 1 - \frac{1}{\beta} \ln[1 + dT_a(e^\beta - 1)] \right\} \quad (1.38)$$

Le paramètre β est déterminé à l'aide de deux limites de fatigue, en traction alternée et en torsion alternée. Il est solution de l'équation suivante :

$$\left(\frac{s_{-1}}{t_{-1}}\right)^2 - 3 \left\{ 1 - \frac{1}{\beta} \ln \left[1 + \frac{1-2\nu}{3} (e^\beta - 1) \right] \right\} = 0 \quad (1.39)$$

Le critère s'écrit dans le cas particulier de chargements de traction uniaxiale et biaxiale [Morel et al 2001]:

$$\left(\frac{\Sigma_{xx,a}}{s_{-1}J^2}\right)^2 + \left(\frac{\Sigma_{xx,m}}{R_m K^2}\right)^2 = 1 \quad (1.40)$$

J et K étant deux constantes dépendant du chargement et des paramètres matériau. Dans le cas de la traction uniaxiale, ces constantes sont égales à 1. On retrouve ainsi le critère établi par Marin. L'effet de la moyenne n'est plus linéaire. Les prédictions établies seront probablement bonnes dans le cas de matériaux ductiles mais inappropriées dans le cas de matériaux fragiles (rapport t_{-1}/s_{-1} proche de 1) pour lesquels la droite de Goodman est plus appropriée. Contrairement aux approches précédentes, ce critère tient compte de la limite à rupture du matériau R_m . Concernant le cas de traction biaxiale, on retrouve la même tendance pour l'effet de la moyenne. Les paramètres J et K sont des paramètres qui dépendent des paramètres du matériau et du rapport de biaxialité. Ils sont égaux à :

$$J^2 = \frac{F(dT_a, \beta)/F(dT_{a,uniax}, \beta)}{1 + \left(\frac{\Sigma_{yy,a}}{\Sigma_{xx,a}}\right)^2 - 2\nu \left(\frac{\Sigma_{yy,a}}{\Sigma_{xx,a}}\right) \cos(\beta_{xx} - \beta_{yy})} \quad \text{et} \quad K^2 = \frac{F(dT_m, \beta)/F(dT_{m,uniax}, \beta)}{1 + \left(\frac{\Sigma_{yy,m}}{\Sigma_{xx,m}}\right)^2 - 2\nu \left(\frac{\Sigma_{yy,m}}{\Sigma_{xx,m}}\right)} \quad (1.41)$$

Avec, pour le cas de traction uniaxiale, $dT_{a,uniax}$ égal à 1/9, et pour le cas de traction biaxiale, dT_a égal à :

$$dT_a = \frac{1-2\nu}{3} \frac{1 + \left(\frac{\Sigma_{xx,a}}{\Sigma_{yy,a}}\right)^2 + 2 \left(\frac{\Sigma_{xx,a}}{\Sigma_{yy,a}}\right) \cos(\beta_{xx} - \beta_{yy})}{1 + \left(\frac{\Sigma_{xx,a}}{\Sigma_{yy,a}}\right)^2 - 2\nu \left(\frac{\Sigma_{xx,a}}{\Sigma_{yy,a}}\right) \cos(\beta_{xx} - \beta_{yy})} \quad (1.42)$$

1.1.2.2 Critère du Lamefip

Le critère dit du Lamefip, présenté ici dans sa dernière version [Benabes 2006,] permet de distinguer tous les types de chargements et de prendre en compte l'effet des gradients de contraintes. Ce critère est basé sur la notion de volume d'influence autour du « point critique » et utilise comme paramètre la densité volumique de travail de déformation fourni par cycle à chaque élément de volume.

Un seuil W_f^* est introduit. Il représente la densité volumique du travail de déformation élastique minimum à fournir pour créer, après un grand nombre de cycles, un endommagement irréversible dans un VER.

Le critère de fatigue est construit à partir de trois hypothèses principales [Benabes 2006]:

- le travail de déformation élastique fourni au matériau est considéré comme la force motrice de l'amorçage de l'endommagement
- le travail de déformation élastique est calculé comme la somme de la contribution de chacun des termes des tenseurs de contraintes et de déformations.
- Le travail de déformation élastique est obtenu après adaptation élastique du matériau.

La densité volumique du travail de déformation élastique fourni au cours d'un cycle de chargement (de durée T) en un point M du matériau est défini par :

$$W_f(M) = \sum_{i=1}^3 \sum_{j=1}^3 \int_T \langle \Sigma_{ij}(M, t) \dot{\varepsilon}_{ij}^e(M, t) \rangle dt \quad (1.43)$$

où $\dot{\varepsilon}_{ij}^e(M, t)$ correspond aux composantes du tenseur des vitesses de déformation élastique après adaptation du matériau, $\Sigma_{ij}(M, t)$ aux composantes du tenseur des contraintes au point M à l'instant t.

Les auteurs considèrent les points potentiellement critiques C_i , à savoir les points de la pièce où la densité volumique des travaux de déformation élastique fournie W_f présente des maxima locaux. Ils raisonnent autour d'un volume d'influence $V^*(C_i)$ entourant le point critique. Celui-ci représente l'ensemble des points où le travail fourni est supérieur au travail minimum nécessaire à l'apparition d'un endommagement. Le paramètre d'endommagement est défini par la quantité :

$$\bar{w}_f(C_i) = \frac{1}{V^*(C_i)} \int_{V^*(C_i)} [W_f(M) - W_f^*] dv \quad (1.44)$$

Pour des états de contrainte uniaxiaux et à la limite d'endurance, l'auteur postule que la quantité $\bar{w}_f(C_i)$ est une grandeur intrinsèque au matériau (noté $\bar{w}_{f_{uniax}}^D$). Dans le cas du chargement uniaxial, les valeurs de σ^* , W_f^* , $\bar{w}_{f_{uniax}}^D$ s'expriment par :

$$\sigma^* = \sqrt{2(s_{-1})^2 - (f_{rot-1})^2} \quad (1.45)$$

$$W_f^* = \frac{2 \cdot (s_{-1})^2 - (f_{rot-1})^2}{E} \quad (1.46)$$

$$\bar{w}_{f_{uniax}}^D = \frac{(f_{rot-1})^2 - (s_{-1})^2}{E} \quad (1.47)$$

f_{rot-1} et s_{-1} désignent respectivement les limites d'endurance en flexion rotative alternée et en traction alternée.

Pour les états de contrainte multiaxiaux, le degré de triaxialité $dT(M)$ est défini comme étant le rapport du travail fourni responsable du changement de volume $W_f^V(M)$ sur le travail total $W_f(M)$, en un point M de la pièce (cette quantité varie entre 0 et 1) :

$$dT(M) = \frac{dW_f^V(M)}{dW_f(M)} \quad (1.48)$$

A la limite de fatigue, comme proposé par [Froustrey et al 1992], la densité volumique du travail de déformation élastique fournie $W_f^D(C_i)_{soll}$ pour une sollicitation quelconque est reliée à celle fournie pour une sollicitation de torsion $W_f^D(C_i)_{tors}$, par l'intermédiaire de la fonction de triaxialité $F(dT(C_i)_{soll}, \beta)$:

$$W_f^D(C_i)_{soll} = F(dT(C_i)_{soll}, \beta) W_f^D(C_i)_{tors} \quad (1.49)$$

$$F(dT(C_i), \beta) = \frac{1}{1-dT(C_i)} \left\{ 1 - \frac{1}{\beta} \ln[1 + dT(C_i)(e^\beta - 1)] \right\} \quad (1.50)$$

Le seuil $W_{f_{soll}}^*$ varie également en fonction du degré de triaxialité selon la même fonction F :

$$W_{f_{soll}}^* = F(dT(C_i)_{soll}, \beta) \cdot W_{f_{tors}} = W_{f_{uniax}}^*(C_i) \frac{F(dT(C_i)_{soll}, \beta)}{F(dT_{uniax}, \beta)} \quad (1.51)$$

Le volume d'influence V^* est ainsi défini autour de chaque point critique C_i quel que soit l'état des contraintes. En supposant que l'ensemble des points du volume d'influence joue un rôle significatif dans l'amorçage d'une fissure de fatigue au point critique C_i , la moyenne volumique du travail endommageant fourni dans le volume d'influence s'écrit :

$$\bar{w}_f(C_i) = \frac{1}{V^*(C_i)} \int_{V^*(C_i)} [W_f(M) - W_f^*(C_i)] dv \quad (1.52)$$

Ainsi, le critère proposé par [Banvillet 2001] se résume à la relation suivante :

$$\bar{w}_f(C_i) < \bar{w}_f^D(C_i) \quad (1.53)$$

où $\bar{w}_f^D(C_i)$ est la valeur limite admissible de $\bar{w}_f(C_i)$ à la limite de fatigue. Cette valeur est calculée quel que soit le chargement grâce à :

$$\bar{w}_f^D(C_i) = \frac{F(dT(C_i)_{solu,\beta})}{F(dT_{uniax,\beta})} \bar{w}_f^{D_{uniax}} \quad (1.54)$$

1.1.3 Critères basés sur un couplage plasticité-endommagement

Lors de ces dernières années, une nouvelle classe de critères couplant mésoplasticité et endommagement a émergé. [Lemaitre Sermage Desmorat 1999] ont par exemple fait évoluer l'approche introduite par [Lemaitre et Chaboche 1985] basée sur la thermodynamique des processus irréversibles et de la mécanique des milieux continus. [Flacelière et al 2004] ont également proposé un modèle basé sur un couplage plasticité-endommagement et ont tenté de rendre compte des phénomènes d'endommagement observés expérimentalement sur un acier C35. Dans le cadre de ce travail, nous allons plutôt nous intéresser à une approche plus récente et proposée par [Monchiet et al 2006].

1.1.3.1 Critère de Monchiet et al

Afin de rendre compte du couplage plasticité-endommagement en FGNC, [Monchiet et al 2006] utilise une approche micromécanique en s'appuyant sur les travaux de [Gurson 1977]. L'endommagement est représenté par une grandeur f liée au développement de porosité dans les bandes de glissement à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue. Une surface de charge, du type de celle définie par Gurson, est utilisée :

$$\frac{\Sigma_{equ}^2}{\Sigma_o^2} + 2f \cosh\left(\frac{3}{2} \frac{\Sigma_h}{\Sigma_o}\right) - 1 - f^2 = 0 \quad (1.55)$$

où Σ_{equ} est la contrainte équivalente, Σ_h la contrainte hydrostatique et Σ_o la limite d'élasticité de la matrice.

Les auteurs prennent en compte deux mécanismes d'endommagement :

- Le premier est lié à la création de lacunes par annihilation de dislocations. Ce mécanisme est à l'origine de l'accumulation de défauts ponctuels de type lacunaire ou interstitiel le long des bandes de glissement persistantes (B.G.P). Le modèle phénoménologique proposé par [Essmann et al 1979] permet d'accéder à la porosité f_a :

$$f_a = \left\{ A_o \left\{ k_a \gamma_{cum} - 1 + \exp(-k_a \gamma_{cum}) \right\} \right\} \quad (1.56)$$

- Le deuxième mécanisme est lié à la croissance de microcavités. A l'aide d'une hypothèse d'incompressibilité, f_g est définie par :

$$f_g = \left\{ 1 - \exp(3\varepsilon_h^p) \right\} \quad (1.57)$$

Il est important de noter que le premier mécanisme fait intervenir le glissement plastique accumulé γ_{cum} , lié aux effets d'amplitude. Le deuxième mécanisme dépend de la déformation plastique hydrostatique ε_h^p , et permet la prise en compte des effets de moyenne.

Le critère de fatigue est établi à partir de l'hypothèse suivante: « une condition suffisante de nucléation d'une fissure de fatigue est obtenue si la porosité atteint une valeur critique f_c ».

$$f(\gamma_{cum}, \varepsilon_h^p) = f_a + f_g \leq f_c \quad (1.58)$$

En notant γ_c , la valeur critique du glissement plastique cumulé pour lequel le critère de fatigue est atteint quand $\varepsilon_h^p = 0$, il vient :

$$f_c = \left\{ A_o \left\{ k_a \gamma_c - 1 + \exp(-k_a \gamma_c) \right\} \right\} \quad (1.59)$$

L'utilisation de (1.59) et de (1.58) conduit, pour les cas limites $k_a \gg 1$ (1.60), $k_a \ll 1$ (1.61), en notant ε_c (la déformation plastique critique, égal à $f_c/3$ dans le cas où $\gamma_{cum} = 0$), à :

$$\frac{\gamma_{cum}}{\gamma_c} + \frac{\varepsilon_h^p}{\varepsilon_c} = 1 \quad (1.60)$$

$$\left(\frac{\gamma_{cum}}{\gamma_c} \right)^2 + \frac{\varepsilon_h^p}{\varepsilon_c} = 1 \quad (1.61)$$

L'effet de la contrainte moyenne est pris en compte grâce au terme de déformation hydrostatique. Puisque γ_{cum} et ε_h^p sont définis à l'échelle du grain, l'expression macroscopique du critère nécessite de relier ces grandeurs aux grandeurs macroscopiques du chargement. Une extension de la fonction de charge à un écrouissage mixte adapté à la fatigue est proposée. Cette extension est présentée dans le chapitre V.

La suite de la démarche consiste à rechercher les conditions d'adaptation élastique et à appliquer un passage micro-macro. Les résultats numériques obtenus permettent d'établir les relations suivantes entre les paramètres du chargement et les paramètres du critère local :

$$\left(\frac{\tau_a}{\tau_d} \right)^2 + 2f_c \cosh \left\{ \frac{\sqrt{3}}{2} \frac{\Sigma_{h,a}}{\tau_h} \right\} - 1 - f_c^2 = 0 \quad (1.62)$$

$$\Sigma_{h,m} = - \left(\frac{4c}{f_c \ln(f_c)} (1 - f_c) + 3k^* \right) \varepsilon_h^p \quad (1.63)$$

Dans (1.62), τ_d et τ_h sont la partie déviatorique et hydrostatique du seuil d'écoulement plastique associé à un écrouissage de type isotrope.

Dans (1.63), c et k^* sont des paramètres liés respectivement à l'écrouissage cinématique et au schéma d'homogénéisation.

La mise en œuvre de ce critère nécessite l'identification de 12 paramètres :

- deux paramètres, γ_c et ε_c liés au critère local.
- deux paramètres, A_o et k_a , liés aux mécanismes de nucléation de fissures.
- trois paramètres liés à l'écrouissage, R_o et τ_o liés à l'écrouissage isotrope, c lié à l'écrouissage cinématique
- deux coefficients liés au schéma d'homogénéisation, μ et k .
- un coefficient d'anisotropie cubique du grain p_I
- un coefficient d'écrouissage latent h
- un coefficient de porosité critique f_c

L'ensemble de ces paramètres relève de l'échelle microscopique, ce qui pose un problème lors de leur identification. Les hypothèses prises pour l'identification, ainsi que la procédure utilisée, seront exposées dans le chapitre V.

Certains éléments de cette modélisation ont été repris par [Charkaluk et Constantinescu 2009, Charkaluk et al 2007] dans des approches dissipatives.

1.2 Prédiction des effets de moyenne et de biaxialité par différents critères d'endurance multiaxiaux

Suite à cette présentation succincte de certaines approches issues de différentes familles des critères, on va analyser, pour un alliage particulier (acier 34CrMo4), les prédictions obtenues. Le but recherché dans cette étude est, d'une part de mieux cerner les problématiques liées à ces modélisations pour certains types de sollicitations et d'autre part de cerner les tendances de l'ensemble de ces modèles, en particulier pour le cas de la biaxialité. L'objectif de cette partie n'est pas de confronter les résultats des critères avec des résultats expérimentaux, ceci fera l'objet des chapitres II et III. Dans un premier temps, le cas de la traction uniaxiale et de l'effet de la contrainte moyenne sera considéré. Puis des sollicitations de type traction/torsion en phase ainsi que des chargements de traction biaxiale, avec et sans effet de la moyenne, seront étudiés.

Afin de procéder à une comparaison la plus précise possible des prédictions des critères et modèles de fatigue présentés dans le paragraphe précédent, nous faisons le choix de ne considérer, dans un premier temps, que le cas d'un seul matériau métallique, un acier haute résistance 34CrMo4, dont les propriétés mécaniques sont présentés dans la table 1. A partir des données de référence [Baier 1970], en particulier en fatigue, de cet acier, il nous est possible de procéder à la simulation du comportement pour différents types de chargement.

Matériau : 34CrMo4				
t_{-1}	s_{-1}	s_0	R_m	R_e
284 MPa	382 MPa	600 MPa	902 MPa	706 MPa

Table 1 Caractéristiques mécaniques de l'acier 34CrMo4 [Baier 1970]

t_{-1} et s_{-1} , sont respectivement les limites de fatigue en torsion et traction uniaxiale du matériau sous rapport de charge $R=-1$. s_0 est la limite de fatigue en traction uniaxiale du matériau sous rapport de charge $R=0$. R_m et R_e sont respectivement la résistance à la rupture ainsi que la limite d'élasticité du matériau.

Certains des modèles de fatigue nécessitent, pour conduire une identification complète, la connaissance d'autres données. Le critère de Monchiet a été identifié à l'aide de la procédure d'identification proposée dans le chapitre V. Le cas où $ka \gg 1$ est choisi. Le critère de Liu et Zenner nécessite la limite de fatigue du matériau en torsion sous rapport de charge $R=0$. Nous utiliserons la relation suivante empirique proposée par les auteurs.

$$t_0 = \frac{4t_{-1}}{\frac{2s_{-1}}{s_0} + 1} \quad (1.64)$$

Pour les critères de Huyen et du Lamefip, nous avons opté pour des paramètres classiques proposés par les auteurs de ces modélisations. Pour le cas du critère d'Huyen, le paramètre m , représentatif de la dispersion, a été choisi égal à 20, ce qui est une valeur commune pour les aciers. Pour le critère du Lamefip, nous avons supposé un rapport de 0,9 entre la limite de fatigue en traction uniaxiale et flexion rotative. De plus, dans le cadre de ce modèle, capable de prendre en compte l'effet du gradient de contrainte avec la notion de volume d'influence, il sera supposé un champ de contrainte uniforme avec un volume critique égal au volume total de la pièce.

L'accent est d'abord mis sur la prise en compte des effets de moyenne sous sollicitation de traction uniaxiale. Puis des chargements multiaxiaux seront considérés, avec en particulier des sollicitations de type traction/torsion en phase ainsi que des chargements de traction biaxiale. Les prédictions des différents critères de fatigue seront également comparées aux résultats d'une large base de données aux chapitres II et III.

1.2.1 Effet de moyenne sous chargement uniaxial

Considérons d'abord le cas de la traction uniaxiale avec présence d'une contrainte moyenne. Une seule composante du tenseur des contraintes est alors non nulle. Si on suppose une évolution sinusoïdale de cette composante, la contrainte s'écrit :

$$\bar{\Sigma}(t) = \begin{bmatrix} \Sigma_{xx}(t) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad \text{avec } \Sigma_{xx}(t) = \Sigma_{xx,moy} + \Sigma_{xx,amp} \sin wt$$

Les prédictions de l'ensemble des modélisations proposées au cours de l'étude bibliographique sont représentées dans un diagramme de Haigh normalisé (Figure 1.9.). Les critères empiriques de Goodman et Gerber sont également tracés dans ce plan. Deux droites en pointillés intitulées « limite d'élasticité » et « limite à rupture » représentent les deux seuils relatifs à la contrainte maximale (somme de la contrainte moyenne et de l'amplitude de la contrainte) atteinte au cours d'un cycle de charge. Le diagramme de Haigh présenté est obtenu en normalisant l'amplitude de la contrainte par la limite de fatigue en traction purement alternée s_{-1} et la contrainte moyenne par la résistance mécanique R_m .

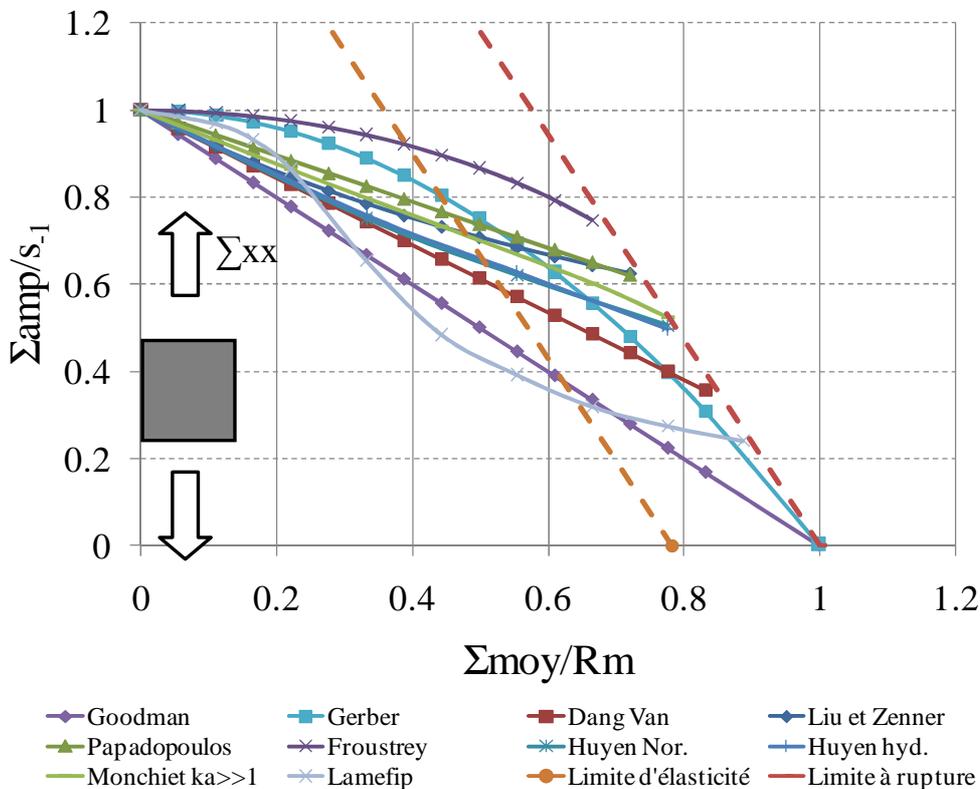


Figure 1.9. Diagramme de Haigh normalisé du 34CrMo4

Il est important de signaler que les critères présentés n'ont pas fait l'objet de développements spécifiques pour la prise en compte des niveaux de chargement au-delà de la limite d'élasticité du matériau. Seuls les deux critères empiriques (Goodman, Gerber) conduisent à une amplitude admissible nulle quand la contrainte maximale atteint la contrainte à rupture. Le trait le plus frappant de ce graphe est la très grande variété des prédictions pour ce seul acier haute résistance. La plupart des prédictions est néanmoins contenue dans une zone comprise entre la droite de Goodman et la parabole de Gerber même si au-delà du seuil d'écoulement plastique, certaines approches ne présentent d'autres seuils que la contrainte à rupture R_m . Le critère du Lamefip est celui qui adopte la forme la plus singulière avec un changement de courbure pour les plus grandes valeurs moyennes.

Il n'en reste pas moins que deux types de sensibilité à l'effet de la moyenne apparaissent :

- Le premier concerne une décroissance linéaire de la limite de fatigue avec la contrainte moyenne, à la manière du critère empirique de Goodman. En fonction du critère, la pente de la droite est néanmoins très différente.
- La Figure 1.10 rassemble les prédictions appartenant à cette catégorie. Un comportement très particulier apparaît pour les forts rapports Σ_{moy}/R_m , la limite de fatigue prédite est égale à la résistance à la rupture du matériau R_m . Pour le cas du critère de Monchiet, que nous verrons précisément plus tard dans le chapitre V, pour certains matériaux, un seuil égal à la limite d'élasticité τ_o peut apparaître (dépendant en partie de l'intensité de l'effet de la moyenne).
- La dépendance non linéaire à la moyenne issue de certains modèles conduit la plupart du temps à des courbes seuils convexes excepté pour le critère du Lamefip qui présente un changement de pente avec la moyenne (Figure 1.11). Pour ce type de critère, la sensibilité à la moyenne est peu importante pour les plus faibles valeurs puis très marquée quand on s'approche de la limite à rupture du matériau. La droite de prédiction de la tenue en fatigue du matériau tend vers une valeur seuil.

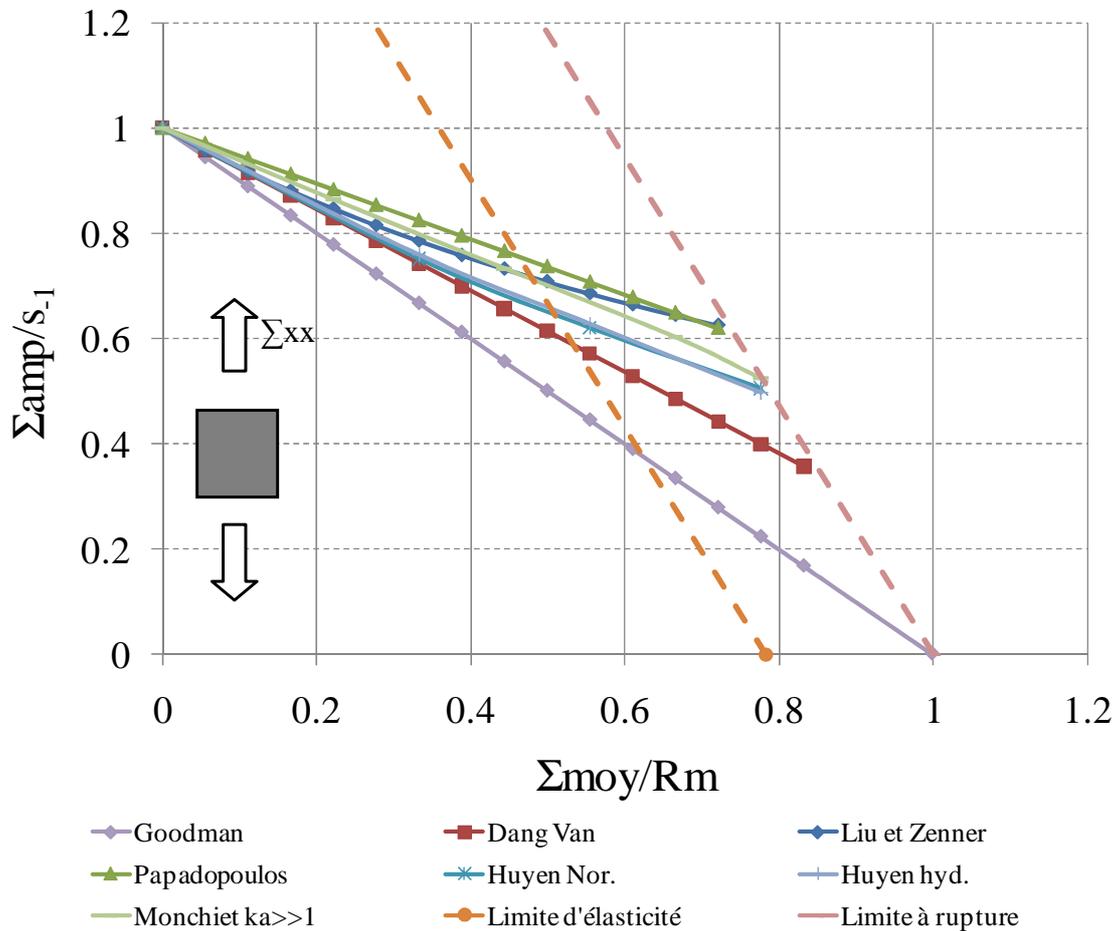


Figure 1.10. Diagramme de Haigh normalisé (critères à tendance linéaire)

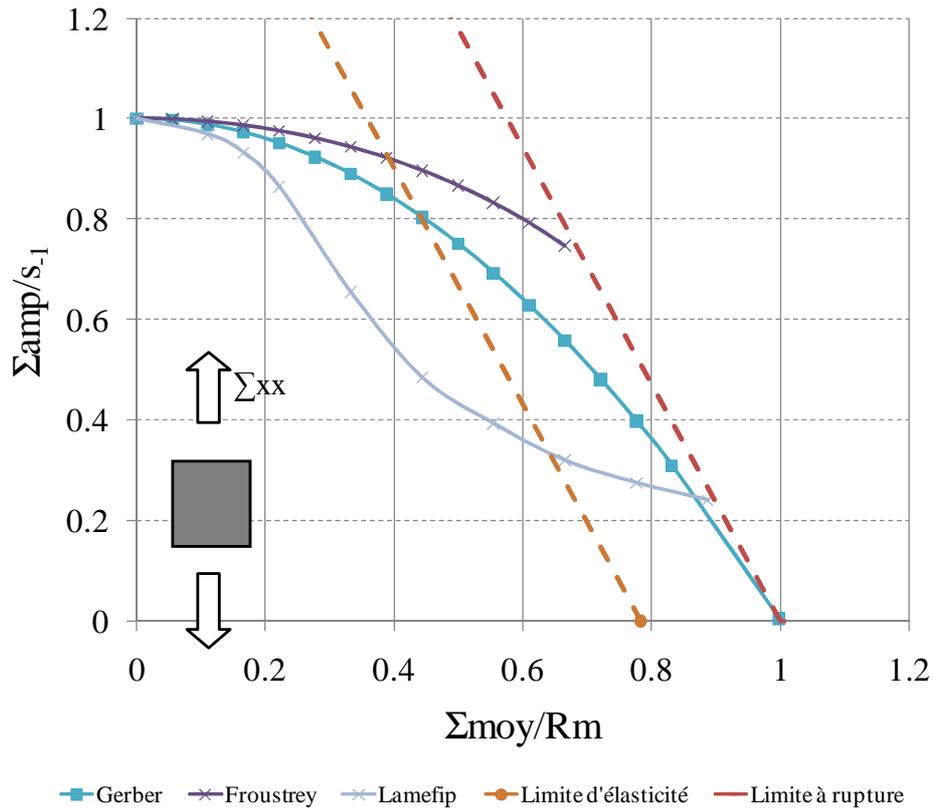


Figure 1.11. Diagramme de Haigh normalisé (critères à tendance non linéaire)

1.2.2 Effet de la biaxialité

Deux types de biaxialité vont faire l'objet d'une comparaison entre les prédictions des différents critères de fatigue.

Le premier concerne l'effet du rapport entre une composante de cisaillement Σ_{xy} et une composante de contrainte normale Σ_{xx} . Les essais multiaxiaux associés sont de type flexion-torsion ou traction-torsion et constituent la base de la majorité des données disponibles en fatigue multiaxiale. Le tenseur des contraintes s'écrit alors, si on considère des chargements sinusoïdaux synchrones en phase :

$$\bar{\Sigma}(t) = \begin{bmatrix} \Sigma_{xx}(t) & \Sigma_{xy}(t) & 0 \\ \Sigma_{xy}(t) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad \text{avec} \quad \begin{cases} \Sigma_{xx}(t) = \Sigma_{xx,a} \sin wt \\ \Sigma_{xy}(t) = \Sigma_{xy,a} \sin wt \end{cases}$$

Les prédictions rassemblées sur la Figure 1.12. montrent clairement un comportement très proche de l'ensemble des modèles. Il est important de signaler qu'il n'en serait pas de même si le trajet de chargement était différent, en particulier si un déphasage apparaissait entre les deux composantes [Huyen et al 2008]. Ce type de sollicitation ne semble donc pas constituer une base de désaccord entre des approches pourtant éloignées quant à leurs fondements.

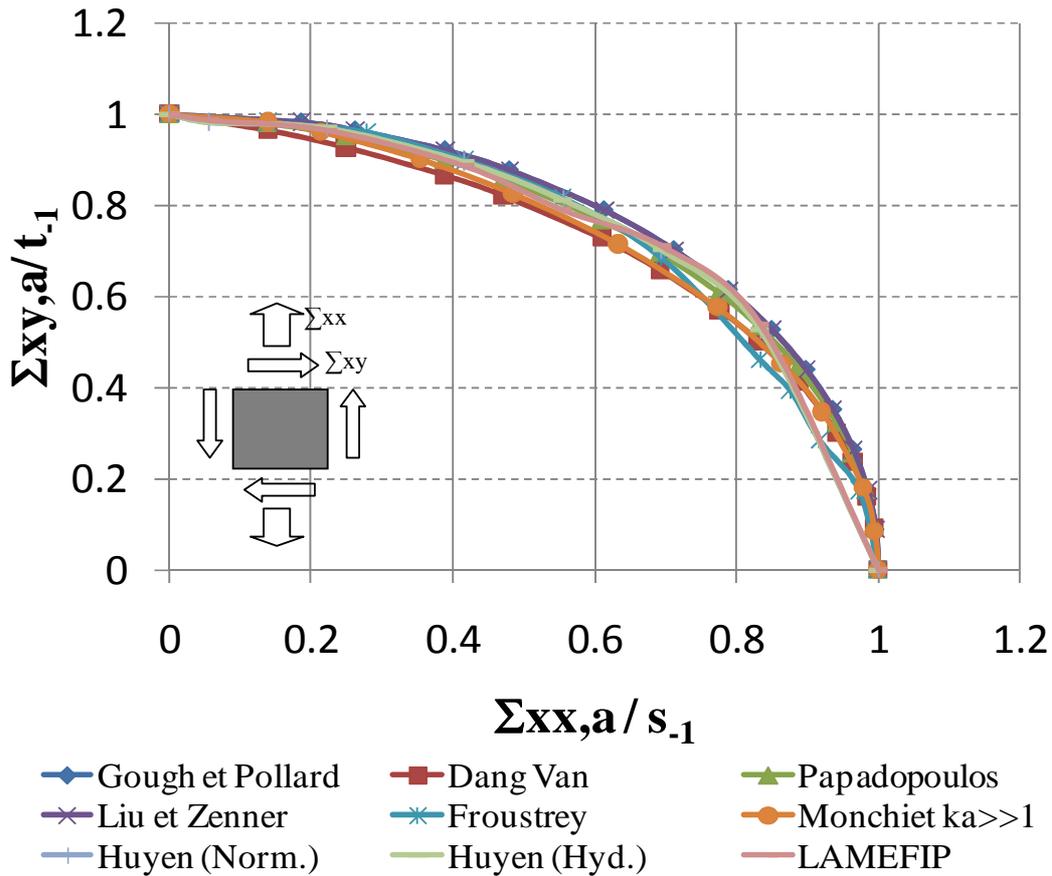


Figure 1.12. Effet de biaxialité en traction (flexion)- torsion combinées

Le deuxième type de chargement biaxial étudié est caractérisé par deux composantes normales. Il est possible de le qualifier à l'aide d'un rapport de biaxialité compris entre 0 à 1 (cas équi-biaxial). Quand le chargement est purement alterné, sinusoïdal, synchrone et en phase, le tenseur des contraintes prend la forme

$$\bar{\Sigma}(t) = \begin{bmatrix} \Sigma_{xx}(t) & 0 & 0 \\ 0 & \Sigma_{yy}(t) & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad \text{avec} \quad \begin{cases} \Sigma_{xx}(t) = \Sigma_{xx,a} \sin wt \\ \Sigma_{yy}(t) = k \Sigma_{xx}(t) \end{cases}$$

Les prédictions de la limite de fatigue sont représentées à l'aide de l'évolution de la composante $\Sigma_{xx,a}$ rapportée à la limite de fatigue en traction purement alternée s_{-1} en fonction du rapport de biaxialité k . La

Figure 1.13. montre plusieurs tendances :

- La quasi-totalité des modèles prévoit un effet néfaste de la biaxialité pour les forts rapports. Les prédictions sont très variées contrairement au cas des chargements de traction-torsion (ou flexion-torsion). Pour les critères de Dang Van, Monchiet et de Liu et Zenner, l'effet est quasiment linéaire.

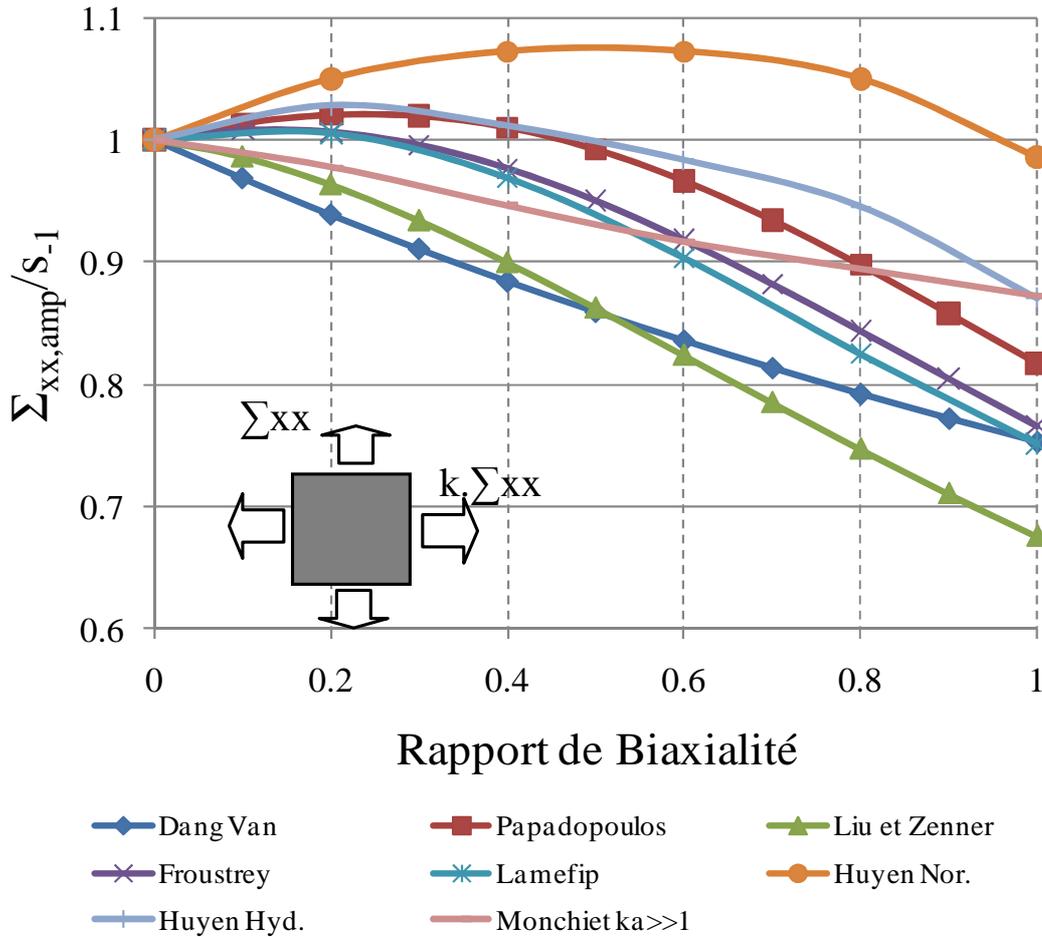


Figure 1.13. Effet de la biaxialité en traction biaxiale

- Pour certains critères, on observe une augmentation plus ou moins sensible de la limite de fatigue pour des rapports allant jusqu'à 0.3 ou 0.5, puis une diminution de cette dernière. Les critères de Froustrey, Lamefip, Huyen (avec utilisation de la contrainte hydrostatique) et Papadopoulos présentent ce type de comportement.
- Le critère de Huyen (avec utilisation de la contrainte normale par plan) est le seul à prévoir un effet bénéfique de la biaxialité pour l'ensemble des rapports. Cette augmentation est maximale pour un rapport de biaxialité de 0.5.

Contrairement au cas des chargements de traction-torsion (ou flexion-torsion), l'expression des critères, et par conséquent les choix de modélisation, impliquent des prédictions très diverses.

Nous venons de montrer que les effets de moyenne et de biaxialité en traction biaxiale conduisent à des variations importantes dans les valeurs de limite de fatigue prédites. Pour finir notre travail de comparaison, il est proposé d'aborder le cas de chargement de traction équi-biaxiale avec valeur moyenne. A nouveau le chargement est synchrone, en phase et proportionnel :

$$\bar{\Sigma}(t) = \begin{bmatrix} \Sigma_{xx}(t) & 0 & 0 \\ 0 & \Sigma_{yy}(t) & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad \text{avec} \quad \left\{ \begin{array}{l} \Sigma_{xx}(t) = \Sigma_{xx,m} + \Sigma_{xx,a} \sin wt \\ \Sigma_{yy}(t) = \Sigma_{xx}(t) \end{array} \right.$$

La Figure 1.14. représente un diagramme de type Haigh pour le cas de la sollicitation équi-biaxiale. Il apparaît que :

- L'ensemble des critères prévoit un effet de la contrainte moyenne pour ces chargements de traction biaxiale. Lorsque la valeur moyenne est nulle pour les deux composantes, les

écarts sont ceux observés pour un rapport de biaxialité de 1 sur la Figure 1.13. Il existe donc déjà à moyenne nulle une dispersion importante sur les prédictions.

- Avec l'augmentation des moyennes, cette dispersion ne fait que croître. Les écarts obtenus deviennent alors tellement importants qu'il est impossible d'identifier des tendances. Il faut souligner que seule l'approche d'Huyen prévoit une non influence du taux de biaxialité à moyenne nulle.

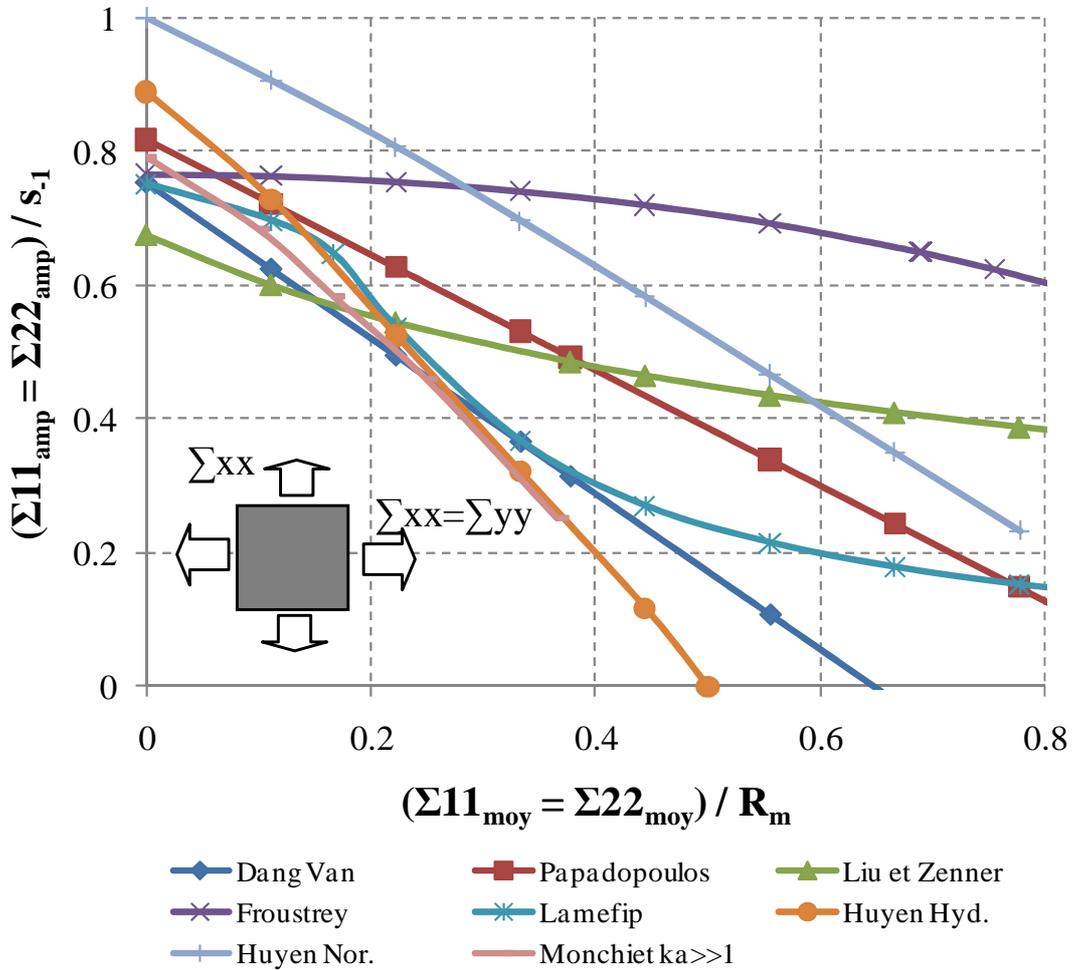


Figure 1.14. « Diagramme de Haigh normalisé » pour le cas de chargement de traction équibiaxiale

1.3 Analyse et Discussion

Ce premier travail de comparaison entre modèles de fatigue de la littérature avait pour seul objectif de cerner les types de chargement qui sont encore sujet à controverse quant à leurs effets. Certes, nous n'avons pas encore utilisé de données en fatigue pour les comparer aux prédictions obtenues mais les résultats des simulations pour un seul matériau sont déjà riches d'enseignement quant à la variété des comportements obtenus.

- Effet de la contrainte moyenne

Alors qu'il est largement admis que l'amorçage des microfissures de fatigue dans les matériaux métalliques provient de mécanismes de microplasticité à l'échelle des grains, l'effet de la moyenne sur les conditions d'amorçage est moins clairement établi. Il est parfois expliqué par l'influence bénéfique d'une contrainte d'ouverture sur la propagation cristallographique des fissures courtes et par une plus grande facilité au franchissement des barrières microstructurales. La plupart des critères proposés fait apparaître l'effet de la moyenne de manière purement empirique [Dang Van 1973, Papadopoulos 1993, Liu et Zenner 1993, Huyen 2008] et parfois à travers un comportement linéaire. Cet effet de moyenne semble relever plus particulièrement de paramètres mécaniques relatifs à la contrainte normale, à travers la contrainte hydrostatique ou les contraintes normales agissant sur les plans matériels. La contrainte hydrostatique est liée au premier invariant du tenseur des contraintes et son calcul est très aisé. L'utilisation de la contrainte normale par plan est plus justifiée physiquement mais son calcul est parfois coûteux en temps notamment lors de l'utilisation des méthodes intégrales.

Dans certaines approches énergétiques proposées en FGNC, la moyenne et donc son effet apparaissent directement dans l'expression de la densité volumique du travail de déformation élastique.

Dans la catégorie des modèles basés sur un couplage plasticité/endommagement, [Monchiet et al 2006] a récemment proposé une approche originale à même de rendre compte du rôle de la contrainte moyenne. Cet effet apparaît à travers la prise en compte de l'endommagement qui naît dans les bandes de glissement à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue. Une fonction de charge inspirée des travaux de Gurson fait apparaître l'effet de la porosité dont l'évolution dépend à la fois du niveau moyen atteint et de l'amplitude du chargement appliqué. Le paramètre mécanique traduisant l'effet de moyenne est alors la contrainte hydrostatique.

Quel que soit le paramètre mécanique employé pour rendre compte des effets de moyenne, il apparaît que les prédictions sont très disparates pour l'acier haute résistance utilisé pour la comparaison. Tous les modèles prévoient un effet néfaste de la moyenne en sollicitation uniaxiale mais cet effet est plus ou moins accentué, notamment pour les plus fortes valeurs où les différences peuvent être très grandes.

Parmi toutes les approches présentées ci-dessus (et dans tous les modèles classiques, fréquemment utilisés et connus à ce jour), l'effet sur la limite de fatigue d'un pré-endommagement créé dès le premier quart de cycle n'est pas considéré. Nous montrerons pourtant au chapitre V et à travers la caractérisation des mécanismes d'endommagement sous forte valeur moyenne présentée au chapitre II qu'une limite de fatigue peut être atteinte malgré la présence d'un certain niveau d'endommagement dû à la première mise en charge.

Les travaux de caractérisation sous forte valeur moyenne concerneront principalement un alliage d'aluminium de fonderie dont les caractéristiques d'hétérogénéités microstructurales (présence de pores et de particules de silicium) affectent grandement la sensibilité à la moyenne.

- Effet de la biaxialité

La prise en compte de l'effet de biaxialité en FGNC est plus ou moins aisée suivant le type de chargement considéré.

Au travers des prédictions des modèles de fatigue choisis, il est clair que les états contraints de type traction-torsion font apparaître une quasi-unanimité quant aux types de prédictions obtenues. Tous les modèles conduisent aux mêmes conclusions dans le cas de trajets radiaux. Toujours pour des chargements proportionnels, mais dans le cas de la traction biaxiale, les résultats sont très différents. La biaxialité, d'après les modèles utilisés, n'est pas toujours néfaste à la tenue en fatigue. Certains modèles [Huyen] prévoient même un effet bénéfique, et ceci quel que soit le rapport de biaxialité, alors que d'autres conduisent à des effets systématiquement néfastes.

Quand un chargement de traction équibiaxiale n'est plus purement alterné, les effets de moyenne se superposent aux effets de biaxialité pour conduire à des prédictions encore plus éloignées les unes des autres.

Cette étude bibliographique nous permet donc de conclure à la nécessité d'une meilleure compréhension des effets de moyenne et de biaxialité en traction biaxiale. Les chapitres II et III ont précisément pour objet d'aborder la problématique des effets de moyenne et de biaxialité à travers une campagne expérimentale importante conduite principalement sur un alliage d'aluminium de fonderie.

Chapitre 2

Comportement et mécanismes d'amorçage en fatigue uniaxiale sous forte valeur moyenne

2.1 Matériaux et conditions expérimentales

Les différentes campagnes expérimentales conduites dans ces travaux concernent principalement un alliage d'aluminium de fonderie utilisé en particulier dans les culasses automobiles. Afin de comprendre les effets de moyenne (et plus tard les effets de biaxialité) sur une large gamme de matériau, un alliage d'aluminium 2024 à comportement de type ductile fait également l'objet de nombreux essais à forte valeur moyenne. Les données obtenues serviront en particulier aux analyses conduites dans le chapitre 3 concernant l'effet de la biaxialité.

2.2 Fabrication et microstructure

2.2.1 AlSi7Cu05Mg03

Le matériau principal de l'étude est un alliage d'aluminium de fonderie AlSi7Cu05Mg03 utilisé dans les culasses des moteurs diesel de la société PSA (Figure 2.15).



Figure 2.15. Culasse moteur diesel de la société PSA

La culasse est une pièce de géométrie complexe munie d'un nombre élevé de conduits et de chambres d'eau (Figure 2.15). Le plus gros problème que nous avons rencontré pour la caractérisation mécanique de ce matériau est l'obtention d'un volume de matière suffisamment grand pour extraire des éprouvettes.

Dans une étude préalable menée par [Bellett et al 2005], les prélèvements ont été conduits dans la seule zone présentant un volume suffisamment grand, à savoir le côté de la culasse (Figure 2.16). Il était impossible de réaliser cette opération sur la face flamme (Figure 2.15). Quelques résultats d'essais de fatigue sous sollicitation de traction obtenus avec des éprouvettes issues de cette zone latérale sont présentés sur la Figure 2.17.

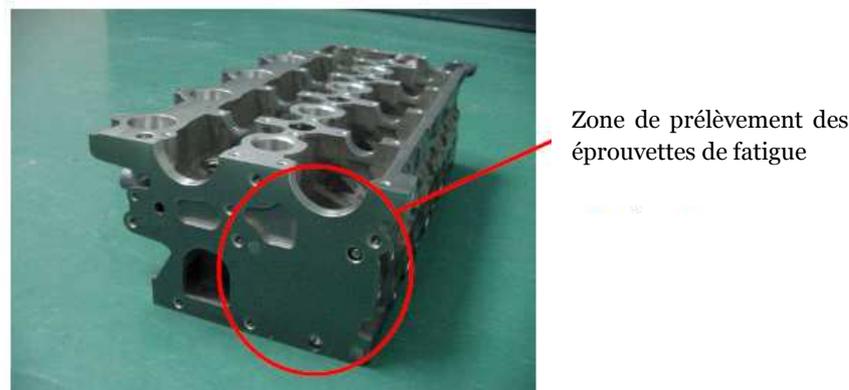


Figure 2.16. Localisation de l'extraction des éprouvettes dans le cas de l'étude réalisée par [Bellett et al 2005]

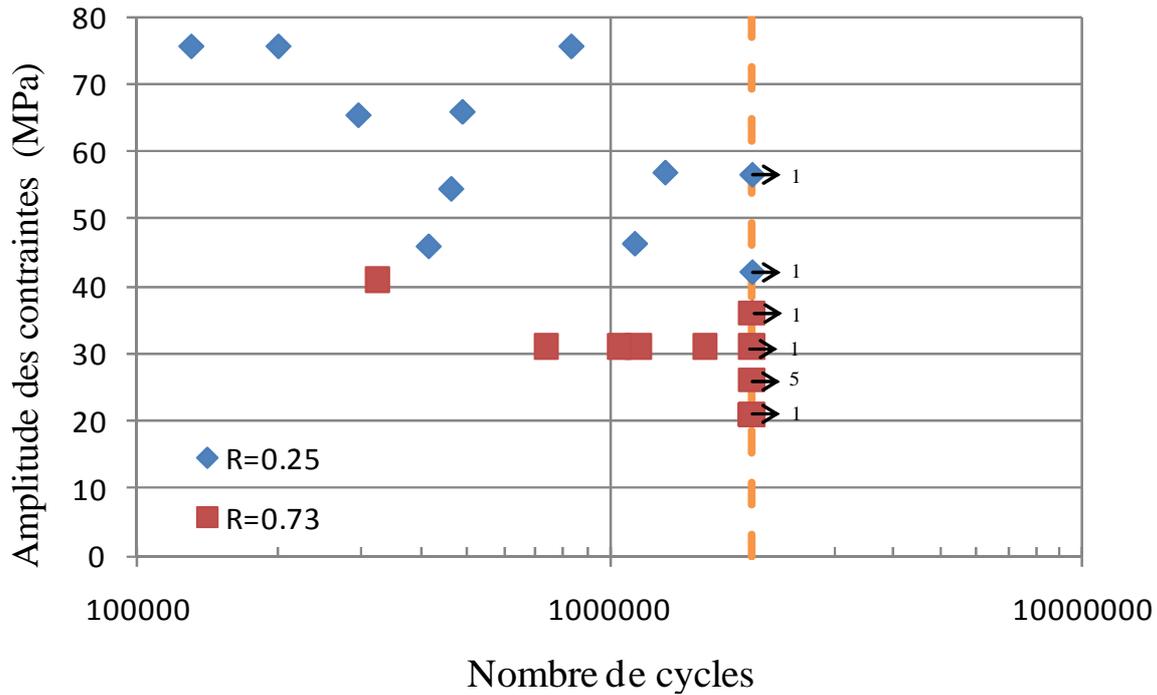


Figure 2.17. Courbe S-N de l'AISI7Cu05Mg03 (résultats obtenus par [Bellett et al 2005])

Afin d'augmenter le volume disponible de matière, en particulier pour pouvoir conduire les essais de flexion sur les disques (voir chapitre III), il nous a fallu procéder à une modification géométrique de la culasse. La réalisation d'éprouvettes à partir d'un moule spécifique n'aurait pas garanti avec certitude l'obtention des mêmes caractéristiques microstructurales et des mêmes propriétés mécaniques que celles résultantes des conditions réelles de fabrication des culasses. Il a donc été décidé, avec les ingénieurs de PSA et notamment ceux de la fonderie de Charleville-Mézières, de procéder à une légère modification de la culasse au niveau des conduits d'admission et d'échappement sur la face flamme. Plus exactement, les noyaux de sable relatifs à ces conduits ont été amputés d'une partie de leurs extrémités. Après coulée, on a obtenu ainsi des culasses « bouchées » (Figure 2.18).

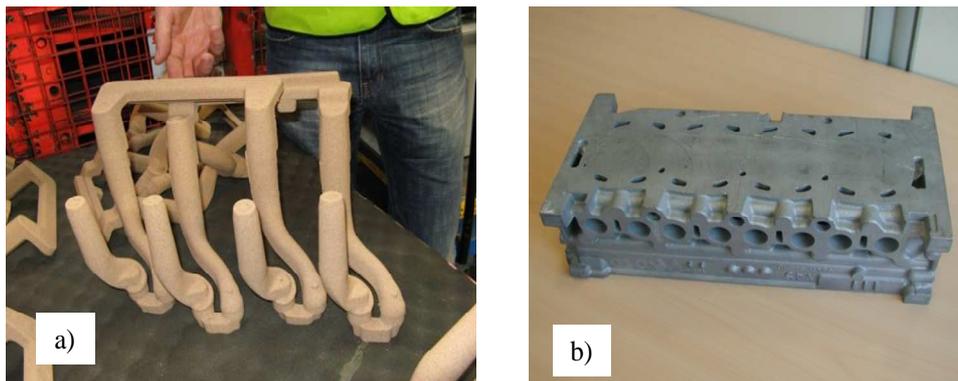


Figure 2.18. a) Noyaux modifiés de moulage de la culasse b) Culasse après bouchage

L'épaisseur maximale de matière obtenue après cette opération de modification est d'environ 8 mm. La Figure 2.19. présente le schéma d'extraction (avec les dimensions disponibles de matière) des éprouvettes pour l'ensemble des essais qui seront conduits sur cet alliage. Il est bien entendu légitime de s'interroger sur les implications d'une telle modification de la géométrie. En particulier, les propriétés du matériau (DAS, dureté et santé matière) restent-elles inchangées quand on passe de culasse réelle à la culasse bouchée ?

Pour répondre à cette question, la DAS (Dendrite Arm Spacing) a été mesurée dans différentes zones de la face flamme (Cf Annexe B). Elle est définie comme la distance entre les bras des

dendrites, plus pratiquement comme le rapport L/gM , où L est la longueur de la ligne tracée, M est l'échelle utilisée et g le nombre de bras de dendrites croisées. La valeur moyenne est obtenue à partir de 10 mesures réalisées sur 4 zones différentes présentées en Annexe B. La valeur moyenne obtenue est de $80 \mu\text{m}$ (+/- $10 \mu\text{m}$).

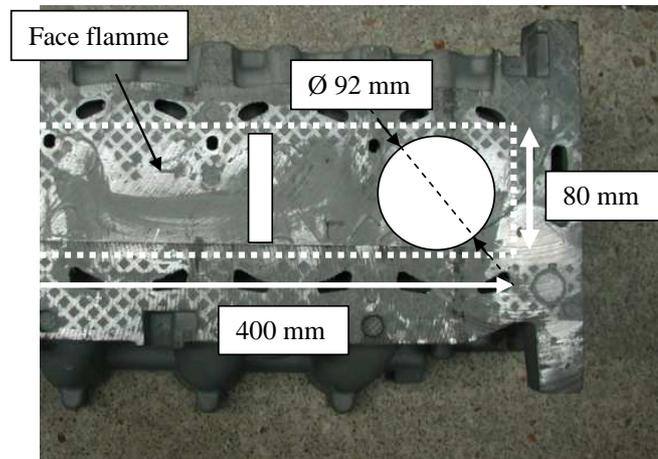


Figure 2.19. Schéma d'extraction des éprouvettes

- La dureté Brinell estimée à partir d'une moyenne de 20 mesures est égale à 104 HB (+/- 3 HB).
 - A l'aide d'un microscope optique, la taille des pores présents au sein de notre matériau a été mesurée à l'aide du logiciel Visilog. Sur 16 surfaces (d'environ $20 \times 15 \text{ mm}$) disposées aléatoirement sur la face flamme, la surface des pores obtenue (sur la surface) varie entre $6 \cdot 10^{-2}$ et $4 \cdot 10^{-4} \mu\text{m}^2$. Des mesures de tomographie présentées plus loin permettront d'obtenir les distributions de taille de ces pores de manière plus précise.

Les comparaisons entre la nouvelle culasse (« bouchée ») et la culasse réelle montrent, en différents points de la culasse sur la face flamme, très peu de variations des caractéristiques mesurées, DAS, dureté et tailles des retassures. Les résultats sont présentés en Annexe B.

Le matériau étudié est donc un alliage d'aluminium de fonderie hypo-eutectique. Sa composition chimique est donnée dans la Table 2.

	Fe	Si	Cu	Mg	Zn	Mn	Ni	Ti	Pb	Sn
Min (%)	-	6,50	0,40	0,28	-	-	-	0,08	-	-
Max (%)	0,20	7,50	0,60	0,35	0,10	0,10	0,05	0,20	0,05	0,05

Table 2 Composition chimique (% masse)

Les propriétés mécaniques des alliages Al-Si et notamment la résistance en fatigue peuvent être améliorées par un affinage des dendrites et une modification structurale de l'eutectique. Il est courant d'effectuer un traitement du métal fondu avant de le couler. Il s'en suit un dégazage à l'azote, dont le but est d'évacuer les gaz comme l'hydrogène dissous dans le métal liquide pour éviter les porosités microscopiques comme les soufflures. Un certain nombre de traitements au niveau du métal liquide est réalisé:

- *Un traitement d'affinage* : un grain fin conduit à l'amélioration de la qualité des pièces et de leurs propriétés d'utilisation. Pour obtenir un grain fin, on peut adopter un fort taux de refroidissement, ou appliquer un traitement d'affinage. Ce traitement consiste à apporter dans le métal liquide des germes de cristallisation favorisant une germination. Quelle que soit la teneur en silicium, les éléments les plus efficaces pour l'aluminium et ses alliages sont le titane et le bore. Un affinage empêche la surfusion au début de la germination de grains d'aluminium primaire. En effet, le titane et le bore retardent le début de la solidification. Pour quantifier l'affinage, on utilise l'espacement entre les bras des dendrites, ou DAS.

- *Un traitement de modification* : L'addition de certains éléments comme le calcium, le sodium, le strontium et l'antimoine au métal liquide empêche la croissance des cristaux de silicium dans l'eutectique, générant un eutectique fibreux ou lamellaire plus fin que la structure aciculaire initiale. Le calcium, le sodium et le strontium peuvent être utilisés conjointement sans qu'il y ait d'effets néfastes. Cependant la modification est temporaire et l'alliage doit être coulé plus ou moins vite après le traitement selon tel ou tel modificateur.
- *Un traitement de dégazage* : Avant même le traitement, l'alliage liquide contient de l'hydrogène dissout. Quand l'alliage se solidifie, cet hydrogène, beaucoup moins soluble dans le solide, est repoussé dans le liquide derrière le front de solidification. Quand sa concentration atteint sa limite de solubilité, il forme des bulles que l'on appelle des soufflures et qui, avec les micro-retassures et les criques à chaud, constituent la majeure partie des porosités. De plus, le traitement de modification, au sodium ou au strontium, a tendance à gazer le bain liquide. Le dégazage, quel que soit son mode d'action, a toujours pour but de produire des bulles de gaz neutre –azote dans notre cas, mais aussi argon – qui entraînent l'hydrogène et autres gaz. Plus les bulles sont petites et bien dispersées, plus le dégazage est efficace. Ce dernier traitement a pour unique but de réduire les porosités qui se forment lors de la solidification.

La microstructure finale obtenue (Figure 2.20.) est caractérisée par une phase α (aluminium), entourée d'une zone eutectique constituée de particules de silicium et de composés intermétalliques (de type $AlFeSi$). Les pièces subissent ensuite le traitement thermique T7, qui consiste en une mise à solution pendant 5 h à 540°C, trempe à l'eau à 70°C, puis revenu à 200°C pendant 5 h.

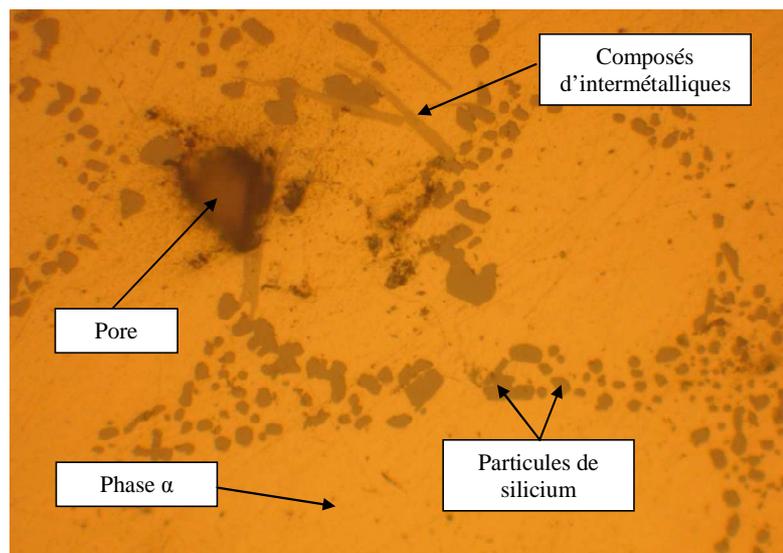


Figure 2.20. Microstructure caractéristique de l' $AlSi7Cu05Mg03$

Des essais de traction (éprouvettes prélevées sur la face flamme) ont été réalisés dans le but d'obtenir les propriétés mécaniques du matériau à température ambiante. Les essais ont été réalisés à vitesse de déplacement imposée de 0.05 m/s. La déformation a été mesurée à l'aide d'un extensomètre. Les courbes vraies obtenues sont tracées sur la Figure 2.21.

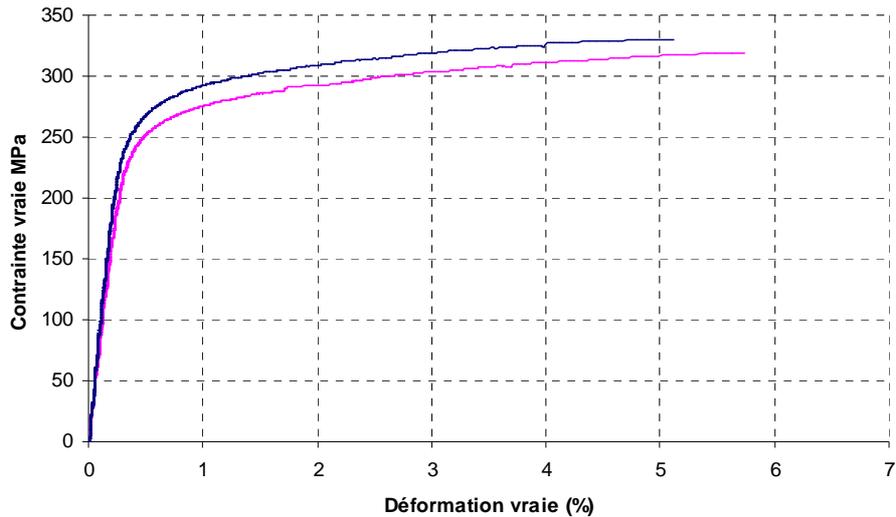


Figure 2.21. Courbe de traction monotone l'AlSi7Cu05Mg03

Les propriétés mécaniques obtenues sont les suivantes :

Module de Young E	Limite d'élasticité à 0.2% R_e	Résistance à la rupture, R_m	Allongement à rupture A %
72 000 MPa	250-260 MPa	318-330 MPa	5-5.7 %

Table 3 Propriétés mécaniques du matériau

2.2.1.1 Caractérisation des défauts de fonderie

Afin de caractériser la répartition de la taille des pores dans l'alliage d'aluminium de fonderie utilisé dans les culasses, des mesures en tomographie ont été conduites en collaboration avec le laboratoire MATEIS de l'INSA de Lyon, sur le tomographe *v/tome/x* s de la société Phoenix/x-ray. Un volume de $3,5 \times 4 \times 6,5 \text{ mm}^3$ a été scanné sur une éprouvette provenant de la face flamme de la culasse. La géométrie d'éprouvette utilisée pour les essais est présentée sur la Figure 2.22.

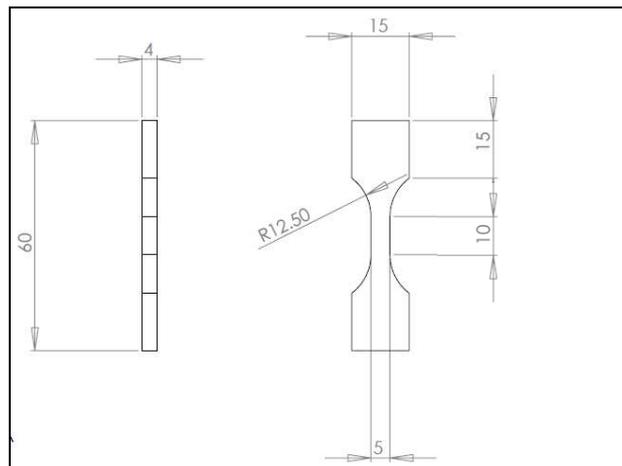


Figure 2.22. Géométrie d'éprouvette utilisée pour les essais de tomographie (AlSi7Cu05Mg03)

La taille du voxel choisie est de $5 \times 5 \times 5 \text{ }\mu\text{m}^3$. Après traitement des images obtenues en tomographie, il est possible d'accéder à la répartition de la taille des pores ainsi que leur sphéricité s. Ce dernier paramètre nécessite au préalable la détermination du volume V et de la surface S de chaque connexité par la méthode de facettisation (« marching cube »). Une fois ces variables connues, on définit la sphéricité par la formule suivante :

$$s = 6V \sqrt{\frac{\pi}{S^3}} \quad (2.65)$$

Ce paramètre empirique sera égal à 0 pour des pores tortueux et tendra vers 1 pour des pores sphériques [Babout 2005].

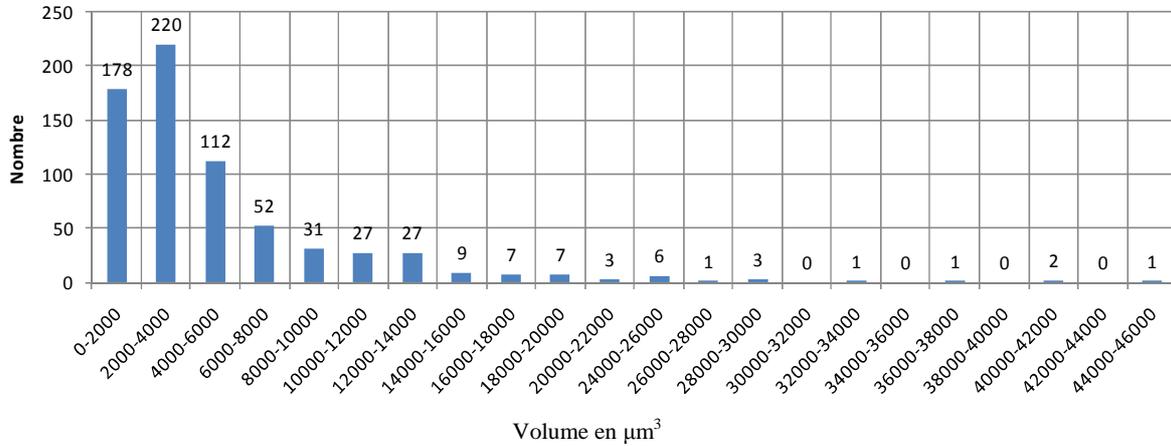


Figure 2.23. Distribution et nombre de pores présents au sein du volume scanné

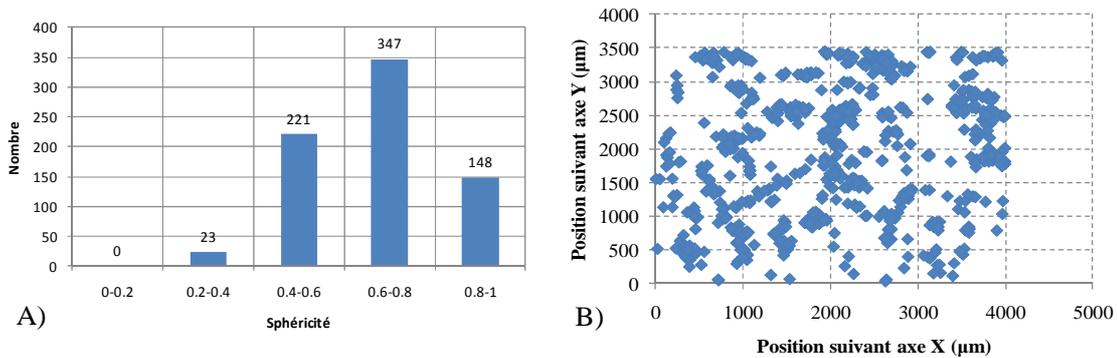


Figure 2.24. a) Distribution de la sphéricité des pores et b) Positionnement des pores suivant l'axe x et y (l'axe z représentant l'axe de la traction de l'éprouvette, les points ont tous été projetés suivant le plan xy)

La distribution obtenue sur la Figure 2.23 montre que peu de pores sont de volume important. En supposant que les pores sont de géométrie sphérique, le diamètre des pores atteint un maximum de 44 μm . Les géométries ne sont cependant pas aussi simples comme l'indique la répartition de la sphéricité représentée sur la Figure 2.24. Elle montre en particulier que 33 % des pores possèdent une sphéricité comprise entre 0.2 et 0.6.

La représentation projetée de la position des pores sur la Figure 2.24.b montre également qu'ils sont disposés de manière quasi homogène au sein du volume de matière considérée. On n'observe aucune localisation spatiale des défauts.

Le diagramme de la Figure 2.25 représentant la sphéricité en fonction du volume du pore montre que les pores de faible volume ont une sphéricité très aléatoire variant de 0 à 1 tandis que les pores de volume important ($> 20\ 000\ \mu\text{m}^3$) ont une sphéricité assez stable comprise entre 0.6 et 0.4. Ces mêmes pores de volume élevé sont positionnés pour certains près des bords de l'éprouvette et sont donc susceptibles d'être à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue. Ces pores de plus grande taille ne sont pas situés dans des zones particulières.

[Buffière et al 2001] a conduit une étude similaire sur un alliage de fonderie. Les résultats obtenus sur notre éprouvette sont en accord avec les conclusions de ces auteurs. Le matériau utilisé par [Buffière et al 2001], A356, est proche de notre nuance mais différents niveaux de porosité sont imposés par adjonction d'un mélange gazeux H_2/Ar dans le métal liquide à 820°C. Les alliages notés A, B et C sont coulés avec respectivement des mélanges à 2%, 7% et 10% de H_2 dans Ar, conduisant à des tailles et formes de pores différentes.

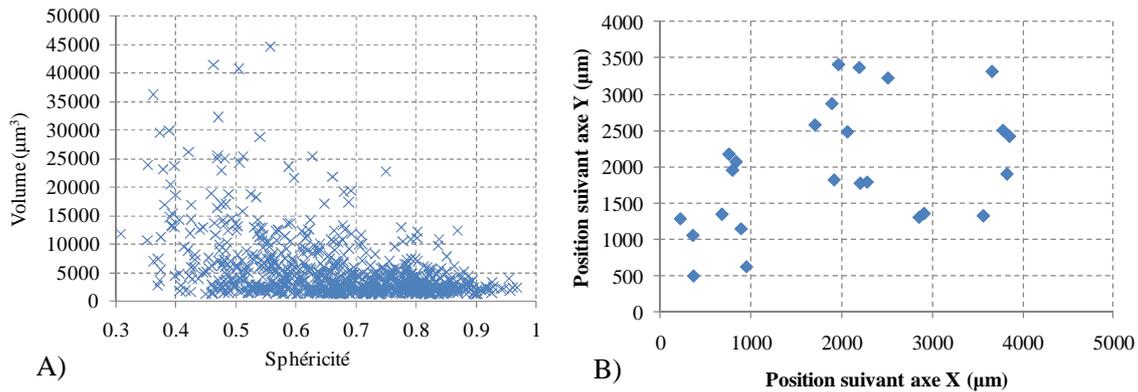


Figure 2.25. a) Sphéricité des pores en fonction du volume et b) Positionnement des pores de volume élevé (> 20 000 μm^3) suivant le plan x-y.

Après solidification en moule, le matériau est mis en solution 10h à 540°C, trempé et revenu 6h à 160°C (ce qui correspond à un traitement thermique T6). La valeur moyenne de DAS du matériau étudié est de 30 μm . Deux paramètres géométriques, la taille équivalente λ (diamètre de la sphère ayant le même volume étudié) et la sphéricité sont définies. Deux populations de défaut apparaissent sur la Figure 2.26. La première qui représente la grande majorité de pores est caractérisée par une taille équivalente $\lambda < 50\mu\text{m}$ et une faible corrélation entre taille et sphéricité. La répartition est équivalente entre les 3 alliages. Ces pores ont pour origine le micro-retrait lors de la solidification. La deuxième catégorie correspond à des pores de plus grande taille ayant une forte corrélation avec la sphéricité. Leur fraction volumique augmente avec la teneur en hydrogène introduite dans le métal. Ils correspondent aux pores artificiels qui apparaissent en cours de solidification. Ils possèdent une forme très tortueuse.

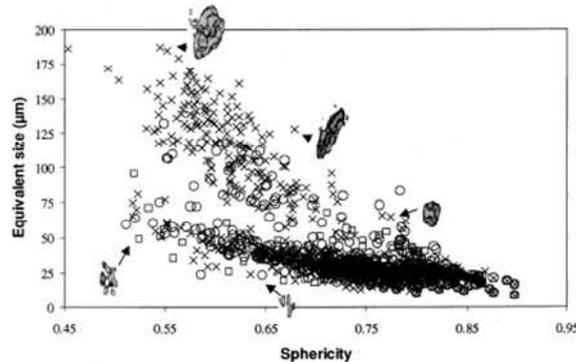


Figure 2.26. Classification des pores pour les 3 alliages étudiés (\square alloy A; \circ , alloy B; \times , alloy C) et schéma du pore correspondant [Buffière et al 2001]

L'origine de la présence de ces porosités est double [Charbonnier 1991]:

- Le premier phénomène entraînant la création de microporosités est le phénomène de solidification due à la différence de refroidissement en divers endroits de la pièce. Le nom attribué à ce type de porosité est généralement porosité due au micro-retrait (« micro-shrinkage pores »).
- Le deuxième type de porosité provient du traitement de dégazage, qui tend à créer de nouveaux pores ainsi que des films d'oxyde. Cette deuxième catégorie de pores est appelée dans la littérature pores artificiels (« artificial gas pores »).

Les résultats de la tomographie présentés, ainsi que ceux obtenus par [Buffière et al 2001] sur un A356 montrent ces deux familles caractérisées par des sphéricités différentes.

2.2.2 Aluminium 2024-O

Le second matériau utilisé dans cette étude est également un alliage d'aluminium mais il s'agit d'une nuance corroyée. Les alliages de la série 2000, à durcissement structural, forment une gamme importante d'alliages se caractérisant par :

- une résistance mécanique moyenne à l'état trempé mûri mais relativement élevée à l'état trempé revenu.
- une bonne tenue à chaud.
- une aptitude au soudage généralement mauvaise selon les procédés traditionnels.
- une résistance à la corrosion relativement faible en atmosphère corrosive.

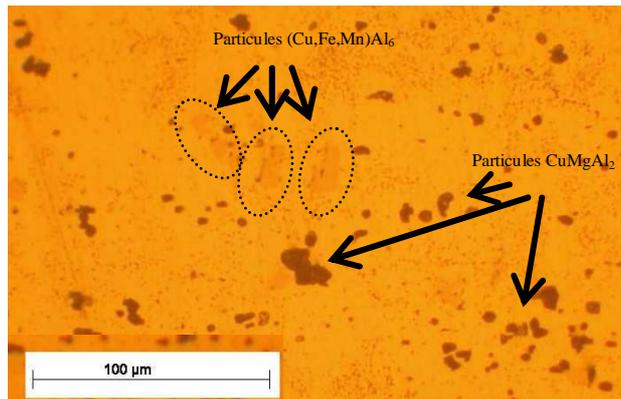


Figure 2.27. Microstructure du 2024-O à l'état recuit

L'alliage 2024-O a supplanté l'alliage 2017-A dans les applications aéronautiques. Suivant son état, T3, T4, T6 ou T8, il peut présenter différents niveaux de caractéristiques mécaniques. Dans cette étude, il est utilisé à l'état recuit et a été fourni sous forme de tôles de 5 mm d'épaisseur. Nous cherchons à utiliser une nuance la plus ductile possible, et sans défaut, afin de pouvoir comparer son comportement en fatigue à celui de l'alliage de fonderie au caractère monotone plus fragile. Sa microstructure, présentée sur la Figure 2.27., consiste en une solution solide, riche en aluminium, dans laquelle on retrouve principalement deux types de précipités : un premier type de précipités, apparaissant très clair, de taille relativement importante, de composition $(\text{Cu,Fe,Mn})\text{Al}_6$ et une deuxième catégorie, de taille un peu plus variable, apparaissant en noirs, de type CuMgAl_2 .

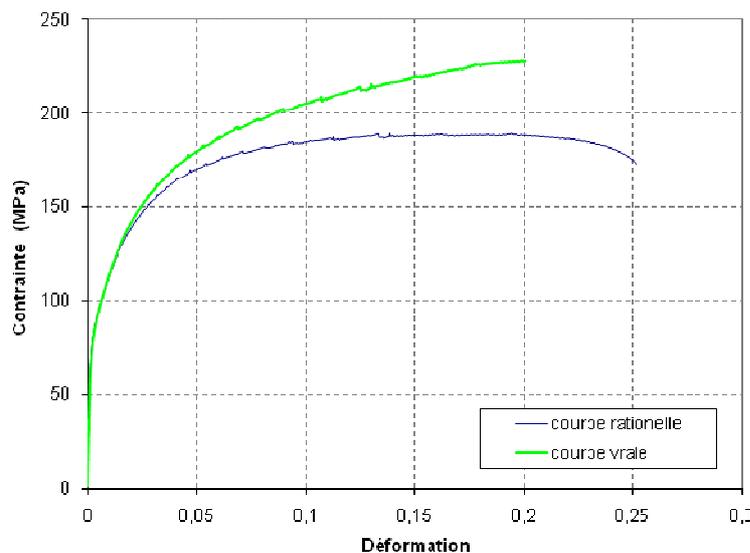


Figure 2.28. Courbe de traction monotone du 2024-O (courbe rationnelle et courbe vraie)

A partir du comportement monotone (Figure 2.28), les propriétés mécaniques ont été définies dans la Table 4 .

Limite d'élasticité à 0.2% R_e	Limite à rupture, R_m	Allongement à rupture , A %
82 MPa	218 MPa	23 %

Table 4 Propriétés mécaniques du matériau (2024-O)

Les éprouvettes extraites des tôles ont toutes été prélevées selon le sens travers perpendiculairement à la direction de laminage (Figure 2.29).

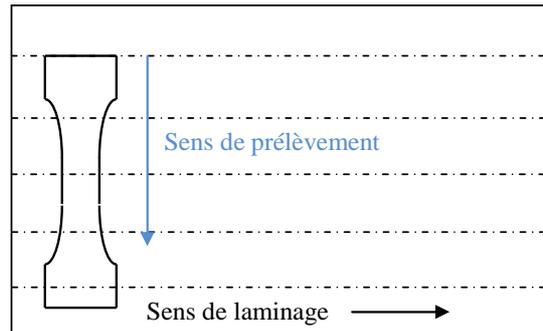


Figure 2.29. Sens de prélèvement des éprouvettes (2024-O)

2.2.3 Conditions expérimentales des essais de fatigue

2.2.3.1 Conditions de chargement

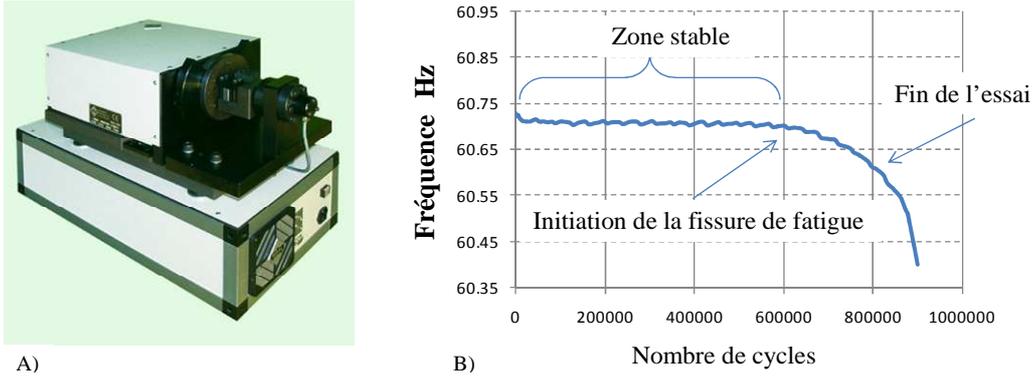
Pour l'alliage d'aluminium de fonderie, plusieurs modes de chargement ont été utilisés. Une première série d'essais a été conduite sous chargement de flexion plane afin d'identifier l'effet de la contrainte moyenne. Cinq rapports de charge différents ont été appliqués :

- $R = -1$ (Contrainte moyenne nulle, $\Sigma_m = 0 \text{ MPa}$)
- $R = 0.1$
- $R = 0.62$ (Contrainte max légèrement inférieure à la limite d'élasticité, $\Sigma_{max} \approx R_e$)
- $R = 0.88$ (Contrainte moyenne égale à la limite d'élasticité, $\Sigma_m = R_e$)
- $R = 0.92$ (Contrainte max légèrement inférieure à la limite à rupture, $\Sigma_{max} \approx R_m$).

Concernant le rapport de charge $R=-1$ et $R=0.1$, l'escalier est conduit avec un rapport de charge fixe. Pour les rapports de charge $R=0.62$ et $R=0.95$, l'escalier est mené en fixant la contrainte maximum du cycle, et en faisant varier la contrainte minimum. Pour le rapport de charge $R=0.88$, l'essai est réalisé avec une contrainte moyenne fixe, égale à la limite d'élasticité, et en faisant varier l'amplitude de contrainte admissible.

Des essais complémentaires de torsion purement alternée ($R=-1$) ainsi que des essais de compression-compression (à contrainte max. imposé $\Sigma_{max} = 0$) ont également été réalisés. Pour finir, des essais de flexion plane ont été conduits afin de quantifier les effets de peau de fonderie.

L'ensemble des essais, excepté celui sous sollicitation de compression, a été réalisé sur une machine de type *Rumul Cracktronic*, machine électromagnétique à résonance (Figure 2.30.a). La fréquence des essais est d'environ 80 Hz. Elle dépend bien sûr de la raideur de l'éprouvette.



Le critère d'arrêt d'un essai peut parfois s'avérer problématique. Celui-ci se doit d'être identique pour tous les essais afin d'assurer une cohérence des résultats obtenus. Dans le cas des essais uniaxiaux réalisés sur ce type de machine, il est possible d'utiliser le changement de fréquence comme critère d'arrêt. En effet, lors d'un essai, après une phase de stabilisation où l'on retrouve la fréquence de résonance, s'ensuit une phase de chute de la fréquence due à l'amorçage d'une fissure (Figure 2.30.b). Le critère d'arrêt choisi est ainsi défini par une chute de la fréquence de 0.1 Hz, synonyme d'une taille de fissure d'environ 3 mm.

Pour l'alliage d'aluminium 2024-O, un seul mode de chargement a été réalisé, il s'agit de la traction uniaxiale. Comme pour l'alliage d'aluminium de fonderie, la série d'essais entreprise a pour but de caractériser l'effet de la moyenne. Trois rapports de charge différents ont été appliqués :

- R = -1 (Contrainte moyenne nulle, $\Sigma_m = 0 \text{ MPa}$)
- R = 0.03 (Contrainte moyenne fixée, $\Sigma_m = 74,25 \text{ MPa}$)
- R = 0.375 (Contrainte maximale égale à la limite à rupture, $\Sigma_{max} \approx R_m$).

Les essais avec les deux premiers rapports de charge avaient déjà été réalisés par [Bellett et al 2009]. Nous reprendrons les résultats obtenus par ces auteurs. Pour le rapport de charge R = -1 et R = 0.03, l'escalier a été réalisé avec une contrainte moyenne fixe. Pour le dernier rapport de charge, l'escalier a été réalisé avec une contrainte maximale fixe égale à la limite à rupture du matériau.

Pour les essais de compression sur l'alliage d'aluminium de fonderie et tous les essais de traction sur le 2024-O, une machine servo-hydraulique Instron 8802 a été utilisée. La fréquence de sollicitation est de 20 Hz et le critère d'arrêt est la rupture de la pièce excepté pour le cas de la compression-compression où la rupture est difficile à obtenir. Dans ce dernier cas, nous avons procédé à l'observation de la partie utile des éprouvettes au microscope optique en fin d'essai ($2 \cdot 10^6$ cycles) et ce pour toutes les éprouvettes. L'essai a été stoppé quand une fissure d'une taille de 3 mm (même critère d'arrêt que pour les essais en flexion plane) a été détectée.

Pour chaque rapport de charge, la limite de fatigue à $2 \cdot 10^6$ cycles est évaluée à l'aide de la méthode de l'escalier avec au moins 10 éprouvettes. Pour l'alliage d'aluminium de fonderie et les sollicitations de flexion plane et de torsion (R=-1), 20 éprouvettes ont été utilisées. Tous les essais ont été conduits à température ambiante. Le pas choisi pour l'ensemble des escaliers est de 10 MPa.

2.2.3.2 Géométrie et préparation des éprouvettes

Pour le cas de l'alliage d'aluminium de fonderie, la géométrie des éprouvettes utilisées pour les sollicitations de flexion plane et de compression est celle définie sur la Figure 2.31.

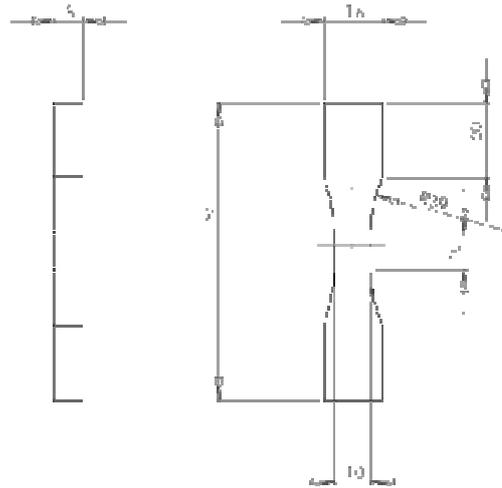


Figure 2.31. Géométrie d'éprouvettes utilisées pour les essais de fatigue sous chargement de flexion plane (AlSi7Cu05Mg03)

Pour le cas de la torsion alternée, la partie utile des éprouvettes est cylindrique (Figure 2.32).

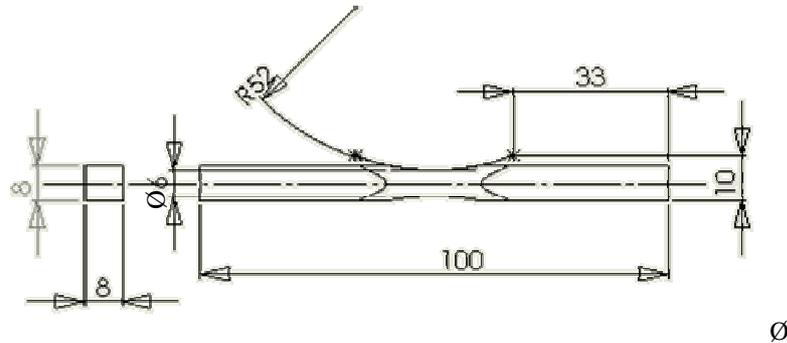


Figure 2.32. Géométrie d'éprouvettes utilisées pour les essais de fatigue sous chargement de torsion (AlSi7Cu05Mg03)

Pour les essais relatifs à l'étude de l'influence de la peau de fonderie, deux types de géométries d'éprouvettes sont utilisées. La réalisation de tests avec des éprouvettes présentant une peau de fonderie et extraites de la culasse est très difficile voire impossible. Les zones les plus intéressantes ne présentent pas une géométrie adéquate et un volume de matière suffisant. Pour néanmoins caractériser ces effets de peau, des éprouvettes de type « os de chien » ont été spécialement conçues au sein de la société PSA. Elles sont obtenues par coulée à partir d'un moule développé spécifiquement pour obtenir des caractéristiques microstructurales et de surface similaire à celles rencontrées dans la culasse réelle. Des essais de flexion plane conduits avec ces éprouvettes particulières à PSA seront présentés plus loin dans le texte. Afin de mieux comprendre les effets spécifiques de la peau de fonderie, des échantillons ont été extraits à partir des éprouvettes os de chien. Une géométrie particulière présentée sur la Figure 2.33. a été utilisée.

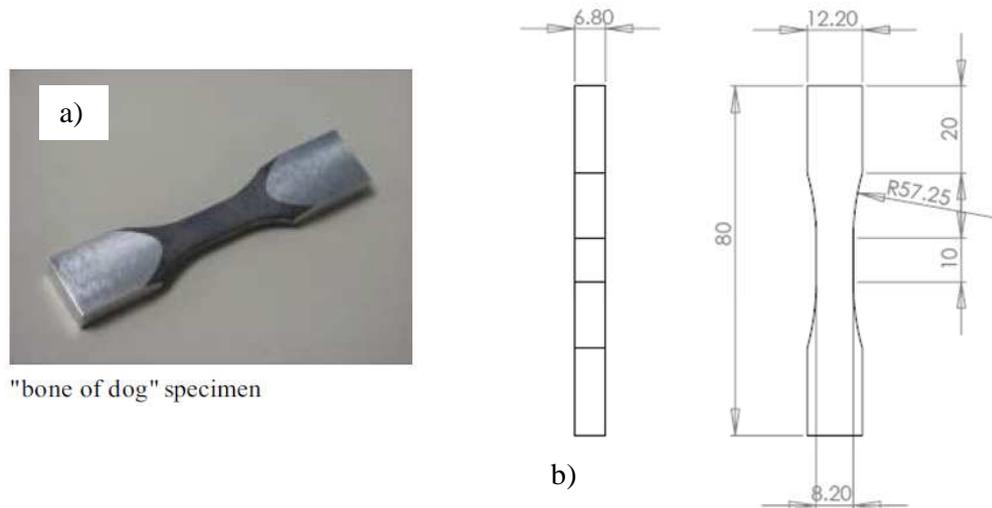


Figure 2.33. a) Eprouvettes os de chien b) Géométrie d'éprouvettes extraites des éprouvettes os de chien et utilisées pour caractériser l'influence de la peau de fonderie sous chargement de flexion plane (AlSi7Cu05Mg03)

Pour l'alliage 2024-O, la géométrie d'éprouvette utilisée pour la sollicitation de traction uniaxiale est différente de celle de l'alliage d'aluminium de fonderie, les éprouvettes étant extraites dans des tôles laminées (Figure 2.34.).

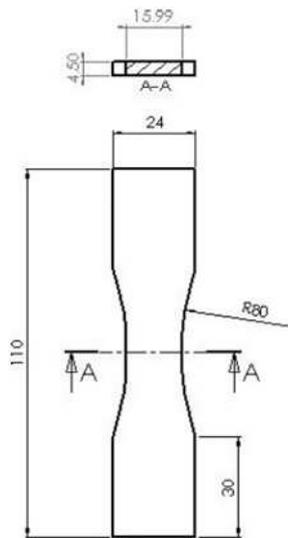


Figure 2.34. Géométrie d'éprouvettes utilisées pour les essais de fatigue sous chargement de traction (2024-O)

L'ensemble des éprouvettes pour les deux matériaux présentés a été poli manuellement au papier abrasif jusqu'à la granulométrie 2000, puis à la pâte diamantée jusqu'à 1 μm .

2.2.3.3 Instrumentation de l'essai et moyens d'observations

Pour le cas de l'alliage d'aluminium de fonderie, les éprouvettes sont sollicitées en flexion plane et le chargement est appliqué via un couple. Une relation liant le couple appliqué et la contrainte au niveau de l'éprouvette est nécessaire pour analyser les essais. Pour les trois rapports de charge les plus élevées (quand la limite d'élasticité est approchée ou dépassée), un modèle éléments finis avec comportement élasto-plastique a été mis en place dans le logiciel ABAQUS (Figure 2.35). Ce modèle reprend les conditions limites appliquées à l'éprouvette sur la machine de fatigue :

- Un arrêt en translation suivant l'axe Y modélisant les mors fixes de la machine.
- L'application d'un couple par l'intermédiaire de l'élément rigide modélisant les mors mobiles.

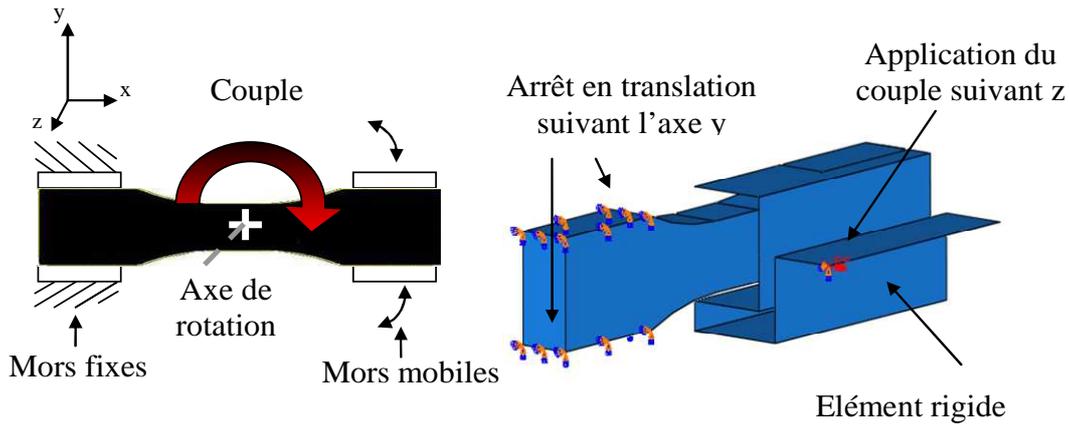


Figure 2.35. Montage de l'éprouvette et modèle numérique

Une loi de comportement élasto-plastique est utilisée. Elle est identifiée à partir d'essais monotones de traction. Le comportement est introduit dans le code éléments finis sous forme tabulaire avec un écrouissage de type isotrope. Ce dernier choix est justifié en raison du comportement élastique macroscopique lors des chargements cycliques à la limite de fatigue à grand nombre de cycles. Les éléments utilisés pour le maillage sont des éléments tétraédriques de type C3D4. La Figure 2.36 est une illustration du maillage utilisé.

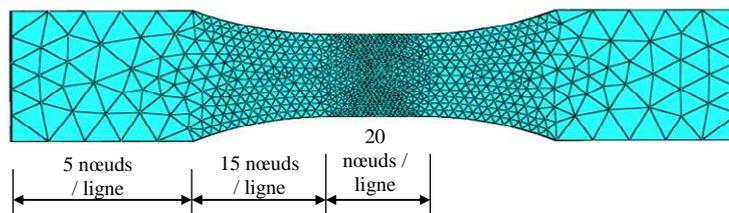


Figure 2.36. Maillage du modèle numérique

Afin de valider le modèle numérique que nous utiliserons dans la suite pour connaître les contraintes appliquées sur l'éprouvette, un essai monotone conduit sur la machine de flexion plane a permis de disposer de la relation « couple machine vs déformation ». Pour cela, des jauges d'extensométrie ont été placées dans la zone utile sur la face supérieure de l'éprouvette. La Figure 2.37 montre les données obtenues sur la face travaillant en traction par le modèle numérique et les jauges. L'accord est suffisant pour valider la simulation numérique.

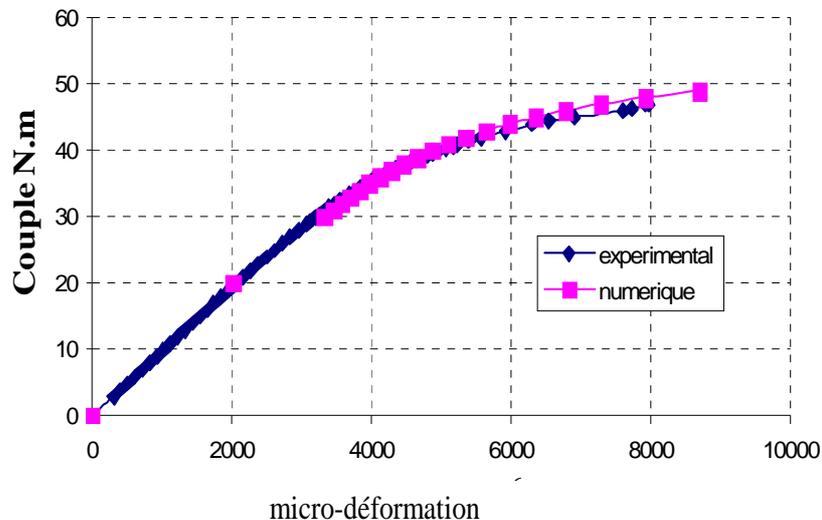


Figure 2.37. Graphe couple-déformation expérimentale et numérique

Des observations sont conduites, grâce à un microscope optique, à différentes fractions de la durée de vie et ceci afin de caractériser les mécanismes d'endommagement en fatigue. Nous avons choisi le microscope optique (plutôt que le microscope électronique à balayage) pour des raisons évidentes de simplicité et de gain de temps, l'éprouvette étant démontée et remontée à chaque interruption de l'essai. L'examen des faciès de rupture nécessaire pour déceler le site d'amorçage des fissures est réalisé grâce à un microscope électronique à balayage (MEB) tel que présenté à la Figure 2.38.

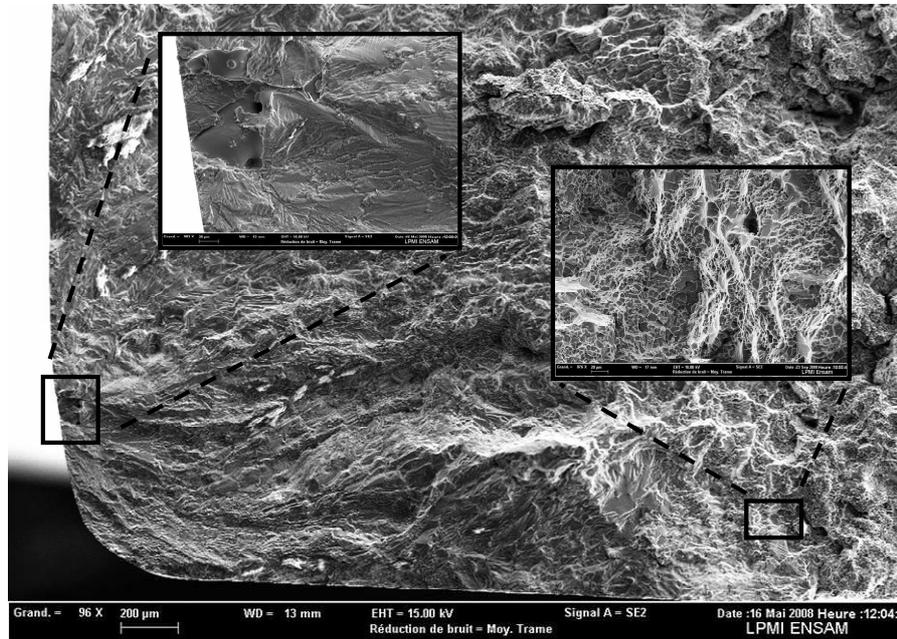


Figure 2.38. Photo MEB (faciès de rupture en fatigue d'un AlSi7Cu05Mg03 avec amorçage sur un pore sous rapport de charge $R=0.1$ à $N = 1,3.10^6$ cycles)

2.3 Comportement en fatigue sous sollicitations uniaxiale et de torsion

2.3.1 Effet du rapport de charge dans l'AlSi7Cu05Mg03

Les escaliers obtenus sous chargement de flexion plane pour les différents rapports de charge sont présentés en annexe C. A partir de l'ensemble des données recueillies, une courbe de Wöhler peut être construite pour tous les rapports de charge (Figure 2.39).

Dans un diagramme de Haigh (Figure 2.40.), les données expérimentales sont proches de la droite de Goodman, ce qui indique une décroissance linéaire et une sensibilité importante aux effets de moyenne. Les deux droites en pointillés du graphe représentent le seuil relatif à la limite d'élasticité R_e ainsi que le seuil relatif à la résistance à la rupture R_m . Les dispersions représentées sur le diagramme de Haigh sont égales à +/- un écart-type. Les valeurs données pour les rapports autres que -1 ne sont qu'indicatives car le nombre d'essais réalisé n'est pas suffisant pour obtenir des niveaux de dispersion avec une confiance suffisante.

Il est important de noter que, même pour les très forts rapports de charge ($R = 0.88$ et 0.92), une limite de fatigue à 2.10^6 cycles existe. Le chargement correspondant est caractérisé par une forte contrainte moyenne, proche de la limite à rupture du matériau, associée à de faibles amplitudes.

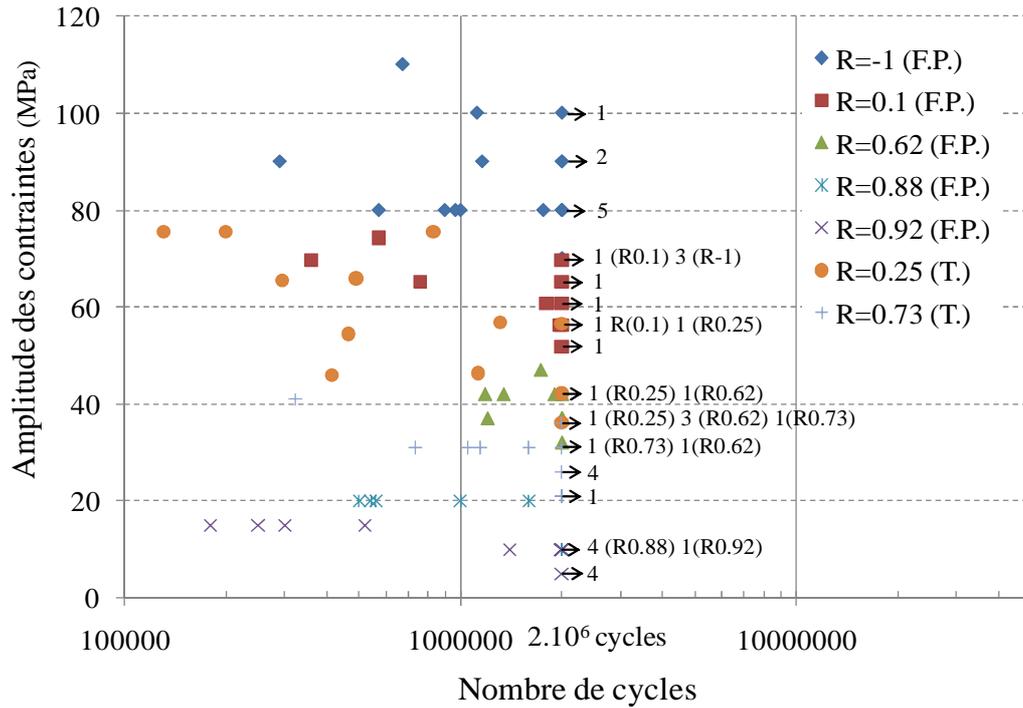


Figure 2.39. Courbe de Wöhler de l'AlSi7Cu05Mg03 (Flexion plane F.P. et traction uniaxiale T. [Bellett et al 2005])

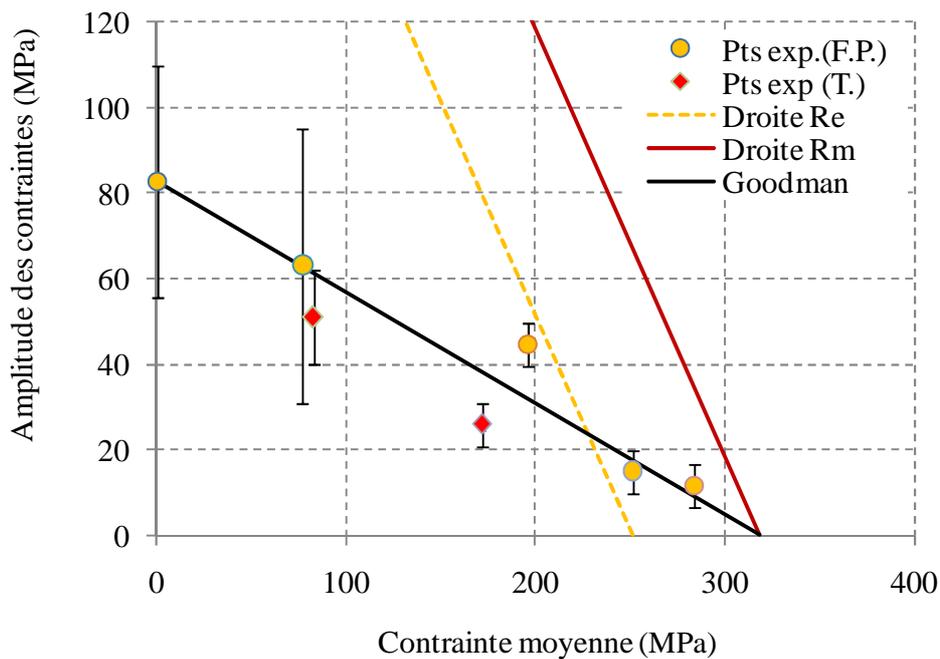


Figure 2.40. Diagramme de Haigh de l'AlSi7Cu05Mg03 (Flexion plane F.P. et traction uniaxiale T. [Bellett et al 2005])

Les limites de fatigue reportées dans les graphes sont celles associées à une probabilité de rupture de 50 %. Pour ce qui est de la dispersion expérimentale obtenue grâce à la conduite des différents escaliers (et même si le nombre d'éprouvettes utilisé est parfois peu important), on observe une tendance à la diminution avec l'augmentation de la contrainte moyenne. Plus précisément, pour les faibles rapports de charge (R=0.1 et -1) la dispersion est très conséquente, alors qu'à fort rapport de charge, elle chute de manière importante. Cette constatation semble indiquer des mécanismes d'endommagement en fatigue différents selon les rapports de charge.

Les valeurs obtenues en termes d'amplitude de moyenne et d'écart-type sont résumées à la Table 5.

Flexion plane			
Σ_{moy} (MPa)	Σ_{amp} (MPa)	Rapport de charge	écart-type (MPa)
0	82.5	-1	27.8
77	63.1	0.1	32.8
195.5	44.5	0.62	7
251	15	0.88	5.3
283.5	11.5	0.92	5.3
Traction uniaxiale [Bellett et al 2005]			
82.5	51	0.25	11.1
172	26	0.73	5.1

Table 5 Limites de fatigue obtenues sous chargement de flexion plane et traction uniaxiale pour les différents rapports de charge pour l'AlSi7Cu05Mg03

2.3.2 Comportement en fatigue sous sollicitation de torsion purement alternée

Dans les critères de fatigue, l'identification des coefficients matériaux nécessitent généralement la connaissance de la limite de fatigue en torsion. La méthode de l'escalier a été appliquée à nouveau à notre alliage de fonderie mais cette fois-ci pour un chargement de torsion purement alternée avec un total de 19 éprouvettes testées. Les limites de fatigue et écart-type estimés par la méthode de l'escalier pour $N = 2 \cdot 10^6$ cycles sont regroupés dans le tableau suivant. Les résultats de l'escalier sont visibles en annexe C.

	τ_{moy}	τ_{amp}	Ecart-type
R=-1	0	92 MPa	14 MPa

Table 6 Limites de fatigue obtenue de l'AlSi7Cu05Mg03 sous chargement de torsion

Rappelons que la limite de fatigue en flexion plane de ce matériau (R=-1) est de 82.5 MPa avec un écart-type de 28 MPa. Ce résultat paraît étonnant car la limite de fatigue moyenne du matériau en torsion est supérieure à celle obtenue en flexion plane. La Table 7 regroupe certaines données en fatigue issues de la littérature. On retrouve deux catégories. La première avec un rapport entre les limites de fatigue en torsion et en traction (ou flexion plane) compris entre 0,6 et 0,7. Beaucoup d'aciers appartiennent à cette catégorie.

Pour la deuxième catégorie, le rapport se rapproche de 1. On y retrouve des fontes GS. Il s'agit donc plus particulièrement de matériaux à défaut pour lesquels la résistance en fatigue et les mécanismes d'amorçage sont pilotés par la présence des pores. Comme nous le verrons dans la suite, les limites de fatigue en torsion et en traction (ou flexion) sont si proches que les critères de fatigue classiques peinent à rendre compte des effets de moyenne ou de biaxialité des contraintes.

Dans le cas de l'alliage d'aluminium de fonderie, le rapport entre la limite de fatigue en torsion et en flexion plane vaut 1.1. Si on regroupe l'ensemble des données obtenues en torsion et en flexion plane sur une même courbe de Wöhler (Figure 2.41.), l'écart entre les deux types de sollicitation n'est pas flagrant même si la moyenne semble un peu plus élevée.

Matériau	Réf.	Traction s-1 (R=-1)	Torsion t-1 (R=-1)	Rapport t-1/s-1
XC48	[Simburger 1975]	423	287	0,67
25CrMo4	[Mielke 1980]	361	228	0,63
34Cr4	Heidenreich et al 1984]	410	256	0,62
St35	[Issler 1973]	206	123	0,59
Acier ER7	[Benabes 2006]	271	198	0,73
Matériau	Réf.	Fl. plane f-1 (R=-1)	Torsion t-1 (R=-1)	Rapport t-1/s-1
S65A	[Gough et al 1951]	584	371	0,635
30NCD16	[Dubar 1992]	690	428	0,620
Matériau	Réf.	Traction s-1 (R=-1)	Torsion t-1 (R=-1)	Rapport t-1/s-1
Fonte EN-GJS800-2	[Palin Luc 1996]	245	220	0,9
Fonte GS	[Nadot et al 2004]	225	217	0,96

Table 7 Limites de fatigue en traction (ou flexion plane) et torsion issues de la littérature

L'extraction des éprouvettes (de traction et de flexion plane) a été faite au hasard à partir des culasses. De par les modes de chargement et la géométrie des éprouvettes, les volumes sollicités en flexion plane et torsion sont différents. Dans le cas de la torsion, la géométrie de l'éprouvette (torique) peut expliquer en partie les résultats obtenus. La probabilité de rencontre d'un défaut dans le cas de la torsion lors des chargements cycliques est beaucoup plus faible que dans le cas de la flexion plane où la partie fortement sollicitée est plus importante.

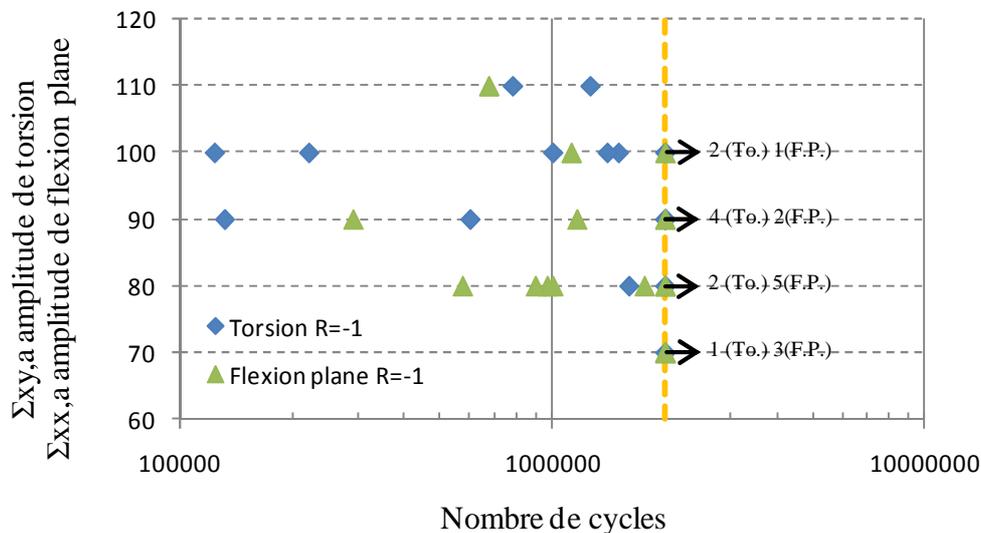


Figure 2.41. Courbe de Wöhler de l'AlSi7Cu05Mg03 (Torsion (To) et flexion plane (F.P.) R=-1)

En conclusion, la valeur supérieure de la limite de fatigue en torsion par rapport à celle en flexion plane est surprenante mais provient très probablement des conditions d'essais (chargement+géométrie d'éprouvette). Il n'en reste pas moins qu'un comportement en fatigue à caractère fragile a pu être mis en évidence.

2.3.3 Effet de la compression

Afin d'étudier le comportement du matériau sous chargement de compression, un escalier a été construit en compression et ceci en fixant la contrainte maximale à zéro. L'essai est stoppé quand une fissure de 3 mm est détectée et ceci est possible à travers une observation au microscope

optique de la zone utile après essai. Les détails des résultats de l'escalier sont visibles en annexe C. Les valeurs obtenues sont regroupées dans la Table 8.

	Σ_{moy}	Σ_{amp}	Ecart-type
R=0	-150 MPa	150 MPa	24.7 MPa

Table 8 Limites de fatigue obtenues de l'AlSi7Cu05Mg03 sous chargement de compression

Le diagramme de la Figure 2.42 est un diagramme de Haigh dans lequel ont été reportées les limites de fatigues obtenues sur l'alliage d'aluminium de fonderie en flexion plane (F.P.), traction uniaxiale (T.) et compression (C.). Les dispersions représentées sur le diagramme de Haigh sont égales à +/- un écart-type. La droite de Goodman a été notamment représentée. Le point obtenu sous sollicitation de compression montre la présence d'un effet unilatéral. Le changement de pente entre les données obtenues sous chargement de flexion plane ainsi que celui-ci sous chargement de compression apparaît de manière très claire.

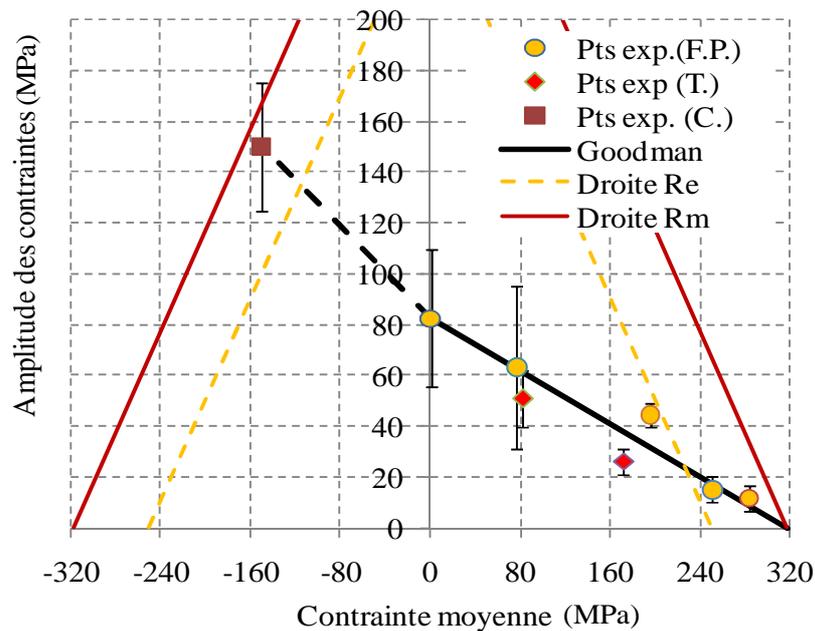


Figure 2.42. Diagramme de Haigh de l'AlSi7Cu05Mg03 (Flexion plane F.P., traction uniaxiale T. [Bellett et al 2005] et compression C.)

2.3.1 Effet de la peau de fonderie

Il est naturel d'essayer de comprendre le rôle réel de la peau de fonderie sur la résistance en fatigue en vérifiant si les caractéristiques microstructurales et microgéométriques de la peau peuvent affecter les conditions d'amorçage des fissures de fatigue. Lors du refroidissement de la pièce, apparaît sur les surfaces libres, une couche superficielle appelée peau de fonderie, où la microstructure du matériau diffère de la microstructure intérieure.

Cette zone, pouvant aller jusqu'à une profondeur de 150 microns sur des alliages aluminium magnésium [Shan et al 2003], présente une microstructure plus fine et une DAS plus petite que le reste de la microstructure. Cette zone présente en conséquence de meilleures propriétés mécaniques. La Figure 2.43 présente une microstructure d'un alliage d'aluminium-magnésium, proche de la surface libre où l'on peut clairement apercevoir la peau de fonderie sur le bord de la structure (Figure 2.43.a) et la microstructure à une distance éloignée de la surface libre (Figure 2.43.c).

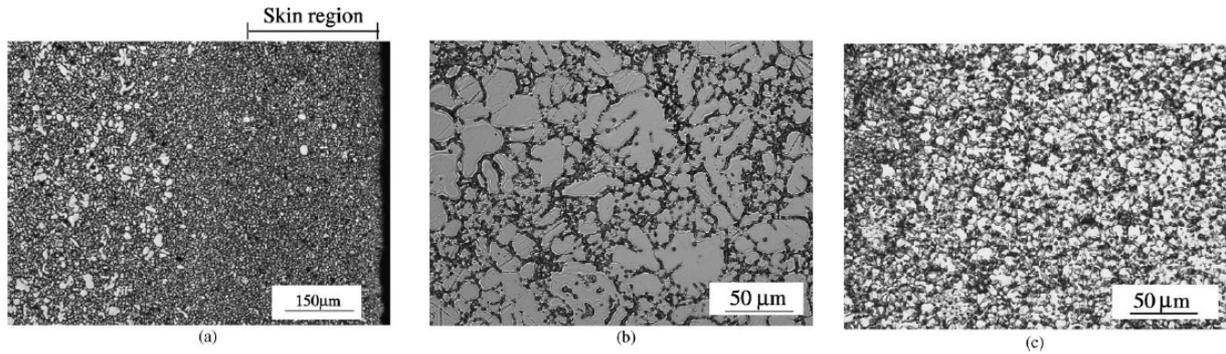


Figure 2.43. a) Microstructure de l'alliage d'aluminium magnésium AM60 montrant la microstructure générale du matériau b) Microstructure de la région intérieure c) Microstructure de la peau de fonderie [Shan et al 2003]

Des tests de flexion plane à $R=-1$ ont été conduits par [Marie-Louise et al 2007] de la société PSA sur des éprouvettes type os de chien présentant une peau de fonderie dans la partie utile. Trois courbes de Wöhler ont été construites pour deux procédés (procédé moulage sable et cire perdue) et deux matériaux différents (avec et sans présence de cuivre) (Figure 2.44). Les essais réalisés en flexion plane dans le laboratoire l'ont été en utilisant des éprouvettes dénuées de toute peau de fonderie et usinées à partir des éprouvettes os de chien.

En comparant la limite de fatigue obtenue par PSA pour le procédé de coulée gravité sable et celle obtenue au laboratoire (85 MPa) à l'aide de la méthode de l'escalier (annexe C), il semble que l'effet de la peau de fonderie sur les propriétés en fatigue du matériau ne soit pas très marqué.

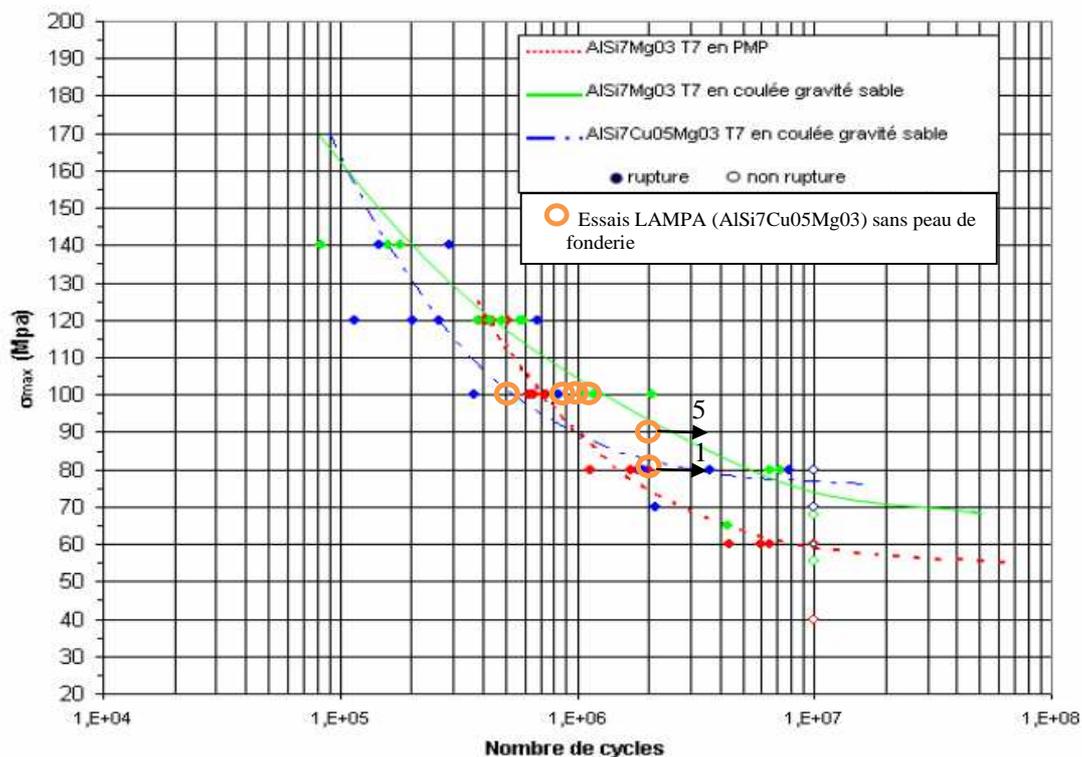


Figure 2.44. Courbe de Wohler sur les éprouvettes os de chien avec et sans peau de fonderie sous chargement de flexion plane ($R=-1$) [Marie-Louise et al 2007]

Les courbes de Wöhler nous donnent les résultats suivants pour un nombre de cycles égal à 2.10^6 cycles :

- 83 MPa pour le matériau avec présence de cuivre et peau de fonderie
- 94 MPa pour le matériau sans présence de cuivre mais avec peau de fonderie
- 85 MPa pour le matériau avec présence de cuivre mais sans peau de fonderie

Même si nous n'avons pas eu le temps de conduire des observations pour déterminer les conditions d'amorçage dans ces différents cas, il apparaît clairement que la peau de fonderie

semble jouer un rôle secondaire. Ce qui laisse imaginer que, même en présence d'une peau de fonderie, les retassures restent les zones privilégiées d'amorçage des fissures de fatigue et ont un effet du premier ordre sur la tenue en fatigue.

2.3.2 Effet du rapport de charge dans l'alliage 2024-O

L'autre matériau de l'étude, l'alliage 2024-O, a été choisi pour sa grande ductilité. On s'attend donc à un comportement très différent pour ce qui est de l'effet de moyenne. Les données utilisées sont celles provenant des travaux de [Bellett et al 2009]. Nous avons également réalisé des essais complémentaires pour des niveaux de chargement plus élevés. Les résultats de l'escalier sont présentés en Annexe C. Les limites de fatigue obtenues pour les trois rapports de charge sont rassemblées dans la Table 9. Tous les résultats des tests sont également regroupés dans une même courbe de Wöhler présentée sur la Figure 2.45.

	Σ_{moy} (MPa)	Σ_{amp} (MPa)	Ecart-type (MPa)
$R = -1$	0	87.5	4.3
$\Sigma_{moy} = 74.25$ MPa	74.25	69.5	5.8
$\Sigma_{max} = R_m - 20$ MPa	137.5	62.5	8.5

Table 9 Résultats des essais obtenus pour le 2024-O pour les différents rapports de charge.

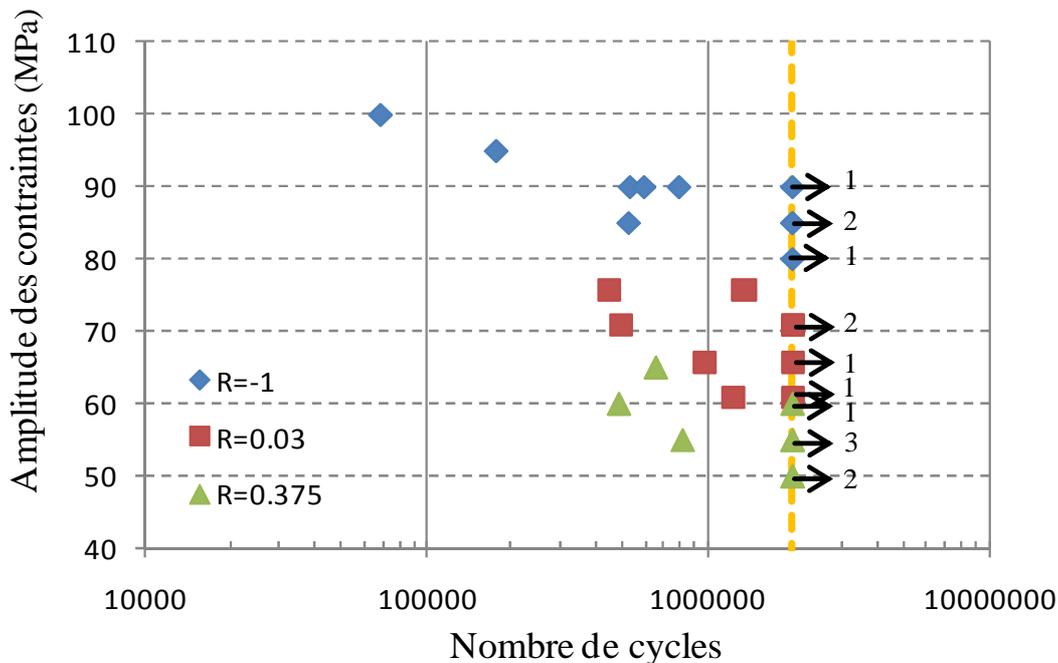


Figure 2.45. Courbes de Wöhler du 2024-O (Traction uniaxiale)

Les données, avec la dispersion associée, sont regroupées dans un diagramme de Haigh sur la Figure 2.46. Les critères empiriques de Goodman et de Gerber sont également représentés.

Contrairement à l'alliage d'aluminium de fonderie, les deux critères empiriques testés ne permettent pas de représenter de manière correcte le comportement expérimental observé même si la parabole de Gerber semble la plus proche des points expérimentaux. Il est important de signaler que la contrainte maximale appliquée pour le rapport de charge le plus élevé est légèrement inférieure à la limite à rupture (- 15 MPa), et ceci afin de tenir compte de la dispersion sur les propriétés mécaniques et d'éviter la rupture du matériau.

L'effet de la moyenne est tel (sensibilité à la moyenne plus faible que celle observée pour l'alliage de fonderie) avec cet alliage, qu'à partir de moyennes par cycle proches de 150 MPa, la contrainte

maximale à la limite de fatigue coïncide avec la résistance à la rupture R_m . En d'autres termes, la courbe $\sigma_a + \sigma_m = R_m$ devient la courbe seuil en fatigue.

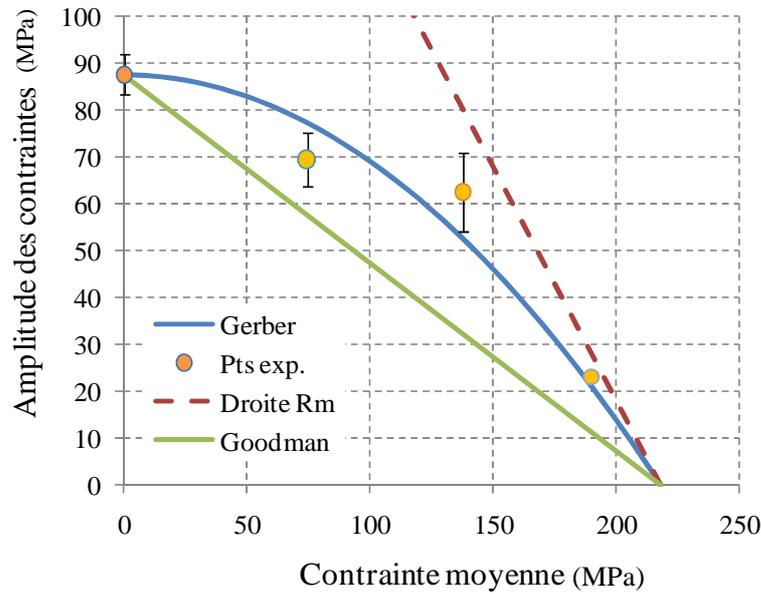


Figure 2.46. Diagramme de Haigh du 2024-O

Ce phénomène n'a pas été rencontré avec l'alliage d'aluminium de fonderie au comportement plus fragile. La décroissance avec la moyenne était également linéaire mais suivait la droite de Goodman qui intercepte l'axe des abscisses pour la valeur du R_m .

Pour l'alliage 2024-O, au-delà d'un rapport de charge d'environ 0.4, la limite de fatigue exprimée à l'aide de la contrainte maximale atteinte au cours du cyclage, coïncide avec la résistance à la rupture R_m .

Afin de confirmer cette dernière analyse, des tests complémentaires ont été menés en maintenant fixe une moyenne élevée et en recherchant l'amplitude admissible à $2 \cdot 10^6$ cycles. La contrainte moyenne fixée, 190 MPa, a été choisie de manière à se situer dans la zone où la contrainte à rupture semble identique à la limite de fatigue en valeur maximum. La méthode de l'escalier a été conduite sur 5 éprouvettes et les résultats obtenus sont présentés dans la Table 10.

N° éprouvette σ_{amp} (MPa)	1 T20	2 T33	3 T32	4 T34	5 T31
28					x
25.5		x		o	
23	o		o		
20					
Nombre de cycles	2×10^6	200	2×10^6	2×10^6	200

Table 10 Méthode de l'escalier pour le 2024-O (contrainte moyenne fixe de 190 MPa)

Les résultats montrent un comportement très instable pour de tels niveaux moyens. Pour de très faibles variations d'amplitude (de 20 à 25 MPa), on passe d'une tenue du matériau sous chargement cyclique après $2 \cdot 10^6$ cycles à une rupture en moins de 200 cycles. Ce comportement a été déjà observé sur l'alliage de fonderie pour les valeurs de R les plus élevées pour lesquelles la courbe de Wöhler s'aplatit induisant une très grande dispersion sur les nombres de cycles à rupture et une dispersion très faible sur les valeurs en contrainte (Figure 2.39).

2.3.3 Analyses et discussions

Les nombreux essais uniaxiaux conduits pour les deux alliages d'aluminium nous permettent de disposer d'une base de données expérimentale importante sur le seul effet de la moyenne. Le grand soin apporté à la préparation des échantillons (toutes les éprouvettes sont polies à la pâte diamantée jusqu'à $1 \mu\text{m}$) et la conduite des essais ainsi que la recherche systématique de la dispersion associée aux limites de fatigue estimées nous permet d'utiliser la base de données avec un niveau de confiance élevé. Nous nous proposons de procéder à une analyse et une interprétation des résultats obtenus en décomposant notre propos en quatre parties distinctes.

2.3.3.1 Comparaison des effets de moyenne sous sollicitation uniaxiale dans deux alliages d'aluminium

La Figure 2.47 présente dans un diagramme de Haigh normalisé les effets de moyenne observés dans les deux alliages d'aluminium de l'étude. Il apparaît clairement que la sensibilité aux effets de moyenne est bien plus importante dans l'alliage de fonderie que dans l'alliage corroyé. La chute observée peut néanmoins être représentée par une relation affine, une droite semblant approchée tous les points expérimentaux dans les deux cas.

Cette décroissance linéaire s'accompagne également d'une diminution de la dispersion expérimentale dans le cas de l'alliage de fonderie et ceci pour les plus hauts rapports de charge. L'alliage 2024-O ne présente pas d'évolution marquée de la dispersion en fatigue avec l'augmentation de la contrainte statique appliquée.

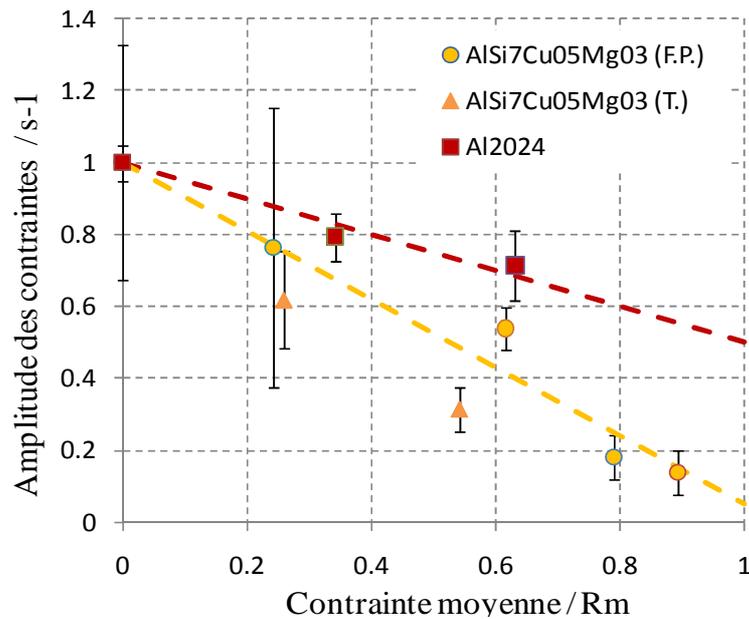


Figure 2.47. Diagramme de Haigh normalisé de l'AlSi7Cu05Mg03 (en traction uniaxiale T. et flexion plane F.P.) et du 2024-O (traction uniaxiale)

Il est clair, et nous le verrons dans la suite à travers les observations des mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue, que les hétérogénéités microstructurales influencent grandement le comportement macroscopique observé. Pour l'alliage de fonderie, les défauts (retassures, pores) ainsi que les particules de silicium (et les intermétalliques) peuvent expliquer le comportement en fatigue à caractère fragile (rapport t_{-1}/s_{-1} proche de 1). Pour un matériau plus homogène et au comportement macroscopique ductile comme l'alliage 2024-O, il semble que l'influence de la contrainte moyenne résulte de la compétition entre deux effets antagonistes. Pour des maxima atteints par cycle au-dessus de la limite d'écoulement plastique, on peut penser que l'écrouissage revêt un caractère bénéfique pour la tenue en fatigue. Mais quand le niveau maximum se rapproche de la résistance à la rupture, il est également légitime de penser qu'un

endommagement de type ductile (apparu lors du premier quart de cycle) peut entraîner une diminution des capacités de résistance en fatigue.

2.3.3.2 Effet unilatéral en compression

Le diagramme de Haigh de la Figure 2.42 a montré un comportement très particulier pour le chargement de compression-compression, où la contrainte max. du cycle est égale à 0 MPa. Dans ce cas, l'ensemble du cycle est en compression. Cet effet que nous qualifierons d'unilatéral a sans nul doute pour origine la refermeture des microfissures créées par les mécanismes de microplasticité.

Certains auteurs [Lemaitre et al 1999] ont proposé, dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles, un modèle d'endommagement à deux échelles dédié à la prédiction du comportement en fatigue à grand nombre de cycles. Ils utilisent un couplage plasticité-endommagement à l'échelle des grains ainsi que la notion de contrainte effective et définissent une variable scalaire d'endommagement.

La variable d'état interne D est reliée au taux de restitution de densité d'énergie Y, représentant la densité de micro-fissuration dans le VER.

$$dD = \left(\frac{Y}{S}\right)^s dp \text{ si } p \geq p_d \quad (2.66)$$

où p est la déformation plastique cumulée, p_d est le seuil d'endommagement, S et s sont des paramètres matériau.

L'effet de la moyenne est pris en compte dans l'expression de l'énergie libre (2.67). [Lienard 1989] introduit en particulier un coefficient de refermeture partielle de défauts h, variant de 0 à 1.

$$Y = \frac{1+\nu}{2E} \left[\frac{\sum_j \langle \Sigma_j \rangle^2}{(1-D)^2} + \frac{h \sum_j \langle -\Sigma_j \rangle^2}{(1-hD)^2} \right] - \frac{\nu}{2E} \left[\frac{\sum_j \langle 3\Sigma_h \rangle^2}{(1-D)^2} + \frac{h \sum_j \langle -3\Sigma_h \rangle^2}{(1-hD)^2} \right] \quad (2.67)$$

Les contraintes Σ_j désignent les contraintes principales, la contrainte Σ_h la contrainte hydrostatique et $\langle . \rangle$ représente la partie positive. L'effet de la moyenne est pris en compte au travers des termes Σ_j et Σ_h . Cette moyenne conduit à une densité d'énergie plus importante, donc à une augmentation de la variable D liée à l'endommagement en fatigue. Les auteurs par le biais de la variable h, parviennent à prendre en compte la différence de comportement en compression et en traction. En compression, la contrainte moyenne est négative et les fissures se referment, le comportement est ainsi moins endommageant qu'en traction. Les auteurs arrivent à prévoir un effet de la contrainte moyenne dans le cas de chargement de traction uniaxiale, et une absence d'effet de la moyenne pour un chargement en cisaillement pur.

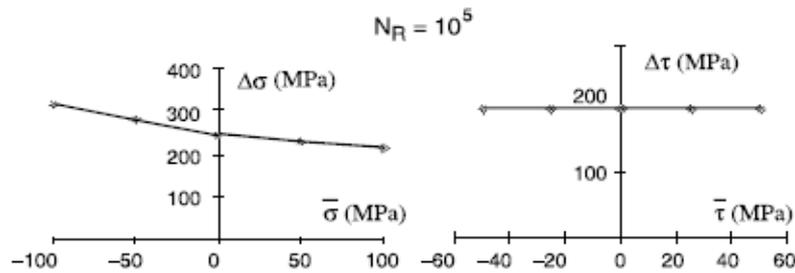


Figure 2.48. Effet de la moyenne du modèle de Lemaitre-Sermage (cas de chargement en traction uniaxiale et cisaillement pur) [Sermage et al 1998]

Les quelques essais conduits avec le rapport R=0 sont qualitativement en accord avec les prédictions numériques issues des travaux de Lemaitre-Sermage et confirment bien l'existence d'un effet unilatéral en fatigue à grand nombre de cycles dans l'alliage d'aluminium de fonderie.

2.3.3.3 Concept d'adaptation élastique

Lors de la présentation dans le chapitre 1 de différentes modélisations en fatigue à grand nombre de cycles, il est apparu que plusieurs critères de fatigue sont établis sur la base du concept d'adaptation élastique. Plus exactement, il est supposé qu'une limite de fatigue peut apparaître si le composant (ou la structure) considéré(e) tend vers un état élastique adapté à toutes les échelles. Afin de vérifier en partie (échelle macroscopique) cette condition pour les essais à forte valeur moyenne, deux essais sous fort rapport de charge, $R=0.8$, ont été réalisés par [Bellett et al 2007] sur l'alliage d'aluminium de fonderie. Les résultats obtenus en termes de courbes contrainte-déformation sont rassemblés sur la Figure 2.49.

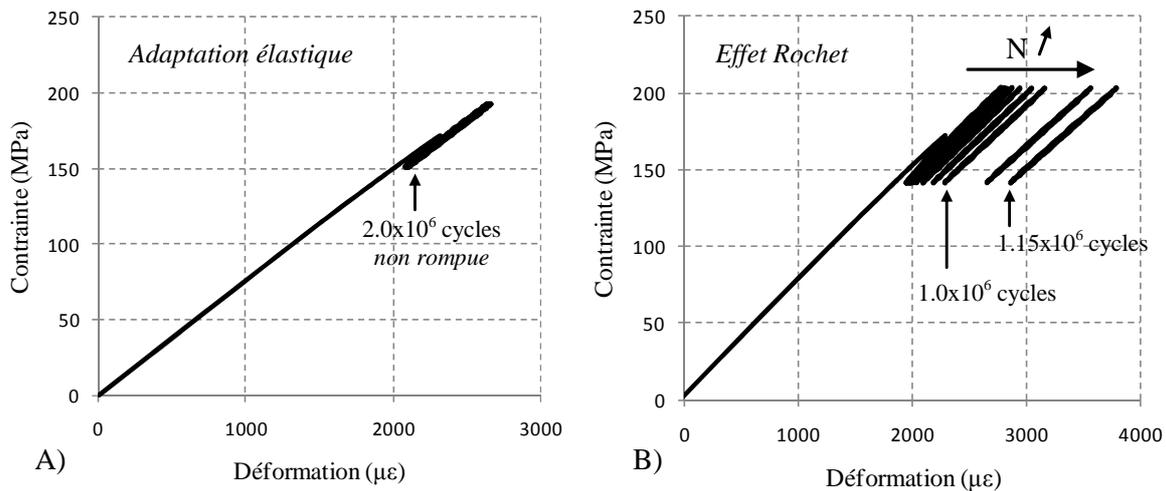


Figure 2.49. Diagramme contrainte déformation dans l'alliage $AlSi7Cu05Mg03$ a) Apparition de l'adaptation élastique b) Apparition de l'effet rochet [Bellett et al 2007]

Le premier graphe de la Figure 2.49. représente le comportement cyclique après 2.10^6 cycles pour un niveau de contrainte sous la limite de fatigue. Un état adapté apparaît clairement. Pour le graphe de la Figure 2.49.b, le chargement appliqué est légèrement au-dessus de la limite de fatigue, un effet rochet entraînant la rupture de l'éprouvette apparaît alors. Cette observation a été faite à d'autres reprises et semble valider ainsi, l'hypothèse d'adaptation élastique, à l'échelle macroscopique, dans le cas de forts rapports de charge.

2.3.3.4 Application du critère de Dang Van

La condition d'adaptation élastique à l'échelle macroscopique nécessaire à l'utilisation du critère de Dang Van est assurée expérimentalement comme nous venons de le constater.

Le plan du critère (amplitude de la cisssion sur le plan critique, contrainte hydrostatique) est utilisé pour regrouper l'ensemble des trajets de chargement relatifs à tous les chargements étudiés sur l'alliage d'aluminium de fonderie (Figure 2.50). Si le critère était adapté au comportement de ce matériau, tous les points les plus critiques des différents trajets de chargement devraient s'aligner sur une et même droite. Force est de constater que ce n'est pas le cas.

Plus exactement, tous les points représentatifs des chargements uniaxiaux sont alignés sur une même droite excepté celui relatif au rapport de charge $R=0$. L'effet des moyennes positives est donc correctement modélisé par une décroissance linéaire. Pour ce qui est des chargements à contrainte négative, l'effet unilatéral revêt un caractère bénéfique qui n'est pas considéré dans le critère de Dang Van.

Le point le plus distant des autres correspond au chargement de torsion purement alterné. Cette constatation implique que les effets de moyenne et les effets de biaxialité ne peuvent être modélisés, pour cet alliage de fonderie, par une seule et même correction linéaire appliquée à la contrainte hydrostatique maximale.

Même si les modes de chargement en torsion $R=-1$ et en compression $R=\infty$ diffèrent sensiblement, le critère de Dang Van prévoit théoriquement la même tenue en fatigue. Les points critiques des deux trajets associés devraient donc être confondus dans le plan de la Figure 2.50. Certains aciers présentent cette caractéristique mais la différence observée pour notre alliage

d'aluminium peut s'expliquer par le fait que le plan de Dang Van avec utilisation de la contrainte hydrostatique maximale ne suffit pas à rendre compte d'effets de moyenne et de biaxialité différents.

Avant la mise en place d'une modélisation adaptée au comportement des matériaux de l'étude, il convient de caractériser les mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue pour différentes valeurs moyennes. Dans la littérature, on trouve un nombre de données assez important pour les faibles rapports de charge. En revanche, le domaine des forts rapports de charge est peu abordé. Il sera question, dans la suite, d'abord des mécanismes d'endommagement locaux pour les plus faibles rapports de charge, puis de ceux relatifs à des valeurs moyennes élevées.

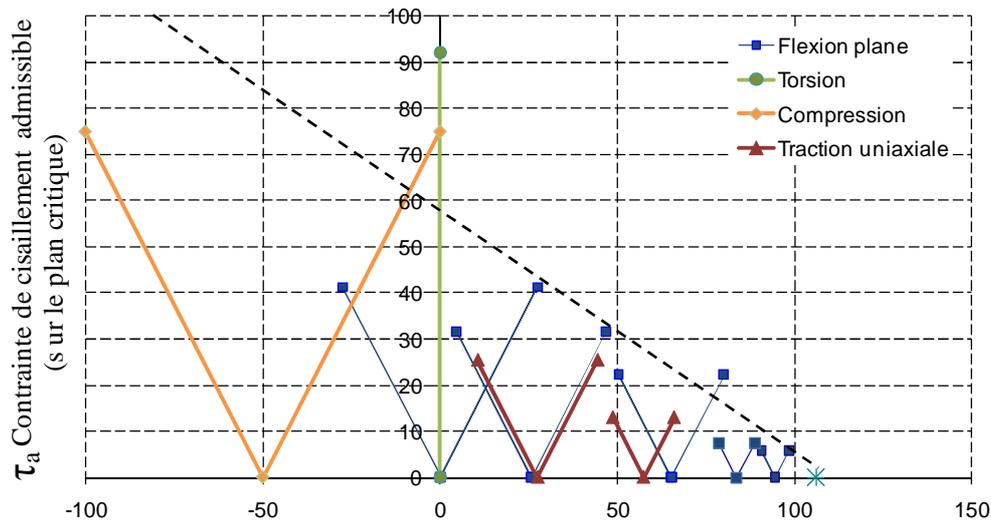


Figure 2.50. Diagramme de Dang Van avec les trajets de chargements obtenus sous sollicitation de compression, torsion, traction uniaxiale et flexion plane avec effet de moyenne (AlSi7Cu05Mg03)

2.4 Mécanismes d'endommagement en fatigue sous faible rapport de charge

2.4.1 Cas de la traction uniaxiale sur l'AlSi7Cu05Mg03

De nombreuses études ont été conduites afin de comprendre les mécanismes d'amorçage dans les alliages d'aluminium de fonderie sous faibles rapports de charge (généralement dans les cas $R = -1$ et 0.1). Une synthèse assez complète est disponible dans la thèse de [Barlas 2004]. Il apparaît, en raison de la diversité des hétérogénéités microstructurales présentes dans le matériau, que les sites d'amorçage des fissures de fatigue sont variés. Néanmoins, quand elles sont présentes, les porosités jouent un rôle fondamental. Leurs taille, position, distribution... ont un impact important sur la résistance en fatigue. Quand des traitements spécifiques, tel le traitement HIP, sont appliqués pour obtenir une microstructure quasi-vierge de pores, d'autres hétérogénéités microstructurales, telles les inclusions d'oxyde, les particules de silicium ou les intermétalliques, prennent le relais et deviennent le siège de l'amorçage des microfissures.

2.4.1.1 Amorçage de fissure et effet de la porosité

De nombreuses observations de l'endommagement en surface ainsi que des faciès de rupture sur des éprouvettes prélevées dans les culasses montrent que l'amorçage de la fissure principale a dans la majorité des cas pour origine les porosités, sous chargement de traction ou flexion plane, sous le rapport de charge $R = -1$ (Figure 2.51.a et b). Il n'en reste pas moins que des microfissures (Figure 2.51.c) peuvent apparaître à partir de particules de silicium ou composés d'intermétalliques dans la zone eutectique. Ces fissures ne semblent cependant pas être responsables de la rupture finale.

- Effet des pores

La plupart des pores sont intergranulaires, peu sont intragranulaires (Figure 2.52.a/b) [Buffière et al 2001]. Le nombre de joints de grains à partir de la surface d'un pore augmente avec la taille du pore. En outre, les parties convexes du pore sont toujours associées à des particules de silicium. Cet arrangement caractéristique des pores conditionne les mécanismes d'amorçage des fissures.

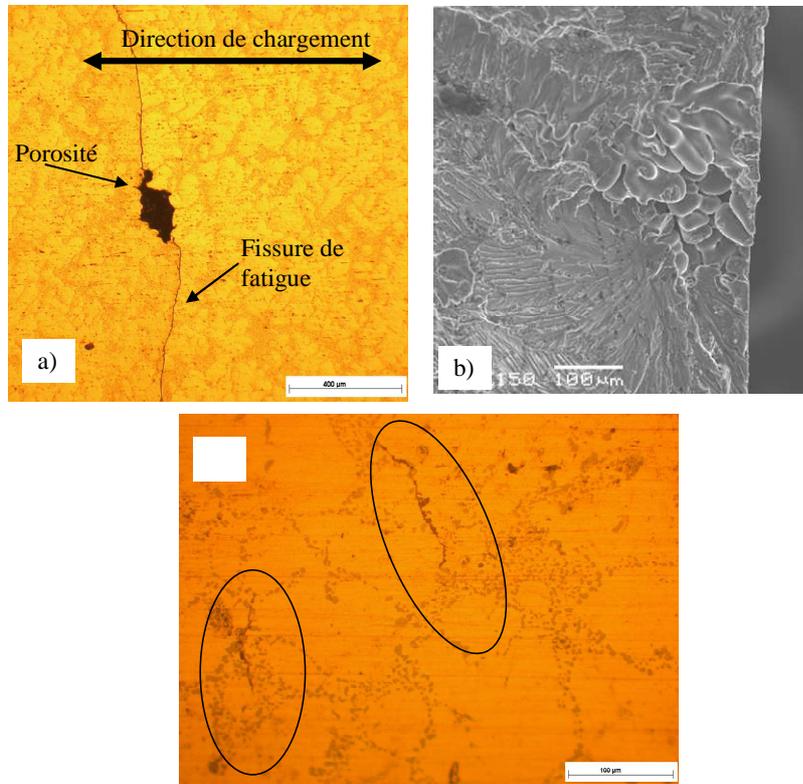


Figure 2.51. Amorçage d'une fissure de fatigue sur porosité dans un AlSi7Cu05Mg03 R=-1 a) Observation surfacique b) Photo MEB d'un faciès de rupture c) Amorçage sur particules de silicium

Le lien entre l'amorçage et le taux de porosité présent dans la microstructure est largement documenté dans la littérature [Inguanti 1985, Sonsino et al 1991, Murali et al 1997, Powell 1994, Skallerud 1993].

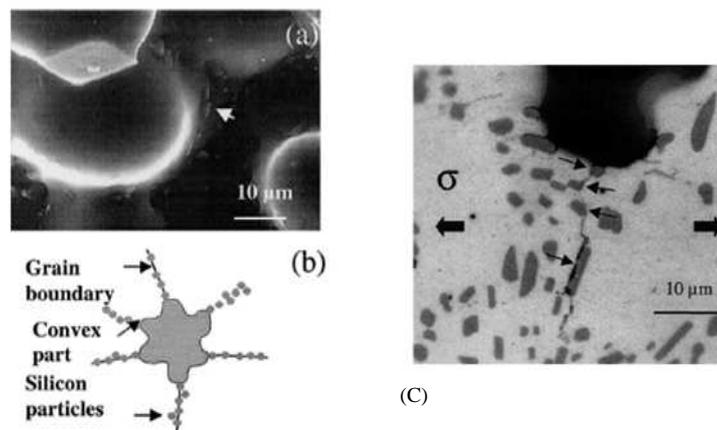


Figure 2.52. Position des particules de silicium eutectique dans un pore. a) Image MEB de l'intérieur d'un pore montrant des particules localisées dans la partie convexe du pore. b) Schéma de cet arrangement spatial. c) Micrographie optique d'une éprouvette de l'alliage d'aluminium de fonderie après 15 000 cycles à 160 MPa montrant l'amorçage d'une fissure

de fatigue par décohesion de l'interface Al/Si au voisinage de la partie convexe d'un pore. [Buffière et al 2001]

[Savelli 2000] précise que les pores issus du retrait à la solidification ne sont pas responsables de l'amorçage des fissures de fatigue, ce sont plutôt les pores artificiels (provenant du dégazage), de géométrie tortueuse, qui favorise l'amorçage. [Wang et al 2001] observent également que les pores de petites tailles ont une influence négligeable.

[Buffière et al 2001], après un examen minutieux des mécanismes d'apparition d'une microfissure, constate que l'amorçage s'opère, sous rapport de charge $R=0.1$, à l'interface matrice/particules. Dans la majorité des cas, une décohesion apparait sur une particule de silicium très proche d'une partie convexe d'un pore avec une direction perpendiculaire à la contrainte appliquée (Figure 2.52.c).

De nombreux auteurs [Skallerud 1993, Seniw and al 1997, Wigant et al 1987, Couper 1990, Buffière et al 2001, Li et al 2009, Ammar et al 2007], observent également que les pores à l'origine de l'amorçage sont situés près de la surface ou en sous-couche.

Dans une étude récente, [Gao et al 2004] propose une approche qualifiée de « micro-cell model » (Figure 2.53.) qui permet d'évaluer quantitativement les effets respectifs de la porosité, de la DAS, de la matrice d'aluminium, des particules de silicium et des intermétalliques de fer sur la résistance en fatigue. Ce modèle montre que la résistance en fatigue du matériau est fortement dépendante de la microstructure et des défauts. Les résultats obtenus indiquent que les éléments les plus nuisibles sont les porosités situées près de la surface de la pièce qui réduisent la résistance en fatigue de près de 40%. Les détails de cette modélisation des auteurs seront présentés dans le chapitre IV. Nous nous attarderons en partie sur le post-traitement correspondant au critère de fatigue introduit par les auteurs dans la simulation numérique afin de traiter et prédire la tenue en fatigue du matériau sous différentes configurations.

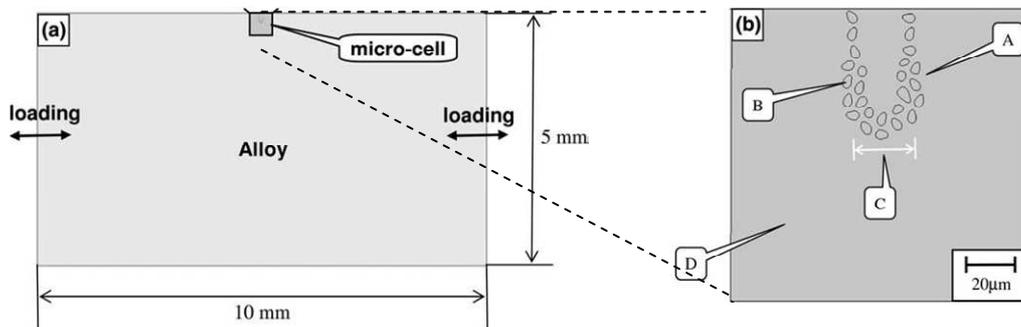


Figure 2.53. Représentation schématique du « micro-cell model » [Gao et al 2004]

Ces observations sont en accord avec [Buffière et al 2001] qui ont observé que 85 % des pores localisés en surface entraînaient l'amorçage d'une fissure. La présence d'un défaut entraîne une concentration de contrainte locale affectant une certaine région de la matrice. Pour une taille de défaut donné, le facteur d'intensité des contraintes est 55 % plus élevé si le pore est localisé près de la surface libre [Wang et al 2001].

La fraction volumique de porosité a un effet avéré sur la résistance en fatigue. Une fraction volumique de pores de 1% peut conduire à une réduction de 50 % de la durée de vie en fatigue et 20% de la limite d'endurance par rapport au même alliage sans pores (obtenu par traitement HIP) [Odegard et al 1994].

La surface des pores (mesurée sur la surface libre lors de la rupture des éprouvettes à l'aide du MEB) a également une influence sur la durée de vie en fatigue (Figure 2.54.). Il a été observé que la résistance en fatigue du matériau diminue avec l'augmentation de la taille des porosités, et vice versa [Ammar et al 2008], [Skallerud et al 1993].

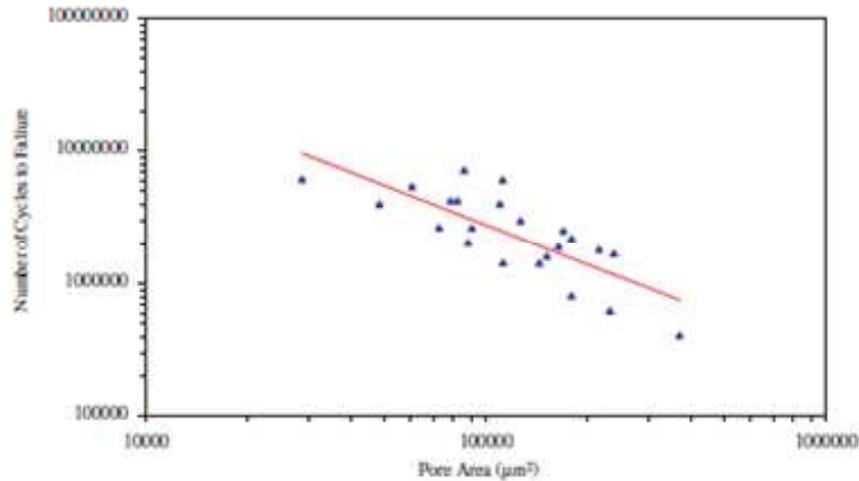


Figure 2.54. Effet de la surface des pores sur la résistance en fatigue d'un A356-T6 [Ammar et al 2008]

[Buffière et al 2001] a testé sur le même alliage, un A356-T6, l'effet des pores mais avec des fractions volumiques de porosité différentes. Les courbes de Wöhler obtenues (Figure 2.55.) montrent que la valeur moyenne du nombre de cycles à rupture diminue quand la quantité de gaz introduit dans l'alliage augmente. Les auteurs ont aussi observé que la dispersion dans le matériau, pour un niveau de contrainte donné, diminue avec la quantité de gaz introduit. Le nombre de pores par unité de volume et la distribution de la taille des pores sont les principaux facteurs qui contrôlent la durée de vie en fatigue du matériau et la dispersion associée.

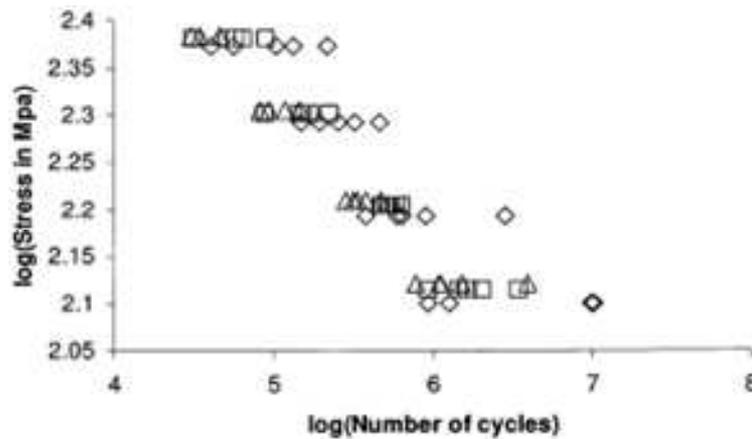


Figure 2.55. Courbe S-N des trois alliages étudiés (\square alloy A; \circ , alloy B; \times , alloy C) [Buffière et al 2001]

- Effet des autres hétérogénéités microstructurales

En l'absence de porosités, d'autres hétérogénéités microstructurales gouvernent l'amorçage. [Gao et al 2004] ont réalisé une étude, sur un A356-T6, dans laquelle les effets de deux paramètres (la teneur en fer et la fraction volumique de porosité contrôlée à l'aide d'un traitement HIP) ont été testés. Les dénominations des six groupes de matériaux testés sont les suivantes (Table 11).

Six specimen groups			
	Low Fe, HIP	High Fe, HIP	Low Fe, Non-HIP
Top	LHT	HHT	LNT
Bottom	LHB	HHB	LNB

Table 11 Dénomination des groupes de matériaux testés par les auteurs [Gao et al 2004]

La teneur des différents éléments est présentée dans la Table 12. On peut remarquer la différence en termes de microstructure obtenue, entre le haut et le bas des éprouvettes. Ceci est lié à des conditions de refroidissement différentes.

Specimen group	Pore size	Micro-cell	Si-particle		s (μm)	Fe-rich intermetallic
	d_p (μm)	λ_2 (μm)	f_{max} (μm)	α		F_{max} (μm)
LNT	390 (+210/-290)					<20
LHT	<50	47 ± 5	7.4 ± 3.5	0.6 ± 0.15	1.5 ± 0.1	<20
HHT	<50					130
LNB	230 (+70/-130)					<20
LHB	<50	23 ± 4	5.4 ± 2.4	0.7 ± 0.12	1.8 ± 0.1	<20
HHB	<50					100

Table 12 Composition des différents groupes testés [Gao et al 2004]

Les courbes S-N obtenues (Figure 2.57.) montrent clairement que le traitement HIP, et par conséquent la diminution de la fraction volumique de porosité, améliore la résistance en fatigue du matériau.

Sous rapport de charge $R=-1$, l'amorçage des fissures de fatigue, pour les nuances non traitées HIP, est lié aux porosités. En revanche, avec le traitement HIP, l'amorçage des fissures de fatigue intervient à partir de « micro-cell » que les auteurs définissent comme une unité de base de la microstructure. Les particules de silicium sont placées dans la matrice d'aluminium et distribuées autour des bras secondaires de la dendrite pour former un modèle de cellule elliptique. La Figure 2.56. est un exemple typique d'amorçage de fissures de fatigue sur une « micro-cell ». Ces observations expérimentales montrent clairement le changement de mécanisme opérant avec la diminution de la fraction de porosité.

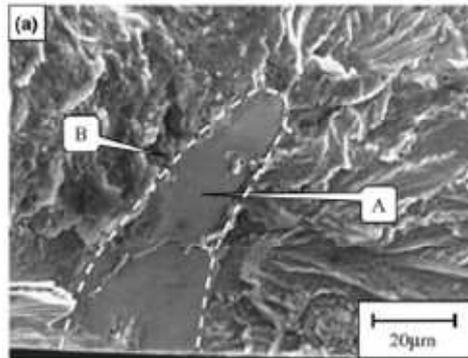


Figure 2.56. Image MEB d'un amorçage de fissure sur une « micro-cell » [Gao et al 2004]

Les conclusions principales de ce travail sont :

- Les défauts les plus dangereux sont les pores placés en surface qui augmentent la contrainte locale. Leur présence réduit la limite de fatigue du matériau d'environ 40%.
- La présence d'intermétalliques de fer dans la zone eutectique augmente aussi le niveau de contrainte locale et localise la déformation plastique. La résistance en fatigue du matériau est diminuée d'environ 20%.
- Une « micro-cell » de taille importante et placée près de la surface de l'éprouvette a tendance également à diminuer la résistance en fatigue du matériau.
- L'augmentation de la taille des particules de silicium ou une diminution de l'espace libre entre elle, entraîne une diminution de la résistance en fatigue.

Une autre étude similaire conduite sur un A356-T6, par [Wang et al 2001] porte sur l'influence des défauts de fonderie (porosité et films d'oxyde) et de la DAS sur la résistance en fatigue du matériau. Les courbes S-N obtenues pour deux rapports de charge sont présentées sur la Figure 2.58.

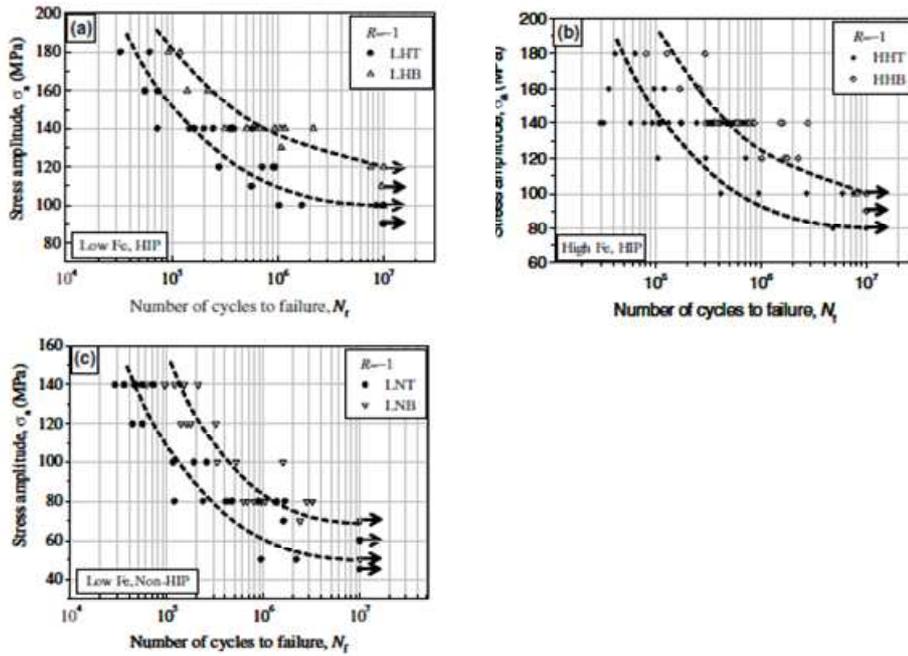


Figure 2.57. Courbes S-N de l'A356-T6 obtenues pour les six groupes de matériaux testés [Gao et al 2001]

La Figure 2.59. montre la probabilité de rupture en fatigue du matériau pour différents sites d'amorçage de fissures de fatigue en fonction du nombre de cycles. La fonction Fw représente la probabilité d'une éprouvette ayant rompu à un nombre de cycles défini. Cette relation, obtenue à partir d'une loi de Weibull, est définie par l'auteur comme étant égale à :

$$Fw(N_p) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{N_p}{N_c}\right)^b\right] \quad (2.68)$$

avec N_p le nombre de cycles à rupture, N_c représentant la durée de vie en fatigue auquel 63% des éprouvettes ont rompu. Le module de Weibull, b , représente la dispersion des résultats.

Les auteurs disposant de lots différents, avec et sans traitement HIP, reportent sur le graphe de la Figure 2.59., en fonction du site d'amorçage des fissures (pores, films d'oxydes ou bandes de glissement) les points obtenus. Le rapport de charge est de $R=0.1$ avec une amplitude de contrainte égale à 100 MPa. Il apparaît qu'une loi de Weibull à 2 paramètres permet de décrire le comportement en fatigue du matériau. Comme attendu, la porosité est l'élément de la microstructure le plus endommageant vis-à-vis de la résistance en fatigue du matériau. En l'absence de porosité, le deuxième élément néfaste sont les films d'oxyde. On retrouve en absence de ces deux derniers éléments, un amorçage des fissures de fatigue se faisant sur les bandes de glissement ou sur les particules de silicium.

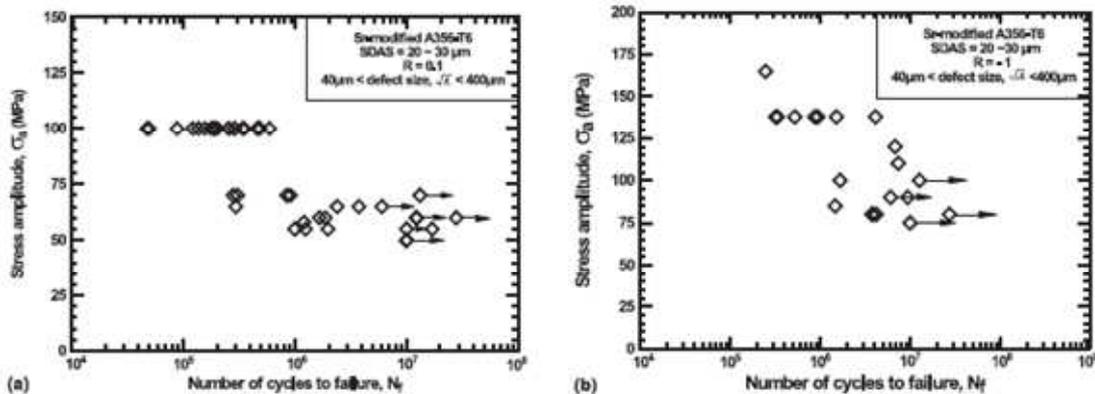


Figure 2.58. Courbes S-N obtenues de l'A356-T6 avec différentes tailles de défauts pour 2 rapports de charge et 2 tailles de DAS différentes [Wang et al 2001]

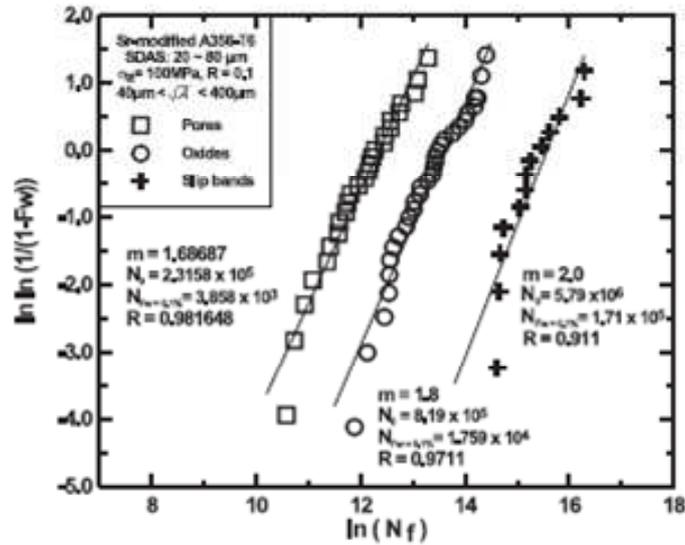


Figure 2.59. Tracé de la fonction de Weibull à deux paramètres de l'A356-T6 [Wang et al 2001]

Les résultats relatifs à l'effet de la DAS sur la résistance en fatigue sont représentés sur la Figure 2.60. Le rapport de charge est de $R=0.1$ et l'amplitude des contraintes appliquée est de 100 MPa. Le matériau est un A356-T6 mais soumis au traitement HIP. Les résultats montrent pour des valeurs inférieures à $60 \mu\text{m}$, la durée de vie en fatigue diminue avec l'augmentation de la DAS. En revanche, pour des valeurs supérieures à $60 \mu\text{m}$, l'augmentation de la DAS ne s'accompagne pas d'une diminution de la résistance en fatigue du matériau mais a plutôt un effet bénéfique, contrairement, précisent les auteurs, aux constatations faites dans la littérature.

Il apparaît, suite à cette synthèse, que les mécanismes d'amorçage de fissure de fatigue, sous faible rapport de charge, ont été abordés par de nombreux auteurs et les effets des différents éléments de la microstructure semblent être bien identifiés. En revanche, pour les rapports de charge plus élevés, les mécanismes d'amorçage de fissures de fatigue n'ont quasiment pas été abordés. La partie 2.5 portera précisément sur ce domaine des forts rapports de charge. Avant cela, un autre type de sollicitation, la torsion, va faire l'objet de la suite de ce rapport.

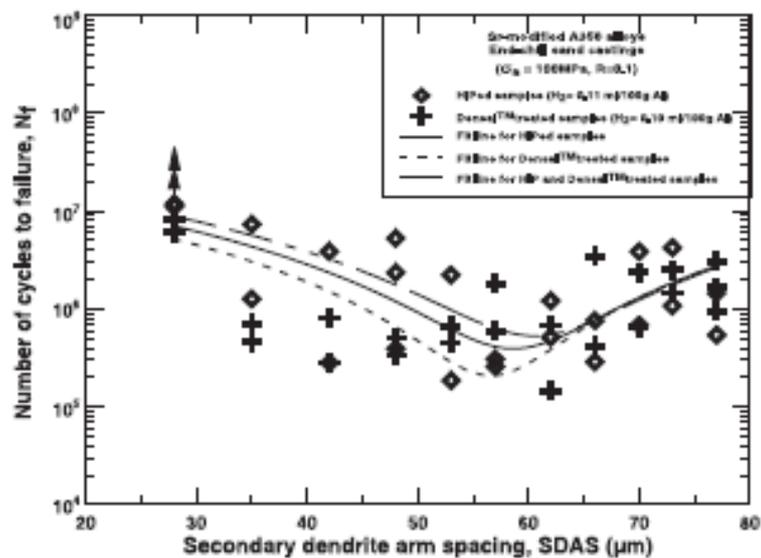


Figure 2.60. Effet de la DAS sur la résistance en fatigue d'un A356-T6 ($R=0.1$, Amplitude des contraintes = 100 MPa ; [Wang et al 2001]

2.4.2 Comportement en torsion de l'AlSi7Cu05Mg03

Dans cette étude, le mode de chargement de torsion a été examiné sur l'alliage d'aluminium de fonderie. La limite de fatigue obtenue est donnée dans la partie 2.3.2. et les nombreux essais réalisés en torsion purement alternée ont conduit à une limite de fatigue à $2 \cdot 10^6$ cycles (≈ 92 MPa) légèrement supérieure à la limite de fatigue en flexion à $R=-1$ (≈ 82 MPa). L'écart type obtenu en flexion plane (28 MPa) étant deux fois plus important que celui constaté en torsion (14 MPa), on est tenté de penser que les limites de fatigue expérimentales pour ces deux chargements sont en fait très proches (Figure 2.41.).

Pour caractériser les mécanismes d'amorçage et de propagation associés à la sollicitation de torsion, un essai de suivi a été mené pour un niveau de contrainte de cisaillement τ_{xy} de 80 MPa et une fréquence de 50 Hz. Dès 150 000 cycles, les premières observations surfaciques montrent que l'amorçage des fissures se fait dans la zone eutectique, riche en particules de silicium, avec la présence de composés intermétalliques. La Figure 2.61 montre dans une zone sans pore de surface une fissure d'environ 200 μm . Il est difficile d'isoler le lieu exact d'amorçage mais il apparaît clairement que la fissure s'est amorcée et propagée dans la zone eutectique.

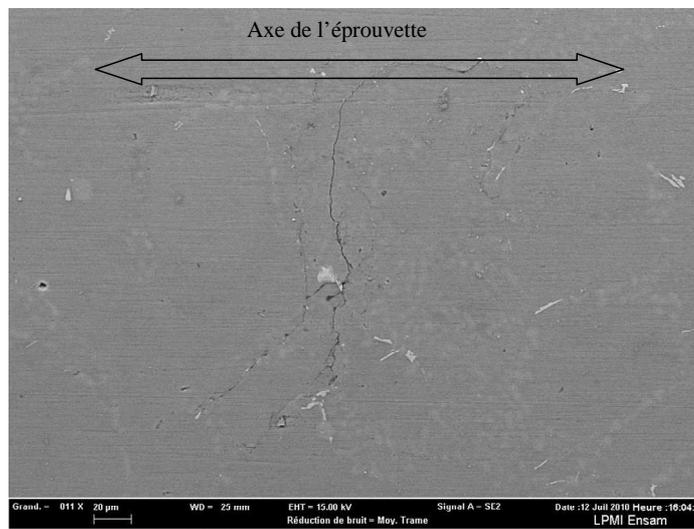


Figure 2.61. Amorçage d'une fissure dans la zone eutectique (150 000 cycles, $\tau_{amp} = 80$ MPa, $R=-1$)

Aucun autre amorçage en dehors de cette zone n'a pu être observé à ce stade du chargement cyclique.

Lors de la deuxième interruption de l'essai, à 250 000 cycles, les analyses ont montré que la fissure précédente ne s'était pas propagée. Elle a gardé sa taille initiale. En revanche, deux autres zones d'amorçage ont pu être décelées (Figure 2.62). Dans une zone présentant plusieurs pores de surface d'une taille inférieure à 100 μm , on constate deux fissures d'une longueur inférieure à 100 μm amorcées à partir des deux pores situés en haut de la Figure 2.62. Les autres pores présents ne font apparaître aucune fissure.

Les particules de silicium peuvent également constituer des zones d'amorçage comme on le constate sur la photo de droite. Suite à cet amorçage, la propagation s'est faite dans la phase α .

A 400 000 cycles, la première fissure que nous avons décelée, ne s'est toujours pas propagée. Sa taille initiale obtenue à 150 000 cycles est restée identique (Figure 2.63.a). Elle gardera cet état jusqu'à la rupture finale de l'éprouvette et ne subira aucune évolution.

Au niveau des pores, les fissures initialement amorcées (Figure 2.62) ne se sont pas elles aussi propagées. Elles se propagent légèrement jusqu'à 800 000 cycles puis gardent la même taille jusqu'à la rupture. En revanche, dans cette zone, deux nouvelles amorces de fissures apparaissent, une au niveau d'un pore et une au niveau des particules de silicium (Figure 2.63.b). Il est fort probable que la présence du pore près de cette particule ait créé un champ de contraintes non homogène dans cette zone, entraînant l'amorce d'une fissure sur une des

particules de silicium. A 800 000 cycles, on ne distingue plus qu'une seule et unique fissure, les deux fissures se sont rejointes. Cette fissure gardera la même taille jusqu'à la rupture finale.

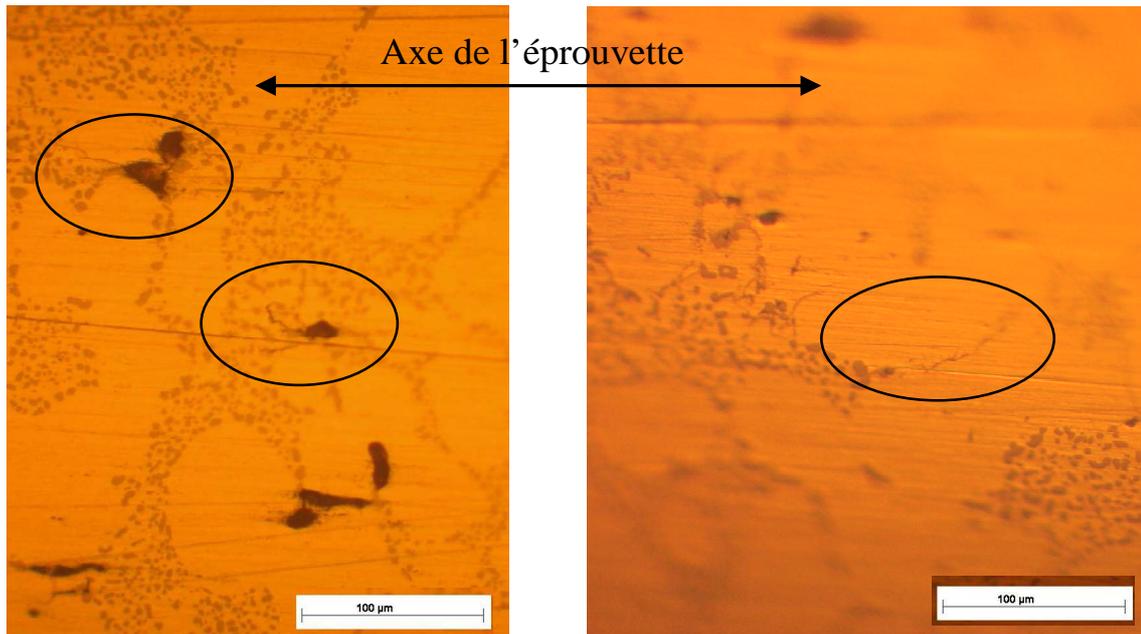


Figure 2.62. Amorçage de fissures sur pores et particules de silicium (250 000 cycles, $\tau_{amp}= 80$ MPa, $R=-1$)

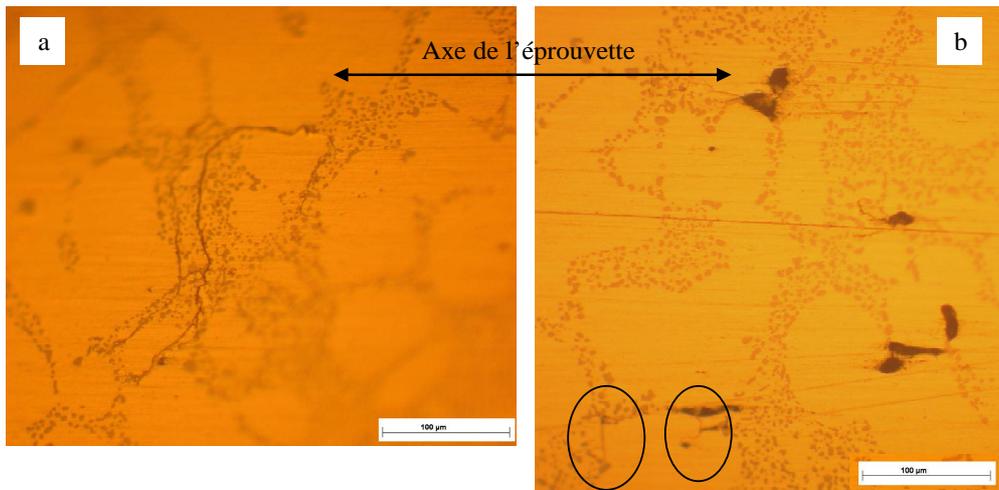


Figure 2.63. Fissures de fatigue (400 000 cycles, $\tau_{amp}= 80$ MPa, $R=-1$) a) Première fissure observé entre l'état initial et la rupture finale) b) Nouvelle amorçage de fissure

A 800 000 cycles, sur la Figure 2.64, on semble retrouver trois nouvelles amorces de fissures sur des particules de silicium (la présence de composés intermétalliques ne semble pas observable). Leur taille est d'environ 100 μm . L'ensemble des fissures observées ne montre pas de direction privilégiée à l'amorçage, contrairement au cas de chargement de traction uniaxiale.

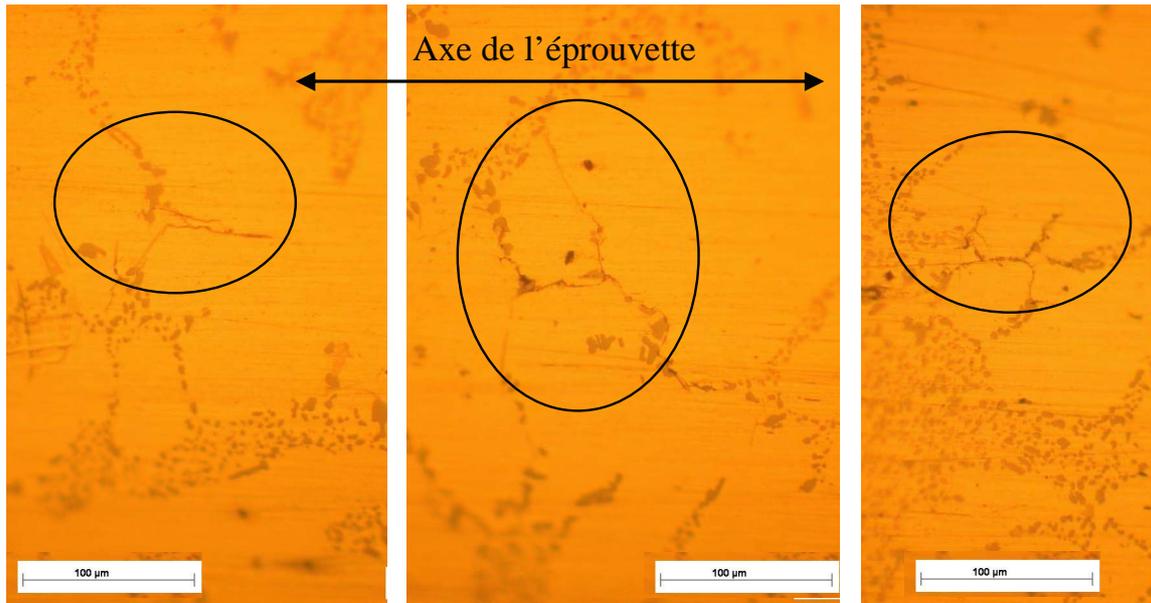


Figure 2.64. Nouvelles amorces de fissure dans la zone eutectique (800 000 cycles, $\tau_{amp}= 80$ MPa, $R=-1$)

La rupture finale de l'éprouvette s'est faite à $1.2 \cdot 10^6$ cycles. La propagation s'est faite selon le sens perpendiculaire à l'axe de l'éprouvette avec une légère bifurcation à 45° (Figure 2.65). Des observations de surface conduites sur d'autres éprouvettes montrent des caractéristiques de propagation similaires (Figure 2.66). La fissure de fatigue se propage principalement dans le plan de cisaillement maximal (mode II).

L'examen des faciès de rupture correspondants montre que l'amorçage des fissures ne s'effectue pas sur les pores. Il apparaît à partir de la surface libre, et même si la zone d'amorçage est parfois difficile à discerner, que les pores ne semblent pas présents dans cette zone. Pour les deux éprouvettes observées, la Figure 2.67 montre les quelques zones susceptibles d'être à l'origine de l'amorçage en surface libre.

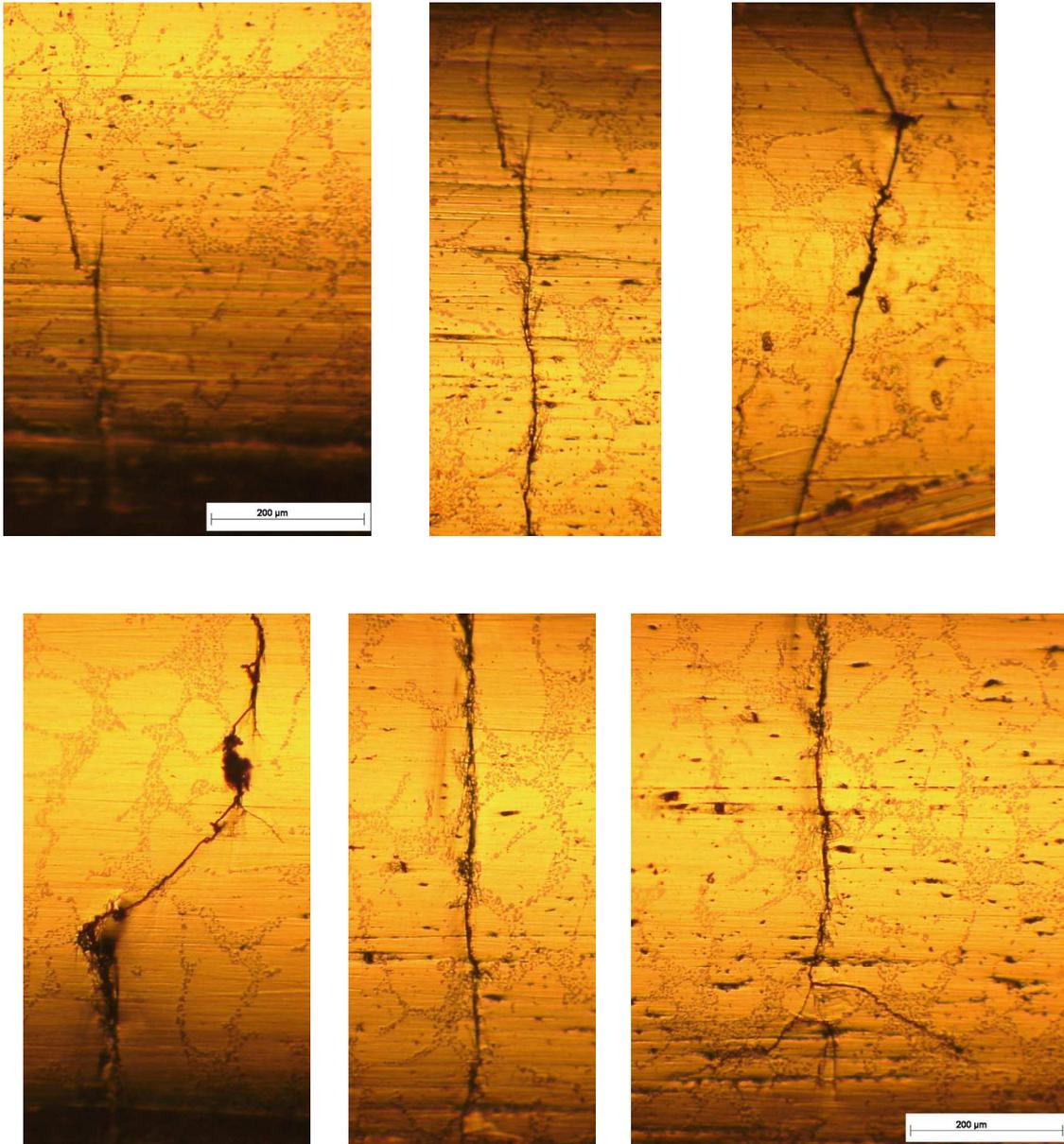


Figure 2.65. Propagation de la fissure principale avant rupture selon le plan de cisaillement maximal. ($1,2 \cdot 10^6$ cycles, $\tau_{amp} = 80$ MPa, $R = -1$)

Pour cette sollicitation de torsion, et contrairement au cas de la flexion, les pores semblent jouer un rôle secondaire, les fissures naissant dans la zone eutectique au niveau des particules de silicium ou à partir des intermétalliques de fer. La nocivité des pores est donc moindre en torsion, et ceci conformément aux nombreuses observations conduites par exemple par [Murakami 02] et [Billaudeau et al 2004] sur une large gamme de matériaux métalliques. Cette observation est également en accord avec les valeurs de dispersion obtenues à partir de la méthode de l'escalier sur un nombre important d'essais (19 pour la torsion pour un écart type de 14 MPa, 20 pour la flexion plane pour un écart type de 28 MPa). A travers ce changement de mode de sollicitations, on fait donc apparaître une compétition entre l'action des pores et le rôle de la matrice environnante, chacun des mécanismes opérant avec sa propre dispersion.

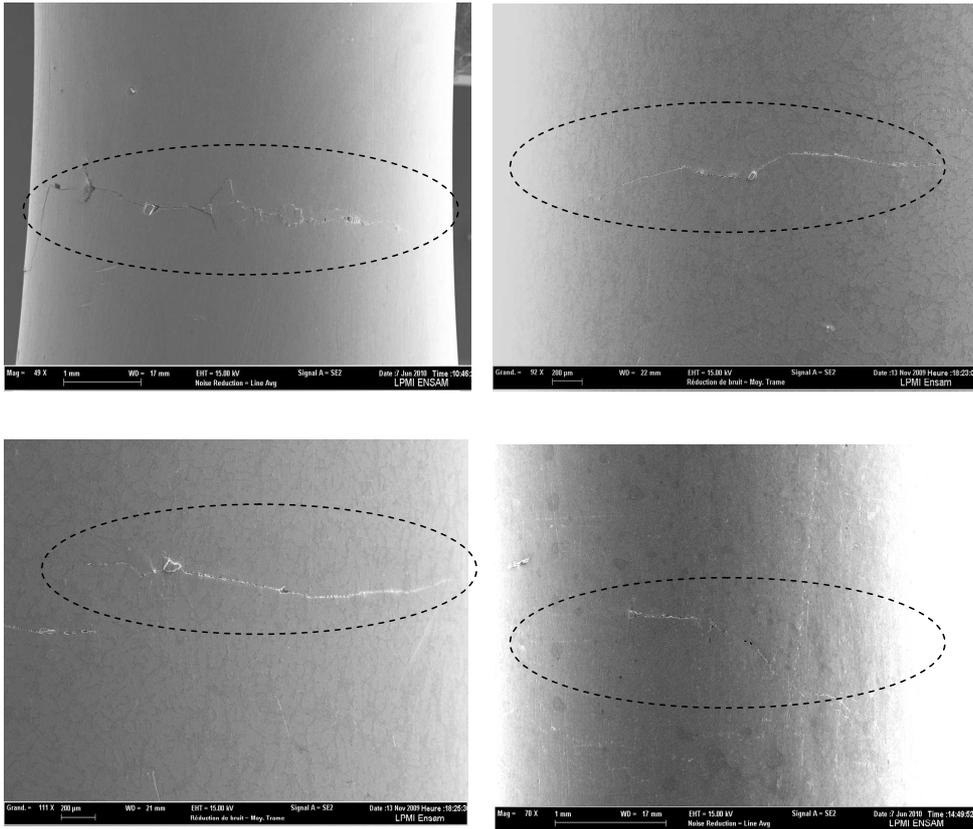


Figure 2.66. Propagation des fissures dans le plan de cisaillement maximal. (Torsion, $R=-1$)

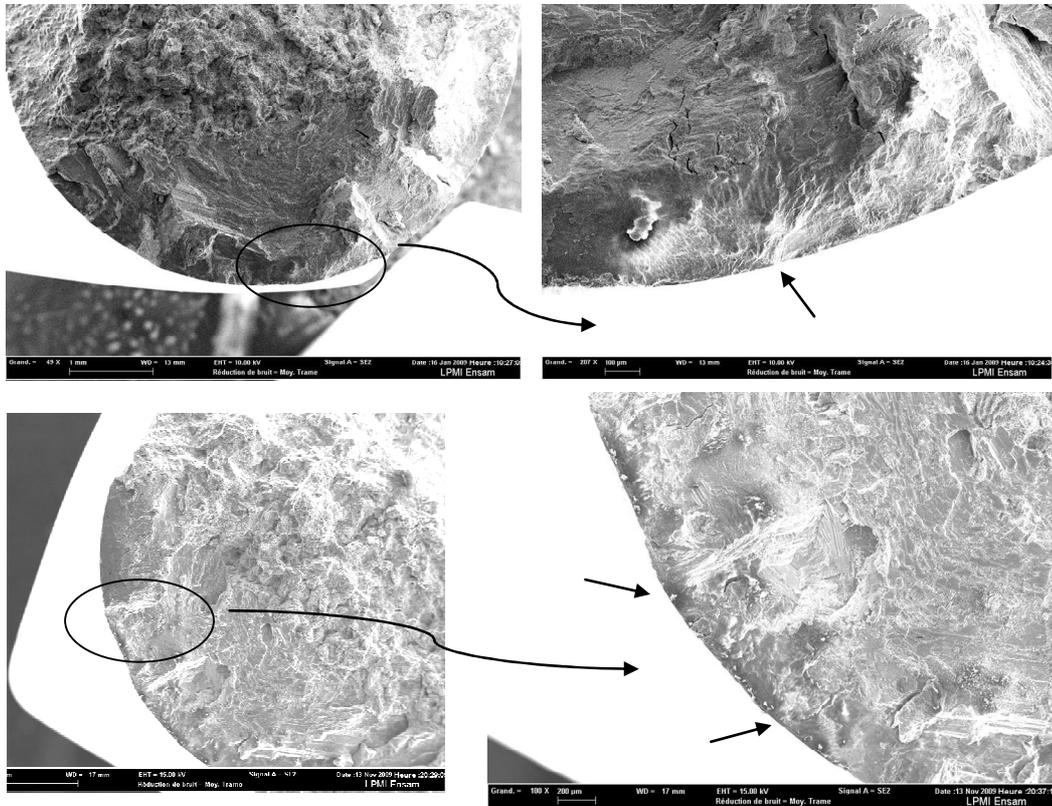


Figure 2.67. Faciès de rupture d'éprouvettes sous chargement cyclique sollicitées en torsion ($R=-1$)

Un trait caractéristique de la fissuration dans l'alliage de fonderie étudié concerne le trajet de propagation en mode II qui ne fait apparaître quasiment aucune bifurcation et ceci quelle que soit la taille de la fissure. [Pinna et al 2009] a déjà observé ce type de comportement dans des aciers maraging à hautes caractéristiques mécaniques. Le comportement macroscopique en fatigue de type fragile (rapport t_{-1}/s_{-1} proche de 1) est le point commun entre l'acier maraging et l'aluminium de fonderie étudié ici. Pour d'autres matériaux ne présentant pas ce comportement fragile, l'amorçage en torsion apparaît plutôt dans les plans de cisaillement maximum orientés à 0 et 90° par rapport à l'axe de l'éprouvette puis la fissure bifurque pour retrouver le plan de contrainte principale maximale orienté à +/- 45° de l'axe de l'échantillon. Ce cas est rencontré dans des aciers type C35 [Flacelière 2004] ou acier ER7 [Benabes 2006] (Figure 2.68).

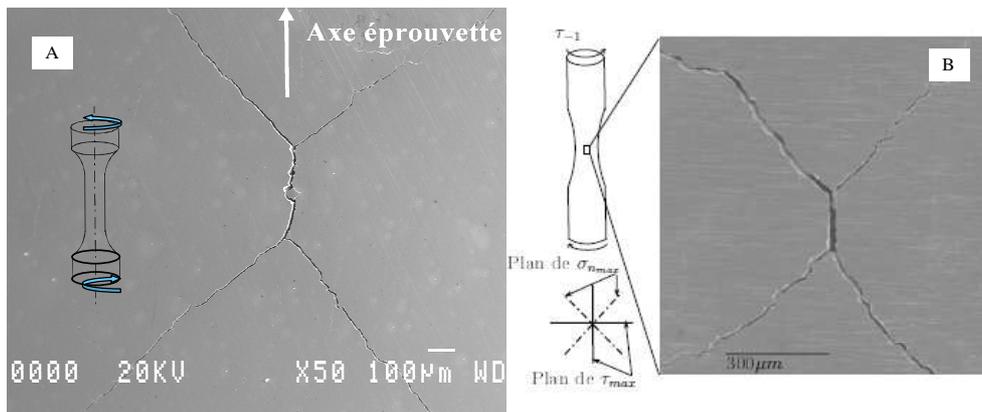


Figure 2.68. Orientation de la fissure macroscopique à la surface d'une éprouvette après essai de torsion a) C35 [Flacelière 2004] b) Acier ER7 [Benabes 2006]

Pour des aciers présentant des caractéristiques mécaniques élevées, certaines hétérogénéités microstructurales comme les inclusions non métalliques sont des sites privilégiés d'amorçage des fissures de fatigue. [Pessard 2004] montre, en particulier, dans un acier bainitique caractérisé par une densité importante d'inclusions de sulfure de manganèse, que ces dernières sont à l'origine, en traction uniaxiale, d'un comportement anisotrope en fatigue. Suivant l'orientation du fibrage par rapport à la direction de sollicitation, les fissures s'amorcent ou pas à partir de ces inclusions. Il apparaît également une anisotropie faible en torsion qui s'explique par le fait que les fissures naissent dans des zones vierges d'inclusion. Comme nous l'avons observé pour l'alliage d'aluminium de fonderie, la nocivité d'un défaut est bien moins importante en torsion.

2.4.3 Comportement sous chargement uniaxial (traction uniaxiale ou flexion) de l'alliage 2024-O

Avant de passer aux observations des mécanismes d'endommagement en fatigue conduites dans un alliage d'aluminium corroyé de type 2024-O (état recuit), certains résultats relatifs à des alliages de type 2024-T3 et issus de la littérature sont rappelés.

Plus précisément, les alliages présentant les traitements thermiques, T3 (Traitement thermique de mise en solution puis travail à froid et maturation) ou T351 (Traitement thermique de mise en solution puis relâchement des contraintes par elongation) sont considérés. Pour ce dernier, la microstructure obtenue (Figure 2.69) est caractérisée par la présence de particules noires intermétalliques d'Al-Cu-Mg et de particules grises d'Al-Cu-Mn-Fe.

Pour ce type de matériau associé au traitement thermique T3, de nombreux auteurs [Merati 2005, Halliday 2007, Laz 1997, Halliday 2003, Mayer 2006], ont observé que les particules sont le siège de l'amorçage de fissures en fatigue dans le cas de chargement de traction uniaxiale (Figure 2.70). Ils en ont conclu que ces particules représentent la principale discontinuité microstructurale contrôlant l'origine des fissures de fatigue.

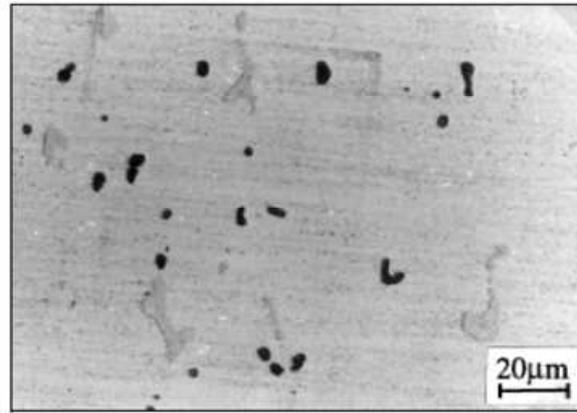


Figure 2.69. Microstructure du 2024-T351 (Particules intermétalliques grossières– particules de type Al-Cu-Mg en noir, particules de type Al-Cu-Mn-Fe en gris) [Guillaumin et al 1999]

[Merati et al 2005] n'ont pas observé d'amorçage provenant de décohésion à l'interface matrice/particules. Ils ont notamment trouvé une corrélation entre la taille des particules et les sites de nucléation. Le recensement de la taille des surfaces des particules montre que seulement celles de taille importante (possédant une aire supérieure à $100 \mu\text{m}^2$) entraînent un amorçage des fissures. En revanche, une faible corrélation a été retrouvée entre la taille des particules et la durée de vie en fatigue.

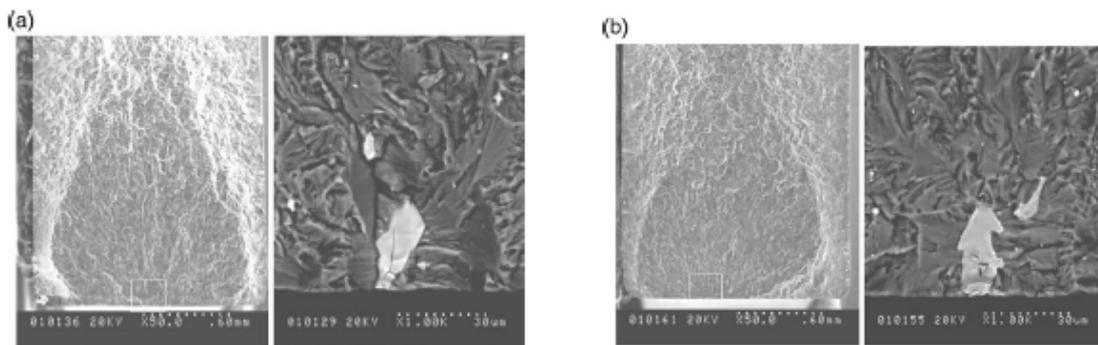


Figure 2.70. Faciès de rupture typique d'un amorçage de fissures de fatigue sur des particules à faible et fort grossissement sur un 2024-T3 [Merati 2005]

D'autres auteurs ont voulu comprendre les mécanismes d'endommagement en fatigue provenant de la sollicitation de torsion. [Mayer et al 2006] dans un article portant sur une étude du comportement d'un 2024-T351 dans des essais de fatigue ultrasonique, se sont penchés sur les mécanismes d'endommagement du matériau dans le cas de la torsion. Les observations en surface (Figure 2.71.a) montrent dans un premier temps que les fissures de fatigue s'amorcent de manière préférentielle dans les zones où apparaissent de fortes bandes de glissement se formant en surface dans la direction longitudinale. Puis, l'ensemble de ces microfissures se joignent entre elles pour former la fissure principale circonférentielle, qui tend à réduire la surface transversale, entraînant la rupture de la structure. La Figure 2.71.b présente un faciès de rupture produit par chargement cyclique de torsion. La rupture en fatigue de la pièce s'amorce en surface et se propage de manière circulaire quasi symétrique. La zone centrale montre une rupture ductile, atteinte après une taille critique de fissure entraînant la rupture de l'éprouvette. Les auteurs soulignent aussi la préférence de propagation des fissures dans les directions de cisaillement maximal.

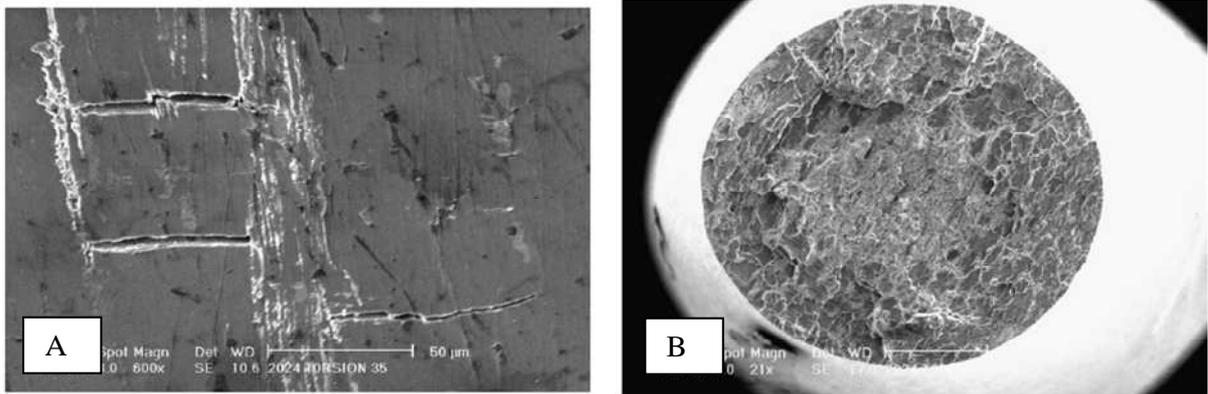


Figure 2.71. a) Surface d'une éprouvette cyclée en torsion à 150 MPa à 1.54×10^7 cycles sur un 2024-T351 [Mayer et al 2006] b) Faciès de rupture montrant une fissure de fatigue circumférentielle avec profondeur de 1-2 mm produit par chargement cyclique en torsion (150 MPa à 1.94×10^6 cycles sur un 2024-T351) [Mayer et al 2006]

Des observations ont alors été entreprises afin d'identifier les mécanismes dans notre matériau utilisé dans un état recuit. Il est important de préciser que, même sous le rapport de charge $R=-1$ et pour une amplitude de 85 MPa, le matériau ; ayant une limite d'élasticité proche de 80 MPa, subit une légère plastification.

Les essais ont été réalisés sous le rapport de charge $R=-1$, l'amplitude de contraintes appliquée est égal à 85 MPa. Les premières observations, à 20 000 cycles, montrent un relief de surface induit par la plasticité (Figure 2.72). Des microfissures de taille comprise entre 30 à 80 μm voient également le jour (Figure 2.73). Elles sont orientées de 0° à 45° par rapport à la direction de chargement. Les fissures observées s'amorcent soit au niveau de la matrice d'aluminium, soit au niveau des particules.

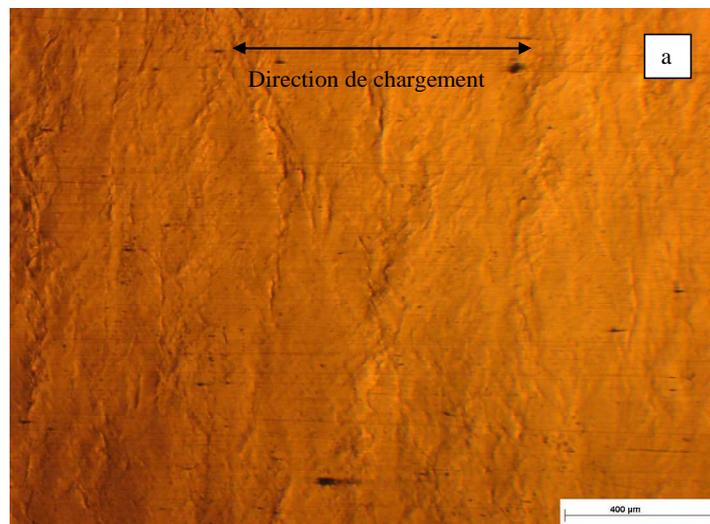


Figure 2.72. Etat de surface de la zone utile (2024-O, 20 000 cycles, $R=-1$)

Les observations et le suivi de l'évolution des fissures en surface ont montré que la fissure de la Figure 2.73.a garde sa taille initiale.

Plusieurs faciès de rupture ont été observés, sous deux rapports de charge différents, afin d'identifier le site d'amorçage des fissures sous les rapports de charge $R=-1$ et $R=0.1$.

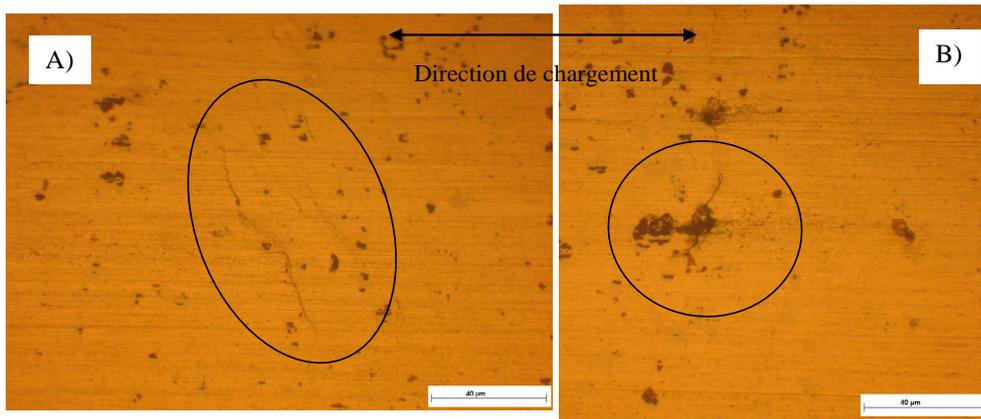


Figure 2.73. Observation des micro-fissures a) Amorçage dans la matrice b) Amorçage sur particules (2024-O, 20 000 cycles, $R=-1$)

Les faciès de rupture pour le premier rapport de charge $R=-1$ (Figure 2.73) montrent un amorçage des fissures entraînant la rupture finale de l'éprouvette de deux types. Sur le faciès de la Figure 2.74.a on ne remarque aucune particule dans la zone d'amorçage. Alors que sur le faciès de la Figure 2.74.b, une particule apparaît nettement dans la zone d'amorçage et ceci conformément aux observations dans la littérature sur un alliage 2024-T3 (Figure 2.70). Pour le deuxième rapport de charge, égal à 0,1, on aperçoit encore une fois les deux types d'amorçage (Figure 2.75).

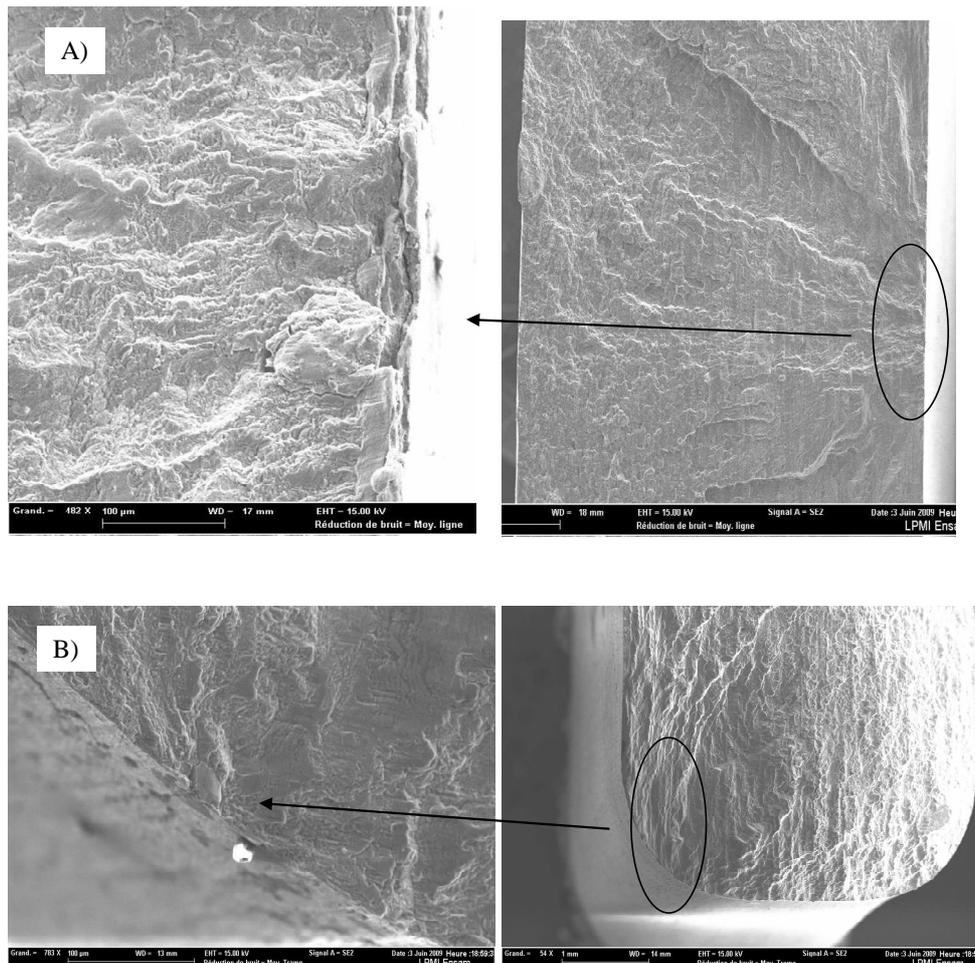


Figure 2.74. Faciès de rupture d'un 2024-O (Traction uniaxiale, $R=-1$)

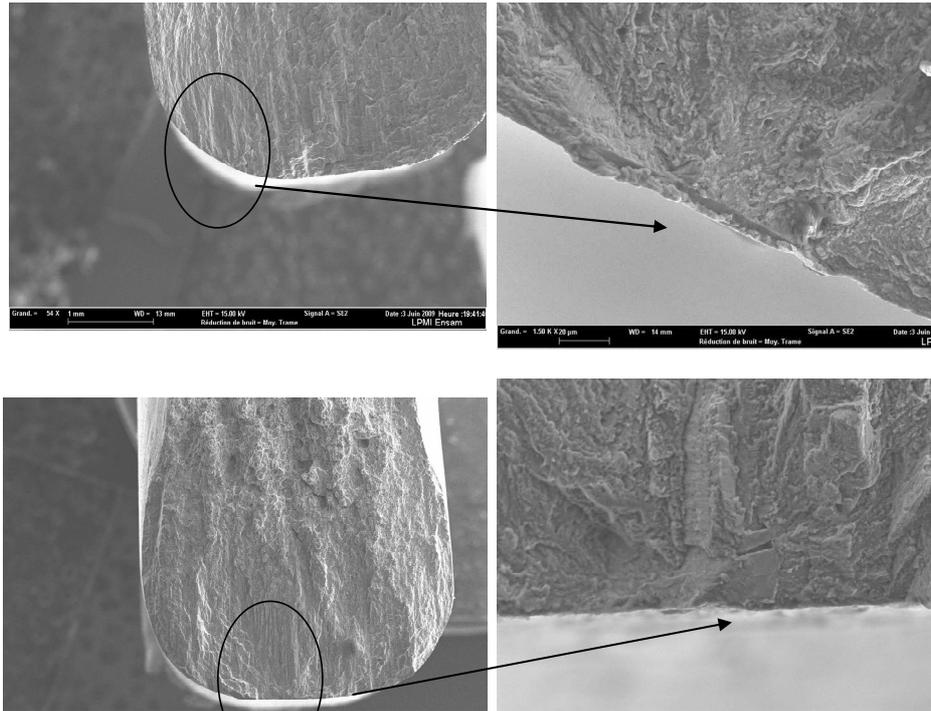


Figure 2.75. Facies de rupture d'un 2024-O (Traction uniaxiale, $R=0.1$)

2.5 Mécanismes d'amorçage de fissures sous fortes contraintes maximales, proches de la limite à rupture du matériau

Dans la littérature, peu d'informations existent concernant l'étude des mécanismes d'endommagement en fatigue sous fort rapport de charge. Pour ce type de chargement assez particulier, les mécanismes d'endommagement peuvent être de deux types. La première mise en charge peut produire de l'endommagement ductile si le niveau maximal atteint est suffisamment élevé. Au cours du cyclage autour d'une moyenne élevée, des mécanismes d'endommagement typiques de chargement cyclique agissent alors. Notre objectif dans cette partie est de mieux comprendre les interactions possibles entre ces deux types d'endommagement.

On caractérisera d'abord les mécanismes relatifs à la première mise en charge puis ceux liés au chargement de fatigue. Les chargements considérés sont ceux pour lesquels le niveau maximal atteint est au-delà du seuil d'écoulement plastique.

2.5.1 Mécanismes d'endommagement sous chargement monotone

2.5.1.1 Observations surfaciques AlSi7Cu05Mg03

Lors de la première mise en charge, deux mécanismes bien distincts d'endommagement ont pu être observés dans l'alliage d'aluminium de fonderie.

- Le premier concerne les particules de silicium avec des ruptures ou des décohésions à l'interface matrice-particule.

La Figure 2.76.a montre les deux types d'endommagement possibles. A travers l'ensemble des observations conduites, il semble que les particules rompues sont plus nombreuses que celles subissant une décohésion. Il apparaît également, pour ce chargement uniaxial, que les ruptures se font majoritairement suivant une direction perpendiculaire à la direction du chargement. Les microfissures créées ont tendance à se propager dans la zone eutectique de particule à particule (Figure 2.76.b).

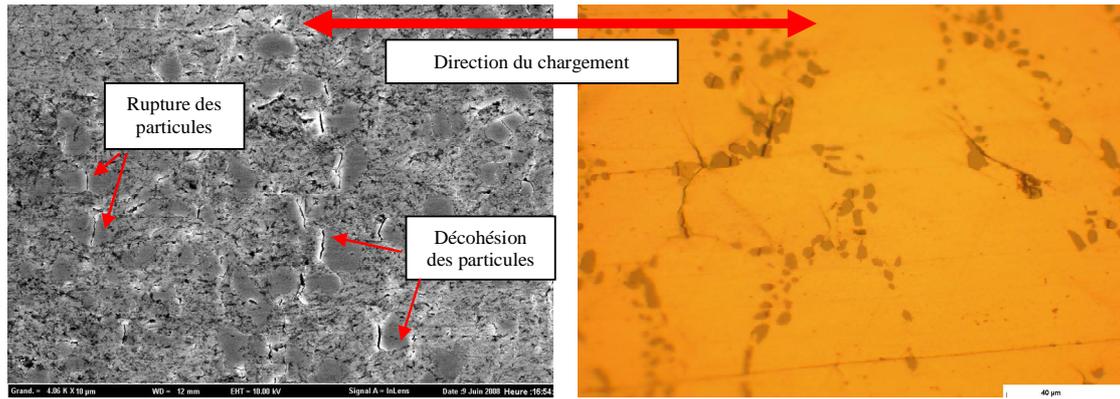


Figure 2.76. a) Rupture et décohésion des particules de silicium b) Décohésion de particules de silicium (AlSi7Cu05Mg03, chargement monotone de 290 MPa)

Un suivi de l'évolution de l'endommagement en surface dans 30 zones (200 μm x 150 μm) de la partie utile, a été conduit à différents niveaux au cours d'un chargement monotone. Il apparaît que seules quelques particules se rompent à 280 MPa (Figure 2.77). De 280 à 300 MPa, leur nombre augmente de manière exponentielle (alors que la déformation n'a cru que de 1% entre ces deux niveaux).

Ce type d'endommagement sous chargement monotone avec la présence de particules de silicium au comportement fragile et de la phase α au comportement ductile est retrouvé dans la littérature. [Samuel et al 1994], dans un composite 359/ Al_2O_3 avec 0.07% de strontium et riche en particules d'alumine (ou oxyde d'aluminium), observent les mêmes mécanismes et montrent que les particules de silicium sont des sites privilégiés d'endommagement, leur distribution spatiale conditionnant le trajet de fissuration.

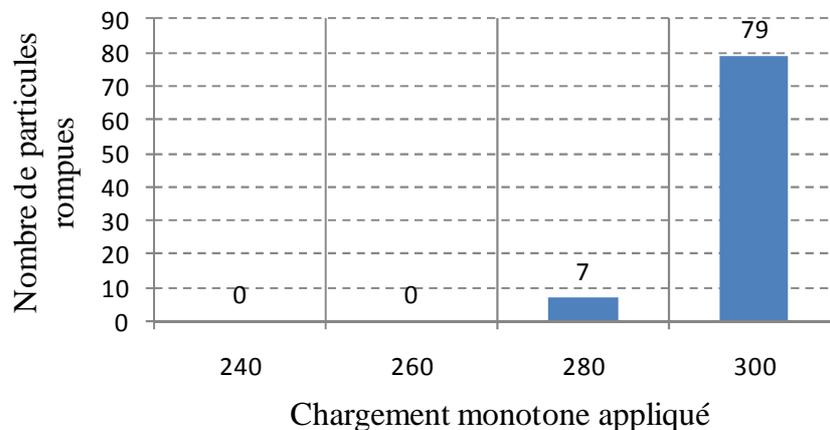


Figure 2.77. Nombre de particules cassées en fonction du chargement monotone

Après la croissance et la coalescence des micro-fissures, des fissures (Figure 2.78) d'une taille moyenne de 200 μm (chargement monotone de 300 MPa) voient le jour. Aucune orientation préférentielle n'a pu être observée pour ces dernières.

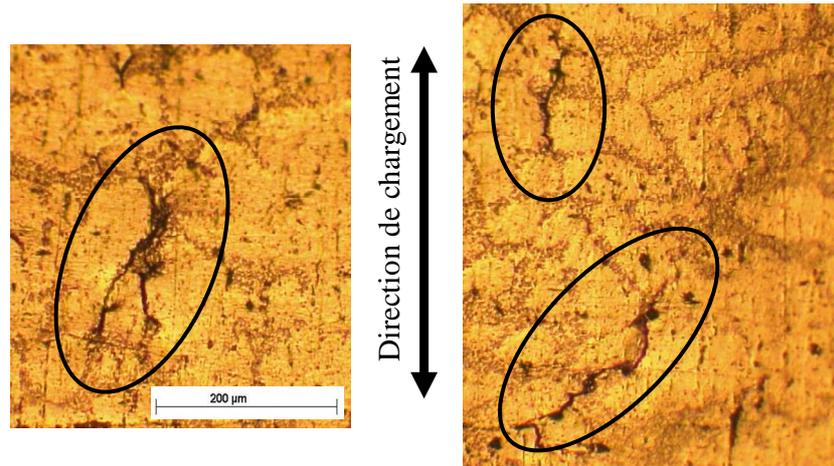


Figure 2.78. Stade de coalescence des fissures dans la zone eutectique (chargement monotone appliqué de 300 MPa)

- Le second type de dommage observé est associé à la présence des porosités

Les pores sont d'abord des concentrateurs de contrainte qui favorisent l'activation des mécanismes de plasticité puis d'endommagement. La Figure 2.79. montre l'évolution du dommage au voisinage d'un de ces pores pour des niveaux de contrainte croissants (de 220 à 300 MPa). Les clichés de la Figure 2.79 sont issus d'une série d'observation conduite sur sept zones d'une taille voisine de 1000 µm x 700 µm. Ils montrent la présence de quatre porosités. Trois d'entre elle sont petites (avec un rayon maximal d'environ 15 µm) et situées à la périphérie d'une plus grande porosité (rayon d'environ 35 µm). Il est légitime de penser que ces porosités sont liées entre elles par un réseau en sous-couche.

A 220 MPa : Même si une fissure semble lier la porosité centrale avec sa plus proche voisine, peu de dommage est apparent.

A 240 MPa : Ce niveau de contrainte est proche de la limite d'élasticité du matériau. A partir de la plus grande porosité, une fissure d'environ 40 µm est apparue dans une zone exempte de particules de silicium.

A 260 MPa : Trois fissures apparaissent maintenant à partir du pore de plus grande taille. Une de ces fissures progresse à travers une zone eutectique. Le pore situé vers le bas est également à l'origine d'une fissure. En revanche, sur les autres régions de la zone observée, aucune trace d'endommagement n'est visible.

A 280 MPa : Les fissures sont sur le point de se rejoindre. Le pore situé au-dessus du pore central n'a engendré encore aucune fissure.

A 300 MPa : L'endommagement devient conséquent dans toute la zone observée et pas uniquement autour du plus grand pore.

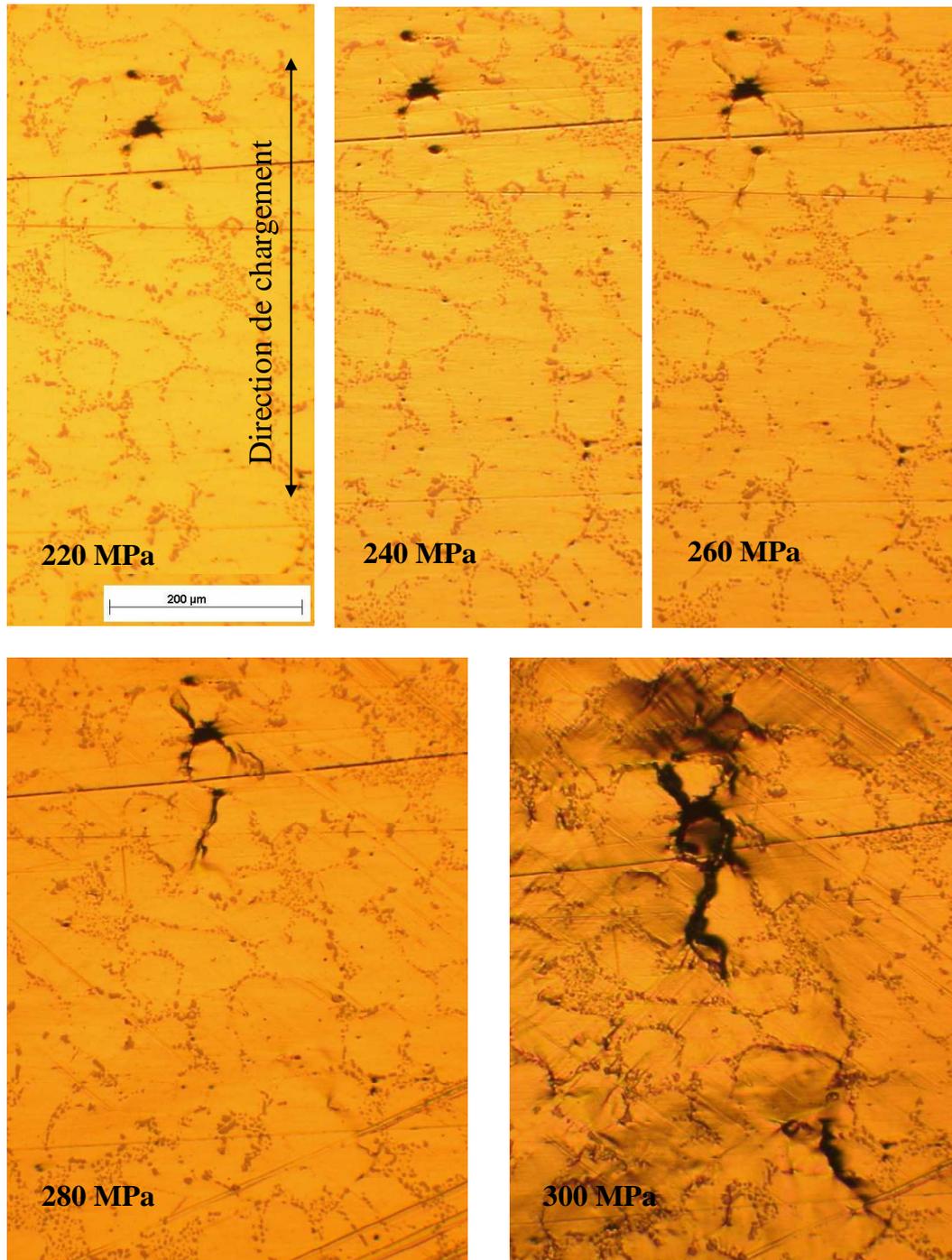


Figure 2.79. Evolution de l'endommagement au voisinage d'un pore pour des niveaux croissants de contrainte (de 220 à 300 MPa)

Les observations de la Figure 2.79. permettent de retrouver les trois étapes principales de l'endommagement ductile, à savoir, l'étape de nucléation (vers 240 MPa), la phase de croissance (vers 280 MPa), et enfin la coalescence (vers 300 MPa).

L'observation des sept zones a permis de montrer que les défauts (porosités) ne sont pas nécessairement le siège de mécanismes d'endommagement. Certaines sont exemptes de fissures (Figure 2.80).

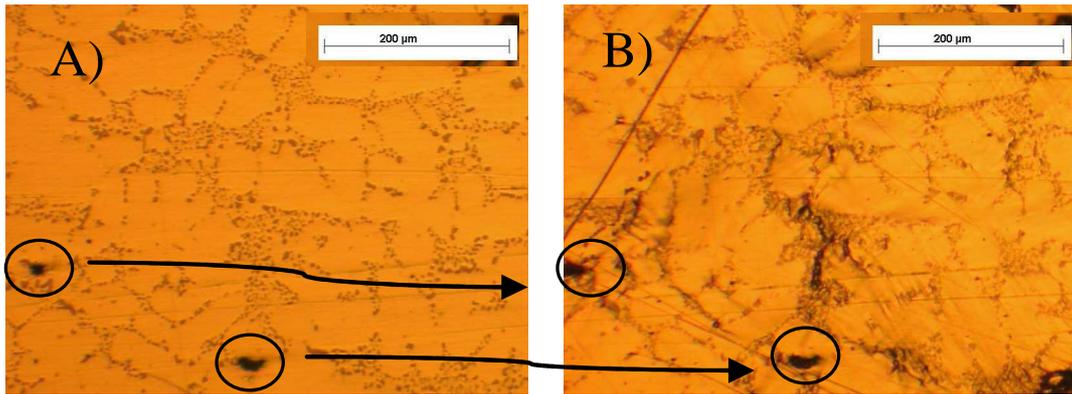


Figure 2.80. Absence d'endommagement autour de pores a) Chargement monotone de 220 MPa b) Chargement monotone de 300 MPa.

2.5.1.2 Caractérisation de l'évolution de la porosité en volume par tomographie

Afin d'obtenir des informations en volume sur les mécanismes d'endommagement observés sous chargement monotone, une analyse de l'évolution de la taille des pores a été conduite par tomographie. Plus précisément, un même volume de $3,5 \times 4 \times 6,5 \text{ mm}^3$ a été analysé dans la zone utile de l'éprouvette présentée sur la Figure 2.22 avant et après l'application d'un chargement monotone jusqu'à une contrainte de 310 MPa (proche du R_m).

La Table 13 regroupe les résultats obtenus entre les deux états de chargement, initial et final de 310 MPa.

	Nombre de pores	Volume de pore le plus élevé (μm^3)	Fraction volumique de pores (Vol. de pores/ vol. total)
Etat initial	741	44 625	$4.4 \cdot 10^{-5}$
Etat final (310 MPa)	526	1 891 125	$9.1 \cdot 10^{-5}$

Table 13 Evolution des caractéristiques des pores après mise en charge à 310 MPa

Il apparaît que le nombre de pores à l'issue de la mise en charge a diminué et que la taille du plus gros pore a considérablement augmenté. Ce résultat s'explique simplement par l'apparition de mécanismes de coalescence au cours du chargement et la croissance des microcavités autour des pores présents initialement dans le matériau. La distribution des volumes de pores avant et après mise en charge (Figure 2.81.) montre que la taille du pore le plus gros a été multiplié par 42. Sa sphéricité est égale à 0,18, ce qui en fait un défaut très tortueux et très allongé. Quant à la fraction volumique de pores, on constate une évolution d'un facteur 2 mais les valeurs obtenues sont au plus d'environ 10^{-4} . Il apparaît que le nombre des pores les plus petits a fortement diminué. La coalescence des microporosités doit en être la principale cause. En revanche, à travers la Figure 2.81.b où sont représentés uniquement les pores de plus grande taille, on constate la présence de pores de volume très élevé. Les trois plus importants ont des tailles respectives de 166 750, 293 375 et de 1 891 125 μm^3 .

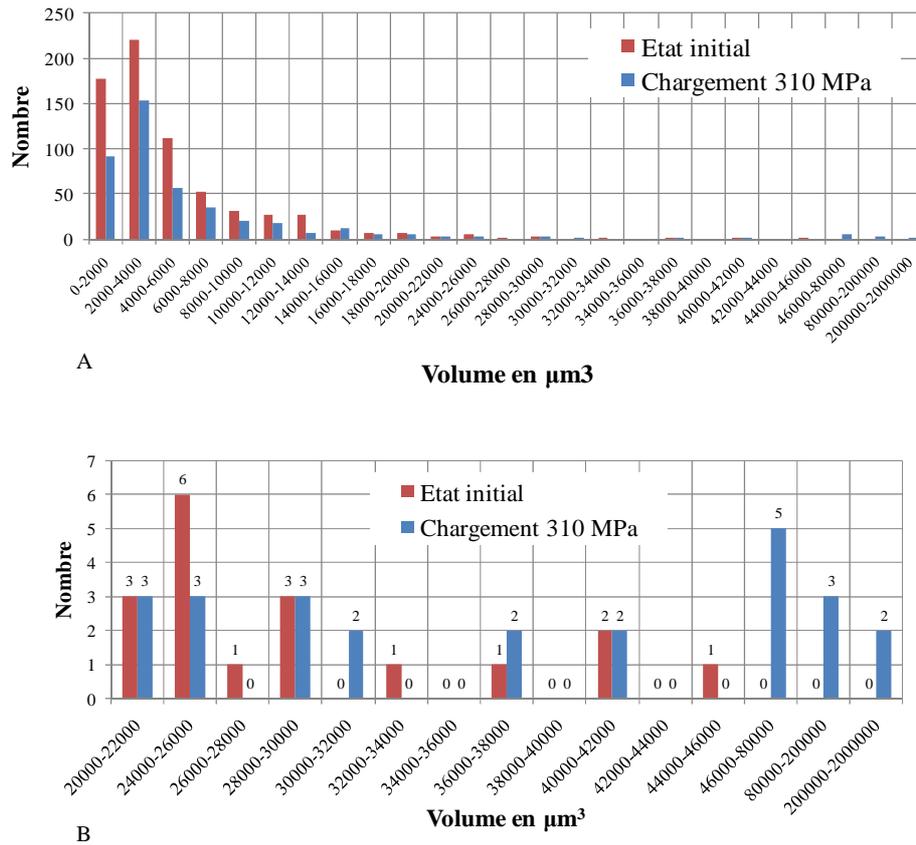


Figure 2.81. a) Distribution du volume des pores avant et après chargement b) Distribution des volumes des pores les plus importants avant et après chargement

En utilisant la technique de tomographie et la reconstruction des images 3D des pores, il est possible d'accéder à la géométrie du plus gros pore (Figure 2.82.) avant et après le chargement de 310 MPa.

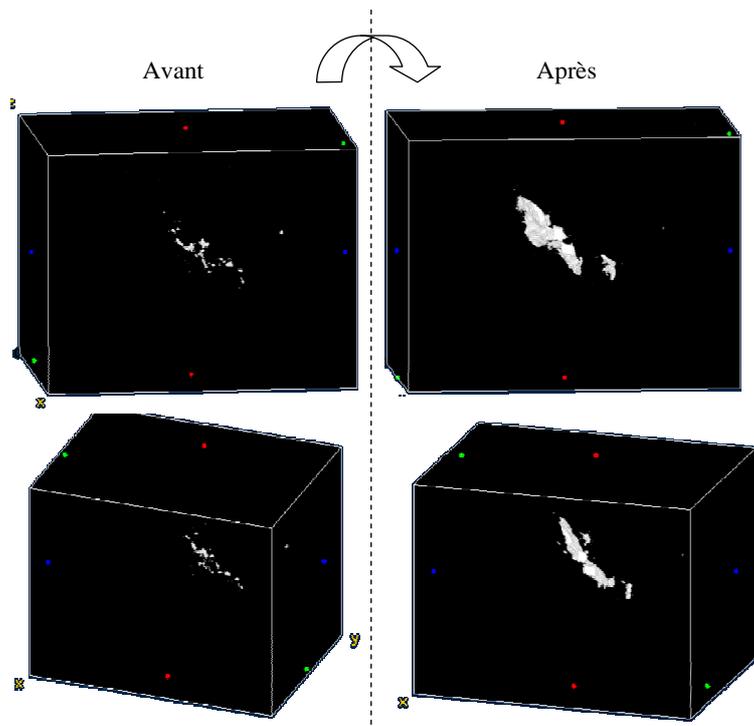


Figure 2.82. Représentation 3D du pore avant et après chargement monotone de 310 MPa (700 x 500 x 300 μm)

En examinant l'ensemble des coupes de normale z pour le cas après application du chargement de 310 MPa, on constate que la plus grande porosité concentre l'essentiel de l'endommagement. La géométrie du pore est très allongée, ce qui explique la sphéricité obtenue égale à 0,18. Une coupe (3.45 x 4 mm) dans un plan permet de mieux visualiser et apprécier cette forte localisation (Figure 2.83.).

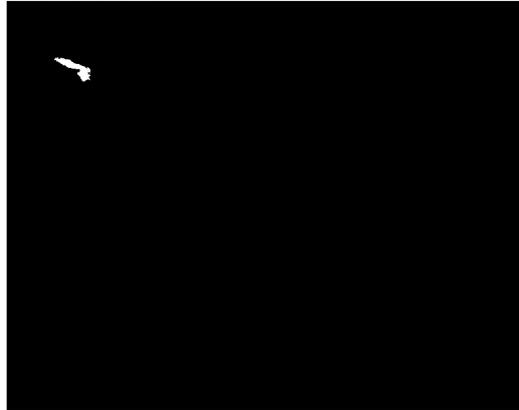


Figure 2.83. Coupe dans un plan z avec la présence du pore de volume le plus élevé

Pour conclure, l'endommagement dû à la première mise en charge apparaît à deux échelles distinctes, celle des particules de silicium et celle des porosités présentes initialement dans le matériau.

On a observé, à l'issue de la première mise en charge, qu'un mécanisme de coalescence de ces porosités conduisait à une porosité de grande taille (par rapport aux autres). Il est fort probable que l'application d'un chargement cyclique après ce premier quart de cycle conduira à un amorçage autour de cette porosité.

Il a également été constaté que la fraction volumique de porosité reste faible même pour un niveau proche du R_m .

2.5.1.3 Observations surfaciques dans l'alliage 2024-O

La Figure 2.84 est une vue caractéristique de la zone utile à différents instants d'un chargement monotone (80, 150, 180 puis 200 MPa). On constate une intensification progressive du glissement plastique de surface jusqu'à l'obtention d'un relief très marqué en surface (Figure 2.85).

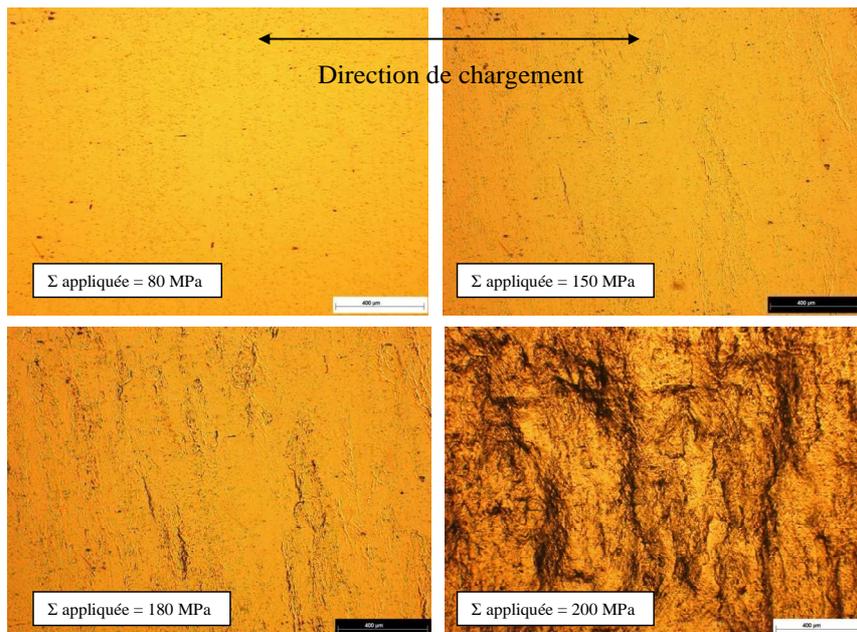


Figure 2.84. Evolution du glissement plastique de surface pour différents niveaux de contrainte d'un chargement monotone (non cyclique)

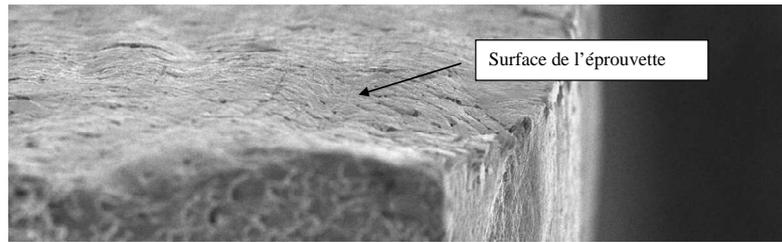


Figure 2.85. Relief de la partie utile de l'éprouvette après chargement monotone de 200 MPa

Afin de caractériser les mécanismes d'endommagement locaux, des observations ont été conduites en surface de la partie utile sur huit zones d'une taille de 200 μm x 150 μm et ceci pour des niveaux croissants de contrainte jusqu'à la limite à rupture du matériau R_m .

A partir de 180 MPa, des mécanismes de décohésion ou de rupture sont visibles au niveau des particules (principalement de type CuMgAl₂) sur la Figure 2.86. Il apparaît également des fissures qui naissent dans la matrice sans lien apparent avec les particules. Elles sont globalement perpendiculaires à l'axe de traction donc orientées dans la direction de laminage (Figure 2.87.a). La longueur de ces fissures est comprise entre 20 et 100 μm . Les différentes zones observées montrent que quelques fissures apparaissent dès 80 MPa, soit à la limite d'élasticité du matériau, mais la plupart apparaissent plutôt, vers 150 MPa.

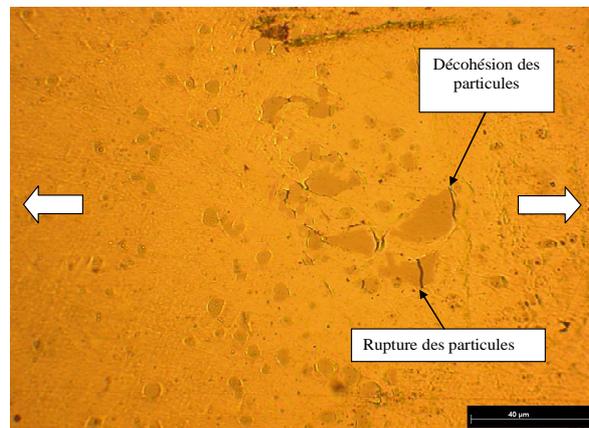


Figure 2.86. Décohésion et rupture locale des particules (2024-O) sous chargement monotone de 180 MPa.

La Figure 2.87.b montre un cliché M.E.B. d'une fissure d'environ 200 μm apparue sous une charge monotone de 210 MPa. A nouveau, cette fissure préexistante constituera un site privilégié d'amorçage des fissures de fatigue lors de l'application du chargement cyclique.

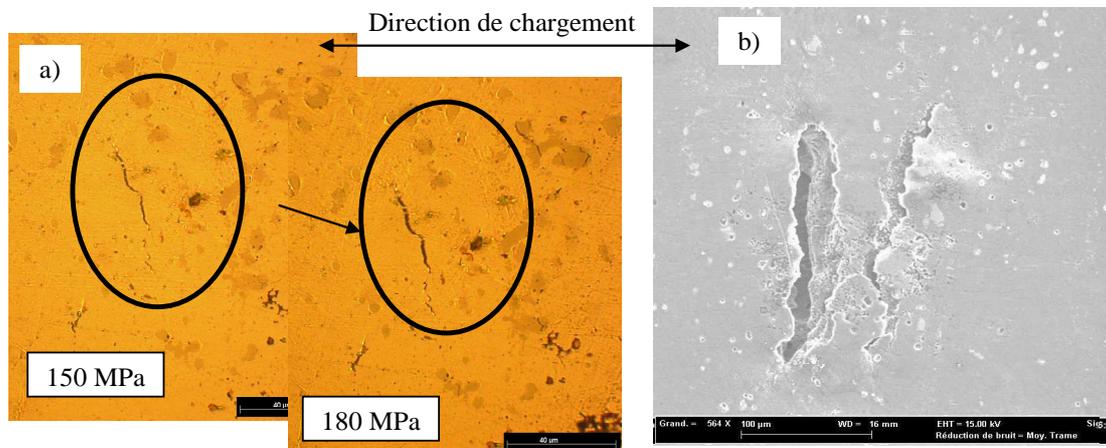


Figure 2.87. a) Fissure amorcée dans la matrice pour un chargement de traction uniaxiale monotone (150 et 180 MPa) b) Fissure observée après une mise en charge à 210 MPa.

2.5.2 Mécanismes d'amorçage de fissures de fatigue dans le cas de fortes contraintes maximales proche de la limite à rupture du matériau

2.5.2.1 Cas de l'alliage d'aluminium de fonderie AlSi7Cu05Mg03

La partie précédente nous a permis de mieux connaître l'état de la microstructure atteint à l'issue de la première mise en charge. Il est question maintenant de décrire les effets de cyclage. On étudie le cas du rapport de charge $R=0.88$ et on se place juste au-dessus de la limite de fatigue. Les observations conduites à faible grossissement montrent une évolution en surface du glissement plastique (Figure 2.88). On constate une intensification de la rugosité de surface induite par la plasticité avec l'augmentation du nombre de cycles.

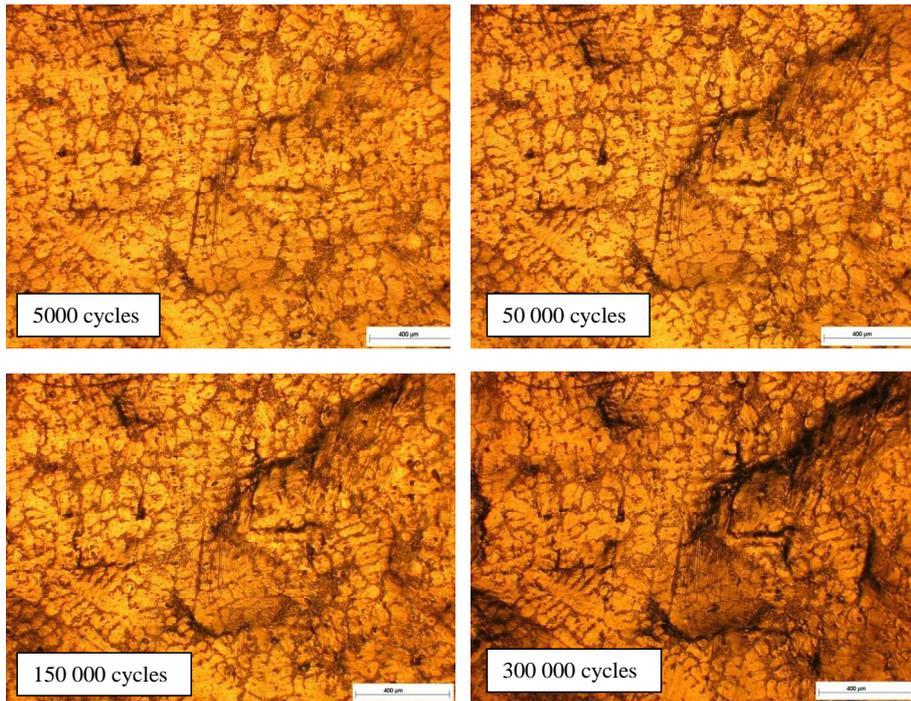


Figure 2.88. Evolution en surface de la micro-plasticité pour différents nombres de cycles

Les zones sombres et noires de la Figure 2.88 ne doivent pas être assimilées à un dommage ou une fissure qui croît. Elles sont uniquement dues au relief et à l'utilisation de la microscopie optique. L'utilisation d'un plus fort grossissement dans ces zones montre clairement qu'il y a très peu de dommage (Figure 2.89.).

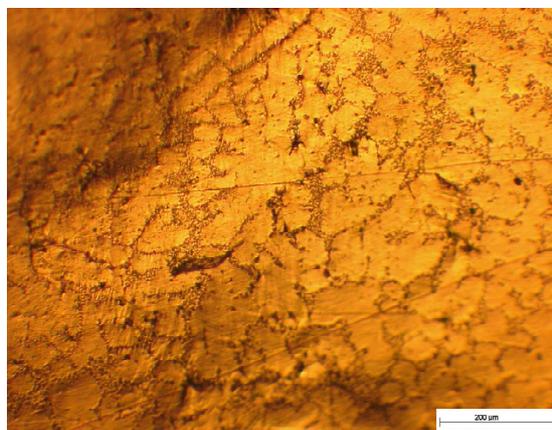


Figure 2.89. Agrandissement d'une zone sombre de la Figure 2.88

La Figure 2.90. présente un faciès de rupture caractéristique obtenu sous fort rapport de charge ($R \approx 0.9$) et pour le nombre de cycles à rupture de 550 000 cycles. Il se distingue nettement de celui caractéristique des faibles rapports de charge (Figure 2.51).

La Figure 2.91. est une représentation schématique du faciès obtenu. On distingue nettement trois zones :

- La zone 1 due à l'endommagement créée dès le premier quart de cycle. La zone endommagée se répartit autour d'une porosité. On distingue la présence de cupules, habituellement observées dans les mécanismes de rupture ductile,
- La zone 2 est typique d'un faciès de propagation d'une fissure de fatigue dans un alliage d'aluminium (Figure 2.51),
- La zone 3 est une zone de rupture ductile associée à la propagation finale de la fissure principale.

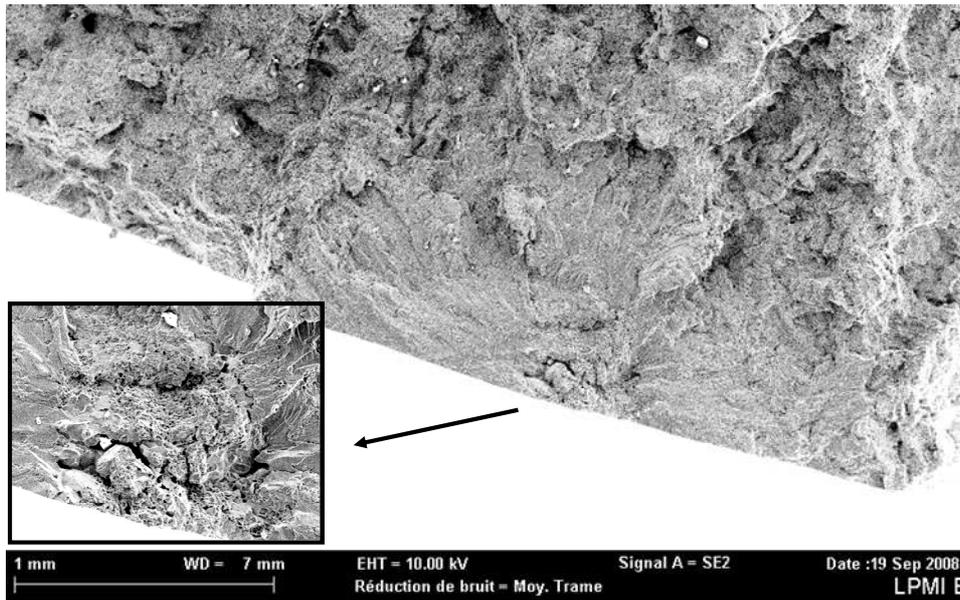


Figure 2.90. Faciès de rupture sous fort rapport de charge d'un $AlSi7Cu05Mg03$ ($R \approx 0.9$)

Ainsi, pour les forts rapports de charge, le mécanisme d'amorçage de fissure de fatigue semble influencé par l'endommagement généré dès le premier quart de cycle. Dans la partie traitant des mécanismes d'endommagement après la première mise en charge, il est apparu, grâce à l'utilisation de la tomographie, que les porosités pouvaient croître et coalescer pour former un pore d'une taille importante par rapport au matériau initial. Dans l'exemple de la Figure 2.91., le premier quart de cycle est sans nul doute à l'origine de la présence de la zone dénotée I. Cette zone facilite l'amorçage de la fissure de fatigue sous l'action du chargement cyclique. La chute de l'écart-type avec l'augmentation du rapport de charge montre également que la première mise en charge tend à diminuer l'effet des hétérogénéités microstructurales (micro-retassures et particules de silicium) à l'origine de la forte dispersion rencontrée pour les faibles rapports de charge. Cette mise en charge initiale a pour effet d'accroître la taille critique des retassures en particulier par coalescence.

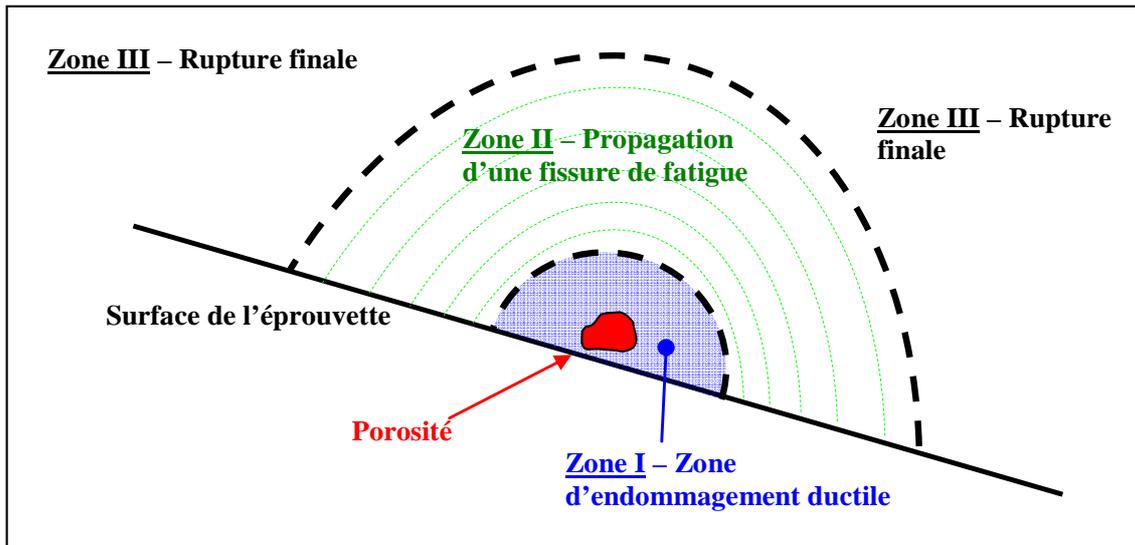


Figure 2.91. Représentation schématique du faciès de rupture obtenu sous fort rapport de charge

2.5.2.2 Cas de l'Alliage 2024-O

Au niveau de la limite de fatigue et pour des rapports de charge R élevés, l'amplitude de chargement admissible est bien plus élevée pour l'alliage corroyé que pour l'alliage de fonderie où l'amplitude peut être très faible.

Après le premier quart de cycle, les observations de surface montrent un glissement plastique réparti uniformément sur toute la zone utile de l'éprouvette, et ceci contrairement au cas de l'alliage d'aluminium de fonderie. Les observations au microscope optique en cours de cyclage sont très difficiles à cause de la rugosité de surface due au glissement plastique important. Pour cette raison, seuls les faciès de rupture sont analysés.

Les quatre faciès de rupture de la Figure 2.92 montrent que le site d'amorçage des fissures s'apparente à un défaut de forme rectangulaire dont les dimensions présentent une longueur d'environ $100\ \mu\text{m}$ et une largeur très faible, de l'ordre de $5\ \mu\text{m}$. Cette cavité à la géométrie très particulière apparaît nettement sur le dernier faciès.

Lors des observations surfaciques des mécanismes d'endommagement sous chargement monotone, la présence de fissures dans la matrice a été mise en évidence. Ce type de fissure est visible sur la Figure 2.92. Il est fort probable que la fissure de fatigue s'amorce sur ce type de défaut initial (dû au premier quart de cycle). Les dimensions de ce défaut s'apparentent aux dimensions rencontrées lors des observations surfaciques (Figure 2.87), de plus la géométrie observée est fort similaire.

Les faciès de rupture obtenus dans la zone d'amorçage sont donc différents de ceux observés sous faible rapport de charge (Figure 2.74 et Figure 2.75). La Figure 2.93 est une représentation schématique du faciès observé.

On retrouve une nouvelle fois les trois zones préalablement définies dans le cas de l'alliage d'aluminium de fonderie :

- La zone I correspond à un défaut créé lors du premier quart de cycle. Ce défaut devient une zone privilégiée d'amorçage de la fissure de fatigue,
- La zone II est une zone typique d'une propagation de fissure de fatigue.
- La zone III est une zone de rupture finale.

La taille du défaut entraînant l'amorçage de la fissure est d'une longueur voisine de $100\ \mu\text{m}$ (Zone I). La taille critique de la fissure entraînant la rupture du matériau est d'environ $3\ \text{mm}$.

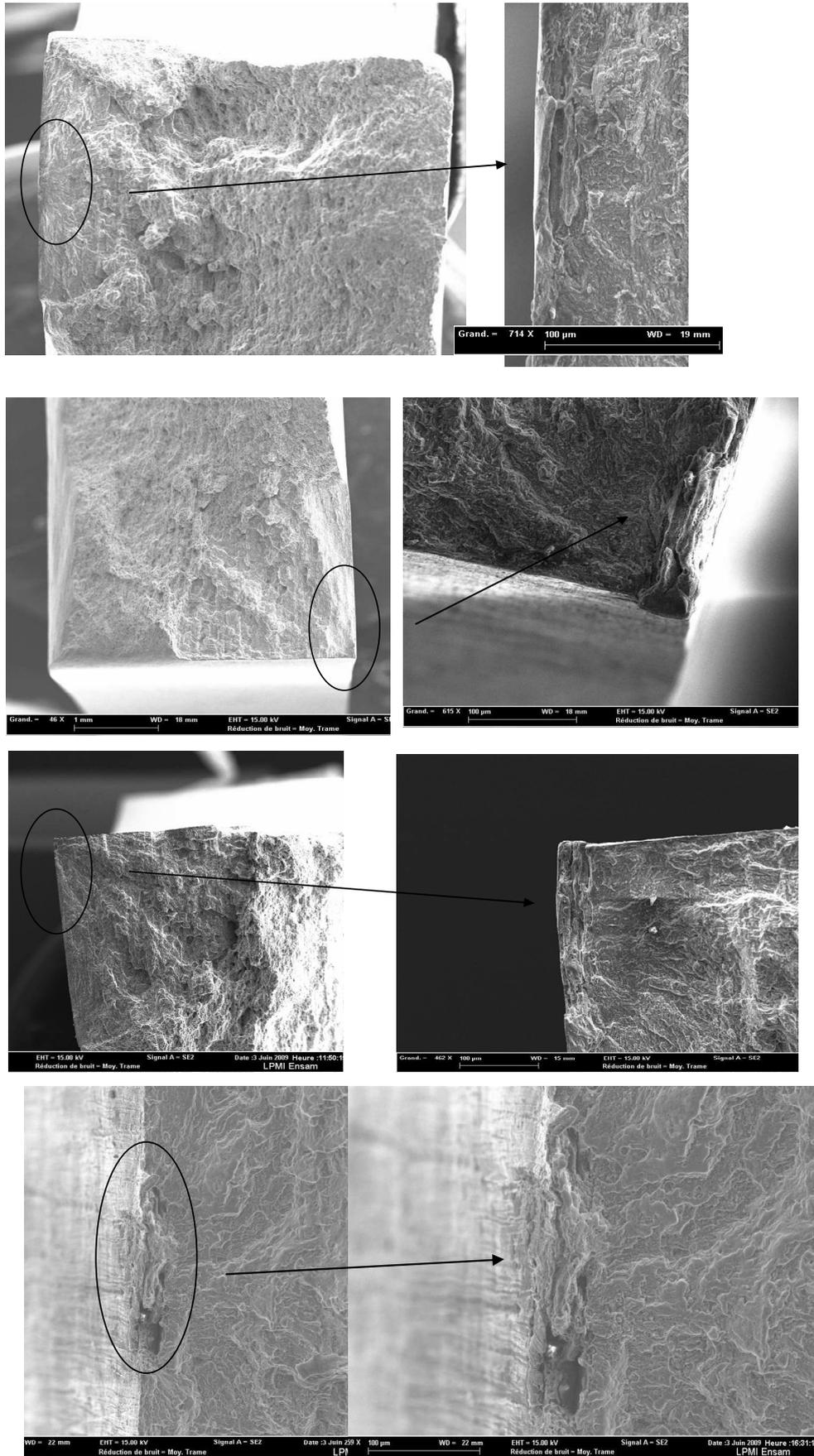


Figure 2.92. Faciès de rupture d'un 2024-O sous contrainte maximale proche de la limite à rupture du matériau.

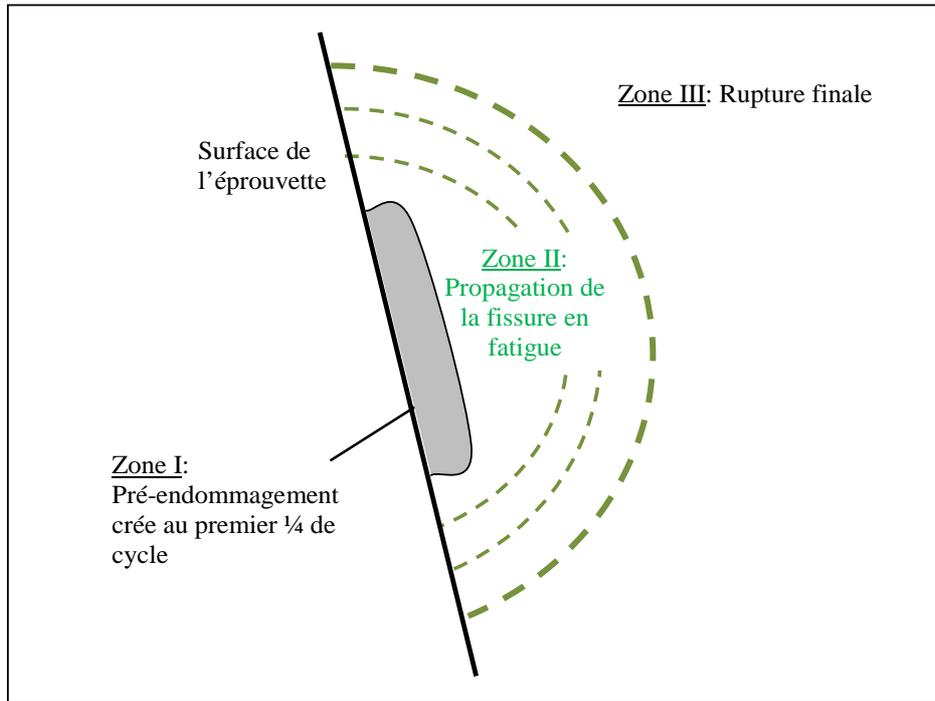


Figure 2.93. Représentation schématique du faciès de rupture obtenu sous forte contrainte max. proche de la limite à rupture du matériau pour un 2024-O

2.6 Synthèse et analyse

2.6.1 Synthèse des résultats obtenus et des mécanismes d'amorçage associés pour les deux alliages d'aluminium

- AlSi7Cu05Mg03

L'ensemble des données en fatigue obtenues pour l'alliage d'aluminium de fonderie est résumé dans le tableau suivant.

Sollicitation	Σ_{moy}	Σ_{amp}	R	écart-type
Flexion plane	0	82.5	-1	27.8
	77	63.1	0.1	32.8
	195.5	44.5	0.62	7
	251	15	0.88	5.3
	283.5	11.5	0.92	5.3
Compression	- 150	150	∞	24.7
Traction uniaxiale [Bellett et al 2005]	82.5	51	0.25	11.1
	172	26	0.73	5.1
	τ_{moy}	τ_{amp}	R	écart-type
Torsion	0	92	-1	14

Table 14 Limites de fatigue obtenues sur l'AlSi7Cu05Mg03

A l'issue de cette première partie expérimentale, il apparaît que :

- Le comportement en fatigue à grand nombre de cycles est de type fragile caractérisé par une sensibilité très importante à la moyenne sous sollicitation uniaxiale et un rapport entre la limite de fatigue en torsion purement alternée et en flexion purement alternée voisin de 1.
- Sous chargement de compression-compression, l'effet de la moyenne est différent de celui en traction. Un effet unilatéral de fermeture des fissures créée par microplasticité semble être l'explication la plus plausible de ce comportement macroscopique.
- Pour des niveaux proches de la limite de fatigue et des rapports de charge élevés, le concept d'adaptation élastique est vérifié expérimentalement à l'échelle macroscopique.
- La peau de fonderie semble avoir un effet secondaire sur le comportement en fatigue à grand nombre de cycles, pour l'alliage d'aluminium AlSi7Cu05Mg03.
- Les mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue évoluent avec le mode de chargement. Dans le cas de la traction uniaxiale, les pores semblent être le site privilégié d'amorçage des fissures tandis que dans le cas de sollicitation de torsion, les fissures s'amorcent au niveau des particules de silicium présentes dans la zone eutectique du matériau.

- *Alliage 2024-O*

L'ensemble des résultats obtenus pour l'alliage 2024-O est regroupé dans le tableau suivant :

Sollicitation	Σ_{moy}	Σ_{amp}	R
Traction Uniaxiale	0	87.5	-1
	74.25	69.5	0.033
	137.5	62.5	0.375

Table 15 Limites de fatigue obtenus sur le 2024-O

Les principales constatations sont :

- Le comportement du matériau sous fortes contraintes maximales proches de la limite à rupture du matériau est différent de celui de l'alliage d'aluminium de fonderie. La limite de fatigue est limitée dès les rapports de charge voisins de 0.4 par la limite à rupture du matériau.
- La sensibilité aux effets de moyenne est bien plus faible que dans le cas de l'alliage de fonderie.

- *Mécanismes d'amorçage sous fort rapport de charge dans les deux alliages d'aluminium*

L'observation des mécanismes d'amorçage sous fort rapport de charge a permis de montrer une nette différence avec ceux observés pour les faibles niveaux moyens et de prouver que le premier quart de cycle pouvait être à l'origine d'un endommagement responsable de l'amorçage lors du cyclage. Pour l'alliage de fonderie, le défaut généré n'est ni plus ni moins qu'une porosité dont la taille s'est accrue par des mécanismes de coalescence. Pour l'alliage corroyé, le défaut généré est une fissure provenant de la déchirure ductile de la matrice d'aluminium. Dans les deux cas, les fissures de fatigue s'amorcent à partir de ces défauts et se propagent suivant un mode classiquement observé dans les alliages d'aluminium.

- *Comportement sous fort rapport de charge d'un acier SAE 1045 [Karadag et al 2003]*

Une étude réalisée par [Kadarag et al 2003] propose des résultats de fatigue sous fort rapport de charge, $R=0.8$ et 0.9 , dans un acier SAE 1045 ayant subi différents traitements thermiques (entraînant des duretés Rockwell C égale à 10, 37, et 50). Les nuances obtenues sont dénommées Rc10, Rc37 et Rc50. Le critère d'arrêt des essais de fatigue est la rupture de l'éprouvette et le chargement appliqué est de la traction uniaxiale. Afin de déterminer la limite de fatigue du matériau à 2.10^6 cycles, une courbe de Wöhler (Figure 2.94) est construite pour deux rapports de charge. Les auteurs constatent (excepté pour le cas Rc50 $R=0.8$) une courbe de Wöhler représentée par une droite quasi horizontale. Cette remarque est en accord avec nos résultats

expérimentaux sur l'alliage d'aluminium de fonderie où apparaît (Figure 2.39) la présence d'un plateau pour les forts rapports de charge. Le tracé du diagramme de Haigh pour chaque nuance de l'acier est proposé à la Figure 2.97.

Les auteurs montrent que les mécanismes d'endommagement, dans le cas Rc10 et Rc37, sont similaires. Ils évoquent, lors des observations fractographiques des faciès de rupture obtenus pour les forts rapports de charge (Figure 2.95) et en comparant les faciès de rupture d'une éprouvette sous chargement monotone et sous chargement cyclique, que ces derniers sont identiques et qu'aucun signe de fissure de fatigue n'est observable. Les régions du faciès sont dominées par la présence de cupules.

Contrairement aux Rc10 et Rc37, pour lesquels aucune différence n'a été décelée entre les faibles et grands nombres de cycles, le Rc50 présente deux faciès différents entre les faibles nombres de cycles (estimés inférieurs à $3 \cdot 10^4$ cycles) et les grands nombres de cycles (estimés supérieurs à $3 \cdot 10^4$ cycles).

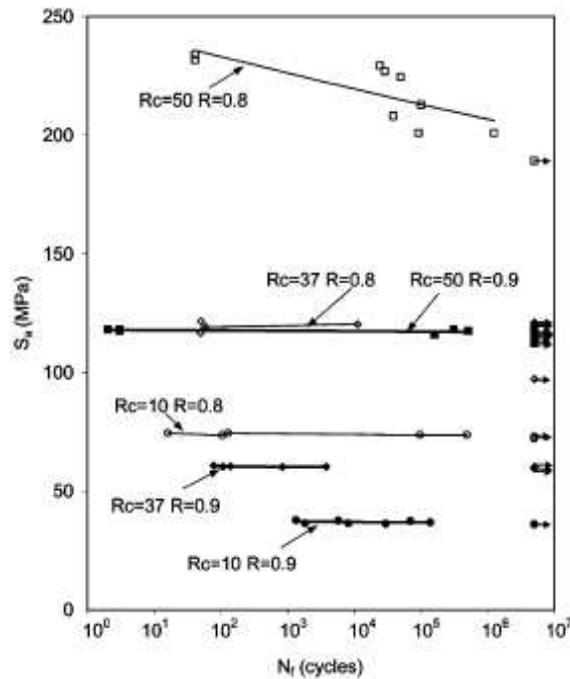


Figure 2.94. Courbe S-N (Amplitude des contraintes vs Nombre de cycles) de trois aciers SAE 1045 sollicités avec deux rapports de charge 0.8 et 0.9 [Karadag et al 2003]

Dans le cas des grands nombres de cycles ($1,3 \cdot 10^6$ cycles), la rupture de l'éprouvette est causée par la présence d'une fissure de fatigue. La Figure 2.96.a montre la surface elliptique de la fissure de fatigue (d'une profondeur d'environ $300 \mu\text{m}$). Dans cette zone (Figure 2.96.b) apparaît du micro-clivage créé par la présence de micropores, désignés par des flèches.

Ces travaux complètent et confirment nos observations qui prouvent le lien entre les mécanismes d'endommagement sous chargement monotone et les mécanismes d'endommagement en fatigue.

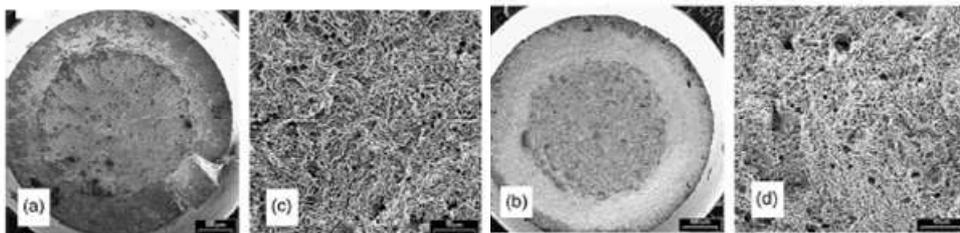


Figure 2.95. Faciès de rupture d'un SAE 1045 Rc37 sous chargement cyclique (b et d) et sous chargement monotone (a et c) [Karadag et al 2003]

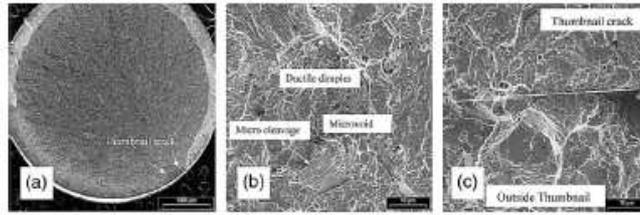


Figure 2.96. Faciès de rupture d'un SAE 1045 Rc50 sous chargement cyclique [Karadag et al 2003]

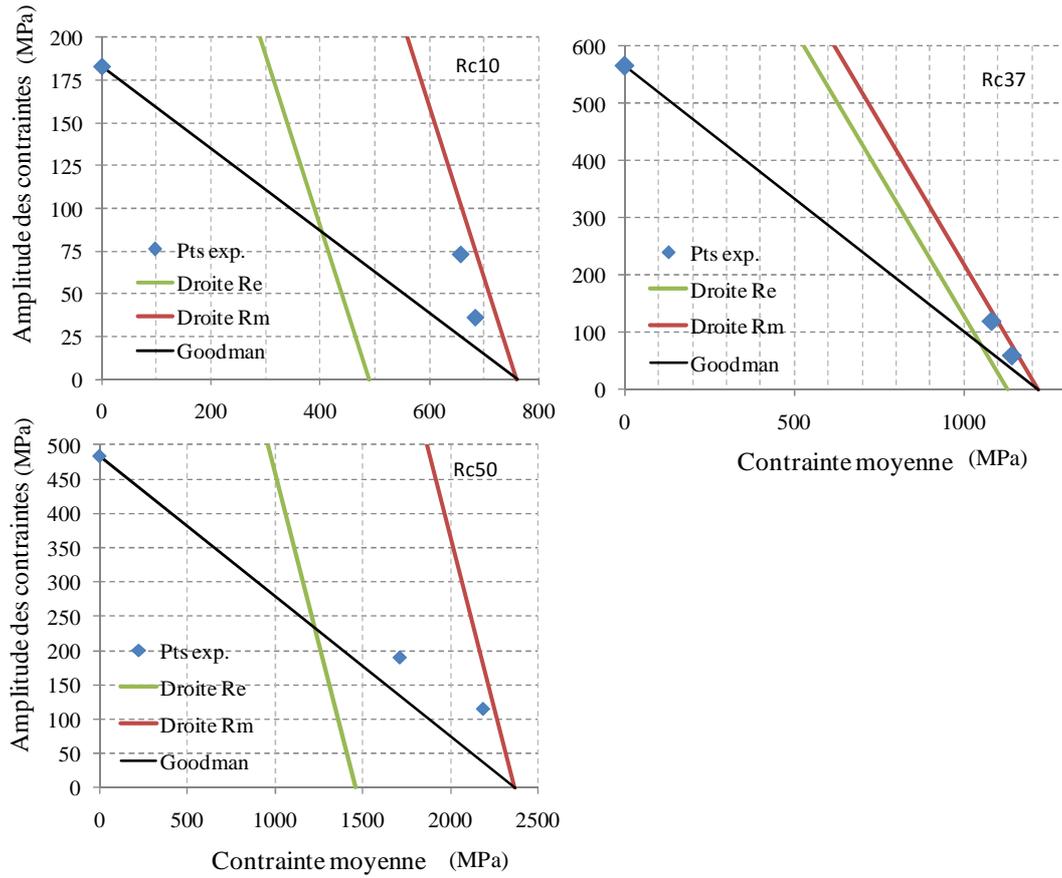


Figure 2.97. Diagramme de Haigh avec les données matériau de [Karadag et al 2003]

2.6.2 Effet de la moyenne pour d'autres matériaux métalliques de la littérature

Les deux alliages d'aluminium testés ont montré des comportements très différents sous forte valeur moyenne. Afin d'adopter une vision plus globale des effets de moyenne, des données issues de la littérature et relatives à différents matériaux métalliques sont utilisées pour qualifier et quantifier les effets de moyenne. L'ensemble de ces données est regroupé à l'annexe A. Les différents matériaux considérés sont listés dans le tableau suivant. Remarquons que le 30NCD16 a été testé avec deux lots différents ([Dubar 1992] et [Froustrey et al 1988]).

<i>Matériau</i>	<i>Référence</i>
34CrMo4	[Baier et al 1970]
Ti-6Al-4V	[Bellow et al 1999]
25CrMo4	[Mielke et al 1980]
10HNAP steel	[Kluger et al 2004]
30 NCD 16	[Dubar 1992] et [Froustrey et al 1988]

Table 16 Matériaux et références associées de la littérature

Les diagrammes de Haigh relatifs aux matériaux cités dans la Table 16 sont tracés sur la Figure 2.98. Plusieurs tendances apparaissent :

- Comme pour l'alliage 2024-O (et contrairement au cas de l'alliage d'aluminium de fonderie), les fortes valeurs moyennes font apparaître un comportement très particulier où la limite de fatigue coïncide en valeur maximale avec la résistance à rupture du matériau. Pour les trois aciers, 34CrMo4, 25CrMo4 et 30NCD16, les rapports de charge à partir desquels la limite de fatigue se confond avec la limite à rupture du matériau valent respectivement 0.55, 0.36 et 0.01. Même si les limites de fatigue expérimentales obtenues pour d'autres matériaux ne dépassent pas la limite d'élasticité du matériau, il semble que les comportements du Ti-6Al-4V et du 10HNAP présentent la même tendance.

- Les diagrammes de la Figure 2.98. montrent, comme dans le cas des deux alliages d'aluminium testés, qu'une régression linéaire permet d'obtenir une très bonne approximation de l'ensemble des données. Cette décroissance linéaire avec la contrainte moyenne est effective pour les plus faibles mais également pour les plus hauts niveaux moyens.

Le diagramme de Haigh normalisé de la Figure 2.99. reprend un certain nombre de matériaux de la littérature. On constate des effets de moyenne très différents suivant les matériaux et une décroissance linéaire vérifiée au moins pour les plus faibles rapports de charge. Les tendances diffèrent des critères empiriques de Goodman et Gerber.

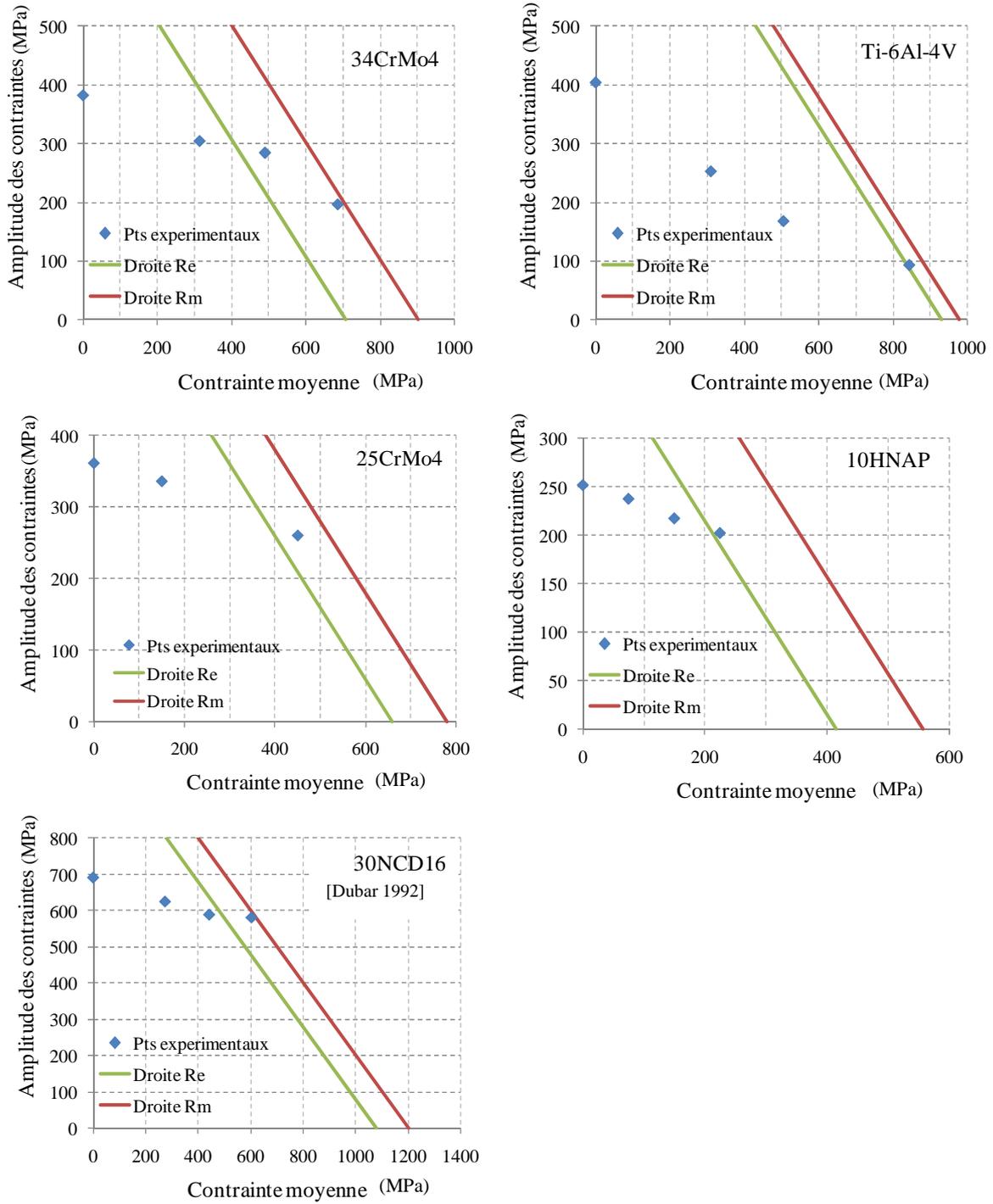


Figure 2.98. Diagrammes de Haigh des différents matériaux décrits dans la Table 16

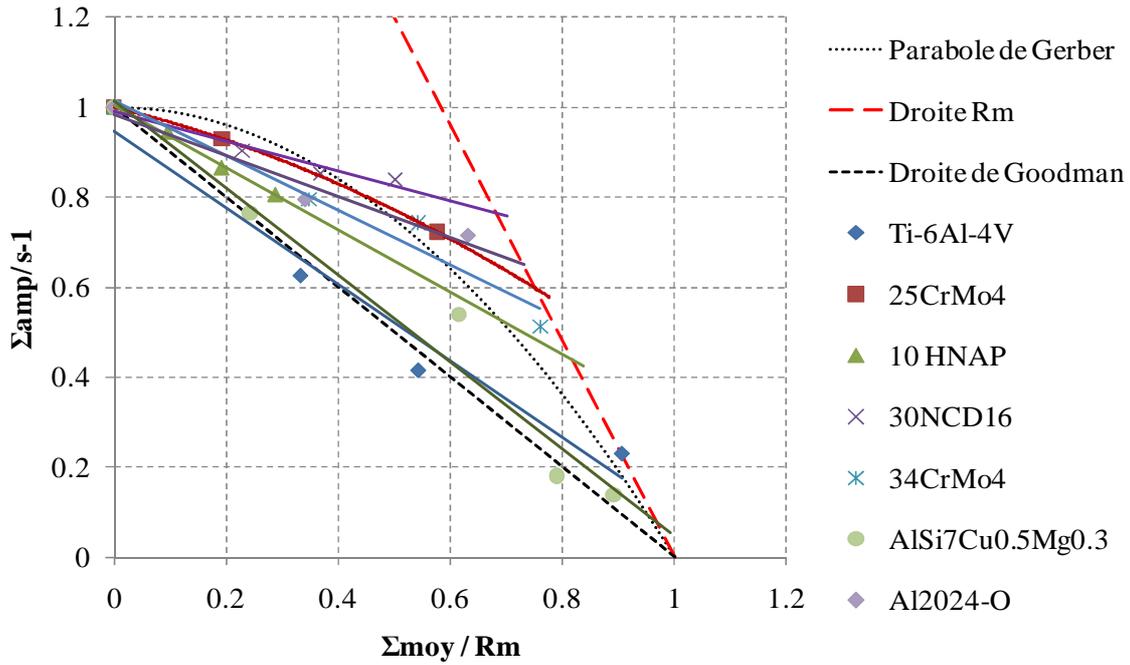


Figure 2.99. Diagramme de Haigh normalisé des différents matériaux décrits dans la Table 16

Un critère empirique simple semble convenir dans tous les cas :

$$\Sigma_a + K\Sigma_m = s_{-1} \quad (2.69)$$

où K est une constante matériau.

En utilisant le cas de la traction uniaxiale répétée sous rapport de charge $R=0$, on déduit :

$$K = \frac{\Sigma_a(R=0) - s_{-1}}{\Sigma_m(R=0)} \quad (2.70)$$

La valeur moyenne Σ_m^* , à partir de laquelle, la limite de fatigue du matériau est proche de la résistance à rupture du matériau R_m s'écrit :

$$\Sigma_m^* = \frac{s_{-1} + R_m}{1 + K} \quad (2.71)$$

Deux cas sont envisageables :

- Dans le cas où le terme $\Sigma_m < \Sigma_m^*$, l'amplitude des contraintes suit la loi (2.69) et est égale à $s_{-1} - K\Sigma_m$ (Droite bleue sur la Figure 2.100).
- Dans le cas où le terme $\Sigma_m > \Sigma_m^*$, la limite de fatigue est égale à la résistance à la rupture du matériau R_m (droite rouge sur la Figure 2.100) et est régie en conséquence par l'expression classique suivante :

$$\Sigma_a + \Sigma_m = R_m \quad (2.72)$$

La droite représentant l'ensemble du domaine de non-rupture en fatigue à grand nombre de cycles est représentée par la droite noire sur le diagramme de Haigh de la Figure 2.100.

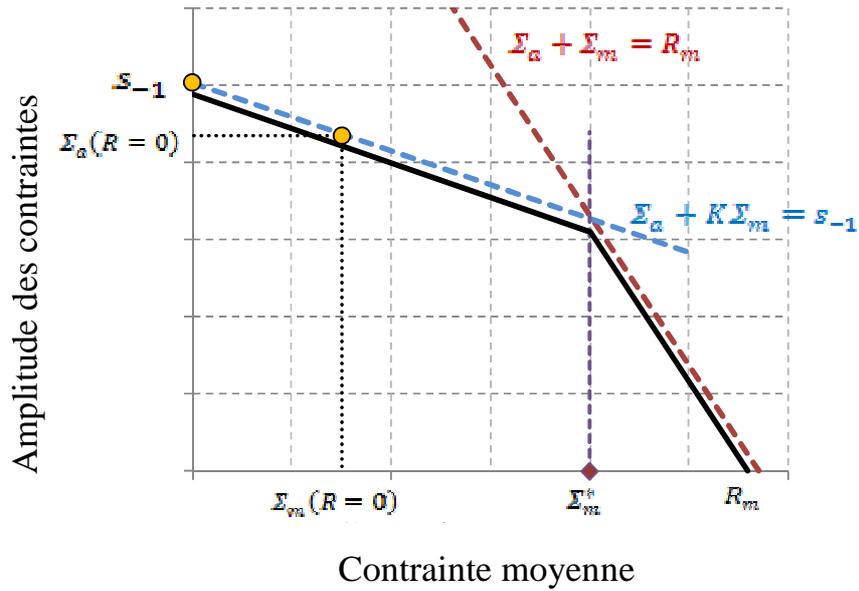


Figure 2.100. Diagramme de Haigh représentant le critère empirique proposé

Le critère DVM (Figure 2.101) est un autre critère empirique qui permet également de représenter simplement l'effet d'une contrainte moyenne sur le comportement en fatigue sous sollicitation uniaxiale. Avec ce critère, l'effet unilatéral observé sur l'alliage d'aluminium de fonderie n'est pas pris en compte.

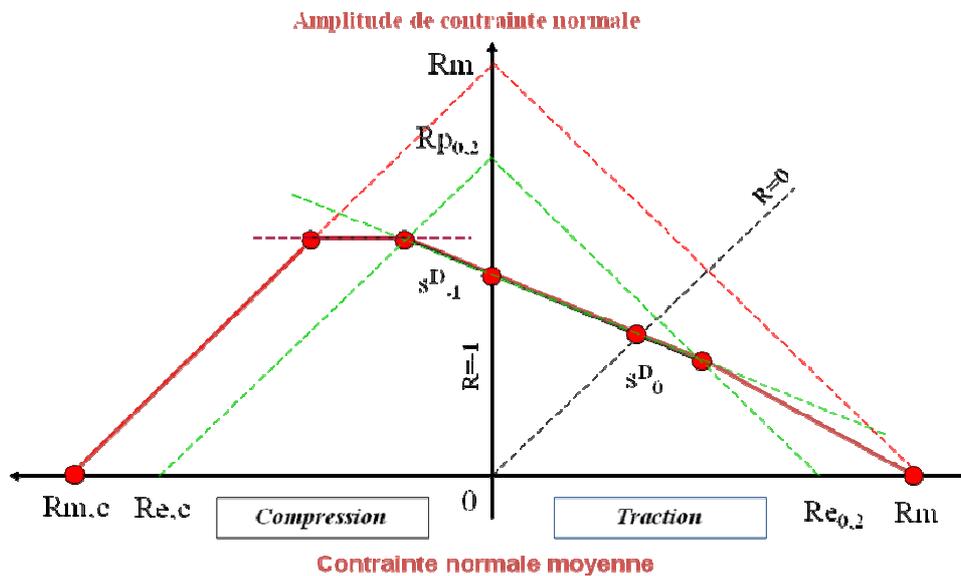


Figure 2.101. Diagramme DVM reflétant dans un diagramme de haigh l'effet de la contrainte moyenne

2.6.3 Effet bénéfique de l'érouissage provoqué par la première mise en charge

Même si globalement une décroissance linéaire semble convenir pour rendre compte des effets de moyenne sur l'ensemble des rapports de charge, un examen plus précis des diagrammes de Haigh peut conduire à une analyse différente.

Une disparition des effets de moyenne à partir d'un certain seuil est parfois observée sur des aciers. Les essais de [Froustrey et al 1988] sur un acier 30 NCD16 (Table 17) vont même jusqu'à montrer une légère augmentation de l'amplitude des contraintes pour les conditions en moyenne les plus élevées (Figure 2.102).

Matériau : 30NCD16 [Froustrey et al 1988]		Re = 1020 MPa Rm = 1160 MPa	
$\Sigma_{11,moy}$		$\Sigma_{11,amp}$	
0		695	
300		630	
450		550	
510		525	
600		535	

Table 17 Effets de moyenne pour un acier 30NCD16 [Froustrey et al 1988]

Le même comportement est observé par [Heidenreich 1983] sur un 34Cr4 (Table 18). Les points sont reportés sur un diagramme de Haigh (Figure 2.102).

Matériau : 34Cr4		Re = 550 MPa Rm = 710 MPa	
$\Sigma_{11,moy}$		$\Sigma_{11,amp}$	
0		343	
290		245	
309		253	

Table 18 Effets de moyenne por un acier 34Cr4 [Heidenreich 1983]

Des essais de traction biaxiale conduits par [El Magd et al 1977] et présentés dans la Table 19 indiquent également une tendance similaire.

Matériau : St60 Re = 550 MPa, Rm = 765 MPa, s-1 = 294 MPa										
$\Sigma_{11,moy}$	$\Sigma_{11,amp}$	$\Sigma_{22,moy}$		$\Sigma_{11,moy}$	$\Sigma_{11,amp}$	$\Sigma_{22,moy}$		$\Sigma_{11,moy}$	$\Sigma_{11,amp}$	$\Sigma_{22,moy}$
153	290	153			290	306			259	459
153	279	306		76	286	306		76	259	459
153	263	459		153	279	306		153	263	459

Table 19 Limites de fatigue obtenus sur un St60 [El Magd et al 1977]

Quand la moyenne appliquée sur un axe de sollicitation est suffisamment importante, l'effet de la moyenne sur l'autre axe fait apparaître une stabilisation voire une légère augmentation de l'amplitude de contrainte admissible (Figure 2.102).

Lors de la mise en place d'un modèle de FGNC à deux échelles utilisant des considérations de microplasticité, [Papadopoulos 1987] s'est intéressé à l'évolution du seuil de plasticité à l'échelle mésoscopique au cours d'un chargement cyclique. Afin de décrire le comportement élastoplastique d'un grain plastifié au sein d'un agrégat polycristallin qui, lui, reste dans un régime élastique, il choisit d'utiliser plusieurs phases successives de comportement jusqu'à la rupture (durcissement, saturation et adoucissement). Il considère, comme Dang Van l'a fait dans son critère, qu'une limite de fatigue apparaît lorsque l'adaptation élastique est atteinte à toutes les échelles (macroscopique et mésoscopique).

Il n'a jamais étudié spécifiquement les effets de forte valeur moyenne mais son approche peut être utilisée pour expliquer qualitativement les observations conduites ci-dessus et schématisées sur la Figure 2.103.

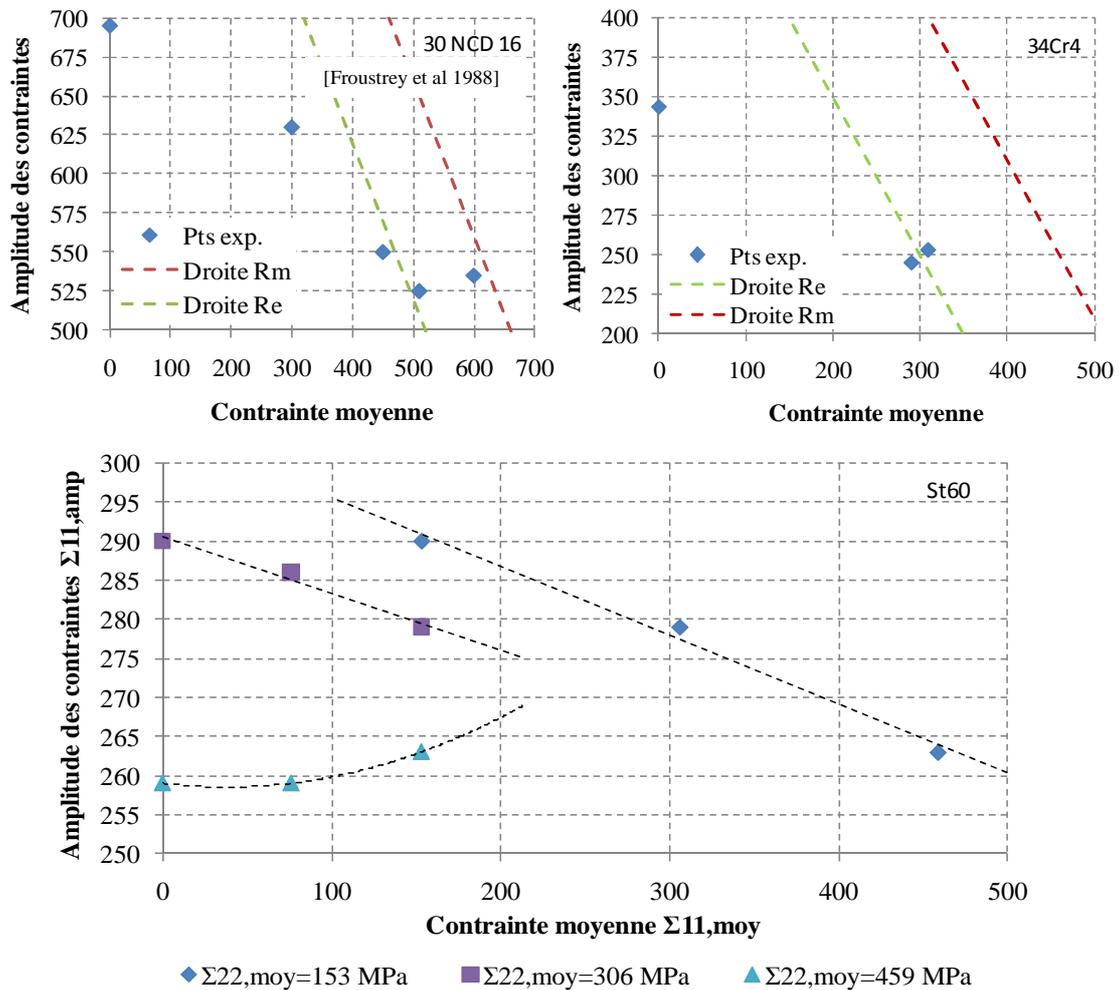


Figure 2.102. Effet bénéfique de la contrainte moyenne

En effet, lors de la première mise en charge, la limite d'écoulement initiale du cristal tend à croître sous l'effet de la déformation plastique accumulée à l'échelle mésoscopique (c'est l'écroutissage local qui agit). La Figure 2.103 illustre cet accroissement de la limite d'écoulement du cristal et son effet sur la tenue en fatigue sous fortes valeurs moyennes à l'aide d'un plan de Dang Van. Quand la moyenne appliquée est nulle, la zone de rupture est délimitée par une droite de pente négative puis par un palier horizontal délimité par le seuil de plasticité local τ_{01} .

Quand une contrainte moyenne positive Σ_{moy1} est appliquée, le seuil de plasticité du grain passe de τ_{01} à τ_{02} mais le trajet du chargement cyclique à la limite de fatigue n'est pas concerné par cette augmentation du seuil initial car le point critique du chargement se situe toujours dans la zone où l'amplitude de cisssion admissible décroît avec la valeur de contrainte hydrostatique maximale.

Pour une valeur moyenne appliquée Σ_{moy2} plus importante, le seuil de plasticité du grain passe de τ_{02} à τ_{03} , mais cette fois-ci, l'amplitude de cisssion admissible est limitée non plus par la droite seuil d'endurance mais par le seuil d'écoulement τ_{03} atteint à l'échelle locale.

Si on continue à faire croître la moyenne appliquée à l'échelle macroscopique pour atteindre Σ_{moy3} , le processus continue et la limite d'écoulement du grain continue à augmenter jusqu'à τ_{04} ($> \tau_{03}$). On assiste alors à une augmentation de l'amplitude de contrainte admissible et ceci en parfait accord avec les résultats expérimentaux précédemment cités (Figure 2.103).

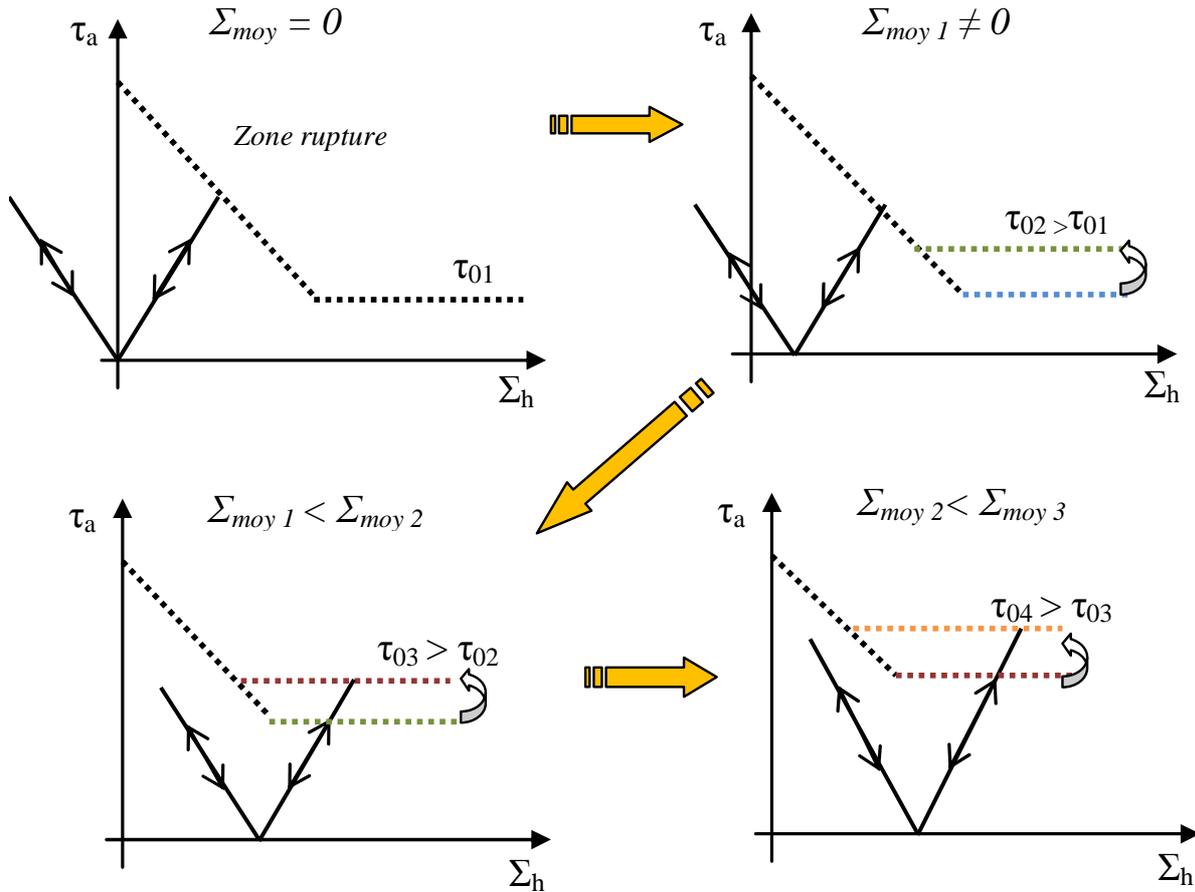


Figure 2.103. Schéma représentant l'effet bénéfique de l'augmentation du seuil de plasticité du grain pour le comportement en fatigue sous forte valeur moyenne

L'effet dû à l'écroutissage agissant à l'échelle locale est schématisé de manière très simple à la Figure 2.103. Le scénario imaginé permet d'expliquer une partie des effets de moyenne observés mais les mécanismes réels sont plus complexes car ils résultent d'une compétition entre :

- l'effet bénéfique de l'écroutissage agissant à l'échelle des grains donc difficile à refléter et à quantifier de manière simple,
- l'effet néfaste de l'endommagement généré lors du premier quart de cycle (quand le niveau moyen atteint est suffisamment important) sur les conditions d'amorçage des fissures de fatigue sous chargement cyclique,
- l'effet néfaste de la moyenne par cycle (et ceci indépendamment d'un possible endommagement généré lors de la première mise en charge) qui se caractérise par une diminution de l'amplitude de la contrainte admissible pour des niveaux moyens peu élevés.

2.6.4 . De la capacité des critères multiaxiaux à prévoir les effets de moyenne

Les critères présentés dans le premier chapitre ont été construits principalement pour tenir compte de l'effet des sollicitations multiaxiales mais ils sont également susceptibles de tenir compte des effets de moyenne. Nous allons nous intéresser plus particulièrement aux critères de Dang Van, Papadopoulos, Liu et Zenner, Froustrey ainsi que Huyen (sous la version contrainte normale et hydrostatique). Le cas du critère du Lamefip sera traité au prochain chapitre car les paramètres nécessitant son identification, et tout particulièrement la limite de fatigue du matériau en flexion rotative, sont inconnus pour les matériaux considérés. Quant au cas du critère de Monchiet, une analyse détaillée sera faite au chapitre V, consacré aux effets de couplage plasticité endommagement.

Les matériaux considérés sont ceux présentés dans la Table 16, excepté le cas du Ti-6Al-4V (limite de torsion du matériau non renseignée), ainsi que celui d'un 2024-O. La limite de torsion, inconnue pour ce matériau, a été estimée en prenant un rapport sur les limites de fatigue de torsion/traction uniaxiale de 0.6 (Ce rapport a été choisi en raison des données de la littérature qui montrent un rapport similaire sur un 2024-T351).

Les prédictions des différents critères pour l'ensemble des matériaux sont présentées sur la Figure 2.104. La comparaison avec les données expérimentales conduit aux analyses suivantes :

- Trois modèles conduisent à des prédictions très proches des résultats expérimentaux : critères de Liu et Zenner, de Huyen (versions avec la contrainte normale et la contrainte hydrostatique). Ce résultat est sans surprise car certains coefficients sont identifiés à l'aide de données avec contrainte moyenne. Il faut néanmoins noter qu'une décroissance linéaire semble convenir à la prise en compte des résultats expérimentaux sur tous les matériaux. Ces critères ne tiennent bien entendu pas compte des effets bénéfiques de l'écroutissage ni de ceux néfastes de l'endommagement générés par le premier quart de cycle.
- Le critère de Froustrey, similaire à une loi de Marin dans le cas uniaxial, ne s'avère pas adapté aux effets de moyenne observés avec des prédictions non conservatives. Il est important de signaler que cette approche énergétique a été modifiée pour aboutir au critère du Lamefip, discuté au prochain chapitre.
- Les critères de Dang Van et Papadopoulos utilisent un nombre de coefficients limités (2) mais les effets de moyenne apparaissent à travers la valeur maximale de la contrainte hydrostatique. Il n'y a pas de corrections spécifiques des effets de moyenne. La sensibilité à la contrainte hydrostatique moyenne est la même que celle à l'amplitude de la contrainte hydrostatique. Le critère de Dang Van conduit à des prédictions soit conservatives soit non conservatives. Le critère de Papadopoulos propose des prédictions éloignées des données expérimentales et systématiquement non conservatives. L'acier 10HNAP ainsi qu'un 2024-O sortent même du cadre d'application du critère (le coefficient α de l'expression (1.8) est inférieur à 0).

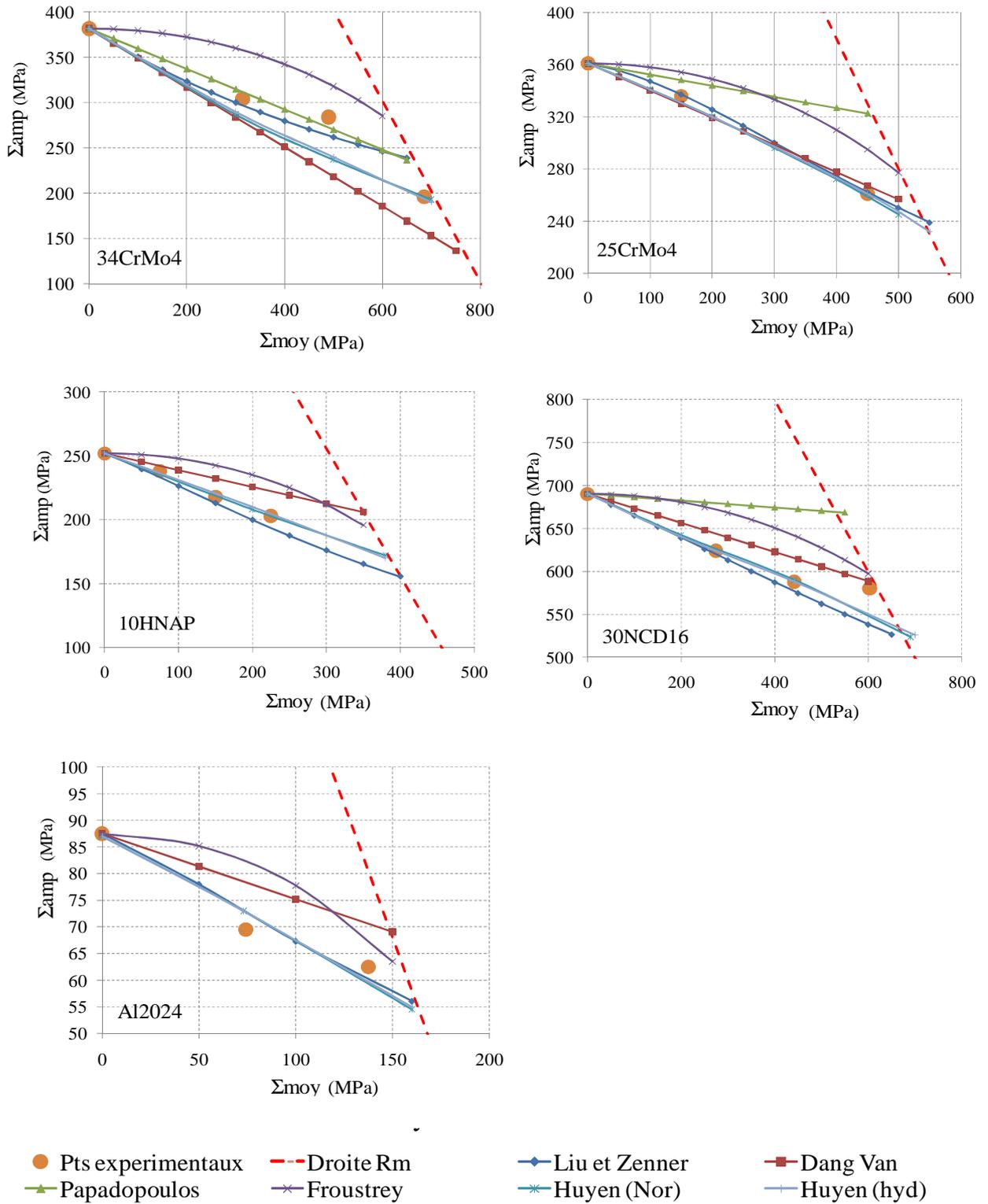


Figure 2.104. Prédictions des critères de Dang Van, Papadopoulos, Liu et Zenner, Froustrey ainsi que Huyen (sous la version contrainte normale et hydrostatique) dans un diagramme de Haigh

2.7 Conclusion

Cette partie consacrée à la compréhension des effets de moyenne en fatigue a permis de mettre en évidence les points suivants.

- Le comportement en fatigue à grand nombre de cycles est caractérisé par une sensibilité plus ou moins importante à la moyenne et cette dépendance est intimement liée aux hétérogénéités microstructurales représentatives du matériau considéré. Dans le cas d'un alliage d'aluminium de fonderie, les défauts (microretassures) et hétérogénéités (particules de Silicium, intermétalliques ...) conduisent à un comportement en fatigue à caractère fragile.
- Sous chargement de compression, dans le cas de l'alliage d'aluminium de fonderie, l'effet de la moyenne est différent de celui en traction. Un effet unilatéral de fermeture des fissures créées par microplasticité semble être l'explication la plus plausible de ce comportement macroscopique.
- Pour des niveaux proches de la limite de fatigue et des rapports de charge élevés, le concept d'adaptation élastique est vérifié expérimentalement à l'échelle macroscopique dans l'alliage de fonderie.
- Le critère de Dang Van ne permet pas de rendre compte à la fois des effets de moyenne et des effets de biaxialité. Sous sollicitation uniaxiale avec valeur moyenne positive, une relation linéaire permet de rendre compte des effets de moyenne. Ce type de critère peine à rendre compte du comportement du matériau pour les matériaux à comportement fragile tels que l'alliage d'aluminium de fonderie.
- La peau de fonderie semble avoir un effet secondaire sur le comportement en fatigue à grand nombre de cycles
- Pour l'alliage d'aluminium de fonderie, les mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue évoluent avec le mode de chargement. Dans le cas de la traction uniaxiale, les pores semblent être le site privilégié d'amorçage des fissures tandis que dans le cas de sollicitation de torsion, les fissures s'amorcent dans la zone eutectique du matériau riche en particules de Silicium et en intermétalliques.
- Le comportement du matériau sous fortes contraintes maximales proches de la limite à rupture du matériau est différent selon le type de comportement du matériau. Dans le cas de matériau ductile, la limite de fatigue du matériau semble pouvoir être assimilée pour les forts rapports de charge à la résistance à rupture du matériau et ce, à partir de rapports de charge pouvant être faibles ($R=0$). Ce dernier phénomène remet en cause l'utilisation de critères empiriques de type Goodman et Gerber.
- Les mécanismes d'amorçage de fissure dans le cas de fortes contraintes maximales proches de la limite à rupture du matériau, semblent être affectés par l'endommagement généré dès la première mise en charge.
- Il peut apparaître un effet bénéfique de l'érouissage sur la tenue en fatigue à condition que le niveau maximal atteint soit suffisamment important et que le niveau d'endommagement ne soit pas trop important.
- Les critères multiaxiaux intégrant dans leur modélisation un paramètre lié à l'effet de la contrainte moyenne conduisent sans surprise aux prédictions les plus proches des résultats expérimentaux.

Chapitre 3

Comportement en Fatigue à Grand Nombre de Cycles (FGNC) sous chargement de traction biaxiale

3.1 Conditions expérimentales : chargement et géométrie d'éprouvettes

L'objectif prioritaire de cette partie est d'appliquer des conditions de traction biaxiale en fatigue à l'alliage d'aluminium de fonderie et d'analyser le comportement de ce dernier sous ce mode de chargement. Pour connaître la réponse en traction biaxiale d'un autre alliage d'aluminium au comportement plus ductile, l'alliage 2024-O sera également étudié. Un troisième matériau (décrit en annexe D), un acier de type C45 (dénomination SNCF : ER7), a également été testé sous ce mode de sollicitation.

Comme décrit au chapitre II, des culasses ont été modifiées afin de pouvoir obtenir un volume de matière suffisamment important pour prélever des éprouvettes de l'alliage de fonderie. Ne disposant cependant que d'une épaisseur maximale de 8 mm, il est difficilement envisageable d'obtenir un mode de traction biaxiale avec des dispositifs expérimentaux « classiques » (éprouvettes tubulaires sur machine de traction-pression interne ou éprouvettes cruciformes sur dispositif d'essai à deux vérins agissant dans deux axes perpendiculaires). D'autres solutions ont donc dû être envisagées.

Les matériaux utilisés ont déjà été présentés au chapitre II. La suite du document traite des conditions expérimentales des essais de traction biaxiale conçus spécialement pour l'étude, les mécanismes d'endommagement du matériau associés à ce type de sollicitation, ainsi que les résultats obtenus. La machine de fatigue à notre disposition lors de cette campagne expérimentale ne permettait d'appliquer que des charges axiales. Pour obtenir localement des états de contrainte de traction biaxiale, il a été nécessaire de concevoir un montage et des éprouvettes de géométrie particulière.

3.1.1 Flexion axisymétrique sur disque

Le premier dispositif expérimental mis en place est celui de flexion répétée sur une éprouvette circulaire (Figure 3.105.a). L'éprouvette a une forme simple de disque et est disposée sur un appui circulaire. Un autre appui circulaire de dimension inférieure placé sur l'autre face de l'éprouvette est lié au vérin hydraulique. Le déplacement de ce dernier engendre une flexion de type membrane. Un état plan de contrainte de traction équibiaxiale apparaît alors sur la surface inférieure du disque (Figure 3.105.b). Une calotte creuse usinée sur la surface supérieure, au niveau de la partie centrale de l'éprouvette, permet une diminution locale de l'épaisseur de l'éprouvette et favorise l'apparition de l'amorçage des fissures dans cette zone.

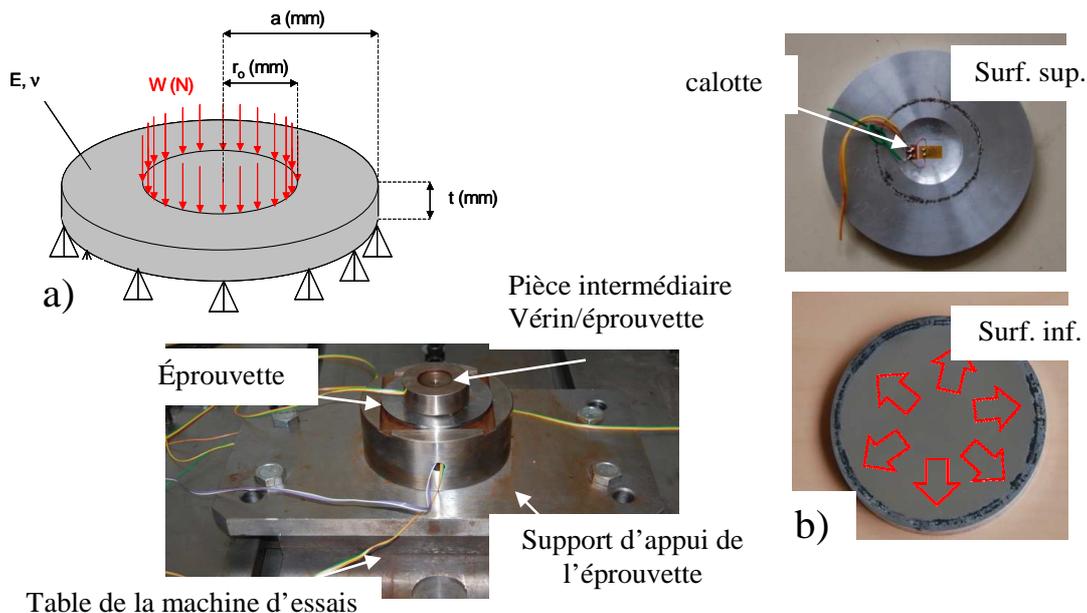


Figure 3.105. a) Géométrie de l'éprouvette disque b) Vue inférieure et supérieure de l'éprouvette et représentation de la

solicitation équi-biaxiale c) Montage d'essais pour la réalisation d'essais équi-biaxiaux

Des solutions analytiques existent permettant d'obtenir les valeurs de contraintes radiale, tangentielle et de déflexion verticale, pour une plaque simple, sans la présence de la calotte. Avec les caractéristiques géométriques de notre montage et pour un alliage d'aluminium de fonderie, les distributions de la déflexion, de la contrainte radiale et de la contrainte tangentielle sont obtenues de cette manière (Figure 3.106). On constate clairement, à l'intérieur de l'appui circulaire, un état de contrainte équi-biaxiale. Des simulations éléments finis réalisées par [Kane et al 2005] montrent également une quasi uniformité des contraintes de traction selon deux directions, en présence d'une calotte.

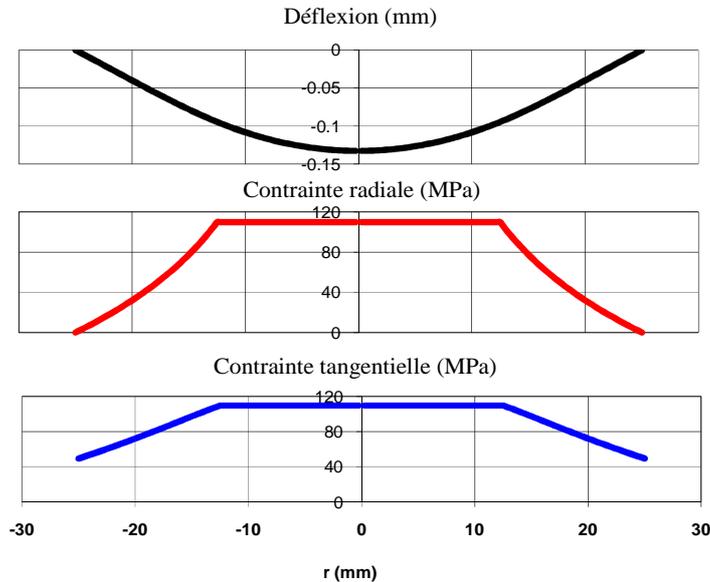


Figure 3.106. Déflexion, contrainte radiale et tangentielle obtenues pour une éprouvette disque soumise à de la flexion ($E = 80\,000\text{ MPa}$ $\nu=0.3$)

Il est important de signaler que le montage conçu ne permet que l'application de rapports de charge positifs. Pour les charges les plus élevées, des problèmes de fatigue de contact entraînant une rupture de l'éprouvette au niveau des appuis ont empêché la conduite d'essais à très forts rapports R.

L'alliage d'aluminium de fonderie et l'acier ER7 ont été testés avec ce montage. Pour l'alliage 2024-O, une autre solution a dû être trouvée car les éprouvettes sont extraites de tôles d'épaisseur trop faible, 5 mm.

Afin d'obtenir le champ de contraintes sur l'éprouvette disque, un modèle numérique est utilisé avec le code éléments finis Abaqus. On opte pour un modèle 2D axisymétrique d'axe Z (Figure 3.107). Les points d'appui de l'appui circulaire central (sur la surface supérieure), et du support (sur la surface inférieure) sont représentés par des éléments rigides et le contact est supposé linéique. L'appui supérieur transmettant l'effort est autorisé à se déplacer suivant l'axe Z. L'appui inférieur est bloqué en déplacement. Un coefficient de frottement est appliqué entre les différents appuis et l'éprouvette. Les conditions limites du modèle sont présentées sur la Figure 3.107.

Une loi de comportement élasto-plastique est utilisée. Elle est identifiée à partir d'essais monotones de traction. Le comportement est introduit dans le code éléments finis sous forme tabulaire avec un écrouissage de type isotrope. Ce dernier choix est justifié en raison du comportement élastique macroscopique lors des chargements cycliques à la limite de fatigue à grand nombre de cycles. Les éléments type CPS8, triangle et quadrangle, sont utilisés pour le maillage. La Figure 3.111 est une illustration du maillage utilisé. La taille moyenne des éléments est de 0.6 mm.

L'unique paramètre du modèle encore inconnu est le coefficient de frottement f . Concernant ce paramètre intervenant entre les appuis (acier) et l'éprouvette, il sera déterminé de manière à ce

que les résultats numériques soient le plus représentatifs du comportement expérimental d'une éprouvette disque sollicitée sous chargement monotone de flexion axisymétrique.

Des essais monotones sur l'éprouvette disque sont donc conduits avec l'alliage d'aluminium de fonderie et l'acier ER7. La vitesse imposée est de 15kN/min. La mesure des déformations est réalisée à l'aide de jauges de déformation placées sur la face inférieure de l'éprouvette (Figure 3.108). Leurs rôles étant de caler le modèle numérique présenté par la suite :

- la première jauge est située au centre de l'éprouvette, dans la zone la plus fortement sollicitée.
- la deuxième jauge est située à 28 mm du centre de l'éprouvette, et est orientée dans la direction tangentielle.

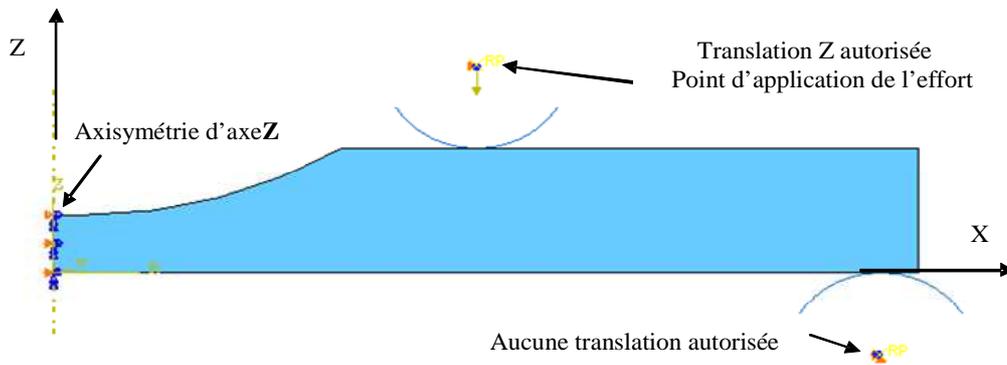


Figure 3.107. Modèle numérique de l'essai en flexion axisymétrique répétée pour l'éprouvette disque

La Figure 3.109 pour l'alliage d'aluminium de fonderie et la Figure 3.110 pour l'acier ER7 montrent la comparaison entre les déformations mesurées et celles calculées numériquement.

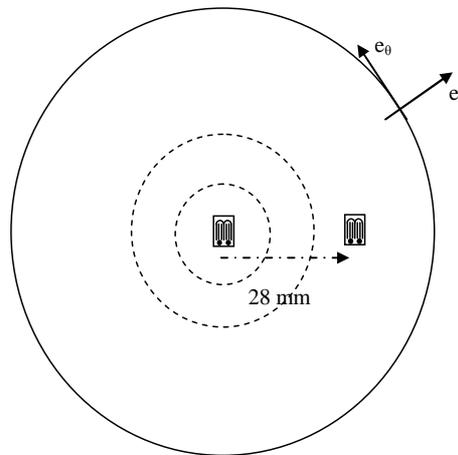


Figure 3.108. Schéma de localisation des jauges de déformation au niveau de l'éprouvette sur la surface supérieure

Pour l'alliage d'aluminium de fonderie et après détermination du coefficient de frottement, la simulation numérique prédit de manière assez correcte le comportement global. Dans le domaine d'élasticité, les prédictions obtenues sont très bonnes. Au-delà les prédictions restent très correctes. La rupture n'a pas été atteinte, les jauges se sont décollées du fait des déformations élevées. Pour l'acier ER7 (Figure 3.110), le modèle numérique a quelques difficultés à prédire le comportement du matériau, notamment pour la jauge centrale. Néanmoins, les essais de fatigue se déroulant à des efforts maximaux de -60 kN, on considérera que les prédictions numériques restent acceptables. Les paramètres utilisés pour le modèle sont décrits dans la Table 20.

Matériau	E	ν	σ_y	σ_{UTS}	f
AlSi7Cu05Mg03	72 000 MPa	0.3	230 MPa	320 MPa	0.5
Acier ER7	210 000 MPa	0.3	470 MPa	700 MPa	0.2

Table 20 Paramètres de la simulation numérique

Les valeurs de coefficient de frottement habituellement rencontrées pour le couple acier-aluminium lubrifié sont de 0.4 et de 0.1 pour le couple acier-acier [Gong et al 2004]. Les valeurs identifiées pour les simulations numériques ne paraissent pas aberrantes.

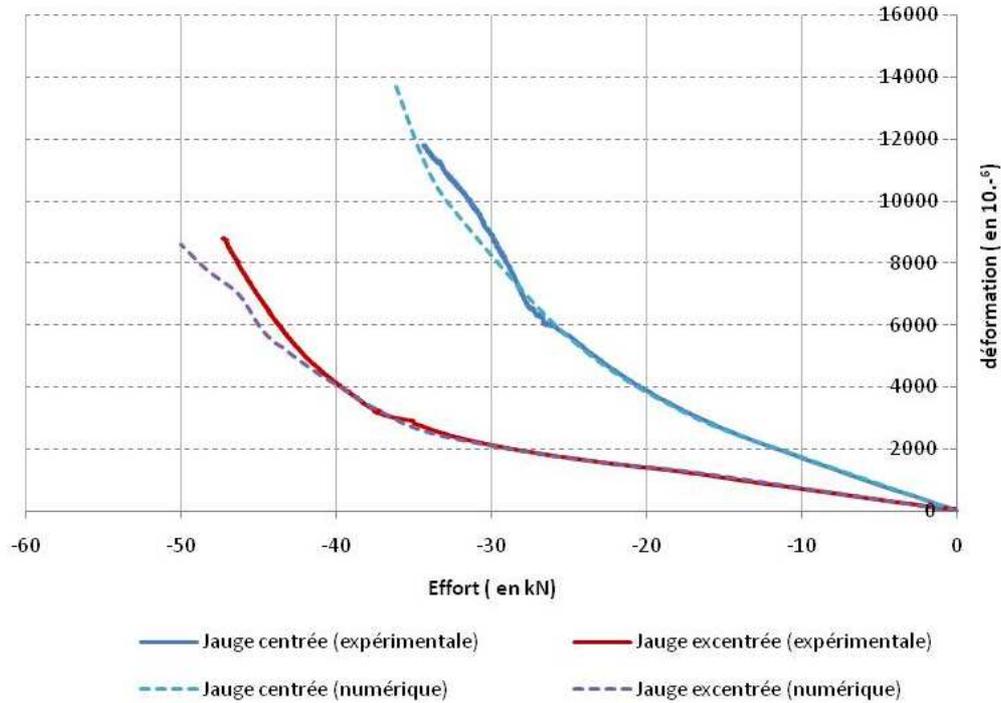


Figure 3.109. Comparaison simulation-expérience pour l'essai de flexion sur disque pour l'alliage AlSi7Cu0.5Mg0.3 (trait pointillé = résultat numérique et trait plein = expérimental)

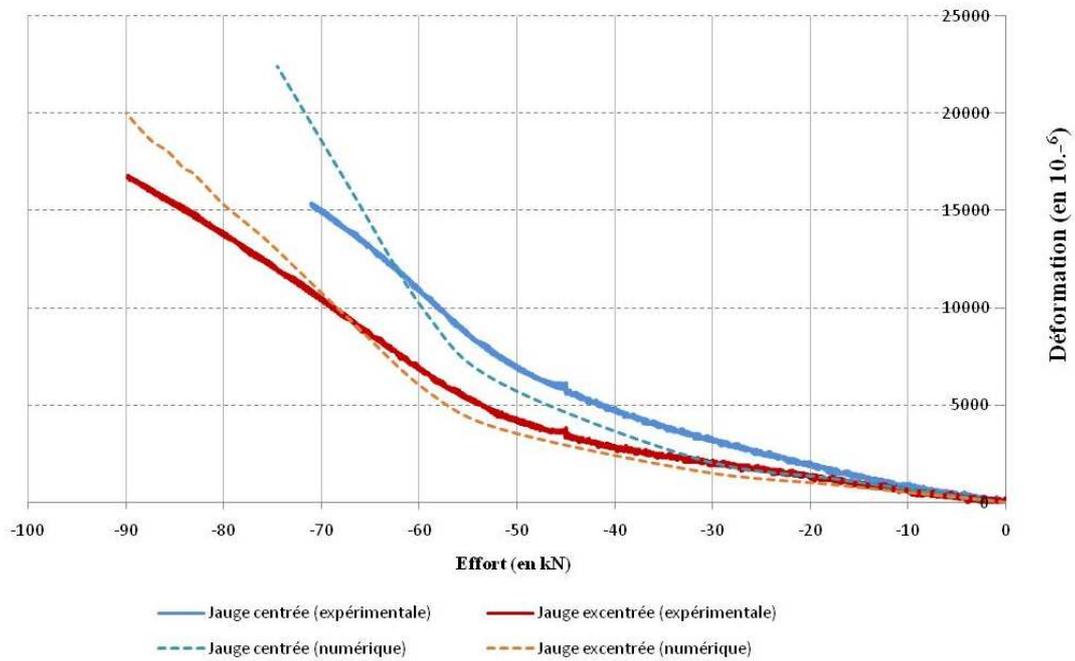


Figure 3.110. Comparaison simulation-expérience pour l'essai de flexion sur disque pour l'acier ER7 (trait pointillé = résultat numérique et trait plein = expérimental)

Pour le cas d'un alliage d'aluminium de fonderie et pour un effort exercé de 20 000 N, la Figure 3.111 représente les distributions des contraintes radiales et circonférentielles, calculées par éléments finis.

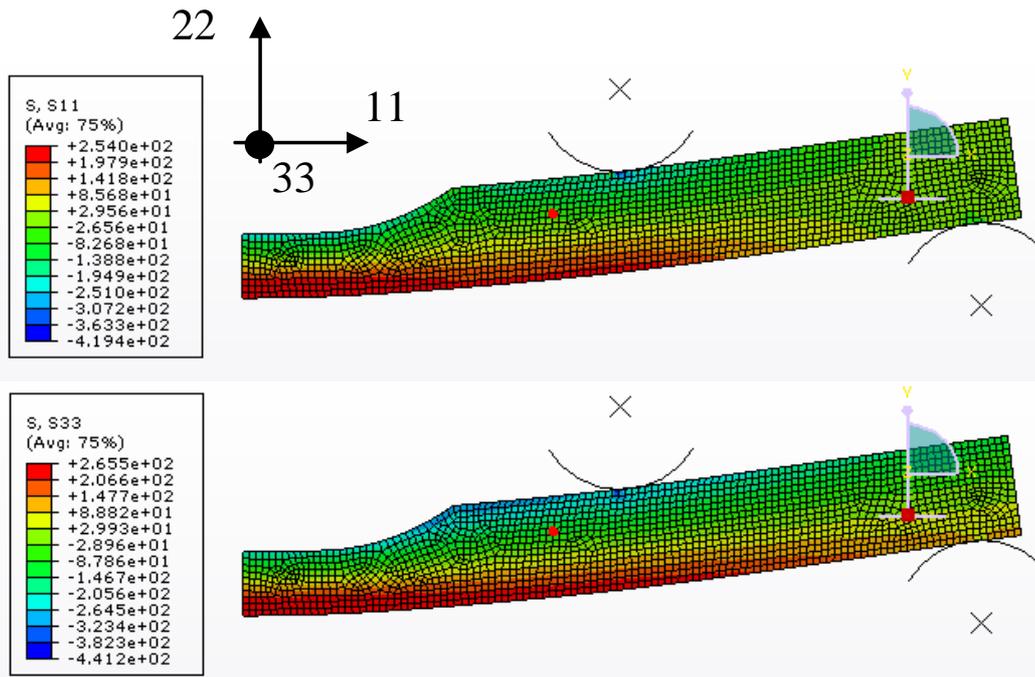


Figure 3.111. Résultats numériques de la simulation de flexion sur disque pour un AlSi7Cu05Mg03 suivant les directions 11 et 33

A partir de ces résultats il est possible de tracer l'évolution des contraintes suivant les trois directions sur la face inférieure de l'éprouvette opposée à la calotte. Sur la Figure 3.112, on s'aperçoit que la contrainte suivant la direction 22 (direction de l'épaisseur de la pièce) est nulle. Dans la zone de la calotte de moindre section (rayon de 5 mm), l'état de contrainte est parfaitement équibiaxial (Σ_{11} est égal à Σ_{33}). Au-delà, l'état de contrainte de la pièce reste biaxial mais n'est pas nécessairement équibiaxial. Cela est dû en partie à la présence de la calotte et à la différence des moments fléchissants radiaux et axiaux au-delà de cette zone.

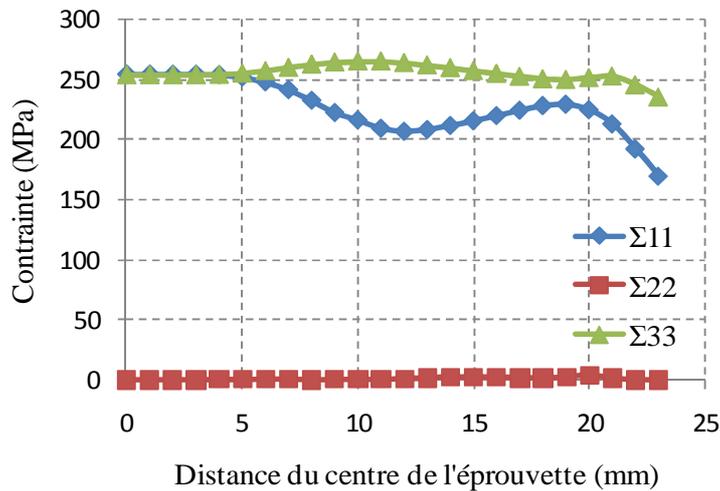


Figure 3.112. Graphe des contraintes en fonction de la distance du centre de l'éprouvette suivant les trois directions sur la face inférieure de l'éprouvette (opposée à la calotte)

Afin de procéder à la détection de l'amorçage d'une fissure de fatigue, il a été décidé de placer une jauge de déformation au niveau de la calotte, sur la face supérieure, opposée à la zone d'amorçage des fissures (Figure 3.105.b), et de relever le signal de cette jauge au cours de chacun des essais de fatigue. Quand l'amorçage intervient, la jauge de déformation détecte une perturbation du champ de déformation due à la présence de la fissure qui se traduit par une variation du signal de la jauge. Cette chute peut être utilisée comme critère d'arrêt pour tous les

essais. La Figure 3.113 présente le signal de la courbe obtenue durant un essai. Sur la courbe représentant la déformation minimum obtenue durant l'essai, on retrouve une première zone où le signal reste quasi stable, puis suite à l'amorçage de la fissure de la fatigue, une deuxième zone apparaît pour laquelle la déformation augmente. L'écart avec la zone stable est mesuré. Pour le cas de l'alliage d'aluminium de fonderie, la chute de déformation choisie est égale à $150 \cdot 10^{-6}$, ce qui correspond à des tailles de fissure de l'ordre de 6 mm, soit une taille supérieure à celle détectée lors des essais uniaxiaux en flexion plane, d'environ 3 mm. Ainsi, l'ensemble des éprouvettes utilisées lors de la conduite des escaliers seront munies de ce dispositif de détection.

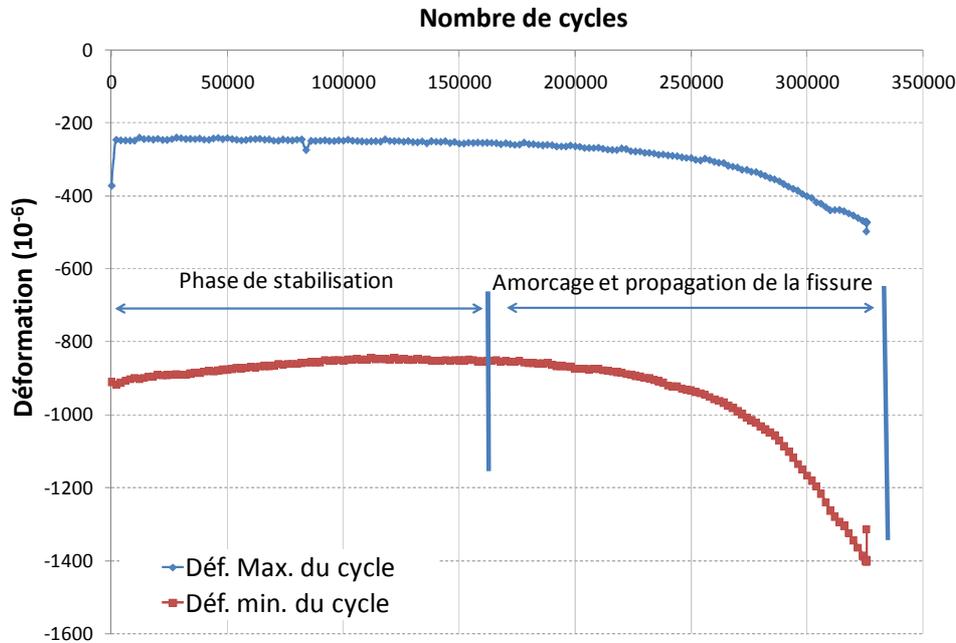


Figure 3.113. Evolution de la déformation mesurée lors d'un essai de fatigue en flexion axisymétrique répétée

Pour chaque rapport de charge testé, la limite de fatigue est évaluée à l'aide de la méthode de l'escalier avec 9 éprouvettes à $2 \cdot 10^6$ cycles. Le pas de chaque escalier est de 20 MPa. La géométrie d'éprouvettes est disponible en annexe E.

Tous les essais de fatigue ont été réalisés à température ambiante et à une fréquence de sollicitation de 20 Hz à l'aide du dispositif présenté et d'une machine servo-hydraulique Instron 8802.

Pour l'alliage d'aluminium de fonderie, ainsi que pour l'acier ER7, un seul escalier est réalisé sous sollicitation de flexion répétée à l'aide de l'éprouvette disque. Pour l'alliage d'aluminium de fonderie, l'escalier est réalisé sous rapport de charge fixe $R=0.1$. Pour l'acier ER7, l'escalier est réalisé en fixant la contrainte minimum du chargement cyclique imposée à 0 MPa.

3.1.1.1 Epreuve en X

Récemment, [Bellett et al 2009] ont proposé une nouvelle géométrie d'éprouvettes (Figure 3.114) permettant de réaliser des essais de traction biaxiale, avec un facteur de biaxialité voisin de 0.4, sur une machine de traction-compression.

La conception de cette éprouvette a fait appel à une procédure d'optimisation de certains paramètres géométriques en utilisant le critère de Dang Van, et ceci pour faire en sorte que l'amorçage de fissures de fatigue ait lieu dans la zone utile (zone centrale) de l'éprouvette.

Un paramètre DV_{ratio} est défini par les auteurs selon l'équation (3.73).

$$\max \left\{ DV_{ratio} = \frac{(T_a + \alpha \Sigma_h)_{centre}}{(T_a + \alpha \Sigma_h)_{other}} \right\} \quad (3.73)$$

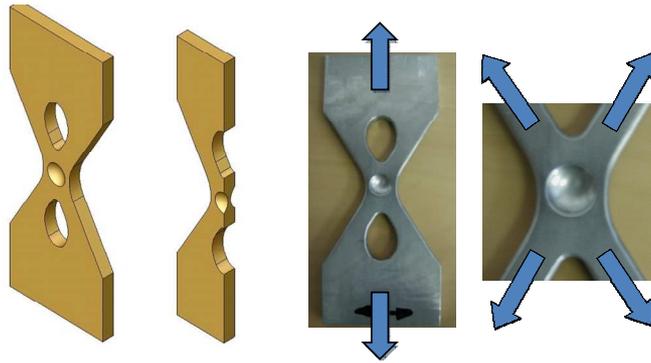


Figure 3.114. Géométrie de l'éprouvette en X (rapport de biaxialité ≈ 0.4) [Bellett et al 2009].

Ce paramètre définit la criticité, selon le critère de Dang Van, de tous les points de l'éprouvette par rapport au point central. Une valeur supérieure à 1 indique que la prévision d'une rupture se fera de manière préférentielle au centre de l'éprouvette.

Les concepteurs cherchent à maximiser le degré de biaxialité au centre de l'éprouvette, tout en respectant les conditions établis sur le DV_{ratio} . Des simulations E.F. sur le logiciel Ansys permettent d'effectuer une recherche de la géométrie optimale en faisant varier trois paramètres géométriques les plus influents, D, R et H, définis sur la Figure 3.115 La géométrie finale utilisée est présentée en annexe E.

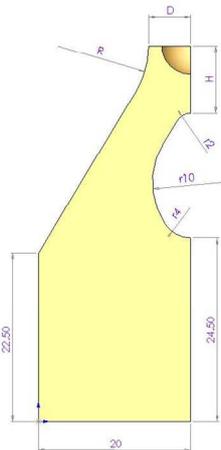


Figure 3.115. Géométrie d'éprouvette (1/4 de l'éprouvette) montrant les paramètres les plus influents H, D et R. [Bellett et al 2009]

Des jauges de déformation et des mesures de thermographie infrarouge ont été utilisées afin de corréler les résultats numériques avec les résultats expérimentaux (Figure 3.116). Ces essais permettent de valider les résultats E.F. obtenus et permettront d'utiliser la simulation numérique lors des essais de fatigue afin d'obtenir le champ de contraintes dans la zone utile de l'éprouvette.

Les deux matériaux principaux de l'étude, l'alliage d'aluminium de fonderie AlSi7Cu0.5Mg0.3 et l'alliage 2024-O, ont été testés à l'aide de cette nouvelle géométrie d'éprouvette. Les auteurs montrent que la géométrie d'éprouvette présente sous chargement cyclique, une rupture en fatigue dans la zone utile de l'éprouvette, comme attendu, pour l'alliage 2024-O. En revanche, cette localisation est beaucoup plus discutable pour l'alliage d'aluminium de fonderie. En effet, il a été souvent constaté que l'amorçage des fissures de fatigue apparaissait en des zones situées hors de la zone utile soumise à la biaxialité, les plus grosses porosités, sites privilégiés de l'amorçage de fissures, ne se situant pas forcément dans la zone centrale.

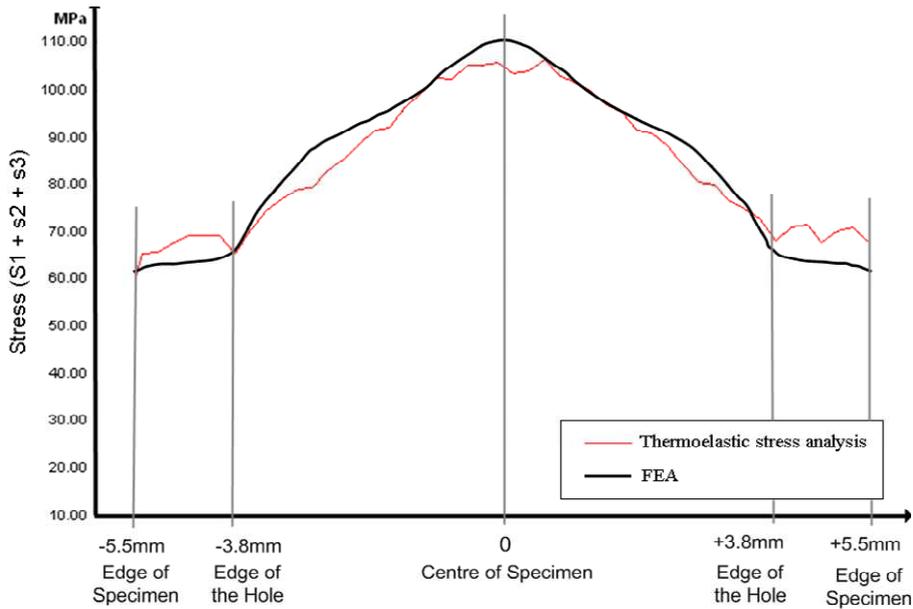


Figure 3.116. Comparaison entre résultats E.F. et l'analyse thermoélastique [Bellett et al 2009]

Les résultats obtenus pour l'alliage 2024-O seront présentés dans le prochain chapitre et seront repris pour l'étude des mécanismes d'endommagement en fatigue ainsi que lors de l'analyse des prédictions des critères de la littérature.

3.2 Comportement en fatigue sous sollicitation de traction biaxiale

3.2.1 Données expérimentales

Tous les résultats d'essais biaxiaux sur les deux alliages d'aluminium (éprouvette disque pour l'alliage de fonderie et éprouvette en X pour l'alliage 2024-O) et sur l'acier ER7 (éprouvette disque) sont présentés en annexe C et résumés dans la Table 21 et dans la Table 22. Le trop petit nombre d'éprouvettes testé dans l'escalier ne nous permet pas d'analyser les données en termes de dispersion. Seule la valeur moyenne obtenue sera utilisée. Des courbes de Wöhler regroupant les données en sollicitation uniaxiale et biaxiale pour chacun des matériaux sont également rapportées sur la Figure 3.117 et la Figure 3.118. Le prèvement des éprouvettes dans l'acier ER7 est présenté en annexe D.

Matériau	Rapport de charge	$\sigma_{11\text{moy}} = \sigma_{22\text{moy}}$	$\sigma_{11\text{amp}} = \sigma_{22\text{amp}}$
AlSi7Cu0.5Mg0.3	0,1	77 MPa	63 MPa
Acier ER7	0	265 MPa	265 MPa

Table 21 Résultats des essais expérimentaux sous sollicitation équibiaxiale pour l'AlSi7Cu0.5Mg0.3 et l'acier ER7

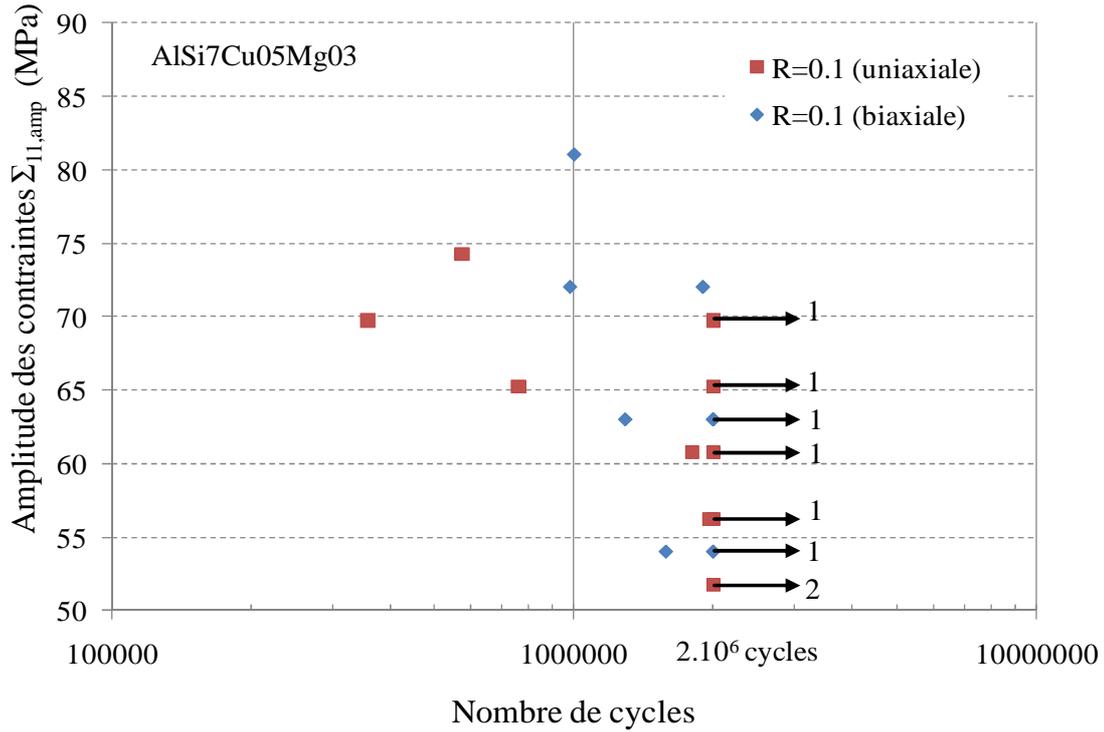


Figure 3.117. Courbe de Wöhler de l'AlSi7Cu05Mg03 (R=0.1 ; sollicitation uniaxiale de flexion plane et sollicitation biaxiale traction équilibrée ; rapport de biaxialité k=1)

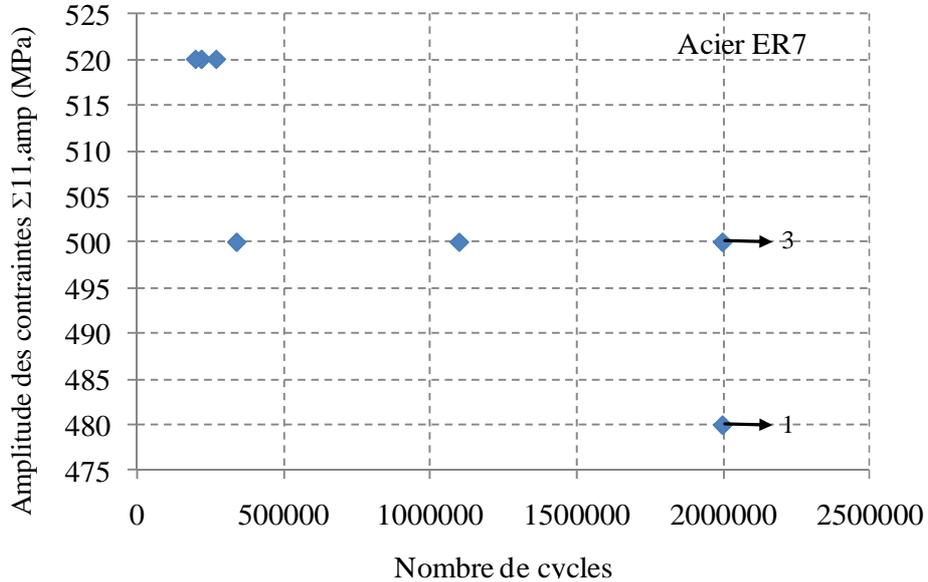


Figure 3.118. Courbe de Wöhler de l'acier ER7 sous rapport de charge R=0 (sollicitation : traction biaxiale ; rapport de biaxialité k=1)

Pour le cas de l'alliage 2024-O, les données établies par [Bellett et al 2009] sont reprises. Un rapport de biaxialité voisin de 0.4 est obtenu grâce aux éprouvettes « en X ». Pour ces essais, trois rapports de charge ont été appliqués :

- R = -1 (Contrainte moyenne nulle)
- R = 0.1 (Contrainte principale Σ_{11} , moyenne égale à 105 MPa).
- R = 0.63 (Contrainte principale Σ_{11} , moyenne égale à 200 MPa).

Pour chaque rapport de charge, la limite de fatigue a été évaluée à l'aide de la méthode de l'escalier. Les résultats sont regroupés dans une courbe de Wöhler (Figure 3.119) et sont repris à la Table 22.

	$\Sigma_{11,moy}$ (MPa)	$\Sigma_{11,amp}$ (MPa)	$\Sigma_{22,moy}$ (MPa)	$\Sigma_{22,amp}$ (MPa)
$R = -1$	0	90	0	36
$R = 0.1$	105	86	42	34.4
$R = 0.63$	200	44.1	80	17.6

Table 22 Résultats des essais obtenus pour un alliage 2024-O dans le cas de chargements de tractions biaxiaux (éprouvette en croix rapport de biaxialité $k=0.4$) pour les différents rapports de charge.

3.2.1.1 Analyse des effets de biaxialité

L'analyse des données en traction biaxiale obtenues doit être conduite avec précaution car les effets de biaxialité sont souvent combinés à ceux de la moyenne. Afin de faciliter la lecture des effets de moyenne et de biaxialité, le plan du critère de Dang Van représentant l'amplitude de la cission en fonction de la contrainte hydrostatique est utilisé pour représenter tous les trajets de chargement relatifs à chacun des essais (les trajets de chargement représentés en pointillé dans les diagrammes ne sont pas des limites de fatigue expérimentales mais ont été prédits à l'aide de loi type Gerber).

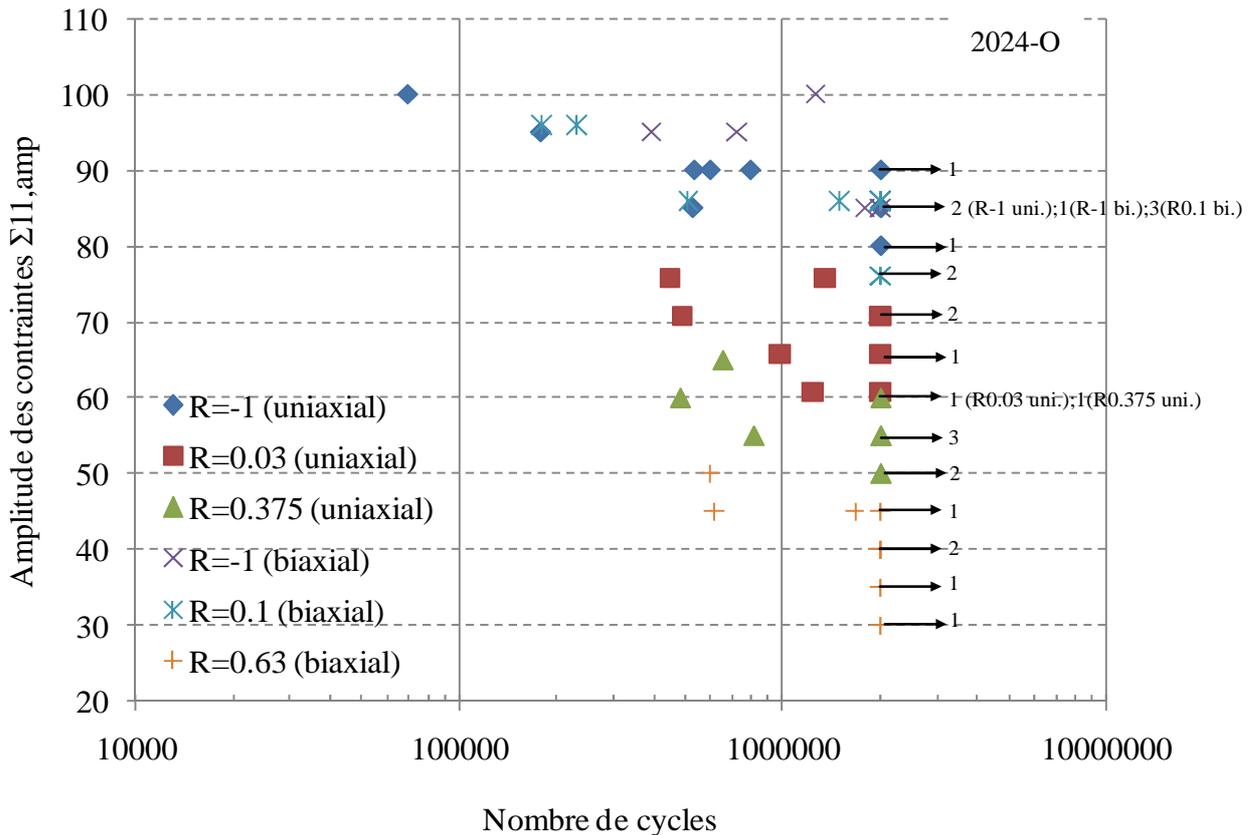


Figure 3.119. Courbe de Wöhler de l'alliage 2024-O (sollicitation uniaxiale : traction, sollicitation biaxiale : traction biaxiale, rapport de biaxialité $k=0.4$)

Seuls les essais sur l'alliage 2024-O ont été conduits avec le rapport de charge $R=-1$, donc sans effet de moyenne. Pour le rapport de biaxialité appliqué $k=0.4$, on constate que l'amplitude de contrainte admissible (pour la plus grande des composantes $\Sigma_{11,a}$) est très proche de (voire légèrement supérieure à) celle observée en traction uniaxiale. Cette même remarque peut être formulée pour le rapport de charge $R=0.62$ (Figure 3.120).

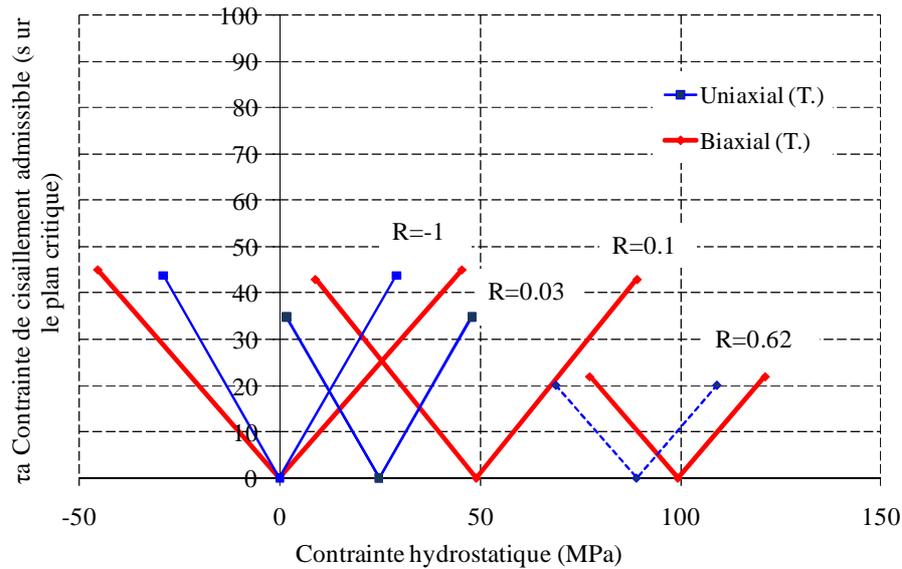


Figure 3.120. Diagramme de Dang Van du 2024-O (trait plein : limite de fatigue expérimentale; trait pointillé : limite de fatigue prédite ; T. : traction)

Pour l'alliage d'aluminium de fonderie, la traction appliquée est de type équibiaxiale ($k=1$). On ne dispose pas de résultats pour des chargements purement alternés. Pour le rapport de charge $R=0.1$, l'amplitude admissible est la même que pour le chargement de flexion plane et les essais de flexion axisymétrique sur disque. Comme pour l'alliage 2024-O et même si le rapport de biaxialité est plus grand, la biaxialité ne semble engendrer aucun effet néfaste sur la tenue en fatigue (Figure 3.121).

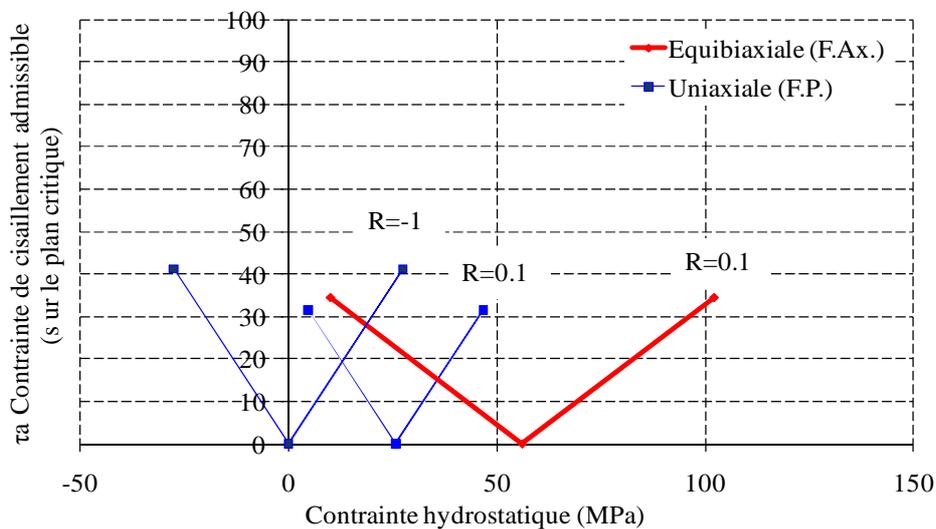


Figure 3.121. Diagramme de Dang Van de l'AlSi7Cu05Mg03 (F.P. : Flexion plane ; F.Ax. : Flexion axisymétrique)

Les résultats des essais équibiaxiaux conduits sur l'acier ER7 peuvent être comparés aux données de flexion plane issues des travaux de thèse de [Benabes 2006] présentées dans l'annexe D. Ne connaissant pas la limite de fatigue en flexion plane pour le rapport de charge $R=0.1$, il nous a fallu l'estimer approximativement à l'aide de la loi de Gerber. Des essais conduits par [Flacelière 2004] sur une nuance d'acier proche (C35) ont montré, pour les rapports de charge peu élevés, que la prédiction de Gerber conduisait à une bonne prédiction des effets de moyenne. En

utilisant cette correction à partir de la limite de fatigue en flexion plane à $R=-1$ de l'acier ER7 (295 MPa), la limite de fatigue en flexion plane à $R=0$ est estimée à une amplitude des contraintes de 256 MPa (et à une contrainte moyenne de 256 MPa). En comparant cette valeur estimée à celle obtenue en traction biaxiale, aucun effet néfaste n'apparaît. On constate même une légère augmentation de la tenue (Figure 3.122).

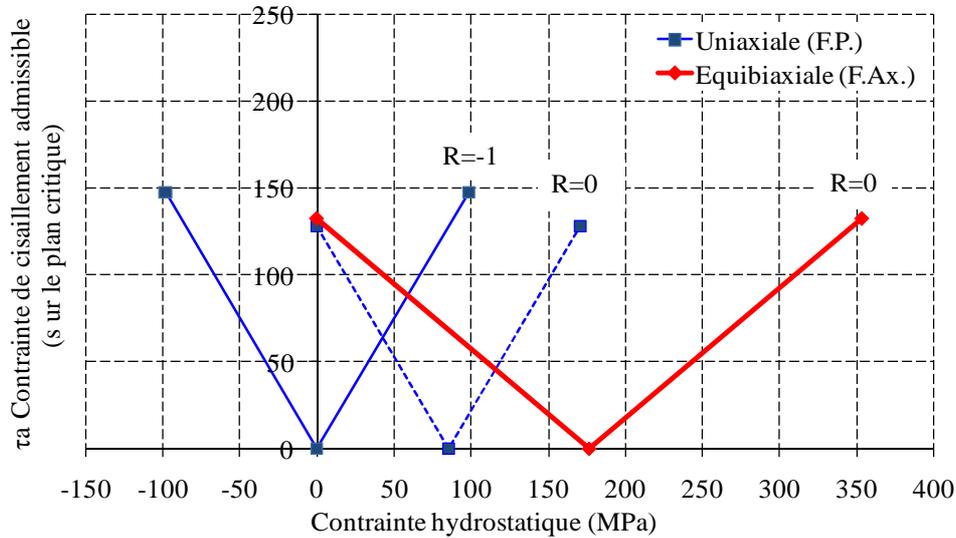


Figure 3.122. Diagramme de Dang Van de l'acier ER7 (trait plein : limite de fatigue expérimentale; trait pointillé : limite de fatigue déduite ; F.P. : Flexion plane ; F.Ax. : Flexion axisymétrique)

Les résultats expérimentaux obtenus pour trois alliages métalliques différents sont donc en accord et montrent une légère augmentation de la tenue en fatigue pour les chargements de traction biaxiale par rapport à des chargements uniaxiaux et pour différents rapports de charge. Cette tendance a également été observée récemment par [Poncelet et al 09] à l'issue de travaux sur un acier inoxydable austénitique 304L. Les essais réalisés par les auteurs sur la machine ASTREE du LMT Cachan permettent de conclure à un effet peu pénalisant de la traction équi-biaxiale (Figure 3.123). Le chargement équi-biaxial à $R=-1$ est très proche des chargements uniaxiaux à contrainte imposée. Il est important de rajouter que les auteurs soulignent le fait que le peu de nombre d'essais réalisés face à la dispersion ne permet pas de conclure sur ce point. Nos essais permettent en revanche d'appuyer fortement cette dernière remarque. Le deuxième point auquel les auteurs font allusion concerne l'effet pénalisant de la contrainte moyenne qu'ils jugent bien visible lors des essais, que ce soit en comparant les essais équi-biaxiaux à $R=0.1$ et $R=-1$, ou l'effet de la contrainte moyenne (à 38, 19 et 0 kN).

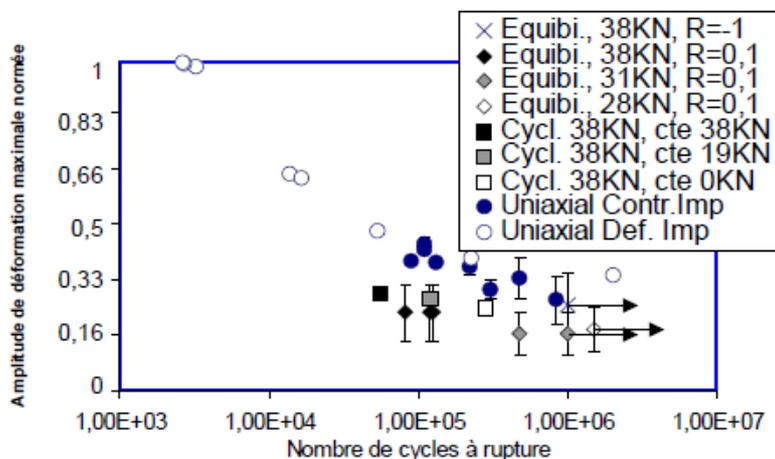


Figure 3.123. Synthèse des résultats [Poncelet et al 2009]

Il apparaît de manière claire suite à cette étude que l'effet de la biaxialité n'est pas néfaste comme cela aurait pu être envisagé. Pour l'ensemble des matériaux, la contrainte de cisaillement admissible apparaît équivalente à celle de la sollicitation uniaxiale, voire supérieure. Afin de mieux comprendre ce type de comportement en fatigue pour ce type de chargement, une étude des mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue va être réalisée sur l'alliage d'aluminium de fonderie ainsi que sur l'alliage 2024-O.

3.2.2 Mécanismes d'endommagement en fatigue sous chargement de traction équi-biaxiale

3.2.2.1 Cas de l'alliage d'aluminium de fonderie

L'amorçage des fissures à partir des hétérogénéités microstructurales de l'aluminium de fonderie et leur propagation sous le mode de traction équi-biaxiale sont caractérisés à l'aide d'observations surfaciques en cours d'essai et post-mortem ainsi qu'à partir de l'examen des faciès de rupture.

Les observations surfaciques, sur des éprouvettes cyclées à $2 \cdot 10^6$ cycles et non rompues sous rapport de charge $R=0.1$, montrent deux types d'amorçage qu'on retrouve également dans le cas des sollicitations uniaxiales. Certaines fissures s'amorcent au niveau des pores présents en surface (Figure 3.124.), d'autres s'amorcent au niveau des particules de silicium (ou d'intermétalliques) présentes dans la zone eutectique (Figure 3.126.). Contrairement au cas de la sollicitation uniaxiale, on n'observe plus de direction privilégiée pour l'amorçage et la propagation des fissures. Plusieurs fissures peuvent même s'amorcer à partir d'un même pore (Figure 3.124.c). Pour la propagation, on assiste parfois à la bifurcation de la fissure et ceci quelle que soit sa taille (Figure 3.125).

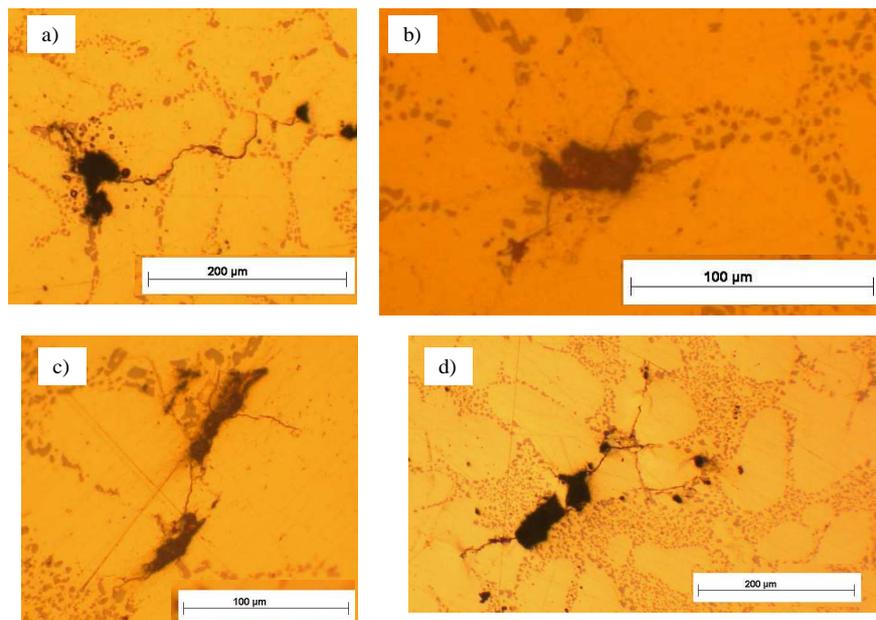


Figure 3.124. Amorçage de fissures sur des pores sous sollicitations de traction équi-biaxiale sous rapport de charge $R = 0.1$ dans l'alliage d'aluminium de fonderie

L'ensemble des observations montre principalement des amorçages de fissures sur pores mais il apparaît parfois des fissures s'amorçant sur particules de silicium ou à partir d'intermétalliques. Un suivi de l'évolution d'une de ces fissures sous le même rapport de charge ($R = 0.1$) a été réalisé. Les résultats sont regroupés sur la Figure 3.127. On observe, après 2 002 000 cycles, qu'un amorçage a eu lieu à partir d'un pore d'une taille inférieure à $50 \mu\text{m}$ et que la fissure s'est propagée, en partie au travers de la phase α , jusqu'à un autre pore pour atteindre une taille voisine de $300 \mu\text{m}$. La propagation est alors à peu près rectiligne pendant 70 000 cycles. Après 2 287 000, on assiste à deux bifurcations, une vers le haut et une vers le bas de la fissure, la taille de la fissure est alors de plus d'1 mm. A 2 487 000 cycles, la rupture est proche car la taille de la

fissure est supérieure à 3 mm. La fissure finale obtenue, à 4 000 000 de cycles, est représentée schématiquement sur la Figure 3.125.

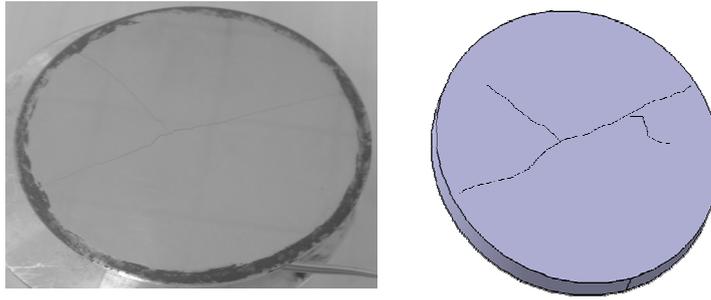


Figure 3.125. Schéma de la fissure finale obtenue sur l'éprouvette après 4 000 000 cycles

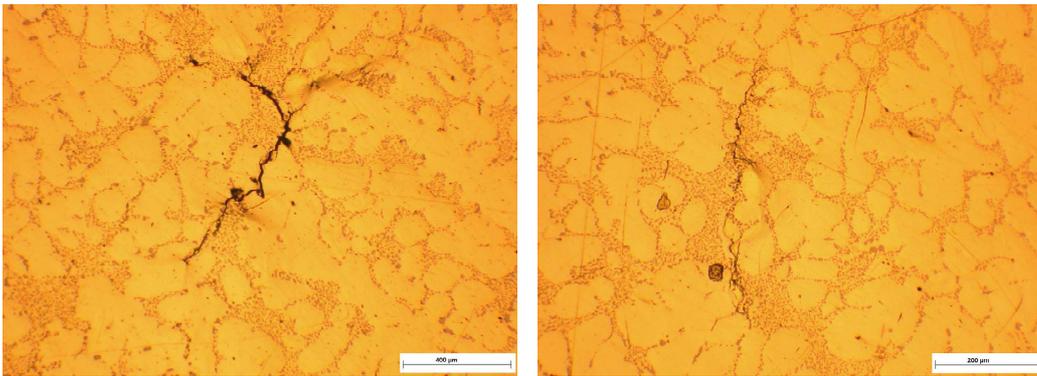


Figure 3.126. Amorçage de fissures sur particules de silicium ou intermétalliques dans la zone eutectique sous sollicitations de traction équibiaxiale sous rapport de charge $R = 0.1$ dans l'alliage d'aluminium de fonderie

L'examen des faciès de rupture pour ce rapport de charge $R=0.1$ indique la présence de plusieurs sites d'amorçages sur une même éprouvette et ceci contrairement au cas de la sollicitation uniaxiale (Figure 3.128). Le plus grand volume de matière sollicité en traction biaxiale (par rapport à la sollicitation uniaxiale) peut expliquer ce multi-amorçage.

Les sites d'amorçage observés sont quasiment exclusivement associés à la présence de pores. Ces pores sont de taille variable mais ils restent relativement petits ($\approx 100 \mu\text{m}$). L'aspect des faciès autour des pores est celui classiquement rencontré en fatigue sous sollicitation uniaxiale dans les alliages d'aluminium.

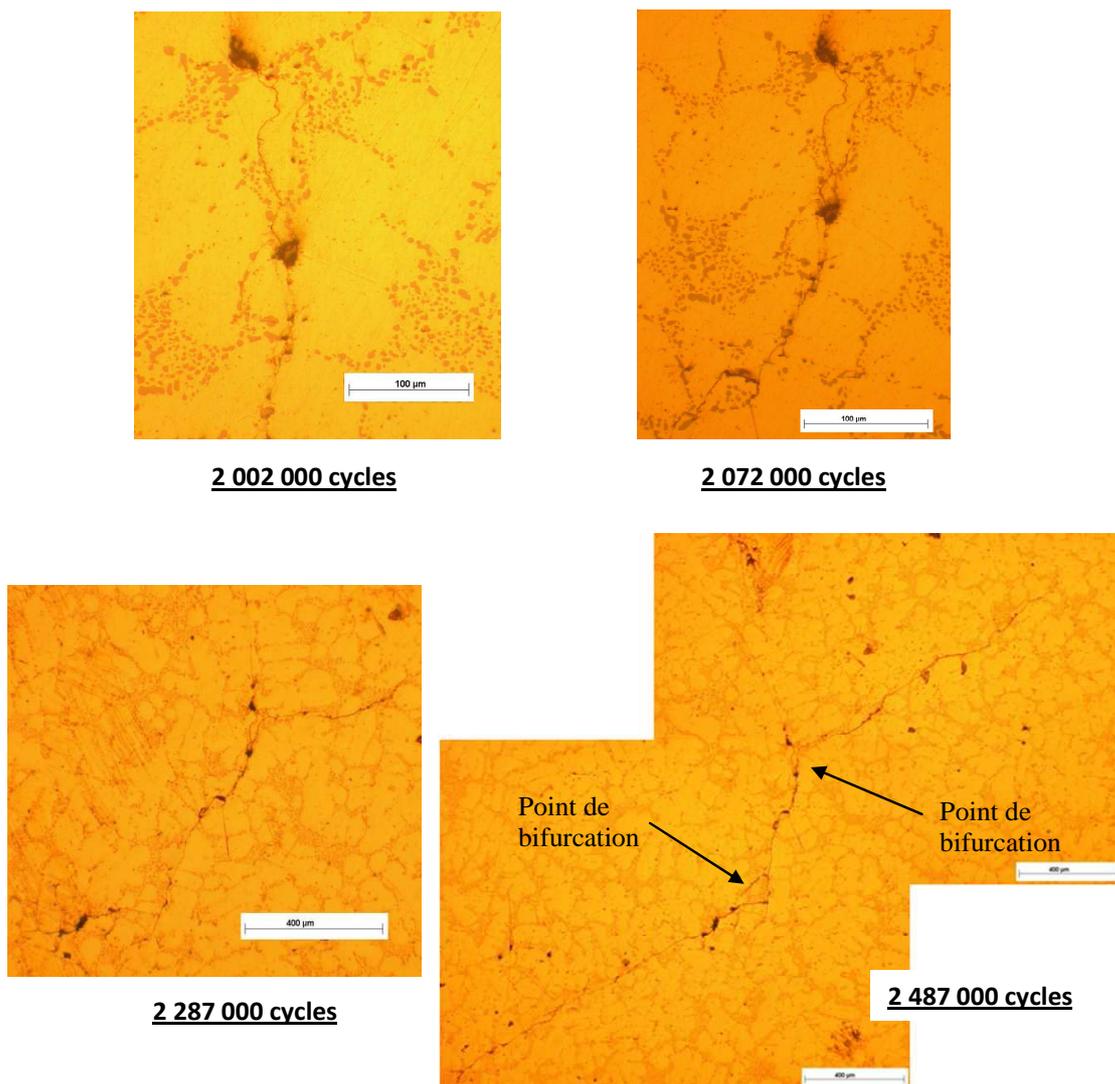


Figure 3.127. Suivi surfacique de l'amorçage (sur un pore) et propagation d'une fissure sous sollicitation de traction équi-biaxiale ($R=0.1$)

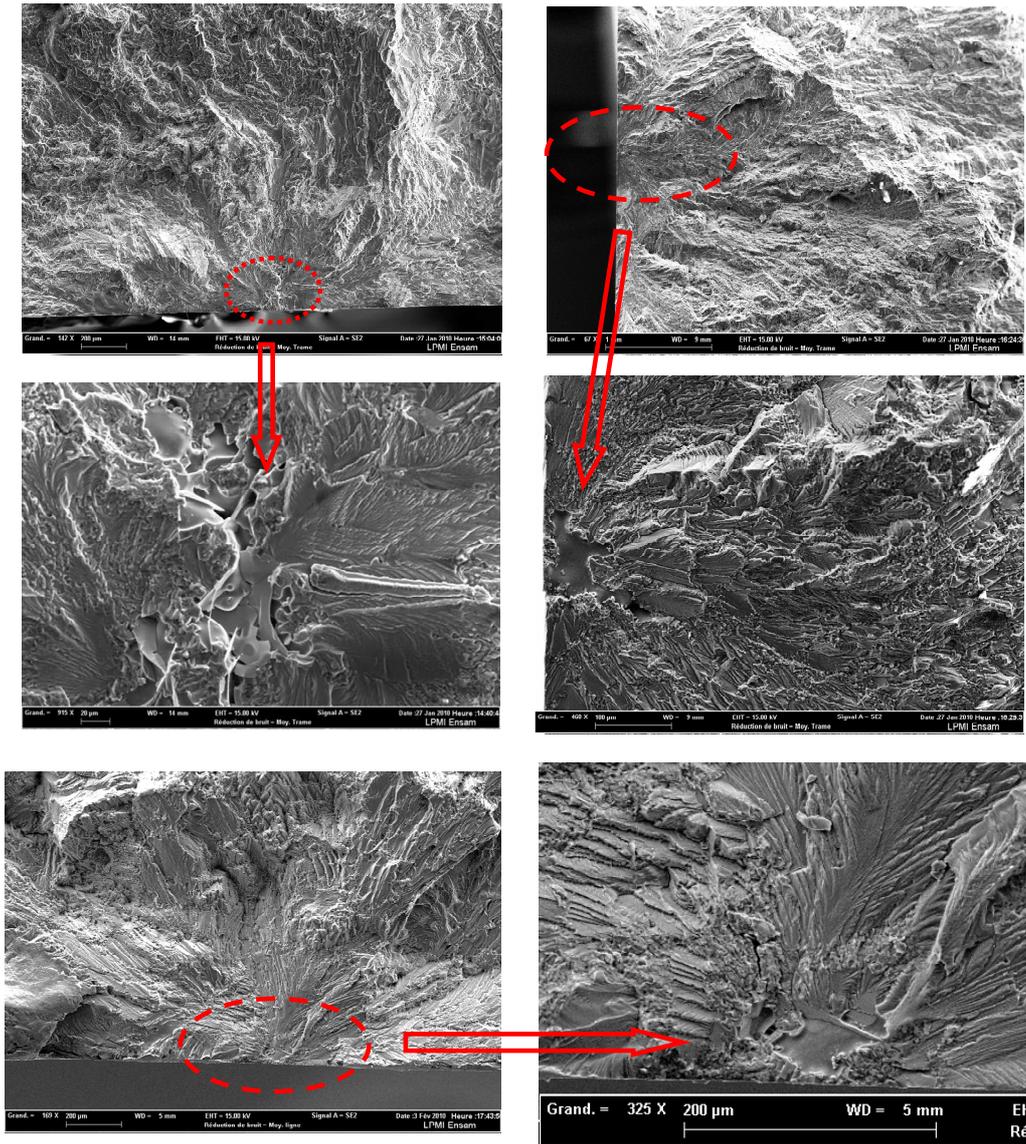


Figure 3.128. Faciès de rupture d'un AlSi7Cu05Mg03 sous sollicitation de traction équibiaxiale($R=0.1$)

3.2.2.1 Cas de l'alliage 2024-O

L'utilisation de l'éprouvette en X permet l'obtention d'un taux de biaxialité de $k=0.4$ et l'application de différents rapports de charge. Les fissures macroscopiques observées en surface sont perpendiculaires à l'axe de l'éprouvette. Les faciès de rupture pour le rapport $R=-1$ (Figure 3.129.a) montrent la présence d'un amorçage en surface mais l'origine exacte de l'apparition de la fissure est difficile à déterminer à cause du matage souvent présent dans cette zone.

Pour le rapport $R=0.1$ (Figure 3.129.b), le matage est moins important et l'amorçage a toujours lieu en surface. Même s'il est difficile de discerner la présence de particules à l'origine de l'amorçage, il semble que les mécanismes sous sollicitation de traction biaxiale semblent très proches de ceux observés sous sollicitation uniaxiale (Figure 2.70, Figure 2.74 et Figure 2.75). Pour tous les faciès de rupture, on devine la structure en strates caractéristique de la tôle à partir de laquelle les éprouvettes ont été prélevées.

Toutes les observations conduites sur les deux alliages d'aluminium tendent donc à montrer que les mécanismes d'amorçage et de fissuration sont très proches pour les sollicitations uniaxiale et biaxiale. Dans le cas de l'aluminium de fonderie, la seule différence semble provenir du plus grand nombre de plans de propagation potentiellement actifs en traction biaxiale. Ce cas non

rencontré sur le 2024-O peut s'expliquer par la présence d'un faible volume sollicité sur l'éprouvette.

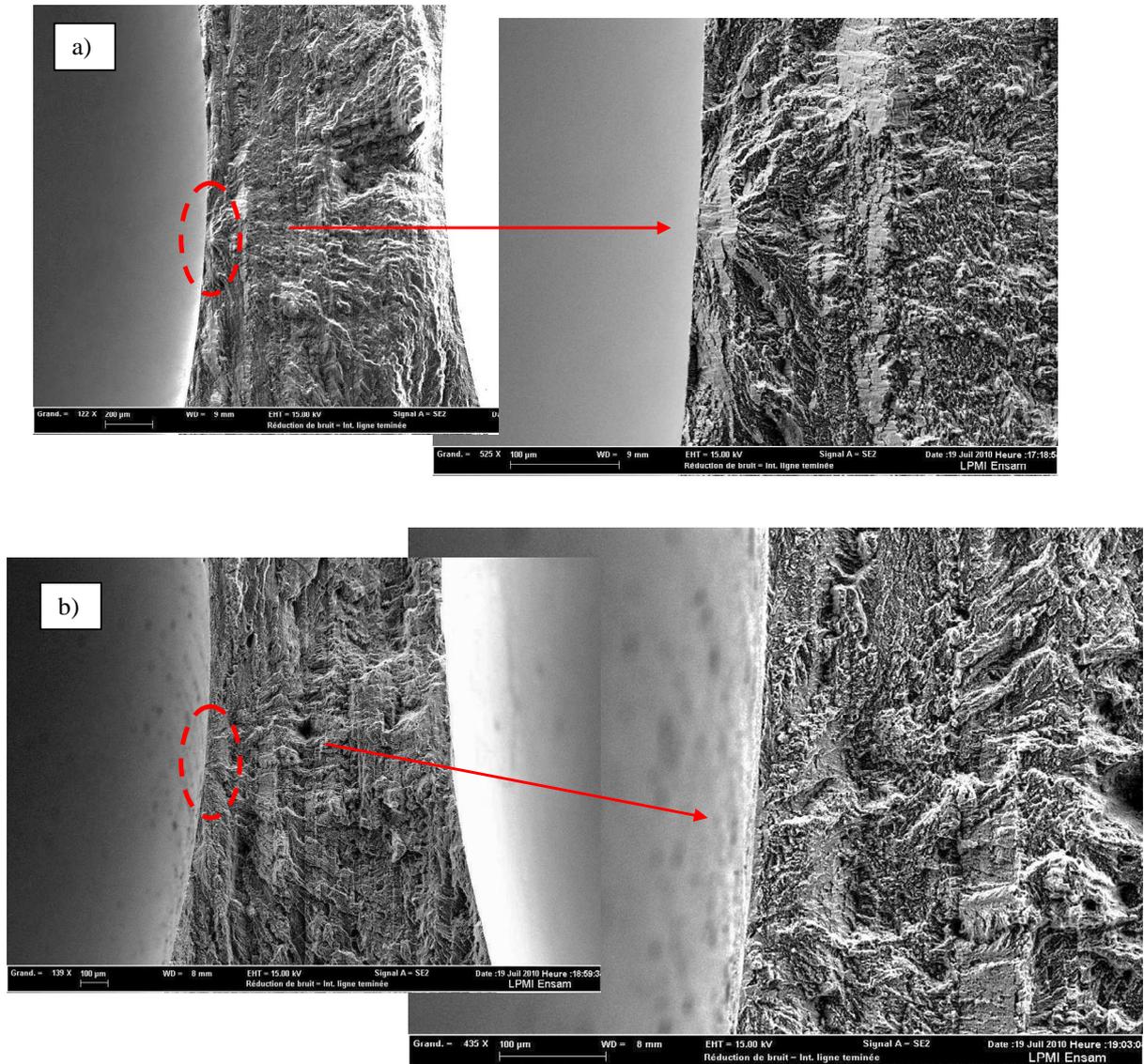


Figure 3.129. Facies de rupture d'un alliage 2024-O sous sollicitation de traction biaxiale ($k=0.4$) a) sous rapport de charge $R=-1$ b) sous rapport de charge $R=0.1$

3.1 Prise en compte des effets de traction biaxiale par les critères d'endurance multiaxiaux de la littérature

Le chapitre 3 a pour l'instant été consacré à la description des spécificités du comportement et des mécanismes en FGNC sous chargement de traction biaxiale. Les critères et modèles présentés dans le premier chapitre vont maintenant être testés dans le cas spécifique des chargements de traction biaxiale et ceci en utilisant des données issues de la littérature ainsi que celles obtenues à partir de notre campagne expérimentale.

L'alliage d'aluminium de fonderie a montré un comportement à caractère fragile très spécifique. Il sort du cadre du domaine d'application des critères étudiés. Les données obtenues sur ce matériau ne seront donc pas utilisées pour analyser les prédictions des différents modèles. La modélisation spécifique du comportement en FGNC de cet alliage fera néanmoins l'objet du prochain chapitre.

Les données obtenues sur l'acier ER7 et sur l'alliage 2024-O seront donc utilisées ainsi que les résultats sur quatre aciers dont les caractéristiques sont regroupées dans l'annexe A. Les données sur ces aciers proviennent de différentes campagnes expérimentales conduites dans les années 70-80 par des équipes allemandes. L'état de traction biaxiale est obtenu à l'aide d'un chargement de traction-pression interne.

<i>Matériau</i>	<i>Référence</i>
XC48	[Simburger 1975]
St35	[Issler 1973]
25CrMo4	[Mielke et al 1980]
34Cr4	[Heidenreich 1983]
ER7	
2024-O	

Table 23 Matériaux de l'étude

L'ensemble des données expérimentales disponibles et des prédictions des critères de Dang Van, Papadopoulos, Liu et Zenner, Huyen (Σ_h et Σ_n), Froustrey et Lamefip, est tracé dans un diagramme de type Haigh adapté au cas des sollicitations de traction biaxiale. Le rapport de biaxialité et les niveaux moyens appliqués sont spécifiés sur chaque diagramme de la Figure 3.131.

Les principales constatations possibles sont :

- Les critères de Dang Van et Papadopoulos peinent à rendre compte du comportement en fatigue sous sollicitation de traction biaxiale. Pour quelques matériaux, ces deux critères prédisent un comportement en fatigue proche des résultats expérimentaux, mais les tendances varient d'un matériau à l'autre. De manière générale, le critère de Dang Van est conservatif. Le critère de Papadopoulos est également tantôt conservatif sur certains matériaux (le XC48, 2024-O et ER7). Dans les autres cas, il surestime la résistance en fatigue du matériau
- Le critère de Liu et Zenner a des prédictions plus proches des résultats expérimentaux, notamment pour le 34Cr4, le 25CrMo4 et le St35. En revanche pour le XC48 et l'acier ER7, le critère est beaucoup trop conservatif.
- Le critère d'Huyen, avec l'utilisation de la contrainte hydrostatique, est conservatif et sous-estime la résistance en fatigue du matériau. En revanche, lorsque la contrainte normale est utilisée, les prédictions sont dans l'ensemble très proches des résultats expérimentaux. On retrouve néanmoins pour le cas d'un 2024-O, un résultat légèrement éloigné des résultats expérimentaux, mais l'ensemble des critères peinent à rendre compte du comportement en fatigue de ce matériau.
- Les critères énergétiques n'ont pu être analysés que pour le cas de l'acier ER7 car la procédure d'identification nécessite la connaissance d'un plus grand nombre de limites de fatigue (flexion rotative) indisponibles pour les autres matériaux. Pour ce matériau, le critère de Lamefip a été tracé en supposant la présence d'aucun gradient de contrainte. Signalons que lors de nos essais expérimentaux sur l'éprouvette disque en flexion axisymétrique, cette hypothèse n'est pas valable, ce qui pourrait expliquer les résultats conservatifs obtenus.

Le critère de Froustrey semble pour ce matériau prédire un comportement proche du point expérimental, mais ce dernier peine à rendre compte du comportement du matériau en fatigue sous chargement uniaxial avec effet de moyenne.

La Figure 3.130 présente les erreurs respectives de chaque modèle pour les différents matériaux. Pour une contrainte moyenne fixe et un rapport de biaxialité donné, l'erreur en % est calculée selon l'expression suivante :

$$erreur (\%) = \left(\frac{|\Sigma_{11,amp}^{prédite} - \Sigma_{11,amp}^{expérimental}|}{\Sigma_{11,amp}^{expérimental}} \right) * 100 \quad (3.74)$$

Il apparaît donc clairement que les critères utilisant la contrainte hydrostatique, tels que les critères de Dang Van, Papadopoulos ou Huyen (version avec la contrainte hydrostatique), peinent à rendre compte du comportement en fatigue sous sollicitation biaxiale. En revanche, les critères utilisant le paramètre contrainte normale, tel que le critère de Liu et Zenner, rendent mieux compte de l'ensemble des données. Le critère de Huyen (version avec la contrainte normale) apparaît le plus adapté pour refléter le comportement sous ce mode de chargement. Pour les critères énergétiques, nous ne disposons que de données sur un seul matériau. On peut néanmoins dire que le critère du Lamefip, comme la plupart des autres critères, prévoit un effet endommageant des plus forts taux de biaxialité, ce que nous n'observons pas expérimentalement. Le critère de Froustrey induit un effet moins important de la moyenne dans le cas de sollicitation biaxiale. Il est possible que ce type de loi soit plus approprié à la traction biaxiale, bien que sous chargement uniaxial, ce critère peinait à rendre compte du comportement en fatigue du matériau.

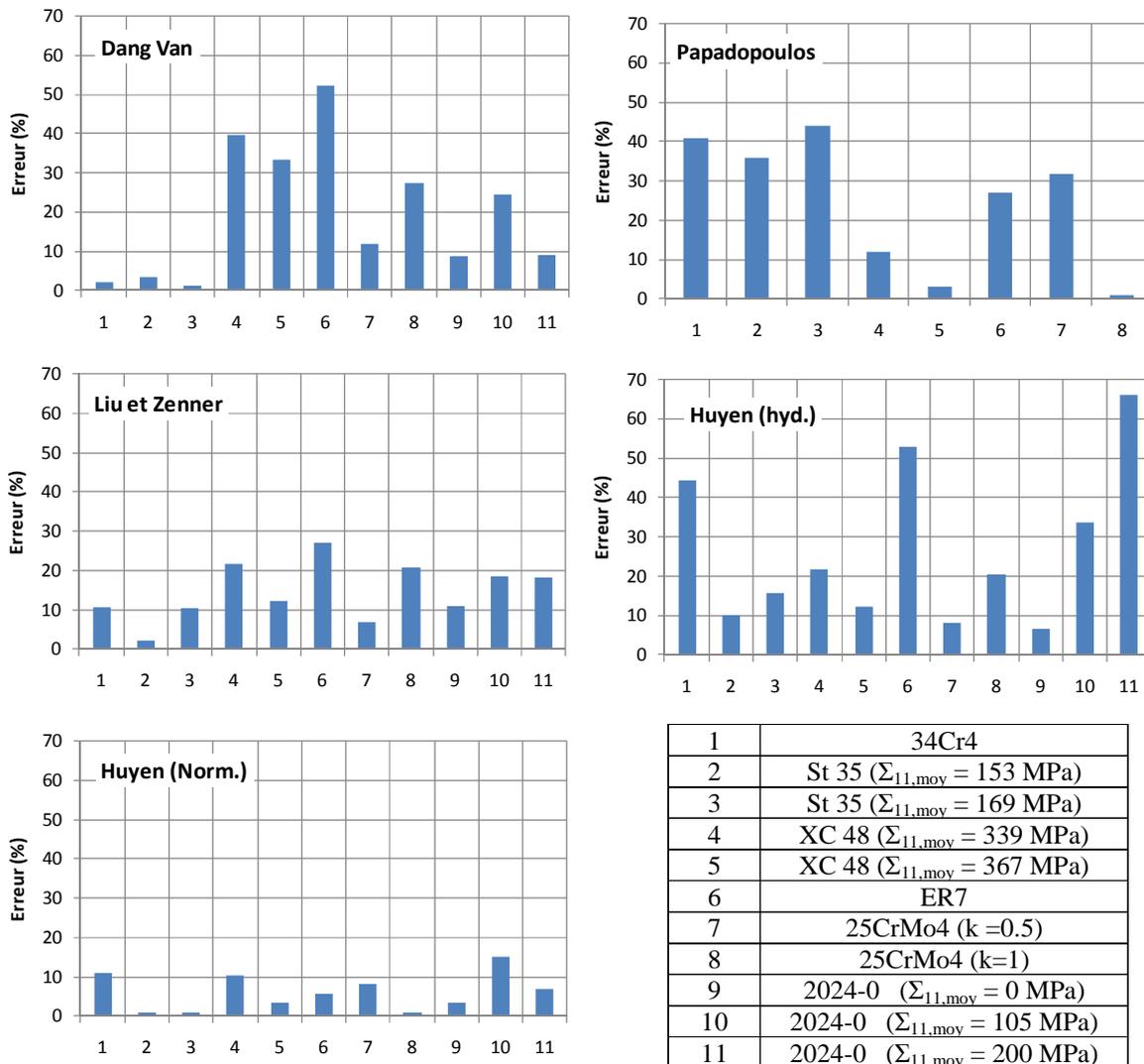


Figure 3.130. Erreurs de prédictions des critères

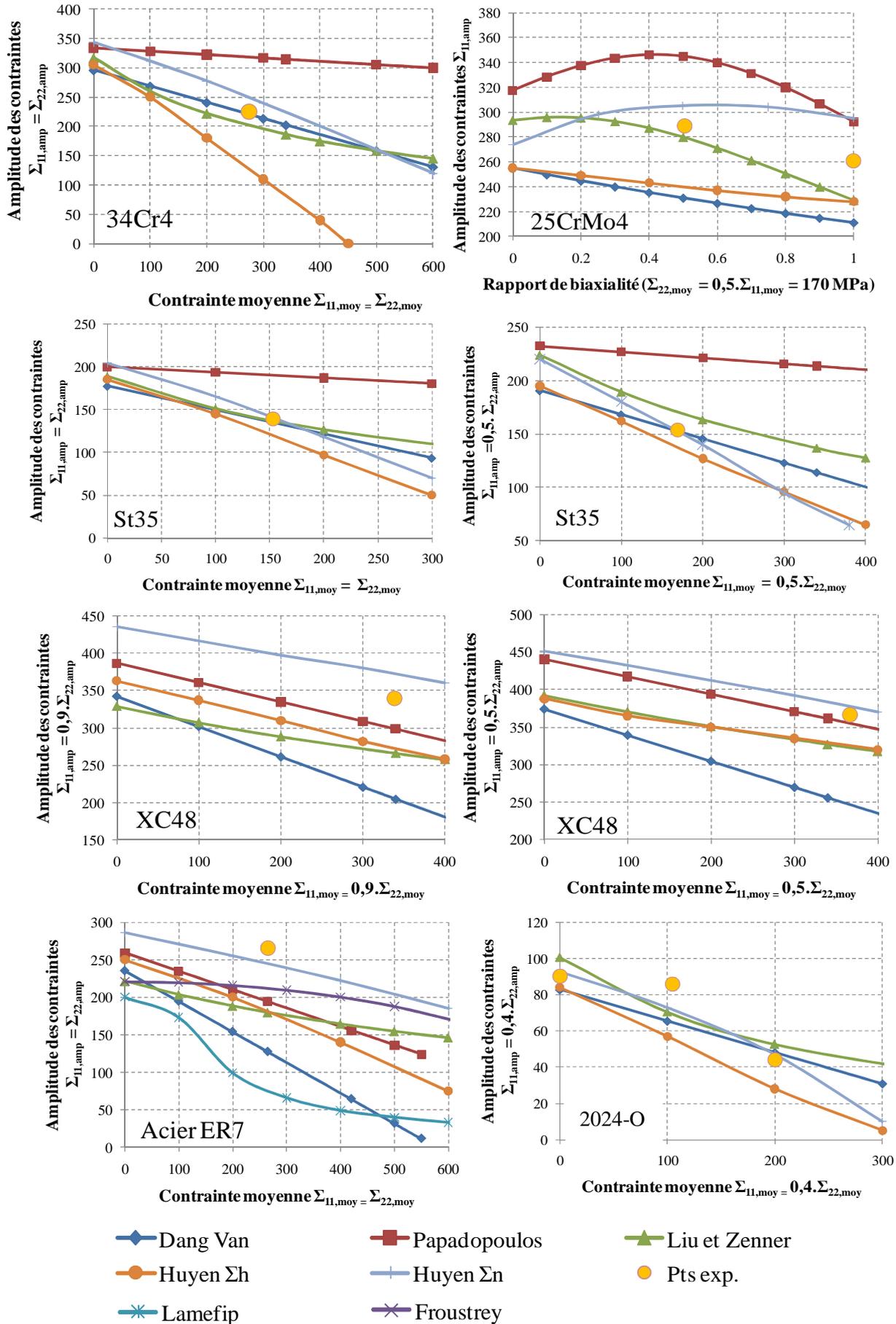


Figure 3.131. « Diagramme de Haigh » sous sollicitation biaxiale (matériaux d'étude de la Table 23)

3.2 Conclusion

Suite à cette étude du comportement en fatigue sous sollicitation de traction biaxiale, plusieurs constatations peuvent être établies :

- Il apparaît pour les trois matériaux de notre étude expérimentale, que l'effet de la biaxialité est neutre, voire bénéfique dans certains cas sur la tenue en fatigue du matériau.
- Les mécanismes d'endommagement liés à la sollicitation de traction biaxiale paraissent similaires à ceux rencontrés dans le cas de traction uniaxiale ou de flexion plane, pour les deux matériaux étudiés, l'alliage d'aluminium de fonderie ainsi que l'alliage 2024-O.
- L'étude des prédictions des modélisations multiaxiales a montré qu'une grande partie des critères présentés au chapitre I peinait à rendre compte du comportement du matériau en fatigue sous sollicitation de traction biaxiale. L'utilisation de la contrainte normale apparaît être l'outil adéquat. Le critère d'Huyen sous sa version avec utilisation de la contrainte normale au lieu de la contrainte hydrostatique, semble très adapté et montre des prédictions, par rapport aux autres approches, très correctes pour ce type de sollicitation.

Chapitre 4

Prise en compte de l'effet des hétérogénéités microstructurales sur la tenue en fatigue multiaxiale de l'alliage d'aluminium de fonderie AlSi7Cu05Mg03

4.1 Introduction

Les observations des mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue dans l'alliage d'aluminium de fonderie extrait des culasses de moteur automobile ont montré, dans les chapitres 2 et 3, le rôle majeur joué par les micro-retassures mais également par les particules de silicium et les intermétalliques.

Des travaux expérimentaux [Buffière et al 2001, Gao et al 2004, Wang et al 2001] conduits sur des alliages de fonderie obtenus par traitement HIP (« hot isostatic processing » permettant de diminuer fortement le nombre et la taille des pores dans le matériau) montrent que les particules de silicium peuvent être le site préférentiel de l'amorçage des fissures. Des essais de fatigue [Wang et al 2001, Caton et al 1998], réalisés sur un matériau avec des DAS différents, montrent également que la limite de fatigue du matériau peut être fortement influencée par ce paramètre. Le comportement macroscopique en fatigue de l'alliage utilisé dans les culasses présente un caractère fragile dont l'origine semble être la présence de ces hétérogénéités microstructurales.

De nombreuses modélisations ont été proposées dans la littérature pour rendre compte des effets propres à ce matériau. Certains auteurs utilisent les outils de la mécanique de la rupture en assimilant les défauts à des fissures préexistantes, d'autres, comme [Gao et al 2004], proposent de modéliser le comportement en fatigue du matériau à l'aide d'une « micro-cell » contenant différents types d'hétérogénéités microstructurales (retassures, particules de silicium, intermétalliques), et d'utiliser la simulation numérique pour accéder au travail plastique accumulé autour des différentes hétérogénéités.

Mais très peu de travaux, voire aucun, ne traitent des effets de moyenne et des effets de biaxialité dans le cas de chargement de traction biaxiale. Nous nous proposons donc d'aborder ces aspects du comportement en faisant appel à une approche probabiliste permettant de rendre compte de la compétition entre différents mécanismes d'amorçage.

4.2 Simulation numérique du comportement élastoplastique cyclique autour des pores

[Gao et al 2004] ont proposé une approche originale permettant de prédire le comportement en fatigue d'un alliage d'aluminium de fonderie pour différentes configurations de microstructure. L'intérêt de cette approche réside dans sa capacité à prendre en compte le champ de contraintes élastoplastiques autour du défaut considéré. Les auteurs introduisent la notion de « micro-cell model » en modélisant un volume représentatif des différentes hétérogénéités présentes dans ce type d'alliage.

Il a été choisi dans un premier temps d'avoir recours à cette approche afin de connaître les conditions d'adaptation élastique possibles au niveau de la limite de fatigue pour différents modes de chargement. Plus exactement, le travail plastique accumulé autour du défaut sera utilisé pour statuer de la capacité à atteindre un état élastique adapté dans le voisinage du défaut. Il sera défini par :

$$D_p = \frac{1}{V} \int_0^t \iint_V \sigma_{ij} \dot{\epsilon}_{ij}^p dV dt \quad (4.75)$$

où V est le volume sur laquelle la déformation plastique microscopique cyclique apparaît, t est la période correspondant au chargement cyclique.

Cette variable scalaire D_p représente une valeur moyenne de l'accumulation du travail plastique et reflète l'effet de la concentration de contrainte (introduite par le défaut). Le gradient de contrainte est en particulier pris en compte par le biais de cette intégration.

Un des modèles numériques utilisé est représenté sur la Figure 4.132. Le défaut géométrique représenté est circulaire. D'autres types de géométries ont été également considérés (elliptique et accidenté). L'effet des particules de silicium a été considéré dans un deuxième temps.

L'objectif de cette étude numérique est de s'intéresser au comportement du matériau sous les modes de chargement cyclique de traction uniaxiale et de traction équibiaxiale.

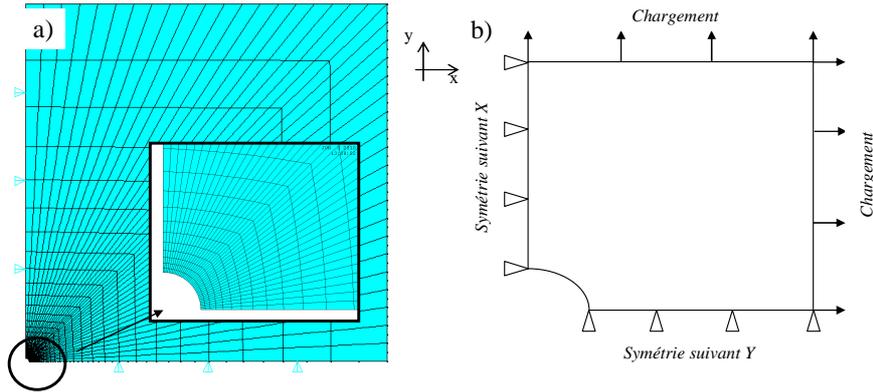


Figure 4.132. a) Illustration du modèle numérique b) Conditions limites

Les conditions et l'ensemble des résultats de cette étude, principalement qualitative, sont détaillés dans l'annexe I. Le cas d'un défaut de géométrie circulaire sous chargement équibiaxial est présenté sur la Figure 4.133. Il apparaît, lors du chargement cyclique, deux types de comportement selon l'intensité du chargement :

- Un premier comportement où l'on retrouve l'adaptation élastique. Le travail plastique D_p et la déformation plastique équivalente accumulée (au point de la déformation maximale de la structure) tendent alors vers une valeur limite (79, 85 et 88 MPa).
- Un deuxième comportement pour un niveau plus élevé où l'on observe le phénomène d'accommodation plastique. Aucune stabilisation du travail plastique D_p et de la déformation plastique équivalente accumulée (au point de la déformation maximale de la structure) n'est observée.

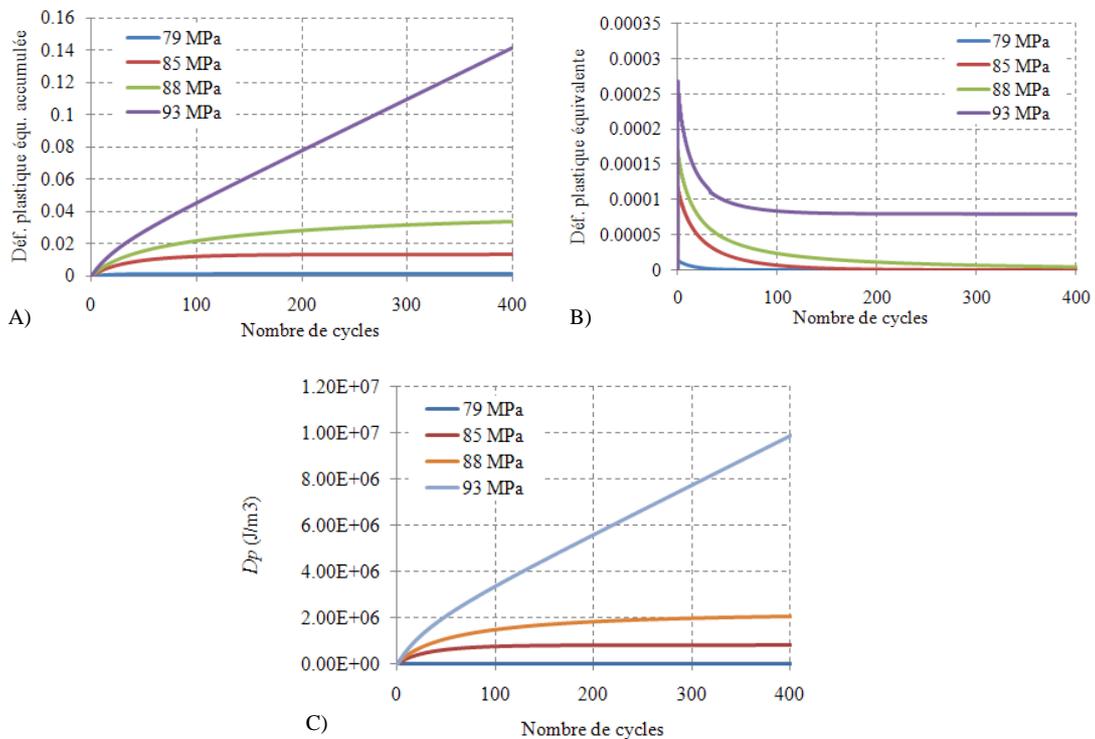


Figure 4.133. a) Diagramme déformation équivalente cumulée – nombre de cycles pour différents chargements cycliques appliqués (au point de déformation maximale) b) Diagramme déformation équivalente – nombre de cycles pour différents chargements appliqués (au point de déformation maximale) c) Variation de la variable D_p pour différents chargements cycliques sous sollicitation de traction équibiaxiale

Les principales conclusions de cette étude détaillée dans l'annexe I sont :

- L'effet de l'équibiaxialité est directement dépendant de la géométrie du défaut.

L'introduction de géométrie simplifiée pour représenter les défauts de fonderie à l'origine de l'amorçage des fissures ne semble pas permettre de représenter les effets de chargement. En effet, pour un même mode de chargement, la géométrie du défaut conditionne complètement l'état mécanique local et donc d'après le critère utilisé ici la tenue en fatigue. Les observations conduites en tomographie au §2.2.1.1. ont montré une grande variation de la sphéricité des défauts observés. La démarche qui consiste donc à conduire des simulations numériques éléments finis à une échelle locale à partir de géométries approchées de défaut pose le problème de la représentativité des géométries réelles et de la connaissance des lois de comportement locale.

- Cette approche peine à rendre compte de l'effet de la contrainte moyenne.

La dissipation plastique a été utilisée comme paramètre moteur de l'endommagement en fatigue dans cette étude numérique. La condition d'adaptation élastique associée constitue, à notre sens, une condition nécessaire à l'amorçage d'une fissure. La prise en compte des effets de moyenne n'a malheureusement pas pu se faire à l'aide de ce paramètre. Tout indique qu'il serait nécessaire d'introduire un autre paramètre mécanique comme la contrainte normale (ou la contrainte hydrostatique).

Afin de mettre en place un critère de fatigue utilisable dans un contexte de dimensionnement, nous avons choisi d'utiliser une approche différente de celle exposée dans cette partie. Plus précisément, le modèle probabiliste proposé par [Pessard 2009] sera repris et adapté au cas de l'alliage de fonderie. Avant de rentrer dans le détail de la construction et de l'utilisation de ce critère, un bref rappel des approches basées sur la mécanique de la rupture et appliquées aux alliages d'aluminium de fonderie est présenté.

4.3 Utilisation de la mécanique de la rupture pour refléter les effets des hétérogénéités microstructurales

4.3.1 Rappels sur la modélisation des effets de défauts

La section qui suit n'est pas un état de l'art mais va simplement reprendre certains concepts nécessaires pour la suite. Nous aborderons ensuite certaines modélisations liées entre autres à l'alliage d'aluminium de fonderie.

La mécanique de la rupture peut être utilisée afin de tenir compte de la présence de défauts en fatigue. Les défauts peuvent être assimilés à des fissures et le seuil de propagation des fissures ΔK_{th} peut être employé comme critère de rupture.

Si la contrainte appliquée ne génère pas en pointe de fissure une intensité de contrainte supérieure au seuil de propagation ΔK_{th} alors la fissure ne grandira pas et il n'y aura pas de rupture. La limite de fatigue $\Delta\sigma_D$, de la structure avec présence d'un défaut de taille a , dans ce cas peut être exprimée par la relation suivante :

$$\Delta\sigma_D = \frac{\Delta K_{th}}{\beta\sqrt{\pi a}} \quad (4.76)$$

β représente un facteur de correction géométrique. Ce facteur est sans dimension mais dépend généralement de la configuration de la fissure et du mode de chargement.

- Effet de fermeture des fissures

Proche du seuil de propagation des fissures, l'effet de fermeture des fissures devient un facteur influent à considérer. Il peut arriver que la fissure reste fermée bien qu'un chargement de traction soit appliqué. Ce mécanisme de fermeture de fissures peut être induit par de multiples facteurs dont la présence de couche d'oxyde, de rugosité ou de sillage plastique.

Ainsi, certains auteurs utilisent, non pas le facteur d'intensité de contrainte (FIC) ΔK défini comme la différence entre les valeurs de K_{max} et de K_{min} (valeurs du FIC calculées au maximum et au minimum du cycle) mais le facteur d'intensité de contrainte effective ΔK_{eff} défini par la différence entre le K_{max} et le K_{ouv} . Ce dernier représente le facteur d'intensité de contrainte à l'ouverture, soit le FIC à appliquer permettant d'ouvrir la fissure sur toute sa longueur.

- Propagation des fissures courtes

Lors de l'application de la mécanique linéaire de la rupture, pour la prise en compte des défauts, un autre facteur à prendre en considération est l'effet des fissures courtes. De nombreux résultats expérimentaux ont en effet montré que les fissures courtes se propagent plus rapidement que les fissures longues pour un même niveau de ΔK et peuvent se propager à des niveaux de ΔK inférieurs à la valeur seuil ΔK_{th} des fissures longues. Un des principaux problèmes rencontrés lors d'un dimensionnement en propagation est associé au fait que les lois utilisées ont souvent été établies à partir de vitesses mesurées sur des fissures dites longues dont la longueur est de l'ordre de la dizaine de millimètres.

[Kitagawa et Takahashi 1976] ont proposé un mode de représentation de l'influence de la taille de défaut a sur l'amplitude de contrainte admissible $\Delta\sigma$. Selon la mécanique de la rupture, le seuil de propagation ΔK_{th} est une constante du matériau et est par conséquent indépendante de la taille de fissure. Cependant sur la base de données obtenues sur fissures courtes, les auteurs ont démontré qu'il existe une taille critique de défaut en dessous de laquelle ΔK_{th} décroît lorsque la longueur de fissure a diminue. En dessous de cette taille critique, le seuil est caractérisé par une amplitude de contrainte $\Delta\sigma_D$ assimilable à la limite de fatigue du matériau sans présence de défaut. Le diagramme de Kitigawa (Figure 4.134.) consiste donc à porter dans une représentation bi-logarithmique $\log(a)$ - $\log(\Delta\sigma)$ une droite horizontale correspondant à la limite de fatigue $\Delta\sigma = \Delta\sigma_D$ et la droite correspondante à l'équation :

$$\Delta\sigma_D = \frac{\Delta K_{th}}{\beta\sqrt{\pi a}} \quad (4.77)$$

Ces deux segments de droite délimitent un domaine de non-rupture et un domaine de rupture. L'intersection des deux droites définit la taille critique de défaut. Cette taille critique, fonction du matériau et de sa microstructure, définit par conséquent une taille de défaut engendrant une réduction de la limite de fatigue par rapport à celle mesurée sur éprouvettes lisses. D'autres extensions ont été proposées sur la base de cette modélisation permettant d'améliorer les prédictions de la tenue en fatigue du matériau.

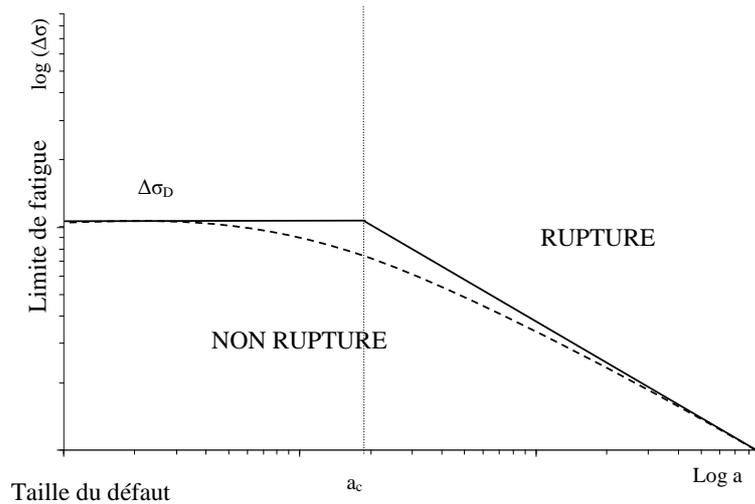


Figure 4.134. Diagramme de Kitagawa et Takahashi

[El Haddad et al. 1979] ont proposé une expression permettant d'établir un lien entre le seuil d'endurance du matériau sain et le seuil de propagation de fissures longues. Pour cela, ils introduisent la dimension a_o qu'utilisent les auteurs pour déterminer la longueur effective de fissure. Le seuil de propagation des fissures courtes est alors défini par :

$$\Delta K_{th} = \Delta \sigma \beta \sqrt{\pi(a + a_o)} \quad (4.78)$$

avec :

$$a_o = \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta \sigma_0} \right)^2 \left(\frac{1}{\pi} \right) \quad (4.79)$$

$\Delta \sigma_0$ est ici la limite d'endurance du matériau sans défaut.

Plusieurs auteurs, tels que [El Haddad et al 1979, Tanaka et al 1988], ont tentés de prédire le comportement en fatigue des fissures courtes, amorçant à partir de défauts sous forme d'entaille, en utilisant la méthode "R curve" (ou méthode de courbe de résistance). Dans cette approche, le seuil de propagation de fissures est supposé être une fonction dépendant de la taille de la fissure. Selon El Haddad et al, la courbe de résistance peut se formuler de la façon suivante :

$$K_{th,eff} = \Delta K_{th} \sqrt{\frac{a}{a + a_o}} \quad (4.80)$$

où ΔK_{th} représente le seuil de propagation de fissure longue. Ce dernier paramètre est supposé constant. Une approche similaire a été proposée par Tanaka et al. Les auteurs considèrent le seuil de propagation augmentant avec la taille de fissure, dû à l'évolution de l'effet de fermeture.

Il est important de signaler que cette problématique de propagation de fissure courte est résolue dans cette étude à travers le choix d'une modélisation à deux mécanismes couplée par une approche probabiliste. Dans ce cadre, nous supposons que le seuil de propagation de fissures efficace $K_{th,eff}$, est une constante du matériau pour un rapport de charge donné.

La suite de cette partie consiste à présenter les différentes modélisations de la littérature basées sur la mécanique de la rupture et dédiées aux alliages d'aluminium de fonderie.

4.3.2 Application de la mécanique de la rupture aux alliages d'aluminium de fonderie du type AlSi7Cu05Mg03

Beaucoup de travaux ont été conduits pour caractériser le comportement à la fissuration des alliages d'aluminium de fonderie. Il ne sera question, dans cette partie dédiée à une revue bibliographique non exhaustive, que de certaines études consacrées au comportement des fissures longues et courtes et à une analyse sous l'angle de la fermeture des fissures. On cherche en particulier à connaître les valeurs du seuil effectif du facteur d'intensité des contraintes (FIC).

- Propagation de fissures longues

Afin de prédire la tenue en fatigue d'un alliage d'aluminium-silicium testé avec deux traitements thermiques différents (T4 et T6), [Skallerud et al 1993] utilisent par exemple la loi de Paris qu'ils identifient à partir d'essais de fissuration sur des éprouvettes CT (Figure 4.135). Des mesures d'effets de fermeture sont notamment réalisées permettant d'obtenir les valeurs de FIC efficaces.

Les paramètres déduits pour ce matériau sont les suivants :

- Pour le traitement thermique T4, $C=2.7 \cdot 10^{-10}$ et $m = 1.99$
- Pour le traitement thermique T6, $C=9.2 \cdot 10^{-11}$ et $m = 3.07$

Le ΔK_{th} obtenu dans les deux cas est de $1.4 \text{ MPa(m)}^{1/2}$. Les auteurs négligent la phase d'amorçage et se proposent d'utiliser un modèle de type :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{eff}^m - \Delta K_{th,eff}^m) \quad (4.81)$$

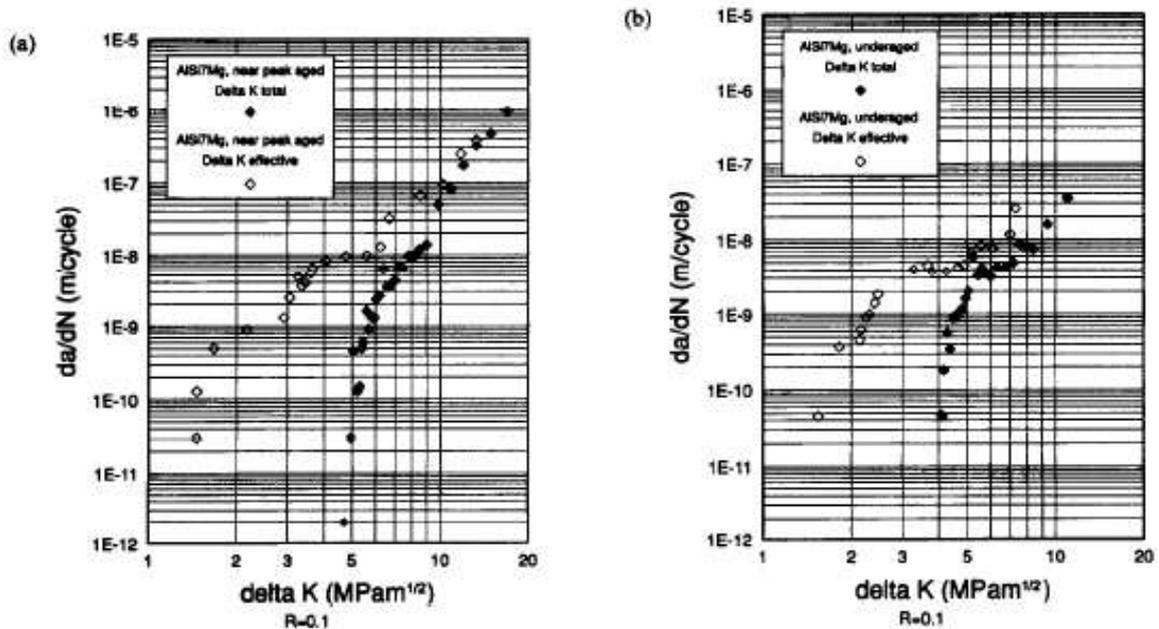


Figure 4.135. Courbes da/dN - ΔK pour l' AlSi7Mg(0.4) a) T4 et b) T6 [Skallerud et al 1993]

En supposant que les fissures se propagent à partir d'un défaut préexistant, (de taille variable mesurée sur les éprouvettes d'essais, allant de 0.2 à 1 mm), il est possible, à partir de la relation (4.81), d'estimer les nombres de cycles nécessaires pour atteindre une taille critique de fissure de 3 mm. Des relations empiriques sont utilisées afin d'obtenir la variation du FIC efficace en fonction du rapport de charge. Les prédictions du critère apparaissant conservatives, les auteurs proposent d'utiliser l'extension utilisée par [El Haddad et al 1979] permettant d'établir un lien entre le seuil d'endurance du matériau sain et le seuil de propagation de fissures longues. Pour

cela, ils introduisent la dimension a_o pour déterminer la longueur efficace de fissure. Le seuil de propagation des fissures courtes est alors défini par :

$$\Delta K_{eff} = \Delta\sigma_{eff}\beta\sqrt{\pi(a + a_o)} \quad (4.82)$$

Les prédictions du modèle proposé sont illustrées sur la Figure 4.136.

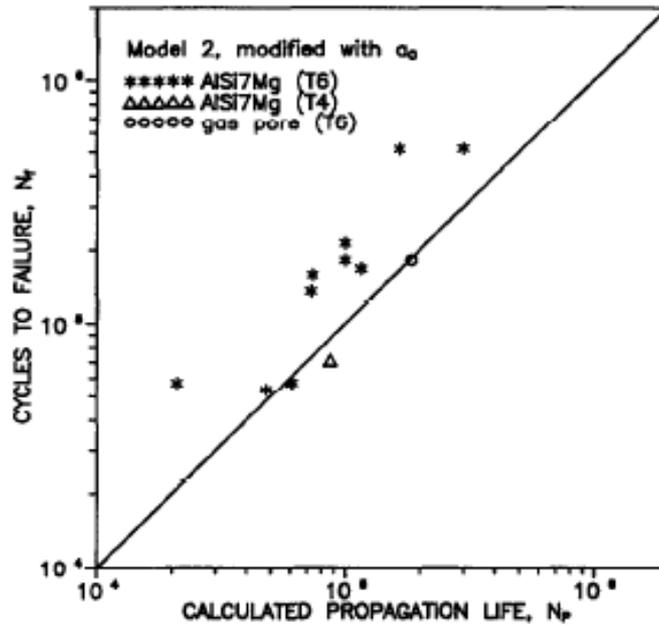


Figure 4.136. Comparaison des résultats obtenus à partir de la loi de Paris avec la durée de vie en propagation de la fissure. Correction avec le paramètre empirique a_o introduit par [El Haddad et al 1979]

- Propagation des fissures courtes

[Caton et al 1998] s'intéressent plus spécifiquement au problème de propagation des fissures courtes dans ce type d'alliage. Il est largement admis que les modèles classiques de propagation des fissures longues surestiment la durée de vie réelle du matériau. Sous chargement cyclique, les fissures courtes (<1-2 mm) croissent plus vite que les fissures longues (>2mm). Ce comportement atypique des petites fissures peut s'expliquer par différents facteurs. Tout d'abord les discontinuités microstructurales telles que les joints de grain, les précipités, etc, peuvent affecter les conditions de propagation de petits défauts car leurs dimensions caractéristiques sont du même ordre de grandeur que la taille du défaut considéré. L'effet de fermeture est également plus faible pour les fissures courtes induisant un facteur d'intensité de contraintes efficace plus grand et donc des vitesses de fissuration plus grandes (Figure 4.137).

L'alliage utilisé par [Caton et al 1998] est un AlSi0.4Mg (avec traitement thermique T7) soumis à un traitement HIP. Grâce à l'emploi de répliques, les auteurs arrivent à calculer les facteurs d'intensité de contrainte et les vitesses de propagation en fonction de la DAS (obtenue avec des vitesses de solidification différentes). Les données relatives à un rapport de charge R=0.1 sont obtenues pour une microstructure fine (DAS = 23 μm) et une microstructure plus grossière (DAS = 100 μm). Pour les plus faibles amplitudes de chargement, l'utilisation d'un facteur d'intensité de contraintes efficace ΔK_{eff} permet de correctement modéliser le comportement des fissures courtes. Au seuil, des valeurs inférieures à 1 $\text{MPam}^{1/2}$ sont obtenues (Table 24).

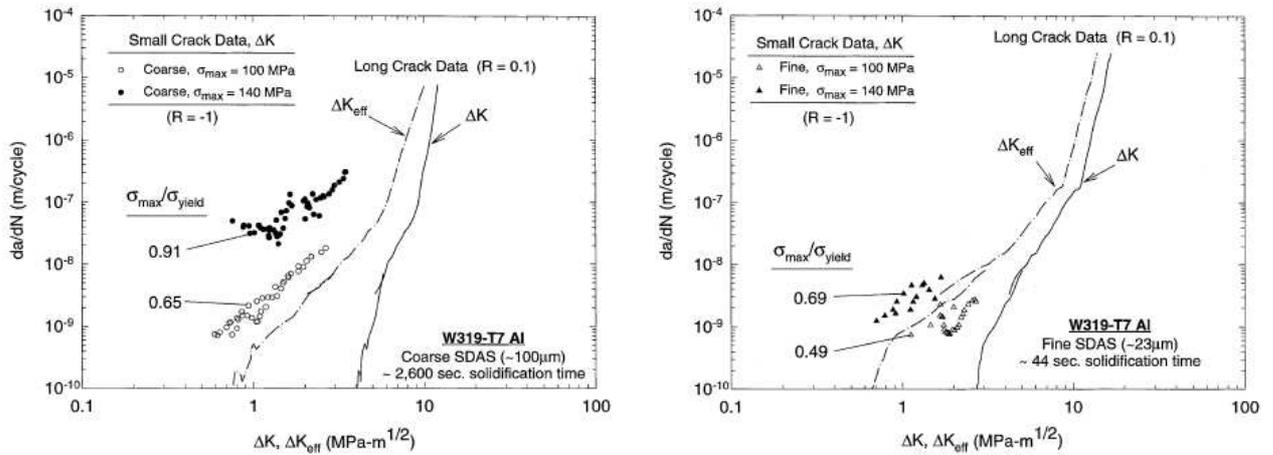


Figure 4.137. Diagramme da/dN - ΔK pour les fissures longues et courtes sous rapport de charge $R=0,1$ et pour différentes microstructures [Caton et al 1998]

Type de fissure	DAS (μm)	ΔK (MPa \sqrt{m}) (à $\Delta\sigma$ MPa)	da/dN (m/cycle)
Longue ($R=0.1$)	23	2.7	$<1.10^{-10}$
	100	4.0	$<1.10^{-10}$
Courte ($R=-1$)	23	0.7 (140)	$7.10^{-10} - 7.10^{-9}$
	23	1.1(100)	
	100	0.8(140)	$7.10^{-10} - 3.10^{-7}$
	100	0.6(100)	

Table 24 Facteurs d'intensité de contrainte et vitesses de propagation en fonction du type de fissure et de la DAS [Caton et al 1998]

- Approche de [Kitagawa et Takahashi 1976] et [Murakami 2002]

[Linder et al 06] étudient l'influence de la porosité sur la tenue en fatigue d'un AlSi10Mg en utilisant des techniques de moulage en sable et de moule permanent conduisant à différents taux de porosité.

Les caractéristiques monotones du matériau obtenues sont les suivantes :

	Limite d'élasticité	Limite à rupture	DAS	Dureté
Moulage en sable	230 MPa	280 MPa	35 μm	104 HBW
Moulage en moule permanent	250 Mpa	302 MPa	21 μm	104 HBW

Deux types de géométrie d'éprouvettes sont employés, avec une concentration de contraintes de 1 et de 2.25. Pour chaque type de procédé, trois nuances avec différentes fractions de porosité sont testées. La Table 25 présente les désignations et caractéristiques des différentes nuances.

Specimen	Sand cast						Permanent mould cast					
	Smooth			Notched			Smooth			Notched		
Quality	S1	S4	S6	S1	S4	S6	P1	P2	P3	P1	P2	P2
Fatigue series	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Reference radiograph	1	4	6	1	4	6	1	2	3	1	2	2
Pore fraction (%)	0.7	3.4	4.1	1.5	5.6	8.7	0.2	3.5	4.0	1.5	4.0	8.7

—Table 25 Tableau présentant la classification des éprouvettes et la fraction volumique de pores associés à chaque groupe d'échantillons testés [Linder et al 06]

Les auteurs estiment, à l'aide des courbes de Wöhler, les limites de fatigue des différentes nuances obtenues. Les résultats sont tous regroupés dans la Table 26. Le rapport de charge utilisé est $R=-1$. La limite de fatigue donnée est pour un nombre de cycle égal à 5.10^6 cycles.

Fatigue series	Number of specimens	$\sigma_{a,nom} \cdot K_t$ at 5×10^6 cycles (MPa)	Standard deviation (MPa)
1	20	88	7
2	10	79	4
3	10	74	5
4	20	111	11
5	10	112	10
6	10	113	8
7	20	92	7
8	10	82	5
9	10	80	6
10	20	133	14
11	10	122	17
12	10	127	12

Table 26 Limites de fatigue obtenues et écarts-types associés à 5.10^6 cycles pour les différentes séries d'éprouvettes. [Linder et al 06]

Les résultats montrent une baisse de la limite de fatigue avec l'augmentation de la fraction de porosité au sein du matériau dans le cas d'éprouvettes lisses. Cette constatation n'est pas valable dans le cas des éprouvettes entaillées. Les auteurs expliquent cette différence de comportement par la différence de volume sollicité.

La distribution des diamètres des pores sur une surface approximativement égale à 2 cm^2 a été réalisée à l'aide d'un microscope optique. L'hypothèse de sphéricité a été faite pour la géométrie des pores. Les courbes de la Figure 4.138. montrent que l'influence des traitements entrepris a un effet sur la fraction volumique de porosité. Concernant le moulage en moule permanent, on recense une diminution et sur le nombre et sur la taille des pores. Pour le moulage en sable, l'effet n'est apparent que pour les pores de plus grande taille. Le traitement a peu d'influence sur les pores de faible diamètre.

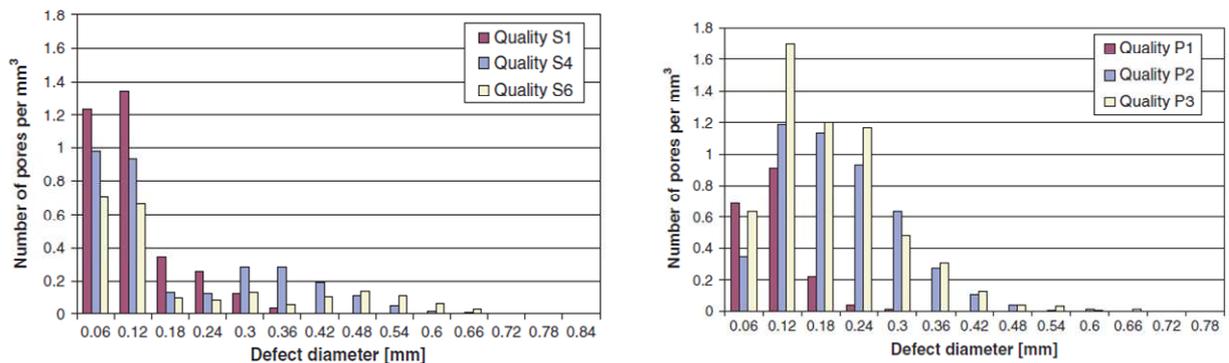


Figure 4.138. Distribution de la taille des pores pour les différents lots d'éprouvettes testés [Linder et al 06]

Le ΔK_{seuil} utilisé est pris égal à $1.4 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ (les valeurs utilisées dans la littérature variant de 0.98 à 1.8 pour ce type de matériau). Le facteur de forme β est égal à 0.5 (porosité interne). A travers le diagramme de Kitagawa de la Figure 4.139, les auteurs constatent que la méthode ainsi que le diagramme de Kitagawa permettent de prédire correctement, pour les éprouvettes lisses, le comportement en fatigue du matériau, et notamment l'influence de la teneur en porosité dans la structure.

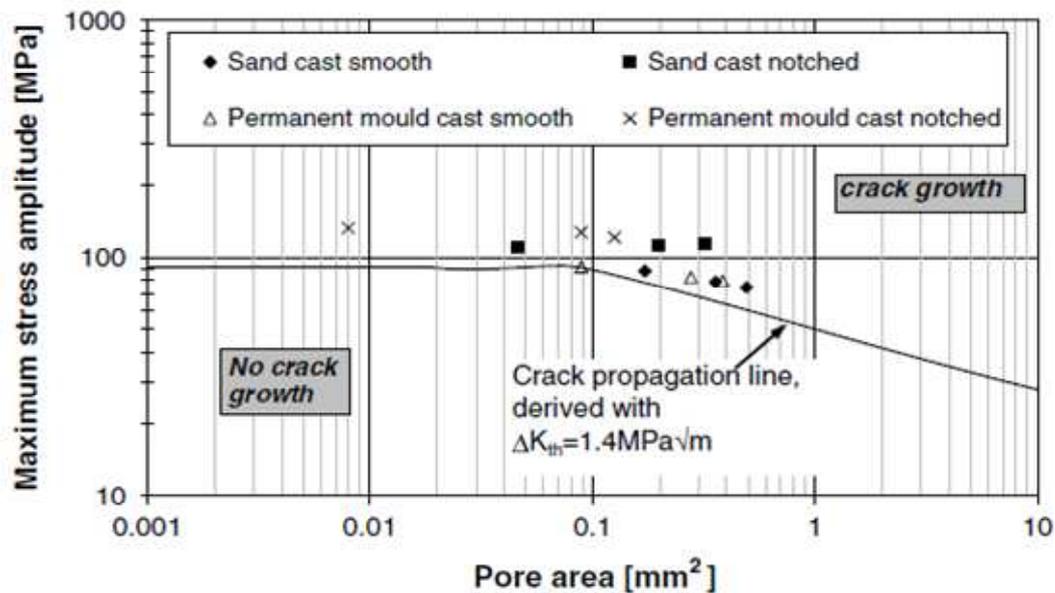


Figure 4.139. Diagramme de Kitagawa avec les points expérimentaux obtenus pour l'AlSi10Mg à 5.10^6 cycles [Linder et al 2006]

[Mayer et al 2003] adoptent une démarche similaire mais s'intéressent à l'approche de Murakami. [Murakami 2002] a en particulier introduit, sur la base de la mécanique de la rupture, un critère empirique qui a été validé sur un très grand nombre de données. Selon lui, tous les défauts (trous, entailles, fissures) sont équivalents dans la mesure où l'on compare les surfaces projetées (area) des défauts perpendiculairement à la direction de la contrainte principale. Le paramètre utilisé pour caractériser la taille de défaut est la racine carrée de cette surface. L'auteur propose également de caractériser la sensibilité d'un matériau à la présence d'un défaut par le paramètre de dureté Vickers. Dans le cas de défauts surfaciques et d'un rapport de charge $R=-1$, le critère empirique proposé est le suivant :

$$\Delta\sigma_D = 1.43 \frac{(HV+120)}{\sqrt{area}^{1/6}} \quad (4.83)$$

[Mayer et al 2003], dans leur étude, s'intéressent principalement à l'application de ce critère sur un alliage AlSi9Cu3. Le ΔK_{seuil} obtenu est égal à 2.45-2.7 MPa \sqrt{m} pour un rapport de charge égal à $R=-1$. L'aire moyenne projetée des défauts (obtenues par mesure au niveau des éprouvettes) est égale à 0.61 mm². Le diamètre moyen des défauts obtenus est de 0.88 mm. Les auteurs évoquent des résultats issus du critère de Murakami trop éloignés par rapport aux résultats expérimentaux. Concernant l'alliage d'aluminium étudié, la limite de fatigue prédite est 1.4 fois plus élevée que celle obtenue à partir des essais.

- Approche de [Mc Dowell et al 2003]

[Mc Dowell et al 2003], afin d'améliorer les précédents modèles jugés simplistes face à la diversité des sites d'amorçage présents dans l'alliage d'aluminium type A356-T6, proposent une modélisation complète permettant de rendre compte de la dépendance des propriétés en fatigue aux paramètres de microstructure. Le modèle est basé principalement sur la mécanique de la rupture appliquée aux fissures courtes. Les auteurs traitent les pores, les particules de silicium, les intermétalliques et les oxydes de la même manière.

Dans leur approche, la limite de fatigue est décomposée en trois étapes.

$$N_T = N_{inc} + N_{MSC/PSC} + N_{LC} \quad (4.84)$$

- La première étape représente le nombre de cycles lié à la nucléation d'une fissure courte ainsi que sa propagation sous l'influence de la concentration locale de contrainte.

- La deuxième étape concerne la propagation de la fissure microstructurellement courte (MSP) dont la longueur est inférieure à la DAS du matériau. Les auteurs combinent cette phase avec celle relative au comportement de fissure physiquement courte (PSC). Le comportement à la propagation des fissures courtes est modélisé à l'aide de l'ouverture en pointe de fissure ΔCTD :

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{MSC/PSC} = G(\Delta CTD - \Delta CTD_{th}) \quad (4.85)$$

ΔCTD_{th} représente la valeur seuil du ΔCTD et G une constante associée à une microstructure donnée. La valeur seuil est du même ordre de grandeur que le vecteur de Burger de la matrice d'aluminium. Une dépendance de G à la DAS, à la fraction volumique de pores, ainsi qu'à la résistance à rupture du matériau est également proposée.

- La dernière phase de comportement concerne la propagation de fissure longue jusqu'à une taille critique.

Pour cinq types de microstructure possibles, allant d'un matériau sain exempt de tous défauts, riche en particules de silicium, à un matériau avec présence de larges pores, un certain nombre de relations empiriques sont proposées pour calculer le nombre de cycles lié aux différentes étapes de la nucléation à la propagation de la fissure.

Pour toutes les conditions de seuil (amorçage et propagation), une schématisation des différents mécanismes observés est proposée dans un diagramme de type Kitagawa.

Le modèle présente trois types de comportement :

- Un seuil de micro-plasticité entraînant la nucléation de fissures, qui correspond à l'absence de micro-plasticité cyclique au niveau des particules et des pores.
- Un seuil de ΔCTD pour la propagation des fissures courtes de type *MSP/PSC*.
- Une propagation de fissure longue classique de type da/dN vs ΔK_{eff} .

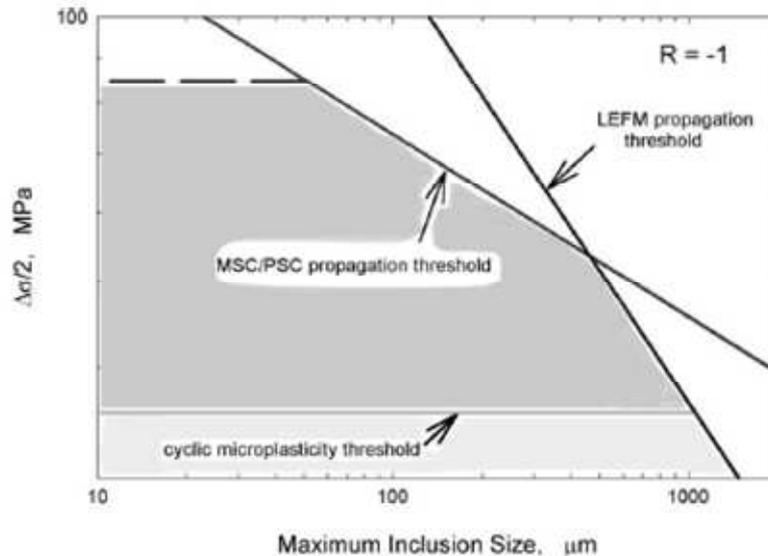


Figure 4.140. Représentation schématique de la modélisation proposée et des trois mécanismes modélisés dans un diagramme de Kitagawa sous le rapport de charge $R=-1$ [Mc Dowell et al 2003]

- Approche de [Yi et al 2006]

Dans une démarche similaire, [Yi et al 2006] proposent un modèle basé sur la mécanique de la rupture. L'évolution de l'endommagement en fatigue est divisée en deux parties, l'amorçage de la fissure ainsi que sa propagation :

$$N_f = N_i + N_p \quad (4.86)$$

N_i est défini comme le nombre de cycles permettant de développer une fissure de fatigue soit à partir d'une « micro-cell », soit à partir d'un pore ou d'un film d'oxyde. La relation utilisée pour cette première phase, est celle proposée par [Tanaka et al 1981] :

$$N_i = \frac{C_o}{\lambda_2} \left[\frac{1}{k_\sigma \sigma_a} \left(k_o + \frac{\alpha}{\sqrt{\lambda_2}} \right) \right]^{2/\beta} \quad (4.87)$$

σ_a étant l'amplitude des contraintes, C_o , α , β et k_o étant des constantes, λ_2 la DAS du matériau, k_σ le facteur de concentration des contraintes.

La loi de propagation utilisée dans le cas de fissures courtes est celle issue du modèle proposé par [Caton et al 1998] :

$$\frac{da}{dN} = C a \left(\varepsilon_{max} \frac{\Delta\sigma}{\sigma_Y} \right)^n \quad (4.88)$$

Une approche probabiliste est ensuite utilisée afin de prendre en compte la compétition entre les différentes sources possibles d'amorçage (pores, oxyde, et micro-cell). Pour ce faire, les auteurs introduisent deux fonctions de probabilité, $f(D)$. Une première fonction de probabilité est liée à la population de porosité, et une deuxième fonction, $f(L)$, est liée à la taille des « micro-cells ». La méthode de Monte-Carlo est ensuite utilisée pour procéder à différentes simulations.

Les prédictions du modèle (Figure 4.141.b) montrent quelques erreurs de prévision face aux résultats expérimentaux (Figure 4.141.a) en fonction du procédé choisi (moulage en sable, moulage en moule permanent et traitement HIP) allant de 10 à 30 %, mais néanmoins il permet de relier les tendances observées expérimentalement en fonction de la nature de la microstructure.

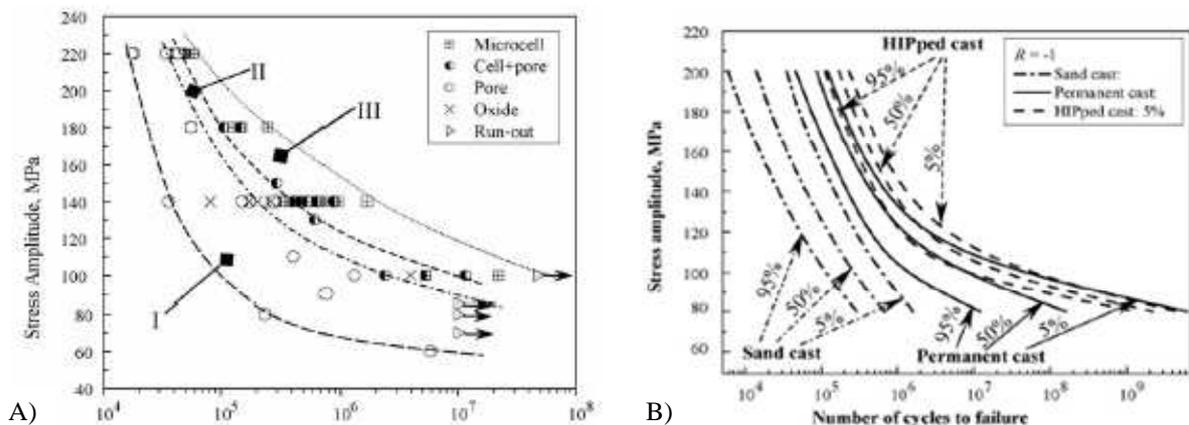


Figure 4.141. a) Résultats expérimentaux pour différentes hétérogénéités microstructurales b) Résultats de la simulation montrant les prédictions du modèle pour différentes probabilités de rupture d'un A356-T6 pour différents procédés [Yi et al 06]

A l'issue de cette présentation non exhaustive des possibilités de modélisation des effets de défaut dans un alliage d'aluminium de fonderie, il apparaît plusieurs points :

- Les modélisations de prédiction du comportement en fatigue de l'alliage d'aluminium de fonderie semblent être dans de nombreux cas résolus par la mécanique de la rupture. La rupture de la structure étant pilotée par les pores dans de nombreux cas, ces derniers sont assimilés à des fissures d'une longueur initiale.
- Les valeurs effectives des FIC sont parfois utilisées permettant de prendre en compte les effets des fermetures de fissure. Pour ce matériau, la valeur effective du FIC est comprise entre 0.6 et 1.5.
- La prise en compte des deux étapes apparaissant dans la vie d'une fissure de fatigue, l'amorçage ainsi que la propagation sont pris en compte dans les modélisations. La propagation des fissures courtes est aussi parfois introduite dans les critères.

En revanche, de nombreux points restent peu étudiés :

- les modélisations proposées ne traitent dans l'ensemble que de sollicitations uniaxiales. Le cas de sollicitations multiaxiales de type torsion et traction biaxiale est très peu traité.
- Les pores et leur distribution restent la principale source d'amorçage des fissures de fatigue. L'effet des hétérogénéités n'intervient qu'à travers leurs tailles la plupart du temps.
- L'effet de la contrainte moyenne, ou du rapport de charge au travers l'effet des fermetures des fissures, est rarement intégré dans les modélisations.

Nous essayerons plus loin d'intégrer certains effets, en partie ceux liés au mode de chargement et aux effets de moyenne, à travers une approche probabiliste.

4.4 Modèle probabiliste reflétant les effets des différentes hétérogénéités microstructurales

4.4.1 Mise en évidence du comportement et des mécanismes d'amorçage en l'absence de retassures

L'alliage d'aluminium de fonderie AlSi7Cu0.5Mg0.3 extrait des culasses n'a pas subi de traitement spécifique (e.g. HIP) pour faire disparaître les pores. Ces derniers sont la principale cause de l'amorçage des fissures de fatigue.

Dans le cadre de la mise en place d'une modélisation multiaxiale capable de refléter les mécanismes d'amorçage dans le même alliage en l'absence de pores, nous allons faire appel à des résultats de la littérature.

Certaines données en torsion, en traction et en traction-torsion combinées sur un alliage A356-T6 (proche de notre alliage) sont disponibles dans les travaux de [Fan et al 2003]. Le matériau de cette étude a la particularité d'avoir subi un traitement HIP, et par conséquent présente une fraction volumique de porosité très faible (< 0.01%). Les résultats obtenus, sous rapport de charge égal à R=-1, sont présentés dans le graphe de la Figure 4.142. où est utilisée l'amplitude de déformation effective, définie au sens de von Mises par la relation suivante :

$$\varepsilon_{eff}^a = \sqrt{\left(\frac{\Delta\varepsilon}{2}\right)^2 + \left(\frac{1}{\sqrt{3}}\frac{\Delta\gamma}{2}\right)^2} \quad (4.89)$$

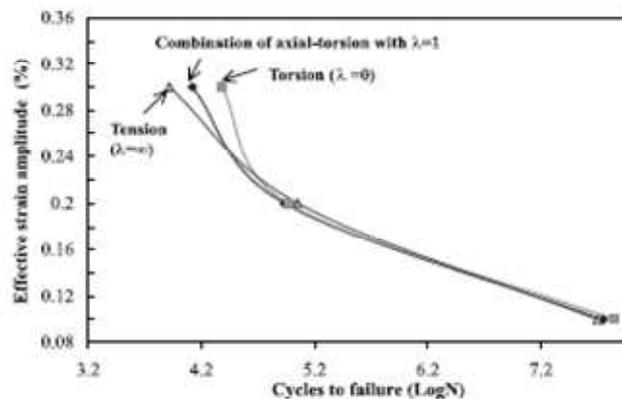


Figure 4.142. Courbe expérimentale de la durée de vie en fatigue de l'A356-T6 représentant l'amplitude de déformation effective fonction du nombre de cycles à rupture pour les sollicitations de traction, torsion et traction/torsion. [Fan et al 2003].

$\Delta\varepsilon$ et $\Delta\gamma$ représentent respectivement, l'amplitude de déformation et de glissement, de pic à pic, lors du chargement cyclique. Le paramètre λ introduit, est défini par la relation :

$$\lambda = \sqrt{3} \frac{\Delta\varepsilon}{\Delta\gamma} \quad (4.90)$$

Des essais de traction uniaxiale pure, de torsion et de traction-torsion combinées ont été réalisés à différents niveaux de déformation ($\varepsilon_{eff}^a = 0.3, 0.2$ et 0.1 %). Les auteurs soulignent la faible dispersion obtenue au niveau des résultats d'essais, due au faible niveau de porosité obtenue à l'aide du traitement HIP. Pour des amplitudes de déformation effective élevée, on remarque une nette différence entre les trois types de sollicitations, contrairement aux faibles amplitudes de déformations, où les différences obtenues sont faibles. Les résultats traduits (à l'aide d'une loi de comportement élastique linéaire) en contrainte en fonction du nombre de cycles, conduisent, pour les cas de la traction uniaxiale et de la torsion, aux courbes de la Figure 4.143.

Les résultats obtenus donnent, pour un nombre de cycles au voisinage de $2 \cdot 10^6$ cycles, une limite de fatigue égale approximativement à 112 MPa en traction uniaxiale, et à 80 MPa en torsion. Pour la sollicitation combinée de traction/torsion, la limite de fatigue est caractérisée par les valeurs 76 MPa pour la contrainte de traction et de 53 MPa pour la composante de cisaillement.

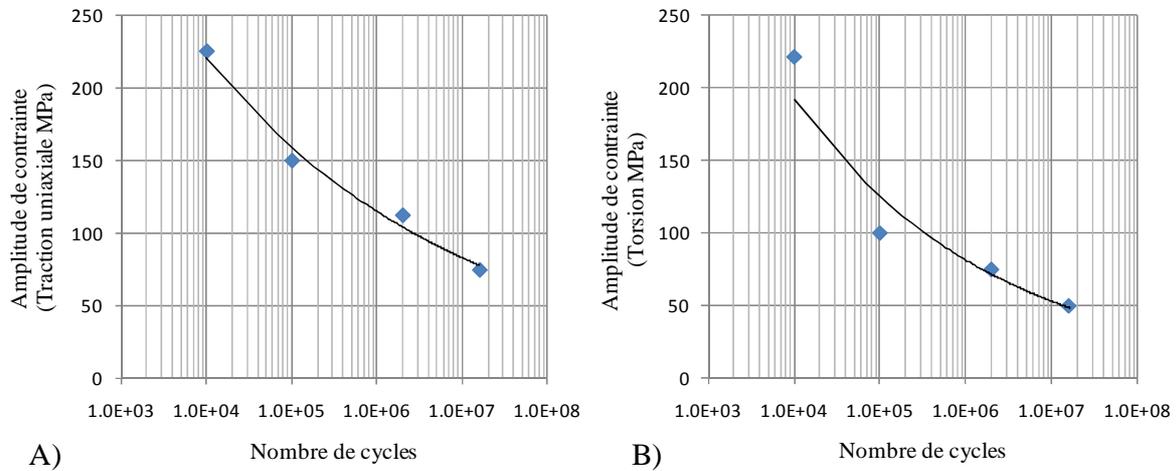


Figure 4.143. Résultats de [Fan et al 2003] dans un diagramme amplitude des contraintes-nombre de cycles pour des sollicitations de traction uniaxiale (A) et torsion (B) traduits en contrainte (la droite représentée minimise les écarts avec les points expérimentaux)

Ces résultats de la littérature, pour un alliage d'aluminium avec très peu de défauts, sont très différents des données obtenues sur l'alliage d'aluminium provenant des culasses. Pour ce dernier, les essais de fatigue à $2 \cdot 10^6$ cycles ont conduit à une limite de fatigue en torsion de 92 MPa, et en flexion plane de 83 MPa.

On constate d'abord, et ce n'est pas une surprise, que la présence des défauts tend à diminuer la limite de fatigue pour la sollicitation uniaxiale (de 112 MPa à 83 MPa).

Le résultat le plus surprenant concerne l'écart entre les limites de fatigue en traction et en torsion. Pour l'alliage d'aluminium de fonderie des culasses, les limites de fatigue en flexion plane et en torsion sont proches. Elles sont beaucoup plus éloignées pour le matériau ayant subi un traitement HIP. Le rapport des limites de fatigue en torsion et flexion plane (ou traction) passe de 1.2 à 0.71 sans présence de défaut (Table 27). Ce dernier rapport est le même que celui rencontré dans la plupart des aciers (cf Table 7 au Chapitre II).

à $2 \cdot 10^6$ cycles	Flexion plane ou Traction (MPa)	Torsion (MPa)	Rapport limites de fatigue torsion/flexion (ou traction)
Matériau Culasse PSA	83	92	1.2
Matériau [Fan et al 2003] « avec traitement HIP »	113	80	0.71

Table 27 Valeurs expérimentales obtenues pour l'alliage AlSi7Cu0.5Mg0.3 de l'étude et déduites de la campagne expérimentale de [Fan et al 2003].

La comparaison de ces données montre clairement que les pores ont un effet plus marqué en sollicitation uniaxiale qu'en torsion. Cette constatation est en parfait accord avec les mécanismes d'amorçage des fissures observés dans le cas de la torsion au chapitre II. Il apparaît alors que les mécanismes de plasticité locale autour des particules de silicium sont à l'origine de l'amorçage en torsion.

Ces observations sont également en accord avec les résultats établis par [Billaudeau et al 2004] sur des aciers à partir de défauts artificiels introduits en surface. Les auteurs ont réalisé une campagne expérimentale sur un acier C35 en s'intéressant à la taille et la géométrie des défauts (Figure 4.144).

	Defect free material	Spherical 170 μm	Elliptical 170 μm	Elliptical 400 μm	Spherical 400 μm	Spherical 900 μm
Torsion τ_w (MPa)	169	160	169	140	145	125
Tension σ_w (MPa)	236	195	200	155	150	135
$\phi = \frac{\tau_w}{\sigma_w}$	0.72	0.82	0.85	0.90	0.97	0.93
Geometry of the defect		●	●	●	●	●

Figure 4.144. Résultats des limites de fatigue d'un acier C35 en torsion et traction uniaxiale pour différents défauts [Billaudeau et al 2004]

Suite à une étude des mécanismes d'amorçage des fissures, en lien avec les essais réalisés, les auteurs concluent:

- Quand le coefficient de concentration de contrainte K_t du défaut est supérieur à 2, la géométrie n'influence pas la limite de fatigue du matériau et une non propagation de fissures est observée.
- Quand le coefficient K_t du défaut est inférieur à 2, la géométrie du défaut influence la limite de fatigue qui se retrouve contrôlée par l'amorçage de la fissure.

Il apparait ainsi, en reprenant une étude similaire réalisé par [Nadot et al 2006] et [Murakami 2002], que l'effet des défauts en surface est plus faible dans le cas de la torsion, en comparaison avec celui de la traction uniaxiale ou flexion plane et ce sur deux matériaux (Figure 4.145).

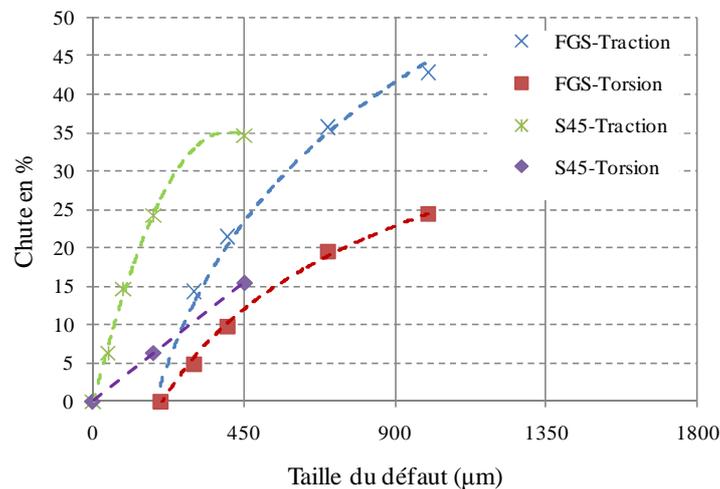


Figure 4.145. Chute de la limite de fatigue en fonction de la taille du défaut (de géométrie sphérique pour la FGS et de géométrie « drill hole » pour le S45)

4.4.2 Stratégie de prise en compte des effets des différentes hétérogénéités microstructurales

Pour un alliage aluminium silicium A356-T6 ayant fait l'objet d'un traitement HIP, [Gao et al 2004] considèrent que l'amorçage des fissures de fatigue intervient à partir de cellules élémentaires (« micro-cell »). Ces dernières sont définies comme étant une unité de base de la microstructure, constituées de différentes hétérogénéités microstructurales (particules de silicium, intermétalliques, oxydes) placées dans la matrice d'aluminium et distribuées autour des bras secondaires de la dendrite (Figure 2.56).

Les mécanismes d'amorçage semblent alors gouvernés par la micro-plasticité cyclique qui se développe dans cette cellule élémentaire. Les approches basées sur le concept d'adaptation élastique, et présentées dans la première partie de cet ouvrage, paraissent particulièrement adaptées à la modélisation du comportement en fatigue multiaxiale de ce type de microstructure où les pores sont quasiment absents.

Quand la fraction de porosité croît dans ces alliages d'aluminium de fonderie, outre les changements de sites privilégiés d'amorçage de fissure, on peut observer une forte dispersion associée en particulier à la distribution de la taille des pores. Les nombreux essais réalisés sur

l'alliage d'aluminium de fonderie prélevé dans les culasses ont permis d'estimer cette dispersion. Elle sera intégrée dans un cadre probabiliste adapté.

Face à la diversité des hétérogénéités microstructurales présentes et par conséquent à la variété des mécanismes d'amorçage possibles, il apparaît nécessaire de proposer une modélisation permettant de rendre compte de :

- L'effet de la présence d'un pore sur l'apparition d'une fissure de fatigue propageante
- L'effet de la taille des pores
- Les conditions d'amorçage (lié à de la micro-plasticité) en l'absence de pores
- L'effet du mode de chargement

Pour construire une modélisation appropriée, il a été décidé d'utiliser les principaux ingrédients du modèle développé par Pessard et Morel [Pessard et al 2009].

Cette approche a été mise en place pour refléter certaines observations faisant état de la compétition entre deux mécanismes d'amorçage très différents dans un acier bainitique. Ce matériau, utilisé dans les pièces forgées pour des applications automobiles, présente un fibrage important caractérisé par un alignement d'inclusions non métalliques. Selon l'orientation du fibrage par rapport à l'axe de la sollicitation, un comportement différent en fatigue a été observé et a pu être associé à deux mécanismes distincts d'amorçage de fissures de fatigue. Pour un fibrage à 0°, les fissures s'amorcent par un mécanisme de microplasticité à partir de la microstructure bainitique. Pour un fibrage orienté à 90°, les fissures naissent rapidement dans des « clusters » formés par les inclusions de MnS et se propagent (ou pas) en mode I.

Pour le premier mécanisme, un modèle à deux échelles permettant d'accéder à l'état adapté à l'échelle mésoscopique a été employé. Pour le second, des outils simples de la mécanique linéaire de la rupture ont été utilisés, les amas d'inclusion étant considérés comme des fissures préexistantes.

A partir de la probabilité d'amorçage d'une fissure au sein de la matrice, notée P_{F1} , et de la probabilité de propagation d'une fissure émanant d'un défaut, notée P_{F2} , l'hypothèse du maillon le plus faible permet d'obtenir la probabilité de survie du composant :

$$1 - P_F = (1 - P_{F1})(1 - P_{F2}) \quad (4.91)$$

L'estimation de la probabilité d'amorçage d'une fissure au sein de la matrice est traitée au travers du critère de [Huyen et Morel 08] présenté au premier chapitre, tandis que la probabilité d'amorçage de la fissure à partir des défauts est traitée à l'aide de la mécanique linéaire de la rupture.

Ce type d'approche va être utilisé afin de refléter les effets de micro-plasticité à l'aide du premier terme $(1 - P_{F1})$ (dans le cas d'un matériau ne présentant pas d'amorçage à partir de défauts), et l'influence des pores grâce au deuxième terme $(1 - P_{F2})$ adapté aux amorçages à partir de défauts. En faisant de la sorte, il va être possible de rendre compte à la fois des effets de microstructure et de mode de chargement.

4.4.3 Modélisation des mécanismes d'amorçage à partir de la matrice (en l'absence de pores)

Il apparaît, au regard de la littérature consacrée à l'alliage d'aluminium de fonderie, qu'en présence d'un traitement HIP l'amorçage des fissures de fatigue est plutôt contrôlé par une « micro-cell » (

Figure 4.146.a) et que les approches traitant de la micro-plasticité semblent plus adaptées à leur modélisation.

Comme pour le modèle d'Huyen et Morel dédié à la fatigue à grand nombre de cycles, on suppose que la zone d'amorçage est modélisée à l'aide d'une inclusion élastoplastique (qu'on peut associer à la cellule élémentaire du modèle de [Gao et al 2004]) noyée dans une matrice à comportement élastique (

Figure 4.146.b).

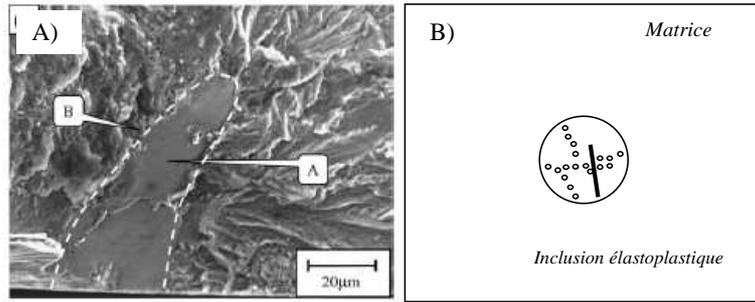


Figure 4.146. a) . Image MEB d'un amorçage de fissure sur une « micro-cell » [Gao et al 2004] b) Schéma du modèle micromécanique

L'utilisation de la loi de localisation de Lin-Taylor permet d'obtenir une estimation des champs mécaniques moyens à l'échelle mésoscopique. En utilisant, à cette échelle, une loi de plasticité de type Schmid à écrouissage isotrope et cinématique linéaire, [Papadopoulos et al 1993] a montré que la déformation plastique mésoscopique accumulée asymptotique Γ_∞ constituait un indicateur possible des possibilités d'adaptation élastique de chacune des cellules élémentaires du VER (Volume Élémentaire Représentatif). Plus précisément, la condition d'adaptation élastique pour un système de glissement s'écrit :

$$\Gamma_\infty = \frac{(\tau_a - \tau_y^{(o)})}{g} < \Gamma_c \quad (4.92)$$

où g est le coefficient d'écrouissage isotrope, $\tau_y^{(o)}$ la limite d'écoulement initiale du cristal et Γ_c la valeur seuil.

Cette inégalité représente une condition d'adaptation déterministe, exprimée pour un seul système de glissement actif. Certains travaux [Flacelière 2004, Agha 1996] ont montré que la nature aléatoire de la résistance en fatigue peut être fidèlement décrite à l'aide d'une loi de Weibull. Cette distribution particulière est donc appliquée à la déformation mésoscopique accumulée seuil Γ_c . La fonction de répartition de Weibull prend la forme :

$$f_{01} = \frac{m_1}{\Gamma_{01}} \left(\frac{\Gamma_c}{\Gamma_{01}} \right)^{m_1 - 1} \exp \left[- \left(\frac{\Gamma_c}{\Gamma_{01}} \right)^{m_1} \right] \quad (4.93)$$

Soit un système de glissement défini par les angles (θ, ϕ, ψ) et soumis à une déformation $\Gamma_\infty(\theta, \phi, \psi)$, la probabilité de dépasser le seuil d'adaptation élastique s'écrit comme la probabilité de trouver une valeur critique Γ_c inférieure à la valeur appliquée $\Gamma_\infty(\theta, \phi, \psi)$:

$$P_{01}(\Gamma_c < \Gamma_\infty(\theta, \phi, \psi)) = \int_0^{\Gamma_\infty(\theta, \phi, \psi)} f_{01}(\Gamma_c) d\Gamma_c \quad (4.94)$$

En utilisant (4.93) dans (4.94), P_{01} devient :

$$P_{01}(\theta, \phi, \psi) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\Gamma_{\infty}(\theta, \phi, \psi)}{\Gamma_{01}} \right)^{m_1} \right] \quad (4.95)$$

Les courbes de la Figure 4.147. montrent que plus le module de Weibull m_i est faible et plus la dispersion sur les déformations plastiques accumulées est grande.

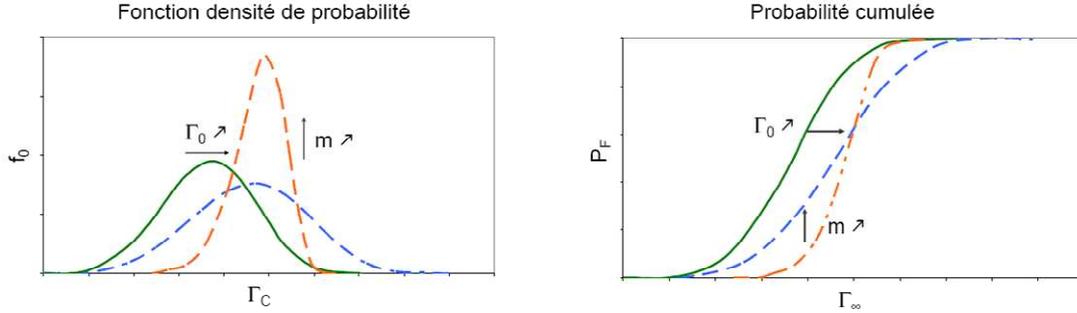


Figure 4.147. Distribution de Weibull du seuil de la déformation plastique accumulée et probabilité d'amorçage correspondante [Pessard 09]

En supposant qu'il n'y a pas d'interaction entre les systèmes de glissement concernés par l'amorçage (ce qui revient à considérer des glissements simples par cellule élémentaire et des zones d'amorçage très localisées), l'hypothèse du maillon le plus faible peut être appliquée une première fois à l'ensemble des directions de glissement possible au sein du volume de référence :

$$1 - P_{F01} = \Pi_V (1 - P_{01}(\theta, \phi, \psi)) \quad (4.96)$$

Après quelques transformations, l'expression de P_{F01} en un point peut être déduite :

$$P_{F01} = 1 - \exp \left[- \frac{1}{D_0} \int_{\varphi=0}^{2\pi} \int_{\theta=0}^{\pi} \int_{\psi=0}^{2\pi} \left(\frac{\Gamma_{\infty}(\theta, \phi, \psi)}{\Gamma_{01}} \right)^{m_1} \sin\theta d\theta d\psi d\varphi \right] \quad (4.97)$$

où D_0 permet de définir la référence en termes de distribution des directions sollicitées. ($D_0 = 8\pi^2$ dans le cas où tous les systèmes possibles sont considérés). Pour simplifier cette expression, les auteurs montrent qu'il est possible de considérer $\tau_y^{(0)} = 0$.

L'expression devient :

$$P_{F01} = 1 - \exp \left[- \frac{1}{D_0} \int_{\varphi=0}^{2\pi} \int_{\theta=0}^{\pi} \int_{\psi=0}^{2\pi} \left(\frac{T_a(\varphi, \theta, \psi)}{T_{01}} \right)^{m_1} \sin\theta d\theta d\psi d\varphi \right] \quad (4.98)$$

Lors des observations conduites par [Huyen et Morel 2008] sur un acier mi-dur C35, il apparaît que les traces de glissement plastique et de dommage vont croissantes avec le niveau de contrainte appliquée, et que dès qu'une microfissure a franchi une (ou plusieurs) barrière(s) microstructurale(s), elle se propage jusqu'à la rupture de l'échantillon. Aucune interaction entre fissure n'est été observée. L'hypothèse du maillon le plus faible est donc utilisée ici une seconde fois, à l'échelle de la structure (Figure 4.148.). On suppose en particulier que dès que des conditions d'accommodation plastique sont atteintes dans un (ou quelques) cellule(s) élémentaire(s), la rupture est inévitable. Pour obtenir la probabilité de rupture globale d'une structure, il suffit de sommer la probabilité de rupture de chacun des éléments de volume, ce qui s'écrit :

$$P_{F1} = 1 - \exp \left[- \frac{1}{V_{01}} \int_V \left\{ \int_{\varphi=0}^{2\pi} \int_{\theta=0}^{\pi} \int_{\psi=0}^{2\pi} \left(\frac{T_a(\varphi, \theta, \psi)}{T_{01}} \right)^{m_1} \sin\theta d\theta d\psi d\varphi \right\} dV \right] \quad (4.99)$$

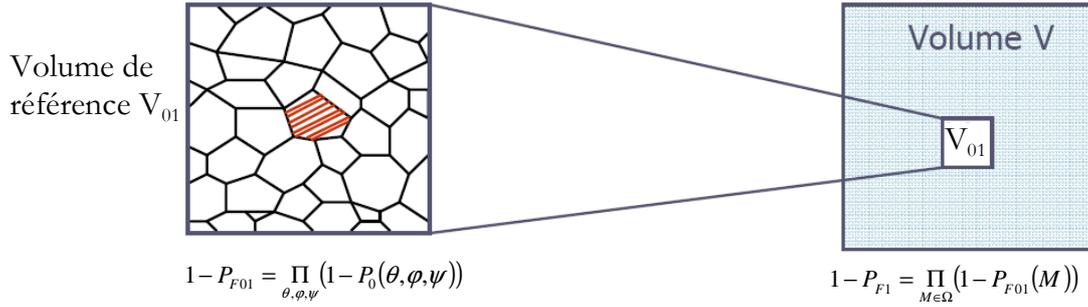


Figure 4.148. Application de l'hypothèse du maillon le plus faible sur le volume contraint V

Chaque plan potentiel de glissement est repéré par sa normale \vec{n} et par sa direction \vec{m} sur le plan. En un point M défini par $(M; x, y, z)$, la normale peut être exprimée en utilisant les coordonnées sphériques (φ, θ) :

$$\vec{n} = \begin{pmatrix} \sin\theta \cos\varphi \\ \sin\theta \sin\varphi \\ \cos\theta \end{pmatrix}$$

Le dernier angle ψ est ajouté pour représenter la direction de cisaillement sur le plan défini par la normale \vec{n} .

Il est par ailleurs admis que la moyenne ainsi que l'amplitude de la contrainte normale agissant sur le plan de glissement considéré ont une influence sur les conditions d'amorçage. Pour tenir compte de leurs effets, le facteur d'échelle T_{01} prend la forme :

$$T_{01}(\varphi, \theta, \chi) = T'_{01} \frac{1 - \gamma \Sigma_{n,m}(\varphi, \theta)}{1 + \alpha \frac{\Sigma_{n,a}(\varphi, \theta)}{\tau_a(\varphi, \theta, \chi)}} \quad (4.100)$$

où $\Sigma_{n,m}(\varphi, \theta)$ et $\Sigma_{n,a}(\varphi, \theta)$ sont la moyenne et l'amplitude de la contrainte normale, γ et α sont les coefficients de sensibilité à la contrainte normale. Le rapport $\frac{\Sigma_{n,a}(\varphi, \theta)}{\tau_a(\varphi, \theta, \chi)}$ joue le rôle de degré de triaxialité et a pour effet de faire chuter le facteur d'échelle.

Pour simplifier les notations, le paramètre I_{m1} est introduit :

$$I_{m1} = \int_{\phi=0}^{2\pi} \int_{\theta=0}^{\pi} \int_{\psi=0}^{2\pi} \left(\frac{\chi_a(\theta, \phi, \psi)}{(1 - \gamma \Sigma_{n,m}(\theta, \phi)) \chi_a} \right)^m \sin\theta d\theta d\phi d\psi \quad (4.101)$$

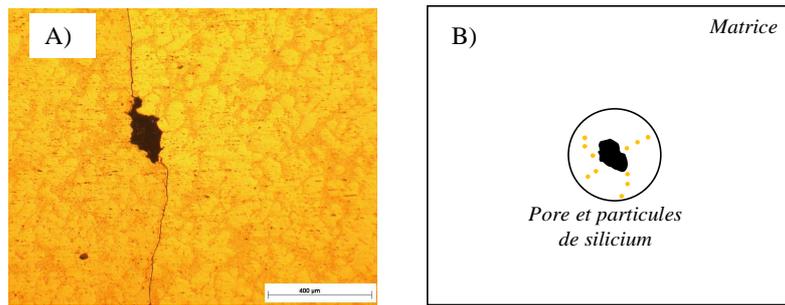
L'expression de la probabilité totale de la rupture de la structure devient :

$$P_{F1} = 1 - \exp \left[- \frac{1}{V_{01}} \int_V \frac{\chi_a^{m1} I_{m1}}{T_{01}^{m1}} dV \right] \quad (4.102)$$

avec $\chi_a(\theta, \phi, \psi) = T_a(\theta, \phi, \psi) + \alpha \Sigma_{n,a}(\theta, \phi)$ et $\chi_a = \max_{\theta, \phi, \psi} \{ \chi_a(\theta, \phi, \psi) \}$

L'application de ce modèle dans le cas de chargement multiaxiaux permet de refléter fidèlement certains effets relatifs au trajet de chargement et notamment dans les cas de chargement de traction-torsion et surtout de traction biaxiale (cf Chap III, 3.1). Les effets de déphasage ainsi que de différence de fréquence sont également fidèlement pris en compte à travers cette approche [Huyen 2008].

4.4.4 Modélisation des mécanismes d'amorçage à partir de défauts



Les observations des mécanismes d'amorçage dans l'alliage extrait des culasses montrent clairement le rôle majeur joué par les pores (Figure 4.149.a). [Pessard et al 2009] ont montré que l'approche en microplasticité présentée dans le paragraphe précédent ne permet pas de refléter les comportements macroscopiques observés dans les matériaux à défaut. Il est préférable de faire appel à la mécanique de la rupture et à un cadre probabiliste. Le schéma micromécanique présentée au dernier paragraphe ne s'applique plus alors. Le modèle de la Figure 4.149.b apparaît plus approprié. Les hypothèses principales utilisées ici sont:

- Sous l'action d'un chargement cyclique et pour des niveaux de sollicitation autour de la limite de fatigue, les pores (ou microretassures) présents au sein du matériau conduisent rapidement à la formation de fissures dont les dimensions sont proches (légèrement supérieures) de celles des pores,
- A partir de ces pores, le mode I de propagation est supposé dominant,
- Afin de tenir compte des effets de fermeture, les valeurs de facteur d'intensité de contraintes utilisées sont fonction du rapport de charge appliqué,
- L'effet de la géométrie du défaut est négligé dans un premier temps et les défauts sont assimilés à des fissures semi-circulaires débouchantes en surface,
- Le problème des fissures courtes est pris en compte à travers le choix de la modélisation à deux mécanismes couplée par une approche probabiliste.

La mécanique de la rupture permet d'estimer le facteur d'intensité des contraintes ΔK en fonction de l'amplitude des contraintes appliquées et de la taille de la fissure. La condition de non-rupture est définie en comparant le facteur d'intensité des contraintes ΔK au seuil de propagation ΔK_{th} :

$$\Delta K < \Delta K_{th} \quad (4.103)$$

Le caractère aléatoire du seuil de propagation est introduit à l'aide d'une distribution de Weibull :

$$f_{02}(\Delta K_{th}) = \frac{m_2}{\Delta K_{th02}} \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta K_{th02}} \right)^{m_2-1} \exp \left[- \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta K_{th02}} \right)^{m_2} \right] \quad (4.104)$$

où l'exposant m_2 gouverne la dispersion et le facteur ΔK_{th02} la valeur moyenne de la distribution (lié au deuxième mécanisme de la modélisation). Certains travaux [Pessard 2009, Agha 1996] ont discuté de l'opportunité de lier la distribution de la taille des défauts à la distribution des limites de fatigue observées expérimentalement. Nous ne choisissons pas cette option ici car des études [Pessard 2009] montrent que ce lien n'est pas toujours clairement établi. Certes, les défauts et leurs tailles ont une influence sur la tenue en fatigue mais ils ne sont pas les seules hétérogénéités microstructurales qui influent sur les conditions de propagation. La distribution introduite contient donc à la fois les effets de variation de taille des pores et ceux de la microstructure autour des pores plus ou moins favorable (présence de particules de silicium ou

d'intermétalliques, orientation cristallographique de la phase α) à la propagation des fissures amorcées.

Comme pour l'approche en microplasticité précédente, l'ensemble des fissures potentiellement actives est pris en compte grâce au calcul de $\Delta K(\theta, \varphi)$ sur chacun des plans de propagation possibles définis par les angles (θ, φ) . La probabilité de franchir le seuil de propagation correspond à la probabilité de trouver une valeur critique ΔK_{th} inférieure à la valeur appliquée $\Delta K(\theta, \varphi)$:

$$P_{02}(\Delta K_{th} < \Delta K(\theta, \varphi)) = \int_0^{\Delta K(\theta, \varphi)} f_{02}(\Delta K_{th}) d\Delta K_{th} \quad (4.105)$$

En utilisant (4.104) dans (4.105), la probabilité de rupture sur ce plan devient :

$$P_{02}(\theta, \varphi) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\Delta K(\theta, \varphi)}{\Delta K_{th02}}\right)^{m_2}\right] \quad (4.106)$$

Considérer la propagation d'une fissure (à partir d'un défaut) uniquement dans le plan où la contrainte normale est maximale nous semble trop restrictif. Afin d'estimer les possibilités de propagation sur l'ensemble des plans potentiels de fissuration, l'hypothèse du maillon le plus faible est appliqué sur tous les plans d'un volume de référence V_0 . La probabilité de propagation de la fissure au sein de ce volume s'écrit alors :

$$P_{F02} = P(\Delta K_{th} < \Delta K(\theta, \varphi)) = 1 - \exp\left[-\frac{1}{V_0} \int_{\varphi=0}^{2\pi} \int_{\theta=0}^{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}(\theta, \varphi)}{\Delta K_{th02}}\right)^{m_2} \sin\theta d\theta d\varphi\right] \quad (4.107)$$

La probabilité de rupture totale sur l'ensemble du volume sollicité peut être obtenue en appliquant une seconde fois l'hypothèse du maillon le plus faible. La somme des probabilités de rupture de chacun des volumes élémentaires s'écrit alors :

$$1 - P_{F2} = \Pi_V(1 - P_{F02}) \quad (4.108)$$

On obtient :

$$P_{F2} = 1 - \exp\left[-\frac{1}{V_0} \int_V \left\{ \int_{\varphi=0}^{2\pi} \int_{\theta=0}^{\pi} \left(\frac{\Delta K(\theta, \varphi)}{\Delta K_{th02}}\right)^{m_2} \sin\theta d\theta d\varphi \right\} dV\right] \quad (4.109)$$

On fait apparaître la contrainte appliquée sur le plan défini par les angles (θ, φ) ainsi que la taille du défaut a dans l'expression du facteur d'intensité de contrainte :

$$\Delta K(\theta, \varphi) = \Delta\sigma(\theta, \varphi)\beta\sqrt{\pi a} \quad (4.110)$$

En utilisant l'expression (4.110), la probabilité de rupture de la structure devient :

$$P_{F2} = 1 - \exp\left[-\frac{1}{V_0} \int_V \left\{ \int_{\varphi=0}^{2\pi} \int_{\theta=0}^{\pi} \left(\frac{\Delta\sigma_a(\theta, \varphi)\beta\sqrt{\pi a}}{\Delta K_{th02}}\right)^{m_2} \sin\theta d\theta d\varphi \right\} dV\right] \quad (4.111)$$

Il est possible de simplifier l'expression de P_{F2} en introduisant le facteur J_{m_2} défini par :

$$J_{m_2} = \int_{\varphi=0}^{2\pi} \int_{\theta=0}^{\pi} \left(\frac{\sigma_a(\theta, \varphi)}{\Sigma_a}\right)^{m_2} \sin\theta d\theta d\varphi \quad (4.112)$$

où $\Sigma_a = \max_{\theta, \varphi}\{\sigma_a(\theta, \varphi)\}$

On obtient finalement :

$$P_{F2} = 1 - \exp\left[-\frac{1}{V_0} \int_V \frac{\Sigma_a^{m_2} J_{m_2}}{\Sigma_{02}^{m_2}} dV\right] \quad (4.113)$$

avec $\Sigma_{02} = \frac{\bar{\Sigma}_a}{\Gamma(1+1/m_2)J_{m_2}^{-1/m_2}}$ et Γ la fonction d'Euler définie par :

$$\Gamma(t) = \int_0^{\infty} x^{t-1} e^{-x} dx \quad (4.114)$$

$\bar{\Sigma}_d$ est la moyenne de la limite de fatigue obtenue expérimentalement.

L'intégration spatiale permet de prendre en compte l'ensemble des sites potentiels de propagation et ainsi de mieux rendre compte de l'effet des chargements multiaxiaux.

La prise en compte des effets de moyenne pour la modélisation adaptée aux défauts n'avait fait l'objet d'aucun développement particulier dans les travaux de [Pessard 2009]. Elle est abordée dans le paragraphe suivant.

4.4.5 Prise en compte des effets de moyenne dans les mécanismes d'amorçage à partir des défauts

L'effet de la moyenne est pris en compte dans la modélisation relative à l'amorçage à partir de la matrice par le biais de la contrainte normale moyenne. Le chapitre II traite en détail du comportement de ce modèle en comparant ses prédictions à un grand nombre de résultats expérimentaux. Dans cette partie, seuls nous intéressent les effets de moyenne associés aux mécanismes d'amorçage à partir des défauts.

Il est proposé pour cela de rendre compte de l'effet du rapport de charge sur le niveau de fermeture des fissures se propageant en mode I.

Quelques lois [Schmidt et al 1973, Klesnil et Lucas 1972, Kujawski 2001] sont proposées dans la littérature pour refléter cet effet. L'influence de ce rapport se traduit par un décalage des courbes da/dN - ΔK vers les faibles valeurs de ΔK pour une valeur donnée de la vitesse de propagation da/dN lorsque la valeur de R augmente.

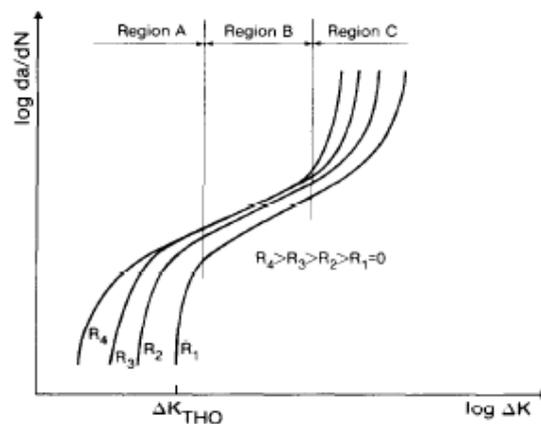


Figure 4.150. Illustration schématique de l'effet du rapport de charge R sur la vitesse de propagation des fissures [Kujawski et al 1987]

De nombreux auteurs expliquent cette dépendance du rapport de charge par le mécanisme de fermeture de fissure. Le concept de fermeture de fissure, initialement introduit par [Elber 1970], consiste à considérer qu'une fissure de fatigue, même sollicitée en traction ondulée ($R > 0$), demeure fermée pendant une fraction du cycle autour du minimum de charge. En admettant qu'une fissure ne peut se propager que lorsqu'elle est totalement ouverte, seule la partie supérieure du cycle contribue effectivement à l'avancée de la fissure. Différents mécanismes à l'origine de la fermeture ont été identifiés, tels que le sillage plastique formé dans le voisinage de la fissure ou l'influence de l'environnement.

Dans la majorité des matériaux [Suresh et al 1983, Kawai 1982, Chen et al 1992, Powell et al 1986], le ΔK_{th} diminue avec l'augmentation du rapport de charge. En revanche, deux comportements distincts apparaissent pour les forts rapports de charge.

Pour certains matériaux, la valeur du seuil du FIC se stabilise à partir de rapports de charge allant de 0.5 à 0.7. Pour d'autres, cette stabilisation n'apparaît pas. [Suresh et al 1983], sur un acier (SA 542), montre la chute du seuil jusqu'à un rapport de charge de 0.75. [Couper et al 1990] sur un alliage d'aluminium silicium Al-Si7-Mg0.4, atteint une stabilisation à un rapport de charge égale à environ 0.8 (Figure 4.151.a).

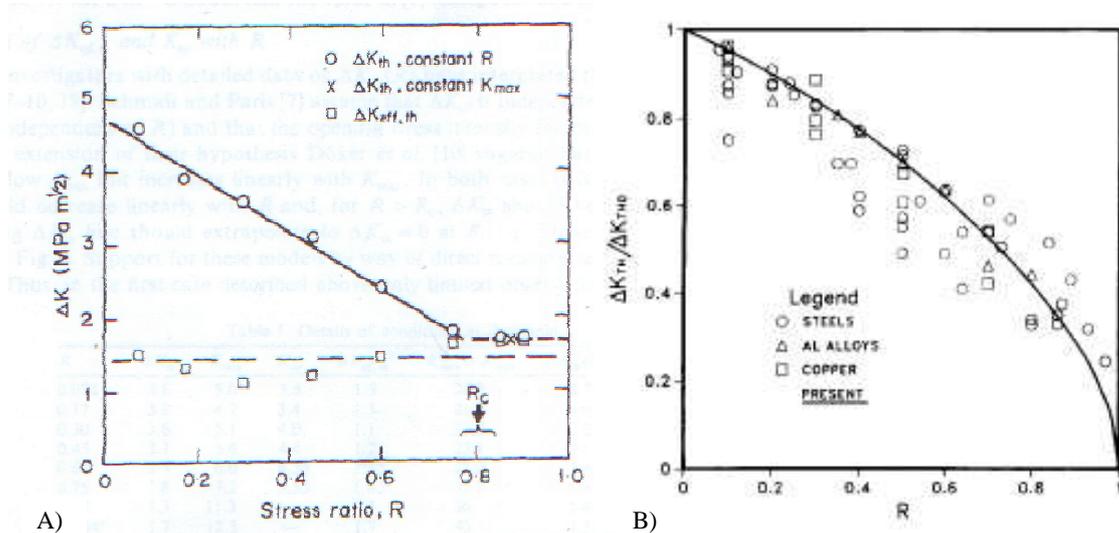


Figure 4.151. a) Variation du ΔK_{th} et du $\Delta K_{eff,th}$ en fonction du rapport de charge [Couper et al 1990] b) Corrélation entre la relation proposée (4.115) et des résultats expérimentaux provenant de la littérature [Kujawski et al 1995]

A partir de nombreuses bases données expérimentales, des lois empiriques permettant de prédire le seuil ont vu le jour [Schmidt et al 1973]. La plus connue et une des plus anciennes est celle proposée par [Klesnil et Lucas 1972]:

$$\frac{\Delta K_{th}}{\Delta K_{th0}} = (1 - R)^\mu \quad (4.115)$$

où μ est un paramètre dépendant du matériau (compris généralement entre 0.3 et 1). ΔK_{th} est la valeur seuil du FIC pour un rapport de charge R donné, tandis que ΔK_{th0} est le seuil du FIC pour un rapport de charge égal à 0. Cette relation est valable pour les rapports de charge compris entre 0 et 1. Une synthèse conduite par [Kujawski et al 1995] sur plusieurs matériaux rencontrés dans la littérature (Figure 4.151.b) et des rapports de charge supérieure à $R=0$, montre également que la relation (4.115) permet d'obtenir de bonnes prédictions.

Finalement, [Kujawski 2001], afin de représenter l'ensemble de la gamme des rapports de charge allant de $R=-1$ à 1, propose les expressions suivantes :

$$\frac{\Delta K_{th}}{\Delta K_{th0}} = (1 - R)^\mu \text{ pour } R \geq 0 \quad (4.116)$$

$$\frac{\Delta K_{th}}{\Delta K_{th0}} = (1 - R) \text{ pour } R \leq 0$$

Avant l'introduction d'une fonction $f(R)$ dans l'expression globale de la modélisation proposée par Pessard, ces relations vont être testées avec les données obtenues sur l'alliage d'aluminium de fonderie extrait des culasses.

A partir de l'équation (4.110), il est possible de traduire les relations (4.116) en termes de contraintes.

$$\frac{\Delta \Sigma}{\Delta \Sigma_{(R=0)}} = (1 - R)^\mu \text{ pour } R \geq 0$$

(4.117)

$$\frac{\Delta\Sigma}{\Delta\Sigma_{(R=0)}} = (1 - R) \text{ pour } R \leq 0$$

Le diagramme de la Figure 4.152 ($\Delta\sigma - R$) montre que la relation établie (4.115) pour les rapports de charge positifs restent en accord avec les prédictions expérimentales tandis que celle établie pour les rapports de charge négatifs ne semble pas adaptée. En revanche, la formule proposée par [Klesnil et al 1972] extrapolée à l'ensemble des rapports de charge apparaît plus adaptée à notre matériau (avec un coefficient μ égal à 0.5). Une autre modélisation possible, celle que nous retiendrons, semble mieux convenir aux forts rapports de charge et reste très proche de l'approche de Klesnil. Elle est définie par :

$$\frac{\Delta\Sigma}{\Delta\Sigma_{(R=0)}} = \frac{(1-R)}{(1-\kappa R)} \quad (4.118)$$

κ étant une constante dépendant du matériau.

Cette dernière relation sera donc intégrée à la modélisation afin de prendre en compte l'effet de la contrainte moyenne via le rapport de charge. Une valeur de 0.58 pour le coefficient κ permet en particulier de rendre compte de l'ensemble des données expérimentales (Figure 4.152).

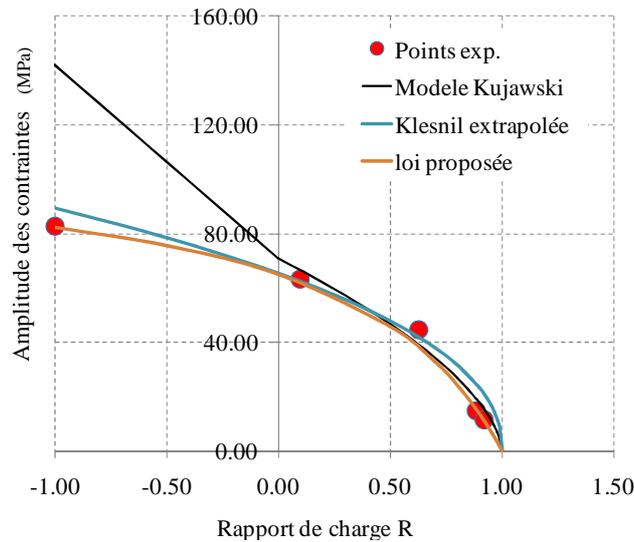


Figure 4.152. Tracé des relations empiriques de Kujawski, Klesnil et de la loi proposée

La fonction $f(R)$ de l'expression (4.118) est introduite dans l'expression globale de la probabilité (4.113) pour rendre compte des effets de moyenne sur le facteur d'échelle. Il est important de préciser que seule la forme de la relation $\frac{(1-R)}{(1-\kappa R)}$ est nécessaire dans l'application du modèle, le facteur d'échelle étant obtenu par ailleurs lors de la procédure d'identification.

Les nouvelles relations obtenues sont les suivantes:

$$P_{F2} = 1 - \exp \left[-\frac{1}{V_{02}} \int_V \frac{\Sigma_{n,a}^{m_2} J_{m_2}}{\Sigma_{02}(R)^{m_2}} dV \right] \quad (4.119)$$

avec

$$\Sigma_{02}(R) = \frac{\overline{\Sigma_d(R=0)}^{(1-R)}}{\Gamma(1+1/m_2) J_{m_2}^{-1/m_2} (1-\kappa R)} \text{ et } J_{m_2} = \int_{\varphi=0}^{2\pi} \int_{\theta=0}^{\pi} \left(\frac{\sigma_{n,a}(\theta, \varphi)}{\Sigma_{n,a}} \right)^{m_2} \sin\theta d\theta d\varphi \quad (4.120)$$

La prochaine partie va concerner les prédictions de cette approche probabiliste avec les résultats expérimentaux obtenus sur l'alliage d'aluminium de fonderie.

4.4.6 Applications pour différents types d'hétérogénéités microstructurales et pour différents modes de chargement

Afin d'illustrer l'application du critère, des données de la littérature ainsi que nos propres essais vont être employés.

- La mise en œuvre de la première partie du critère, dans le cas de mécanismes liés à la mésoplasticité (PF1), nécessite la connaissance de trois limites de fatigue du matériau (sans présence de défauts) :

- en torsion purement alternée (t_{-1})
- en traction uniaxiale (ou flexion plane) purement alternée (s_{-1})
- en traction uniaxiale (ou flexion plane) avec effet de moyenne

Trois paramètres nécessitent d'être identifiés :

- le paramètre α lié aux effets de biaxialité
- le paramètre γ lié aux effets de moyenne via la contrainte moyenne
- le module de Weibull m_1

- La mise en œuvre de la deuxième partie du critère, dans le cas de mécanismes liés à la mécanique de la rupture (PF2), nécessite la connaissance de deux limites de fatigue du matériau (avec présence de défauts) :

- en traction uniaxiale (ou flexion plane) purement alternée (s_{-1})
- en traction uniaxiale (ou flexion plane) avec effet de moyenne

Deux paramètres nécessitent d'être identifiés :

- le paramètre κ lié aux effets de moyenne via le rapport de charge
- le module de Weibull m_2

Les paramètres α , γ et κ seront identifiés de manière numérique. La procédure complète est proposée dans la thèse de [Huyen 2008]. Concernant les modules de Weibull, les données obtenues avec le matériau prélevé des culasses vont permettre de procéder à l'identification des paramètres de la loi décrivant les mécanismes de fissuration à partir des défauts. On dispose en particulier de la limite de fatigue en traction 82,5 MPa, sous le rapport de charge $R=-1$. L'escalier réalisé sur vingt éprouvettes permet le calcul l'exposant m_2 de la loi de Weibull grâce à la connaissance de la moyenne et l'écart-type (27.8 MPa) de la limite de fatigue à 2.10^6 cycles. Son identification, à l'aide de la relation (4.121) conduit à une valeur de 5.

$$\frac{\overline{s_{-1}}}{s_{-1}} = \frac{\sqrt{\Gamma(1+1/m) - \Gamma(1+1/m)}}{\Gamma(1+1/m)} \quad (4.121)$$

Pour le cas d'un matériau avec traitement HIP, sans présence de défauts, les données obtenues par [Fan et al 2003] sont à nouveau utilisées. La limite de fatigue du matériau en traction sous rapport de charge $R=-1$ est égal à 112 MPa. La limite de fatigue en torsion sous rapport de charge $R=-1$ est égal à 80 MPa. En revanche, nous ne disposons pas des dispersions associées. On supposera que le paramètre m_1 de la loi de Weibull est égal à 20, valeur souvent rencontrée dans les aciers corroyés. L'influence de cet exposant sur les prédictions du critère sera néanmoins étudiée.

4.4.6.1 Diagramme de Kitagawa

Un des avantages de ce type de modélisation est la possibilité de prise en compte de deux mécanismes différents d'amorçage en fatigue à l'aide d'une seule et même relation (4.122) et ceci pour différents modes de sollicitation et différentes valeurs moyennes.

$$P_{F2} = 1 - \exp \left[-\frac{1}{V_0} \int_V \left(\frac{\Sigma_{n,a}^{m_2} J_{m2}}{\Sigma_{02(R)}^{m_2}} + \frac{X_a^{m_1} I_{m1}}{T_{01}^{m_1}} \right) dV \right] \quad (4.122)$$

Dans le cas d'une sollicitation de traction et pour un rapport de charge de $R=-1$, il est possible de déduire l'évolution de la limite de fatigue en fonction de la taille du défaut présent dans le matériau. La Figure 4.153. montre qu'on obtient un diagramme de type Kitagawa et que les prédictions dépendent en particulier des deux exposants m_1 et m_2 introduits dans la modélisation.

Pour les plus petites tailles de défaut, on retrouve un comportement contrôlé majoritairement par un amorçage à partir de la matrice alors que pour les plus gros défauts, on observe une baisse de la limite de la fatigue avec l'augmentation de leur taille. Il apparaît une zone de transition où une compétition opère entre les deux mécanismes possibles.

Sur la Figure 4.153, est tracé le critère de Kitagawa pour différentes probabilités de rupture, en supposant un ΔK_{th} égal à 4. En revanche, on retrouve un effet quasi nul de l'effet du paramètre de Weibull m_2 pour une probabilité de rupture de 0,5, à la Figure 4.153.b.

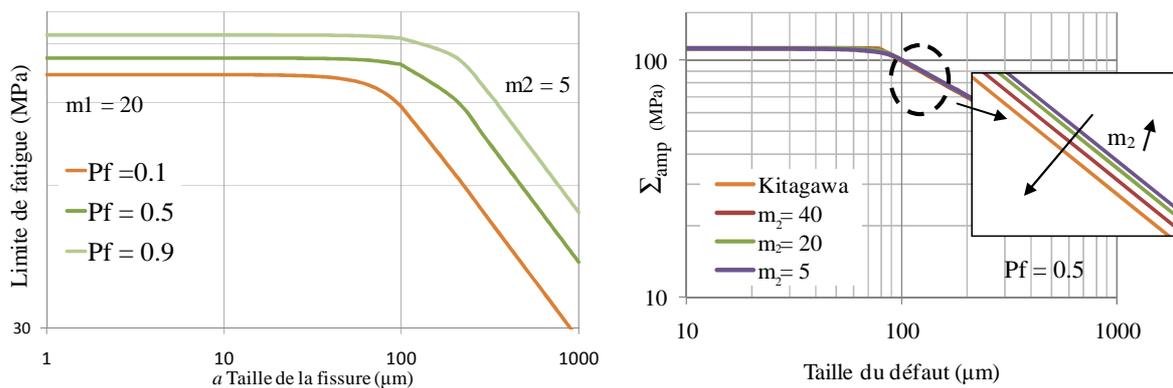


Figure 4.153. a) Diagramme de Kitagawa pour différentes probabilités de rupture et b) Effet du paramètre de weibull m_2

Afin de décrire précisément le comportement de ce critère couplé, on se propose, dans les deux prochaines parties, de se concentrer d'abord sur le domaine des petites tailles de défaut puis sur celui des plus gros défauts.

4.4.6.2 Prédictions pour les plus petites tailles de défaut

On s'intéresse ici au domaine représenté par le plateau dans le diagramme de type Kitagawa. Pour identifier le modèle, les données utilisées sont celles issues des travaux de [Fan et al 2003], soit une limite de fatigue de 112 MPa en traction uniaxiale $R=-1$ et de 75 MPa pour un chargement de torsion purement alterné. Les prédictions du modèle pour les sollicitations de traction/torsion en-phase et de traction biaxiale en-phase sont analysées et comparées aux résultats expérimentaux disponibles.

traction/torsion R=-1

Sous sollicitation de traction/torsion en phase, les prédictions du critère (Figure 4.154.) sont en accord avec le critère empirique de Gough et Pollard. Les simulations réalisées avec différents exposants de Weibull m_1 , pour une probabilité de rupture de 0.5, montrent que ce paramètre n'a pas d'influence sur le comportement en fatigue du matériau. Le seul résultat expérimental dont nous disposons provient à nouveau des travaux de [Fan et al 03] et concerne un chargement de traction/torsion avec un rapport de biaxialité de 0.7. Le modèle donne une prédiction très proche de cette donnée expérimentale.

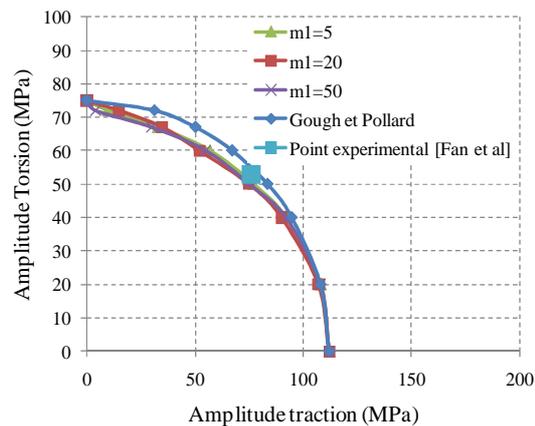


Figure 4.154. Représentation des prédictions du critère pour différents valeurs du paramètre m_1 sous sollicitation de traction torsion sous rapport de charge $R=-1$

Le critère étant probabiliste, il est possible de tracer les prédictions du critère en fonction de la probabilité de rupture, pour ce type de chargement (Figure 4.155.).

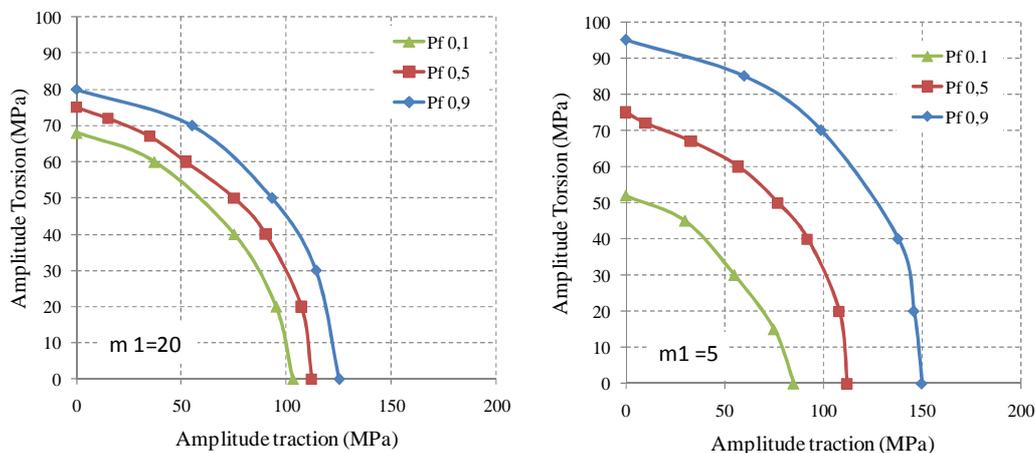


Figure 4.155. Résultats des prédictions du critère en fonction de la probabilité de rupture pour différents paramètres de Weibull m_1 pour des sollicitations de traction/torsion

Les données disponibles dans les travaux de [Fan et al 03] ne nous permettent pas d'accéder à la bonne valeur de m_1 , mais cette analyse qualitative montre clairement l'importance du bon choix de cet exposant. En effet, quand il passe de 20 à 5, l'écart en contrainte entre une probabilité de survie de 10 et 90 % croît fortement, synonyme d'une plus grande dispersion.

Traction biaxiale $R=-1$

Le mode de sollicitation multiaxiale qui nous a beaucoup intéressés dans les chapitres précédents a été la traction biaxiale. Le critère proposé conduit à une influence relativement modérée du rapport de biaxialité (Figure 4.156.). En effet, la contrainte Σ_{11} ne présente pas de chute continue avec l'augmentation du rapport de biaxialité. Il apparaît même une légère augmentation de la tenue pour des rapports de biaxialité proches de 0.5. Cette augmentation est fonction du paramètre m_1 . Elle est d'autant plus forte que l'exposant est faible. Il est très difficile de trouver de résultats expérimentaux sous rapport de charge $R=-1$ et en particulier pour ce matériau. Néanmoins, l'étude de la biaxialité réalisée au chapitre III a montré que les prédictions de ce critère étaient proches des résultats expérimentaux pour plusieurs autres matériaux métalliques.

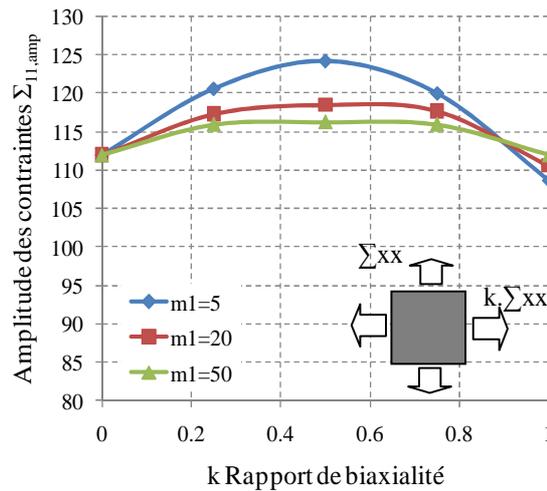


Figure 4.156. Effet du paramètre m_1 sur les prévisions du critère dans le cas de sollicitation de traction biaxiale ($Pf=0.5$)

Comme dans le cas précédent, il est possible de tracer les résultats du critère en fonction de la probabilité de survie de la structure (Figure 4.157). Les mêmes remarques quant à l'effet de l'exposant m_1 peuvent être à nouveau formulées.

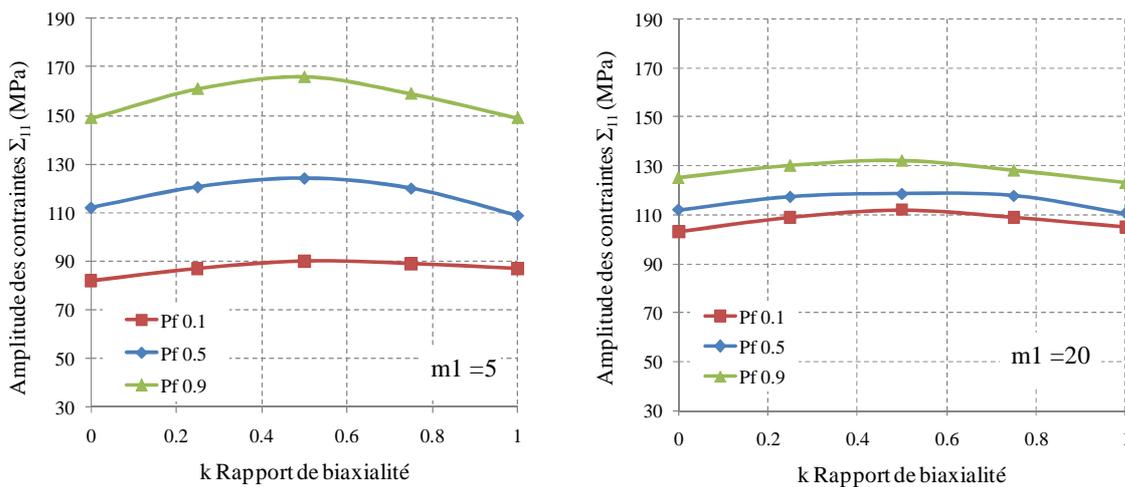


Figure 4.157. Résultats du critère dans le cas de la traction biaxiale pour différentes probabilités de rupture pour deux paramètres de Weibull ($m=5$ et 20)

4.4.6.3 Prédications dans le cas des défauts les plus importants

Cette deuxième partie est consacrée au domaine où la taille du défaut affecte la tenue en fatigue. La partie du modèle basée sur la mécanique de la rupture est alors active. L'identification du modèle ne peut plus se faire à partir des données issues des travaux de [Fan et al 03] puisque la fraction de porosité pour le matériau en question est trop faible pour que le mécanisme d'amorçage soit gouverné par les défauts. Les données issues de la campagne sur l'alliage d'aluminium des culasses est utilisée, soit une limite de fatigue de 83 MPa en traction uniaxiale $R=-1$, et de 92 MPa pour une limite de fatigue en torsion $R=-1$. L'exposant de Weibull m_2 lié à la dispersion du matériau a été calculé à l'aide des essais réalisés. Le traitement des résultats donne une valeur du paramètre égal à 5.

Les prédictions du modèle pour les sollicitations de torsion, de traction/torsion en-phase et de traction biaxiale en phase sont analysées et comparées aux résultats expérimentaux disponibles.

Traction biaxiale $R=-1$

Les prédictions du critère (Figure 4.158.a) montrent un faible effet du rapport de biaxialité sur la tenue en fatigue du matériau quand le paramètre m_2 est élevé. Dans le cas où il est faible, donc pour une forte dispersion, on observe une chute de l'amplitude des contraintes admissible avec l'augmentation du rapport de biaxialité. Ce comportement diffère de celui observé dans le cas d'un matériau sans défaut où on observait une augmentation pour le rapport de biaxialité de 0.5. Il est très difficile de valider ce comportement car aucune donnée relative à ce chargement et à ce type de matériau ne semble disponible dans la littérature actuellement.

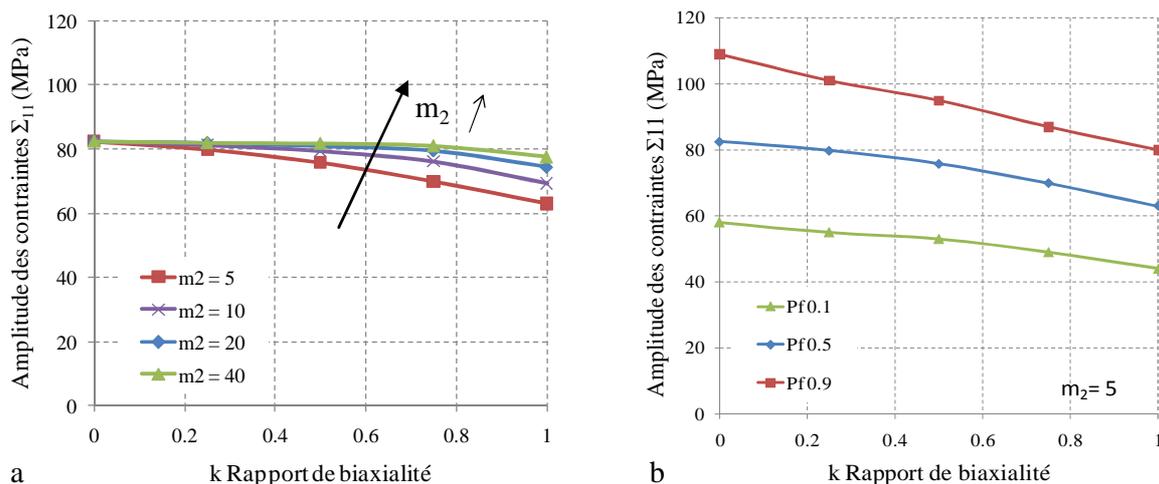


Figure 4.158. a) Prévission du critère en fonction du rapport de biaxialité pour différents paramètres de Weibull b) Prévissions du critère pour plusieurs probabilités de rupture pour un paramètre $m_2=5$

Comme dans les cas précédents, il est possible de représenter les prédictions du critère en fonction de la probabilité de survie (Figure 4.158.b). Le tracé du critère s'est fait avec un paramètre m_2 égal à 5, le matériau dont nous disposons étant très dispersé. Les écarts entre une probabilité de survie de 90% et de 10% apparaissent importants.

4.4.6.4 Comparaison modèles/essais dans le cas de l'alliage AlSi7Cu05Mg03 issu des culasses

Sollicitation uniaxiale (Flexion plane)

La partie suivante a pour but de s'intéresser à l'effet de la contrainte moyenne dans le cas de sollicitation de flexion plane et ceci pour l'alliage AlSi7Cu05Mg03 extrait des culasses.

Les prédictions obtenues sont tracées sur la Figure 4.159. La Figure 4.159.a (diagramme Amplitude des contraintes–Rapport de charge) montre que les prédictions obtenues sont en

accord avec les résultats expérimentaux. La Figure 4.159.b représente les mêmes prédictions dans un diagramme de Haigh. On peut observer que l'effet du paramètre m_2 de Weibull est sans influence sur l'effet de moyenne observé. Ce bon comportement n'est pas étonnant puisque les données expérimentales avaient été utilisées pour identifier la forme de la dépendance au rapport R.

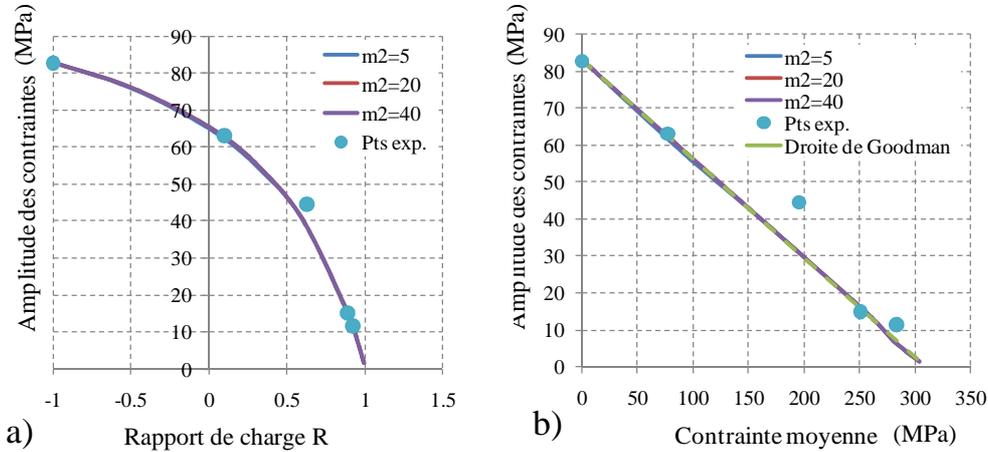


Figure 4.159. Prédiction du critère et points expérimentaux pour l'alliage d'aluminium de fonderie .a) Diagramme Amplitude des contraintes-Rapport de charge b) Diagramme de Haigh avec le critère de Goodman, les points expérimentaux obtenus et les prédictions du modèle pour différentes valeurs du paramètre m_2

Torsion R=-1

A partir du modèle présenté, il est possible de tracer les prédictions du critère pour une sollicitation de torsion. Il est important de préciser que dans le domaine des petits défauts, la limite de fatigue en torsion était nécessaire pour procéder à l'identification. Ce n'est plus nécessaire ici. La courbe de la Figure 4.160. représente l'évolution de la limite de torsion prédite avec le paramètre m_2 .

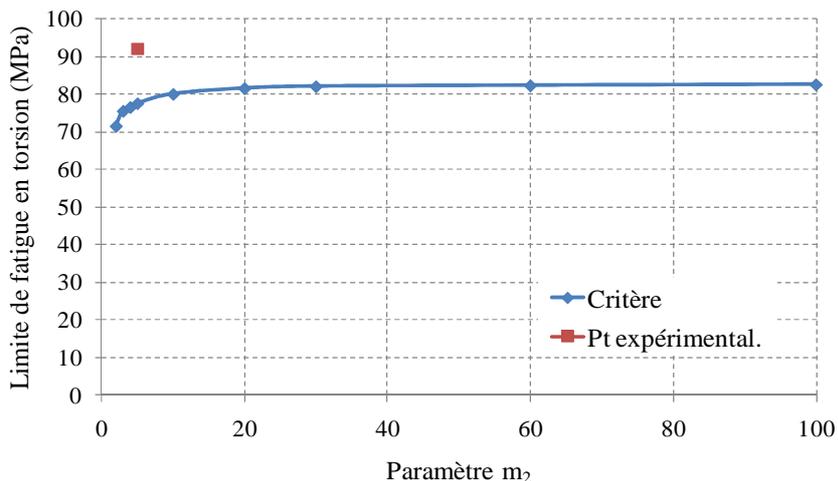


Figure 4.160. Limite de fatigue de torsion prédite par le critère pour différentes valeurs de paramètres m_2

La limite estimée en torsion augmente avec l'augmentation de l'exposant m_2 , et tend vers la limite de flexion du matériau. Ainsi, d'après le critère, un matériau avec une forte dispersion conduira à une limite de torsion plus faible qu'un matériau moins dispersé. Cette constatation doit être nuancée en faisant remarquer que les écarts des limites de fatigue entre les chargements de traction et torsion sont très faibles (environ 10 MPa).

De manière très surprenante, les résultats expérimentaux obtenus ont conduit à une limite de fatigue en torsion (92 MPa) plus élevée que celle sous chargement de flexion et donc que celle prédite par le critère. Les écarts restent acceptables mais la seule explication que nous pouvons avancer à ce jour est l'utilisation, pour les essais de torsion, d'éprouvettes présentant un volume utile sollicité plus faible qu'en flexion plane. Un effet d'échelle pourrait donc expliquer une partie de cette différence.

Dans le cas d'autres matériaux à défauts telle que la fonte à graphite sphéroïdale (présentant également une forte dispersion en fatigue), [Nadot et al 04] ont obtenu des limites de fatigue en traction uniaxiale et torsion très proches (environ 225 MPa), ce qui confirme le bon comportement global du modèle proposé dans le cas d'un chargement de torsion et des matériaux à défaut.

Traction biaxiale

Dans la précédente partie, il a été observé, sous rapport de charge $R = -1$, qu'une diminution de l'exposant m_2 avait tendance à accentuer l'effet endommageant de la biaxialité. La Figure 4.161. représente, dans le cas d'un chargement équi-biaxial, l'effet de la contrainte moyenne pour ce mode de chargement.

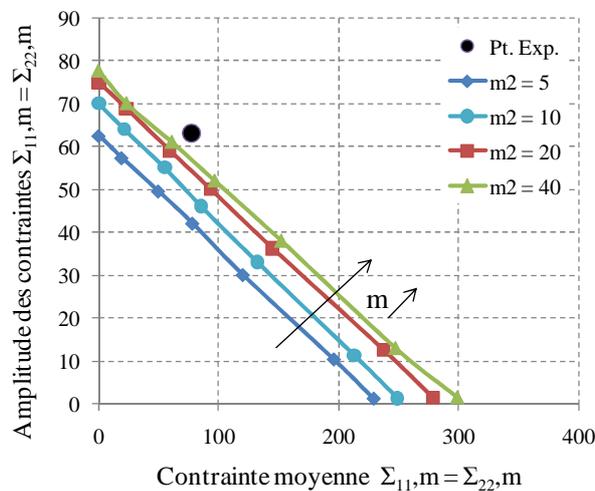


Figure 4.161. Diagramme de Haigh adapté au cas de la traction équi-biaxiale pour différents paramètres de Weibull pour l'alliage d'aluminium de fonderie

Les prévisions du critère paraissent conservatives par rapport à la seule donnée expérimentale disponible sous le rapport de charge $R=0.1$. On a volontairement proposé les prédictions pour différentes valeurs d'exposant car les résultats expérimentaux montrent une chute de la dispersion avec l'augmentation de la contrainte moyenne. L'utilisation d'une seule et même valeur d'exposant pour l'ensemble des chargements avec moyenne ne semble pas adaptée car la dispersion diminue de manière importante avec le facteur de charge. Le nombre d'essais avec contrainte moyenne n'a pas été suffisant pour estimer précisément l'exposant de Weibull lié à la dispersion correspondante. Il est néanmoins raisonnable de penser qu'il se situe au-delà d'une valeur de 10. Les prédictions sont alors dans ce cas correctes.

4.4.7 Analyse critique de la modélisation proposée

Les principaux objectifs poursuivis lors de la mise en place de la modélisation probabiliste en fatigue ont été la prise en compte effective de l'effet des différentes hétérogénéités microstructurales et la capacité à reproduire les tendances expérimentales dans le cas de chargements multiaxiaux très variés.

Un grand nombre de données issues de la littérature et de nos propres travaux ont montré que deux mécanismes principaux d'amorçage agissent dans ce type de matériau. En l'absence de pores (obtenue par exemple grâce à un traitement HIP), le comportement en fatigue sous chargement multiaxial est très différent de celui observé avec l'alliage de fonderie utilisé dans les culasses de moteur automobile. Pour rendre compte de l'ensemble des mécanismes d'amorçage possible (et donc de l'effet de toutes les hétérogénéités microstructurales), nous avons choisi de mettre en place une approche probabiliste capable de rendre compte de la compétition entre deux mécanismes d'amorçage bien distincts. Grâce au modèle proposé, toutes les tendances observées expérimentales sont retrouvées, qu'il s'agisse d'effets de moyenne ou de mode de chargement.

Afin de représenter l'ensemble des prédictions pour les différents états de chargements testés (flexion plane, traction équibiaxiale et torsion) dans un même plan et les comparer aux données expérimentales, il a été choisi d'utiliser le plan du critère de Dang Van sur la Figure 4.162. La droite du critère de Dang Van identifiée à partir des essais de flexion plane à différents rapport R est également représentée. Il apparaît que les prédictions du critère proposé sont dans l'ensemble moins conservatives et plus proches des points expérimentaux que celles du critère de Dang Van. Il est très important de souligner que si le critère de Dang Van était identifié à partir des limites de fatigue en torsion et traction purement alternées, les prédictions de ce critère seraient très conservatives voire incohérentes.

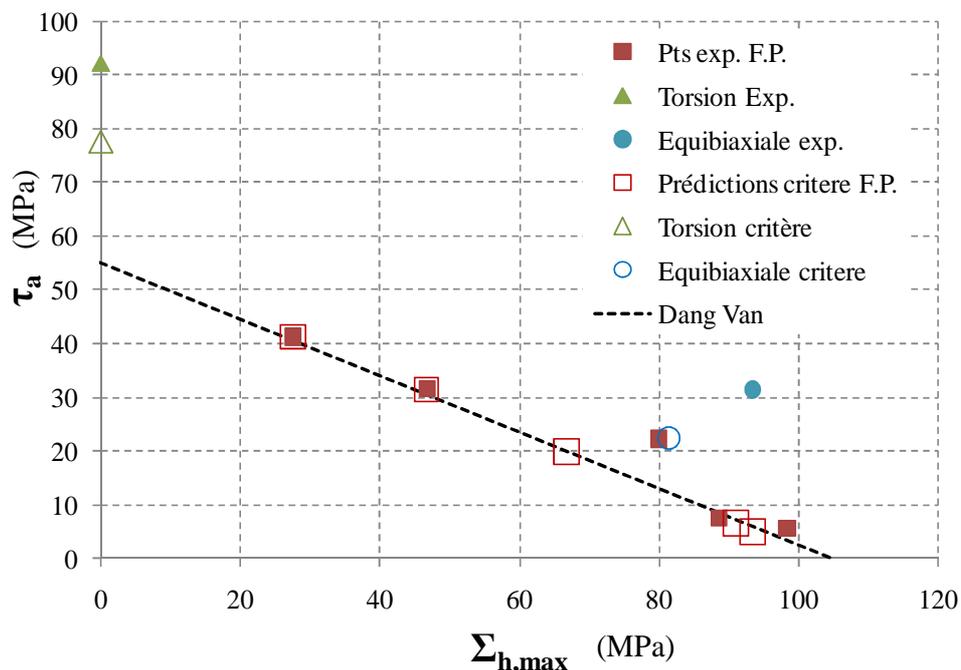


Figure 4.162. Diagramme de Dang Van présentant le critère de Dang Van ainsi que les prédictions du critère proposées pour l'alliage d'aluminium de fonderie

Les prédictions du critère sont donc dans l'ensemble assez proches des résultats expérimentaux. Néanmoins, le modèle ne permet pas de rendre compte de certaines observations conduites dans les chapitres précédents :

- La variation de la dispersion avec l'augmentation de la contrainte moyenne n'est pas prise en compte ici. Il est pourtant apparu que les données étaient très peu dispersées pour les forts rapports de charge. Ce qui laisse supposer un exposant de la loi de Weibull différent à faible et fort rapport de charge. Ne disposant pas d'un nombre suffisant de résultats d'essais, il n'a pas été possible de quantifier cette variation. Néanmoins, l'observation de courbes de Wöhler (Courbe de Wöhler de l'AlSi7Cu05Mg03 (Torsion (To) et flexion plane (F.P.) R=-1) Figure 2.41) pour le plus fort rapport de charge montre clairement que l'exposant doit atteindre des valeurs élevées.
- Le faciès de rupture (Figure 2.90.) a montré la présence, pour les contraintes maximales proches de la limite à rupture du matériau, de cupules caractéristiques de la rupture ductile dans la zone d'amorçage de la fissure. Cet endommagement provient de la mise en charge lors du premier quart de cycle. Il affecte sans nul doute la tenue en fatigue et son étude fera l'objet du dernier chapitre.
- Pour certains matériaux, nous avons démontré une possible augmentation de la tenue en fatigue pour les plus hauts niveaux moyens par cycle. Cet accroissement peut être expliqué par un écrouissage à l'échelle mésoscopique provoqué par la première mise en charge et tel que l'amplitude de chargement appliqué autour de la valeur moyenne ne soit pas suffisant pour générer de la plasticité cyclique à cette échelle.

Chapitre 5

Effet de l'endommagement en fatigue à fortes valeurs moyennes

5.1 Endommagement à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue

Les observations des faciès de rupture réalisées au chapitre II concernant les mécanismes associés aux fortes contraintes maximales proches de la limite à rupture du matériau ont montré que la fissure de fatigue entraînant la rupture naissait dans une zone pré-endommagée provoquée par le niveau de contrainte atteint au premier quart de cycle (Figure 5.163.).

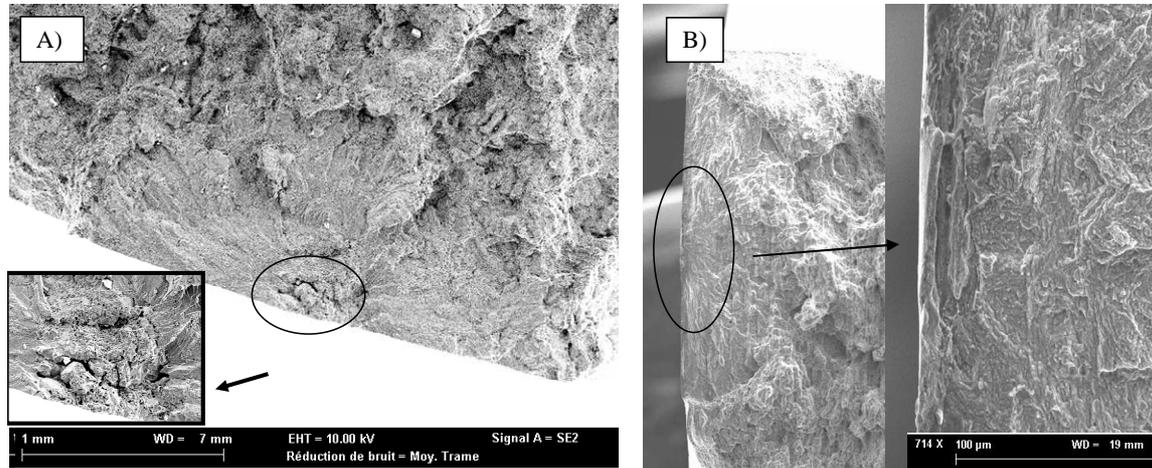


Figure 5.163. Faciès de rupture montrant l'amorçage des fissures de fatigue sur une zone pré-endommagée respectivement dans un alliage d'aluminium de fonderie (A) et un alliage 2024-O (B)

Il existe donc manifestement un lien entre les mécanismes d'amorçage en fatigue et les niveaux d'endommagement atteints lors de la première mise en charge. L'ensemble des approches disponibles dans la littérature ne prend pas en compte l'effet de cet endommagement quand il s'agit de traiter plus spécifiquement des effets des fortes contraintes moyennes. Néanmoins, au chapitre II (2.6.3), il a été montré que les critères basés sur la micro-plasticité n'étaient pas adaptés au cas de matériaux à défaut comme l'alliage d'aluminium de fonderie. Ainsi, dans la suite de ce chapitre, nous nous intéresserons uniquement au cas de matériaux au comportement plus ductile, comme l'alliage 2024 ou certains aciers de type ferrito-perlitique.

L'objectif de cette partie est d'intégrer, dans une modélisation existante, l'effet de cet endommagement sur la tenue en fatigue.

On opte non pas pour un critère d'endurance avec correction de l'effet de triaxialité comme celui proposé par [Galtier 1993] mais plutôt par une approche où le couplage endommagement-plasticité apparaît de manière plus explicite. Plus exactement, le concept d'adaptation élastique est à nouveau utilisé et une fonction de charge de type Gurson (annexe F) est employée afin de refléter l'influence d'une porosité initiale.

Parmi les nombreuses extensions du modèle de Gurson visant à la prise en compte de l'écroutissage, il a été choisi d'utiliser les travaux de [Monchiet 2006] dédiés à une application en fatigue à grand nombre de cycles.

Le critère de Monchiet a été présenté succinctement au paragraphe 1.1.3.1 du chapitre I. Afin de comprendre les modifications qui lui sont apportées dans la seconde partie de ce chapitre, les principaux ingrédients de cette approche couplant plasticité et endommagement seront d'abord décrits. En utilisant certains résultats expérimentaux, il sera possible de mettre en évidence certaines limites de ce modèle.

Il sera ensuite question de la prise en compte d'un pré-endommagement sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles.

5.2 Modèle de Monchiet-Charkaluk-Kondo

Le modèle, succinctement présenté au premier chapitre, est construit à partir des hypothèses principales suivantes :

1. Amorçage des fissures dans des bandes de glissement par la présence d'un niveau de porosité important dans ces bandes

D'après les auteurs, l'amorçage apparaît dès lors qu'une porosité critique f_c est atteinte dans les bandes de glissement à l'intérieur de grains favorablement orientés (Figure 5.164). La porosité totale fait intervenir deux termes f_g et f_a , le premier provient d'un mécanisme de croissance de porosités, le second représente un mécanisme d'annihilation des dislocations.

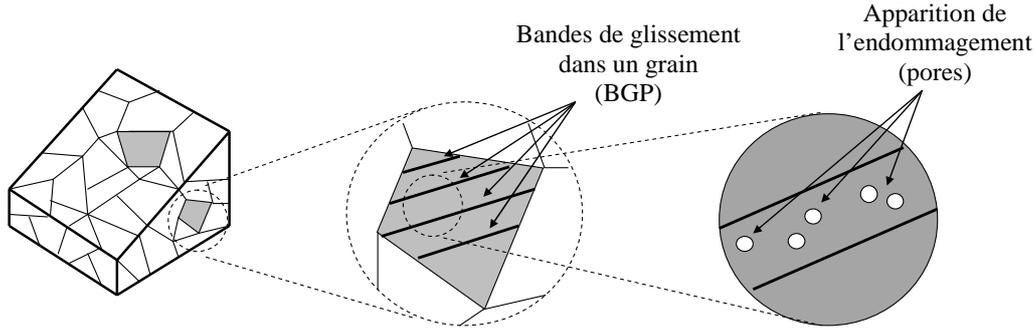


Figure 5.164. Bandes de glissement persistantes dans un grain

2. Une loi de localisation permet d'accéder aux champs mécaniques à l'échelle mésoscopique (Annexe H)
3. Le concept d'adaptation élastique est utilisé afin d'accéder à des champs mécaniques locaux dans un état stabilisé
4. Un potentiel de plasticité de type Gurson est introduit à l'échelle mésoscopique afin de faire apparaître les effets du couplage plasticité-endommagement

La fonction de charge utilisée a pour expression (avec $\bar{\Delta}$ tenseur d'ordre deux définissant l'orientation du système de glissement considéré et égal à $\frac{1}{2}(\bar{n} \otimes \bar{m} + \bar{m} \otimes \bar{n})$ où \bar{n} est la normale au plan de glissement et \bar{m} la direction du glissement):

$$F = \left(\frac{\bar{B} : \bar{\Delta}}{\tau_d} \right)^2 + 2f \cosh \left\{ \frac{\sqrt{3} B_h}{2 \tau_h} \right\} - 1 - f^2 \quad (5.123)$$

où $\bar{B} = \bar{\Sigma} - \bar{X}$, avec \bar{X} variable d'écroissage cinématique. \bar{X} se décompose en une partie hydrostatique X_h et une composante de glissement sur le système prédominant, notée X_d . L'écroissage isotrope est introduit en remplaçant le seuil de plasticité τ_o par deux paramètres τ_d et τ_h .

Sans entrer dans le détail de ce modèle adapté au problème de la fatigue à grand nombre de cycles, il semble très important, pour comprendre la suite des travaux, de reprendre la manière dont l'écroissage est introduit dans la fonction de charge. La principale différence avec la fonction de charge classique proposée par Gurson est l'existence d'un écroissage combiné isotrope, cinématique avec une décomposition en parties déviatorique (paramètres τ_d et X_d) et hydrostatique (paramètres τ_h et X_h).

Pour obtenir les expressions de ces variables, les auteurs suivent la même démarche que [Leblond et al 1995], en postulant des trajets de contrainte purement déviatorique et purement

hydrostatique. Le but recherché est d'identifier les paramètres d'érouissage à partir de solutions exactes particulières. Les auteurs parviennent aux relations :

$$\tau_d = \tau_o + R_d \text{ et } \tau_h = \tau_o + R_h \quad (5.124)$$

$$R_d = R_o \gamma_{cum} \text{ et } R_h = h R_o \gamma_{cum} + R_o \xi_{cum}^h \quad (5.125)$$

avec R_o paramètre d'érouissage isotrope et h paramètre d'érouissage latent.

Il est important de noter que le glissement plastique γ et le paramètre ξ^h sont cumulés, en raison des applications à la fatigue. Dans la suite de l'exposé γ_{cum} et ξ_{cum}^h représentent des quantités à l'état adapté. Pour l'érouissage cinématique, les paramètres obtenus sont les suivants :

$$X_d = ((1-f)c)\gamma \text{ et } X_h = \frac{2p_1c}{\sqrt{3}} \xi^h \quad (5.126)$$

Avec c paramètre d'érouissage cinématique, p_i paramètre d'anisotropie cubique.

La variable ξ^h est égale à :

$$\xi^h = \frac{2}{\sqrt{3}} \left\{ \text{dilog} \left(\frac{f_a}{f} \right) - \text{dilog}(1-f_g) \right\} \quad (5.127)$$

Avec $\text{dilog}(x) = \int_1^x \frac{\ln(x')}{1-x'} dx'$

5.2.2 Critère de fatigue à grand nombre de cycles

Le critère postule donc qu'une fissure de fatigue apparaît dans une bande de glissement lorsque la fraction de porosité à l'intérieur de cette bande atteint une valeur critique f_c .

Les expressions possibles du critère, suivant les deux cas limites proposés par les auteurs, sont les suivantes :

$$\frac{\gamma_{cum}}{\gamma_c} + \frac{\varepsilon_{h,m}^p}{\varepsilon_c} = 1 \text{ pour } k_a \ll 1 \quad (5.128)$$

$$\left(\frac{\gamma_{cum}}{\gamma_c} \right)^2 + \frac{\varepsilon_{h,m}^p}{\varepsilon_c} = 1 \text{ pour } k_a \gg 1 \quad (5.129)$$

k_a est un paramètre intervenant dans la loi de nucléation des fissures le long des bandes de glissement. L'auteur rappelle que ce mécanisme se caractérise par un état saturé pour de fortes valeurs de déformations plastiques cumulées. Ce coefficient k_a permet de régler la vitesse de convergence vers cet état saturé. $\varepsilon_{h,m}^p$ est la partie hydrostatique moyenne de la déformation plastique due à la croissance des cavités.

Rappelons que le premier terme γ_{cum} permet de prendre en compte les effets d'amplitude, alors que les effets de moyenne apparaissent grâce au terme $\varepsilon_{h,m}^p$. Afin de relier ces deux grandeurs aux contraintes macroscopiques, les auteurs recherchent l'état adapté. Ils signalent au passage qu'une condition nécessaire est obtenue lorsque tout état de contrainte vérifie la condition $F(\Sigma(t)) \leq 0$ (Figure 5.165.a). Une condition suffisante pour les trajets de chargement affines macroscopiques est obtenue lorsque les extrémités du cycle appartiennent à la surface de charge, soit Σ^A et Σ^B vérifient $F(\Sigma^A(t)) = F(\Sigma^B(t)) = 0$, (Figure 5.165.b). En régime adapté, le cycle de chargement est symétrisé autour des contraintes moyennes (Figure 5.165.c).

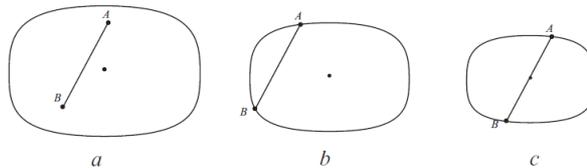


Figure 5.165. Recherche de l'état adapté pour un trajet de chargement affine A-B.

Si on note γ_a , $\varepsilon_{h,a}^p$ et ξ_a^h les parties alternées des variables γ , ε_h^p , et ξ^h , la réponse locale du grain étant élastique en régime adapté, il apparaît :

$$\gamma_a = \varepsilon_{h,a}^p = \xi_a^h = 0$$

Seuls les termes γ_{cum} , ξ_{cum}^h et $\varepsilon_{h,m}^p$ tendent vers une limite finie à l'adaptation élastique.

Ils peuvent être reliés aux paramètres du chargement et aux paramètres d'écroutissage grâce aux relations représentatives de l'état adapté :

$$\left(\frac{T_a}{\tau_d}\right)^2 + 2f_c \cosh\left\{\frac{\sqrt{3}\Sigma_{h,a}}{2\tau_h}\right\} - 1 - f_c^2 = 0 \quad (5.130)$$

$$\Sigma_{h,m} = \left(\frac{4p_1^2 c}{f_c \ln(f_c)}(1 - f_c) + 3k^*\right) \varepsilon_{h,m}^p \quad (5.131)$$

$$\tau_d = \tau_o + R_d \text{ et } \tau_h = \tau_o + R_h \quad (5.132)$$

$$R_d = R_o \gamma_{cum} \text{ et } R_h = h R_o \gamma_{cum} - \frac{R_o}{\ln(f_c)} \xi_{cum}^h \quad (5.133)$$

Le paramètre ξ_{cum}^h ne peut être obtenu analytiquement. Sur la base de simulations numériques, les auteurs proposent une expression approchée :

$$\xi_{cum}^h = \frac{\sqrt{3}\tau_o}{R_o} \left\{ \frac{\Sigma_{h,a}}{2\tau_o} - 1 + \exp\left(-\frac{\Sigma_{h,a}}{2\tau_o}\right) \right\} \quad (5.134)$$

Avant d'adapter ce modèle à la prise en compte de l'effet des fortes valeurs moyennes, on se propose, dans la partie qui suit, d'analyser les prédictions du critère original dans le cas de sollicitations de traction uniaxiale et biaxiale. On proposera en particulier, une démarche simple d'identification. Les prédictions du modèle seront finalement comparées à des données expérimentales.

5.2.3 Procédure d'identification des paramètres du modèle

La mise en œuvre de ce critère nécessite l'identification de 12 coefficients :

- deux coefficients, γ_c et ε_c liés au critère local.
- deux coefficients, A_o et k_a , liés aux mécanismes de nucléation de fissures.
- trois coefficients liés à l'écroutissage, R_o et τ_o lié à l'écroutissage isotrope, c lié à l'écroutissage cinématique
- deux coefficients liés au schéma d'homogénéisation, μ et k .
- un coefficient d'anisotropie cubique du grain p_1
- un coefficient d'écroutissage latent h
- un coefficient de porosité critique f_c

Les principales étapes d'application du critère sont synthétisées sur la Figure 5.166.

Si on prend l'exemple d'un chargement sinusoïdal proportionnel avec moyenne, défini par les évolutions temporelles des composantes du tenseur des contraintes $\Sigma_{ij}(t) = \Sigma_{ij,m} + \Sigma_{ij,a} \sin \omega t$, il est possible de déduire $\Sigma_{h,a}$, $\Sigma_{h,m}$, T_a intervenant dans les équations (5.130) et (5.131). T_a représente l'amplitude de cisson maximale. Connaissant les coefficients du modèle, il est possible de calculer les deux variables $\varepsilon_{h,m}^p$ et γ_{cum} . Ces deux quantités sont alors injectées dans le critère général (choix du cas $k_a \ll 1$ ou $k_a \gg 1$) pour vérifier l'inégalité.

Un des soucis majeurs de cette modélisation réside dans l'identification des paramètres du modèle. Aucune procédure spécifique n'est proposée par [Monchiet 2006]. Nous proposons ici une méthode, permettant, en se plaçant dans certains trajets de chargement particuliers, d'identifier les paramètres du modèle. Dans notre démarche, certaines hypothèses simplificatrices sont nécessaires.

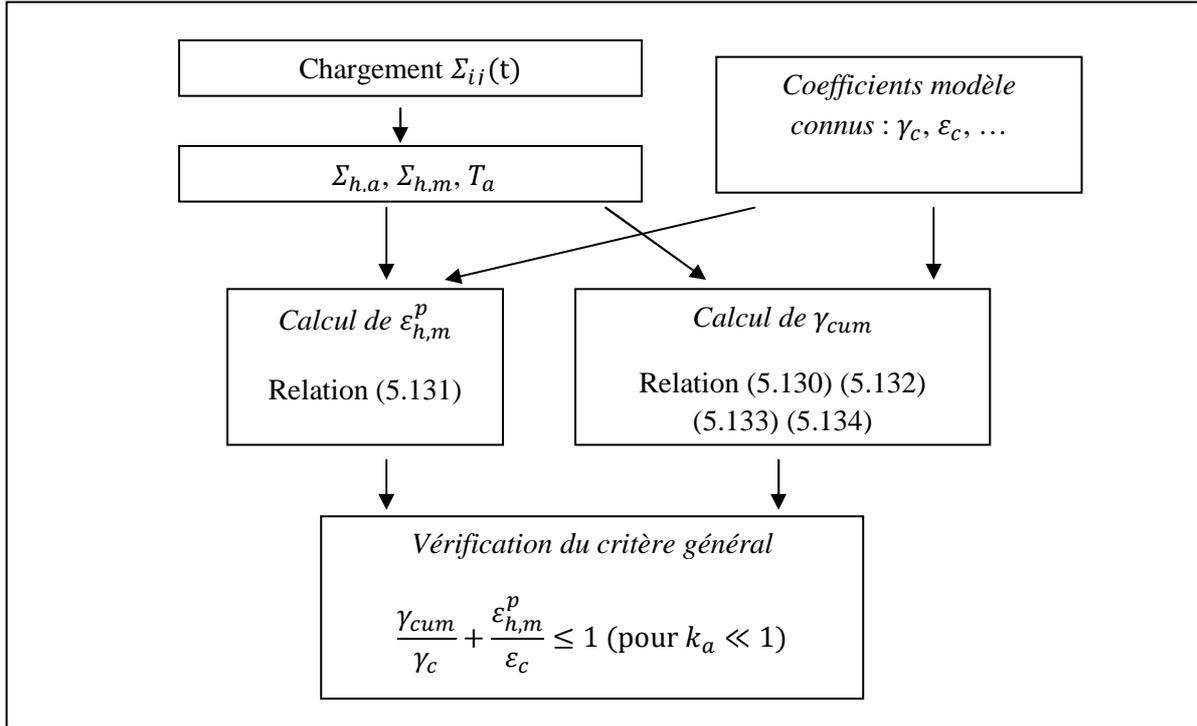


Figure 5.166. Organigramme de calcul du critère de Monchiet

L'anisotropie cubique du grain p_i ne sera pas prise en compte ($p_i=1$) et l'effet de l'érouissage latent h sera ignoré ($h=1$). Les simulations numériques conduites par les auteurs montrent que les prédictions du modèle sont indépendantes du schéma d'homogénéisation. Par conséquent, le choix des variables du schéma d'homogénéisation est sans influence sur les résultats du modèle et n'intervient pas dans l'application du critère de fatigue.

Suite à l'étude expérimentale des effets de moyenne conduite au chapitre II, il apparaît qu'un effet linéaire de la moyenne semble convenir. Pour cette raison, le cas où $k_a \ll 1$ est choisi et l'évolution proposée dans l'équation (5.128) est appliquée.

Les six coefficients (dont deux seront couplés) qui restent à déterminer vont être identifiés à l'aide de données issues d'essais sous chargement de torsion alternée, de traction alternée et de traction avec différents rapports de charge R .

- Cas de la torsion t_{-1} sous rapport de charge $R=-1$

Dans le cas particulier d'un chargement en torsion sous rapport de charge $R=-1$, la contrainte moyenne du chargement cyclique est nulle, $\Sigma_{h,m} = 0$. A partir de l'équation (5.131), on en déduit que le paramètre $\varepsilon_{h,m}^p = 0$, ce qui implique à partir de l'équation (5.128) que $\gamma_{cum} = \gamma_c$.

Dans le cas particulier de la torsion, à la limite de fatigue, $T_a = t_{-1}$ et $\Sigma_{h,a} = 0$. En injectant ces deux quantités dans l'équation (5.130), il vient :

$$\left(\frac{t_{-1}}{\tau_o + R_o \gamma_c} \right)^2 = 1 + f_c^2 - 2f_c \quad \text{d'où} \quad (\tau_o + R_o \gamma_c)^2 = \frac{t_{-1}^2}{1 + f_c^2 - 2f_c} \quad (5.135)$$

- Cas de la traction uniaxiale s_{-1} sous rapport de charge $R=-1$

Dans le cas particulier d'un chargement de traction uniaxiale sous rapport de charge $R=-1$, la contrainte moyenne du chargement cyclique est nulle et $\Sigma_{h,m} = 0$. A partir de l'équation (5.131), on en déduit que le paramètre $\varepsilon_{h,m}^p = 0$, ce qui implique à partir de l'équation (5.128) que $\gamma_{cum} = \gamma_c$.

Dans le cas particulier de la traction uniaxiale, à la limite de fatigue, $T_a = S^{-1}/2$ et $\Sigma_{h,a} = S^{-1}/3$. En injectant ces deux quantités dans l'équation (5.130), on obtient :

$$\left(\frac{s_{-1}}{2(\tau_o + R_o \gamma_c)}\right)^2 + 2f_c \cosh\left\{\frac{1}{2\sqrt{3}} \frac{s_{-1}}{\tau_o - \frac{\sqrt{3}\tau_o}{\ln f_c} \left(\frac{s_{-1}}{6\tau_o} - 1 + \exp\left(-\frac{s_{-1}}{6\tau_o}\right)\right)}\right\} - 1 - f_c^2 = 0 \quad (5.136)$$

- Identification de f_c et τ_o

En injectant la relation obtenue (5.135) dans l'équation (5.136), on obtient une relation avec deux inconnues, f_c et τ_o , dépendant de la limite de fatigue du matériau en torsion et traction alternée :

$$\left(\frac{s_{-1}}{2\left(\frac{t_{-1}^2}{1+f_c^2-2f_c}\right)}\right)^2 + 2f_c \cosh\left\{\frac{1}{2\sqrt{3}} \frac{s_{-1}}{\tau_o - \frac{\sqrt{3}\tau_o}{\ln f_c} \left(\frac{s_{-1}}{6\tau_o} - 1 + \exp\left(-\frac{s_{-1}}{6\tau_o}\right)\right)}\right\} - 1 - f_c^2 = 0 \quad (5.137)$$

En fixant une valeur de τ_o , il est possible de déduire la porosité critique f_c . Le paramètre τ_o est défini comme étant le seuil initial de plasticité. Dans le cas des aciers, cette valeur sera prise, comme proposé dans la littérature [Flacelière 2004, Monchiet 2006, Huyen 2008], égale à 60 MPa.

- Identification de ε_c et γ_c

L'effet de la moyenne apparaît au travers du paramètre $\varepsilon_{h,m}^p$ dans l'expression du critère (5.128). Deux coefficients apparaissent dans ce critère, ε_c et γ_c . D'après l'hypothèse d'incompressibilité de la matrice, ε_c est égal à $f_c/3$. Pour γ_c , on propose plutôt d'identifier le couple $R_o \gamma_c$. A partir de l'équation (5.135), il est possible d'obtenir une valeur de ce couple connaissant la limite de fatigue en torsion du matériau ainsi que la porosité critique déduite du choix de la valeur de τ_o . Ce couple est alors égal à :

$$R_o \gamma_c = \frac{t_{-1}}{1-f_c} - \tau_o \quad (5.138)$$

Dans les équations du critère, ces deux paramètres, R_o et γ_c ou γ_{cum} sont couplés. Ainsi, l'équation (5.128) peut s'écrire

$$\frac{R_o \gamma_{cum}}{R_o \gamma_c} + \frac{\varepsilon_h^p}{\varepsilon_c} = 1 \quad (5.139)$$

- Identification de c

Connaissant l'évolution du paramètre ε_h^p , il est possible d'identifier le paramètre c d'érouissage cinématique. L'équation (5.131), dans un cas de sollicitation de traction uniaxiale avec valeur moyenne, s'écrit :

$$\Sigma_{h,m} = 3 \left(\frac{4c}{f_c \ln(f_c)} (1 - f_c) \right) \varepsilon_{h,m}^p \quad (5.140)$$

Ainsi, à partir de la limite de fatigue pour une moyenne non nulle, il est possible d'identifier le paramètre c d'érouissage cinématique, liée à la dépendance linéaire à la moyenne.

5.2.4 Application du modèle : analyse des effets de biaxialité et de moyenne

Afin de cerner les limites de la modélisation présentée, les prédictions du critère vont être comparées avec certains résultats issus de la littérature et certaines de nos données. Seuls des chargements de traction uniaxiale et de traction biaxiale sont utilisés. Pour des chargements de traction-torsion combinées, les prédictions sont de bonne qualité, comme pour de nombreux autres modèles (Figure 1.12.). Dans le cas de l'alliage d'aluminium 2024-O, la limite de fatigue

en torsion est inconnue, on supposera donc un rapport entre la limite de fatigue en torsion et traction uniaxiale ($R=-1$) de 0.6.

Pour les matériaux présentés dans la Table 28, des données sont disponibles en traction uniaxiale (avec effet de moyenne) et traction biaxiale (avec effet de moyenne).

Matériau	Référence
St35	[Issler 1973]
34Cr4	[Heidenreich 1983]
25CrMo4	[Mielke et al 1980]
2024-O	présente étude

Table 28 Matériaux et références associées pour l'application du modèle de Monchiet

A partir des limites de fatigue des différents matériaux en traction uniaxiale alternée s_{-1} , torsion t_{-1} , et traction uniaxiale avec effet de moyenne, les coefficients du modèle obtenus sont listés dans la Table 29. La porosité critique f_c , apparaît élevée, mais reste dans la plage des intensités rencontrées dans la littérature [Benseddiq et al 2008]. Concernant le seuil initial de plasticité τ_o , pour l'alliage d'aluminium, il sera pris à une valeur inférieure à celle des aciers.

Matériau	25CrMo4 [Mielke 1980]	St 35 [Issler 1973]	34Cr4 [Heidenreich 1983]	2024-O
τ_o	60	60	60	30
f_c	0.14	0.23	0.12	0.26
ε_c	0.0466	0.076	0.04	0.0866
$R_o\gamma_c$	205	99	171	40
c	600	220	400	100

Table 29 Coefficients du modèle identifiés pour différents matériaux

Afin de faciliter l'analyse des capacités du critère présenté, les prédictions de deux autres critères vont apparaître dans la suite. Il s'agit des critères de Dang Van et de Huyen (formulation avec contrainte normale cf chap. I 1.1.1.2). Les principales différences entre les critères résident dans l'utilisation de la contrainte hydrostatique pour le critère de Monchiet et de Dang Van, et de la contrainte normale pour le critère d'Huyen. Nous supposons égal à 20, le paramètre de Weibull m utilisé dans le critère d'Huyen.

5.2.4.1 Effet de moyenne

L'effet de moyenne est examiné à travers le cas d'une sollicitation de traction uniaxiale définie par un tenseur des contraintes de la forme :

$$\bar{\Sigma} = \begin{bmatrix} \Sigma_{xx}(t) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad \text{avec } \Sigma_{xx}(t) = \Sigma_{xx,m} + \Sigma_{xx,a} \sin wt$$

La figure 5.181 regroupe l'ensemble des prédictions dans un diagramme de Haigh. On constate que le critère prévoit très correctement les effets de moyenne avec un effet linéaire. L'étude du chapitre II relative aux effets de moyenne avait déjà montré une décroissance de type linéaire. Il apparaît également que les critères d'Huyen et de Monchiet conduisent aux mêmes prédictions alors que l'un fait intervenir la contrainte hydrostatique alors que l'autre utilise la contrainte normale par plan. Ils se comportent mieux que le critère de Dang Van car ce dernier utilise le même coefficient de sensibilité à l'amplitude et à la moyenne de la contrainte hydrostatique.

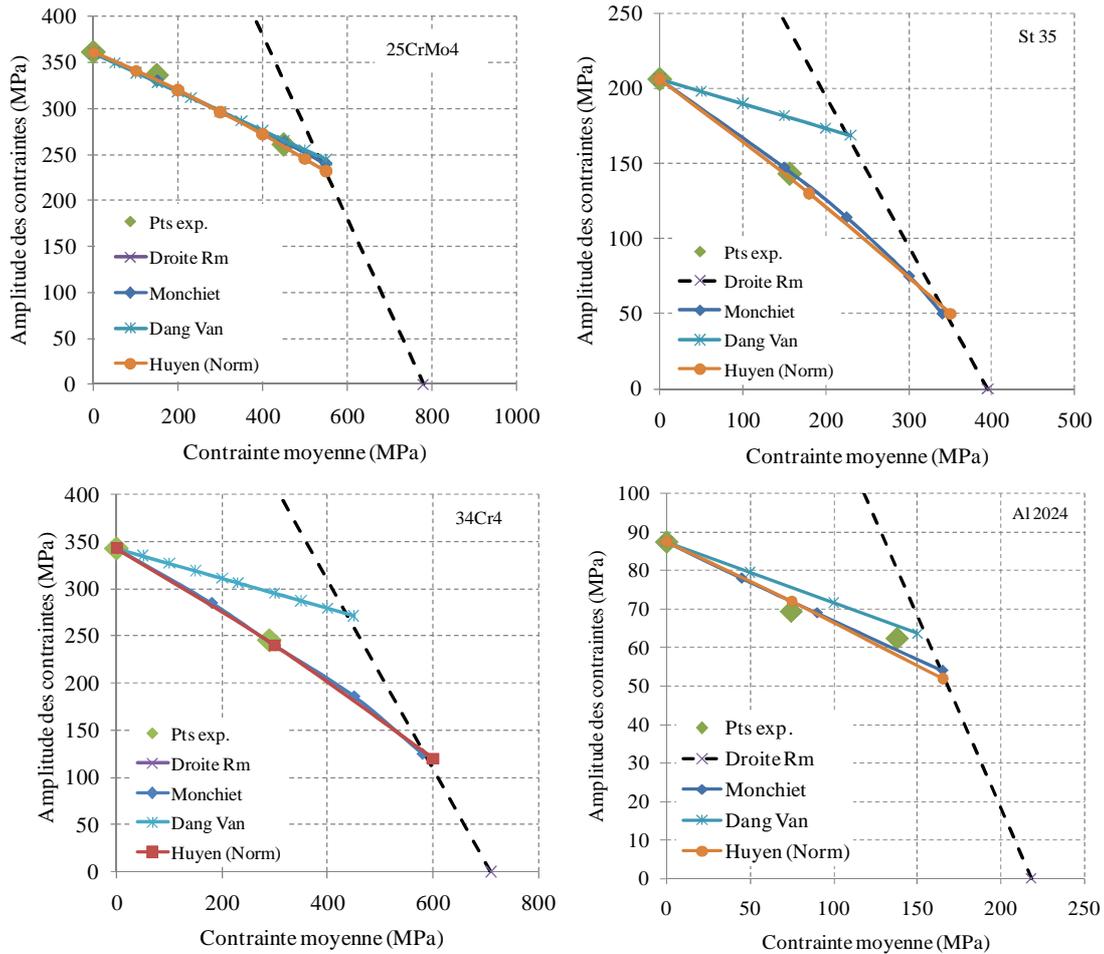


Figure 5.167. Diagramme de Haigh des matériaux de la Table 29 comprenant les prédictions du modèle de Monchiet, de Dang Van et d'Huyen (Norm.)

5.2.4.2 Effet de biaxialité

Les sollicitations multiaxiales considérées sont de type traction biaxiale. Elles sont définies à l'aide de la formulation temporelle du tenseur des contraintes :

$$\bar{\Sigma}(t) = \begin{bmatrix} \Sigma_{xx}(t) & 0 & 0 \\ 0 & \Sigma_{yy}(t) & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad \text{avec} \quad \begin{cases} \Sigma_{xx}(t) = \Sigma_{xx,moy} + \Sigma_{xx,amp} \sin wt \\ \Sigma_{yy}(t) = k \Sigma_{xx}(t) \end{cases}$$

Les prédictions des critères sont présentées dans un diagramme de type Haigh (Figure 5.167) avec en abscisse l'amplitude de la composante Σ_{xx} (et le rapport de biaxialité associé), et en ordonnée la moyenne de la composante Σ_{xx} (et le rapport de biaxialité associé). Pour le cas des aciers St35 et du 34Cr4, le rapport de biaxialité est égal à 1. Pour l'acier 25CrMo4, le rapport de biaxialité est égal à 0.5. Enfin pour l'alliage d'aluminium 2024-O, le rapport de biaxialité est égal à 0.4.

Contrairement à la prise en compte des effets de moyenne, le critère de Monchiet peine à rendre compte du comportement en fatigue sous chargement de traction biaxiale (Figure 5.168). Les prédictions sont dans l'ensemble conservatives. Cet effet de sous-estimation de la tenue en fatigue du matériau provient une nouvelle fois de l'utilisation de la contrainte hydrostatique, telle qu'évoquée en fin de chapitre III. On retrouve les mêmes difficultés pour le critère de Dang Van. En revanche, l'utilisation de la contrainte normale, notamment dans le critère d'Huyen, permet des prédictions plus proches des résultats expérimentaux pour l'ensemble des matériaux choisis.

Afin de mieux comprendre les différences de comportement des critères de Monchiet et de Dang Van (alors qu'ils utilisent tous les deux la contrainte hydrostatique), les prédictions des deux critères ont été présentées dans deux plans $T_a - \Sigma_{h,a}$ (Figure 5.169.a) et $T_a - \Sigma_{h,m}$ (Figure 5.169.a) pour les aciers St35 et 34Cr4. Il apparaît très clairement, sur ces deux figures, que les effets d'amplitude (de la contrainte hydrostatique) sont très proches alors que les effets de moyenne peuvent varier de manière importante.

On peut donc conclure que les différences de prédiction entre les critères de Dang Van et de Monchiet observées sur la Figure 5.168 s'expliquent principalement par la manière de prendre en compte les effets de moyenne. Le critère d'Huyen se comporte bien pour l'ensemble des chargements et des matériaux car la modélisation des effets de moyenne est adaptée (comme pour le critère de Monchiet) mais aussi car il fait intervenir les contraintes normales par plan (en lieu et place de la contrainte hydrostatique dans les critères de Monchiet et Dang Van).

Cette brève étude nous a permis de montrer qu'une modélisation basée sur le couplage plasticité-endommagement et faisant intervenir la contrainte hydrostatique ne semble pas adaptée pour rendre compte du comportement sous chargement de traction biaxiale.

Néanmoins, cette approche nous semble intéressante notamment pour intégrer les effets d'un pré-endommagement sur les capacités de résistance en fatigue. La deuxième partie de ce chapitre est consacrée aux effets des fortes valeurs moyennes pouvant être à l'origine de ce pré-endommagement.

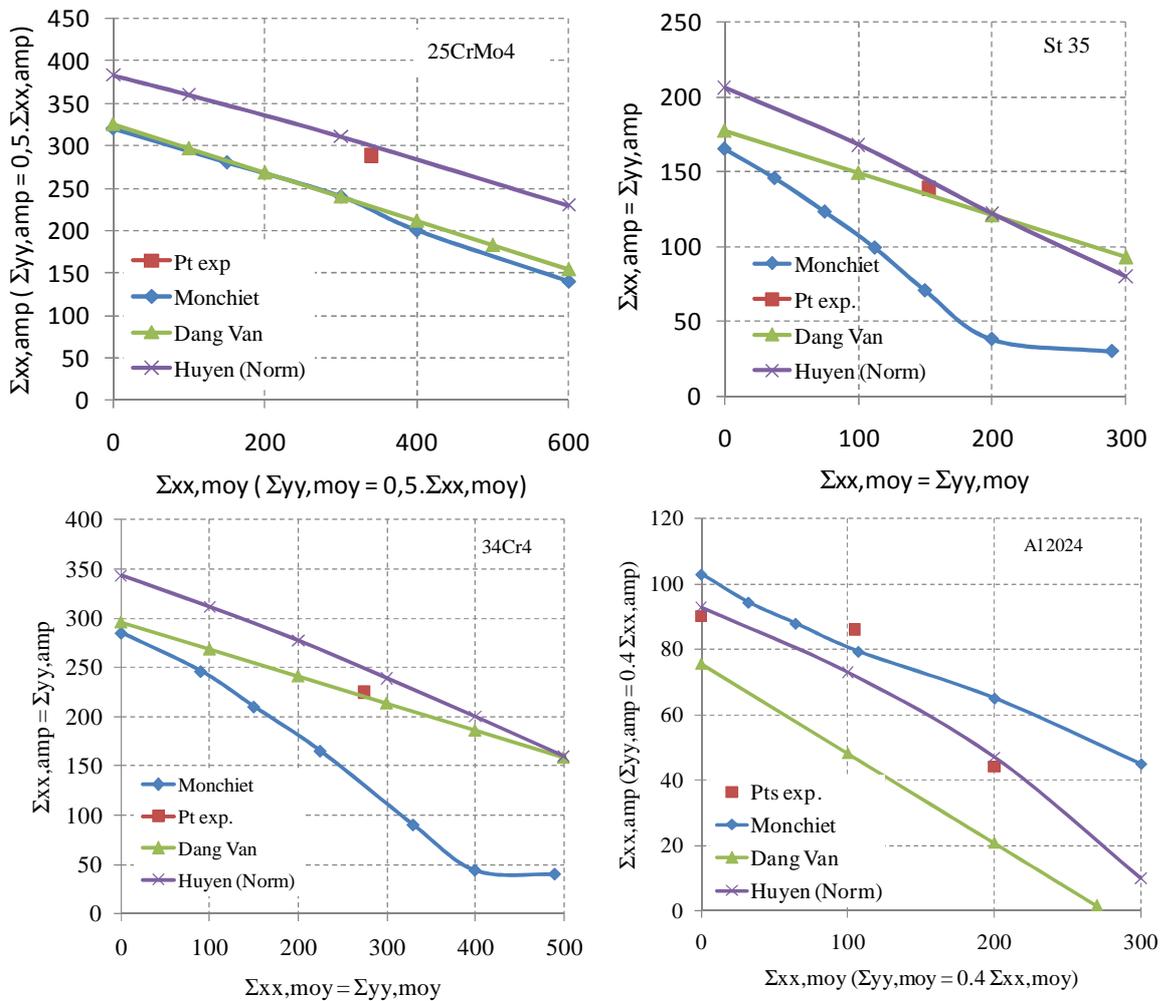


Figure 5.168. Diagramme de Haigh des matériaux de la Table 29 comprenant les prédictions du modèle de Monchiet, du critère de Dang Van et de Huyen (Norm.) sous sollicitation de traction biaxiale

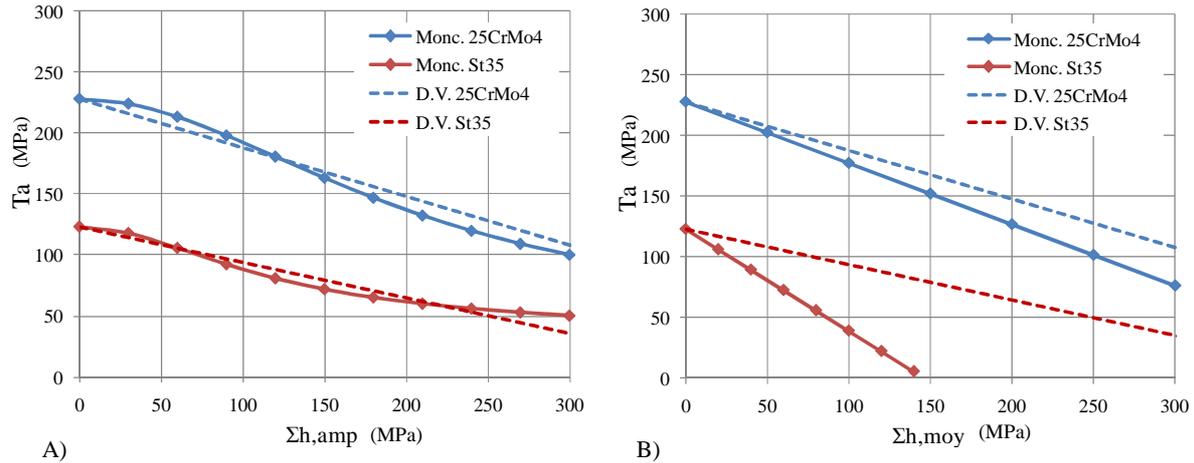


Figure 5.169. Diagramme $Ta-\Sigma h$ représentant le critère de Dang Van et de Monchiet du 25CrMo4 et du St35 a) Cas où $\Sigma h_{,moy} = 0$ b) Cas où $\Sigma h_{,amp} = 0$

5.3 Prise en compte de l'endommagement pour les chargements à forte valeur moyenne

L'objectif de cette partie est d'utiliser le formalisme introduit par Monchiet afin de rendre compte des effets de l'endommagement introduit pour des chargements de fatigue à fort rapport de charge. Les principales modifications apportées vont concerner la description des effets de la porosité.

Selon Monchiet, l'évolution de la porosité relève de deux mécanismes distincts, l'un à l'origine de la germination et traduit par f_a et l'autre relatif à la croissance des cavités et caractérisé par f_g . Ces mécanismes sont supposés responsables de la nucléation de fissures le long de bandes de glissement. Le critère traduit le fait qu'une fissure apparaît dès qu'un seuil de fraction de porosité totale est atteint:

$$f = f_c \quad (5.141)$$

où f_c représente la porosité critique et f la porosité totale somme de f_g et f_a .

Pour rendre compte des effets des forts rapports de charge, et d'après nos observations, cette modélisation des mécanismes d'amorçage ne nous semble pas adaptée. En effet, les faciès de rupture présentés dans le chapitre II et discutés en début de ce chapitre (Figure 5.163.) ont montré que les fissures de fatigue ont tendance à s'amorcer sur une zone endommagée créée par la charge monotone au premier quart de cycle. La Figure 5.170. schématise les différentes étapes d'un chargement à forte valeur moyenne et les effets sur l'endommagement et la résistance en fatigue. Notre approche consistera à analyser les effets d'un pré-endommagement sur les conditions d'adaptation élastique que nous considérons représentatives de l'apparition d'une limite de fatigue.

On suppose en particulier que les amplitudes de chargement dans le domaine des forts rapports R sont suffisamment petites pour que la porosité, une fois créée, n'évolue plus avec le chargement cyclique imposé. Elle n'est donc liée qu'à l'effet de la contrainte moyenne. C'est cette dernière qui conditionne l'intensité de l'endommagement à l'issue de la première mise en charge. La fraction de porosité atteinte va alors agir sur les conditions d'accumulation de la déformation plastique à l'échelle mésoscopique. Plus elle sera importante (i.e. plus le niveau moyen est élevé), plus la déformation plastique accumulée sera grande.

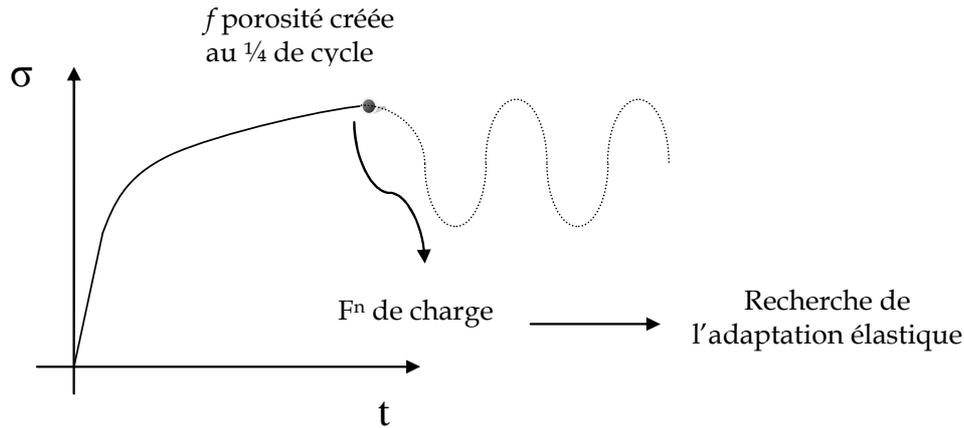


Figure 5.170. Les deux étapes d'un chargement à forte valeur moyenne

Le critère d'amorçage local n'est plus celui lié à une valeur critique de l'endommagement (5.141) mais concerne la déformation plastique accumulée à l'échelle locale :

$$\gamma_{cum} \leq \gamma_c \quad (5.142)$$

Pour les plus forts rapports R, le glissement plastique cumulé sera fonction de l'endommagement f créé par la première mise en charge.

A partir de l'approche initialement proposée par Dang Van, un cadre général a souvent été utilisé dans la littérature pour construire des critères de fatigue. Il s'articule autour de trois volets :

- Description de la plasticité à l'échelle des grains
- Formulation d'un critère de fatigue à l'échelle locale
- Passage micro-macro pour la détermination du critère à l'échelle macroscopique

L'approche développée ici reprend tous ces ingrédients. Elle intègre en plus l'effet d'un pré-endommagement induit par un niveau moyen élevé. Nous pensons en effet que les corrections classiquement utilisées pour les très fortes valeurs moyennes ne traduisent pas correctement les mécanismes réellement observés.

Dans un graphe représentant la déformation plastique accumulée en fonction du nombre de cycles appliqué (Figure 5.171.), on peut retrouver les principaux comportements cycliques possibles :

- La *courbe A* représente le cas où la fraction volumique de porosité initiale (i.e. avant le cyclage) f est nulle (le niveau moyen n'est pas suffisamment élevé pour induire de l'endommagement) et où l'amplitude appliquée est suffisamment faible pour que le cristal tende à retrouver une réponse purement élastique (cas de l'adaptation élastique). La rupture est donc exclue. Le glissement plastique cumulé dans le cristal reste en dessous de la valeur critique γ_c . La contrainte de cisaillement admissible est inférieure à τ_{a1} .

- La *courbe B* correspond à un cas où une porosité initiale a été introduite par une première mise en charge. La contrainte de cisaillement τ_{a1} appliquée reste identique à celle appliquée dans le cas de la courbe A. A cause de cette fraction volumique de porosité non nulle, le glissement plastique cumulé dépasse le seuil admissible et l'amorçage apparaît. On retrouve dans ce cas non plus le cas de l'adaptation élastique mais celui de l'accommodation plastique. Le matériau, en raison de la présence d'endommagement, voit sa capacité de résistance en fatigue chuter.

-Pour atteindre l'adaptation élastique avec cette fraction de porosité initiale, il est alors nécessaire d'imposer une nouvelle contrainte de cisaillement τ_{a2} inférieure à τ_{a1} (*Courbe C*).

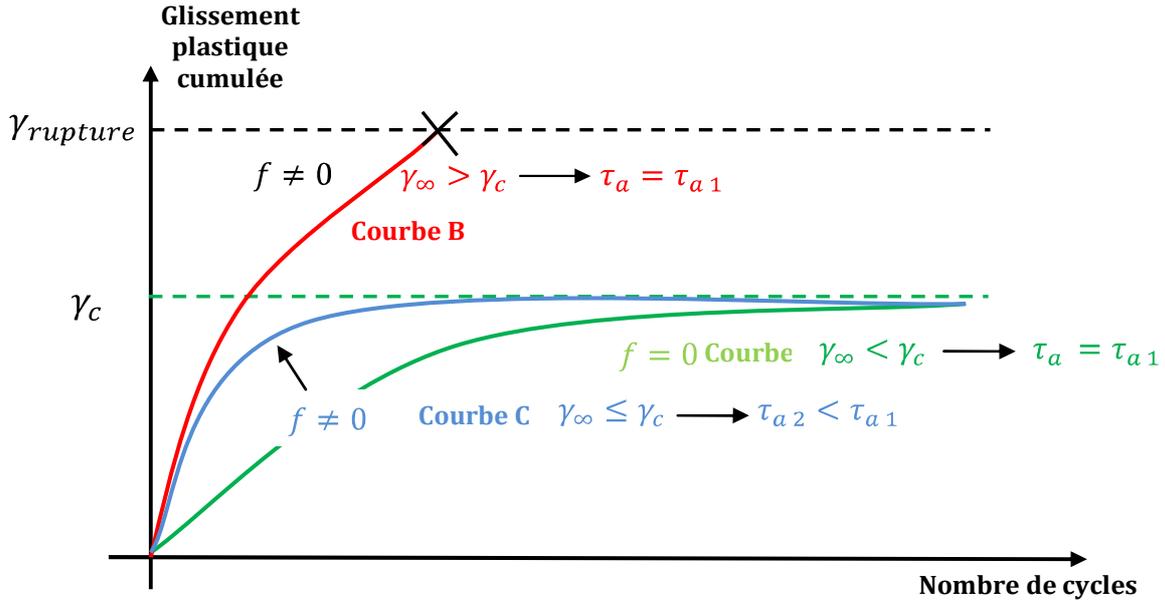


Figure 5.171. Comportement du cristal dans le cas de sollicitations cycliques avec et sans endommagement

La suite de l'exposé concerne la description de l'évaluation de l'état adapté en fonction de l'endommagement f présent au sein du matériau.

5.3.1 Choix de la fonction de charge et passage micro-macro

La fonction de charge choisie pour notre étude est celle définie par Monchiet, étendue à l'écroutissage mixte et déjà introduite précédemment (cf (5.123)). La principale différence réside dans la variable ξ^h qui, en raison de la non prise en compte du mécanisme d'annihilation de dislocations dans les bandes de glissement, prend l'expression suivante :

$$\xi^h = \frac{2}{\sqrt{3}} \left[\operatorname{dilog} \left(1 - \frac{f_g}{f} \right) - \operatorname{dilog}(1 - f) \right] \quad (5.143)$$

f représentant la porosité totale, (pouvant inclure les mécanismes de croissance, de nucléation et de coalescence proposé par [Chu et Needleman 1980]) et f_g est associée à la croissance des pores lors de la charge monotone au premier quart de cycle. Les amplitudes appliquées au niveau de la limite de fatigue pour des fortes valeurs moyennes sont suffisamment faibles pour supposer que la porosité reste constante lors du chargement cyclique, contrairement à l'approche de Monchiet où elle évoluait. De plus, les niveaux de contraintes maximaux restant inférieurs à la limite à rupture du matériau, la porosité f_g est très faible. D'une part, la présence de pores à l'état initial est très faible, d'autre part en dessous de la limite à rupture du matériau, il y a absence de striction et ainsi de localisation plastique [Maire et al 2008].

Pour atteindre les champs mécaniques locaux, on suppose à nouveau que les grains plastifiés à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue sont représentés par une inclusion élastoplastique noyée dans une matrice élastique (cette hypothèse est valable à la fin de la première mise en charge).

En considérant le cas particulier où le polycristal et ces constituants possèdent le même comportement élastique, les trois modèles d'homogénéisation Sachs, Lin-Taylor et Auto-cohérent conduisent à (Annexe H) :

$$\tau = \bar{\bar{\Sigma}} : \bar{\bar{\Delta}} - \mu^* \gamma \quad (5.144)$$

$$\sigma_h = \Sigma_h - 3k^* \varepsilon_h^p \quad (5.145)$$

Les coefficients, en fonction des schémas d'homogénéisation, sont donnés dans le tableau suivant.

	Sachs	Lin-Taylor	Auto-cohérent (Bui)
k^*	0	k	$k(1-\kappa_1)$
μ^*	0	μ	$\mu(1-\kappa_2)$

Table 30 Expressions des coefficients k^* et μ^* en fonction du schéma d'homogénéisation

avec $\kappa_1 = \frac{1}{3} \frac{1+\nu}{1-\nu}$ et $\kappa_2 = \frac{2}{15} \frac{4-5\nu}{1-\nu}$ pour le cas d'inclusions sphériques.

Par souci de simplicité, on utilisera ces géométries sphériques afin d'obtenir des relations analytiques. Compte tenu des relations de passage à l'échelle mésoscopique (5.144) et (5.145), le critère de plasticité du cristal s'écrit finalement :

$$F = \left(\frac{\bar{\Sigma} \cdot \bar{\Delta} - X_d^*}{\tau_d} \right)^2 + 2f \cosh \left\{ \frac{3}{2} \frac{\Sigma_h - X_h^*}{\tau_h} \right\} - 1 - f^2 \quad (5.146)$$

Dans cette fonction de charge, les paramètres d'écroutissage cinématique contiennent les paramètres du schéma d'homogénéisation, donnés dans la Table 30 :

$$X_d^* = ((1-f)c + \mu^*) \gamma_a \text{ et } X_h^* = \frac{2c}{\sqrt{3}} \xi^h + 3k^* \varepsilon_{h,a}^p \quad (5.147)$$

Les composantes de l'écroutissage isotrope ne sont pas affectées par le changement d'échelle et sont données par les relations suivantes :

$$\tau_d = \tau_0 + R_o \gamma_{cum} \text{ et } \tau_h = \tau_0 - \frac{R_o}{\ln(f_c)} \xi_{cum}^h \quad (5.148)$$

Il est néanmoins important de signaler qu'en conduisant des simulations à l'adaptation, le schéma d'homogénéisation n'a pas d'influence sur le comportement en fatigue à grand nombre de cycles.

Pour la recherche de l'état adapté, la connaissance des lois d'évolution associées à la surface de charge macroscopique est nécessaire. La loi de normalité s'écrit :

$$\dot{\gamma}_a = \dot{\lambda} \frac{\partial F}{\partial (\bar{\Sigma} \cdot \bar{\Delta})} = 2\dot{\lambda} \frac{\bar{\Sigma} \cdot \bar{\Delta}}{\tau_d^2} \quad (5.149)$$

$$\dot{\varepsilon}_{h,a}^p = \dot{d}_h = \dot{\lambda} \frac{\partial F}{\partial B_h} = \dot{\lambda} \frac{f}{\sqrt{3} \tau_h} \sinh \left\{ \frac{\sqrt{3} B_h}{2 \tau_h} \right\} \quad (5.150)$$

Le multiplicateur plastique est obtenu à l'aide de la première relation :

$$\dot{\lambda} = \dot{\gamma}_a \frac{\tau_d^2}{2 \bar{\Sigma} \cdot \bar{\Delta}} = \dot{\gamma}_{cum} \frac{\tau_d^2}{2 |\bar{\Sigma} \cdot \bar{\Delta}|} \quad (5.151)$$

La loi d'évolution de la déformation plastique ε_h^p est obtenue à l'aide de la relation (5.150), en utilisant l'expression du multiplicateur plastique (5.151) :

$$\dot{\varepsilon}_{h,a}^p = f \frac{1}{2\sqrt{3} \tau_h |\bar{\Sigma} \cdot \bar{\Delta}|} \sinh \left\{ \frac{\sqrt{3} B_h}{2 \tau_h} \right\} \dot{\gamma}_{cum} \quad (5.152)$$

Les lois d'évolution des paramètres d'écroutissage isotrope et cinématique sont données par :

$$\dot{\tau}_d = R_o \dot{\gamma}_{cum} \quad (5.153)$$

$$\dot{\tau}_h = R_o \left\{ -\frac{1}{\ln(f)} \dot{\xi}_{cum}^h + \frac{\dot{f}}{f \ln(f)^2} \xi_{cum}^h \right\} \quad (5.154)$$

$$\dot{X}_d = ((1-f)c + \mu^*) \dot{\gamma}_a - c \gamma_a \dot{f} \quad (5.155)$$

$$\dot{X}_h = \frac{2c}{\sqrt{3}} \dot{\xi}^h + 3k^* \dot{\varepsilon}_{h,a}^p \quad (5.156)$$

$$\dot{\xi}^h = -\frac{2}{\sqrt{3}} \dot{f} \quad (5.157)$$

$$\dot{f}_g = 3\dot{\varepsilon}_{h,m}^p \quad (5.158)$$

5.3.2 Expression du critère de fatigue

Afin d'illustrer la prise en compte des effets d'endommagement dus à la première mise en charge sur la tenue en fatigue à forte valeur moyenne, il est nécessaire de s'appuyer sur un critère de fatigue fondé sur le concept d'adaptation élastique. Il a été montré, dans la première partie de ce chapitre, que le critère d'Huyen rendait fidèlement compte d'un grand nombre de comportement sous chargement multiaxial. Ce critère est construit sur une formulation intégrale qui pourrait parfaitement être couplée au calcul de la déformation plastique accumulée asymptotique γ_{cum} fonction de la porosité f présentée précédemment. Pour des raisons de simplicité, on choisira d'intégrer l'effet de l'endommagement dans un critère plus facile à manipuler et à présenter. On peut par exemple choisir d'introduire un seuil γ_c appliqué au glissement plastique cumulé :

$$\gamma_{cum}^*(f) \leq \gamma_c \quad (5.159)$$

γ_{cum}^* représente la valeur maximale de γ_{cum} sur l'ensemble des systèmes de glissement possibles. Elle est fonction de f et donc d'un potentiel pré-endommagement introduit lors de la première mise en charge. Pour rendre compte des effets de contrainte normale, il est par exemple possible de faire dépendre le seuil de la contrainte normale maximale (sur la période de temps) $\Sigma_{n,max}^*$ agissant sur le système de glissement maximal :

$$\gamma_{cum}^*(f) \leq \gamma_c - \alpha' \Sigma_{n,max}^* \quad (5.160)$$

Dans un premier temps, il sera supposé dans cette étude, que la contrainte normale reste indépendante de la porosité f . De travaux futurs pourront incorporer notamment l'endommagement sur ce deuxième paramètre.

En faisant intervenir R_o et τ_0 , le critère s'écrit finalement :

$$\tau_0 + R_o \gamma_{cum}^*(f) \leq \tau_0 + R_o \gamma_c - R_o \alpha' \Sigma_{n,max}^* \quad (5.161)$$

En introduisant les coefficients β et α :

$$\beta = \tau_0 + R_o \gamma_c \quad (5.162)$$

$$\alpha = R_o \alpha' \quad (5.163)$$

Et en faisant apparaître l'amplitude de la cisssion maximale dans l'état adapté $\tau_a(f)$ fonction de l'endommagement f :

$$\tau_a(f) = \tau_0 + R_o \gamma_{cum}^*(f) \quad (5.164)$$

Le critère s'écrit simplement sous la forme :

$$\tau_a(f) + \alpha \Sigma_{n,max}^* \leq \beta \quad (5.165)$$

Les coefficients α et β sont facilement identifiables à partir par exemple des limites de fatigue en traction purement alternée s_{-1} et en torsion purement alternée t_{-1} . Dans ce cas, le niveau moyen est nul, et f l'est également. Finalement :

$$\alpha = \frac{t_{-1} - s_{-1}/2}{s_{-1}/2} \text{ et } \beta = t_{-1} \quad (5.166)$$

5.3.3 Application du critère

Les coefficients nécessaires à l'application du critère sont :

- τ_0 Limite d'élasticité du grain
- R_0 Paramètre d'écrouissage isotrope
- c Paramètre d'écrouissage cinématique
- k et μ Paramètres du schéma d'homogénéisation
- γ_c Déformation plastique cumulée critique
- α et β Paramètres du critère

Lors de la première mise en charge et à condition que le seuil d'écoulement plastique macroscopique ait été franchi, un certain niveau d'endommagement caractérisé par f peut apparaître. Ce dernier constitue une variable d'entrée du calcul au même titre que les caractéristiques du chargement appliqué. Si on reprend l'exemple d'un chargement sinusoïdal proportionnel défini par les évolutions temporelles des composantes du tenseur des contraintes :

$$\Sigma_{ij}(t) = \Sigma_{ij,m} + \Sigma_{ij,a} \sin \omega t \quad (5.167)$$

Les moyennes $\Sigma_{ij,m}$ et les amplitudes $\Sigma_{ij,a}$ définissent complètement le chargement.

$\Sigma_{ij,m}$, $\Sigma_{ij,a}$ et f étant imposés, il est d'abord nécessaire d'atteindre l'état adapté. On recherche plus particulièrement la valeur asymptotique $\gamma_{cum}^*(f)$. L'algorithme de recherche de cet état adapté est présenté à la Figure 5.172. Pratiquement la résolution numérique est conduite à l'aide du logiciel Mathematica. Le chargement cyclique est discrétisé en M instants (M entier), t représentant un instant particulier du trajet de chargement :

$$\Sigma_{ij,t} = \Sigma_{ij,a} \sin\left(\frac{2t\pi}{M}\right) + \Sigma_{ij,m} \quad (5.168)$$

En tout point du chargement, il est possible de calculer la fonction de charge et de vérifier la condition suivante :

$$F \leq 0 \quad (5.169)$$

Si cette condition n'est pas vérifiée, il s'agit alors d'effectuer une correction et de rechercher l'incrément de glissement plastique cumulé permettant d'assurer la nullité de la fonction de charge. Les équations différentielles du modèle sont résolues par la méthode d'intégration de Newton-Raphson. Cette correction s'effectue à l'aide d'un opérateur tangent \bar{T}^t déterminé à partir de la condition de cohérence $\dot{F} = 0$. Le calcul de cet opérateur est décrit en annexe G.

L'intégration numérique se présente finalement sous la forme suivante :

$$\begin{cases} \Delta\gamma = \bar{T}^t : \Delta\bar{\Sigma} \\ \gamma^t = \gamma^{t-1} + \Delta\gamma \end{cases} \quad (5.170)$$

Le glissement plastique cumulé est directement déduit des relations précédentes :

$$\gamma_{cum}^t = \gamma_{cum}^{t-1} + |\Delta\gamma| \quad (5.171)$$

L'écart sur le glissement plastique cumulé entre l'instant t et $t-1$ est calculé. Dès lors que celui-ci est inférieur à ϵ , l'état d'adaptation est atteint. Une dernière condition est vérifiée, permettant de comparer le glissement plastique cumulée obtenue avec le glissement critique.

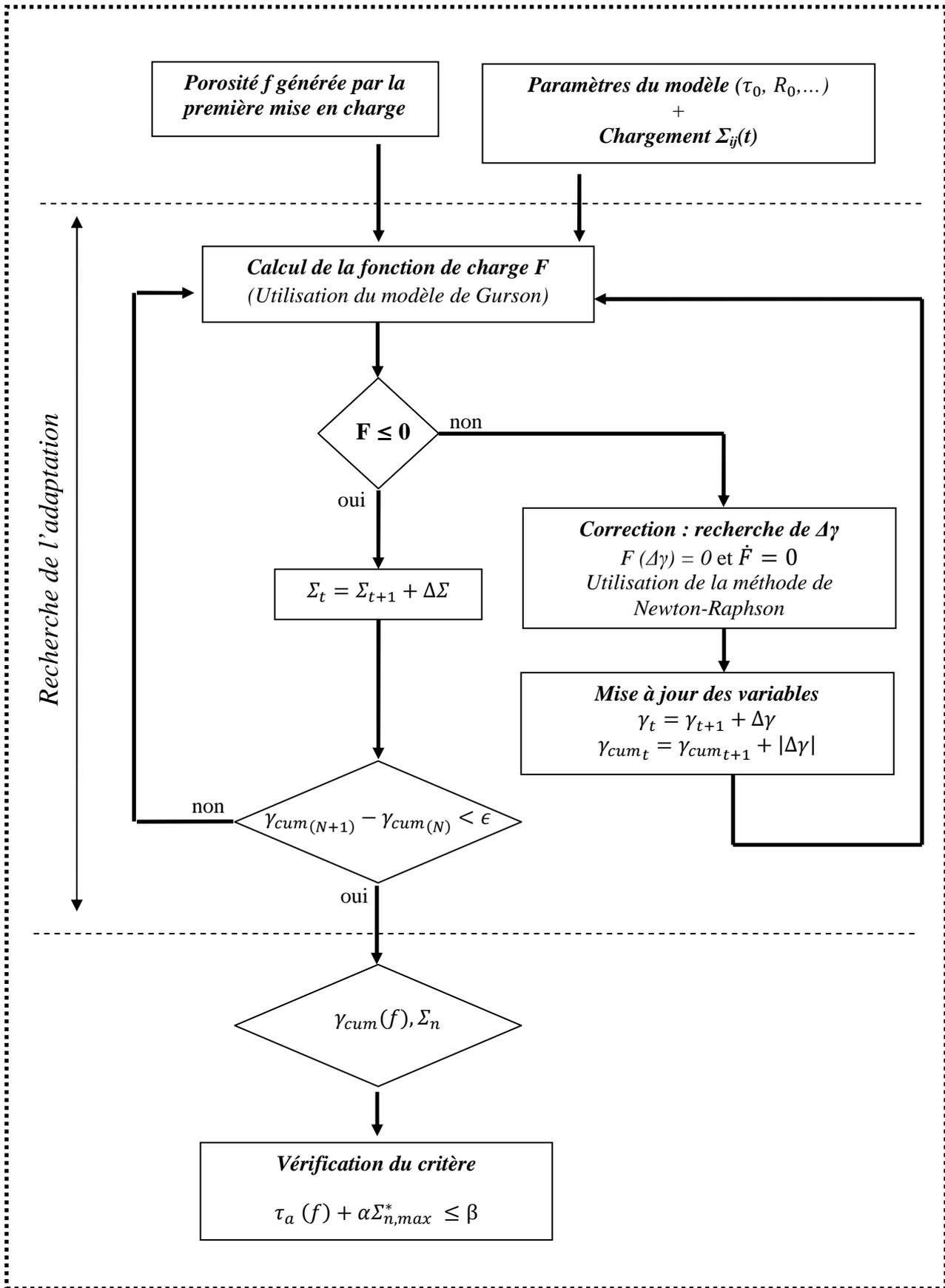


Figure 5.172. Algorithme de recherche de l'adaptation élastique

5.3.4 Etude paramétrique des conditions d'adaptation élastique

Avant de passer à l'application du critère de fatigue sous sa forme complète, on se propose de conduire une étude paramétrique permettant de mesurer les effets des différents paramètres du modèle sur les conditions d'adaptation élastique. On se place dans le cas d'un acier (proche du comportement d'une nuance 34Cr4) avec les caractéristiques mécaniques regroupées dans la Table 31 :

s_1	t_1	α	β	Re	Rm
400 MPa	240 MPa	0.2	240	700 MPa	900 MPa

Table 31 Propriétés matériau et paramètres du critère

Les paramètres, α et β , sont calculés à partir des limites de fatigue du matériau en traction uniaxiale et torsion sous rapport de charge $R=-1$. Pour les autres coefficients relatifs à l'échelle mésoscopique, on utilise les valeurs (Table 32) issues d'études préalables [Flacelière 2004, Monchiet 2006]:

τ_o	R_o	c	γ_c	k	μ
60 MPa	20 MPa	2 000	9	200 GPa	75 GPa

Table 32 Paramètres matériau du modèle

Le mode de chargement imposé pour cette étude paramétrique sera la traction uniaxiale avec :

- Une amplitude des contraintes Σ_{amp} égale à 320 MPa.
- Une contrainte moyenne Σ_{moy} égale à 480 MPa.

La Figure 5.173. montre en particulier l'évolution de γ^p au cours du cyclage. Il apparaît clairement que le glissement plastique tend progressivement vers 0. La fraction volumique de porosité imposée initialement vaut 0.1.

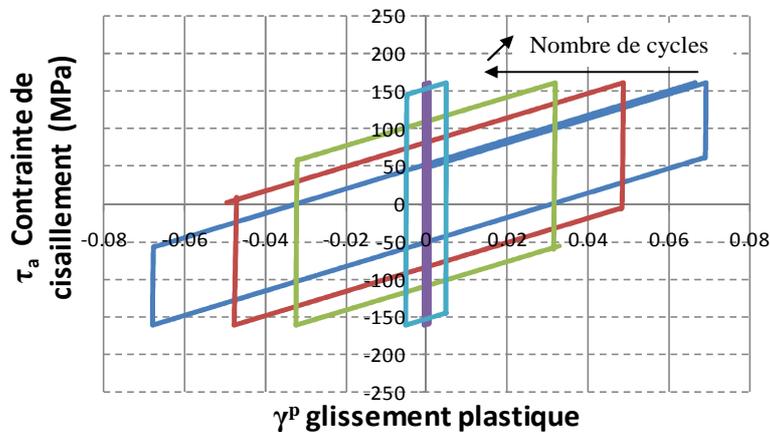


Figure 5.173. Courbe de τ_a en fonction du glissement plastique γ^p

De la même façon, l'évolution du glissement plastique, en fonction du nombre de cycles (Figure 5.174.), présente un comportement asymptotique vers 0.

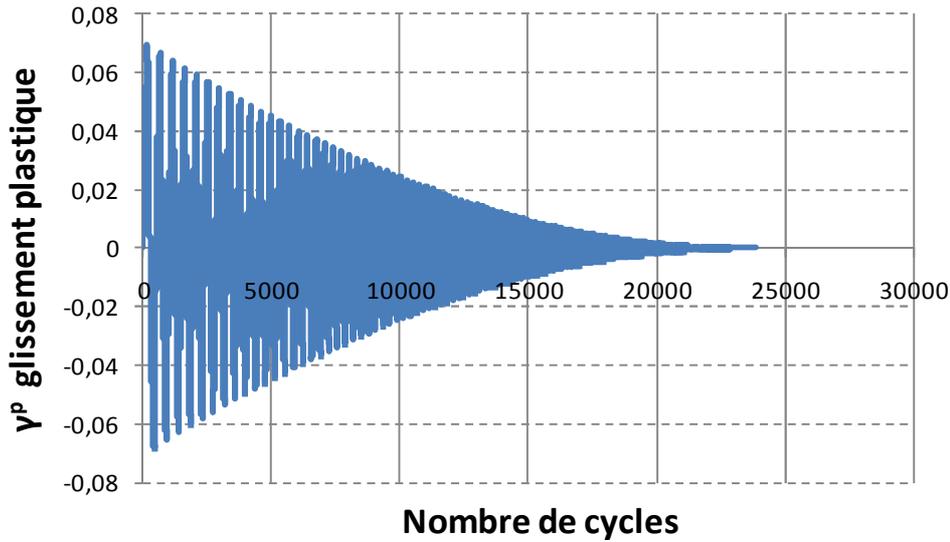


Figure 5.174. Courbe du glissement plastique γ^p en fonction du nombre de cycles à l'état adapté

Afin d'illustrer l'effet néfaste d'un endommagement initial sur les conditions de tenue en fatigue, il est intéressant, pour le même type de chargement, de montrer l'impact de différentes fractions de porosité sur l'intensité du glissement plastique cumulé. La Figure 5.175 montre clairement que la valeur de la déformation plastique accumulée à l'état adapté croît avec la valeur de porosité initiale. On comprend donc aisément que cette dernière diminuera les capacités de résistance en fatigue.

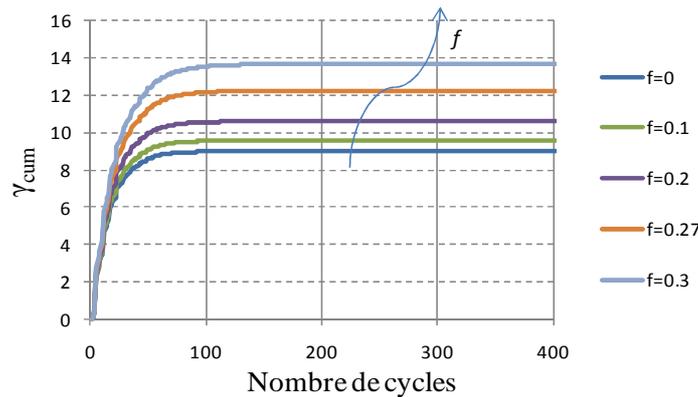


Figure 5.175. Evolution du glissement plastique γ^p en fonction de la porosité

Toujours pour ce même chargement de traction uniaxiale, il est maintenant question de faire varier différents paramètres du modèle de plasticité et du critère et d'observer les conséquences sur une courbe représentant l'amplitude de la cission admissible en fonction de la fraction de porosité introduite initialement.

Les simulations réalisées par [Monchiet 2006] montrent qu'à l'état adapté les prédictions du modèle proposé sont indépendantes du modèle d'homogénéisation. Les résultats obtenus sont similaires dans cette étude. Nous ne nous intéresserons donc pas à l'effet des paramètres μ et k .

L'ensemble des résultats de cette étude paramétrique seront tracés dans un diagramme normalisé $(\tau_a(f) + \alpha \Sigma_{n,max}^* / \beta)$.

La Figure 5.176. montre, qu'à l'état adapté, l'effet de l'érouissage cinématique est quasi nul. L'amplitude du glissement plastique γ_{amp} tend vers 0 à l'état adapté. De plus la variable ξ^h présente des valeurs faibles (expression (5.143)) qui fait que son association avec le paramètre c ne modifie que très légèrement les conditions d'accumulation de la déformation plastique.

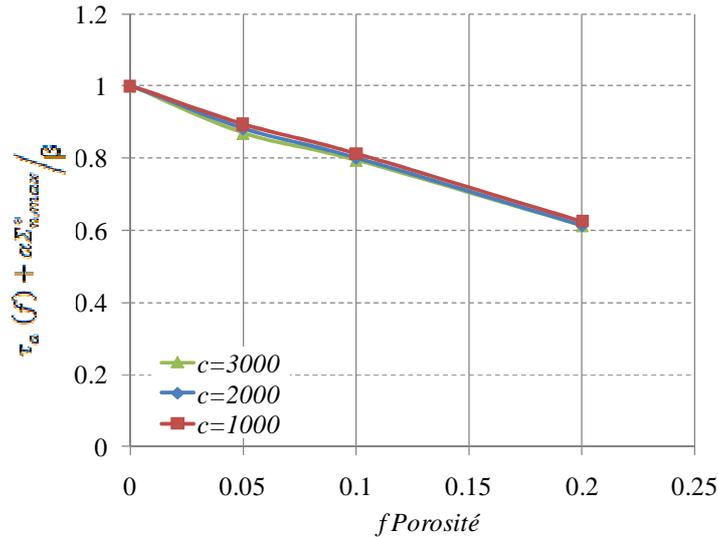


Figure 5.176. Effet du paramètre de l'écrouissage cinématique c sur les prédiction du modèle

Si on fait varier γ_c en fixant tous les autres coefficients, on constate que la chute de la contrainte de cisailage admissible apparaît quand γ_c augmente (Figure 5.177).

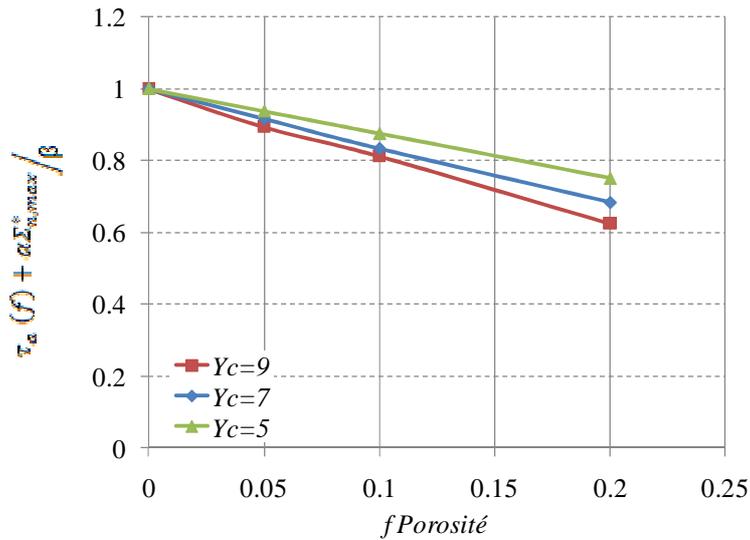


Figure 5.177. Effet du glissement plastique cumulée critique γ_c sur les prédiction du modèle

Pour ce qui est des paramètres d'écrouissage isotrope τ_o et R_o , on constate les effets présentés sur la Figure 5.178. Plus le seuil de plasticité τ_o , ou le paramètre d'écrouissage isotrope R_o , est faible et plus la contrainte admissible τ_a est basse. Ces deux paramètres représentent les propriétés du cristal lié à l'écrouissage isotrope. L'augmentation de l'intensité de ces paramètres s'accompagne d'une meilleure résistance à l'endommagement du matériau.

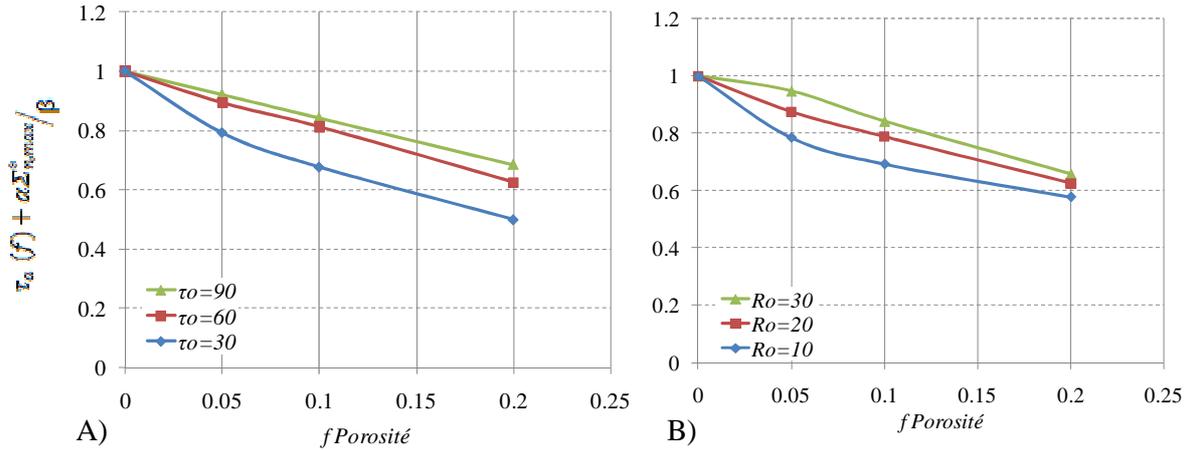


Figure 5.178. a) Effet du seuil de plasticité τ_0 sur les prédictions du modèle b) Effet du paramètre de l'écroutissage isotrope R_o sur les prédictions du modèle

A la suite de cette étude paramétrique, il apparaît que :

- les paramètres liés au schéma d'homogénéisation du matériau, k et μ , ainsi que le paramètre d'écroutissage cinématique c , reste sans influence sur les prédictions du modèle à l'état adapté. Ils possèdent néanmoins un rôle sur la vitesse d'atteinte de l'état adapté du matériau.
- le paramètre de glissement plastique cumulé critique, γ_c , ainsi que les coefficients τ_0 et R_o , affectent la contrainte de cisaillement admissible du matériau.

5.3.5 Application du critère au comportement d'un acier

Afin d'illustrer l'utilisation du critère, le cas du matériau présenté dans la section 5.3.4 est réutilisé. Les coefficients du modèle utilisés sont ceux de la Table 31 et de la Table 32.

Pour appliquer le critère il est nécessaire de savoir si le premier quart de cycle a introduit de l'endommagement. Il est logique de penser que ce dernier ne peut apparaître que lorsque la limite d'écoulement plastique macroscopique est franchie. Pour les rapports de charge n'entraînant pas de plasticité macroscopique, le critère proposé s'écrit alors simplement :

$$\tau_a + \alpha \Sigma_{n,max}^* \leq \beta \quad (5.172)$$

Il est indépendant d'un quelconque pré-endommagement mais fait néanmoins apparaître un effet de moyenne via $\Sigma_{n,max}^*$.

Pour des rapports de charge plus élevés, un certain niveau de déformation plastique macroscopique E_p peut être atteint et avoir provoqué la germination de microcavités caractérisées par la fraction volumique f .

Le critère s'écrit alors :

$$\tau_a(f) + \alpha \Sigma_{n,max}^* \leq \beta \quad (5.173)$$

Il est difficile d'obtenir expérimentalement, comme l'ont réalisé [Maire et al 2008], l'évolution de f avec le niveau de déformation plastique macroscopique, d'autant plus que nous nous situons à des intensités de contrainte au plus égales à R_m . On se propose donc d'atteindre cette évolution de manière inverse à partir d'un diagramme de Haigh en utilisant le critère proposé.

Une fois cette évolution $f = H(E_p)$ identifiée de manière inverse grâce à des limites de fatigue du matériau placées dans un diagramme de Haigh, il est possible d'appliquer le critère proposé pour des chargements multiaxiaux quelconques et des niveaux moyens très élevés.

La démarche d'application du critère, quel que soit matériau et le mode de chargement, est représentée sur la Figure 5.179.

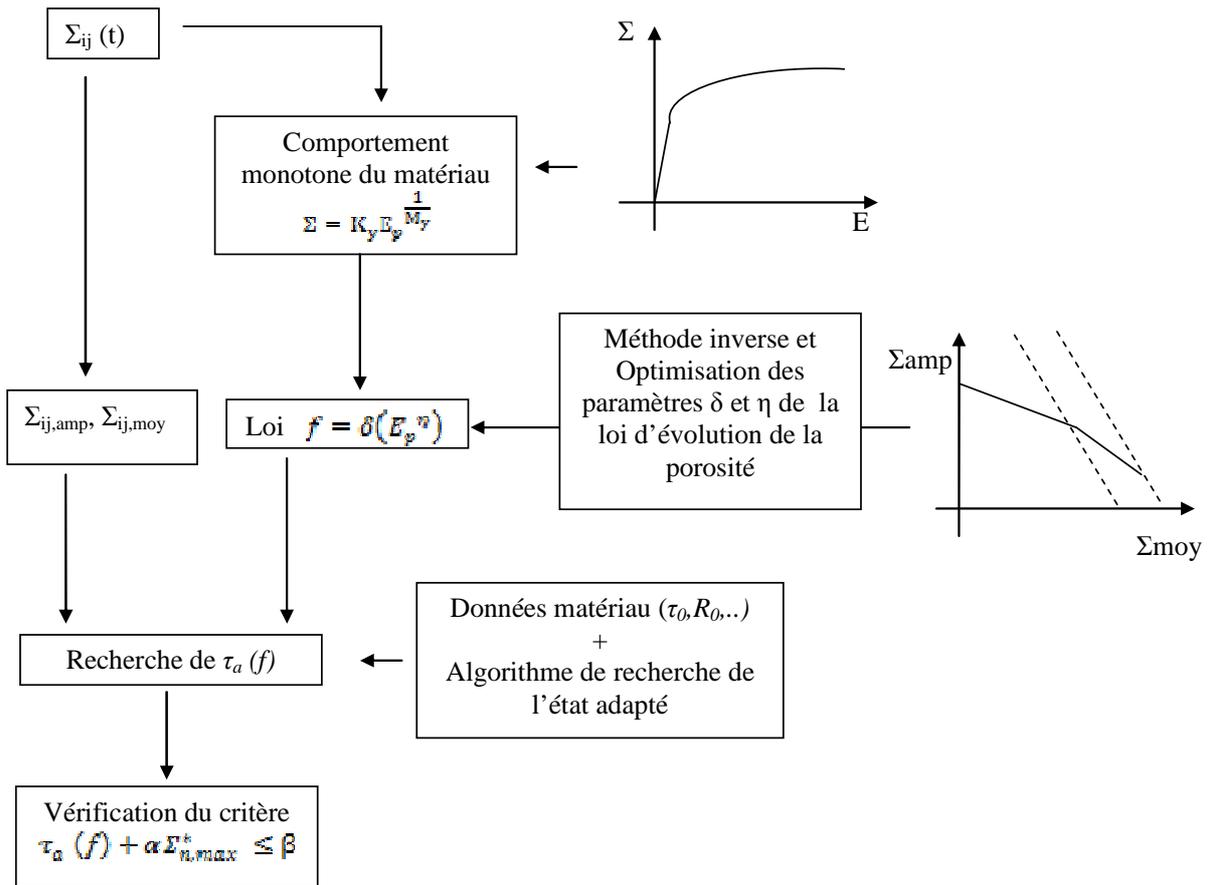


Figure 5.179. Organigramme du critère de prise en compte d'un pré-endommagement

L'application du critère nécessite donc la connaissance du comportement élastoplastique macroscopique monotone. Dans le cas du matériau présenté dans la Table 31, ce comportement est modélisé par une loi de Ludwig (Figure 5.180) :

$$\Sigma = K_y E_p^{\frac{1}{M_y}} \quad (5.174)$$

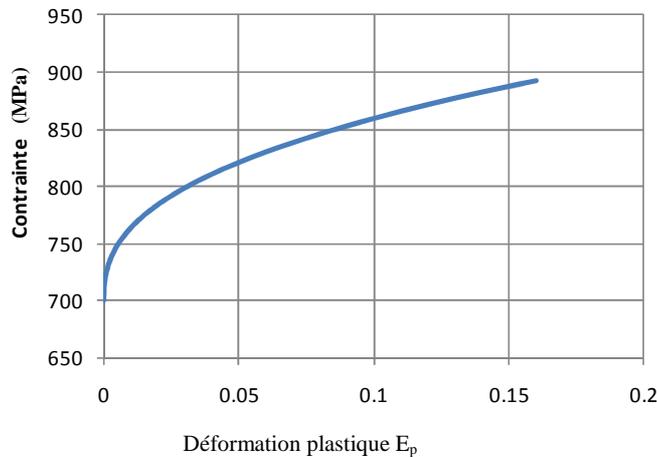


Figure 5.180. Comportement monotone du matériau défini dans la table 36

où Σ et E_p sont la contrainte et la déformation plastique macroscopiques équivalentes au sens de von Mises. Les valeurs des paramètres K_y et M_y obtenus sont égales respectivement à 400 MPa et 2.5.

Grâce à cette loi, il est possible de connaître la valeur de E_p induite par le niveau de contrainte atteint à la fin du premier quart de cycle.

Pour en déduire le niveau de porosité f correspondant, une loi puissance est introduite :

$$f = \delta(E_p^\eta) \tag{5.175}$$

Comme signalé dans l'organigramme du modèle, les paramètres δ et η peuvent être identifiés par méthode inverse à l'aide d'un diagramme de Haigh. La Figure 5.181 montre trois exemples d'évolutions possibles de f en fonction de la déformation plastique macroscopique équivalente E_p introduite lors de la première mise en charge. La porosité critique f_c a été fixée à 0.4. La déformation plastique macroscopique équivalente à la rupture E_{pc} est de 0.16.

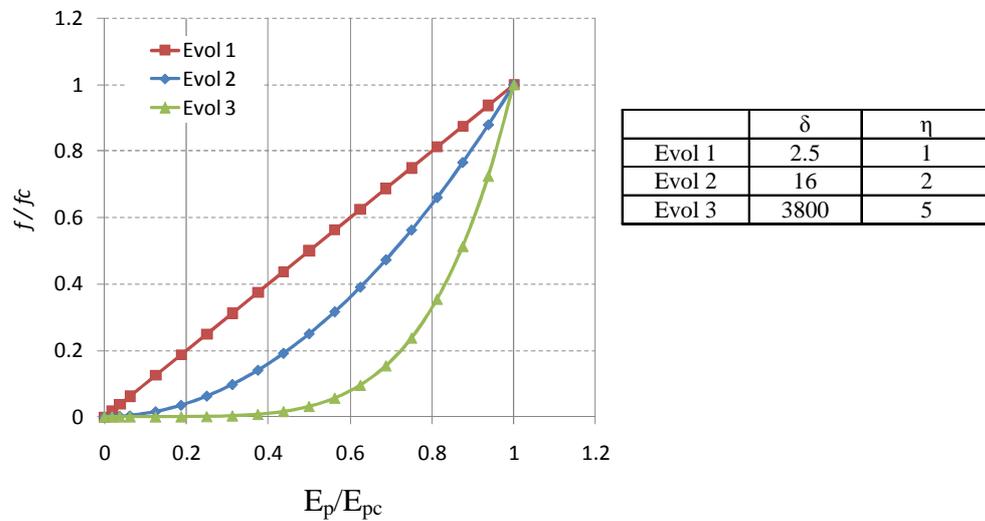


Figure 5.181. Evolution de la porosité

Une fois cette évolution connue, l'application du critère passe par la recherche de l'état adapté et le calcul de la contrainte de cisaillement admissible du matériau. La Figure 5.182 présente les trois prédictions relatives aux trois évolutions de $f = \delta(E_p^\eta)$ dans un diagramme de Haigh pour un chargement de traction uniaxiale.

Dans la première partie du diagramme, on retrouve une droite linéaire. Dans cette zone où le matériau garde un comportement élastique, il n'y a pas d'effet de l'endommagement. En revanche, il apparaît au-delà de la limite d'élasticité du matériau une baisse plus importante de l'amplitude des contraintes. Cette chute de l'amplitude des contraintes dépend du type de loi d'évolution de la porosité. L'évolution linéaire présente la chute de l'amplitude des contraintes la plus forte (droite rouge). L'évolution de la porosité sous la forme d'une loi puissance présente une chute de l'amplitude des contraintes qui apparaît beaucoup plus tard (droite verte). La porosité est quasi nulle jusqu'au rapport E_p / E_{pc} de 0.5 (Figure 5.181).

Il apparaît ainsi que l'amplitude de contrainte admissible est liée d'une part au type d'évolution du dommage mais aussi à son intensité.

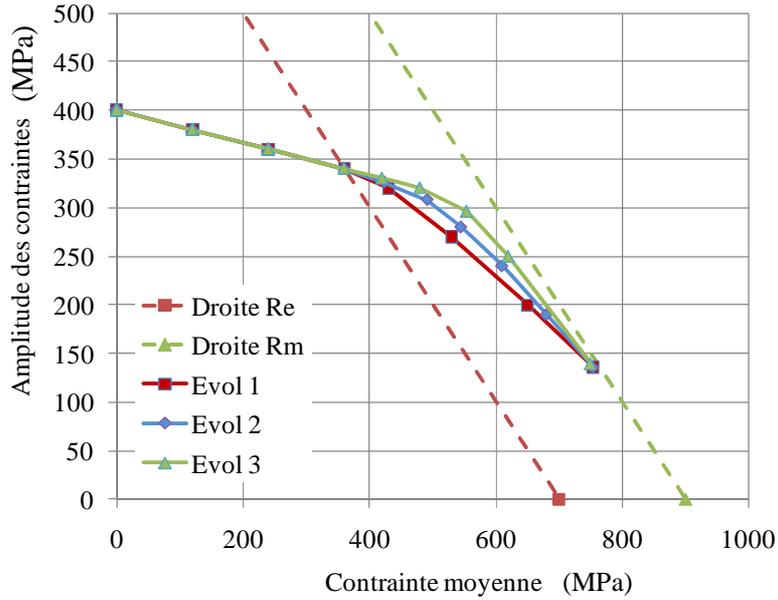


Figure 5.182. Prédiction du modèle dans un diagramme de Haigh pour différentes évolutions de la porosité et dans le cas d'un chargement de traction uniaxiale

Pour ce même matériau, il peut être intéressant de tracer les prédictions de la limite de fatigue dans le cas de chargement de traction équi-biaxiale $\Sigma_{xx} = \Sigma_{yy}$. Dans ce cas de chargement, la contrainte ou déformation équivalente est directement égale à la contrainte ou déformation suivant les deux axes, soit :

$$\Sigma = \Sigma_{xx} = \Sigma_{yy} \text{ et } E_p = E_{p,xx} = E_{p,yy} \quad (5.176)$$

Les prédictions du critère vont être une nouvelle fois représentées dans un diagramme de Haigh adapté au cas de la traction équi-biaxiale (Figure 5.183).

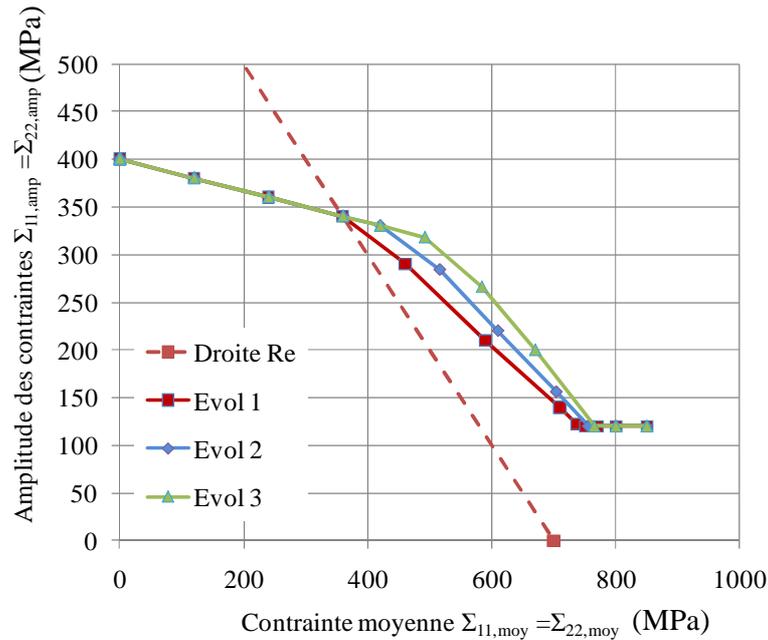


Figure 5.183. Prédiction du modèle dans un diagramme de Haigh pour différentes évolutions de la porosité et dans le cas d'un chargement de traction équi-biaxiale

On retrouve des tendances similaires au cas du chargement de traction uniaxiale. Une chute linéaire de l'amplitude des contraintes admissible dans la première zone du diagramme où le matériau garde un comportement élastique puis une baisse plus importante due à l'introduction du dommage créé par la première mise en charge. En revanche, la présence de la contrainte hydrostatique dans la fonction de charge (expression (5.146)) conduit à une chute plus rapide de l'amplitude des contraintes admissibles que celle observée pour la traction uniaxiale. On observe également un palier qui correspond à la limite d'élasticité initiale du cristal τ_0 . La présence de ce palier, observé sur certains matériaux, a été évoquée au chapitre II (2.6.2).

5.4 Conclusion

L'approche proposée dans la dernière partie de ce chapitre permet de prendre en compte l'endommagement créé par la charge monotone au premier quart de cycle. Dans les modélisations présentées au premier chapitre, cet endommagement n'a jamais été intégré.

Monchiet a fait apparaître l'endommagement dans une modélisation en FGNC et l'a utilisé dans le cadre d'un couplage Plasticité-endommagement mais il n'a jamais appliqué son modèle au cas des fortes valeurs moyennes.

Après avoir établi certaines limitations du modèle de Monchiet, un critère utilisant certains des outils déjà introduits par cet auteur a été proposé pour rendre compte de comportements observés pour les très fortes valeurs moyennes.

Le critère a été appliqué à un acier soumis à différents modes de sollicitation (traction uniaxiale, traction équibiaxiale) et les tendances observées sont cohérentes avec les mécanismes identifiés pour ces types de chargement.

Conclusions et perspectives

Les travaux présentés dans ce mémoire sont consacrés à la tenue en fatigue des matériaux métalliques sous fortes contraintes hydrostatiques. Deux volets principaux sont abordés :

- Le premier concerne celui des effets de la contrainte moyenne et tout particulièrement le cas des fortes contraintes maximales proches de la limite à rupture du matériau.
- Le deuxième volet concerne l'effet de la biaxialité.

Parmi les modèles de fatigue multiaxiale existants, des comportements très différents ont pu être mis en évidence au chapitre I. Pour le cas des chargements proportionnels de traction-torsion (ou flexion-torsion), très peu de différences apparaissent entre les approches. Par contre, les effets de moyenne en traction uniaxiale et biaxiale ainsi que les effets de biaxialité en traction biaxiale conduisent à des variations importantes dans les valeurs de limite de fatigue prédites.

Une campagne d'essais importante présentée aux chapitres II et III a été conduite afin de caractériser les effets de moyenne et de biaxialité (en traction biaxiale) sur deux alliages d'aluminium, un alliage de fonderie AlSi7Cu05Mg03 et un alliage d'aluminium corroyé 2024-O.

La réponse de ces deux nuances aux effets de moyenne est très différente pour un chargement de traction uniaxiale.

L'alliage d'aluminium de fonderie présente une sensibilité importante aux effets de moyenne. Ce comportement en fatigue à caractère fragile est expliqué grâce à des observations des mécanismes d'amorçage qui mettent clairement en évidence le rôle fondamental joué par les différentes hétérogénéités microstructurales présentes dans le matériau (particules de silicium, pores, intermétalliques...).

L'alliage corroyé 2024-O présente une sensibilité bien plus faible à la moyenne. On observe même, à partir d'une contrainte moyenne, que la limite de fatigue exprimée en termes de contrainte maximale coïncide avec la résistance à la rupture R_m .

A partir de la campagne expérimentale conduite et en s'appuyant sur des résultats de la littérature, il a été possible de mettre clairement en évidence plusieurs effets propres au comportement en fatigue sous forte valeur moyenne :

- l'effet néfaste de la moyenne par cycle (et ceci indépendamment d'un possible endommagement généré lors de la première mise en charge) qui se caractérise par une diminution de l'amplitude de la contrainte admissible même pour des niveaux moyens peu élevés.
- l'effet néfaste de l'endommagement généré lors du premier quart de cycle (quand le niveau moyen atteint est suffisamment important) sur les conditions d'amorçage des fissures de fatigue sous chargement cyclique,
- l'effet bénéfique de l'érouissage qui peut aller jusqu'à conduire, pour des niveaux moyens élevés, à une augmentation de la limite de fatigue.

Pour caractériser expérimentalement les effets de biaxialité (en traction biaxiale), une nouvelle géométrie d'éprouvette ainsi qu'un dispositif expérimental original ont été conçus. Ils ont permis l'application d'un état de contrainte de traction biaxiale au centre d'une éprouvette en forme de disque. Les mécanismes d'endommagement en fatigue sur les deux matériaux d'étude se sont avérés semblables à ceux observés sous sollicitation uniaxiale (flexion plane ou traction). Il est apparu de manière claire que la biaxialité n'introduisait pas un effet néfaste par rapport au cas de la sollicitation uniaxiale.

Les critères et modèles présentés dans le premier chapitre ont été testés dans le cas spécifique des chargements de traction biaxiale et ceci en utilisant des données issues de la littérature ainsi que celles obtenues à partir de la campagne expérimentale. Les critères faisant intervenir la contrainte hydrostatique (pour rendre compte des effets de contrainte normale) conduisent à des prédictions parfois très conservatives. Seuls les modèles faisant appel à la contrainte normale par plan permettent d'approcher les résultats expérimentaux. Le critère d'Huyen s'est avéré être le plus efficace pour ce type de chargement.

Pour le cas particulier de l'alliage d'aluminium de fonderie, un comportement à caractère fragile a été mis en évidence avec des limites de fatigue en flexion plane et en torsion très proches. Pour rendre compte de ce comportement particulier, une approche probabiliste a été proposée au chapitre IV sur la base des travaux de [Pessard 2009] avec un travail spécifique sur la prise en compte des effets de moyenne. Ce modèle représente la compétition de deux mécanismes bien distincts (amorçage dû à la mésoplasticité et micropropagation à partir des défauts) et observés dans cet alliage de fonderie. Il permet la prise en compte effective de l'effet des différentes hétérogénéités microstructurales présentes dans cet alliage et reproduit les différentes tendances expérimentales pour des chargements multiaxiaux très variés.

Le chapitre V est consacré à une première tentative de prise en compte des effets d'endommagement générés par la première mise en charge lors d'un essai à très forte valeur moyenne. Des observations ont clairement montré, pour différents alliages métalliques, l'effet d'un pré-endommagement sur les mécanismes d'amorçage en fatigue. Une modélisation inspirée des travaux de [Monchiet 2006], et rendant compte d'un couplage plasticité-endommagement à l'échelle mésoscopique, a été mise en place. Elle permet de rendre compte de la baisse progressive de l'amplitude des contraintes admissibles pour les fortes valeurs moyennes et tient compte du mode de chargement, notamment de la traction biaxiale.

Parmi les perspectives possibles à ces travaux, on peut citer :

- L'étude de l'effet de la moyenne sur de nombreux matériaux a montré l'existence, au voisinage de la limite d'élasticité du matériau, d'un effet bénéfique dû la contrainte moyenne. Pour expliquer qualitativement ce comportement singulier, nous avons fait appel à un raisonnement à l'échelle mésoscopique en invoquant une augmentation progressive de la limite d'élasticité des grains de moindre résistance. Il est envisagé, pour rendre compte de ce comportement, de faire appel à un modèle d'homogénéisation (e.g. modèle autocohérent) qui permette, à partir de la description des différentes phases de l'alliage considéré, de simuler le comportement macroscopique lors de la première mise en charge (lors du premier quart de cycle) et suivre l'évolution des niveaux d'écroutissage de chacune des phases. Ces informations pourront être utilisées pour analyser le comportement à fortes valeurs moyennes de certains alliages présentant une augmentation de la limite de fatigue.

- Le modèle probabiliste utilisé pour rendre compte du comportement de l'alliage de fonderie intègre l'effet de la dispersion associé aux porosités par le biais du paramètre de Weibull m . Ce paramètre est supposé fixe dans la modélisation proposée. Or les essais ont montré une diminution de la dispersion en fatigue avec l'augmentation de la contrainte moyenne. Cette variation du paramètre de Weibull m pourrait être intégrée dans la modélisation et reliée aux niveaux moyens appliqués.

- Le modèle proposé au chapitre 5 et traitant des effets d'endommagement à forte valeur moyenne n'a pas pu encore être validé faute de données expérimentales. Il est prévu de conduire une campagne expérimentale spécifique en traction uniaxiale et traction équilibriaxiale avec des niveaux moyens très élevés afin de confirmer les prédictions du modèle proposé.

Bibliographie

- Agha Yaacoub H. (1996)** Tolérance aux défauts initiaux : Application à une fonte GS en fatigue. Thèse de doctorat LMT ENS de Cachan.
- Ammar H.R., Samuel A.M., Samuel F.H. (2008)** Porosity and the fatigue behavior of hypoeutectic and hypereutectic aluminum-silicon casting alloys Int. Journal of fatigue 30, 1024-1035
- Atzori B., Meneghetti G., Susmel L. (2004)** Fatigue behaviour of AA356-T6 cast aluminium alloy weakened by cracks and notches Eng. Frac. Mech. 71, 759-768.
- Babout L. (2005)** Etude par tomographie X et modélisation de l'endommagement de matériaux métalliques. Thèse de doctorat. INSA Lyon.
- Baier F.J. (1970)** Zeit und dauerfestigkeit bei uberlagerter statischer und schwingender zugdruck und torsionsbeanspruchung. Diss. Uni. Stuttgart.
- Banvillet A. (2001)** Préviation de la durée de vie en fatigue multiaxiale sous spectre de chargement réel : vers des essais accélérés. Thèse de doctorat. ENSAM CER Bordeaux.
- Barlas B. (2004)** Etude du comportement et de l'endommagement en fatigue d'alliages d'aluminium de fonderie Thèse de doctorat. Mines ParisTech.
- Bellett D., Morel F. (2007)** The effect of high hydrostatic stress in multiaxial high cycle fatigue. 8th International conference on multiaxial fatigue and fracture.
- Bellett D., Morel F., Morel A., Lebrun J.L., (2009)**, A biaxial fatigue specimen for uniaxial loading, Blackwell Publishing, STRAIN, accepted 5 June 2009.
- Bellett D., Morel F., Nguyen M., (2005)** Influence des fortes contraintes hydrostatiques sur la résistance en fatigue d'un alliage d'aluminium AS7G03U, Rapport technique final, centre Angers.
- Bellows R.S., Muju S. and Nicholas T., (1999)**, Validation of the step test method for generating Haigh diagrams for Ti-6Al-4V, Int. J. Fatigue 21, 687-697.
- Benabes J. (2006)** 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. Thèse de doctorat. ENSAM centre de Bordeaux.
- Bennebach M. (1993)** Fatigue multiaxiale d'une fonte GS, influence de l'entaille et d'un traitement thermique. Phd Thesis Ensam CER Bordeaux.
- Benseddiq N., Imad A. (2008)** A ductile fracture analysis using a local damage model Int. J. of Pressure Vessels and Piping 85, 219-227.
- Billaudeau T., Nadot Y., Bezine G. (2004)** Multiaxial fatigue limit for detective materials : mechanisms and experiments Acta Materialia 52, 3911-3920.
- Buffiere J.Y., Savelli S., Jouneau P.H., Maire E., Fougères R. (2001)** Experimental study of porosity and its relation to fatigue mechanisms of model Al-Si7-Mg0.3 cast AL alloy. Mater. Sci. Eng. A, Vol. 316, pp115-126.
- Caton M.J., Jones J.W., Allison J.E., (1998)** The influence of heat treatment and solidification time on the behavior of small fatigue cracks in a cast aluminum alloy . Mat Sci. Eng. A314, 81-85.
- Caton M.J., Jones J.W., Boileau J.M., Allison J.E. (1998)** The effect of solidification rate on the growth of small fatigue cracks in a cast 319-type Aluminum Alloy, Met. And Mat. Tran., volume 30A, December, 1999-3055.
- Charbonnier J. (1991)** Gaz dans les alliages d'aluminium de fonderie, Techniques de l'Ingénieur, traité matériaux métalliques M 218 – 1.
- Charkaluk E., Constantinescu A., Maitournam H., Dang Van K. (2009)** Revisiting the Dang Van criterion. Procedia engineering 1. 143-146.
- Charkaluk E., Constantinescu A. (2009)** Dissipative aspects in high cycle fatigue Mechanics of Materials 41. 483-494.
- Charkaluk E., Monchiet V., Constantinescu A. (2007)** Approche dissipative en fatigue : influence de la contrainte moyenne en fatigue polycyclique. Aussois 2007.
- Chu C-C. et Needleman A. (1980)** Void nucleation effects in biaxially stretched sheets J. Engng. Materials and Technology, Trans. ASME 102, 249.
- Comte F., Maclan N., Morin N., Maitournam H., Moumni Z. (2005)**, Prise en compte des contrainte résiduelles de traitement thermique dans la prédiction de la tenue en service des

- culasses en aluminium, Proceedings of 17eme Congrès Français de Mécanique, Troyes, France Vol. 6 No 3, pp.343-348
- Couper MJ, Neeson AE, Griffiths JR. (1990)** Casting defects and the fatigue behavior of an aluminum casting alloy. *Fatigue Fract Engng Mater Struct*;13(3):213-27.
- Crepeau P.N., Antolovitch S.D., Worden J.A., (1992)** in: H.A. Ernst, A. Saxena, D.L. McDowell (Eds.), Proceedings of the 22nd Symposium on Fracture Mechanics, American Society for Testing and Materials, Philadelphia PA, p. 707.
- Crossland B. (1956)** Effect of large hydrostatic pressures on the torsional fatigue strength of an alloy steel. Int. Conference on Fatigue of Metals. Institution of mechanical engineers, London : pp.138-149.
- Dang Van K. (1973)** Sur la résistance à la fatigue des Métaux, Sciences et techniques de l'armement.
- Dang Van K. (1999)** Introduction to fatigue analysis in mechanical design by the multiscale approach. High cycle metal fatigue CISM courses and lectures SpringerWienNewYork.
- Davoli P., Bernasconi A., Filippini M., Foletti S. and Papadopoulos I.V., (2003),** Independence of the torsional fatigue limit upon a mean shear stress, *Int. J. Fat.* 25, pp. 471-480
- De Leiris H. (1969)** Triaxialité des contraintes et critère de non-fragilité. *Bull l'Assoc. Tech. Marit. Aéro.* :481-91.
- Dubar L. (1992)** Fatigue multiaxiale des aciers. Passage de l'endurance à l'endurance illimitée. Prise en compte des accidents géométriques. Thèse de doctorat. Talence Bordeaux.
- El Haddad M.H., Topper T.H., Smith K.N. (1979)** Prediction of non propagating cracks *Eng F Mech.*, 11, 573-584.
- El Magd E., Mielke S. (1977)** Dauerfestigkeit bei uberlagerter zweiachsiger statischer beanspruchung, *Konstruktion* 29, Heft 7, pp 253-257.
- Elber W. (1970)** Fatigue crack closure under cyclic tension *Eng F Mech* 2 pp 37-45.
- Ellyin F. (1974)** A criterion for fatigue under multiaxial states of stress, *Mechanics Research Communications* Vol.1 No 4, 219-224.
- Ellyin F., K. Golos, and Z. Xia. (1991)** In-phase and out-of-phase multiaxial fatigue. *Transaction of ASME*, 113 :112-118.
- ERRI. (2004)** Dimensionnement des roues-critères d'efatigue multiaxiale. Tech. rep., ERRI, B169/RP19.
- Essmann U., Gosele U., Mughrabi H. (1981)** A model of extrusions in fatigued metals. I. Point-defects production and the growth of extrusions. *Phil. Mag. A*, 44(2):405-426.
- Fan J., Mc Dowell D.L., Horstemeyer M.F., Gall K. (2003)** Cyclic plasticity at pores and inclusions in cast Al-Si alloys *Eng. Frac. Mec.* 70, 1281-1302.
- Findley W.N. (1959)** A theory for the effect of mean stress on fatigue of metals under combined torsion and axial load or bending. *Journal of engineering for Industry (Transactions of ASME)*:301-306.
- Flacelière L. (2004)** Contribution à la modélisation du dommage en fatigue multiaxiale d'un acier C36-Confrontation avec l'expérience. Thèse de doctorat. Université de Poitiers.
- Flacelière L., Morel F. (2004)** Probabilistic approach in multiaxial high cycle fatigue : volume and surface effects. *Fatigue and Fracture of eng. mat. and struc.* 27 : 1123-1135.
- Froustey C., Laserre S., (1988)** Fatigue des aciers sous sollicitations combinées. Application à l'acier 30NCD16. Talence. Ensam Rapport DRET-LAMEF-ENSAM, contrat 87 /115.
- Froustey C., Laserre S., Dubar L. (1992)** Validité des critères de fatigue multiaxiale à l'endurance en flexion-torsion. *Mat-Tech '92', IITT-International, France*, 79-85.
- Galtier A. (1993)** Contribution à l'étude de l'endommagement des aciers sous sollicitations uni ou multi-axiales. Thèse de doctorat. ENSAM Bordeaux.
- Gao Y.X., Yi J.Z., Lee P.D., Lindley T.C. (2004)** A micro cell model of the effect of the microstructure and defects on fatigue resistance in cast aluminum alloys *Acta Materialia* 52, 5435-5449.
- Gerber W.Z. (1874),** Bestimmung der zulässigen spannungen in eisen-constructionen. [Calculation of the allowable stresses in iron structures]. *Z Bayer Archit Ing Ver* 1874;6(6):101-10.
- Glinka G., Shen G., and Plumtree A. (1995)** A multiaxial fatigue strain energy density parameter related to the critical fracture plane. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 18(1) :37-46.
- Goncalves C.A., Araujo J.A., Mamiya E.N. (2005)** Multiaxial fatigue: a stress based criterion for hard metals. *Int. Journal of fatigue* 27: 177-87.
- Gong H., Lou Z., Zhang Z. (2004)** Studies on the friction and lubrication characteristics in the sheet steel drawing process. *Journal of Materials Processing Technology* 151 (2004) 328-

333.

Goodman, (1899), Mechanics applied to engineering, 1st Ed London: Longmans, Green and Co.

Gough H.J., Pollard H.V., Clenshaw W.J. (1951) Some experiments on the resistance of metals to fatigue under combined stresses. ARC, Report and Memoranda N°2522, London : HMSO.

Grubisic V., Simbürger A. (1976) Int. Conf. Fatigue Testing and Design, Society of environmental Engineers, London, pp27.1-27.8.

Guillaumin V. et Mankowski G., (1999) Localized corrosion of 2024-T351 aluminium alloy in chloride media. Corros. Sci., 41(3), 421-438.

Gurson A.L. (1975) Plastic flow and fracture behavior of ductile metals incorporating void nucleation, growth and interaction Thèse de doctorat, Brown University.

Gurson A.L. (1977) Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: part I yield criteria and flow rules for porous ductile media J. engrg. Mat. Technol., 99,: 2-15.

Halliday M.D., Cooper C., Bowen P., (2007) On small fatigue crack growth and crack closure under mixed mode and through zero loading in the aluminium alloys 2024-T351 and 8090-T8771. Int Journal of fatigue 29, 1195-1207.

Halliday M.D., Cooper C., Poole P., Bowen P., (2003) On predicting small fatigue crack growth and fatigue life from long crack data in 2024 aluminium alloy Int. Journal of fatigue 25, 709-718.

Hendenreich R. (1983) Schubspannungsintensitätshypothese-Dauerschwingfestigkeit bei mehrachsiger beanspruchung. Forschungshefte FKM, Heft 105.

Hendenreich R. Richter I. Zenner H. (1984) schubspannungsintensitäts-hypothese-Weitere experimentelle und theoretische untersuchungen, Konstruktion 36, pp 99-104.

Hild F., Billardon R., Marquis G. (1992) Hétérogénéité des contraintes et rupture des matériaux fragile. C.R. Acad. Sci; Paris 315 (II) : 1293-1298.

Hor A., Lebrun J-L., Morel F. (2009) Experimental Study and Local Approach Modelling of Ductile Damage in Steels Over a Wide Temperature Range, 7th EUROMECH Solid Mechanics Conference Lisbon, Portugal.

Hoskin G.A., Provan J.W., Gruzleski J.E., (1988) Theor. Appl. Fract.Mech. 10, 27.

Huyen Nguyen Thi Thu (2008) Effet des hétérogénéités microstructurales sur le comportement en fatigue multiaxiale à grand nombre de cycles. Thèse de doctorat. Arts et Métiers ParisTech Centre d'Angers LPMI.

Inguanti P.C. (1985), Overcoming Material Boundaries, Proceedings of the 17th SAMPE Technical Conference, SAMPE, Covina CA, p. 61.

Issler L. (1973) Festigkeitsverhalten metallischer werkstoffe bei mehrachsiger phasenverschobener beanspruchung. Diss. Uni. Stuttgart.

Kane A. (2005) Propagation de fissures superficielles et de réseaux de fissures en fatigue isotherme biaxiale et fatigue thermique dans l'acier inoxydable 304L. Thèse de doctorat. Ecole Polytechnique.

Karadag M., Stephens R.I. (2003) The influence of high ratio on unnotched fatigue behavior of 1045 steel with three different heat treatments. Int. J. fat. 25 191-200.

Kawai S. (1982) The effect of the stress ratio on fatigue crack growth in a 3% NaCl solution Eng F Mech Vol 16 N°6 pp 857-870.

Kitigawa H. Takahashi S. (1976) Applicability of fracture mechanics to very small cracks. Proceedings of the second International Conference on Mechanical Behaviour of Materials, 627-631.

Klesnil M. Lukas P. (1972) Effect of stress cycle asymmetry on fatigue crack growth Mat. Sci. Engng 9, 231-240.

Kluger K. and Lagoda T., (2004) Application of the Dang-Van criterion for life determination under uniaxial random tension-compression with different mean values, Fatigue Fract Engng Mater Struct, 27, 505-512.

Kujawski D. (2001) A fatigue crack driving force parameter with load ratio effects Int J Fat, 23, S236-46.

Kujawski D. Ellyin (1987) F. A fatigue crack growth model with load ratio effects. Eng F Mech. Vol 28, N° 4, pp367-378.

Kujawski D. Ellyin F. (1995) A unified approach to mean stress effect on fatigue threshold conditions Int J Fat Vol 17, N°2, pp 101-106.

Laz P.J., Hillberry B.M., (1998) Fatigue life prediction from inclusion initiated cracks Int. Journal of fatigue, Vol 20 No 4, pp 263-270.

Leblond J.B. (2003) Mécanique de la rupture fragile et ductile Hermes Lavoisier.

- Leblond J.B., Perrin G. et Devaux G., (1995)** An improved *Gurson*-type model for hardenable ductile metals *Eur. J. Mech. A/Solids*, 14, n°4, 499-527.
- Lee F.T., Major J.F., Samuel F.H. (1995)** Effect of silicon particles on the fatigue crack growth characteristics of Al-12 Wt Pct Si-0.35 Wt Pct Mg-(0-0.02) Wt Pct Sr casting alloys. *Metall. Mater. Trans.*, 26A, 1553-1570.
- Lefebvre D., Neale K., Ellyin F. (1988)** A criterion for low cycle fatigue failure under biaxial states of stresses. *Trans. ASME JEMT*, 103, 1-6.
- Lemaitre J. (1985)** A continuous damage mechanics model for ductile fracture *J. of engineering Materials and technology*, *Trans. of ASME*, 107:83-89.
- Lemaitre J. Chaboche J.L. (1985)** *Mécanique des matériaux solides*, Paris, Dunod.
- Lemaitre J. Desmorat R. (2005)** *Engineering damage mechanics* Springer Berlin Heidelberg New York.
- Lemaitre J., Sermage J.P., Desmorat R. (1999)** A two scale damage concept applied to fatigue. *Int. journal of fracture* 97:67-81.
- Li P., Lee P.D., Maijer D.M., Lindley T.C. (2009)** Quantification of the interaction within defect populations on fatigue behavior in an aluminum alloy, *Acta Materialia* 57, 3539-3548
- Lienard C. (1989)** Plasticité couplée à l'endommagement en conditions quasi unilatérales pour la prévision de l'amorçage de fissures. Thèse de doctorat. Univ. Paris 6.
- Linder J., Axelsson M., Nilsson H. (2006)** The influence of porosity on the fatigue life for sand and permanent mould cast aluminium *Int. J. fat.* 28, 1752-1758.
- Liu J., Zenner H. (1993)** Berechnung der Dauerschwingfestigkeit bei mehrachsiger Beanspruchung-Teil 1. *Mat-Wiss. u. Werkstofftech.* 24, 240.
- Liu J., Zenner H. (2003)** Fatigue limit of ductile metals under multiaxial loading *Biaxial/Multiaxial fatigue and fracture* Elsevier Science Ltd and ESIS.
- Macha E. and Sonsino C.M. (1999)** Energy criteria of multiaxial fatigue failure. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 22 :1053-1070.
- Macha E. Sonsino C. (1999)** Energy criteria of multiaxial fatigue failure *Fat. Fract. Engng. Mater. Struct.*, 22,1053-1070.
- Maire E., Bouaziz O., Di Michiel M., Verdu C. (2008)**, Initiation and growth of damage in a dual phase steel observed by X-ray microtomography. *Acta Materialia* 56. 4954-4964.
- Marie-Louise A., Ferrando J., Niclou J.C. (2007)** Development of a testing method in high cycle fatigue on a specimen with foundry skin. *Recueil des conférences Les congrès du CETIM fatigue design 2007*.
- Matake T. (1977)** An explanation on fatigue limit under combined stress. *Bulletin of the Japan society of mechanical engineers* Vol.20 N°141.
- Mayer H. Papakyriacou M., Zettl B., Stanzl-Tschegg S.E., (2003)** Influence of porosity on the fatigue limit of die cast magnesium and aluminium alloys *Int J Fatigue* 25, 245-256,
- Mayer H., (2006)** Ultrasonic torsion and tension-compression fatigue testing: Measuring principles and investigations on 2024-T351 aluminum alloy *Int. Journal of fatigue* 28 1446-1455.
- Mc Diarmid D.L. (1987)** Fatigue under out-of-phase bending and torsion *Fatigue and fracture of engineering materials and structures* Vol.9 N°6.
- Mc Dowell D.L., Gall K., Horstemeyer M.F., Fan J. (2003)** Microstructure-based fatigue modeling of cast A356-T6 alloy. *Eng. Frac. Mec.* 70, 49-80.
- Merati A. (2005)** A study of nucleation and fatigue behavior of an aerospace aluminum alloy 2024-T3, *Int. Journal of fatigue* 27, 33-44.
- Mielke S. (1980)** Festigkeitsverhalten metallischer werkstoffe unter zweiachsiger schwingender beanspruchung mit verschiedenen spannungszeitverläufen *Diss. TH Aachen* , 89p.
- Monchiet V. (2006)** Contributions à la modélisation micromécanique de l'endommagement et de la fatigue des métaux ductiles. Thèse de doctorat. Univ. Lille 1.
- Morel F. (2000)** A critical plane approach for life prediction of high cycle fatigue under multiaxial variable amplitude loading. *Int. Journal of fatigue* 22:101-119.
- Morel F., Morel A., Nadot Y. (2009)** Comparison between defects and micro-notches in multiaxial fatigue – The size effect and the gradient effect. *Int J. of fatigue*, Vol 31, p. 263-275.
- Morel F., Palin-luc T. (2002)** A non local theory applied to high cycle multiaxial fatigue. *Fatigue and fracture of engineering materials and structures* 25 : 649-665.
- Morel F., Palin-luc T., Froustey C. (2001)** Comparative study and link between mesoscopic and energetic approaches in high cycle multiaxial fatigue *Int. Journal of fatigue* 23: 317-327.
- Murakami Y. (2002)** *Metal Fatigue : effects of small defects and non-metallics inclusion*. London Elsevier
- Murakami Y. et co-editors (1987)** *Stress intensity factors handbooks* Vol 1 et 2. Pergamon

Press

- Murali S., Arvind T.S., Raman K.S., Smurthy K.S. (1997)**, Mater.Trans. JIM 38, 28.
- Nadot Y., Billaudeau T. (2006)** Multiaxial fatigue limit criterion for ductile materials. Eng. Frac. Mecha. 73, 112-133.
- Nadot Y., Denier V., (2004)** Fatigue failure of suspension arm : experimental analysis and multiaxial criterion Eng. Frac. Ana. 11, 485-499.
- Nishihara T., Kawamoto M., (1945)** the strength of metals under combined alternating bending and torsion with phase difference. Memoirs of college of engineering, Kyoto Imperial University, Vol 11, n°5, pp 85-113.
- Novoshilov V.V. (1961)** Theory of elasticity (Sherrkon, JJ, trans.), Israel Program for Scientific Translation, Jerusalem.
- Odegard J.A., Petersen K., (1984)** Report No. 940811, Society of Automotive engineers, Warrendale, PA.
- Palin-Luc T. (1996)** Fatigue multiaxiale d'une fonte GS sous sollicitations combinées d'amplitude variable. Thèse de doctorat. ENSAM CER Bordeaux.
- Palin-Luc T. (2004)** Approche énergétique et volumique de la fatigue multiaxiale des métaux, HDR, Arts et Métiers ParisTech Bordeaux, Lamefip.
- Palin-Luc T., Lasserre S. (1998)** An energy based criterion for high cycle multiaxial fatigue. Eur. J. Mech. A/Solids, n°2, 237-251.
- Palin-Luc T., Lasserre S. (1998)** An energy based criterion for high cycle multiaxial fatigue. Eur. J. Mech. A/Solids 17. 237-251.
- Papadopoulos I. V. (1999)** High cycle metal fatigue : from theory to applications. Multiaxial fatigue limit criterion of metals: a mesoscopic scale approach. K. Dang Van et I.V. Papadopoulos, Springer-Verlag. 392 : 89-156.
- Papadopoulos I.V. (1987)** Fatigue polycyclique des métaux une nouvelle approche. Thèse de doctorat. Ecole nationale des Ponts et chaussées.
- Papadopoulos I.V. (1993)** Fatigue limit of metals under multiaxial stress conditions: the microscopic approach. "ISEI/IE 2464/93. Commission of the European Communities Joint Research Center.
- Papadopoulos I.V., Davoli P., Gorla C., Filippini M., Bernasconi A. (1997)** A comparative study of multiaxial high-cycle fatigue criteria for metals Int. J. Fatigue Vol.19 No.3 pp 219-235.
- Papuga J. (2011)** A survey on evaluating the fatigue limit under multiaxial loading. Int. J. of fatigue 33, 153-165.
- Papuga J., Ruzicka M. (2008)** Two new multiaxial criteria for high cycle fatigue computation Int. Journal of fatigue 30: 58-66.
- Pessard E. (2009)** Comportement anisotrope en fatigue des composants mécaniques forgés. Thèse de Doctorat. ENSAM CER Angers.
- Pinna C., Doquet V. (1999)** The preferred fatigue crack propagation in a M250 maraging steel loaded in shear. Fatigue Fract Engng Mater Struc 22, 173-183.
- Plumtree A., Schafer S., (1986)** in: K.J. Miller, E.R. de los Rios (Eds.), The Behaviour of Short Fatigue Cracks, Mechanical Engineering Publications, London, p. 215.
- Poncelet M., Barbier G., Raka B., Vincent L, et Desmorat R. (2009)** Etude de l'endommagement d'un acier inoxydable austénitique par fatigue multiaxiale à grand nombre de cycles. Journées de printemps SF2M 2009.
- Powell B.E, Duggan T.V., (1986)** Predicting the onset of high cycle fatigue damage : an engineering application for long crack fatigue threshold data. Int J Fatigue 8 N°4 pp 187-194.
- Powell G.W. (1994)**, Mater. Charact. 33, 275.
- Rice J.R. et Tracey D.M. (1969)** On a ductile enlargement of voids in triaxial stress fields. J. Mech. Phys. Solids, 17, 201-217.
- Samuel F.H., Samuel A.M., (1994)** Heat treatment parameters for A 359/Al₂O₃/10p composite modified with 0.07 wt% strontium Composites Science and technology 53, 85-98.
- Savelli (2000)** Identification des mécanismes et approche quantitative de la fatigue
- Sawert, W. (1943)** Verhalten der Baustähle bei Wechselnder Mehrachsiger Beanspruchung, Zeitschrift des Vereins Deutscher Ingenieure, VDI – Zeitschrift Bd. 87, Nr 39/40.
- Schaefer M., Fournelle R.A., (1996)** Effect of strontium modification on near-threshold fatigue crack growth in an Al-Si-Cu die cast alloy. Metall. Mater. Trans., 27A, 1293-1302.
- Schmidt R. Paris P.C. (1973)** Threshold for fatigue crack propagation and the effects of load ratio and frequency ASTM STP 536 pp 79-94.
- Seniw M.E., Fine M.E., Chen E.Y., Meshii M., Gray J.,(1997)** in:W.O. Soboyevo, T.S. Srivatsan (Eds.), Proceedings of the Conference on High Cycle Fatigue of Structural Materials,

TMS, Warrendale, PA, p. 371.

Sermage J-P. (1998) Fatigue thermique multiaxiale à température variable. Thèse de doctorat. Univ. Paris 6.

Simburger A. (1975) Festigkeitsverhalten zäher werkstoffe bei einer mehrachsigen phasenverschobenen schwingbeanspruchung mit körperfesten und veränderlichen hautspannungsrichtungen L.B.F., Darmstadt, Bericht, Nr.FB-121, 247 p.

Sines G. (1959) Metal Fatigue. Behavior of metals under complex static and alternating stresses., Mac Graw Hill, New York:pp.145-169.

Skallerud B., Iveland T., Harkegard G. (1993) Fatigue life assessment of aluminum alloys with casting defects Engineering Fracture Mechanics Vol.44, No.6, pp.857-874.

Soderberg C.R., (1930), Factor of safety and working stress. Trans Am Soc Mech Eng 1930;52(Part APM-52-2):13-28.

Sonsino C.M., Dieterich K., (1991) Giessereiforschung 43, 119.

Suresh S. Ritchie R.O. (1982) On the influence of environment on the load ratio dependence of fatigue thresholds in pressure vessel steel. Eng F Mech, Vol 18, N°4, pp 785-800, 1983

Tanaka K., Akiniwa Y. (1988) Resistance curve method for predicting propagation threshold of short fatigue cracks at notches. Eng. frac. Mech., Vol 30, N°6, pp 863-876.

Tanaka K., Mura T.T., (1981) J. Appl. Mech. 48 , 97-103.

Taylor D. (1988) Fatigue thresholds : their applicability to engineering situations Int J Fatigue April pp 67-79

Verdu C., Cercueil H., Communal S., Sainfort P., Fougères R., (1996) Mater. Sci. Forum 217, 1449.

Wang Q.G., Apelian D., Lados D.A. (2000) Fatigue behavior of A356-T6 aluminum cast alloys. Part I effect of casting defects Journal of light metals 1, 73-84.

Wang Q.G., Apelian D., Lados D.A. (2001) Fatigue behavior of A356-T6 aluminum cast alloys. Part II effect of microstructural constituents Journal of light metals 1, 85-97.

Wang Y.Y., Yao W.X. (2003) Evaluation and comparison of several multiaxial fatigue criteria.

Weber B. (1999) Fatigue multiaxiale des structures industrielles sous chargement quelconque. Thèse de doctorat. INSA Lyon.

Weibull W. (1939) A statistical theory of the strength of materials. Proc. R. Swed. Acad. Eng. Sci.

Wigant C.C., Stephens R.I., (1987) in: R.O. Ritchie, E.A. Starke (Eds.), Proceedings of Fatigue 87, Engineering Materials Advisory Services, Warley, p. 49.

Wigant C.C., Stephens R.I., (1987) Report No. 870096 Society of Automotive Engineers, Warrendale PA.

You B-R, Lee S-B (1995) A critical review on multiaxial fatigue assessments of metals Int. J. Fatigue Vol.18 No4 pp.235-244.

Zenner H., Simburger A., Liu J. (2000) On the fatigue limit of ductile metals under complex multiaxial loading Int. Journal of fatigue 22. 137-145.

Liste des figures

Figure 1.1. Culasse de moteur diesel en alliage d'aluminium de fonderie (PSA)	7
Figure 1.2. Trajet de chargement dans un diagramme de Dang Van d'une zone critique en fatigue de culasse de moteur diesel.....	8
Figure 1.3. Diagramme de Haigh normalisé	9
Figure 1.4. Effet d'une contrainte moyenne de torsion sur la limite en fatigue [Davoli et al 2003].....	10
Figure 1.5. Influence du déphasage dans le cas de sollicitation de traction/torsion (Rapport des sollicitations $\Sigma_{12,amp} / \Sigma_{11,amp} \approx 0.5$)	11
Figure 1.6. Adaptation élastique aux deux échelles [Dang Van 1999]	15
Figure 1.7. Trajets associés à différents chargements dans le diagramme de Dang Van.....	16
Figure 1.8. Système de coordonnées sphériques pour repérer un plan matériel [Papadopoulos 1993].....	17
Figure 1.9. Diagramme de Haigh normalisé du 34CrMo4.....	27
Figure 1.10. Diagramme de Haigh normalisé (critères à tendance linéaire)	28
Figure 1.11. Diagramme de Haigh normalisé (critères à tendance non linéaire).....	29
Figure 1.12. Effet de biaxialité en traction (flexion)- torsion combinées	30
Figure 1.13. Effet de la biaxialité en traction biaxiale	31
Figure 1.14. « Diagramme de Haigh normalisé » pour le cas de chargement de traction équilibaxiale	32
Figure 2.15. Culasse moteur diesel de la société PSA.....	36
Figure 2.16. Localisation de l'extraction des éprouvettes dans le cas de l'étude réalisée par [Bellett et al 2005].....	36
Figure 2.17. Courbe S-N de l'AlSi7Cu05Mg03 (résultats obtenus par [Bellett et al 2005]) ...	37
Figure 2.18. a) Noyaux modifié de moulage de la culasse b) Culasse après bouchage.....	37
Figure 2.19. Schéma d'extraction des éprouvettes	38
Figure 2.20. Microstructure caractéristique de l'AlSi7Cu05Mg03.....	39
Figure 2.21. Courbe de traction monotone l'AlSi7Cu05Mg03.....	40
Figure 2.22. Géométrie d'éprouvette utilisée pour les essais de tomographie (AlSi7Cu05Mg03)	40
Figure 2.23. Distribution et nombre de pores présents au sein du volume scanné.....	41
Figure 2.24. a) Distribution de la sphéricité des pores et b) Positionnement des pores suivant l'axe x et y (l'axe z représentant l'axe de la traction de l'éprouvette, les points ont tous été projetés suivant le plan xy)	41
Figure 2.25. a) Sphéricité des pores en fonction du volume et b) Positionnement des pores de volume élevé (> 20 000 μm^3) suivant le plan x-y.	42
Figure 2.26. Classification des pores pour les 3 alliages étudiés (\square alloy A; o , alloy B; \times , alloy C) et schéma du pore correspondant [Buffière et al 2001].....	42
Figure 2.27. Microstructure du 2024-O à l'état recuit.....	43
Figure 2.28. Courbe de traction monotone du 2024-O (courbe rationnelle et courbe vraie) ...	43
Figure 2.29. Sens de prélèvement des éprouvettes (2024-O).....	44
Figure 2.30. a) Machine d'essai Rumul Cracktronic b) Courbe fréquence d'essai/ nombre de cycles	45

Figure 2.31. Géométrie d'éprouvettes utilisées pour les essais de fatigue sous chargement de flexion plane (AlSi7Cu05Mg03).....	46
Figure 2.32. Géométrie d'éprouvettes utilisées pour les essais de fatigue sous chargement de torsion (AlSi7Cu05Mg03)	46
Figure 2.33. a) Eprouvettes os de chien b) Géométrie d'éprouvettes extraites des éprouvettes os de chien et utilisées pour caractériser l'influence de la peau de fonderie sous chargement de flexion plane (AlSi7Cu05Mg03)	47
Figure 2.34. Géométrie d'éprouvettes utilisées pour les essais de fatigue sous chargement de traction (2024-O)	47
Figure 2.35. Montage de l'éprouvette et modèle numérique	48
Figure 2.36. Maillage du modèle numérique	48
Figure 2.37. Graphe couple-déformation expérimentale et numérique	48
Figure 2.38. Photo MEB (faciès de rupture en fatigue d'un AlSi7Cu05Mg03 avec amorçage sur un pore sous rapport de charge R=0.1 à N = 1,3.10 ⁶ cycles).....	49
Figure 2.39. Courbe de Wöhler de l'AlSi7Cu05Mg03 (Flexion plane F.P. et traction uniaxiale T. [Bellett et al 2005])	50
Figure 2.40. Diagramme de Haigh de l'AlSi7Cu05Mg03 (Flexion plane F.P. et traction uniaxiale T. [Bellett et al 2005])	50
Figure 2.41. Courbe de Wöhler de l'AlSi7Cu05Mg03 (Torsion (To) et flexion plane (F.P.) R=-1)	52
Figure 2.42. Diagramme de Haigh de l'AlSi7Cu05Mg03 (Flexion plane F.P., traction uniaxiale T. [Bellett et al 2005] et compression C.)	53
Figure 2.43. a) Microstructure de l'alliage d'aluminium magnésium AM60 montrant la microstructure générale du matériau b) Microstructure de la région intérieure c) Microstructure de la peau de fonderie [Shan et al 2003]	54
Figure 2.44. Courbe de Wohler sur les éprouvettes os de chien avec et sans peau de fonderie sous chargement de flexion plane (R=-1) [Marie-Louise et al 2007]	54
Figure 2.45. Courbes de Wöhler du 2024-O (Traction uniaxiale)	55
Figure 2.46. Diagramme de Haigh du 2024-O	56
Figure 2.47. Diagramme de Haigh normalisé de l'AlSi7Cu05Mg03 (en traction uniaxiale T. et flexion plane F.P.) et du 2024-O (traction uniaxiale)	57
Figure 2.48. Effet de la moyenne du modèle de Lemaitre-Sermage (cas de chargement en traction uniaxiale et cisaillement pur) [Sermage et al 1998]	58
Figure 2.49. Diagramme contrainte déformation dans l'alliage AlSi7Cu05Mg03 a) Apparition de l'adaptation élastique b) Apparition de l'effet rochet [Bellett et al 2007]	59
Figure 2.50. Diagramme de Dang Van avec les trajets de chargements obtenus sous sollicitation de compression, torsion, traction uniaxiale et flexion plane avec effet de moyenne (AlSi7Cu05Mg03).....	60
Figure 2.51. Amorçage d'une fissure de fatigue sur porosité dans un AlSi7Cu05Mg03 R=-1 a) Observation surfacique b) Photo MEB d'un faciès de rupture c) Amorçage sur particules de silicium	61
Figure 2.52. Position des particules de silicium eutectique dans un pore. a) Image MEB de l'intérieur d'un pore montrant des particules localisées dans la partie convexe du pore. b) Schéma de cet arrangement spatial. c) Micrographie optique d'une éprouvette de l'alliage d'aluminium de fonderie après 15 000 cycles à 160 MPa montrant l'amorçage d'une fissure de fatigue par décohéation de l'interface Al/Si au voisinage de la partie convexe d'un pore. [Buffière et al 2001]	61
Figure 2.53. Représentation schématique du « micro-cell model » [Gao et al 2004].....	62

Figure 2.54. Effet de la surface des pores sur la résistance en fatigue d'un A356-T6 [Ammar et al 2008]	63
Figure 2.55. Courbe S-N des trois alliages étudiés (□ alloy A; o , alloy B; ×, alloy C) [Buffière et al 2001].....	63
Figure 2.56. Image MEB d'un amorçage de fissure sur une « micro-cell » [Gao et al 2004]..	64
Figure 2.57. Courbes S-N de l'A356-T6 obtenues pour les six groupes de matériaux testés [Gao et al 2001].....	65
Figure 2.58. Courbes S-N obtenues de l'A356-T6 avec différentes tailles de défauts pour 2 rapports de charge et 2 tailles de DAS différentes [Wang et al 2001]	65
Figure 2.59. Tracé de la fonction de Weibull à deux paramètres de l'A356-T6 [Wang et al 2001]	66
Figure 2.60. Effet de la DAS sur la résistance en fatigue d'un A356-T6 (R=0.1, Amplitude des contraintes = 100 MPa ; [Wang et al 2001]	66
Figure 2.61. Amorçage d'une fissure dans la zone eutectique (150 000 cycles, τ_{amp} = 80 MPa, R=-1).....	67
Figure 2.62. Amorçage de fissures sur pores et particules de silicium (250 000 cycles, τ_{amp} = 80 MPa, R=-1)	68
Figure 2.63. Fissures de fatigue (400 000 cycles, τ_{amp} = 80 MPa, R=-1) a) Première fissure observé entre l'état initial et la rupture finale) b) Nouvelle amorçage de fissure.....	68
Figure 2.64. Nouvelles amorces de fissure dans la zone eutectique (800 000 cycles, τ_{amp} = 80 MPa, R=-1)	69
Figure 2.65. Propagation de la fissure principale avant rupture selon le plan de cisaillement maximal. (1,2.10 ⁶ cycles, τ_{amp} = 80 MPa, R=-1)	70
Figure 2.66. Propagation des fissures dans le plan de cisaillement maximal. (Torsion, R=-1)71	
Figure 2.67. Faciès de rupture d'éprouvettes sous chargement cyclique sollicitées en torsion (R=-1)	71
Figure 2.68. Orientation de la fissure macroscopique à la surface d'une éprouvette après essai de torsion a) C35 [Flacelière 2004] b) Acier ER7 [Benabes 2006]	72
Figure 2.69. Microstructure du 2024-T351 (Particules intermétalliques grossières– particules de type Al-Cu-Mg en noir, particules de type Al-Cu-Mn-Fe en gris) [Guillaumin et al 1999] 73	
Figure 2.70. Faciès de rupture typique d'un amorçage de fissures de fatigue sur des particules à faible et fort grossissement sur un 2024-T3 [Merati 2005]	73
Figure 2.71. a)Surface d'une éprouvette cyclée en torsion à 150 MPa à 1.54x10 ⁷ cycles sur un 2024-T351 [Mayer et al 2006] b) Faciès de rupture montrant une fissure de fatigue circonférentielle avec profondeur de 1-2 mm produit par chargement cyclique en torsion (150 MPa à 1.94x10 ⁶ cycles sur un 2024-T351) [Mayer et al 2006]	74
Figure 2.72. Etat de surface de la zone utile (2024-O, 20 000 cycles, R=-1)	74
Figure 2.73. Observation des micro-fissures a) Amorçage dans la matrice b) Amorçage sur particules (2024-O, 20 000 cycles, R=-1).....	75
Figure 2.74. Faciès de rupture d'un 2024-O (Traction uniaxiale, R=-1)	75
Figure 2.75. Faciès de rupture d'un 2024-O (Traction uniaxiale, R=0.1)	76
Figure 2.76. a) Rupture et décohésion des particules de silicium b) Décohésion de particules de silicium (AlSi7Cu05Mg03, chargement monotone de 290 MPa)	77
Figure 2.77. Nombre de particules cassées en fonction du chargement monotone	77
Figure 2.78. Stade de coalescence des fissures dans la zone eutectique (chargement monotone appliqué de 300 MPa)	78
Figure 2.79. Evolution de l'endommagement au voisinage d'un pore pour des niveaux croissants de contrainte (de 220 à 300 MPa)	79

Figure 2.80. Absence d'endommagement autour de pores a) Chargement monotone de 220 MPa b) Chargement monotone de 300 MPa.	80
Figure 2.81. a) Distribution du volume des pores avant et après chargement b) Distribution des volumes des pores les plus importants avant et après chargement	81
Figure 2.82. Représentation 3D du pore avant et après chargement monotone de 310 MPa (700 x 500 x 300 μm)	81
Figure 2.83. Coupe dans un plan z avec la présence du pore de volume le plus élevé	82
Figure 2.84. Evolution du glissement plastique de surface pour différents niveaux de contrainte d'un chargement monotone (non cyclique).....	82
Figure 2.85. Relief de la partie utile de l'éprouvette après chargement monotone de 200 MPa	83
Figure 2.86. Décohésion et rupture locale des particules (2024-O) sous chargement monotone de 180 MPa.	83
Figure 2.87. a) Fissure amorcée dans la matrice pour un chargement de traction uniaxiale monotone (150 et 180 MPa) b) Fissure observée après une mise en charge à 210 MPa.	83
Figure 2.88. Evolution en surface de la micro-plasticité pour différents nombres de cycles..	84
Figure 2.89. Agrandissement d'une zone sombre de la Figure 2.88	84
Figure 2.90. Faciès de rupture sous fort rapport de charge d'un AlSi7Cu05Mg03 ($R\approx 0.9$)....	85
Figure 2.91. Représentation schématique du faciès de rupture obtenu sous fort rapport de charge	86
Figure 2.92. Faciès de rupture d'un 2024-O sous contrainte maximale proche de la limite à rupture du matériau.	87
Figure 2.93. Représentation schématique du faciès de rupture obtenu sous forte contrainte max. proche de la limite à rupture du matériau pour un 2024-O	88
Figure 2.94. Courbe S-N (Amplitude des contraintes vs Nombre de cycles) de trois aciers SAE 1045 sollicités avec deux rapports de charge 0.8 et 0.9 [Karadag et al 2003]	90
Figure 2.95. Faciès de rupture d'un SAE 1045 Rc37 sous chargement cyclique (b et d) et sous chargement monotone (a et c) [Karadag et al 2003]	90
Figure 2.96. Faciès de rupture d'un SAE 1045 Rc50 sous chargement cyclique [Karadag et al 2003]	91
Figure 2.97. Diagramme de Haigh avec les données matériau de [Karadag et al 2003].....	91
Figure 2.98. Diagrammes de Haigh des différents matériaux décrits dans la Table 16	93
Figure 2.99. Diagramme de Haigh normalisé des différents matériaux décrits dans la Table 16	94
Figure 2.100. Diagramme de Haigh représentant le critère empirique proposé.....	95
Figure 2.101. Diagramme DVM reflétant dans un diagramme de haigh l'effet de la contrainte moyenne	95
Figure 2.102. Effet bénéfique de la contrainte moyenne	97
Figure 2.103. Schéma représentant l'effet bénéfique de l'augmentation du seuil de plasticité du grain pour le comportement en fatigue sous forte valeur moyenne	98
Figure 2.104. Prédications des critères de Dang Van, Papadopoulos, Liu et Zenner, Froustrey ainsi que Huyen (sous la version contrainte normale et hydrostatique) dans un diagramme de Haigh	100
Figure 3.105. a) Géométrie de l'éprouvette disque b) Vue inférieure et supérieure de l'éprouvette et représentation de la sollicitation équibiaxiale c) Montage d'essais pour la réalisation d'essais équibiaxiaux	103
Figure 3.106. Déflexion, contrainte radiale et tangentielle obtenues pour une éprouvette disque soumise à de la flexion ($E = 80\ 000\ \text{MPa}$ $\nu=0.3$).....	104

Figure 3.107. Modèle numérique de l'essai en flexion axisymétrique répétée pour l'éprouvette disque	105
Figure 3.108. Schéma de localisation des jauges de déformation au niveau de l'éprouvette sur la surface supérieure	105
Figure 3.109. Comparaison simulation-expérience pour l'essai de flexion sur disque pour l'alliage AlSi7Cu0.5Mg0.3 (trait pointillé = résultat numérique et trait plein = expérimental)	106
Figure 3.110. Comparaison simulation-expérience pour l'essai de flexion sur disque pour l'acier ER7 (trait pointillé = résultat numérique et trait plein = expérimental)	106
Figure 3.111. Résultats numériques de la simulation de flexion sur disque pour un AlSi7Cu05Mg03 suivant les directions 11 et 33	107
Figure 3.112. Graphe des contraintes en fonction de la distance du centre de l'éprouvette suivant les trois directions sur la face inférieure de l'éprouvette (opposée à la calotte)	107
Figure 3.113. Evolution de la déformation mesurée lors d'un essai de fatigue en flexion axisymétrique répétée	108
Figure 3.114. Géométrie de l'éprouvette en X (rapport de biaxialité ≈ 0.4) [Bellett et al 2009].	109
Figure 3.115. Géométrie d'éprouvette (1/4 de l'éprouvette) montrant les paramètres les plus influents H, D et R. [Bellett et al 2009]	109
Figure 3.116. Comparaison entre résultats E.F. et l'analyse thermoélastique [Bellett et al 2009]	110
Figure 3.117. Courbe de Wöhler de l'AlSi7Cu05Mg03 ($R=0.1$; sollicitation uniaxiale de flexion plane et sollicitation biaxiale traction équibiaxiale ; rapport de biaxialité $k=1$)	111
Figure 3.118. Courbe de Wöhler de l'acier ER7 sous rapport de charge $R=0$ (sollicitation : traction biaxiale ; rapport de biaxialité $k=1$)	111
Figure 3.119. Courbe de Wöhler de l'alliage 2024-O (sollicitation uniaxiale : traction, sollicitation biaxiale : traction biaxiale, rapport de biaxialité $k=0.4$)	112
Figure 3.120. Diagramme de Dang Van du 2024-O (trait plein : limite de fatigue expérimentale; trait pointillé : limite de fatigue prédite ; T. : traction)	113
Figure 3.121. Diagramme de Dang Van de l'AlSi7Cu05Mg03 (F.P. : Flexion plane ; F.Ax. : Flexion axisymétrique)	113
Figure 3.122. Diagramme de Dang Van de l'acier ER7 (trait plein : limite de fatigue expérimentale; trait pointillé : limite de fatigue déduite ; F.P. : Flexion plane ; F.Ax. : Flexion axisymétrique)	114
Figure 3.123. Synthèse des résultats [Poncelet et al 2009]	114
Figure 3.124. Amorçage de fissures sur des pores sous sollicitations de traction équibiaxiale sous rapport de charge $R = 0.1$ dans l'alliage d'aluminium de fonderie	115
Figure 3.125. Schéma de la fissure finale obtenue sur l'éprouvette après 4 000 000 cycles..	116
Figure 3.126. Amorçage de fissures sur particules de silicium ou intermétalliques dans la zone eutectique sous sollicitations de traction équibiaxiale sous rapport de charge $R = 0.1$ dans l'alliage d'aluminium de fonderie	116
Figure 3.127. Suivi surfacique de l'amorçage (sur un pore) et propagation d'une fissure sous sollicitation de traction équibiaxiale ($R=0.1$)	117
Figure 3.128. Faciès de rupture d'un AlSi7Cu05Mg03 sous sollicitation de traction équibiaxiale($R=0.1$)	118
Figure 3.129. Faciès de rupture d'un alliage 2024-O sous sollicitation de traction biaxiale ($k=0.4$) a) sous rapport de charge $R=-1$ b) sous rapport de charge $R=0.1$	119
Figure 3.130. Erreurs de prédictions des critères	121

Figure 3.131. « Diagramme de Haigh » sous sollicitation biaxiale (matériaux d'étude de la Table 23).....	122
Figure 4.132. a) Illustration du modèle numérique b) Conditions limites	126
Figure 4.133. a) Diagramme déformation équivalente cumulée – nombre de cycles pour différents chargements cycliques appliqués (au point de déformation maximale) b) Diagramme déformation équivalente – nombre de cycles pour différents chargements appliqués (au point de déformation maximale) c) Variation de la variable D_p pour différents chargements cycliques sous sollicitation de traction équilibaxiale	126
Figure 4.134. Diagramme de Kitagawa et Takahashi.....	129
Figure 4.135. Courbes $da/dN-\Delta K$ pour l' AlSi7Mg(0.4) a)T4 et b) T6 [Skallerud et al 1993]	130
Figure 4.136. Comparaison des résultats obtenus à partir de la loi de Paris avec la durée de vie en propagation de la fissure. Correction avec le paramètre empirique a_0 introduit par [El Haddad et al 1979]	131
Figure 4.137. Diagramme $da/dN - \Delta K$ pour les fissures longues et courtes sous rapport de charge $R=0,1$ et pour différentes microstructures [Caton et al 1998]	132
Figure 4.138. Distribution de la taille des pores pour les différents lots d'éprouvettes testés [Linder et al 06]	133
Figure 4.139. Diagramme de Kitagawa avec les points expérimentaux obtenus pour l'AlSi10Mg à $5 \cdot 10^6$ cycles [Linder et al 2006].....	134
Figure 4.140. Représentation schématique de la modélisation proposée et des trois mécanismes modélisés dans un diagramme de Kitagawa sous le rapport de charge $R=-1$ [Mc Dowell et al 2003]	135
Figure 4.141. a) Résultats expérimentaux pour différentes hétérogénéités microstructurales b) Résultats de la simulation montrant les prédictions du modèle pour différentes probabilités de rupture d'un A356-T6 pour différents procédés [Yi et al 06].....	136
Figure 4.142. Courbe expérimentale de la durée de vie en fatigue de l'A356-T6 représentant l'amplitude de déformation effective fonction du nombre de cycles à rupture pour les sollicitations de traction, torsion et traction/torsion. [Fan et al 2003].....	138
Figure 4.143. Résultats de [Fan et al 2003] dans un diagramme amplitude des contraintes-nombre de cycles pour des sollicitations de traction uniaxiale (A) et torsion (B) traduits en contrainte (la droite représentée minimise les écarts avec les points expérimentaux).....	139
Figure 4.144. Résultats des limites de fatigue d'un acier C35 en torsion et traction uniaxiale pour différents défauts [Billaudeau et al 2004].....	140
Figure 4.145. Chute de la limite de fatigue en fonction de la taille du défaut (de géométrie sphérique pour la FGS et de géométrie « drill hole » pour le S45	140
Figure 4.146. a) . Image MEB d'un amorçage de fissure sur une « micro-cell » [Gao et al 2004] b) Schéma du modèle micromécanique	142
Figure 4.147. Distribution de Weibull du seuil de la déformation plastique accumulée et probabilité d'amorçage correspondante [Pessard 09].....	143
Figure 4.148. Application de l'hypothèse du maillon le plus faible sur le volume contraint V	144
Figure 4.149. a) Amorçage d'une fissure sur un pore b) Schéma du modèle micromécanique	145
Figure 4.150. Illustration schématique de l'effet du rapport de charge R sur la vitesse de propagation des fissures [Kujawski et al 1987].....	147
Figure 4.151. a)Variation du ΔK_{th} et du $\Delta K_{eff,th}$ en fonction du rapport de charge [Couper et al 1990] b) Corrélation entre la relation proposée (4.115) et des résultats expérimentaux provenant de la littérature [Kujawski et al 1995].....	148

Figure 4.152. Tracé des relations empiriques de Kujawski, Klesnil et de la loi proposée.....	149
Figure 4.153. a) Diagramme de Kitagawa pour différentes probabilités de rupture et b) Effet du paramètre de weibull m_2	151
Figure 4.154. Représentation des prédictions du critère pour différents valeurs du paramètre m_1 sous sollicitation de traction torsion sous rapport de charge $R=-1$	152
Figure 4.155. Résultats des prédictions du critère en fonction de la probabilité de rupture pour différents paramètres de Weibull m_1 pour des sollicitations de traction/torsion.....	152
Figure 4.156. Effet du paramètre m_1 sur les prévisions du critère dans le cas de sollicitation de traction biaxiale ($P_f = 0.5$)	153
Figure 4.157. Résultats du critère dans le cas de la traction biaxiale pour différentes probabilités de rupture pour deux paramètres de Weibull ($m=5$ et 20)	153
Figure 4.158. a) Prévision du critère en fonction du rapport de biaxialité pour différents paramètres de Weibull b) Prévisions du critère pour plusieurs probabilités de rupture pour un paramètre $m_2=5$	154
Figure 4.159. Prédications du critère et points expérimentaux pour l'alliage d'aluminium de fonderie .a) Diagramme Amplitude des contraintes-Rapport de charge b) Diagramme de Haigh avec le critère de Goodman, les points expérimentaux obtenus et les prédictions du modèle pour différentes valeurs du paramètre m_2	155
Figure 4.160. Limite de fatigue de torsion prédite par le critère pour différentes valeurs de paramètres m_2	155
Figure 4.161. Diagramme de Haigh adapté au cas de la traction équibiaxiale pour différents paramètres de Weibull pour l'alliage d'aluminium de fonderie	156
Figure 4.162. Diagramme de Dang Van présentant le critère de Dang Van ainsi que les prédictions du critère proposées pour l'alliage d'aluminium de fonderie	157
Figure 5.163. Faciès de rupture montrant l'amorçage des fissures de fatigue sur une zone pré-endommagée respectivement dans un alliage d'aluminium de fonderie (A) et un alliage 2024-O (B)	160
Figure 5.164. Bandes de glissement persistantes dans un grain.....	161
Figure 5.165. Recherche de l'état adapté pour un trajet de chargement affine A-B.	162
Figure 5.166. Organigramme de calcul du critère de Monchiet.....	164
Figure 5.167. Diagramme de Haigh des matériaux de la Table 29 comprenant les prédictions du modèle de Monchiet, de Dang Van et d'Huyen (Norm.)	167
Figure 5.168. Diagramme de Haigh des matériaux de la Table 29 comprenant les prédictions du modèle de Monchiet, du critère de Dang Van et de Huyen (Norm.) sous sollicitation de traction biaxiale.....	168
Figure 5.169. Diagramme $Ta-\Sigma h$ représentant le critère de Dang Van et de Monchiet du 25CrMo4 et du St35 a) Cas où $\Sigma h_{moy} = 0$ b) Cas où $\Sigma h_{amp} = 0$	169
Figure 5.170. Les deux étapes d'un chargement à forte valeur moyenne	170
Figure 5.171. Comportement du cristal dans le cas de sollicitations cycliques avec et sans endommagement.....	171
Figure 5.172. Algorithme de recherche de l'adaptation élastique.....	175
Figure 5.173. Courbe de τ_a en fonction du glissement plastique γ^p	176
Figure 5.174. Courbe du glissement plastique γ^p en fonction du nombre de cycles à l'état adapté.....	177
Figure 5.175. Evolution du glissement plastique γ^p en fonction de la porosité.....	177
Figure 5.176. Effet du paramètre de l'écroissage cinématique c sur les prédictions du modèle	178

Figure 5.177. Effet du glissement plastique cumulée critique y_c sur les prédictions du modèle	178
Figure 5.178. a) Effet du seuil de plasticité τ_0 sur les prédictions du modèle b) Effet du paramètre de l'écrouissage isotrope R_0 sur les prédictions du modèle.....	179
Figure 5.179. Organigramme du critère de prise en compte d'un pré-endommagement.....	180
Figure 5.180. Comportement monotone du matériau défini dans la table 36.....	180
Figure 5.181. Evolution de la porosité.....	181
Figure 5.182. Prédications du modèle dans un diagramme de Haigh pour différentes évolutions de la porosité et dans le cas d'un chargement de traction uniaxiale	182
Figure 5.183. Prédications du modèle dans un diagramme de Haigh pour différentes évolutions de la porosité et dans le cas d'un chargement de traction équibiaxiale	182
Figure 5.200. Phases de préparation des échantillons	207
Figure 5.201. Lieux d'observation des zones dans la culasse.....	207
Figure 5.186. Méthode de l'escalier pour l'AlSi7Cu05Mg03 (Flexion plane R=-1)	209
Figure 5.187. Méthode de l'escalier pour l'AlSi7Cu05Mg03 (Flexion plane R=0.1).....	209
Figure 5.188. Méthode de l'escalier pour l'AlSi7Cu05Mg03 (Flexion plane $\Sigma_{max} \approx R_e \approx 240$ MPa)	209
Figure 5.189. Méthode de l'escalier pour l'AlSi7Cu05Mg03 (Flexion plane $\Sigma_{moy} \approx R_e \approx 251$ MPa)	209
Figure 5.190. Méthode de l'escalier pour l'AlSi7Cu05Mg03 (Flexion plane $\Sigma_{max} \approx R_m \approx 295$ MPa)	210
Figure 5.191. Méthode de l'escalier pour l'AlSi7Cu05Mg03 (Traction uniaxial $\Sigma_{moy} = 82.5$ MPa) [Bellett et al 2005].....	210
Figure 5.192. Méthode de l'escalier pour l'AlSi7Cu05Mg03 (Traction uniaxial $\Sigma_{moy} = 172$ MPa) [Bellett et al 2005].....	210
Figure 5.193. Méthode de l'escalier pour l'AlSi7Cu05Mg03 (torsion R=-1).....	210
Figure 5.194. Méthode de l'escalier pour l'AlSi7Cu05Mg03 (compression-compression $\square_{max}=0$).....	211
Figure 5.195. Méthode de l'escalier pour l'AlSi7Cu05Mg03 (éprouvette os de chien sans peau de fonderie flexion plane R=-1).....	211
Figure 5.196. Résultats de l'escalier de l'AlSi7Cu05Mg03 (Flexion équibiaxiale R=0.1)	211
Figure 5.197. Résultats des escaliers conduits sur l'alliage 2024-O sous traction uniaxiale pour le rapport de charge R = -1 et $\Sigma_{moy} = 74.25$ MPa [Bellett et al 2009]	212
Figure 5.198. Méthode de l'escalier pour un 2024-O ($\Sigma_{max} \approx R_m - 20 \approx 0.375$)	212
Figure 5.199. Résultats de l'escalier du 2024-O (Traction biaxiale R=-1) [Bellett et al 2009]	212
Figure 5.200. Résultats de l'escalier du 2024-O (Traction biaxiale Contrainte principale $\Sigma_{11,moy}$ égal à 105 MPa) [Bellett et al 2009].....	213
Figure 5.201. Résultats de l'escalier du 2024-O (Traction biaxiale Contrainte principale $\Sigma_{11,moy}$ égal à 200 MPa) [Bellett et al 2009].....	213
Figure 5.202. Résultats de l'escalier de l'acier ER7 (Flexion équibiaxiale $\Sigma_{11,min} = \Sigma_{22,min} = 0$)	213
Figure 5.203. Différentes étapes de la fabrication d'une roue de train (document Valdunes) [Benabes 2006]	215
Figure 5.204. a) Microstructure de l'acier ER7 b) Microstructure de l'acier ER dans le plan (C,R) (MEB après attaque au nital) c) Inclusions de sulfure de manganèse et spectre en dispersion d'énergie sur une inclusion de MnS [Benabes 06].....	216

Figure 5.205. Essai de traction monotone de l'acier ER7 sous différentes conditions d'essais [Benabes 06]	217
Figure 5.206. Illustration du prelevement des éprouvettes dans la roue.....	217
Figure 5.207. Illustration des directions de prélevement des éprouvettes dans la roue [Benabes 2006].....	218
Figure 5.208. Géométrie de l'éprouvette disque pour l'AlSi7Cu05Mg03.....	219
Figure 5.209. Géométrie de l'éprouvette en X pour le 2024-O [Bellett et al 2009].....	219
Figure 5.210. VER dans un métal poreux	220
Figure 5.211. a) Modèle numérique 2D utilisé par les auteurs b) Différentes configurations du modèle [Gao et al 2004].....	225
Figure 5.212. a) Illustration du modèle numérique b) Conditions limites	226
Figure 5.213. Travail plastique/volume au premier quart de cycle sous sollicitation de traction uniaxial (80 MPa) pour un pore de géométrie circulaire	227
Figure 5.214. Diagramme Contrainte de Von Mises – Déformation de Von Mises à différents intervalles de cycles au point de singularité a) Chargement cyclique de traction uniaxial suivant l'axe X de 60 MPa b) Chargement cyclique de traction uniaxial suivant l'axe X de 80 MPa	228
Figure 5.215. a) Diagramme Déformation équivalente cumulée – Nombre de cycles pour différents chargements cycliques appliqués (Au point S) b) Diagramme Déformation équivalente – Nombre de cycles pour différents chargements appliqués (Au point S) c) Variation de la variable Dp pour différents chargements cycliques sous sollicitation de traction uniaxial	229
Figure 5.216. Schéma de présentation des différents comportements visualisés lors du chargement cyclique.....	229
Figure 5.217. Champ de de déformation plastique équivalente au premier quart de cycle pour un pore de géometrie circulaire (Chargement de 100 MPa) sous sollicitation a) Traction uniaxiale b) Traction équibiaxiale.....	230
Figure 5.218. Travail plastique/volume au premier quart de cycle sous sollicitation de traction équibiaxial (100 MPa) pour un pore de géometrie circulaire	230
Figure 5.219. a) Diagramme Déformation équivalente cumulée – Nombre de cycles pour différents chargements cycliques appliqués (Au point S) b) Diagramme Déformation équivalente – Nombre de cycles pour différents chargements appliqués (Au point S) c) Variation de la variable Dp pour différents chargements cycliques sous sollicitation de traction equibiaxiale.....	231
Figure 5.220. Modèle numérique utilisé a) pour le défaut de géométrie elliptique b) pour la géométrie de défaut accidenté.....	232
Figure 5.221. Travail plastique/volume a) Chargement de traction uniaxial (80 MPa) b) Chargement de traction equibiaxial (80 MPa) pour un défaut de géométrie elliptique.....	232
Figure 5.222. Travail plastique/volume a) Chargement de traction uniaxial (80 MPa) b) Chargement de traction equibiaxial (80 MPa) pour un défaut de géométrie accidentée.....	233
Figure 5.223. Modèle numérique utilisé pour l'étude de l'effet des particules de silicium ...	233
Figure 5.224. Champ de contraintes et de déformations de Von Mises cas de traction uniaxial suivant l'axe X avec présence de particules de silicium (chargement monotone 80 MPa) ...	234
Figure 5.225. Champ de contraintes et de déformations de Von Mises cas traction équibiaxial suivant l'axe X avec présence de particules de silicium (chargement monotone 80 MPa) ...	234
Figure 5.226. Champ de contraintes de Von Mises (à gauche) et travail plastique/volume (à droite)-Chargement de traction uniaxial suivant l'axe X avec présence de particules de	

silicium à différents nombres de cycles (Chargement cyclique 45 MPa) pour un cas de non-adaptation. 236

Liste des tableaux

Table 1	Caractéristiques mécaniques de l'acier 34CrMo4 [Baier 1970].....	26
Table 2	Composition chimique (% masse).....	38
Table 3	Propriétés mécaniques du matériau.....	40
Table 4	Propriétés mécaniques du matériau (2024-O)	44
Table 5	Limites de fatigue obtenues sous chargement de flexion plane et traction uniaxiale pour les différents rapports de charge pour l'AlSi7Cu05Mg03	51
Table 6	Limites de fatigue obtenue de l'AlSi7Cu05Mg03 sous chargement de torsion	51
Table 7	Limites de fatigue en traction (ou flexion plane) et torsion issus de la littérature	52
Table 8	Limites de fatigue obtenues de l'AlSi7Cu05Mg03 sous chargement de compression	53
Table 9	Résultats des essais obtenus pour le 2024-O pour les différents rapports de charge.....	55
Table 10	Méthode de l'escalier pour le 2024-O (contrainte moyenne fixe de 190 MPa).....	56
Table 11	Dénomination des groupes de matériaux testés par les auteurs [Gao et al 2004]	63
Table 12	Composition des différents groupes testés [Gao et al 2004].....	64
Table 13	Evolution des caractéristiques des pores après mise en charge à 310 MPa	80
Table 14	Limites de fatigue obtenues sur l'AlSi7Cu05Mg03	88
Table 15	Limites de fatigue obtenus sur le 2024-O.....	89
Table 16	Matériaux et références associées de la littérature.....	92
Table 17	Effets de moyenne pour un acier 30NCD16 [Froustrey et al 1988].....	96
Table 18	Effets de moyenne pour un acier 34Cr4 [Heidenreich 1983].....	96
Table 19	Limites de fatigue obtenus sur un St60 [El Magd et al 1977].....	96
Table 20	Paramètres de la simulation numérique.....	105
Table 21	Résultats des essais expérimentaux sous sollicitation équi-biaxiale pour l'AlSi7Cu0.5Mg0.3 et l'acier ER7	110
Table 22	Résultats des essais obtenus pour un alliage 2024-O dans le cas de chargements de tractions biaxiaux (éprouvette en croix rapport de biaxialité $k=0.4$) pour les différents rapports de charge.....	112
Table 23	Matériaux de l'étude.....	120
Table 24	Facteurs d'intensité de contrainte et vitesses de propagation en fonction du type de fissure et de la DAS [Caton et al 1998].....	132
Table 25	Tableau présentant la classification des éprouvettes et la fraction volumique de pores associés à chaque groupe d'échantillons testés [Linder et al 06].....	132
Table 26	Limites de fatigue obtenues et écarts-types associés à 5.10^6 cycles pour les différentes séries d'éprouvettes. [Linder et al 06]	133
Table 27	Valeurs expérimentales obtenues pour l'alliage AlSi7Cu0.5Mg0.3 de l'étude et déduites de la campagne expérimentale de [Fan et al 2003].	139
Table 28	Matériaux et références associées pour l'application du modèle de Monchiet	166
Table 29	Coefficients du modèle identifiés pour différents matériaux.....	166
Table 30	Expressions des coefficients k^* et μ^* en fonction du schéma d'homogénéisation	172
Table 31	Propriétés matériau et paramètres du critère	176
Table 32	Paramètres matériau du modèle	176
Table 33	Composition chimique de l'acier ER7 (données AEF)	214
Table 34	Propriétés mécaniques du matériau acier ER7 [Benabes 06].....	217
Table 35	Limites de fatigue pour l'acier ER7 [Benabes 2006].....	218
Table 36	Expressions des tenseurs A et C^* en fonction du schéma d'homogénéisation	223

Table 37 Expressions des paramètres tenseurs k^* et μ^* en fonction du schéma d'homogénéisation	224
Table 38 Paramètres des lois de comportement [Gao et al 2004].....	227
Table 39 Valeurs obtenues pour les deux sollicitations pour un défaut de géométrie cylindrique.....	231
Table 40 Valeurs obtenues pour les deux sollicitations avec et sans présence de particules de silicium	235
Table 41 Valeurs obtenues pour les deux sollicitations pour les différents types de configurations et géométrie de défauts étudiés	237
Table 42 effet de la contrainte moyenne dans le cas d'un défaut de géométrie circulaire sous chargement de traction uniaxial	238

Annexes

Annexe A

Données de fatigue de la littérature

Matériau : 25CrMo4	Sollicitation : Traction/Pression int.		s-1 = 361 MPa
Réf : [Mielke 1980]	Rm = 780 MPa		t-1 = 228 MPa
	Re = 660 MPa		N = 2.10 ⁶ cycles
$\Sigma_{11,moy}$	$\Sigma_{11,amp}$	$\Sigma_{22,moy}$	$\Sigma_{22,amp}$
150	336		
450	261		
340	289	170	146
340	261	170	261

Matériau : XC48	Sollicitation : Traction/Pression int.		s-1 = 423 MPa
Réf : [Simburger 1975]	Rm = 850 MPa		t-1 = 287 MPa
	Re =		N = 1.10 ⁵ cycles
$\Sigma_{11,moy}$	$\Sigma_{11,amp}$	$\Sigma_{22,moy}$	$\Sigma_{22,amp}$
183	183	367	367
308	308	339	339

Matériau : 30NCD16	Sollicitation : Flexion		s-1 = 695 MPa
Réf : [Froustrey et al 1988]	Rm = 1160 MPa		t-1 = 415 MPa
	Re = 1020 MPa		N = 1.10 ⁶ cycles
$\Sigma_{11,moy}$	$\Sigma_{11,amp}$	$\Sigma_{22,moy}$	$\Sigma_{22,amp}$
300	630		
450	550		
510	525		
600	535		

Matériau : 30NCD16	Sollicitation : Flexion		s-1 = 690 MPa
Réf : [Dubar 1980]	Rm = 1200 MPa		t-1 = 428 MPa
	Re = 1080 MPa		N = 1.10 ⁶ cycles
$\Sigma_{11,moy}$	$\Sigma_{11,amp}$	$\Sigma_{22,moy}$	$\Sigma_{22,amp}$
274	624		
442	588		
603	580		

Matériau : ST35	Sollicitation : Traction/Pression int.		s-1 = 206 MPa
Réf : [Issler 1973]	Rm = 395 MPa		t-1 = 123 MPa
	Re = 245 MPa		N = 1.5.10 ⁶ cycles
$\Sigma_{11,moy}$	$\Sigma_{11,amp}$	$\Sigma_{22,moy}$	$\Sigma_{22,amp}$
156	143		
153	139	153	139
169	154	92	77

Matériau : 34Cr4	Sollicitation : Traction biaxiale		s-1 = 343 MPa
Réf : [Heidenreich 1983]	Rm = 710 MPa		t-1 = 204 MPa
	Re = 550 MPa		N = 2.10 ⁶ cycles
$\Sigma_{11,moy}$	$\Sigma_{11,amp}$	$\Sigma_{22,moy}$	$\Sigma_{22,amp}$
		309	253
		290	245
274	225	274	225

Matériau : 34CrMo4	Sollicitation : Traction		s-1 = 382 MPa
Réf : [Baier 1970]	Rm = 902 MPa		t-1 = 284 MPa
	Re = 706 MPa		N =
$\Sigma_{11,moy}$	$\Sigma_{11,amp}$	$\Sigma_{22,moy}$	$\Sigma_{22,amp}$
314	304		
490	284		
686	196		

Matériau : Ti-6Al-4V	Sollicitation : Traction		s-1 = 404 MPa
Réf : [Bellow et al 1999]	Rm = 978 MPa		t-1 =
	Re = 930 MPa		N = 1.10 ⁷ cycles
$\Sigma_{11,moy}$	$\Sigma_{11,amp}$	$\Sigma_{22,moy}$	$\Sigma_{22,amp}$
309.7	253.4		
505.2	168.4		
843.3	93.7		

Matériau : 10HNAP	Sollicitation : Traction		s-1 = 252 MPa
Réf : [Kluger et al 1999]	Rm = 556 MPa		t-1 = 145 MPa
	Re = 414 MPa		N = 1.10 ⁷ cycles
$\Sigma_{11,moy}$	$\Sigma_{11,amp}$	$\Sigma_{22,moy}$	$\Sigma_{22,amp}$
75	238		
150	218		
225	203		

Annexe B Caractéristiques mécaniques entre culasse bouchée et mise en service

Afin de vérifier la santé matière suite au bouchage de la culasse, nous avons réalisé l'étude suivante permettant de comparer les deux types de culasses, la culasse non bouchée, prise comme référence et la culasse bouchée. La démarche suivie a été :

- Prélèvement dans la face flamme (zone de prélèvement des éprouvettes)
- Découpage en différents échantillons et enrobage
- Observation micrographique, calcul de DAS et dureté

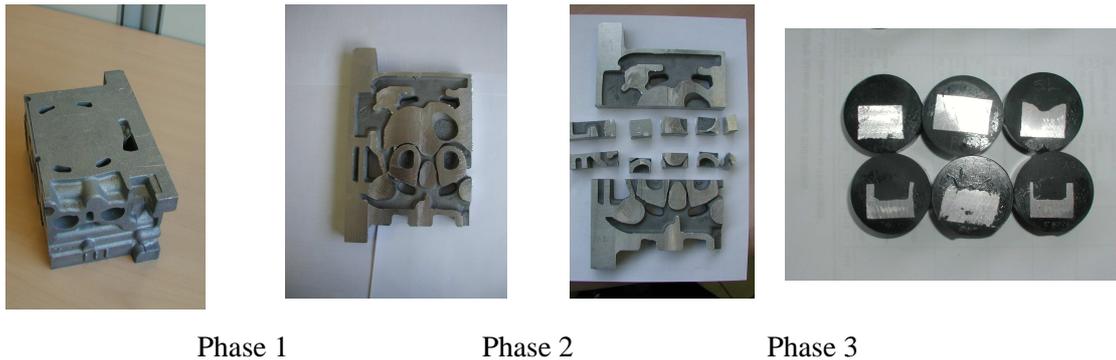


Figure 5.184. Phases de préparation des échantillons

Les lieux d'observation de la zone de refroidissement de la culasse sont décrits à la figure suivante.

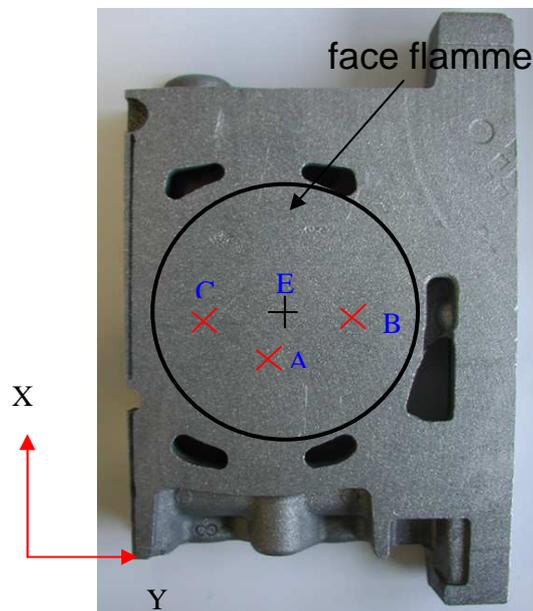


Figure 5.185. Lieux d'observation des zones dans la culasse

Pour chaque zone découpée, la D.A.S. a été calculée en tenant compte de ce repérage. Une moyenne est obtenue à partir d'une dizaine de résultats (sur la face flamme (F.F.) et à 5 mm dans la profondeur de la face flamme (F.O.F.F.)). Les mesures de dureté Brinell ont été conduites avec un diamètre de bille de 2,5 mm et l'effort de pénétration était de 62,5 kN. Une moyenne a été réalisée sur une dizaine de mesures. Quant au calcul de la taille des retassures, les aires ont été

calculées à l'aide du logiciel Visilog. Les résultats obtenus en différents points sont récapitulés dans le tableau suivant.

Point B	Culasse bouchée		Culasse non bouchée	
	F.O.F.F	F.F.	F.O.F.F.	F.F.
DAS (μm)	92	78.7	97.6	80
Dureté HB	104		105.8	
Retassures $\sqrt{\mu\text{m}^2}$	Nombre de retassures = 12		Nombre de retassures = 15	
	Max = 118.3		Max = 100	
	Min = 55.6		Min = 48.9	

Point A	Culasse bouchée		Culasse non bouchée	
	F.O.F.F	F.F.	F.O.F.F.	F.F.
DAS (μm)	131,7	79	84	71
Dureté HB	104		104	
Retassures $\sqrt{\mu\text{m}^2}$	Nombre de retassures = 22		Nombre de retassures = 9	
	Max = 141		Max = 114	
	Min = 51		Min = 61	

Point C	Culasse bouchée		Culasse non bouchée	
	F.O.F.F	F.F.	F.O.F.F.	F.F.
DAS (μm)	90	89	77	73
Dureté HB	104		104	
Retassures $\sqrt{\mu\text{m}^2}$	Nombre de retassures = 17		Nombre de retassures = 7	
	Max = 245		Max = 127	
	Min = 55		Min = 63	

Point E	Culasse bouchée		Culasse non bouchée	
	F.O.F.F	F.F.	F.O.F.F.	F.F.
DAS (μm)	98	90	74	77
Dureté HB	104		107	
Retassures $\sqrt{\mu\text{m}^2}$	Nombre de retassures = 23		Nombre de retassures = 6	
	Max = 92		Max = 134	
	Min = 48		Min = 63	

Le bouchage des culasses ne semble pas avoir affecté la santé matière. Les valeurs obtenues pour la D.A.S. sont assez proches pour les différentes zones. La dureté est semblable dans les différents échantillons et la dispersion obtenue sur la taille des retassures ne semble pas provenir du bouchage des culasses mais du procédé de coulée.

Annexe C Récapitulatifs des essais de fatigue pour les alliages AlSi7Cu05Mg03, 2024-O, ER7

AlSi7Cu05Mg03 : Flexion plane

N° épr.		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												X										O
80	-1.00	X		X		X		O						X			O		X		O		
70	-1.00		O		O		O									O				O			
N		1.0×10^8	2.0×10^8	9.66×10^8	2.0×10^8	1.76×10^8	2.0×10^8	6.73×10^8	1.12×10^8	2.91×10^8	8.98×10^8	2.0×10^8	2.0×10^8	1.16×10^8	5.7×10^8	2.0×10^8	2.0×10^8	2.0×10^8	2.0×10^8				

Figure 5.186. Méthode de l'escalier pour l'AlSi7Cu05Mg03 (Flexion plane R=-1)

N° épr.		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
N° épr.		FP18	FP19	FP20	FP21	FP22	FP23	FP24	FP25	FP26	FP27	
σ_{max} (MPa)	R											σ_s (MPa)
175	0.10											
165	0.10								X			74.3
155	0.10							O		X		69.8
145	0.10							O			X	65.3
135	0.10	X				O						61
125	0.10		X			O						56
115	0.10			O								51.8
N		1.8×10^8	1.97×10^8	2.0×10^8	5.73×10^8	3.59×10^8	7.59×10^8					

Figure 5.187. Méthode de l'escalier pour l'AlSi7Cu05Mg03 (Flexion plane R=0.1)

N° épr.		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
N° épr.		FP28	FP34	FP35	FP36	FP37	FP38	FP39	FP40	FP41	FP42	
σ_{min} (MPa)	R											σ_s (MPa)
206	0.86											
196	0.82											
186	0.78											27
176	0.73			O								32
166	0.69	X		O			O		O			37
156	0.65				O		X		X		X	42
146	0.61					X						47
N		1.2×10^8	2.0×10^8	2.0×10^8	2.0×10^8	1.73×10^8	1.34×10^8	2.0×10^8	1.18×10^8	2.0×10^8	1.9×10^8	

Figure 5.188. Méthode de l'escalier pour l'AlSi7Cu05Mg03 (Flexion plane $\Sigma_{max} \approx Re \approx 240$ MPa)

N° épr.		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
N° épr.		FP108	FP107	FP103	FP106	FP105	FP104					
σ_{amp} (MPa)	R											σ_s (MPa)
40	0.72											
30	0.79											
20	0.85	X		X		X		X		X		
10	0.92		O		O		O		O		O	
N		5.4×10^8	2.0×10^8	5.6×10^8	2×10^8	1.6×10^8	2.0×10^8	5.0×10^8	2.0×10^8	1.0×10^8	2.0×10^8	

Figure 5.189. Méthode de l'escalier pour l'AlSi7Cu05Mg03 (Flexion plane $\Sigma_{moy} \approx Re \approx 251$ MPa)

		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	
N° épr.		FPX	FP44	FP45	FP46	FP48	FP49	FP50	FP51	FP52	FP53		
σ_{\min} (MPa)	R												σ_s (MPa)
295	1.00												
285	0.96												
275	0.93	o		o		o		x		o			5
265	0.89		x		x		x				x		15
N		2.0×10^8	3.0×10^8	2.0×10^8	5.25×10^7	2.0×10^8	1.8×10^8	1.4×10^8	2.0×10^8	2.0×10^8	2.5×10^8		

Figure 5.190. Méthode de l'escalier pour l'AlSi7Cu05Mg03 (Flexion plane $\Sigma_{\max} \approx R_m \approx 295$ MPa)

Pour ces deux derniers escaliers, le critère de validité défini par la norme n'a pas été respecté

AlSi7Cu05Mg03 : Traction uniaxiale

		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	
N° épr.		EPL4	EPL3	EPL1	EPL7	EPL5	EPL3	EPL10	EPL9	EPL11			
σ_s (MPa)	R												σ_s (MPa)
75.6	0.960		x			x			x				73.02
			8.3×10^8			1.3×10^8			2.0×10^8				
65.7	0.129	x		x									65.74
55.9	0.208		o		x		x						55.88
48.0	0.299					o		x		x			45.89
38.1	0.405								o				38.1
N		2.95×10^8	2.4×10^8	4.89×10^8	4.85×10^8	2.4×10^8	1.31×10^8	1.3×10^8	2.4×10^8	4.15×10^8			

Figure 5.191. Méthode de l'escalier pour l'AlSi7Cu05Mg03 (Traction uniaxial $\Sigma_{\text{moy}} = 82.5$ MPa) [Bellett et al 2005]

		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	
N° épr.		EPL13	EPL12	EPL15	EPL17	EPL18	EPL19	EPL21	EPL20	EPL16			
σ_s (MPa)	R												σ_s (MPa)
51	0.54			x		x		x		x			
				6.09×10^8		4.22×10^8		1.75×10^8		2.76×10^8			
41	0.62	x											41
31	0.69		x		x		x		x				31
21	0.78			o		o		o		o			21
N		3.22×10^8	1.1×10^8	2.0×10^8	1.6×10^8	2.0×10^8	7.3×10^8	2.0×10^8	1.05×10^8	2.0×10^8			

Figure 5.192. Méthode de l'escalier pour l'AlSi7Cu05Mg03 (Traction uniaxial $\Sigma_{\text{moy}} = 172$ MPa) [Bellett et al 2005]

AlSi7Cu05Mg03 : Torsion

		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19
N° épr.		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							
80	-1.00													x			o			o
70	-1.00														o					
N		1.24×10^8	2.0×10^8	2.0×10^8	7.8×10^8	1.5×10^8	2.0×10^8	2.0×10^8	1.26×10^8	1.4×10^8	2.0×10^8	2.22×10^8	1.32×10^8	1.6×10^8	2.0×10^8	2.0×10^8	2.0×10^8	1.0×10^8	6.0×10^8	2.0×10^8

Figure 5.193. Méthode de l'escalier pour l'AlSi7Cu05Mg03 (torsion $R=-1$)

AlSi7Cu05Mg03 : Compression-compression

		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	
N° épr.		comp10	comp2	comp3	comp5	comp4	comp6	comp7	comp8	comp9			
Sm (MPa)	R												σ_{amp} (MPa)
-120	0.00						o						-120
-130	0.00				X			o		o			-130
-140	0.00				X				X		o		-140
-150	0.00			X									-150
-160	0.00	X											-160
N		?	?	?	?	2.0×10^5	2.0×10^5	?	2.0×10^5	2.0×10^5			

Figure 5.194. Méthode de l'escalier pour l'AlSi7Cu05Mg03 (compression-compression $\sigma_{max}=0$)

AlSi7Cu05Mg03 : Effet de la peau de fonderie

		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	
N° épr.		OS2	OS3	OS4	OS5	OS6	OS7	OS8	OS9	OS10	OS11		
σ_a (MPa)	R												σ_a (MPa)
110	-1.00												110
100	-1.00			X		X		X		X			100
90	-1.00		o		o		o		o		o		90
80	-1.00	o											80
70	-1.00												70
N		2.0×10^5	2.0×10^5	1.9×10^5	2.0×10^5	8.2×10^5	2.0×10^5	1.0×10^5	2.0×10^5	6.0×10^5	2.0×10^5		

Figure 5.195. Méthode de l'escalier pour l'AlSi7Cu05Mg03 (éprouvette os de chien sans peau de fonderie flexion plane $R=-1$)

AlSi7Cu05Mg03 : Flexion équilibiaxiale

		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	
N° épr.		CE41	CE44	CE39	CE37	CE34	CE31	CE28	CE30	CE21			
smax (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		1.0×10^5	1.9×10^5	?	2.0×10^5	2.0×10^5	9.8×10^5	1.29×10^5	1.58×10^5	2.0×10^5			

Figure 5.196. Résultats de l'escalier de l'AlSi7Cu05Mg03 (Flexion équilibiaxiale $R=0.1$)

2024-O :Traction uniaxiale

Table 4: Staircase (Al 2024, Uniaxial, $\sigma_{max} = 0$ MPa)

No.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Spec No.	T15	T17	T18	T21	T23	T24	T26	T28	T30		
σ_i (MPa)	R										
95	-1.00	x								3	0 0 0
90	-1.00	0	x				x		x	2	1 2 4
85	-1.00			x		0		0		1	2 2 2
80	-1.00				0					0	1 0 0
N		2.0×10^6	1.78×10^5	5.31×10^5	5.75×10^5	2.0×10^6	2.0×10^6	7.92×10^5	2.0×10^6	5.95×10^5	
											N ₁ A ₁ B ₁ 4 4 6

Table 5: Staircase (Al 2024, Uniaxial, $\sigma_{max} = 74.25$ MPa)

No.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Spec No.	T8	T9	T10	T11	T12	T13	T25	T27	T29		
σ_i (MPa)	R										
75.75	-0.010			x		x				3	0 0 0
70.75	0.024		0		0		x			2	2 4 8
65.75	0.061	0						x		1	1 1 1
60.75	0.100	0							x	0	1 0 0
N		2.0×10^6	2.0×10^6	2.0×10^6	1.35×10^6	2.0×10^6	4.47×10^5	4.91×10^5	9.78×10^5	1.24×10^6	
											N ₁ A ₁ B ₁ 4 5 9

Figure 5.197. Résultats des escaliers conduits sur l'alliage 2024-O sous traction uniaxiale pour le rapport de charge $R = -1$ et $\Sigma_{moy} = 74.25$ MPa [Bellett et al 2009]

		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
N° épr.		Al2	Al3	Al4	Al5	Al6	Al7					
σ_{min} (MPa)	R											σ_3 (MPa)
130												
120												
110												
100		0		0								100
90			X		0				0		0	110
80					0		X			X		120
70						X						130
N		2.0×10^6	8.1×10^5	2.0×10^6	2.0×10^6	2.0×10^6	6.5×10^5	4.8×10^5	2.0×10^6	??	2.0×10^6	

Figure 5.198. Méthode de l'escalier pour un 2024-O ($\Sigma_{max} \approx R_m - 20 \approx 0.375$)

Al2024-O :Traction biaxiale (k=0.4)

		1	2	3	4	5	6
N° épr.		TB20	TB21	TB24b	TB26	TB27	TB28
$\sigma_{1,a}$	R						
100	-1.000	X					
							0
105	-1.000						105
95	-1.000		X	X	X	X	95
85	-1.000			0		0	85
N		1.26×10^6	3.92×10^5	2.00×10^6	7.22×10^5	1.80×10^6	

Figure 5.199. Résultats de l'escalier du 2024-O (Traction biaxiale $R=-1$) [Bellett et al 2009]

		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
N° épr.		TB8	TB7	TB9	TB11	TB13	TB14	TB10	TB15	TB17		
$\sigma_{1,a}$	R											$\sigma_{1,a}$
106	-0.005											106
96	0.045		X		X							96
86	0.099	O		O		X		X		O		86
76	0.160						O		O			76
N		2.0×10^5	1.8×10^5	2.0×10^5	2.3×10^5	1.5×10^5	2.0×10^5	5.1×10^5	2.0×10^5	2.0×10^5		

Figure 5.200. Résultats de l'escalier du 2024-O (Traction biaxiale Contrainte principale Σ_{11} , moy égal à 105 MPa) [Bellett et al 2009]

		1	2	3	4	5	6	7	8	9	
N° épr.		TB18	TB16	TB18	TB18	TB18	TB22	TB23	TB24		
$\sigma_{1,a}$	R										$\sigma_{1,max}$
50	0.60					X					250.0
45	0.63				O		X		X		245.0
40	0.67			O				O			240.0
35	0.70		O								235.0
30	0.74	O									230.0
N		2.0×10^5	2.0×10^5	2.0×10^5	2.0×10^5	5.98×10^5	6.14×10^5	2.0×10^5	1.67×10^6		

Figure 5.201. Résultats de l'escalier du 2024-O (Traction biaxiale Contrainte principale Σ_{11} , moy égal à 200 MPa) [Bellett et al 2009]

Acier ER7 : Flexion équibiaxiale

		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	
N° épr.		CE26	CE40	CE33	CE24	CE29	CE25	CE22	CE32	CE38			
s_{max} (MPa)	R												σ_a (MPa)
560													280
540													270
520		X						X		X			260
500			X		X		O		O				250
480				O		O							240
N		2.2×10^5	1.1×10^5	2.0×10^5	3.4×10^5	2.0×10^5	2.0×10^5	2.0×10^5	2.0×10^5	2.7×10^5			

Figure 5.202. Résultats de l'escalier de l'acier ER7 (Flexion équibiaxiale $\Sigma_{11,min} = \Sigma_{22,min} = 0$)

Annexe D Acier ER7 [Benabes 2006]

L'acier ER7 est utilisé par la société Valdunes pour la fabrication de roues dans le domaine ferroviaire. L'ensemble des informations présent dans cette annexe provient de la thèse de [Benabes 2006].

La composition chimique typique de l'acier ER7 [ERRI 2004] étudié est donnée dans le tableau suivant

Eléments	Fe	C	Mn	Si	P	S
(%) massique	base	0,52	0,73	0,33	0,013	0,009
Eléments	Ni	Cr	Cu	Mo	V	Al
(%) massique	0,08	0,25	0,12	0,03	<0,01	0,02

Table 33 Composition chimique de l'acier ER7 (données AEF)

Cet acier est proche au niveau des pourcentages massiques des différents éléments d'un acier C45 selon la désignation AFNOR.

Les roues sont issues de blocs cylindriques tronçonnés. Chacun de ces blocs est chauffé puis décalaminé. Le forgeage à chaud constitue l'opération principale de mise en forme de la roue. Il est réalisé, sur une presse de 6000 tonnes, en trois phases : ébauche, préformage puis « perçage » du moyeu. La pièce est « laminée » verticalement, puis subit un « ondulage » sous une seconde presse de 5000 tonnes. La roue est enfin soumise à plusieurs traitements thermiques. Tout d'abord une austénisation à environ 880°C, puis une trempe par jets d'eau pendant 100 à 400 secondes selon sa géométrie et enfin un revenu à 500°C pendant deux heures. Ces différentes opérations, représentées sur la Figure 5.203, confèrent au matériau sa microstructure et son comportement mécanique, aspects traités dans la suite de cette annexe.

Les observations montrent une microstructure ferrito-perlitique, avec perlite lamellaire (Figure 5.204.b.). La morphologie de cette microstructure est anisotrope, avec une variation locale du taux de ferrite. Dans la plan désigné (C,R), on peut noter qu'il n'y a pas d'orientation privilégiée des grains, alors que dans les plans (C,T) et (R,T), les grains sont allongés perpendiculairement à la direction transverse (Figure 5.204.a.). Ce sens privilégié de la microstructure correspond à la direction de forgeage de la roue.

Les auteurs signalent notamment la présence de deux populations d'inclusions : sulfure de manganèse MnS (Figure 5.204.c.) de taille comprise entre 50 et 100 μm et alumine (Al_2O_3) inférieure à 10 μm . Les inclusions sont systématiquement localisées dans la ferrite.

Les caractéristiques monotones de ce matériau obtenues sont présentées à la Figure 5.205. Les essais AEF et Lamefip ont été réalisés en pilotant l'essai en déplacement. Pour l'essai Lamefip, cet essai a été arrêté avant rupture, afin d'éviter tout endommagement de l'extensomètre.

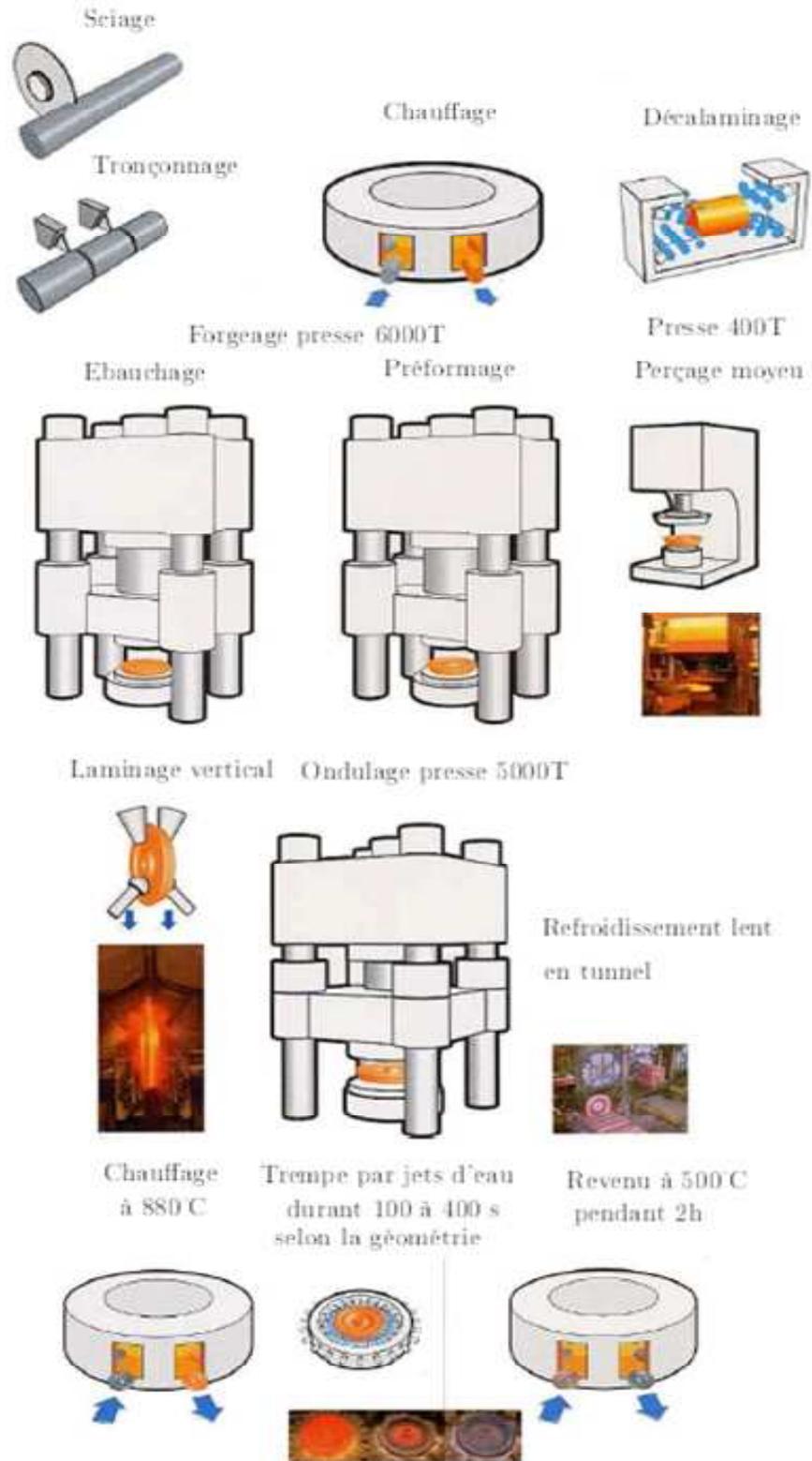


Figure 5.203. Différentes étapes de la fabrication d'une roue de train (document Valdunes) [Benabes 2006]

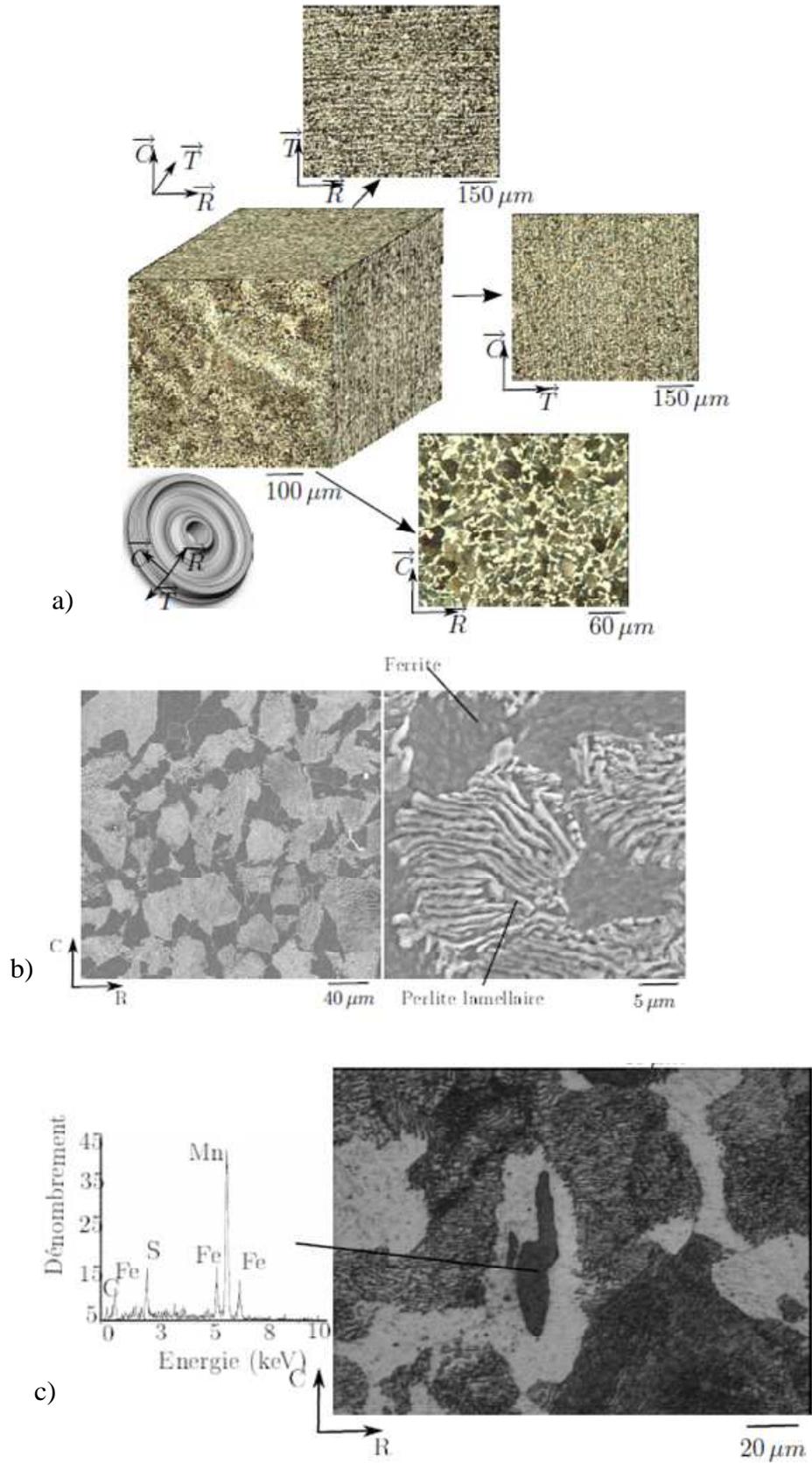


Figure 5.204. a) Microstructure de l'acier ER7 b) Microstructure de l'acier ER dans le plan (C,R) (MEB après attaque au nital) c) Inclusions de sulfure de manganèse et spectre en dispersion d'énergie sur une inclusion de MnS [Benabes 06]

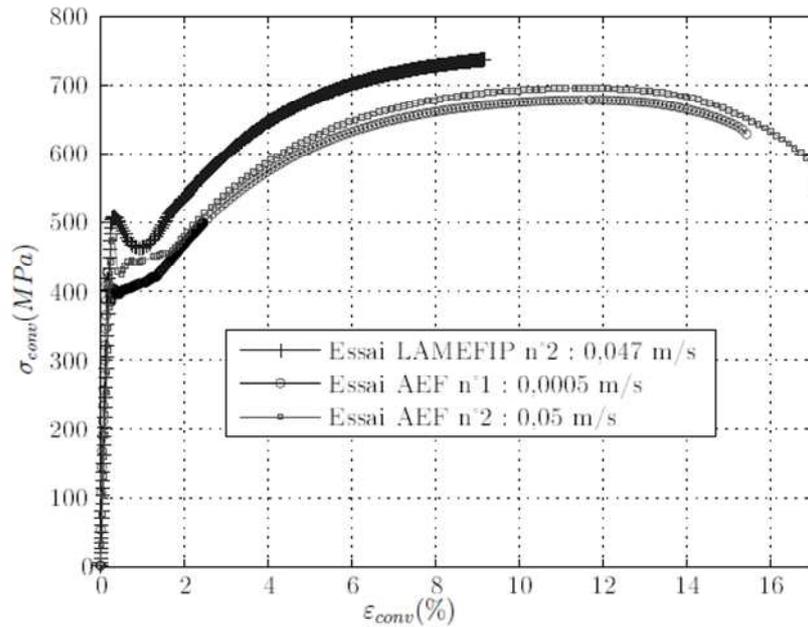


Figure 5.205. Essai de traction monotone de l'acier ER7 sous différentes conditions d'essais [Benabes 06]

Les propriétés mécaniques obtenues sont résumées dans le tableau suivant.

Module de Young E	Limite d'élasticité à 0.2% σ_y	Résistance à la rupture, σ_{UTS}	Allongement à rupture A
186 - 218 GPa	370-499 MPa	605-706 MPa	17-26 %

Table 34 Propriétés mécaniques du matériau acier ER7 [Benabes 06]

Les éprouvettes ont été directement prélevées dans les roues de train au niveau de la toile selon le plan désigné (C,R).

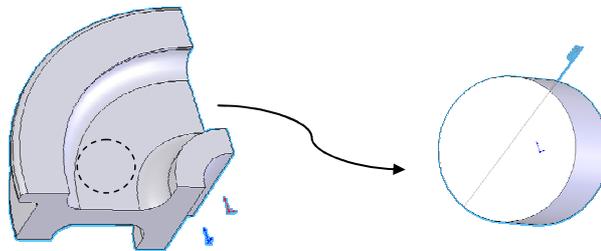


Figure 5.206. Illustration du prelevement des éprouvettes dans la roue

[Benabes 2006] a réalisé un certain nombre d'essais cycliques sous le rapport de charge $R=-1$, permettant d'obtenir certaines limites de fatigue du matériau, en traction, flexion plane, flexion rotative, torsion et flexion plane-torsion combinées. Les données obtenues sont résumées à la Table 35, pour un nombre de cycles égal à $2 \cdot 10^6$ cycles.

	Contrainte (MPa)
Traction	271
Flexion plane	295
Flexion rotative	282
Torsion	198
Flexion plane + torsion (déphasée de 90°)	252 (flexion) et 157 (torsion)

Table 35 Limites de fatigue pour l'acier ER7 [Benabes 2006]

Les éprouvettes utilisées dans cette campagne d'essais ont été prélevées dans une seule et même roue de train, et selon la direction radiale ou circonférentielle comme indiquée sur la Figure 5.207.

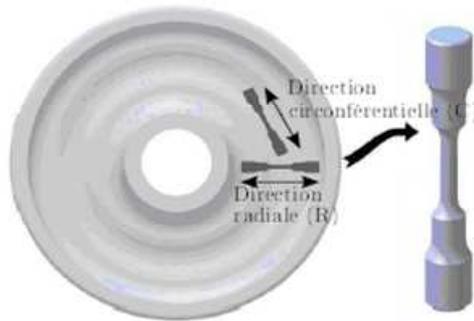


Figure 5.207. Illustration des directions de prélèvement des éprouvettes dans la roue [Benabes 2006]

Annexe E Géométrie et dimensions des éprouvettes

Les dimensions de l'éprouvette disque utilisé pour l'alliage d'aluminium de fonderie sont présentées à la Figure 5.208. Les dimensions de cette éprouvette ont été modifiées pour le cas de l'acier ER7 afin de rester dans les capacités de charge de la machine. Ainsi l'épaisseur de l'éprouvette est passée de 8 à 6 mm, et l'épaisseur au niveau de la calotte de 5 à 4 mm.

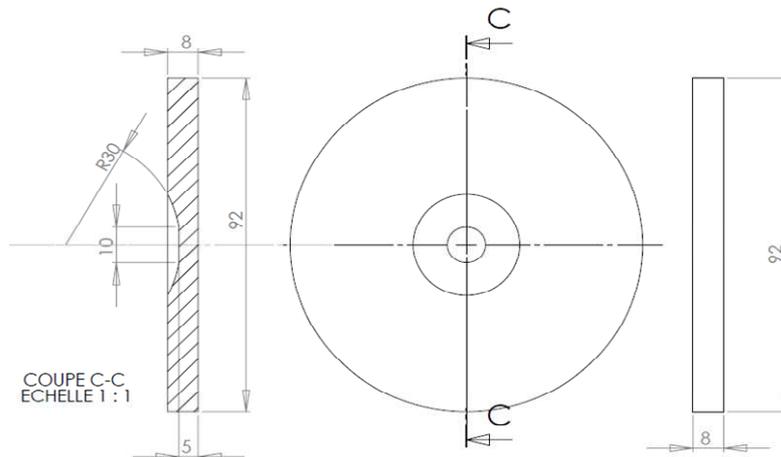


Figure 5.208. Géométrie de l'éprouvette disque pour l'AlSi7Cu05Mg03

Concernant l'éprouvette en X utilisée par [Bellett et al 09] pour les essais sur 2024-O, la géométrie (obtenue après optimisation) est présentée à la Figure 5.209.

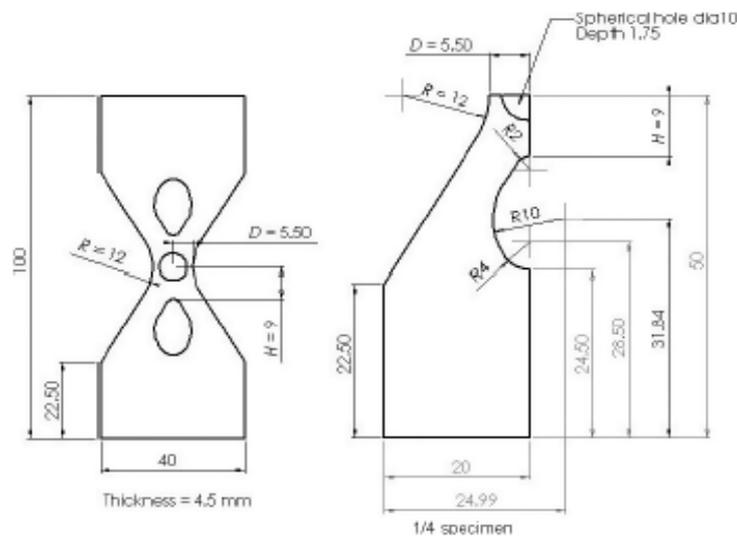


Figure 5.209. Géométrie de l'éprouvette en X pour le 2024-O [Bellett et al 2009]

L'ensemble des éprouvettes pour les trois matériaux présentés ont toutes été polies manuellement au papier abrasif jusqu'à la granulométrie 2000, puis à la pâte diamantée jusqu'à 1 μm . Pour le cas de l'éprouvette en X, le polissage à la pâte diamantée n'a concerné uniquement que la zone utile (zone centrale de l'éprouvette).

Annexe F Modèle de Gurson

Le modèle micromécanique de Gurson [Gurson 1977] décrit la croissance d'une cavité sphérique. L'endommagement est modélisé par une grandeur f , représentant la présence de porosité au sein du matériau. On considère dans cette approche, un VER d'un métal poreux. On note Ω le domaine total (matière et vides) et w celui occupé par les cavités.

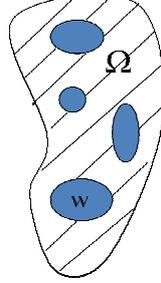


Figure 5.210. VER dans un métal poreux

On appelle porosité, ou fraction volumique de vide, la quantité :

$$f = \frac{w}{\Omega} \quad (5.177)$$

L'hypothèse formulée dans cette approche est que le matériau est rigide parfaitement plastique. La démarche consiste à postuler un champ de vitesses dans la matrice solide. Le volume Ω est soumis en son bord à des conditions de taux de déformation homogène. Le tenseur des contraintes macroscopiques $\bar{\Sigma}$ est défini par :

$$\bar{\Sigma} = (1 - f) \langle \bar{\sigma}(x) \rangle_{\Omega-w} \quad (5.178)$$

Où $\langle \cdot \rangle_{\Omega-w}$ représente l'opérateur de moyenne sur le volume sain.

Le tenseur \bar{D} , appelé taux de déformation macroscopique, est défini par :

$$\bar{D} = \langle \bar{d}(x) \rangle_{\Omega} \quad (5.179)$$

\bar{d} étant le taux de déformations microscopiques.

Ainsi, l'expression de la dissipation plastique macroscopique, appelée $\Pi(D)$ est la suivante :

$$\bar{\Sigma} : \bar{D} = \Pi(\bar{D}) = (1 - f) \langle \bar{\sigma}(x) : \bar{d}(x) \rangle_{\Omega-w} \quad (5.180)$$

Cette relation constitue le lemme de Hill-Mandel. La surface de charge est déduite de la dissipation macroscopique par la relation classique :

$$\bar{\Sigma} = \frac{\partial \Pi}{\partial \bar{D}}(\bar{D}) \quad (5.181)$$

L'équation qui précède fournit le moyen de trouver la frontière de l'ensemble des contraintes macroscopiques potentiellement supportables. Le passage à la dissipation plastique microscopique entraîne la recherche d'une minimisation à réaliser sur cette quantité. L'ensemble des éléments présentés ici permettent d'aboutir à la construction du modèle de Gurson. Le détail des opérations peuvent être retrouvés dans l'ouvrage de [Leblond 2003].

La première étape dans la formulation du critère consiste à postuler un champ de vitesses, puis à calculer la dissipation plastique macroscopique et microscopique, et à rechercher l'ensemble des contraintes macroscopiques potentiellement supportables.

On considère une sphère creuse de rayon intérieur a , extérieur b , définissant une porosité $f = a^3/b^3$. Le matériau constitutif est rigide-parfaitement plastique et obéit au critère de Von Mises et à la loi d'écoulement associée. Le champ de vitesses dans la matrice solide est supposé du même type que celui proposé par [Rice et Tracey 1969]. Le champ de vitesses choisi est le suivant :

$$\bar{v}(x) = \frac{\alpha}{r^2} \bar{e}_r + \beta \bar{x} \quad (5.182)$$

Il est composé d'un premier champ radial incompressible décrivant l'expansion de la cavité du volume extérieur, en coordonnées sphériques. Le second correspond à un taux de déformation uniforme déviatorique. Il décrit le changement de forme de la cavité et du volume extérieur. α et β sont des constantes. La dissipation plastique microscopique vaut alors :

$$\pi(\bar{d}(x)) = \sigma_o d_{equ}(x) \quad (5.183)$$

σ_o étant le seuil de plasticité de la matrice en traction simple.

Le majorant de la dissipation plastique macroscopique vaut après quelques manipulations [Leblond 2003]:

$$\Pi(\bar{D}) = \sigma_o \left[2D_h \arg \sinh \left(\frac{2D_h x}{D_{equ}} \right) - \sqrt{4D_h^2 + \frac{D_{equ}^2}{x^2}} \right]_{x=1}^{x=1/f} \quad (5.184)$$

Avec $D_h = \frac{1}{3} \text{tr}(\bar{d})$ et $D_{equ} = \left(\frac{2}{3} \bar{D}' : \bar{D}' \right)^{1/2}$.

La dissipation plastique macroscopique ne dépendant de D qu'à travers D_h et D_{equ} , il en résulte que :

$$\Sigma_{ij} = \frac{\partial \Pi}{\partial D_m} \frac{\partial D_m}{\partial D_{ij}} + \frac{\partial \Pi}{\partial D_{eq}} \frac{\partial D_{eq}}{\partial D_{ij}} \quad (5.185)$$

L'auteur en déduit finalement le critère :

$$\frac{\Sigma_{equ}^2}{\sigma_o^2} + 2f \cosh \left(\frac{3 \Sigma_h}{2 \sigma_o} \right) - 1 - f^2 = 0 \quad (5.186)$$

Cette équation constitue le critère macroscopique approché de Gurson. Dans le cas où la porosité $f=0$, le critère correspond à celui de Mises.

La rupture ductile est un processus décrit par trois phases successives : la germination, la croissance et la coalescence des cavités. Ces trois étapes sont décrites à travers la loi d'évolution du paramètre f .

Annexe G Calcul de l'opérateur tangent T

La fonction de charge choisie, celle du modèle de Gurson, étendue à l'écroissage cinématique et isotrope, est la suivante :

$$F = \left(\frac{\bar{B}:\bar{\Delta}}{\tau_d} \right)^2 + 2f \cosh \left\{ \frac{3}{2} \frac{B_h}{\tau_h} \right\} - 1 - f^2 \quad (\text{G.1})$$

La condition $\dot{F} = 0$ implique :

$$\frac{\partial F}{\partial \Sigma_{ij}} \dot{\Sigma}_{ij} + \frac{\partial F}{\partial \tau_d} \dot{\tau}_d + \frac{\partial F}{\partial \tau_h} \dot{\tau}_h + \frac{\partial F}{\partial X_d} \dot{X}_d + \frac{\partial F}{\partial X_h} \dot{X}_h + \frac{\partial F}{\partial f} \dot{f} = 0 \quad (\text{G.1})$$

D'où $\dot{\gamma} = \bar{T} : \dot{\bar{\Sigma}}$

$$\text{Avec } \bar{T} = \frac{1}{H} \left[2 \frac{\bar{B}:\bar{\Delta}}{\tau_d^2} \bar{\Delta} + \frac{1}{\sqrt{3}\tau_h} \sinh \left\{ \frac{\sqrt{3}}{2} \frac{B_h}{\tau_h} \right\} \bar{I} \right]$$

$$H = 2\epsilon \frac{(\bar{B}:\bar{\Delta})^2}{\tau_d^3} T_d + 2c \frac{\bar{B}:\bar{\Delta}}{\tau_d^2} - 2\epsilon E \cosh \left\{ \frac{\sqrt{3}}{2} \frac{B_h}{\tau_h} \right\} + 2\epsilon f \frac{\sqrt{3}}{\tau_h} \sinh \left\{ \frac{\sqrt{3}}{2} \frac{B_h}{\tau_h} \right\} \left\{ \frac{B_h}{\tau_h} T_h + \frac{2c}{\sqrt{3}} Z_h \right\}$$

Avec $\epsilon = \text{sign } \dot{\gamma}$

Nous supposons que l'écroissage latent h est égal à 0. Les relations obtenues sont les suivantes :

La loi d'évolution de la porosité est donnée par $\dot{f} = E \dot{\gamma}_{cum}$ avec :

$$E = f \frac{\sqrt{3}}{2} \frac{\tau_d^2}{\tau_h |\bar{B}:\bar{\Delta}|} \sinh \left\{ \frac{\sqrt{3}}{2} \frac{B_h}{\tau_h} \right\}$$

On note ensuite les paramètres Z_d et Z_h par :

$$Z_d = -\frac{2}{\sqrt{3}} E \ln(f)$$

$$Z_h = -\frac{2}{\sqrt{3}} E$$

tel que

$$\dot{\xi}^h = Z_h \dot{\gamma}_{cum}$$

Les lois d'évolution des paramètres d'écroissage s'écrivent alors, en supposant nul le paramètre d'écroissage latent et en négligeant telle que le suggère [Monchiet 2006] le paramètre ξ^d :

$$\dot{\tau}_d = T_d \dot{\gamma}_{cum} \text{ avec } T_d = R_o$$

$$\dot{\tau}_h = T_h \dot{\gamma}_{cum} \text{ avec } T_h = R_o \left\{ -\frac{|Z_h|}{\ln(f)} + \frac{E \xi_{cum}^h}{f \ln(f)^2} \right\}$$

$$\dot{X}_d = (c + \mu^*) \dot{\gamma} \text{ et } \dot{X}_h = \left[\frac{2c}{\sqrt{3}} Z_h + k^* E \right] \dot{\gamma}_{cum}$$

Pour le cas spécifique du critère de *Monchiet*, il est conseillé de se reporter à l'annexe de l'ouvrage de [Monchiet 2006].

Annexe H Passage micro-macro [Monchiet 2006]

Cette partie, dédié au passage micro-macro dans la modélisation proposé au chapitre V est reprise de l'ouvrage [Monchiet 2006].

Dans le cadre de la FGNC, le mécanisme prépondérant est la plasticité de quelques grains défavorablement orientés à l'échelle locale. Ces constatations justifient pleinement l'utilisation d'une approche multi-échelle. Le passage des grandeurs macroscopiques aux grandeurs microscopiques se fait par une opération de localisation. Les schémas auxquelles nous allons nous intéresser sont celui de Lin-Taylor, de Sachs et auto-cohérent. Pour ce passage micro-macro, nous reprenons les travaux établis par Monchiet.

Le modèle de Lin-Taylor, utilisée dans l'approche de Dang Van suppose une égalité des déformations aux deux échelles :

$$\bar{\bar{E}} = \bar{\bar{\epsilon}} = \bar{\bar{\epsilon}}^e + \bar{\bar{\epsilon}}^p \quad (5.2)$$

L'approche de Sachs suppose quand à elle l'égalité des contraintes aux deux échelles, d'où sa loi d'interaction :

$$\bar{\bar{\sigma}} = \bar{\bar{\Sigma}} \quad (5.3)$$

Dans le modèle de Kröner, basé sur le schéma auto-cohérent, le comportement élastique du matériau et de ses constituants est supposé être le même, on a égalité des tenseurs de rigidité, $\bar{\bar{C}} = \bar{\bar{c}}$. La loi d'interaction, de type accommodation élastique s'écrit donc :

$$\bar{\bar{\sigma}} = \bar{\bar{\Sigma}} - \bar{\bar{C}} : \left(\bar{\bar{I}} - \bar{\bar{P}} : \bar{\bar{C}} \right) : \bar{\bar{\epsilon}}^p \quad (5.4)$$

Où $\bar{\bar{P}}$ est le tenseur d'ordre quatre de Hill, qui dépend des propriétés élastiques du milieu environnant, et de la géométrie de l'inclusion. Pour des inclusions sphériques, plongées dans un milieu infini, celui-ci s'écrit classiquement :

$$\bar{\bar{P}} = \frac{\kappa_1}{3k} \bar{\bar{J}} + \frac{\kappa_2}{2\mu} \bar{\bar{K}} \quad (5.5)$$

$$\text{avec } \kappa_1 = \frac{1}{3} \frac{1+\nu}{1-\nu} \text{ et } \kappa_2 = \frac{2}{15} \frac{4-5\nu}{1-\nu} \quad (5.6)$$

où ν est le coefficient de poisson de l'agrégat.

Il est commode de noter que l'ensemble des lois d'interaction présentées peuvent se mettre sous la forme générale suivante :

$$\bar{\bar{\sigma}} = \bar{\bar{A}} : \bar{\bar{\Sigma}} - \bar{\bar{C}}^* : \bar{\bar{\epsilon}}^p \quad (5.7)$$

$\bar{\bar{A}}$ et $\bar{\bar{C}}^*$, sont les tenseurs d'ordre 4, définis par :

	$\bar{\bar{A}}$	$\bar{\bar{C}}^*$
Sachs	$\bar{\bar{I}}$	0
Auto-cohérent	$\bar{\bar{C}} : \left\{ \bar{\bar{I}} + \bar{\bar{P}} : (\bar{\bar{C}} - \bar{\bar{C}}^l) \right\}^{-1} : (\bar{\bar{C}}^l)^{-1}$	$\bar{\bar{C}} : \left\{ \bar{\bar{I}} + \bar{\bar{P}} : (\bar{\bar{C}} - \bar{\bar{C}}^l) \right\}^{-1} : (\bar{\bar{I}} - \bar{\bar{P}} : \bar{\bar{C}}^l)$
Lin-Taylor	$\bar{\bar{C}} : (\bar{\bar{C}}^l)^{-1}$	$\bar{\bar{C}}$

Table 36 Expressions des tenseurs $\bar{\bar{A}}$ et $\bar{\bar{C}}^*$ en fonction du schéma d'homogénéisation

Il s'ensuit que la pression hydrostatique, σ_h , et la cission sur le plan de glissement prédominant, τ , qui interviennent de manière implicite dans l'expression du critère de fatigue, sont définies par :

$$\tau = \bar{\sigma} : \bar{\Delta} = \bar{\Sigma} : \bar{A} : \bar{\Delta} - \bar{\Delta} : \bar{C}^* : \bar{\varepsilon}^p \quad (5.8)$$

$$\sigma_h = \frac{1}{3} tr(\bar{\sigma}) = \frac{1}{3} \bar{\Sigma} : \bar{A} : \bar{1} - \frac{1}{3} \bar{1} : \bar{C}^* : \bar{\varepsilon}^p \quad (5.9)$$

En considérant un premier cas particulier, celui où le polycristal et ces constituants possèdent le même comportement élastique ($\bar{C} = \bar{C}^j$). Dans ce cas $\bar{1} = \bar{A}$ pour les différents modèles présentés. Pour les trois modèles d'homogénéisation proposée, on a :

$$\tau = \bar{\Sigma} : \bar{\Delta} - \mu^* \gamma \quad (5.10)$$

$$\sigma_h = \Sigma_h - 3k^* \varepsilon_h^p \quad (5.11)$$

Les coefficients, en fonction des schémas d'homogénéisation, sont donnés dans le tableau suivant.

	Sachs	Lin-Taylor	Auto-cohérent (Bui)
k^*	o	k	$k(1-\kappa_1)$
μ^*	o	μ	$\mu(1-\kappa_2)$

Table 37 Expressions des paramètres tenseurs k^* et μ^* en fonction du schéma d'homogénéisation

Avec $\kappa_1 = \frac{1+2\nu}{3(1-\nu)}$ et $\kappa_2 = \frac{2}{15} \frac{4-5\nu}{1-\nu}$ pour le cas d'inclusions sphériques.

Par souci de simplicité, nous garderons cette dernière hypothèse pour notre étude. Compte tenu des relations de passage à l'échelle microscopique (5.144) et (5.145), le critère de plasticité du cristal s'écrit aussi :

$$F = \left(\frac{\bar{\Sigma} : \bar{\Delta} - X_d^*}{\tau_d} \right)^2 + 2f \cosh \left\{ \frac{3}{2} \frac{\Sigma_h - X_h^*}{\tau_h} \right\} - 1 - f^2 \quad (5.12)$$

Dans cette fonction de charge, les paramètres de la loi d'écroutissage cinématique incluent les paramètres du schéma d'homogénéisation et s'écrivent de la façon suivante :

$$X_d^* = ((1-f)c + \mu^*) \gamma_{amp} \text{ et } X_h^* = \frac{2c}{\sqrt{3}} \xi^h + 3k^* \varepsilon_{h,amp}^p \quad (5.13)$$

Quand aux composantes de l'écroutissage isotrope, ces derniers ne sont pas affectés par le changement d'échelle et sont égales aux relations :

$$\tau_d = \tau_0 + R_o \gamma_{cum} \text{ et } \tau_h = \tau_0 + R_o \xi_{cum}^h \quad (5.14)$$

Néanmoins, il est important de signaler qu'en reprenant les simulations réalisées par Monchiet, qu'à l'adaptation, le schéma d'homogénéisation n'a pas d'influence sur le comportement en fatigue à grand nombre de cycles sur la structure. Les paramètres γ_{amp} et $\varepsilon_{h,amp}^p$ tendent en effet vers des valeurs nulles dû à l'état adapté de la structure. Cet aspect sera repris un peu plus loin.

Annexe I

Simulation numérique du comportement élastoplastique cyclique autour des pores

5.4.1 Introduction

Afin de tenir compte de l'effet des hétérogénéités microstructurales, et en particulier des pores, il a été choisi, dans la partie précédente consacrée à la mise en place d'une approche probabiliste, de considérer que les pores conduisaient très rapidement, pour des niveaux de charge autour de la limite de fatigue, à l'apparition d'une microfissure dont on évaluait la capacité à se propager sous l'action du chargement macroscopique appliqué. Dans ce cadre, le comportement élastoplastique dans la (ou les) zone(s) de plus forte concentration de contrainte des défauts n'a pas été considéré. Il est pourtant à l'origine direct de l'apparition de la microfissure dont la capacité à se propager conditionne d'après nous la tenue en fatigue à grand nombre de cycles. Certains auteurs [Billaudeau et al 2004, Morel et al 2009] choisissent d'estimer les champs mécaniques autour des défauts et leur appliquent un critère de fatigue tenant compte du gradient des contraintes afin de prévoir la tenue en fatigue de matériaux métalliques contenant des défauts de différentes tailles et géométries. Dans le cas particulier des alliages d'aluminium de fonderie, [Gao et al 2004] introduisent la notion de « *micro-cell model* » en modélisant un volume représentatif des différents hétérogénéités (pore, particules de silicium et intermétalliques) présentes dans ce type d'alliage (Figure 5.211.).

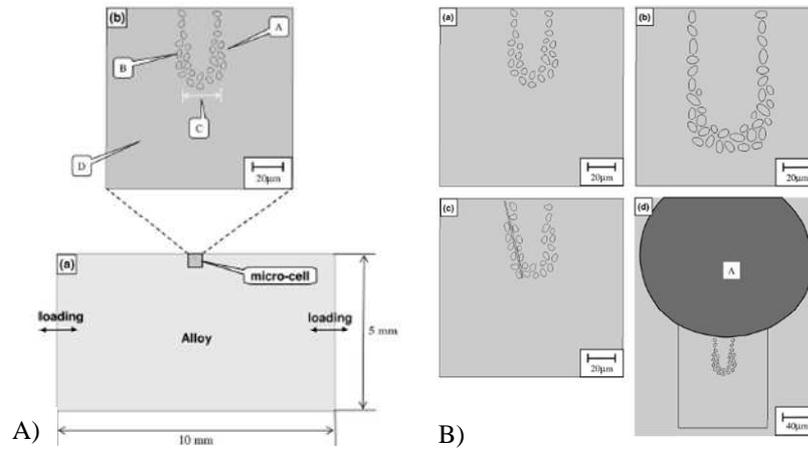


Figure 5.211. a) Modèle numérique 2D utilisé par les auteurs b) Différentes configurations du modèle [Gao et al 2004]

Il a été choisi de s'inspirer de ces travaux afin de connaître les conditions d'adaptation élastique possibles au niveau de la limite de fatigue pour différents modes de chargement. Plus exactement, le travail plastique accumulé autour du défaut sera utilisé pour statuer de la capacité à atteindre un état élastique adapté dans le voisinage du défaut. Il sera défini par :

$$D_p = \frac{1}{V} \int_0^t \iint_V \sigma_{ij} \dot{\epsilon}_{ij}^p dV dt \quad (5.15)$$

Où V est le volume sur laquelle la déformation plastique microscopique cyclique apparaît, t est la période correspondant au chargement cyclique. Cette variable scalaire D_p représente une valeur moyenne de l'accumulation du travail plastique et reflète l'effet de la concentration de contrainte (introduite par le défaut). Le gradient de contrainte est en particulier pris en compte par le biais de cette intégration.

Dans un premier temps, les particules de silicium et les intermétalliques ne seront pas considérés et nous nous focaliserons uniquement sur la présence d'un défaut dans la microstructure. Les essais de tomographie ont révélé une hétérogénéité importante de la sphéricité des pores (cf. *partie tomographie chapitre II 2.2.1.1*). Afin de tester l'influence de la géométrie du défaut sur le comportement en fatigue du matériau, trois types de défauts ont été simulés : circulaire, elliptique et quelconque. Des chargements de traction uniaxiale et équibiaxiale sont appliqués.

Il est important de préciser que ces simulations ne vont permettre de conduire qu'une analyse qualitative des effets de chargement et géométrie des défauts.

5.4.2 Simulation numérique

5.4.2.1 Modèle numérique

Le code commercial éléments finis ANSYS est utilisé pour conduire ces simulations 2D. La Figure 5.212 présente le modèle numérique (cas d'un défaut circulaire) ainsi que les conditions limites, qui seront similaires pour les autres géométries testées. Le chargement appliqué sera soit uniaxial (suivant l'axe x), soit équibiaxial (suivant les deux axes de chargement). Les éléments utilisés sont de type quadrilatéraux 2D à 6 noeuds (« *plane 183* »), adapté aux problèmes plans. Nous supposons un état de contrainte plane.

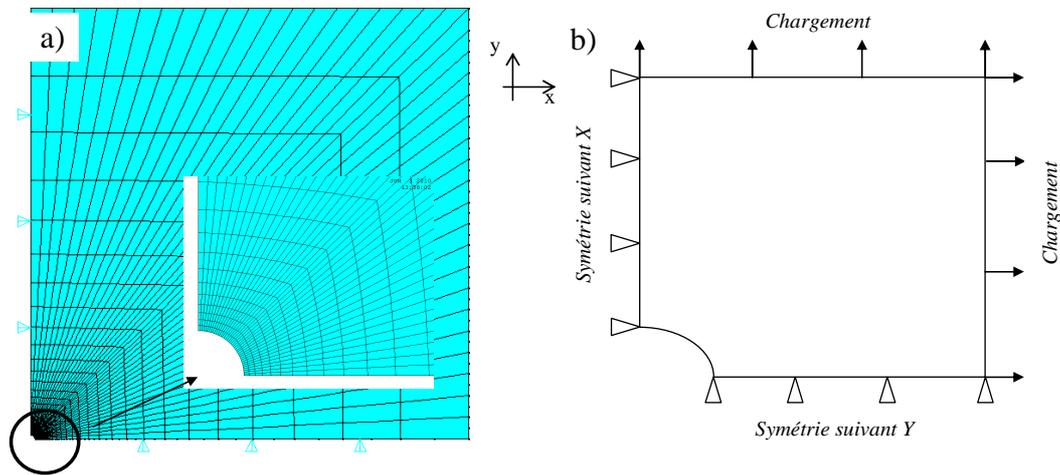


Figure 5.212. a) Illustration du modèle numérique b) Conditions limites

Le modèle est pourvu d'un maillage très fin dans la zone du pore. La taille de la matrice d'aluminium est de 5 mm pour chaque côté. Le rayon du pore est de 50 μm . Deux symétries, suivant l'axe X et Y sont définis de part et d'autre du modèle. Le chargement cyclique appliqué, assez loin du pore, varie de 30 à 100 MPa. Le rapport de charge principalement appliqué est $R=-1$.

5.4.2.2 loi de comportement

La matrice d'aluminium est supposée suivre une loi d'écroutissage mixte, isotrope et cinématique, non linéaire, basé sur la théorie de [Lemaitre et Chaboche 1985].

- L'écroutissage isotrope est de type:

$$\sigma_M = k + Q[1 - \exp(-bp)] \quad (5.16)$$

Où k est la limite d'élasticité initiale en traction, b et Q deux constantes. Q représente la valeur asymptotique correspondant au régime cyclique stabilisé, b joue sur la vitesse de stabilisation et p est la déformation plastique accumulée.

- L'écroutissage cinématique est du type :

$$\dot{X}_{ij} = \left(c \frac{\sigma_{ij} - X_{ij}}{k} - \gamma X_{ij} \right) \dot{p} \quad (5.17)$$

C et γ sont des coefficients caractéristiques au matériau, \dot{p} est l'incrément de déformation plastique cumulée.

Ainsi, quatre paramètres sont nécessaires à la description du comportement cyclique du matériau. Deux paramètres supplémentaires seront nécessaires pour le domaine d'élasticité.

Pour les particules de silicium, introduites dans un second temps, la loi de comportement utilisée est élastique linéaire isotrope.

L'ensemble des paramètres utilisés dans la simulation numérique, sont extraits de la littérature [Gao et al 2004]. Ils sont présentés à la Table 38. Ils ont été identifiés à partir d'essais expérimentaux cycliques sur un alliage d'aluminium pur. Les propriétés des particules de silicium ont été extraites de la littérature.

Matrice Aluminium						Particules de Si.	
E	ν	k	Q	C	γ	E	ν
69 GPa	0.33	147 MPa	19 MPa	49 GPa	978	128 GPa	0.28

Table 38 Paramètres des lois de comportement [Gao et al 2004]

La suite de l'étude consiste à s'intéresser aux effets de mode de chargement, ainsi qu'aux effets liés à la géométrie du défaut.

5.4.3 Effet du type de chargement pour un défaut circulaire

Le premier type de défaut est de géométrie circulaire. Cette partie va nous permettre d'une part d'identifier l'effet du mode de chargement, et d'autre part de s'intéresser au comportement de la structure sous chargement cyclique.

5.4.3.1 Cas de la traction uniaxiale

Dans le cas d'un défaut circulaire, il apparait un effet de concentration de contraintes au point S, défini à la Figure 5.213, avec un coefficient, dans le domaine d'élasticité, égal à 2.8. La plasticité est essentiellement confinée autour du point S, la Figure 5.213 présente la distribution du travail plastique/volume de l'élément considéré (sous une charge monotone de 80 MPa) définie comme étant :

$$W_{pve} = \frac{\int_0^t \Sigma : \dot{\epsilon}^p dt}{V_{ele}} \quad (5.18)$$

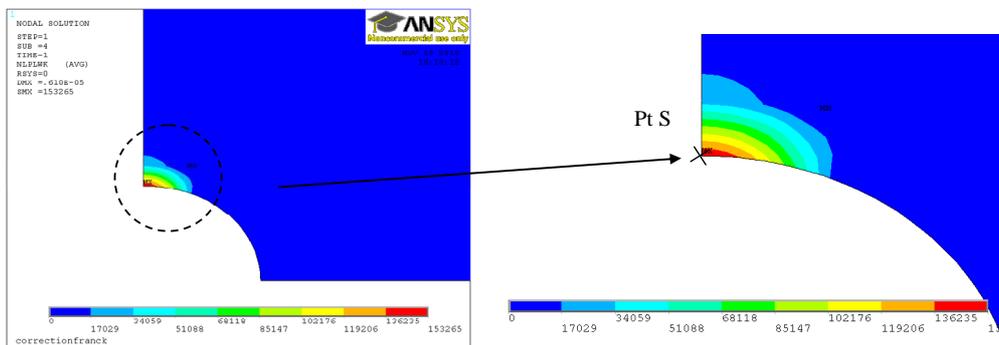


Figure 5.213. Travail plastique/volume au premier quart de cycle sous sollicitation de traction uniaxial (80 MPa) pour un pore de géométrie circulaire

5.4.3.2 Adaptation élastique et accommodation

Les simulations numériques montrent deux types de comportement (Figure 5.214.) fonctions de l'intensité du chargement, quand le nombre de cycles appliqué tend vers 300 cycles (il aurait été préférable d'aller à un nombre de cycles plus élevé mais en raison d'un souci de temps de calcul et de capacité de stockage, un nombre de 300 cycles a été choisi) :

- Quand la réponse est en tout point élastique, D_p est égal à 0.

- Quand le seuil d'élasticité du matériau est franchi mais le niveau appliqué reste faible (Figure 5.214.a), un comportement à l'adaptation élastique peut être observé. Le travail plastique D_p tend alors vers une valeur limite.

- Pour un niveau plus élevé, on observe le phénomène d'accommodation plastique (Figure 5.214.b). Aucune stabilisation du travail D_p n'est observée. Il est naturel de penser que dans ce cas, l'amorçage d'une fissure apparaît et ceci contrairement au cas de l'adaptation élastique.

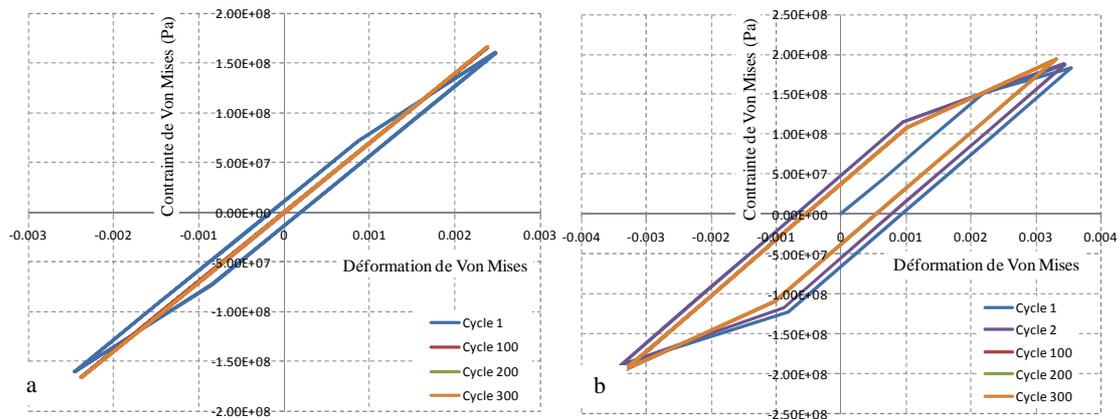


Figure 5.214. Diagramme Contrainte de Von Mises – Déformation de Von Mises à différents intervalles de cycles au point de singularité a) Chargement cyclique de traction uniaxial suivant l'axe X de 60 MPa b) Chargement cyclique de traction uniaxial suivant l'axe X de 80 MPa

La Figure 5.215. présente, pour quatre niveaux de chargement (56, 60, 63, 65 MPa), les évolutions avec le temps, au point de singularité S défini à la Figure 5.213, de la déformation plastique accumulée, de la déformation plastique équivalente instantanée (au chargement max. du cycle) et de la quantité D_p définie à l'expression (5.15).

Pour les niveaux de chargement de 56 et 60 MPa, on retrouve le phénomène d'adaptation élastique, la déformation plastique accumulée et le paramètre D_p tendent vers une asymptote alors que la déformation plastique équivalente tend vers 0. A partir de 63 MPa, la boucle contrainte-déformation tend à se stabiliser mais la déformation plastique ne s'annule pas. Un état accommodé plastique est alors atteint.

La Figure 5.216. schématise les deux comportements observés:

- Lorsque le niveau de charge est suffisamment faible, soit on ne dépasse pas le seuil d'élasticité initial soit, après l'avoir franchi, un état élastique adapté est atteint. Dans les deux cas, on peut raisonnablement penser que le niveau de microplasticité cyclique est suffisamment faible (et peu étendu) pour ne pas conduire à l'apparition d'une fissure.

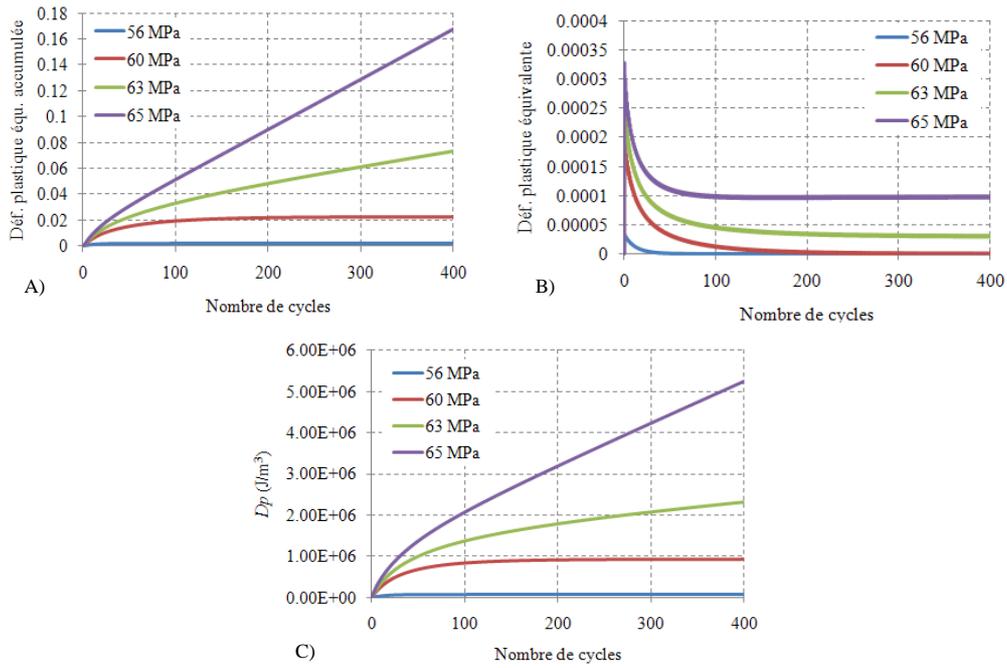


Figure 5.215. a) Diagramme Déformation équivalente cumulée – Nombre de cycles pour différents chargements cycliques appliqués (Au point S) b) Diagramme Déformation équivalente – Nombre de cycles pour différents chargements appliqués (Au point S) c) Variation de la variable D_p pour différents chargements cycliques sous sollicitation de traction uniaxial

- Pour des niveaux de charge plus élevés, on observe un état d'accommodation plastique. Le travail plastique cumulé ne cesse de croître avec le nombre de cycles et bien entendu un amorçage de fissure est inévitable.

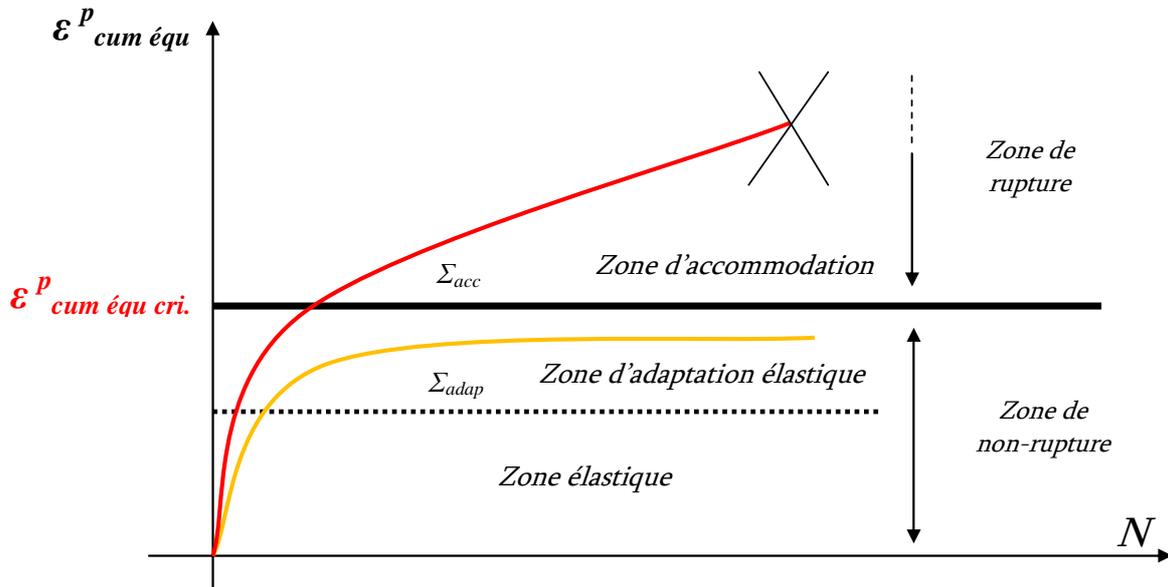


Figure 5.216. Schéma de présentation des différents comportements visualisés lors du chargement cyclique

5.4.3.3 Effet de la biaxialité

Un chargement équibiaxial est maintenant appliqué à l'infini à cette même géométrie de pore. La déformation plastique ne se localise plus dans une zone du pore mais s'étend sur l'ensemble de sa périphérie (Figure 5.217.b), contrairement au cas du chargement uniaxial (Figure 5.217.a).

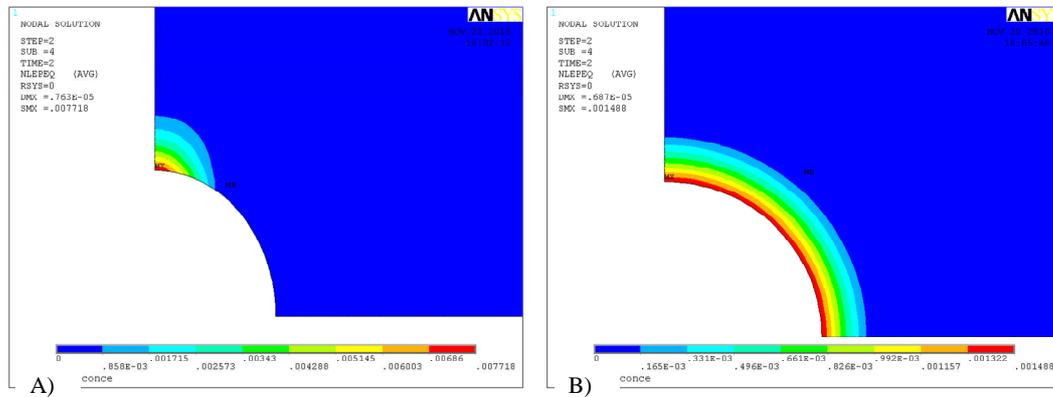


Figure 5.217. Champ de de déformation plastique équivalente au premier quart de cycle pour un pore de géométrie circulaire (Chargement de 100 MPa) sous sollicitation a) Traction uniaxiale b) Traction équibiaxiale

Le coefficient de concentration de contrainte, dans le domaine d'élasticité, est égal à 1,95. Il est plus faible que dans le cas d'un chargement de traction uniaxial. Avec l'application du chargement cyclique, on retrouve les mêmes tendances énoncées auparavant. En analysant les réponses au même point critique que dans le cas du chargement uniaxial, on retrouve les mêmes comportements à l'adaptation élastique puis d'accommodation plastique.

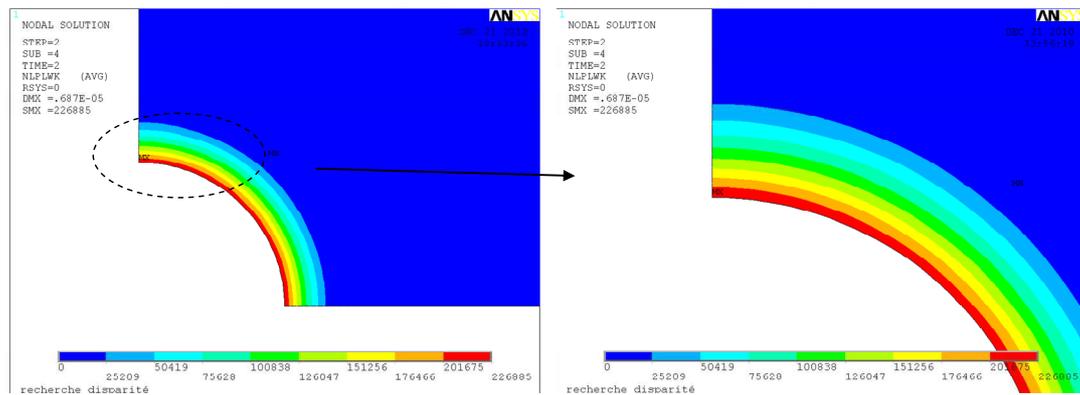


Figure 5.218. Travail plastique/volume au premier quart de cycle sous sollicitation de traction équibiaxiale (100 MPa) pour un pore de géométrie circulaire

La Figure 5.219.c montre que les niveaux de contrainte nécessaires pour passer d'un état élastique adapté à un état accommodé plastiquement diffèrent notablement du cas de la traction uniaxiale.

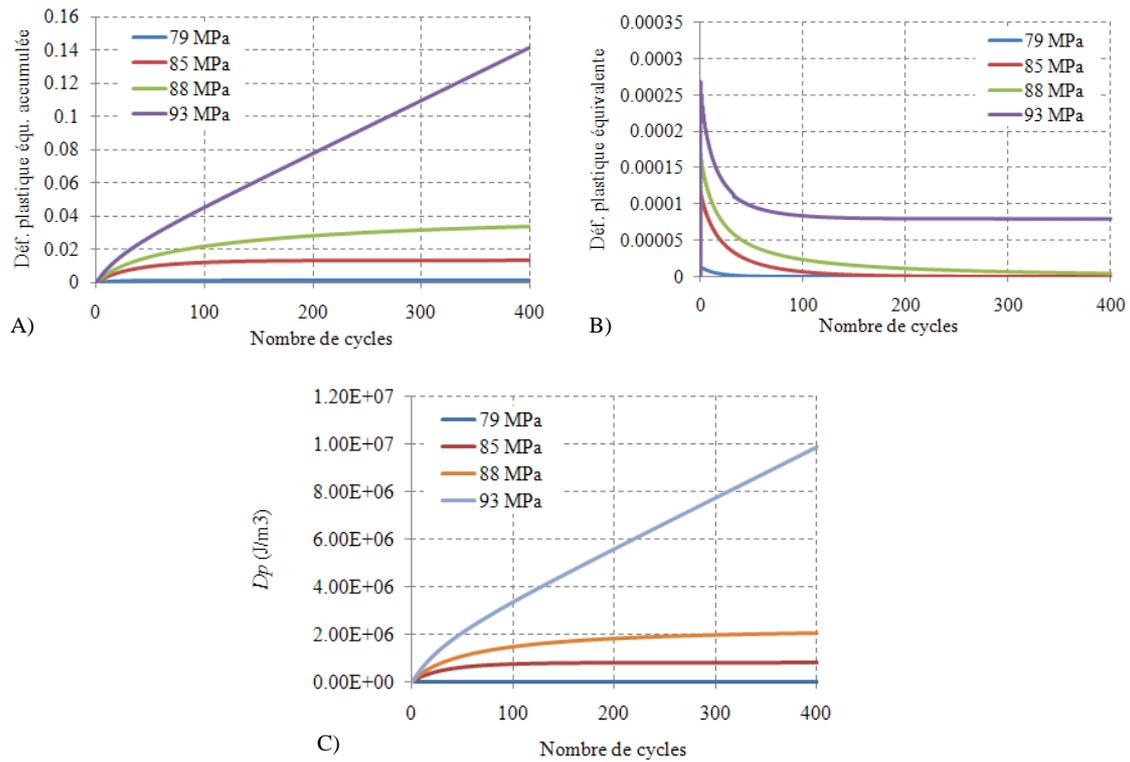


Figure 5.219. a) Diagramme Déformation équivalente cumulée – Nombre de cycles pour différents chargements cycliques appliqués (Au point S) b) Diagramme Déformation équivalente – Nombre de cycles pour différents chargements appliqués (Au point S) c) Variation de la variable D_p pour différents chargements cycliques sous sollicitation de traction equibiaxiale

La Table 39 regroupe les données obtenues pour les deux modes de sollicitation. Les niveaux de contrainte relatifs au seuil à l'adaptation élastique sont plus faibles en traction uniaxiale qu'en traction biaxiale.

Suite à ces premiers résultats, il apparaît, pour ce type de géométrie très simple, une différence notable entre les deux types de chargement. Tout d'abord, l'apparition de la plasticité apparaît tardivement dans le cas de l'équibiaxialité, en raison d'un coefficient de concentration de contraintes bien plus faible que dans le cas d'un chargement uniaxial. Dans ce dernier cas, le coefficient obtenu est environ égal à 3. Quant à la quantité D_p introduite, il apparaît, dans le cas de la traction équibiaxiale, que la valeur critique admissible pour le matériau (obtenue pour une contrainte exercée égale à Σ_{acc}) est deux fois plus élevée au cas uniaxial. Cette valeur peut être en partie expliquée par la non localisation de la plasticité qui n'est plus confinée en un point.

Géométrie défaut	Uniaxiale			Equibiaxiale		
	Σ_{adap} (MPa)	Σ_{acc} (MPa)	D_{pc} (J/m³)	Σ_{adap} (MPa)	Σ_{acc} (MPa)	D_{pc} (J/m³)
Cylindrique	56	61	1.0 E+06	79	88	2.0 E+06

Table 39 Valeurs obtenues pour les deux sollicitations pour un défaut de géométrie cylindrique

5.4.4 Effets de la géométrie des défauts : elliptique et de forme quelconque

Afin d'analyser l'influence de la géométrie du défaut sur les conditions d'adaptation élastique, une géométrie elliptique et une autre plus accidentée, proche de celle réellement rencontrée, vont être utilisées. La taille de la matrice, ainsi que les conditions limites sont similaires.

- Pour la première géométrie, le pore introduit (Figure 5.220.a) est elliptique avec pour petit axe 15 μm selon l'axe X et pour grand axe 50 μm selon l'axe Y. La taille moyenne des éléments près du défaut est d'environ 3 x 1.5 μm .
- Pour la deuxième géométrie, le pore est plus accidenté (Figure 5.220.b). Les essais de tomographie ont montré que certains pores présentent une sphéricité égale à 0.2-0.3 correspondant à une géométrie très tortueuse. Afin d'approcher ces cas, une géométrie de pore complexe a été construite à partir de six points et des concavités positives et négatives (aucun angle droit n'a été laissé entre les différents points).

La Figure 5.221. présente le travail plastique/volume, dans le cas d'une géométrie elliptique, pour un chargement de 80 MPa, respectivement dans un cas de traction uniaxiale et de traction équilibiaxiale. Contrairement au cas du défaut circulaire, la zone plastifiée présente une localisation quasi-similaire pour les deux modes de chargement. Les niveaux de contrainte et de D_p obtenus pour les deux chargements sont alors quasi-identiques. La géométrie du défaut possède dans ce cas un effet du premier ordre sur la taille de la zone plastifiée et sur les intensités observées.

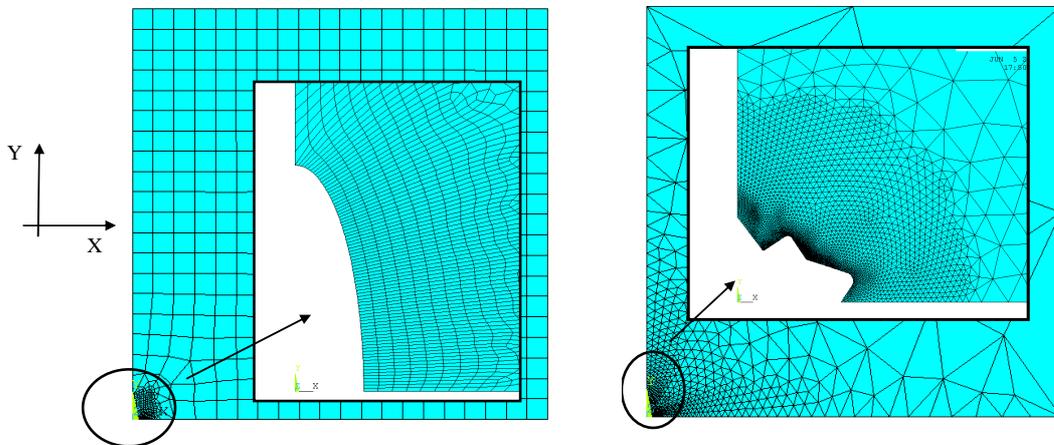


Figure 5.220. Modèle numérique utilisé a) pour le défaut de géométrie elliptique b) pour la géométrie de défaut accidenté

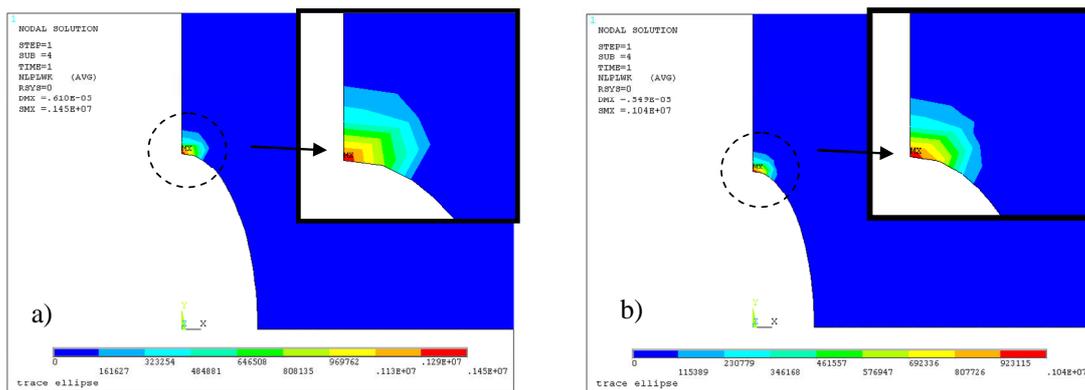


Figure 5.221. Travail plastique/volume a) Chargement de traction uniaxial (80 MPa) b) Chargement de traction équilibiaxial (80 MPa) pour un défaut de géométrie elliptique.

La Figure 5.222 présente le travail plastique/volume, dans le cas d'une géométrie accidentée, pour un chargement de 80 MPa et dans les cas de traction uniaxiale et de traction équilibiaxiale. Les zones plastifiées se concentrent en certains points qui changent avec le type de sollicitation. Dans le cas de la traction uniaxiale, la plasticité se concentre dans deux zones, tandis que dans le

cas du chargement de traction équibiaxiale, la plasticité se concentre dans une seule zone, contrairement au cas uniaxial. Pour ce type de géométrie, les plages de chargements, ainsi que les valeurs de dommage D_p sont différentes.

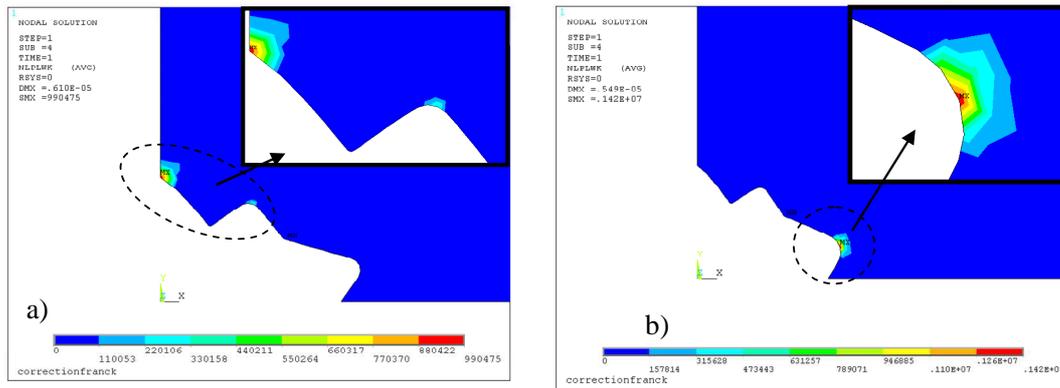


Figure 5.222. Travail plastique/volume a) Chargement de traction uniaxial (80 MPa) b) Chargement de traction équibiaxial (80 MPa) pour un défaut de géométrie accidentée

Il est important de signaler que le modèle présenté s'avère très simpliste face à la complexité microstructural des alliages. La partie suivante va essayer d'aller un peu plus loin en s'intéressant à l'influence des particules de silicium placées autour d'un pore et tenter de comprendre leur rôle dans le comportement en fatigue.

5.4.5 Influence des particules de silicium

Les observations de la microstructure de l'alliage d'aluminium de fonderie révèlent la présence de particules de silicium, noyées dans la zone eutectique. L'étude qui suit a pour objectif d'intégrer ces particules de silicium dans la modélisation numérique et de comprendre leur influence sur la tenue en fatigue du matériau avec présence de pores.

Le schéma de la géométrie du défaut, associé à celle des particules de silicium, est issu de la photo obtenue par microscope optique et présenté à la Figure 5.223.a. La géométrie du défaut introduit est elliptique. La matrice d'aluminium est représentée par un cube de 2 mm de côté. Le défaut introduit a un rayon de grand axe de 60 μm et de petit axe de 30 μm . Les particules de silicium ont une forme géométrique variable. Elles sont supposées complètement liées à la matrice. Le maillage a été raffiné au niveau du pore et des particules de silicium. La loi de comportement cyclique utilisée a été présentée à la partie 4.4.2.2. Les conditions limites sont légèrement différentes car on ne retrouve plus de symétrie, un déplacement nul est imposé suivant l'axe X (au lieu d'une symétrie suivant Y) et vice-versa.

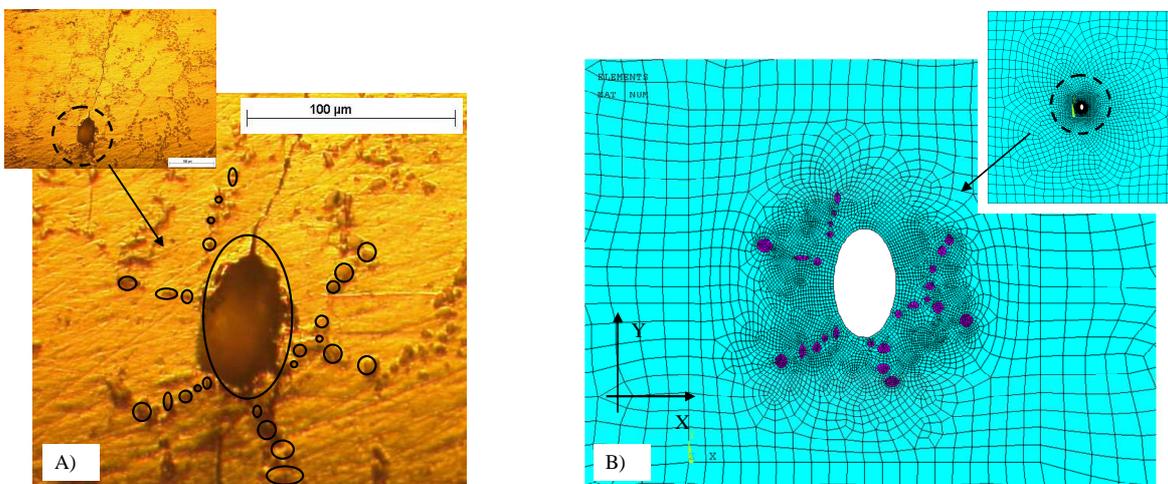


Figure 5.223. Modèle numérique utilisé pour l'étude de l'effet des particules de silicium

A l'issue du premier quart de cycle, la Figure 5.224. et la Figure 5.225 présentent les champs de contrainte et de déformation équivalente dans les cas de sollicitation de traction uniaxiale (suivant l'axe X) et biaxiale. On retrouve des effets similaires à ceux présentés dans la première partie. Les particules de silicium semblent globalement peu affecter le champ de contraintes. Seule la particule située dans la zone fortement contrainte modifie légèrement le champ de contrainte local.

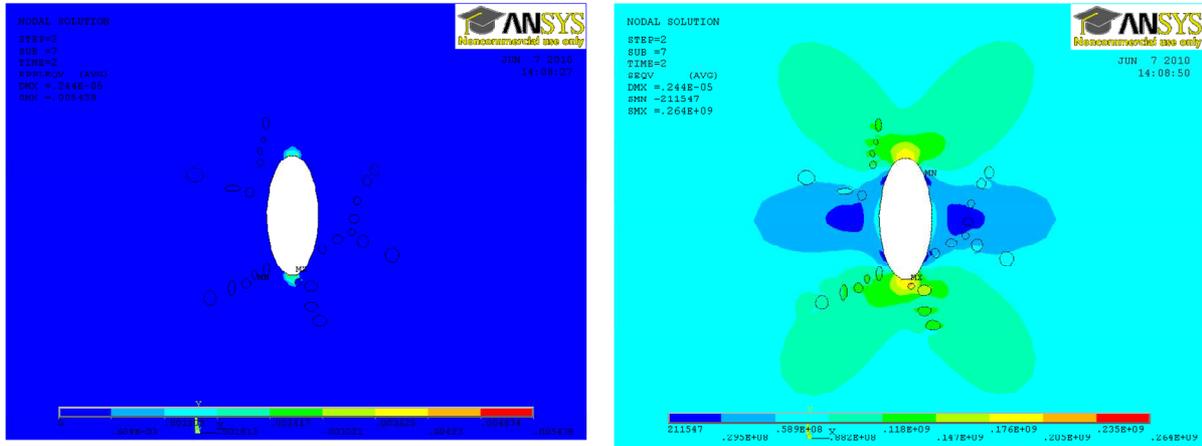


Figure 5.224. Champ de contraintes et de déformations de Von Mises cas de traction uniaxial suivant l'axe X avec présence de particules de silicium (chargement monotone 80 MPa)

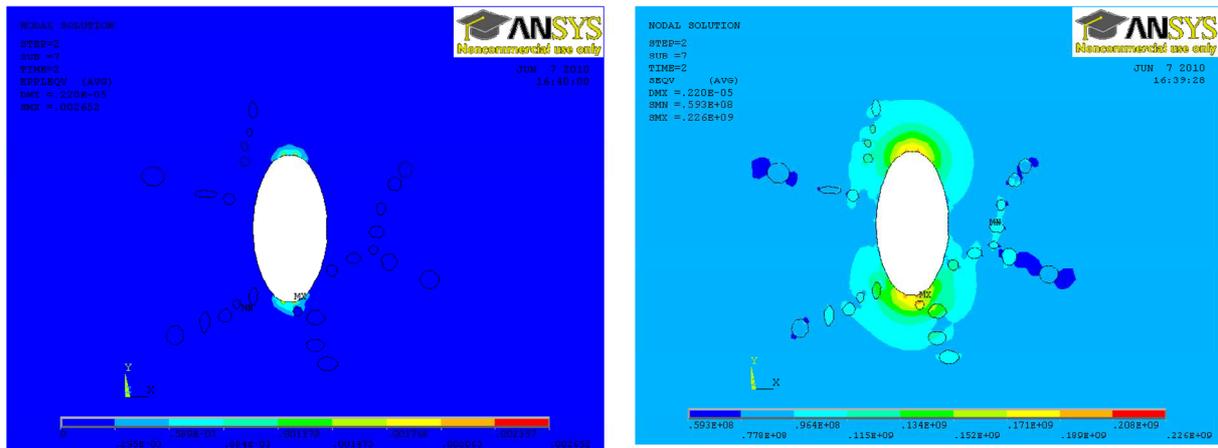


Figure 5.225. Champ de contraintes et de déformations de Von Mises cas traction équilibraxial suivant l'axe X avec présence de particules de silicium (chargement monotone 80 MPa)

Dans le cas du chargement cyclique, les particules de silicium affectent peu les conditions d'adaptation élastique comme en témoigne la Figure 5.226. présentant le champ de contraintes, ainsi que le travail plastique/volume autour du défaut elliptique à différents intervalles de cycles (0, 100, 200 et 300 cycles) et les valeurs du paramètre D_p présentées à la (Table 40). L'ensemble de la plasticité se confine aux extrémités de l'ellipse. En raison de certains défauts liés à la CAO du modèle, la plasticité se retrouve non pas située au point extrême de l'ellipse mais à l'intersection des segments de construction de l'ellipse.

<i>Traction</i>	<i>Uniaxiale</i>			<i>Equibiaxiale</i>		
<i>Géométrie défaut</i>	Σ_{adap} (MPa)	Σ_{acc} (MPa)	D_{pc}	Σ_{adap} (MPa)	Σ_{acc} (MPa)	D_{pc}
Ellip. avec part. de Si	38	43	2.1 E+06	39	45	1.9 E+06
Ellip. sans part. de Si	38	44	2.0 E+06	39	45	1.8 E+06

Table 40 Valeurs obtenues pour les deux sollicitations avec et sans présence de particules de silicium

Cette rapide et simple étude numérique en plasticité montre que les particules de silicium semblent jouer un rôle secondaire sur le comportement en fatigue de notre alliage de fonderie. Bien sûr cette conclusion n'est tirée qu'à travers une analyse faite à partir du concept d'adaptation élastique et l'utilisation du travail plastique dans la zone plastifiée. Les particules de Silicium jouent sans nul doute un rôle plus important en réalité car d'une part ils facilitent l'apparition des microfissures et d'autre part leur alignement constitue un chemin de propagation privilégié pour les fissures amorcées.

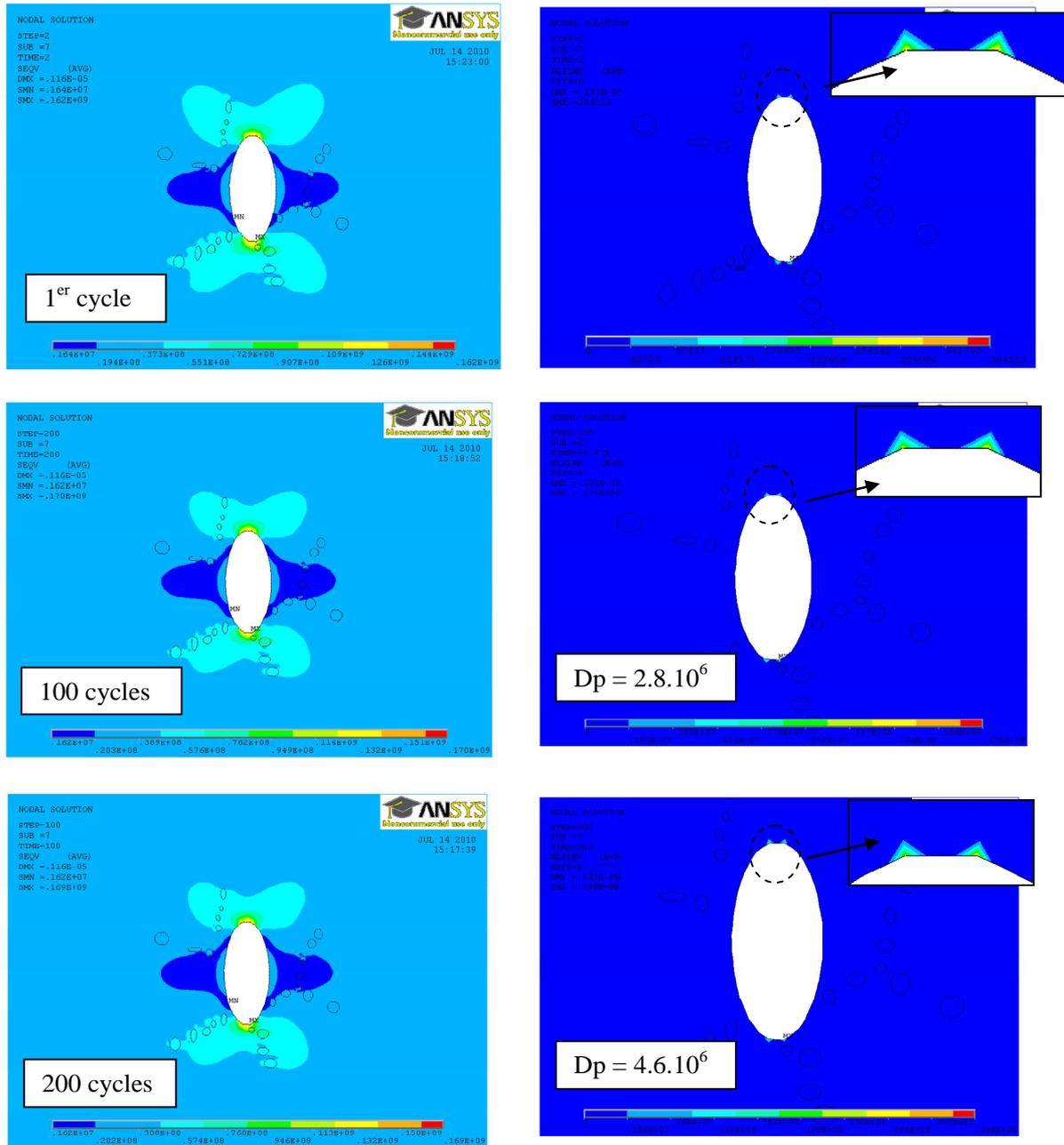


Figure 5.226. Champ de contraintes de Von Mises (à gauche) et travail plastique/volume (à droite)-Chargement de traction uniaxial suivant l'axe X avec présence de particules de silicium à différents nombres de cycles (Chargement cyclique 45 MPa) pour un cas de non-adaptation.

5.4.6 Synthèse des résultats obtenus

La Table 41 récapitule les valeurs obtenues pour toutes les géométries et les deux chargements.

Traction Géométrie défaut	Uniaxiale			Equibiaxiale		
	Σ_{adap} (MPa)	Σ_{acc} (MPa)	D_{pc}	Σ_{adap} (MPa)	Σ_{acc} (MPa)	D_{pc}
Circulaire	56	61	1.0 E+06	79	88	2.0 E+06
Elliptique	40	45	2.2 E+06	43	46	1.8 E+06
Accidenté	33	36	1.4 E+06	27	31	2.2 E+06
Ellip. avec part. de Si	38	43	2.1 E+06	39	45	1.9 E+06
Ellip. sans part. de Si	38	44	2.0 E+06	39	45	1.8 E+06

Table 41 Valeurs obtenues pour les deux sollicitations pour les différents types de configurations et géométrie de défauts étudiés

A travers cette étude simplifiée modélisant la présence d'un pore dans une matrice d'aluminium, plusieurs remarques apparaissent :

- L'effet de l'équibiaxialité est directement dépendant de la géométrie du défaut introduit dans la matrice d'aluminium. Pour le défaut circulaire le plus simple, l'influence semble bénéfique sur la tenue en fatigue de la structure. Dans le cas de la géométrie elliptique, le chargement de traction équibiaxiale a le même effet que celui de la traction uniaxiale sur la répartition et l'intensité de la plasticité. Pour le défaut de géométrie quelconque, on constate que les concentrateurs locaux de contrainte agissent différemment suivant le mode de chargement appliqué. Cette étude qualitative montre clairement que les conditions d'adaptation élastique locales pour différents modes de chargement sont intimement liées aux caractéristiques géométriques des défauts introduits. Par conséquent, la modélisation d'un pore naturel à l'aide d'une forme géométrique simplifiée (circulaire, elliptique ...) ne semble pas permettre de capter la grande variété des réponses possibles sous différents modes de chargement.
- Le travail plastique accumulée D_p sur l'ensemble de la zone plastifiée ne semble pas adapté à la prise en compte des chargements de traction uniaxiale et biaxiale. Pour le défaut circulaire, ce paramètre critique est deux fois plus élevé en traction équibiaxiale qu'en traction uniaxiale.
- L'effet des particules de silicium apparaît secondaire sur le comportement en fatigue de notre alliage de fonderie. Leur rôle est néanmoins bien plus important que celui perçu à travers cette étude numérique car d'une part ils facilitent l'apparition des microfissures et d'autre part leur alignement constitue un chemin de propagation privilégié pour les fissures amorcées.

5.4.7 Limites de l'approche en microplasticité avec présence d'un défaut

Les phénomènes d'adaptation élastique ainsi que d'accommodation plastique ont pu être retrouvés autour de défauts grâce à la simulation numérique et ceci pour différents types de défaut. Comme escompté, il a été observé que les niveaux de plasticité obtenus sont très dépendants et de la géométrie du défaut et du chargement appliqué à l'infini. Suivant la géométrie du défaut, l'effet de biaxialité peut être en effet bénéfique ou néfaste. Quant aux particules de silicium, l'analyse sous l'angle de la microplasticité ne leur attribue que très peu d'effet.

Certaines limites et pistes d'amélioration doivent être indiquées pour compléter cette étude :

- Le modèle 2D numérique utilisé apparaît très éloigné de la microstructure réelle du matériau. Une étude volumique serait nécessaire pour rendre compte de tous les effets locaux de chargement. La tomographie constitue alors un passage quasi-obligatoire pour accéder aux informations géométriques relatives à la population de défauts présentes.
- L'effet endommageant de la contrainte moyenne n'est pas intégré dans la modélisation proposée par les auteurs, qui ne considèrent que la plasticité au sens de Von Mises. Il n'apparaît que lors de la première mise en charge, et n'est introduit qu'au travers l'écroutissage du matériau. Les résultats obtenus, pour le cas de géométrie de défaut circulaire sous mode de chargement de traction uniaxial, avec contrainte moyenne (Table 42) montrent une quasi non-prise en compte de cet effet. Il semble que l'intégration de la contrainte hydrostatique ou de la contrainte normale est nécessaire afin de rendre compte des effets de moyenne.

	Chargement prédit avec le critère		
	Σ_{moy}	Σ_{amp}	D_{pc}
Chargement uniaxial sans moy.	0 MPa	61 MPa	1.0 E+06
Chargement uniaxial avec moy.	87.5 MPa	62.5 MPa	1.1 E+06

Table 42 effet de la contrainte moyenne dans le cas d'un défaut de géométrie circulaire sous chargement de traction uniaxial

EFFET DES FORTES CONTRAINTES HYDROSTATIQUES SUR LA TENUE EN FATIGUE DES MATERIAUX METALLIQUES

RESUME : Ces travaux de thèse traitent des effets des fortes contraintes hydrostatiques sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles des matériaux métalliques. Il s'agit d'étudier, d'une part, l'effet de la contrainte moyenne (et plus particulièrement des fortes contraintes moyennes ou forts rapports de charge) et, d'autre part, l'effet de la biaxialité.

Dans une première partie, une campagne d'essais importante est réalisée sur deux matériaux, un alliage d'aluminium de fonderie AlSi7Cu05Mg03 et un alliage d'aluminium corroyé 2024-O. L'effet de la contrainte moyenne et de la biaxialité (dans le cas de chargement de traction biaxiale) sur le comportement en fatigue à grand nombre de cycles (FGNC) des matériaux est caractérisé. Une attention particulière est portée à la description et à l'analyse des mécanismes d'endommagement. Une étude des modélisations existantes dans la littérature est réalisée visant à donner un aperçu sur leurs capacités à prendre en compte les effets des fortes contraintes hydrostatiques.

Une modélisation adéquate est ensuite proposée pour le cas particulier de l'alliage d'aluminium de fonderie étudié. Basé sur une approche probabiliste, elle permet de refléter la compétition entre les différents mécanismes d'endommagement locaux observés et de rendre compte efficacement des effets de moyenne et de biaxialité.

Les observations conduites sur différents alliages métalliques ont également montré, pour les plus forts rapports de charge, qu'un endommagement généré lors du premier quart de cycle pouvait modifier les conditions d'apparition d'une fissure. Un critère de fatigue basé sur un couplage plasticité-endommagement à l'échelle mésoscopique est alors mis en place. Il rend compte des principales tendances expérimentales notamment celles relatives au chargement de traction biaxiale.

Mots clés : Fatigue à grand nombre de cycles, Contrainte moyenne, Biaxialité, Multiaxiale, Endommagement, Alliage d'aluminium de fonderie, Probabilité, Défauts, Microplasticité, Mécanique linéaire de la rupture.

THE EFFECT OF HIGH HYDROSTATIC STRESS ON THE FATIGUE BEHAVIOUR OF METALLIC MATERIALS

ABSTRACT: This work treats the effect of high hydrostatic stress on the high cycle fatigue resistance of metallic materials. The aim is to understand the effect of the mean stress (and more specifically very high mean stresses or load ratios), as well as the effect of a biaxial stress state (where biaxial implies two normal stresses).

A vast experimental campaign was undertaken in which high cycle fatigue tests were performed on two materials, a cast aluminum alloy AlSi7Cu05Mg03 and a wrought aluminum 2024-O. The effect of the mean stress and the biaxiality on the fatigue behavior is investigated. Fatigue damage mechanisms are particularly studied.

A literature review of different criteria found in the scientific literature is undertaken, with the aim of evaluating the capability of these different models to predict the effect of the mean stress and the biaxiality.

A fatigue criterion for predicting the specific behavior of the cast aluminum alloy is proposed. Based on a probabilistic approach, this criterion takes into account the competition between the different damage mechanisms observed. It appears to efficiently predict the fatigue behavior for the two loading types studied.

Observations conducted on different metal alloys, show that for very high load ratios, material damage created in the first 1/4 cycle can modify the conditions under which fatigue cracks initiate. Consequently, a second fatigue criterion based on coupled plasticity and damage at the mesoscopic scale is put forward. It is shown that this approach is capable of reproducing the major experimental trends and in particular those relative to biaxial loading conditions.

Keywords : High cycle fatigue, Mean stress, Biaxial, Multiaxial, Damage, Cast aluminum alloy, Probability, Defects, Microplasticity, Linear elastic fracture mechanics.