



Etude expérimentale et modélisation de la durée de vie en fatigue d'un alliage d'aluminium de fonderie A356-T6 sous chargement multiaxial

Mohamed Iben Houria

► To cite this version:

Mohamed Iben Houria. Etude expérimentale et modélisation de la durée de vie en fatigue d'un alliage d'aluminium de fonderie A356-T6 sous chargement multiaxial. Autre. ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique - Poitiers; École nationale d'Ingénieurs de Monastir (Tunisie), 2015. Français. NNT : 2015ESMA0007 . tel-01230868

HAL Id: tel-01230868

<https://theses.hal.science/tel-01230868>

Submitted on 19 Nov 2015

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.

THESE

En cotutelle

Pour l'obtention du grade de :

**DOCTEUR DE L'ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DE
MECANIQUE ET D'AEROTECHNIQUE**

(Diplôme National-Arrêté du 7 Août 2006)

Ecole doctorale :

Science et Ingénierie en Matériaux, Mécanique, Energétique et Aéronautique

Secteur de recherche: Mécanique et Physique des Matériaux

Et

DOCTEUR DE L'UNIVERSITE DE MONASTIR

Ecole Nationale d'Ingénieurs de Monastir

Présentée par : ***IBEN HOURIA Mohamed***

**Etude expérimentale et modélisation de la durée de vie en fatigue
d'un alliage d'aluminium de fonderie A356-T6 sous chargement
multiaxial**

Directeurs de thèse : **Yves NADOT et Raouf FATHALLAH**

Soutenue le : **28/08/2015**

- JURY -

Thierry Palin Luc	Professeur, ENSAM Bordeaux, France	Président des jurys
Nader Haddar	Professeur, ENI Sfax, Tunisie	Rapporteur
Franck Morel	Professeur, ENSAM Angers, France	Rapporteur
Fehmi Gamaoun	Professeur, ENI Sousse, Tunisie	Examineur
Yves Nadot	Professeur, ENSMA, Poitiers, France	Examineur
Raouf Fathallah	Professeur, ENI Sousse, Tunisie	Examineur

Remerciements

Mes premiers remerciements vont tout d'abord à mes deux encadrants, Nadot Yves et Fathallah Raouf pour leur aide et leur soutien tout au long de ces quatre dernières années. Leurs compétences et leurs conseils m'ont permis d'orienter mes travaux et d'enrichir mes connaissances à travers leur rigueur scientifique. Je remercie mes encadrants pour les encouragements et l'intérêt constant qu'ils m'ont manifesté tout au long de ma thèse.

J'adresse mes vifs remerciements à Maijer Daan pour son accueil pendant 4 mois au sein de « Department of Material Engineering » à Vancouver.

Mon grand respect s'adresse aussi à tous les membres de jury qui m'ont fait l'honneur de juger mon travail.

Je ne peux pas écrire ces remerciements sans penser à tous les membres du laboratoire DMPM (P'-Poitiers) et LMS (ENISO-Sousse) où j'ai réalisé mes travaux de recherche. Je tiens également à remercier mes collègues du bureau pour l'ambiance et les beaux moments que nous avons passé ensemble. Et, je tiens fortement à remercier les membres du groupe de travail FFD pour nos discussions sur mes travaux de thèse que j'ai eu un réel plaisir à échanger et à partager.

Je remercie mes amis de m'avoir apporté leur soutien moral et amical tout au long de mes journées à Poitiers. Je remercie ma famille en Tunisie qui m'encourage sans cesse depuis toutes ces années. Enfin, je remercie ma fiancée pour sa patience, sa compréhension, sa confiance et sa présence qui m'ont donné un courage sans relâche.

Enfin, veuillez trouver ici l'expression de mes estime et mon profond respect.

Table des matières

INTRODUCTION.....	7
Chapitre I: Revue bibliographique	11
I.1 Généralités	12
I.1.1 Endommagement par fatigue	12
I.1.2 Mécanisme d'endommagement par fatigue	12
I.1.3 Dimensionnement en fatigue multiaxiale des matériaux à défauts.....	15
I.1.4 Prédiction de la durée de vie en fatigue des matériaux sans défaut.....	19
I.1.5 Effet de la contrainte moyenne en fatigue	23
I.2 Etude de l'alliage d'aluminium A356-T6.....	26
I.2.1 Les procédés de fonderie des alliages d'aluminium	26
I.2.2 Structure de l'alliage d'aluminium A356.....	27
I.2.3 Comportement en fatigue de l'alliage d'aluminium A356	40
I.3 Synthèse de la revue bibliographique	50
Chapitre II: Méthodes expérimentales.....	52
II.1 Essais et techniques expérimentales	53
II.1.1 Méthode d'élaboration des éprouvettes.....	53
II.1.2 Instruments des essais de fatigue	56
II.1.3 Protocole des essais expérimentaux	57
II.1.4 Usinage des défauts artificiels.....	60
II.2 Caractérisation des paramètres microstructuraux.....	62
II.2.1 Démarche de mesure de la taille du défaut.....	62
II.2.2 Caractérisation de la SDAS.....	66
II.2.3 Technique de détermination de la taille de grain	67
II.3 Conclusion	72
Chapitre III: Etude expérimentale de la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6	74
III.1 Effet des défauts de fonderie sur la limite de fatigue	75
III.1.2 Cas de chargement en traction-torsion combiné à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$	88
III.1.3 Cas de chargement en torsion à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$	97
III.1.4 Conclusion.....	105
III.2 Etude de l'effet de la microstructure sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6.....	109

III.2.1	Effet de la structure dendritique	110
III.2.2	Effet de la taille de grain	114
III.2.3	Synthèse	116
III.2.4	Conclure sur l'interaction entre les effets des défauts et de la microstructure.	116
III.3	Conclusion	120
Chapitre IV: Prise en compte de l'influence des défauts et de la microstructure sur la limite de fatigue dans un critère de fatigue multiaxial		121
IV.1	Introduction	122
IV.2	Critère de gradient « Defect Stress Gradient » (DSG)	123
IV.2.1	Procédure d'identification des paramètres du critère	123
IV.2.2	Comparaison et choix de la contrainte équivalente.....	127
IV.3	Modification du critère de gradient (DSG).....	134
IV.3.1	Nouvelle formulation du critère de gradient (DSG).....	134
IV.3.2	Identification des paramètres du critère modifié	136
IV.3.3	Simulation du critère de gradient modifié.....	137
IV.4	Conclusion	141
Chapitre V: Modélisation: du procédé de fonderie à la durée de vie en fatigue de l'alliage A356-T6		142
V.1	Préparation des éprouvettes technologiques.....	143
V.1.1	Conception et choix de la géométrie des éprouvettes	143
V.1.2	Conception du moule	145
V.1.3	Caractérisation des défauts et de la SDAS des éprouvettes élaborées	146
V.1.4	Synthèse	148
V.2	Démarche de la chaîne de simulation	149
V.2.1	Simulation du procédé de fonderie.....	150
V.2.2	Simulation de l'évolution de la SDAS	153
V.2.3	Simulation de l'évolution de la taille de défaut.....	155
V.2.4	Simulation de la limite de fatigue	161
V.2.5	Comparaison entre les résultats de simulation et des essais de fatigue.....	164
V.2.6	Synthèse	169
V.3	Démarche probabiliste	169
V.3.1	Présentation de la démarche probabiliste	170
V.3.2	Détermination des paramètres de la loi de Weibull	172
V.3.3	Application de la démarche probabiliste	173
V.4	Conclusion	174

Conclusions et Perspectives	176
Références bibliographiques	181
ANNEXES.....	189
Liste des figures :	195
Liste des tableaux:.....	200

Nomenclature

a	Longueur d'une fissure (μm)
n	Coefficient de Basquin
q	Densité de flux de chaleur transmise (W/m^2)
r	Rayon d'une porosité (μm)
m, C	Paramètres de propagation du matériau de la loi de Paris
A	Allongement à la rupture (%)
E	Module d'Young (GPa)
K	Conductivité thermique ($\text{W}/\text{m.K}$)
N	Nombre de cycle
P	Profondeur d'un défaut artificiel (μm)
T	Température ($^{\circ}\text{C}$)
Y	Facteur de forme d'une fissure
a_{γ}	Paramètre matériau qui décrit le type et l'effet de défaut dans le critère de DSG (μm)
b_i	Coefficients de la fonction polynomiale des surfaces de réponse
f_s	Fraction de solide
f_0	Densité de probabilité de Weibull
$J_{1, a}$	Amplitude du premier invariant du tenseur des contraintes (MPa)
$J_{2, a}$	Amplitude du deuxième invariant du déviateur des contraintes (MPa)
m_h	Nombre de mole de l'hydrogène diffusé dans la coulée
r_p	Rayon de porosité (μm)
t_f	Temps de solidification (s)
C_l	Concentration de l'hydrogène dans le liquide (mol/m_3)
C_{lp}	Concentration de l'hydrogène au niveau de porosité (mol/m_3)
D_l	Coefficient de diffusion d'Hydrogène (m^2/s)
H_v	La dureté Vickers (Kg/mm^2)
K_t	Coefficient théorique de concentration de contrainte
K_l	Coefficient d'équilibre
N_R	Nombre de cycle à la rupture
P_a	Pression appliquée sur la coulée
P_h	Pression de la coulée
P_R	Probabilité de rupture

P_g	Pression de l'hydrogène dans une porosité
R_σ	Rapport de chargement
R_m	Résistance à la rupture (MPa)
$R_{e0.2\%}$	Limite d'élasticité à 0,2% de déformation plastique (MPa)
R_g	Constante universelle des gaz parfaits (J/mol·K)
V_g	Volume de porosité (μm^3)
ϕ	Diamètre d'un disque équivalent à la surface du grain (μm)
ρ	Densité d'une coulée
φ	Diamètre d'un défaut artificiel (μm)
γ	Tension de surface (N/m)
α_{cr}, β_{cr}	Les paramètres du critère de Crossland
α_{si}, β_{si}	Les paramètres du critère de Sines
$\alpha_{kk}, \gamma_{kk}, \beta_{kk}$	Les paramètres du critère de Kakuno-Kawada
γ_{1-3}, β_{vu}	Les paramètres du critère de Vu
λ_2	La distance entre deux bras dendritique secondaires (SDAS)
ρ_l	Densité de la partie liquide dans la coulée
ρ_s	Densité de la partie solide dans la coulée
ρ_p	Densité des porosités dans la coulée
ϵ_r	Erreur de la méthode des surfaces de réponse
τ_a	Amplitude de la contrainte appliquée en Torsion (MPa)
σ_a	Amplitude de la contrainte appliquée en traction (MPa)
σ_m	Amplitude de la contrainte moyenne (MPa)
σ_n	Amplitude de la contrainte appliquée le $n^{\text{ième}}$ palier (MPa)
σ_w	La limite de fatigue en traction-compression ou en flexion de l'approche de Murakami (MPa)
$\sigma_{eq \nabla M}$	La contrainte équivalente du critère de DSG (MPa)
$\sigma_{eq, cr}$	La contrainte équivalente du critère de Crossland (MPa)
$\sigma_{eq, si}$	La contrainte équivalente du critère de Sines (MPa)
$\sigma_{eq, KK}$	La contrainte équivalente du critère de Kakuno-Kawada (MPa)
$\sigma_{eq, Vu}$	La contrainte équivalente du critère de Vu (MPa)
σ_{D-1}^{to}	Limite de fatigue en torsion à $R_\sigma = -1$ (MPa)
σ_{D-1}^{ta}	Limite de fatigue en traction à $R_\sigma = -1$ (MPa)

σ_{D-1}^{ta-to}	Limite de fatigue en traction-torsion combinées à $R_\sigma = -1$ (MPa)
σ_{D0}^{to}	Limite de fatigue en torsion à $R_\sigma = 0$ (MPa)
σ_{D0}^{ta}	Limite de fatigue en traction à $R_\sigma = 0$ (MPa)
σ_{D0}^{ta-to}	Limite de fatigue en traction-torsion combinées à $R_\sigma = 0$ (MPa)
σ_{loc}, τ_{loc}	Tenseur des contraintes locales autour d'un défaut (MPa)
σ_{Dexp}	Limite de fatigue expérimentale (MPa)
σ_{Dsim}	Limite de fatigue simulée par un critère de fatigue (MPa)
$\sigma_{eq,Cr}(M)$	La contrainte équivalente maximale de Crossland au niveau de la surface du défaut (MPa)
$\sigma_{eq,Cr}(\infty)$	La contrainte équivalente maximale de Crossland à l'infinie loin du défaut (MPa)
ΔK	Facteur d'intensité de contrainte ($\text{MPa.m}^{1/2}$)
Δt	Incrément de temps (s)
$\sqrt{aire}$	Le paramètre de Murakami caractérisant la taille du défaut (μm)
$\sqrt{aire}_{ref}$	Taille du défaut critique (μm)

INTRODUCTION

La fonderie des alliages d'aluminium est un procédé de fabrication très utilisé dans le secteur industriel. Ce procédé permet d'avoir des formes de pièces complexes qui découlent des opérations de fonderie et minimiser les usinages. Il est utilisé en aéronautique, de même que dans l'industrie automobile, entre autre pour la fabrication des jantes des roues de voiture, les freins et les culasses. Cependant des défauts dus à ce procédé de fonderie peuvent être nocifs pour la tenue en fatigue du matériau. La **Figure 1** présente une fissure ayant provoqué l'endommagement par fatigue d'une jante en alliage d'aluminium A356-T6.

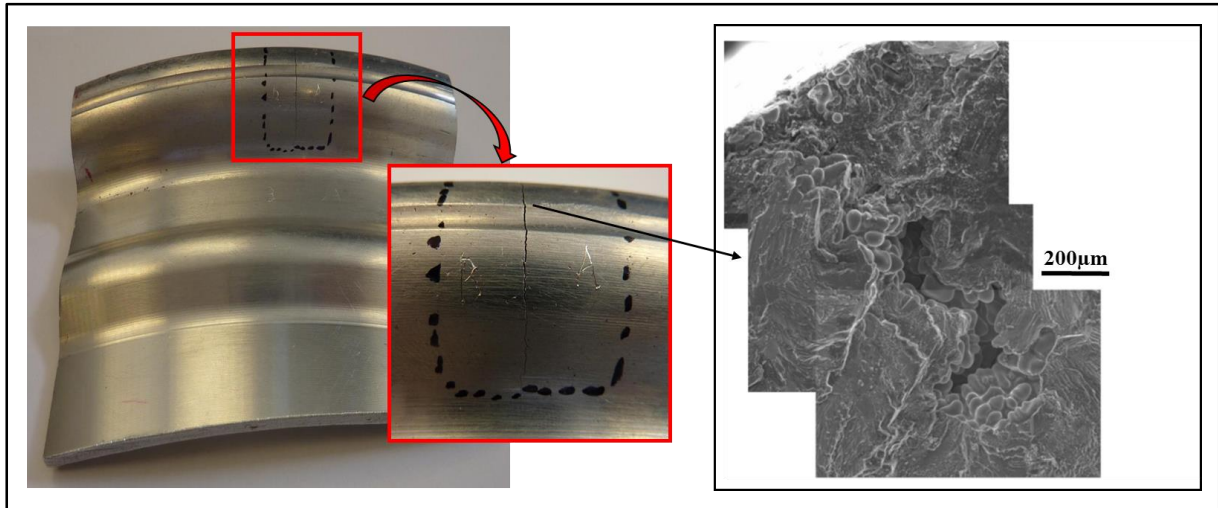


Figure 1: Endommagement par fatigue d'une jante d'une roue de voiture à partir d'une porosité

L'ambition de ce travail de thèse est de contribuer à l'étude de la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6 sous chargement multiaxial. Ce sujet se situe dans le cadre d'une thèse en cotutelle entre l'école nationale supérieure de mécanique et d'aérotechnique et l'école nationale d'ingénieurs de Monastir et en collaboration avec le département de génie des matériaux à UBC, Vancouver. Des études antérieures sur l'alliage d'aluminium A356-T6 ont été déjà effectuées à UBC et CAPTIN pour la fabrication des jantes automobiles pour Toyota. Ces études ont développé quelques modèles pour caractériser la microstructure et les défauts en fonction du procédé de fonderie. Afin de répondre au besoin industriel sur l'effet des défauts de fonderie dans la tenue en fatigue de cet alliage d'aluminium, une première campagne expérimentale a été effectuée sur des éprouvettes en alliage d'aluminium A356-T6 à $R_\sigma = -1$. Ces éprouvettes ont été prélevées d'un moule en V permettant de faire varier la microstructure et la taille de défaut avec la hauteur. Dans notre étude, afin d'étudier le comportement en fatigue de cet alliage d'aluminium pour différents cas de chargements, on propose de combler les essais

de fatigue à $R_\sigma = -1$ obtenus suite aux travaux de Roy et al [1] et d'effectuer d'autres à $R_\sigma = 0$ pour des sollicitations en traction, torsion et traction-torsion combinées.

L'étude présentée dans ces travaux aborde plus particulièrement l'effet des défauts et de la microstructure sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6. Pour atteindre cet objectif, des essais de fatigue ont été effectués en traction, torsion et traction-torsion combinées à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$. Ces résultats expérimentaux permettent, entre autres, de répondre sur l'effet des défauts et de la microstructure ainsi que l'effet de la contrainte dans les différents cas d'étude. Dans la suite, l'objectif de cette thèse est d'établir un critère de fatigue multiaxial en fonction des différents paramètres qui affectent la limite de fatigue du matériau. Nous faisons le choix de répondre à cet objectif en utilisant un critère de fatigue multiaxial et les différents paramètres qui affectent la limite de fatigue du matériau. Le but de la fin ce travail de thèse est de développer un outil numérique permettant de modéliser un procédé de fonderie jusqu'à la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6.

Le manuscrit se décompose en cinq chapitres :

L'étude bibliographique conduite dans la première partie de cette thèse est dédiée à présenter les données de la littérature sur la fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6 et des alliages d'aluminium de la même famille. En plus, nous allons présenter dans ce chapitre la microstructure de l'alliage de notre étude et les paramètres dont dépend sa tenue en fatigue. L'objectif de cette partie est de déterminer l'influence des différents paramètres (microstructure, défaut, traitement thermique etc.) sur le comportement et la durée de vie en fatigue des alliages d'aluminium de fonderie tel que l'alliage A356-T6.

La deuxième partie est consacrée à la présentation des techniques et des conditions expérimentales relatives aux essais de fatigue effectués sur l'alliage d'aluminium A356-T6. La méthode d'élaboration des éprouvettes ainsi que les différentes démarches expérimentales sont détaillées dans ce deuxième chapitre. Dans la suite, les moyens techniques employés dans cette étude pour caractériser l'endommagement suite aux essais de fatigue sont expliqués.

A la suite, dans le troisième chapitre, nous présenterons l'ensemble des résultats expérimentaux ainsi que les observations des mécanismes d'endommagement réalisées moyennant des essais de fatigue sur l'alliage d'aluminium A356-T6. Ces essais seront effectués sur des éprouvettes avec des défauts naturels et des défauts artificiels pour différentes microstructures. L'objectif de ce chapitre est de quantifier les paramètres clés qui affectent le comportement en fatigue du matériau de notre étude pour différents cas de sollicitations. Les

questions qui nous intéressent dans cette partie sont : (i) quels sont les paramètres qui affectent la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356 (ii) quels sont les mécanismes d'endommagement gouvernant la durée de vie en fatigue à 10^6 cycles de cet alliage?

Suite à la partie expérimentale, nous allons proposer un critère de fatigue multiaxial prenant en compte l'effet des différents paramètres qui affectent la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6. Nous avons proposé de modifier la formulation du critère de DSG et d'introduire l'effet de la microstructure avec l'effet des défauts. Nous allons montrer que ce critère décrit bien les résultats expérimentaux obtenus et reflète la compétition entre l'effet des défauts et de la microstructure dans un diagramme de Kitagawa pour les différentes sollicitations.

Le dernier chapitre de ce manuscrit porte sur la proposition d'une chaîne de simulation permettant de modéliser la taille du défaut, la microstructure et la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6 à partir du procédé de fonderie. Cette démarche de calcul découle des interprétations expérimentales obtenues dans le troisième chapitre en utilisant le critère de gradient (DSG) modifié. Cette chaîne de simulation sera appliquée sur une nouvelle coulée permettant d'élaborer des éprouvettes technologiques avec deux parties utiles et deux microstructures différentes avec une variation de la population et la taille des défauts. Des essais de fatigue seront effectués sur ces éprouvettes afin de comparer entre les résultats de la simulation numérique et les résultats expérimentaux sur les éprouvettes technologiques. A la fin de cette partie, on propose de décrire la dispersion des défauts par la loi de Weibull et l'introduire au niveau d'un critère de fatigue modifié. Le but de cette partie est de prévoir la probabilité de rupture à la suite de la chaîne de simulation.

Chapitre I:

Revue bibliographique

I.1 Généralités

I.1.1 Endommagement par fatigue

La fatigue des structures métalliques sollicitées par des chargements périodiques est un phénomène étudié à deux niveaux: la fatigue polycyclique et la fatigue oligocyclique. Une compréhension de la différence entre ces deux types de fatigue est nécessaire. La fatigue oligocyclique est caractérisée par des déformations plastiques significatives qui se produisent à chaque cycle. Les contraintes appliquées dans ce régime sont généralement supérieures à la limite d'élasticité. Dans la fatigue oligocyclique, le nombre de cycle à la rupture est généralement faible (quart de cycles jusqu'à $10^4/10^5$ cycles selon les matériaux). Cependant, en fatigue polycyclique, le niveau de chargement appliqué est très faible par rapport à la limite d'élasticité du matériau sans déformation plastique à l'échelle macroscopique. Dans la suite de notre étude, on s'intéresse seulement à la fatigue polycyclique à grand nombre de cycles.

Le phénomène de fatigue est aperçu dans les pièces mécaniques soumises à un certain nombre de sollicitations périodiques pendant son fonctionnement. Ces sollicitations peuvent être traduites par des contraintes cycliques appliquées. La fatigue des matériaux se produit sous l'action d'un chargement répété. Elle entraîne avec le temps l'amorçage des fissures qui se propagent lentement sans modification macroscopiquement apparente jusqu'à la rupture brutale de la structure. C'est donc le caractère cyclique qui est à l'origine de ce mécanisme. Cet endommagement par fatigue mené jusqu'à la rupture passe par trois phases, dont l'importance dépend du matériau et de la sollicitation, qui sont : phase d'amorçage, propagation des fissures et la rupture brutale.

I.1.2 Mécanisme d'endommagement par fatigue

La rupture par fatigue est le résultat d'un mécanisme d'accumulation d'endommagement à l'échelle microscopique. L'endommagement par fatigue des matériaux commence tout d'abord par l'amorçage des fissures dans les zones critiques de la structure. Plusieurs études sur différents matériaux ont montré que l'amorçage des fissures peut se déclencher à partir des défauts (porosité, oxyde, retassure ou inclusion) [2-7] et aussi dans la microstructure au niveau de joints de grains ou dans les constituants de matériau [5-10].

Afin d'étudier les différents paramètres dont dépend le mécanisme d'endommagement par fatigue, on s'intéresse dans cette partie aux différents matériaux métalliques de la littérature.

Cette étude va nous permettre de comprendre les différents mécanismes ainsi que l'effet des paramètres qui peuvent affecter la tenue en fatigue de l'alliage A356-T6 de notre étude.

En effet, en fatigue, la présence d'un défaut dans le matériau entraîne une concentration de contrainte locale. Afin de déterminer les paramètres dont dépend cette contrainte locale, Bouafia et al [11] ont étudié à l'aide des simulations numériques, la distribution des contraintes et le coefficient théorique de concentration de contrainte K_t autour d'un défaut de type porosité et inclusion. Ils ont prouvé que la concentration de contrainte dépend de plusieurs paramètres tel que : la taille de défaut, sa morphologie ainsi que la direction et l'amplitude de la contrainte appliquée.

La phase d'amorçage des microfissures dans un matériau polycristallin peut aussi s'effectuer au niveau de joints de grains. Des études sur certains matériaux [12-16] ont montré que les joints de grains sont aussi des sites préférentiels pour l'amorçage des fissures en fatigue. L'amorçage dépend de l'orientation de grain par rapport à la direction de chargement. Dans le même contexte, il a été démontré par Heinz et Blochwitz [17, 18], dans le cas des aciers inoxydables, que les concentrations de contraintes locales apparaissent aussi au niveau des joints de grains. Ils ont montré que l'amorçage des fissures au niveau des joints de grains (ferrite-austénite) dans les aciers inoxydable est une conséquence de l'anisotropie élastique/plastique. Au cours des sollicitations cycliques, des lignes de glissements cristallographiques apparaissent dans les grains favorablement orientés. Ce glissement induit l'apparition d'une marche de surface qui entraîne des déformations plastiques des grains dans le plan favorablement orienté. Au cours des chargements cycliques, cette déformation conduit à la formation des intrusions et des extrusions au niveau des grains. Chaque intrusion constitue une zone de concentration de la déformation plastique, ce qui peut représenter un site favorable pour l'amorçage des microfissures.

Toujours dans la phase d'amorçage, il a été observé que dans le cas des matériaux ayant une structure dendritique et en absence des défauts, l'amorçage des fissures peut s'effectuer au niveau des dendrites [19-21]. Gao et al [19] ont montré que dans le cas de l'alliage d'aluminium A356 et en absence des défauts, l'amorçage des fissures peut s'effectuer dans la phase eutectique du matériau en absence des défauts. Suite à un chargement cyclique, il a été constaté à partir des simulations numériques qu'il peut avoir une accumulation de concentration de contrainte au niveau des particules de Si dans la phase eutectique du matériau. Cette zone plastique peut présenter une zone favorable pour l'amorçage des fissures. Ce résultat reste toujours une constatation issue d'une simulation numérique. Il n'a pas été démontré

expérimentalement, mais ce scénario peut nous aider par la suite pour prendre en considération l'effet des particules de Si dans la phase eutectique sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6. Gao [19] a montré aussi que la présence des intermétalliques à base de Fe dans la phase eutectique augmente la concentration de contrainte dans la phase eutectique du matériau. Cette variation du niveau de contrainte plastique diminue la tenue en fatigue du matériau et réduit la limite de fatigue de 20%.

On remarque alors que dans la fatigue à grand nombre de cycles, il peut y avoir plusieurs paramètres qui favorisent l'amorçage des fissures dans la structure. Ces paramètres dépendent du matériau.

Après l'amorçage des fissures et sous l'action des chargements cycliques, les macrofissures peuvent se propager dans la structure si les conditions sont favorables. Cette phase de propagation peut être décomposée en deux stades: (i) une propagation interne des microfissures (ii) l'une de ces microfissures atteint une taille critique pour devenir la fissure principale de fatigue qui mène par la suite à la rupture finale. Dans le premier stade, la vitesse de propagation des fissures est très faible. Cependant, dans le deuxième stade, la phase de propagation est caractérisée par une vitesse de propagation croissante. En effet, au fond des fissures, une plastification est créée sous l'effet d'une concentration de contrainte significative. Ainsi, la propagation s'effectue dans cette zone plastifiée. Mais cette plastification localisée mène à des contraintes résiduelles de compression au fond des fissures, ce qui peut décélérer la propagation des fissures [21-23].

Durant la phase de propagation, les fissures peuvent rencontrer des barrières microstructurales tels que les joints de grains, les limites de phases ou les précipités. L'effet de ces barrières est de ralentir la propagation des fissures, ce qui engendre une bonne endurance à la fatigue [24]. Toutefois, l'environnement tels que la température et le milieu corrosif a aussi un effet nocif sur la phase de propagation des fissures. Selon l'environnement, les barrières microstructurales peuvent devenir des chemins de fissuration. Laird et al [25] ont étudié l'effet de l'environnement sur le mécanisme d'amorçage et de propagation des fissures en fatigue dans le cuivre. Les essais ont été effectués dans des milieux gazeux avec présence d'oxygène et d'argon, à la fois sec et saturé en vapeur. Il a été observé que la présence de l'oxygène a accéléré la phase de propagation. Ils ont conclu que l'environnement n'est pas un facteur déterminant pour l'amorçage des fissures mais plutôt dans la phase de propagation.

I.1.3 Dimensionnement en fatigue multiaxiale des matériaux à défauts

Le dimensionnement des pièces soumises à des chargements cycliques est difficile à cause de la formation des fissures. Ainsi, les caractéristiques du matériau peuvent varier au cours de la durée de vie en fatigue. Le dimensionnement en fatigue a pour objectif de prévoir la rupture brutale des composants par fatigue et d'estimer sa durée de vie en fonction des différents paramètres. Dans ce cadre, plusieurs approches ont été développées afin de prévoir la limite de fatigue et la durée de vie des pièces. Dans cette partie, on s'intéresse à présenter des approches issues de la littérature qui modélisent l'effet du défaut sur la tenue en fatigue selon les mécanismes d'endommagement observés. Cette étude va nous permettre de choisir par la suite le critère multiaxial adéquat pour mieux décrire le comportement en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6 de cette étude.

I.1.3.a Approche de Murakami

Afin d'étudier l'influence des défauts sur la limite de fatigue, Murakami et al [26] ont proposé, en 1983, un paramètre géométrique défini par $\sqrt{aire}$ pour décrire la taille du défaut comme étant une entité surfacique simple. Ce paramètre est égal à la racine carrée de l'aire du défaut projetée dans le plan perpendiculaire à la direction de la contrainte principale maximale de chargement comme le montre la **Figure 2**. Le paramètre $\sqrt{aire}$ a été utilisé plus tard dans plusieurs critères de fatigue. Il a été démontré que ce paramètre décrit raisonnablement bien la nocivité de la taille de défaut dans les matériaux métalliques.

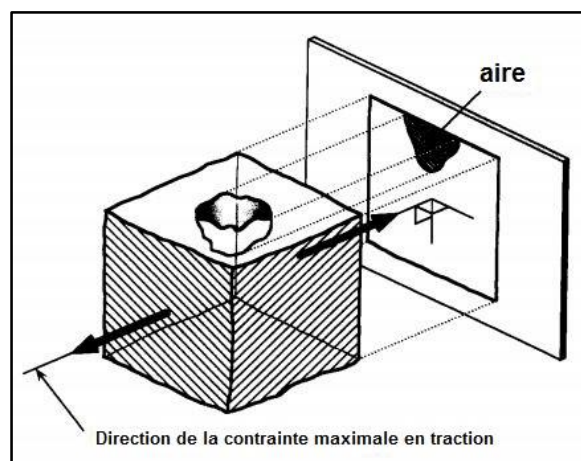


Figure 2: Définition de la taille de défaut par Murakami [26]

A partir des résultats expérimentaux, Murakami et Endo [26] ont proposé une première formule empirique reliant la limite de fatigue en fonction du paramètre $\sqrt{aire}$. Cette formule est donnée par :

$$\sigma_w^n \sqrt{area} = C \quad (I. 1)$$

Avec :

σ_w est la limite de fatigue en traction-compression ou en flexion

n, C sont deux constante avec n=6

Cette équation permet de déterminer la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut. Afin d'identifier les paramètres de cette approche, il faut faire des essais expérimentaux pour déterminer les valeurs de n et C pour chaque cas de chargement. Pour cette raison, Murakami et al [26] ont proposé par la suite un critère empirique afin de déterminer la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut, du rapport de chargement et en utilisant la dureté Vickers comme étant un paramètre matériau. Dans le cas de traction uniaxiale, Murakami a proposé deux expressions pour prédire la limite de fatigue pour les défauts internes et les défauts de surface.

$$\sigma_w = \frac{A(H_v + 120)}{(\sqrt{area})^{1/6}} \times \left(\frac{1 - R_\sigma}{2} \right)^\alpha \quad (I. 2)$$

Avec:

H_v : La dureté Vickers

α : un paramètre qui dépend de la dureté Vickers (H_v) donné par $\alpha = 0,226 + H_v \times 10^{-4}$

A : une constante qui dépend de la position de défaut, elle est égale à 1,43 pour les défauts de surface et 1,56 pour les défauts internes.

En torsion la limite de fatigue est donnée par :

$$\tau_w = \frac{A(H_v + 120)}{F(\sqrt{area})^{1/6}} \times \left(\frac{1 - R_\sigma}{2} \right)^\alpha \quad (I. 3)$$

Avec F est un facteur de forme qui varie selon la morphologie de défaut. Pour un défaut sphérique F=0.84.

Pour un chargement multiaxial (σ_1, σ_2), l'expression de Murakami est donnée par la relation suivante:

$$\sigma_1 + k\sigma_2 = \frac{A(H_v + 120)}{(\sqrt{area})^{1/6}} \times \left(\frac{1 - R_\sigma}{2} \right)^\alpha \quad (\text{I. 4})$$

Avec $k = -0,18$ pour des défauts circulaires.

Cette approche a été établie en assimilant le défaut à une fissure dont le facteur d'intensité de contrainte maximale est proportionnel à la taille de défaut. Dans cette approche, on n'a pas besoin d'essais expérimentaux pour déterminer les paramètres du critère. Pour prévoir la limite de fatigue, il suffit de connaître la dureté Vickers du matériau, mesurer la taille de défaut avec le paramètre $\sqrt{aire}$ et le rapport de chargement. Mais il faut signaler que cette approche est basée sur l'hypothèse que la morphologie de défaut n'a pas d'influence sur la tenue en fatigue de matériau mais plutôt sa taille et sa position par rapport à la surface. Cette approche est d'autant plus intéressante qu'elle permet d'évaluer la limite de fatigue en fonction de la taille du défaut sans faire un essai de fatigue mais il faut juste déterminer la dureté Vickers du matériau.

I.1.3.b Approche de la mécanique de la rupture élastique linéaire (MREL)

La théorie de la mécanique linéaire élastique de la rupture (MREL) a été exprimée en fonction du facteur d'intensité de contrainte, de la contrainte et de la taille critique de fissure. Ce critère est applicable à tout matériau à condition qu'il reste élastique sauf à la pointe des fissures où il y a une zone plastifiée localement. L'approche de MREL est basée sur la détermination du seuil de propagation de fissure en fonction de l'amplitude de facteur d'intensité de contrainte ΔK_{Seuil} . La taille de défaut est considérée comme étant une fissure équivalente semi-circulaire (a_c). Cette approche considère que le seuil d'endurance correspond au seuil d'évolution d'une fissure longue propageante autour de défaut. Cette approche montre que le seuil de propagation des fissures dépend principalement de la longueur de fissure et de la forme de défaut. Cette approche est donnée par l'expression suivante :

$$\Delta K_{Seuil} = Y \Delta \sigma \sqrt{\pi a_c} \quad (\text{I. 5})$$

Avec: Y est un facteur de forme de défaut assimilé à une fissure qui dépend de la profondeur et de diamètre de défaut.

I.1.3.c Théorie de la distance critique (TDC)

Cette approche de distance critique consiste à utiliser des contraintes à une distance du défaut (d_c) et pas au point le plus sollicité. Elle nécessite tout d'abord une évaluation de champ

de contrainte autour d'un défaut. Cette théorie a été proposée par Susmel et D.Taylor [27-29] afin de prévoir la limite de fatigue des matériaux ductiles entaillés pour différentes caractéristiques géométriques. Le critère est donné par la formulation suivante:

$$\max_{\sigma=\sigma_c}(\sigma_{eq}(d_c)) = \sigma_{th} \quad (I. 6)$$

Avec: σ est la contrainte nominale appliquée, σ_c est la limite de fatigue, σ_{eq} est la contrainte équivalente et σ_{th} est la contrainte seuil.

Afin d'identifier les paramètres de ce critère, on commence par déterminer la contrainte seuil en terme d'un critère de fatigue (σ_{th}). Ensuite, il faut chercher la distance critique d_c à partir du défaut où la contrainte équivalente en termes du critère de fatigue utilisé coïncide avec la contrainte seuil. Cette théorie nécessite un critère de fatigue multiaxial pour définir une contrainte équivalente à utiliser et décrire la répartition de la contrainte autour de défaut. En effet, la limite de fatigue déterminée à partir de cette théorie correspond à l'amplitude de la contrainte appliquée où la contrainte équivalente maximale à la distance critique d_c est égale à la contrainte seuil.

I.1.3.d Critère de gradient (DSG)

Le critère de gradient (DSG: Defect Stress Gradient) a été proposé suite aux travaux de Nadot et Billaudeau [30]. Cette approche est basée sur l'étude de l'effet de gradient autour d'un défaut dû à la concentration de contrainte élevée dans le point chaud de défaut (**Figure 3**). Il a été démontré que le gradient de contrainte est un paramètre de premier ordre dans les matériaux à défauts. Cette approche a été validée expérimentalement sur différents matériaux (Acier C35, fonte et acier S45C), type de défaut et cas de chargement (traction, torsion, et traction-torsion).

La première version du critère de DSG [30] utilise le gradient de la partie hydrostatique comme proposé par Papadopoulos [31]. Les travaux de thèse de Gadouini [32] sur des ressorts de suspension montrent que l'utilisation du gradient de la partie hydrostatique a des limites. A partir des essais de torsion pure en présence des défauts, il a montré la nécessité d'utiliser le gradient sur la contrainte équivalente pour décrire l'influence des défauts. Enfin, Vincent [33] a complété le critère en utilisant la théorie d'Eshelby pour calculer les champs mécaniques autour du défaut. Le critère présenté ci-dessous est sous sa forme actuelle:

$$\sigma_{eq \nabla} = \sigma_{eq M} - a \frac{\sigma_{eq M} - \sigma_{eq 0}}{\sqrt{aire}} \leq \beta \quad (I. 7)$$

$\sigma_{eq \nabla M}$ est la contrainte équivalente donnée par le critère de DSG définie en tout point M de la surface de défaut. $\sigma_{eq M}$ et $\sigma_{eq 0}$ correspondent à une contrainte équivalente au sens d'un critère de fatigue multiaxial. Ces deux contraintes sont définies respectivement en tout point M de défaut et loin de la perturbation locale due à l'effet du défaut.

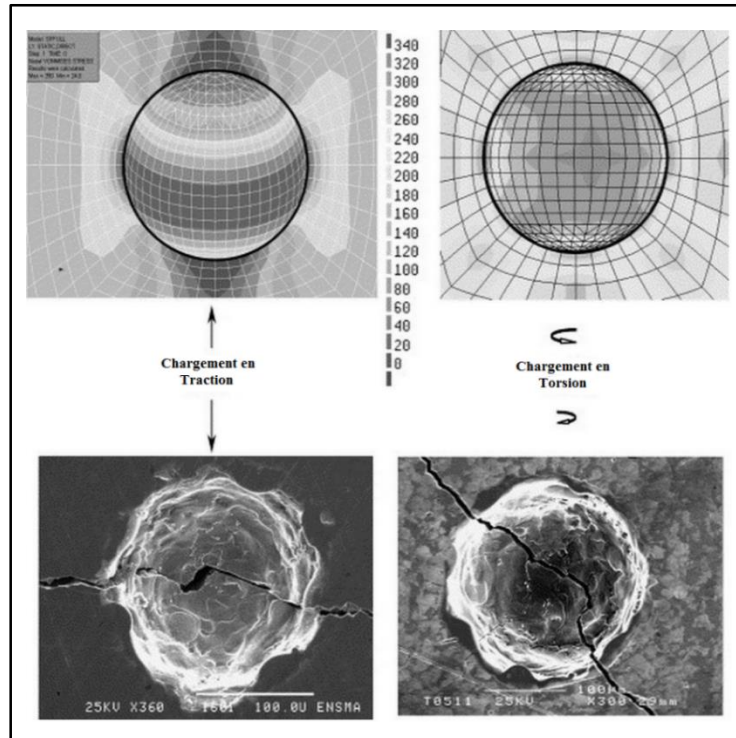


Figure 3: Comparaison entre le mécanisme de la fatigue et la distribution de la contrainte autour d'un défaut sphérique en traction et torsion (Contrainte équivalente de Von Mises, simulation en élasticité linéaire) [34]

L'application du critère de gradient nécessite un critère de fatigue multiaxial en vue de décrire la répartition de champ de contrainte autour du défaut et définir la contrainte équivalente à utiliser dans le critère. La partie présentée dans la suite concerne un exemple des critères de fatigue multiaxiaux qui seront utilisés dans le critère de DSG.

I.1.4 Prédiction de la durée de vie en fatigue des matériaux sans défaut

Dans la littérature, plusieurs travaux ont proposé des critères de dimensionnement en fatigue à grand nombre de cycles des matériaux sains (matériau sans défaut). Ces critères sont définis par une contrainte équivalente qui renseigne sur la résistance d'un matériau à un chargement cyclique et périodique multiaxial avec une amplitude de contrainte constante. La condition de résistance définie par ces critères est sous forme de deux domaines d'endurance :

une zone de rupture et une zone de sécurité (non rupture). Ces deux zones sont délimitées par la courbe décrite par le critère et souvent donnée pour une probabilité de rupture de 50%.

Dans la suite de cette partie, on s'intéresse à présenter certains critères de fatigue multiaxiaux de la littérature. Ces critères traduisent différentes façons de prendre en compte l'effet de la contrainte moyenne sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6 sous chargement multiaxial abordé dans notre étude.

I.1.4.a Critère de Crossland

En 1956, Crossland [35] a formulé un critère de fatigue multiaxiale afin de mettre en évidence la problématique liée à l'amorçage des fissures dans un matériau métallique. Cette approche est basée sur le critère de plasticité de von Mises. Crossland révèle que l'amorçage est influencé par l'amplitude de la contrainte de cisaillement ($J_{2,a}$) et la pression hydrostatique maximale ($J_{1,max}$). Ce critère a été validé expérimentalement dans certains travaux et sur plusieurs matériaux métalliques.

Pour un chargement cyclique $\underline{\underline{\sigma}}(t)$ et périodique de période T, le critère de Crossland est donné par l'expression suivante:

$$\sigma_{eq,cr} = \sqrt{J_{2,a}} + \alpha_{cr} J_{1,max} \leq \beta_{cr} \quad (I. 8)$$

Avec:

$$J_{2,a} = \frac{1}{2} \text{Max}_{0 \leq t_0 \leq T} \text{Max}_{0 \leq t_1 \leq T} \|\underline{\underline{S}}(t_1) - \underline{\underline{S}}(t_0)\| \quad (I. 9)$$

$$\underline{\underline{S}}(t) = \underline{\underline{\sigma}}(t) - \frac{1}{3} \text{tr}(\underline{\underline{\sigma}}(t)).I \quad (I. 10)$$

$$J_{1,max} = \max_{t \in [0, T]} \frac{1}{3} \text{tr}(\underline{\underline{\sigma}}(t)) \quad (I. 11)$$

Les paramètres α_{cr} et β_{cr} peuvent être identifiés expérimentalement à l'aide des deux limites de fatigue, en torsion alternée (σ_{D-1}^{to}) et en traction alternée (σ_{D-1}^{ta}). Ces paramètres sont donnés par les expressions suivantes:

$$\alpha_{cr} = \frac{\sigma_{D-1}^{to} - \frac{\sigma_{D-1}^{ta}}{\sqrt{3}}}{\frac{\sigma_{D-1}^{ta}}{3}} \quad \text{et} \quad \beta_{cr} = \sigma_{D-1}^{to} \quad (I. 12)$$

I.1.4.b Critère de Sines

Sines a constaté dans ses travaux [36] qu'en torsion l'effet de la contrainte moyenne dans la tenue en fatigue est quasiment faible. Il a proposé un critère de fatigue proche de celui de Crossland en faisant intervenir l'effet de l'amplitude du second invariant du tenseur déviateur des contraintes et la valeur moyenne de la pression hydrostatique. Ce critère s'écrit sous la forme suivante :

$$\sigma_{eq, si} = \sqrt{J_{2,a}} + \alpha_{si} J_{1,moy} \leq \beta_{si} \quad (I. 13)$$

Où : $J_{1,moy}$ est la moyenne sur un cycle de la contrainte hydrostatique

$$J_{1,moy} = moy \frac{1}{3} tr(\underline{\underline{\sigma}}(t))_{t \in [0, T]} \quad (I. 14)$$

Les paramètres α_{si} et β_{si} sont à partir des deux limites de fatigue, en torsion alternée (σ_{D-1}^{to}) et en traction répétée (σ_{D0}^{ta}). Ces paramètres sont donnés par les expressions suivantes:

$$\alpha_{si} = \frac{\sigma_{D-1}^{to} - \frac{\sigma_{D0}^{ta}}{\sqrt{3}}}{\frac{\sigma_{D0}^{ta}}{3}} \quad \text{et} \quad \beta_{si} = \sigma_{D-1}^{to} \quad (I. 15)$$

Toutefois, l'application du critère de Sines nécessite la vérification de la condition suivante :

$$\frac{\sigma_{D-1}^{Ta}}{\sqrt{3}} = \sigma_{D-1}^{To} \quad (I. 16)$$

Cette condition n'est pas valable pour tous les matériaux. Le critère de Sines est valable dans certains matériaux ductiles.

I.1.4.c Critère de Kakuno-Kawada

Le critère de Kakuno et Kawada [37] est très proche des critères de Crossland et de Sines. Ce critère tient en compte à la fois l'effet de la valeur moyenne de la pression hydrostatique et son amplitude ainsi de l'amplitude de la contrainte de cisaillement.

$$\sigma_{eq, kk} = \sqrt{J_{2,a}} + \alpha_{kk} J_{1,moy} + \gamma_{kk} J_{1,a} \leq \beta_{kk} \quad (I. 17)$$

Pour identifier les paramètres α_{kk} , β_{kk} et γ_{kk} du critère de Kakuno et Kawada, il faut avoir 3 essais expérimentaux :

- Un essai de torsion alternée qui nous donne :

$$J_{1,moy} = 0 \quad \text{et} \quad J_{1,a} = 0 \quad \text{donc} \quad \beta_{kk} = \sigma_{D-1}^{to} \quad (I. 18)$$

- Un essai de traction alterné qui nous donne :

$$\sqrt{J_{2,a}} = \frac{\sigma_{D-1}^{ta}}{\sqrt{3}} J_{1,a} = \frac{\sigma_{D-1}^{ta}}{3} \quad \text{et} \quad J_{1,moy} = 0 \quad \text{donc} \quad \gamma_{kk} = \frac{\beta_{kk} - \frac{\sigma_{D-1}^{ta}}{\sqrt{3}}}{\frac{\sigma_{D-1}^{ta}}{3}} \quad (\text{I. 19})$$

- Un essai de traction répété qui nous donne :

$$\sqrt{J_{2,a}} = \frac{\sigma_{D0}^{ta}}{\sqrt{3}}, J_{1,a} = \frac{\sigma_{D0}^{ta}}{3} \quad \text{et} \quad J_{1,moy} = \frac{\sigma_{D0}^{ta}}{3} \quad \text{donc} \quad \alpha_{kk} = \frac{\beta_{kk} - \frac{\sigma_{D0}^{ta}}{\sqrt{3}}}{\frac{\sigma_{D0}^{ta}}{3}} - \gamma_{kk} \quad (\text{I. 20})$$

Si on impose les conditions que $\alpha_{kk} > 0$ et $\gamma_{kk} > 0$, le domaine de validité du critère de Kakuno et Kawada est défini par la condition suivante:

$$\frac{\sigma_{D-1}^{ta}}{\sigma_{D0}^{ta}} > \frac{1}{2} \quad \text{et} \quad \frac{\sigma_{D-1}^{to}}{\sigma_{D-1}^{ta}} > \frac{1}{\sqrt{3}} \quad (\text{I. 21})$$

I.1.4.d Critère de Vu

Vu et al [38] ont constaté que les critères classiques (Crossland et Sines) ne captent pas bien les variations temporelle et spatiale du tenseur de contrainte. Ils ont alors proposé un nouveau critère d'endurance en fatigue multiaxiale basé sur les invariants du tenseur de contrainte macroscopique. Ce critère représente une évolution du critère de Crossland par l'ajout d'une quantité supplémentaire, c'est la valeur moyenne de second invariant du tenseur des contraintes ($J_{2,moy}$). L'originalité du critère de Vu consiste à introduire la grandeur ($J_{2,moy}$) qui permet de refléter l'effet de la contrainte moyenne. Ce critère est établi comme suit :

$$\sigma_{eq,vu} = \sqrt{\gamma_1 J_{2,a}^2 + \gamma_2 J_{2,moy}^2 + \gamma_3 I_f(J_{1,a}, J_{1,moy})} \leq \beta \quad (\text{I. 22})$$

Avec :

$$J_{2,moy} = \frac{1}{T} \int_0^T J_2(t) dt \quad (\text{I. 23})$$

$$J_2(t) = \sqrt{\frac{1}{2} \underline{\underline{S}}^a(t) : \underline{\underline{S}}^a(t)} \quad (\text{I. 24})$$

Les paramètres β et γ_{1-3} sont identifiés à l'aide des deux limites de fatigue, en torsion alternée (σ_{D-1}^{to}) et en traction alternée (σ_{D-1}^{ta}) ainsi que la contrainte maximale à la traction (R_m).

La fonction $I_f(J_{1,a}, J_{1,moy})$ reflète l'effet de l'amplitude de la pression hydrostatique ainsi que sa moyenne. Pour identifier les paramètres du critère, Vu a proposé la démarche suivante :

- Si $R_m < 750 \text{ MPa}$ alors $\gamma_1 = 0.65$, $\gamma_2 = 0.8636$ et $I_f = J_{1,a} + J_{1,moy}$
- Si $R_m > 750 \text{ MPa}$ alors $\gamma_1 = 0.3$, $\gamma_2 = 1.7272$ et $I_f = J_{1,a} + \frac{\sigma_{D-1}^{ta}}{\sigma_{D-1}^{to}} J_{1,moy}$

Les paramètres β et γ_3 du critère sont donnés par l'expression suivante :

$$\gamma_3 = \frac{(t_{-1})^2 - \frac{(f_{-1})^2}{3}}{f_{-1}} \quad \text{et} \quad \beta = \sigma_{D-1}^{to} \quad (\text{I. 25})$$

I.1.5 Effet de la contrainte moyenne en fatigue

De nombreux travaux ont été effectués sur plusieurs matériaux afin d'étudier l'effet de la contrainte moyenne sur la tenue en fatigue. Les critères présentés précédemment (Crossland, Sines et Kakuno-Kawada.) font apparaître l'influence de la contrainte moyenne dans le terme de la pression hydrostatique et au niveau de la contrainte de cisaillement dans le critère de Vu.

Pour étudier l'effet de la contrainte moyenne, on utilise souvent le diagramme de Haigh où la variation de l'amplitude de contrainte est représentée en fonction de la contrainte moyenne. La représentation de ce diagramme présente les niveaux de contrainte maximale et minimale à atteindre pour un nombre de cycles donné. Dans ce diagramme, certains chercheurs ont proposé des relations empiriques dont la caractéristique commune est de décrire l'effet de la contrainte moyenne sur la limite de fatigue. Parmi ces lois on peut citer:

- La droite de Soderberg: $\frac{\sigma_a}{\sigma_{D-1}^{ta}} + \frac{\sigma_m}{R_e} = 1$ (I. 26)

- La droite de Goodman: $\frac{\sigma_a}{\sigma_{D-1}^{ta}} + \frac{\sigma_m}{R_m} = 1$ (I. 27)

- Parabole de Gerber: $\frac{\sigma_a}{\sigma_{D-1}^{ta}} + \left(\frac{\sigma_m}{R_m} \right)^2 = 1$ (I. 28)

- Parabole de Dietman : $\left(\frac{\sigma_a}{\sigma_{D-1}^{ta}} \right)^2 + \frac{\sigma_m}{R_m} = 1$ (I. 29)

- Ellipse de Marin: $\left(\frac{\sigma_a}{\sigma_{D-1}^{ta}} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_m}{R_m} \right)^2 = 1$ (I. 30)

Susmel et al [39] ont tracé les équations précédentes dans un diagramme de Haigh pour différents matériaux afin de voir la différence entre ces lois. Le diagramme (**Figure 4**) montre que l'effet de la contrainte moyenne dans le cas d'un chargement uniaxial dépend de matériau.

Cet effet peut être linéaire ou non linéaire selon le matériau. On peut constater que tous les points expérimentaux sont situés entre la droite de Goodman et la courbe de Marin.

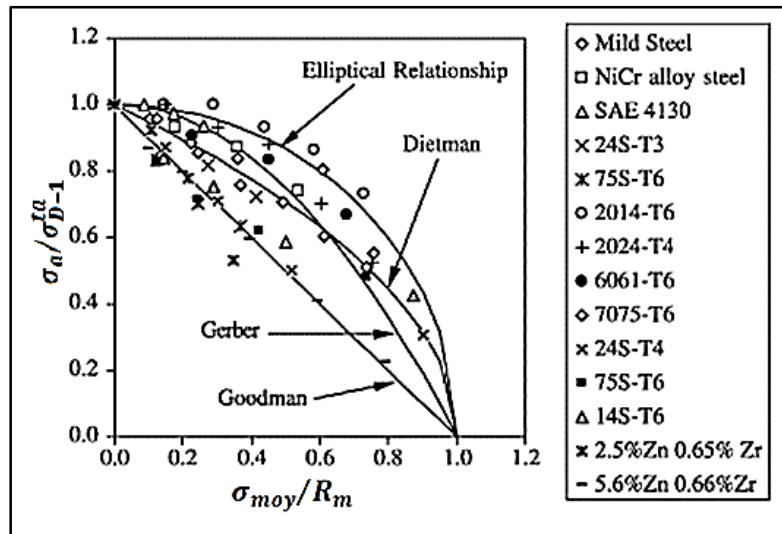


Figure 4: Comparaison entre des résultats expérimentaux pour certains matériaux et des critères qui représentent l'effet de la contrainte moyenne en fatigue uniaxiale [39]

Kavacs et al [40] ont étudié l'effet de la contrainte moyenne dans un acier martensitique (X10CrNiMoV2-2-2) à l'aide des essais de fatigue uniaxiale (HCF/VHCF) pour deux rapports de chargement ($R_\sigma = -1$ et $R_\sigma = 0.1$). Les essais de fatigue ont été effectués sur des éprouvettes contenant des défauts de surface et des défauts internes. Pour mettre en évidence l'effet de la contrainte moyenne, des courbes S-N pour différents matériaux et rapports de charge ont été tracées auxquelles des résultats expérimentaux et des données issues de la littérature ont été ajoutées. Indépendamment du type de défaut, il a été observé une diminution claire de la limite de fatigue avec l'augmentation de rapport de chargement, ce qui reflète l'effet de la contrainte moyenne. Kavacs [40] a expliqué que si le rapport de chargement R_σ augmente, on augmente la déformation plastique et la concentration de contrainte au niveau des défauts. Ceci assure une accélération de l'amorçage et la propagation des fissures dans le matériau à partir du défaut. De plus, si la contrainte moyenne appliquée augmente, l'ouverture des fissures est favorisée ce qui tend à réduire sa fermeture. Cela explique la diminution de la limite de fatigue lorsque la contrainte moyenne augmente.

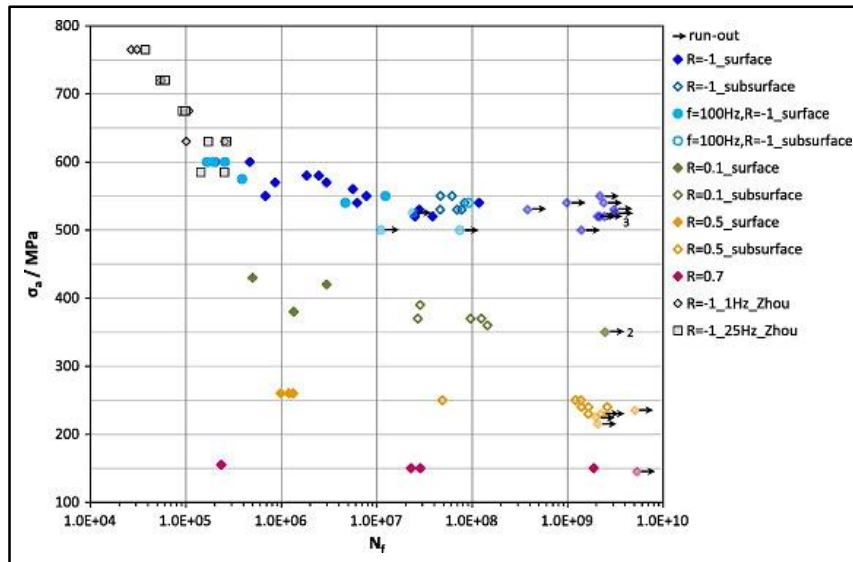


Figure 5: Amplitude de la contrainte appliquée en fonction de nombre de cycles à la rupture pour différent rapport de chargement [40]

Afin de bien comprendre l'effet de la contrainte moyenne, Koutiri [41] dans sa thèse a fait une étude comparative à partir de ses résultats expérimentaux sur deux alliages d'aluminium (AlSi7Cu05Mg03 et Al2024-O) et des données issues de la littérature pour différents matériaux métalliques (34CrMo4, Ti-6Al-4V, 25CrMo4, 10HNAP, 30 NCD 16). Le diagramme de Haigh relatif à ces matériaux est représenté dans la **Figure 6**.

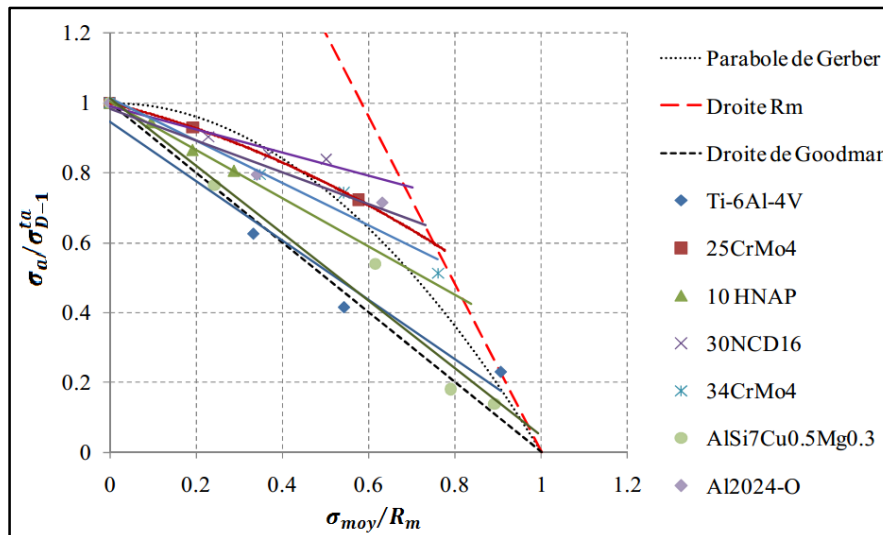


Figure 6: Diagramme de Haigh normalisé pour différents matériaux [41]

Koutiri a remarqué que dans certains matériaux et pour des niveaux de contrainte moyenne élevés, la limite de fatigue correspond à la résistance à la rupture de matériau (R_m). Cependant, dans le cas des deux alliages d'aluminium de son d'étude (AlSi7Cu05Mg03 et

Al2024-O), l'effet de la contrainte moyenne est indépendant du niveau de son amplitude. A partir de cette étude comparative, il a proposé un critère empirique qui semble être valable pour décrire la décroissance linéaire de l'effet de la moyenne pour tous les matériaux :

$$\sigma_a + K\sigma_m = \sigma_{D-1}^{ta} \quad (I. 31)$$

Avec K est un paramètre matériau déterminé à partir d'un essai de traction répété donné par l'expression suivante:

$$K = \frac{\sigma_a(R=0) - \sigma_{D-1}^{ta}}{\sigma_m(R=0)} \quad (I. 32)$$

A partir des essais de traction uniaxiale sur les deux alliages d'aluminium des travaux de Koutiri, la droite de Goodman s'avère une bonne approximation pour décrire la tendance linéaire de l'effet de la contrainte moyenne en traction uniaxiale.

Il apparaît, suite à cette étude, que l'effet de la moyenne dépend non seulement du niveau de la contrainte moyenne appliquée mais aussi du type de matériau. L'effet de la contrainte moyenne sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6 va faire l'un des objectifs de la suite de nos travaux.

I.2 Etude de l'alliage d'aluminium A356-T6

I.2.1 Les procédés de fonderie des alliages d'aluminium

Afin d'améliorer les propriétés des alliages d'aluminium, plusieurs procédés de fonderie ont été développés. Parmi ces procédés, on cite le moulage par gravité avec des moules perdus (non permanent) et le moulage à haute pression du métal liquide pour les moules permanents. Il est donc intéressant d'étudier les procédés de fonderie des alliages d'aluminium vu les améliorations apportées au niveau des propriétés mécanique et microstructurale.

Rosso [42] a étudié le comportement en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6 issu de différents procédés de moulage (rhéomoulage, basse pression et moulage en sable). Des essais de fatigues ont été effectués à 10^7 cycles sur des éprouvettes cylindriques issues des 3 moules afin de tracer le diagramme de Wöhler. Les résultats représentés dans la **Figure 7** montrent que le procédé de moulage a un effet remarquable sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6.

Le diagramme de Wöhler montre que le procédé de rhéomoulage donne la meilleure limite de fatigue pour l'alliage d'aluminium A356. Cette différence est due à la microstructure

et la vitesse de refroidissement importante de coulée du procédé de rhéomoulage. Ainsi, dans la suite de notre étude, nous nous intéresserons à étudier l'effet de la microstructure sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6.

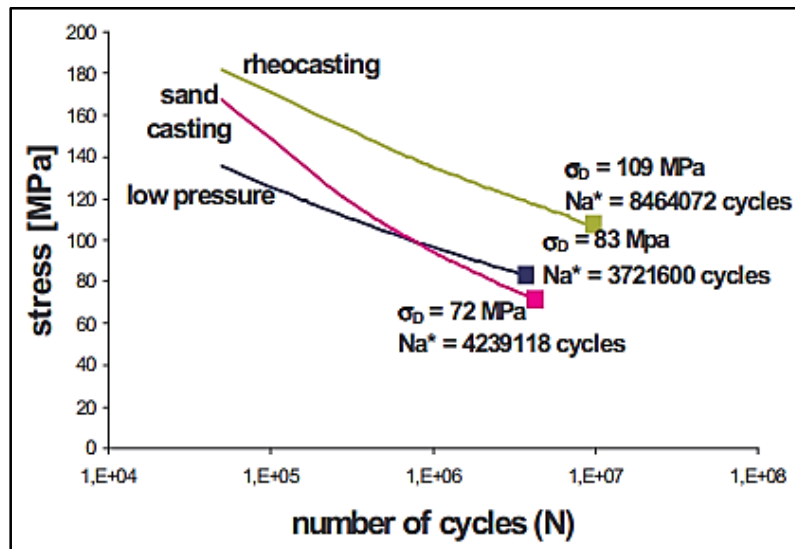


Figure 7: Courbe de Wöhler correspond aux différents procédés de moulage en traction à $R_\sigma = -1$ (rhéomoulage, basse pression et moulage en sable) [42]

Pour le même alliage d'aluminium obtenu avec le même procédé de fonderie, les principaux paramètres dont dépendent les propriétés mécaniques de matériau sont plutôt la vitesse de refroidissement de la coulée, les cinétiques d'écoulement et la pression appliquée. En effet, une vitesse de refroidissement élevée avec une injection sous pression donne une structure métallurgique fine avec une faible population et taille des défauts. L'effet de ces paramètres sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356 sera étudié ultérieurement.

Les industries de fonderie cherchent à améliorer les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium dans le but d'obtenir des pièces de qualité destinées à des applications industrielles plus poussées. La présence des défauts de type porosités, retassure et/ou films d'oxyde dans ce type d'alliage a un effet néfaste sur la résistance à la fatigue. Les défauts de fonderie représentent alors un défi pour les industriels des alliages d'aluminium. Pour cette raison, ils ont essayé d'affiner les procédés de fonderie afin de diminuer la présence des défauts et améliorer les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium.

I.2.2 Structure de l'alliage d'aluminium A356

I.2.2.a Microstructure de l'alliage d'aluminium A356

L'objectif de cette partie est de présenter, d'une part, la microstructure de l'alliage d'aluminium A356 et, d'autre part, étudier l'effet de chaque paramètre microstructural sur les propriétés mécaniques et la tenue en fatigue des alliages d'aluminium de type (Al-Si-Mg).

Le matériau A356 de cette étude est un alliage d'aluminium de fonderie hypoeutectique utilisé pour la fabrication des jantes des voitures. Ce matériau appartient à la famille des alliages Al-Si-Mg dont sa structure est dendritique. Sa composition chimique, issue des travaux de Roy et al [1], est représentée en pourcentage massique dans le **Tableau 1**.

Elément chimique	Si	Mg	Fe	Zn	Na	Sr
Pourcentage massique	6.5-7.5	0.25-0.4	0.2	0.1	0.002	0.005

Tableau 1 : Composition chimique de l'alliage d'aluminium A356

La microstructure de l'alliage d'aluminium A356 est composée principalement par une phase d'aluminium primaire noté α -Al, entourée par une phase eutectique Al-Si (**Figure 8**). La phase eutectique est riche en particules de silicium. Au cours du refroidissement, la séquence de solidification de la coulée passe par plusieurs phases afin d'obtenir la structure finale de l'alliage d'aluminium A356. La première étape de début de solidification s'effectue à une température de 612°C environ. Cette première étape est caractérisée par la croissance de la phase solide et la nucléation des cristaux d'aluminium, c'est la phase dendritique primaire α -Al. Cette phase (α -Al) évolue sous forme d'arborescence (**Figure 8**). Pendant ce premier mode de changement de phase, en présence des éléments chimiques Mn et Cr dans la coulée, il peut y avoir formation des α -intermétalliques [43-45]. La formation de la phase α -Al se poursuit jusqu'à la température de fin de solidification qui correspond, dans le cas de l'alliage d'aluminium A356, à 573°C. Cette température est dite température eutectique. A cette deuxième étape, le changement de phase se fait à température constante pour faire apparaître la phase eutectique (Al-Si) riche en particules de Si qui entourent la phase dendritique primaire α -Al. Pendant cette étape, le liquide restant se contracte et se solidifie pour former la phase eutectique entre les bras de dendrite. Cette contraction de liquide dans la phase dendritique primaire fait apparaître des défauts de type porosité de retrait. Dans cette phase de solidification, et sous l'effet des impuretés dans la coulée, il peut y avoir formation des composés β -intermétalliques situés dans la phase eutectique et ayant une morphologie aiguillée [43-45].

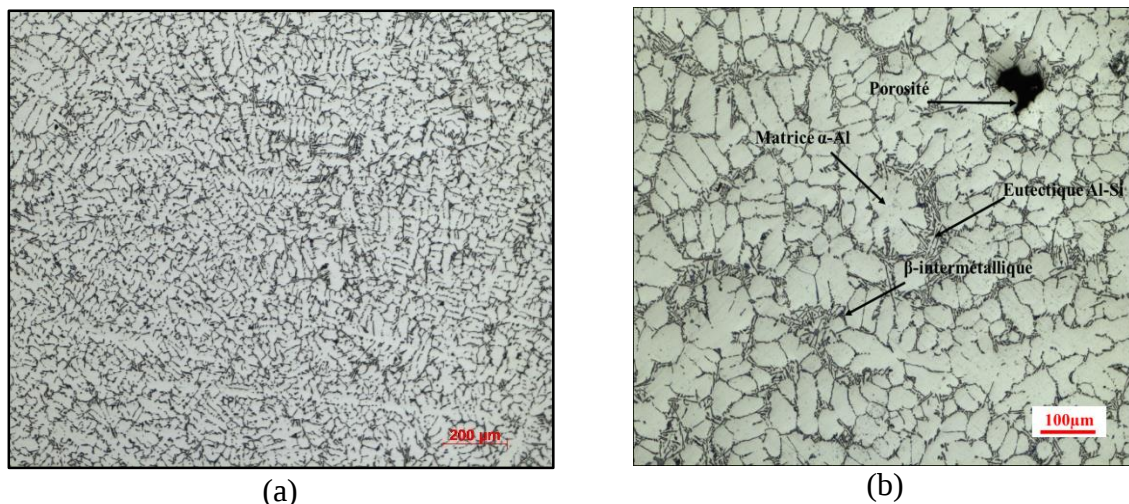


Figure 8: Microstructure de l'alliage d'aluminium A356 de notre étude (a) la structure dendritique (b) les différentes phases du matériau

Les particules de silicium dans la phase eutectique du matériau peuvent être modifiées afin d'obtenir une morphologie fibreuse. Trois facteurs peuvent affecter la morphologie des particules de Si : la vitesse de solidification, la composition chimique de l'alliage et le type de traitement thermique [46-48]. Les éléments chimiques Na, Sr et Sb sont souvent utilisés pour améliorer la morphologie et la taille des particules de Si. L'ajout de ces éléments en des petits pourcentages à l'alliage d'aluminium A356 à l'état liquide et suite à un traitement thermique, modifie la morphologie lamellaire des particules de Si. Cette modification permet d'avoir une taille des particules de silicium plus fine et une forme sphérique [46-48].

Des travaux de recherche [48, 49] ont étudié l'effet de la vitesse de refroidissement sur les particules de Si de l'alliage d'aluminium A356. Ces travaux montrent que si la vitesse de solidification augmente, les particules de Si sont raffinées. Néanmoins, si la vitesse de refroidissement est plus faible, les particules de Si semblent avoir une taille grossière avec une morphologie lamellaire.

La structure dendritique sous forme de « branche de sapin » de l'alliage d'aluminium A356 permet de définir une distance entre les bras de dendrite primaire et secondaire. Ces distances sont connues dans la littérature par le terme DAS (Dendrite Arm Spacing) qui désigne la distance moyenne entre deux bras dendritiques primaires et le terme SDAS (Secondary Dendrite Arm Spacing) qui désigne la distance moyenne entre deux bras dendritiques secondaires. Ces deux paramètres sont souvent utilisés pour définir l'évolution et la finesse de la microstructure des alliages d'aluminium. La microstructure des alliages d'aluminium désigné par la DAS et SDAS dépend fortement de la vitesse de refroidissement. L'affinage de ces

paramètres peut être obtenu en diminuant le temps de solidification lors de la coulée. Cette diminution induit une vitesse de refroidissement plus importante de la coulée, ce qui traduit un affinement de la DAS et SDAS [49-53]. La **figure 9** illustre la corrélation entre la vitesse de refroidissement et l'évolution de la microstructure (DAS/SDAS) de l'alliage d'aluminium A356.

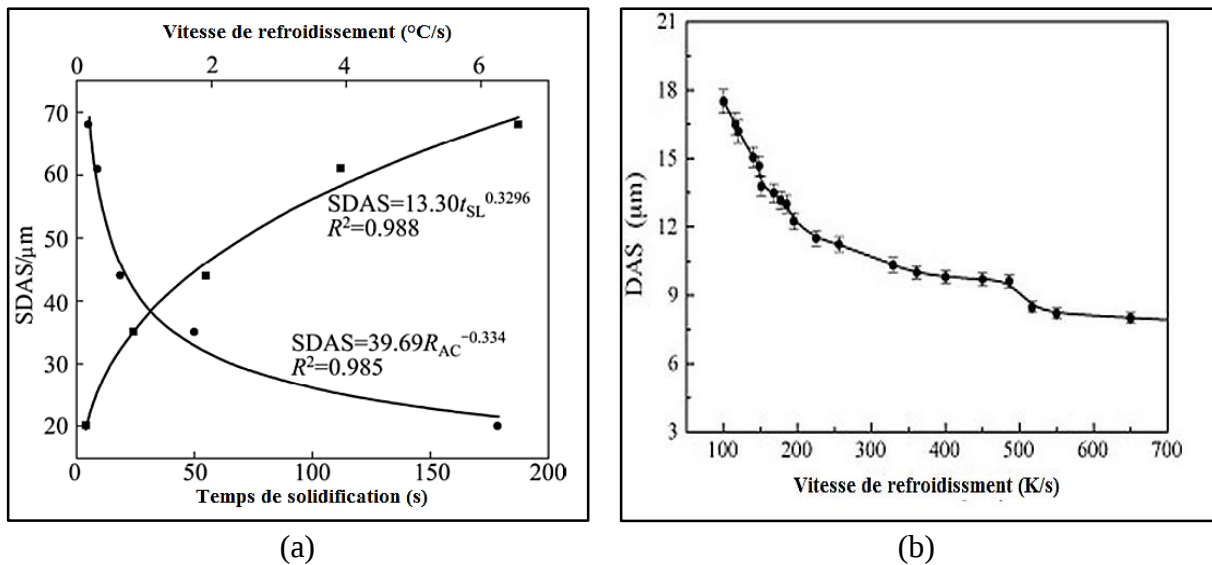


Figure 9: Effet de la vitesse de refroidissement sur la microstructure de l'alliage d'aluminium A356 (a) effet sur SDAS [52] (b) effet sur la DAS [53]

A ce stade, on remarque que la vitesse de refroidissement a un effet important sur la structure de l'alliage A356. Cette influence se manifeste au niveau de la croissance de la microstructure (SDAS/DAS): une vitesse de refroidissement élevée induit une microstructure fine. En plus, la vitesse de refroidissement affecte la morphologie et la taille des particules de Si situées dans la phase eutectique du matériau. Dans ce cadre, Ceschini et al [49] ont montré qu'il existe une corrélation entre l'évolution de SDAS et la taille des particules de silicium ainsi qu'entre la vitesse de refroidissement et les particules de Si dans la phase eutectique (**Figure 10**).

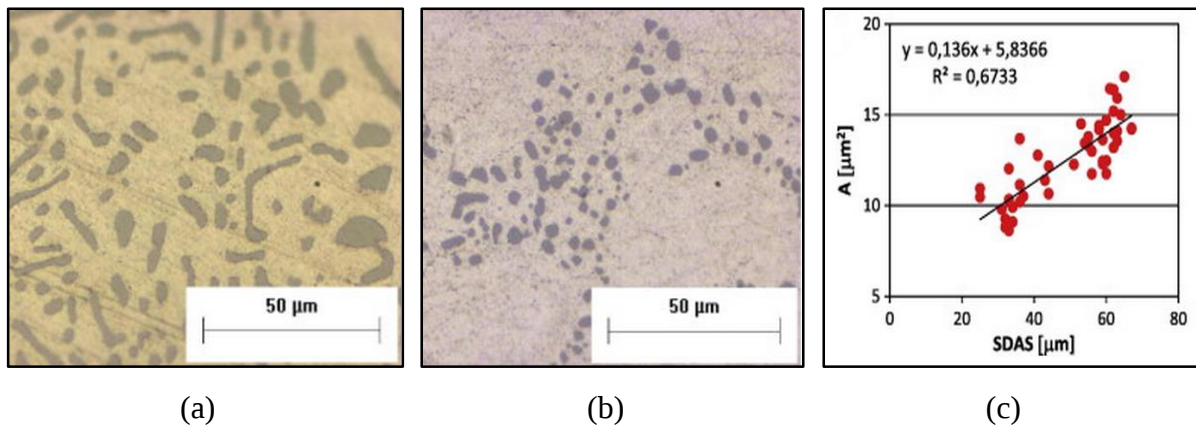


Figure 10: Répartition et morphologie des particules de Si dans la phase eutectique de l'alliage d'aluminium A356 (a) pour une faible vitesse de refroidissement (b) pour une vitesse de refroidissement élevée (c) Corrélation entre l'évolution de SDAS et l'aire des particules de Si de la phase eutectique [49]

Toujours sur les paramètres qui affectent la microstructure des alliages d'aluminium de la famille (Al-Si-Mg), des études [54, 55] ont montré que l'évolution de la taille de grain ainsi que la DAS et la SDAS dépendent de la composition chimique et la vitesse de solidification. Par ailleurs, la morphologie des grains est souvent affectée par le taux de refroidissement: une morphologie sphérique est obtenue avec une taille de grain fine pour une vitesse de refroidissement élevée (**figure 11(a)**). Dans un même grain, on peut trouver plusieurs dendrites ayant la même orientation. Ces études montrent que la taille de grain des alliages d'aluminium de fonderie dépend de la composition chimique de l'alliage. Cependant, d'autres études [49, 50] montrent qu'il y existe une faible corrélation entre la vitesse de solidification et l'évolution de la taille de grain (**figure 11(b)**). Les travaux de Wang [50] sur les deux alliages d'aluminium A356 et A357 avec différents pourcentages de Mg (sans et avec présence de Sr) sont représentés dans la **figure 11(b)**. Pour le même matériau avec le même pourcentage de Mg, la taille de grain varie faiblement avec une dispersion remarquable des résultats entre les différents alliages d'aluminium. Cette dispersion de la taille de grain entre les deux matériaux peut être due à la modification de la composition chimique. Par contre, les travaux de Dobrzanski [54] sur l'alliage AlSi9Cu, présentés dans la **figure 11(a)** montrent un effet remarquable de la vitesse de solidification sur la taille de grain ainsi que sur la SDAS : plus la vitesse de refroidissement est élevée, plus la SDAS est fine.

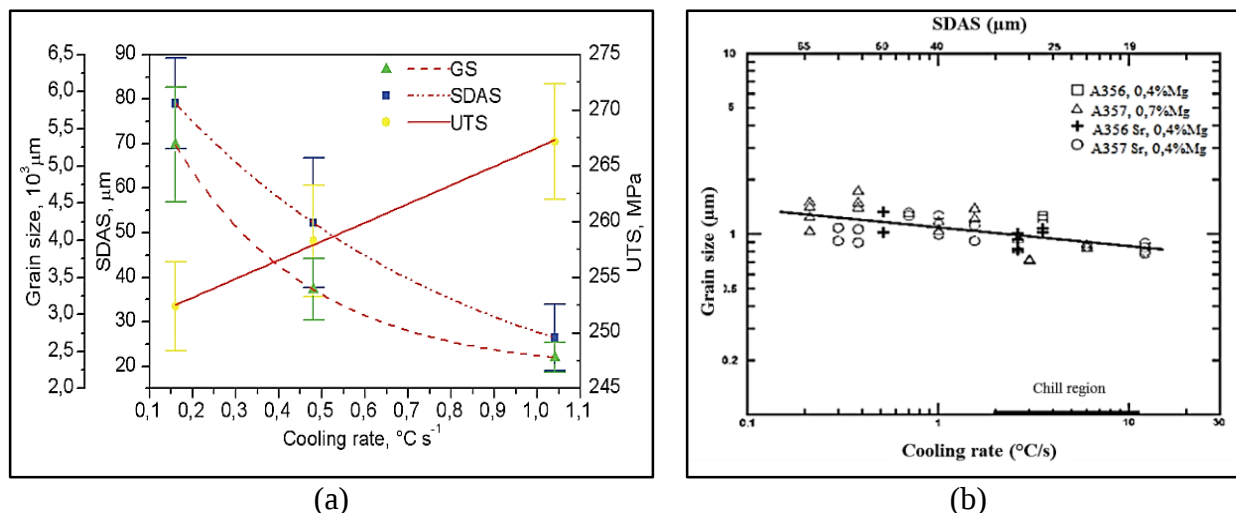


Figure 11: Effet de la vitesse de refroidissement sur la variation de la microstructure (Taille de grain/ SDAS) dans le cas de l'alliage d'aluminium (a) AlSi9Cu [54] (b) A356/A357 [50]

Suite à cette étude, il s'avère que l'effet de la vitesse de refroidissement est un point de discussions dans la littérature. Mais la majorité des travaux sur les alliages d'aluminium s'accordent sur le fait que la vitesse de solidification est un paramètre d'affinage des grains. Dans la section I.2.2.d, nous allons alors aborder les procédures d'affinage de grain dans les alliages d'aluminium afin de comprendre les différents facteurs dont dépend la taille de grain.

I.2.2.b Propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium A356 en fonction de la microstructure

Dans cette partie, on s'intéresse à l'étude de l'effet de la structure dendritique et des défauts sur les propriétés mécaniques issues des résultats de la littérature sur l'alliage d'aluminium A356. Cette étude va nous permettre de discuter d'une part de l'impact de la microstructure caractérisée par les termes DAS/SDAS et la structure dendritique et, d'autre part, l'effet des variations de la composition chimique et la présence des défauts. Les propriétés mécaniques qui nous intéressent dans cette partie comprennent: la limite d'élasticité ($R_{e0.2}$), la résistance à la rupture (R_m), la dureté Vickers (H_v) ainsi que l'allongement à rupture ($A\%$).

Dans un premier temps, on s'intéresse aux travaux qui ont étudié l'effet de la microstructure sur les propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium A356. Ces travaux [9, 48-50, 56-58] ont montré que les propriétés mécaniques de cet alliage sont fortement affectées par la microstructure (DAS/SDAS). En outre, ces paramètres sont aussi sensibles à la taille et la morphologie des particules de silicium dans la phase eutectique. Ceschini et al [49] ont étudié séparément l'effet de chaque paramètre microstructural sur les propriétés mécaniques. Ils ont

montré une faible sensibilité des propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium A356 à l'effet de la taille de grain. Les résultats expérimentaux obtenus suite aux travaux de Ceschini [49] et Ran [56] ont montré que la DAS/SDAS et les particules de Si sont les principaux paramètres qui affectent les propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium A356. Shabestari et al [48] ont conclu que la modification de la microstructure de l'alliage A356 par l'ajout de Sr et Sb améliore la limite d'élasticité ($R_{e0,2}$) et la résistance à la rupture (R_m). Mais comme expliqué dans la partie (I.2.2.a), l'ajout de Sr et Sb est souvent utilisé pour modifier la morphologie et la taille des particules de Si de la phase eutectique. Donc, la conclusion de Shabestari revient plutôt à dire que c'est la taille et la morphologie des particules de Si qui améliorent la limite d'élasticité et la résistance à la rupture. Ces résultats sont similaires à ceux de Wang [50] qui a montré une amélioration de la limite d'élasticité de l'alliage d'aluminium A356 pour des particules de Si plus grossières. D'autre part Ceschini [49] a également constaté que la résistance à la rupture (R_m) est principalement influencée par la dureté du matériau et que cette dernière est affectée par la SDAS comme le montre **figure 12**. Cette figure montre qu'une SDAS fine améliore la résistance à la rupture et que la dureté est sensible à la microstructure du matériau. Cette constatation est en accord avec les résultats expérimentaux de Shabani et al [58] qui ont montré que pour une SDAS fine, les propriétés mécaniques (R_m , $R_{e0,2}$ et A%) de l'alliage d'aluminium A356 sont améliorées.

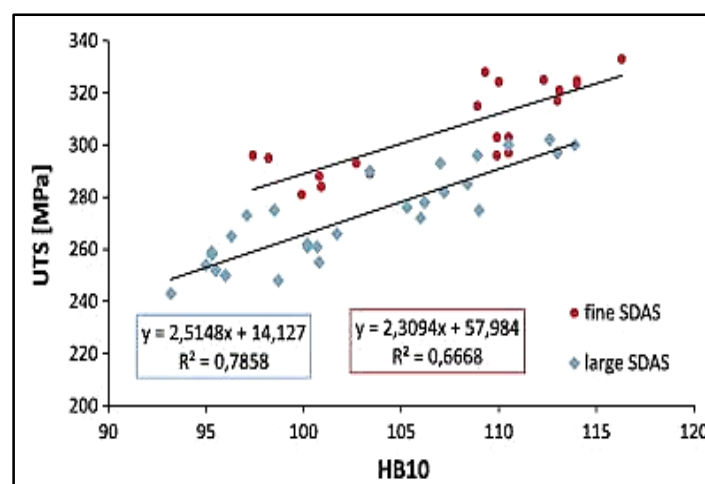


Figure 12: Variation de la résistance à la traction (R_m) en fonction de la dureté pour deux SDAS [49]

Dans cette deuxième partie, on aborde l'étude de l'effet des défauts sur les propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium A356. Lee et al [59] ont étudié expérimentalement l'effet des microporosités sur les propriétés en traction monotone de l'alliage A356. Les éprouvettes sont élaborées suite à un procédé de fonderie sous basse pression. Les paramètres utilisés dans

les travaux de Lee [59] pour décrire l'effet des microporosités sont: La porosité volumique et la fraction surfacique de porosité. Cette étude mène à conclure que la présence des microporosités en termes de porosité volumique et en fraction surfacique n'a pas d'influence sur la limite d'élasticité. Cependant, la résistance à la rupture et l'allongement présentent une dépendance relative à la présence des microporosités. La **figure 13** illustre l'effet des porosités sur les propriétés mécaniques de l'alliage A356. Elle montre un écart remarquable au niveau des propriétés R_m et $A(\%)$ pour des faibles et des grands pourcentages de porosité en volume (en 3D) et en surface (en 2D). Tandis que la limite d'élasticité présente une indépendance à la présence des porosités.

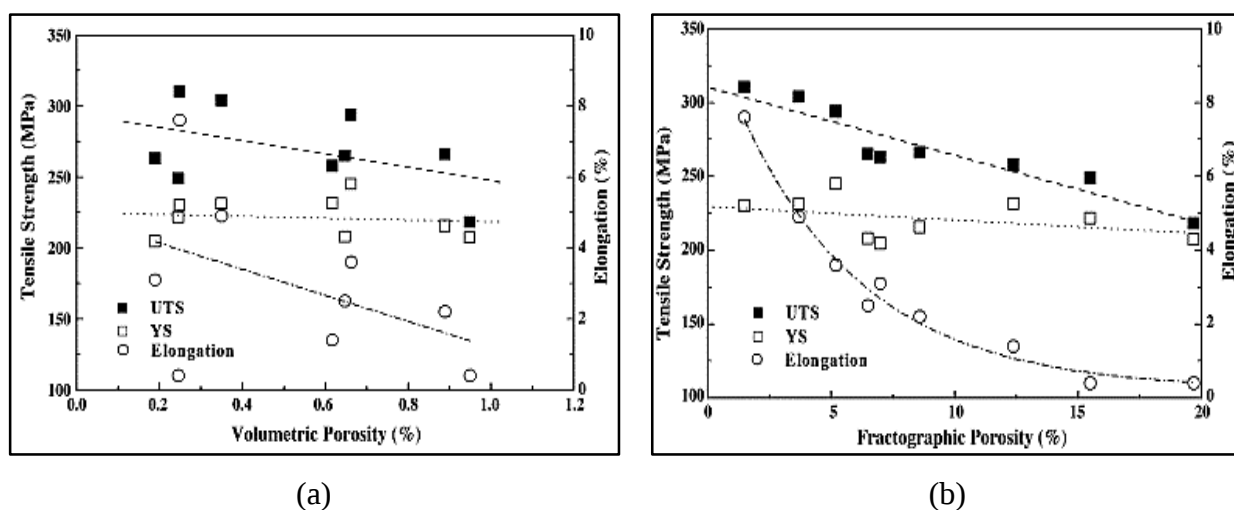


Figure 13: Effet de la variation de microporosité sur les propriétés en traction de l'alliage d'aluminium A356 (a) porosité volumétrique (b) fraction surfacique de porosité [59]

Il apparaît, suite à cette étude, que les propriétés mécaniques (R_m , $R_{e0.2}$, $A\%$) de l'alliage d'aluminium A356 peuvent être améliorées par un affinage de la structure dendritique (DAS/SDAS), une modification structurale de la phase eutectique (particules de Si) et par une faible présence des microporosités.

Les propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium A356 que nous allons utiliser pour notre étude sont données dans le **Tableau 2** [1]. Ces propriétés ont été obtenues sur un matériau dit « sain », qui sera présenté dans le chapitre II, avec une microstructure fine (SDAS=36,5 μ m). Dans la suite de nos travaux sur l'alliage A356, il faut considérer les effets des défauts et de la microstructure sur les propriétés mécaniques du matériau d'étude.

Module d'Young E(GPa)	Limite d'élasticité Re0.2%	Résistance à la rupture R _m (MPa)	Allongement à rupture A(%)
66	164	317	16

Tableau 2: Les propriétés mécaniques de l'alliage A356-T6 (Sans défaut et avec SDAS=36.5µm) [1]

I.2.2.c Effet de traitement thermique T6 sur la microstructure et les propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium A356

Dans notre étude, après l'élaboration de l'alliage d'aluminium A356, le matériau va subir un traitement thermique de type T6. Ce type de traitement est abouti en 3 étapes: une première mise en solution pendant 4 heures à la température 540°C suivie d'une trempe dans l'eau à une température de 60°C environ, enfin un vieillissement artificiel pendant 3 heures à la température 150°C.

En effet, le traitement thermique T6 apporte des améliorations dans les alliages d'aluminium de type Al-Si-Mg. Des analyses de la microstructure de l'alliage d'aluminium A356, suite à ce traitement thermique, montrent des modifications de la taille et de la morphologie des particules de Si dans la phase eutectique. Ce traitement réduit considérablement la taille de silicium et donne un aspect sphérique à ces particules. Cette modification induit une amélioration de la ductilité et la résistance à la rupture [60, 61]. Ce traitement thermique induit des formations de précipités fins qui renforcent la matrice α -Al. Grâce à ces précipités, on obtient une limite d'élasticité plus élevée [62]. Il est question maintenant de décrire l'effet de chaque étape de ce traitement thermique sur la microstructure de l'alliage A356.

La première étape de mise en solution de traitement thermique T6 est effectuée à la température 540°C proche de la température d'équilibre eutectique. Cette étape de mise en solution permet la dissolution des particules de Mg₂Si avec une modification des particules de Si de la phase eutectique et l'homogénéisation de la solution solide [63]. Les précipités de Mg₂Si, formés pendant la dernière phase de solidification, peuvent être dissous dans la phase α -Al pendant l'étape de mise en solution. La **figure 14** montre que jusqu'à 3 heures, le temps de mise en solution a un effet sur les propriétés mécaniques de l'alliage A356, au-delà il n'y a plus d'effet remarquable. Dans notre étude, on se limite à une durée de mise en solution de 4 heures pour cette première étape de traitement thermique T6.

Suite à la mise en solution, une trempe est effectuée dans l'eau afin d'avoir une vitesse de refroidissement élevée. Le refroidissement dans cette étape doit être suffisamment rapide pour maintenir la solution solide en sursaturation et éviter la formation des précipités lors de refroidissements. Les précipités produits suite à une faible vitesse de refroidissement engendrent une réduction de la limite élastique du matériau [64].

Enfin, c'est le vieillissement artificiel. Il consiste à maintenir le matériau à une température de 150°C pendant 3h. Cette étape a pour objectif de faire apparaître des précipités fins dispersés dans la matrice α -Al. La morphologie et le taux des précipités dépendent de la température et du temps de cette dernière phase du traitement thermique T6. Suite à cette étape, on assure une amélioration de la limite d'élasticité due aux précipités fins qui s'opposent au glissement des dislocations. La **figure 13(b)** montre que la durée optimale de vieillissement artificiel est de 3h afin d'obtenir les meilleures propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium A356-T6.

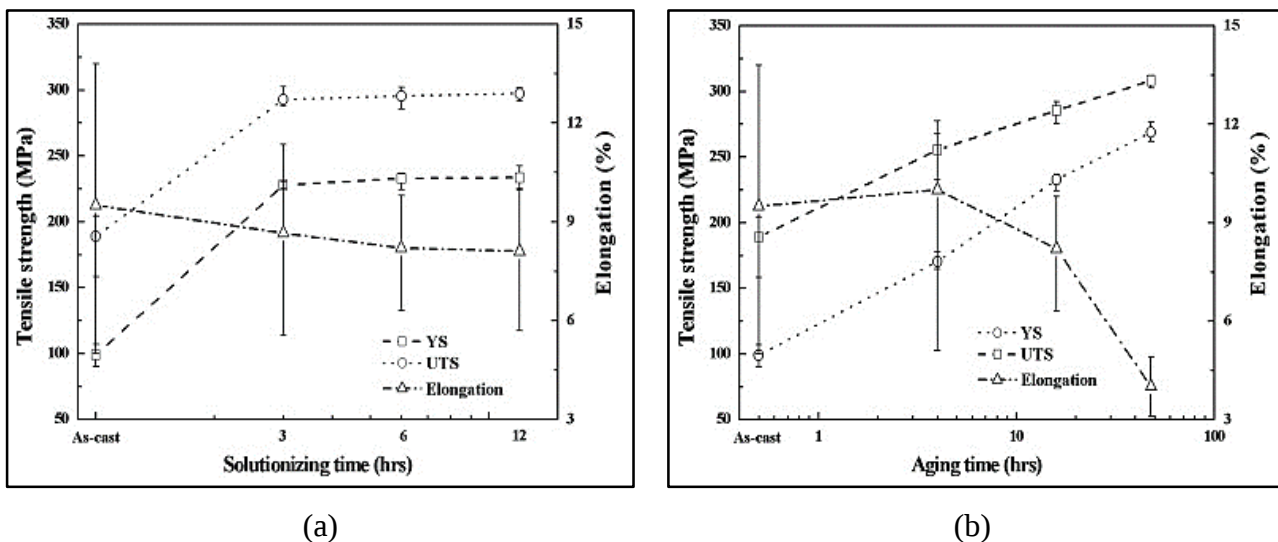


Figure 14: Variation des propriétés mécaniques ($R_{e0,2\%}$, R_m , A) de l'alliage A356 en fonction de (a) temps de mise en solution (b) temps de vieillissement artificiel [60]

I.2.2.d Méthode d'affinage des grains et son effet sur les propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium A356

L'intérêt de cette partie est d'étudier les procédures d'affinage des grains dans les alliages d'aluminium de type (Al-Si-Mg). Par la suite, on s'intéresse aux effets des grains sur les propriétés mécaniques ainsi que les différents paramètres dont dépend l'évolution de la taille des grains.

L'affinage des grains dans les alliages d'aluminium de type Al-Si-Mg était le centre d'intérêt de plusieurs études dans la littérature [65-67]. Généralement, la procédure d'affinage des grains dans les alliages d'aluminium est réalisée par l'addition à la coulée d'un autre substrat dit raffineur. Ces raffineurs contiennent du titane (Ti) et/ou du Bore (B). Ils sont de type Al-Ti, Al-Ti-B et Al-B [65-67]. Nafisi et al [66] ont examiné la microstructure de l'alliage d'aluminium A356 suite à l'ajout des raffineurs de type Al-Ti-B. Les observations de la microstructure en électrons rétrodiffusé montrent la formation des particules sous forme de bloc dont la composition chimique est Al_3Ti . Ces observations montrent ainsi la formation des particules fines en TiB_2 incorporées dans la phase primaire ($\alpha\text{-Al}$) de l'alliage d'aluminium A356. La **figure 15 (a)** représente les précipités grossiers Al_3Ti dont la longueur et la largeur sont de l'ordre de $27\pm 15\text{ }\mu\text{m}$ et $11\pm 6\text{ }\mu\text{m}$ respectivement.

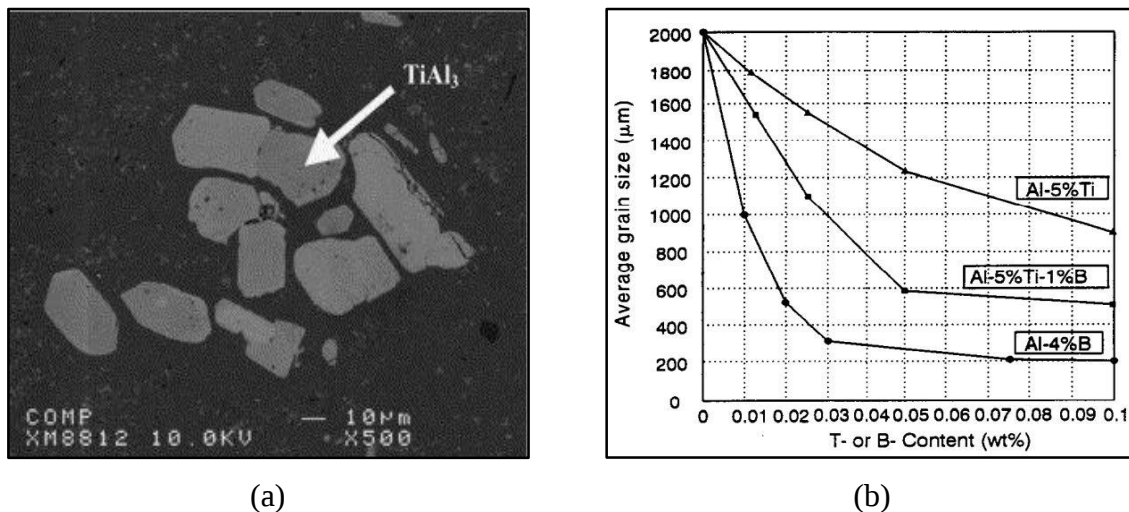


Figure 15:(a) Formation des précipités Al_3Ti dans l'alliage d'aluminium A356 suite à l'addition du raffineur Al5Ti1B [63] (b) variation de la taille de grain de l'alliage A356 avec les 3 raffineurs [68]

Les précipités grossiers de type Al_3Ti sont formés dans la phase primaire au-dessus de la température de liquide. Ces précipités peuvent causer des problèmes dans le processus de solidification des alliages d'aluminium. Cela est dû à un excès de Ti introduit dans le métal liquide. Afin de remédier à ce problème, des comparaisons entre plusieurs concentrations de Ti dans le raffineur ont été effectuées afin d'optimiser le pourcentage massique de Ti dans le métal liquide. Des bons raffineurs de grain dans l'alliage A356 ont été obtenus en ajoutant 0,5% en pourcentage massique avec des raffineurs de type Al-Ti ou Al-Ti-B. Une comparaison entre les trois raffineurs de type (Al-Ti, Al-Ti-B, Al-B) a été effectuée [68-70] pour différentes concentrations massiques afin d'étudier la performance de chaque alliage mère. La **figure 15(b)** permet de déduire que l'alliage Al-Ti s'avère le moins efficace avec un taux de raffinage de

55%. Par contre, l'alliage Al-B, qui ne conduit pas à la formation des précipités grossiers comme le cas de l'alliage Al-Ti, est le raffineur le plus puissant où le taux de raffinage atteint 90% (diminution de 2000 μ m jusqu'à 200 μ m).

D'autres travaux dans la littérature montrent d'autres paramètres qui affectent l'évolution de la taille de grain dans les alliages d'aluminium de fonderie. Li et al [71] ont montré que la température de surchauffe de la coulée (température initiale) et l'agitation mécanique sont des facteurs significatifs sur l'évolution de la taille de grain durant la solidification. La **Figure 16** montre une évolution significative de la taille de grain de l'aluminium pur, de 400 μ m jusqu'à 1600 μ m pour une température de surchauffe qui varie entre 65°C et 290°C. Il semble alors que la surchauffe de la coulée a pour effet d'accroître la taille de grain. D'autre part, Taylor et al [72] ont étudié l'influence du préchauffage du moule sur la taille de grain de l'alliage A356. Il a été observé pour une surchauffe entre 45 et 60°C, les grains ont tendance à être plus dendritiques et ils adoptent une taille plus grosse par comparaison à une surchauffe de 15°C.

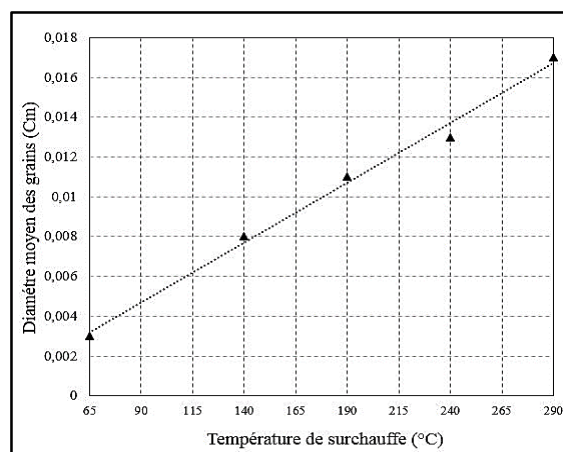


Figure 16 : Effet de la température de surchauffe de la coulée sur l'évolution de la taille de grain [71]

Plusieurs paramètres, discutés dans la présente étude bibliographique, montrent leur impact sur l'évolution de la taille de grain dans les alliages d'aluminium. En effet, les principaux paramètres qui affectent la taille de grain sont: le type des éléments raffineurs présents, température de surchauffe de la coulée et la vitesse de refroidissement. Nous verrons par la suite que la quantité de silicium dans la coulée présente et le type de moule a un effet sur la taille de grain dans les alliages d'aluminium.

Dans la suite, on s'intéresse à l'effet de la taille de grain sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium. Dans ce cadre, Liu et al [73] ont comparé les propriétés mécaniques (H_v , R_m , $R_{e0,2}$ et $A\%$) de l'alliage d'aluminium A356-T6 sans et avec raffineur pour différentes

concentrations massiques de Ti (1.5% et 5% en Ti). Les résultats obtenus (**figure 17**) montrent que l'affinage des grains a une influence sur les propriétés mécaniques de l'alliage A356. Ces propriétés sont améliorées grâce à la diminution de la taille de grain. Il est évident dans la **figure 17** que les propriétés mécaniques de l'alliage A356 sont améliorées suite à un affinage des grains (par l'ajout de titane). Comme les petites tailles de grain entraînent plus de joints de grain, cette amélioration est attribuée au fait que ces joints agissent comme des barrières microstructurale pour les mouvements des dislocations. D'autre part, l'ajout de titane comme raffineur dans l'alliage A356 entraîne la formation des précipités (Al_3Ti), comme on l'a déjà vu sur la **figure 15 (a)**. En conséquence, le glissement des dislocations peut être bloqué par les précipités, ce qui implique l'amélioration des propriétés mécanique du matériau. Cependant, l'évolution de la limite d'élasticité ($R_{e0.2\%}$) est inversement proportionnelle à la taille de gain selon l'équation de Hall-petch donnée par l'expression suivante :

$$R_{e0.2\%} = R_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (I. 33)$$

Avec R_0 et k sont des paramètres qui dépendent du matériau et d désigne la taille moyenne des grains.

Cette équation (I. 33) estime que la limite d'élasticité du matériau augmente pour des grains fins, la dureté et la résistance à la traction de l'alliage d'aluminium A356 sont améliorés, (figure 17).

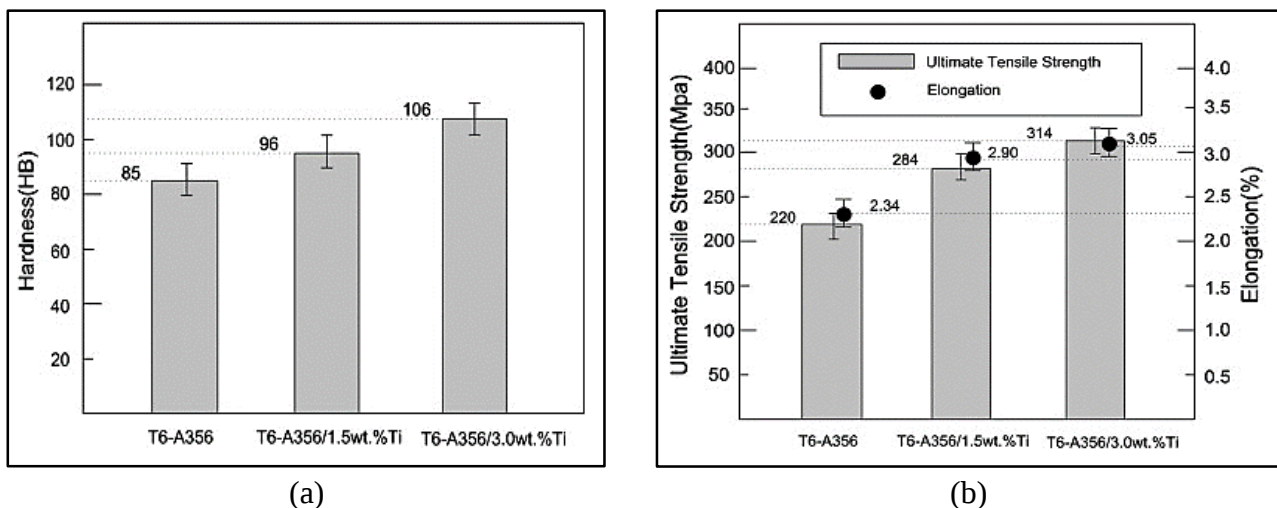


Figure 17: Effet de la taille de grain sur les propriétés mécaniques de l'alliage A356-T6 (a) dureté (b) allongement et résistance à la rupture [73]

L'étude de l'alliage d'aluminium A356-T6 nous a permis d'évaluer sa microstructure dendritique ainsi les différents paramètres dont elle dépend. Il apparait que les traitements

thermiques et les modifications de la composition chimique de l'alliage A356 semblent avoir un effet remarquable sur sa microstructure et ses propriétés mécaniques. On a pu remarquer que l'évolution des défauts, de la DAS, de la SDAS, des particules de Si et de la taille de grain peut être modifiée soit par un traitement thermique ou par un changement de la composition chimique. Pour cette raison, on s'intéresse dans la suite de cette partie bibliographique à étudier l'effet de chaque paramètre microstructural sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356.

I.2.3 Comportement en fatigue de l'alliage d'aluminium A356

La structure de l'alliage d'aluminium A356-T6 a été discutée, ainsi que l'effet des différents paramètres sur les propriétés de cet alliage. Dans cette partie, on cherche à discuter l'impact de ces paramètres sur la tenue en fatigue de l'alliage A356-T6. Le comportement en fatigue de cet alliage était l'objectif de nombreuses études dans la littérature. Il a été établi qu'il existe un effet de la microstructure (SDAS, DAS, grain, particule de Si) et des défauts (porosité, film d'oxyde, inclusion) sur le comportement et la durée de vie en fatigue. Dans la suite, on va essayer de mettre en évidence l'effet de chacun de ces paramètres.

I.2.3.a Effet des défauts sur la tenue en fatigue de l'alliage A356-T6

De nombreuses études ont été effectuées afin de comprendre et d'étudier le comportement en fatigue des alliages d'aluminium de fonderie en présence des défauts. Ces études montrent que les défauts tels que les porosités et les films d'oxyde jouent un rôle important sur la tenue en fatigue de ces alliages. Ces défauts induisent une zone de concentration des contraintes qui représente des sites favorables pour l'amorçage des fissures. Ces défauts sont révélés à l'origine de la rupture par fatigue de l'alliage d'aluminium A356 de notre étude. Dans ce cadre, Gao et al [19] ont montré, dans le cas de traction à $R_\sigma = -1$, que les porosités près de la surface sont les défauts les plus nocifs. Ils réduisent considérablement la limite de fatigue jusqu'à 40% par rapport à un matériau sans défaut. Les constatations de Gao [19] sont en accord avec les observations de Buffière [74], de Wang [75] et Davidson [76]. Ils ont montré que l'effet des porosités sur la tenue en fatigue des alliages d'aluminium est plus marqué que l'effet des oxydes. Davidson [76] a expliqué cette différence par le fait que les oxydes peuvent adhérer dans la matrice α -Al de l'alliage d'aluminium. Autrement dit, selon Davidson [76], cette adhérence entre l'oxyde et la matrice peut réduire la concentration des contraintes par rapport à une porosité ayant la même taille. Suite à cette étude, on peut conclure que dans la tenue en

fatigue des alliages d'aluminium et en absence des porosités, le deuxième élément néfaste est le film d'oxyde s'il est présent.

Buffière [74] a effectué des essais de fatigue en traction à $R_\sigma = 0.1$ sur l'alliage A356 en présence de porosités artificielles avec différentes fractions volumiques d'hydrogène. La taille de porosité correspond au diamètre d'une sphère ayant le même volume. Cette étude a montré que la densité des porosités par unité de volume ainsi que la distribution de sa taille sont les principaux paramètres qui contrôlent la durée de vie en fatigue de l'alliage A356. Cependant, il a été constaté que les porosités, dont la taille équivalente est inférieure à $50\mu\text{m}$, ne présentent pas un site favorable pour l'amorçage des fissures. Cette constatation a été confirmée par Wang [75] qui a montré que la diminution de la taille de défaut est avantageuse jusqu'au point où l'effet de la microstructure apparaît (particule de si, SDAS etc.). Suite à ses travaux, Wang [75] a représenté la courbe S-N modifiée (**Figure 18**) afin de mettre en évidence l'effet de la taille des défauts sur la durée de vie en fatigue de l'alliage A356 pour deux rapports de chargement $R_\sigma=0.1$ et $R_\sigma=-1$. Dans les travaux de Wang [75], la taille de défaut est définie par le paramètre de Murakami $\sqrt{aire}$ [26].

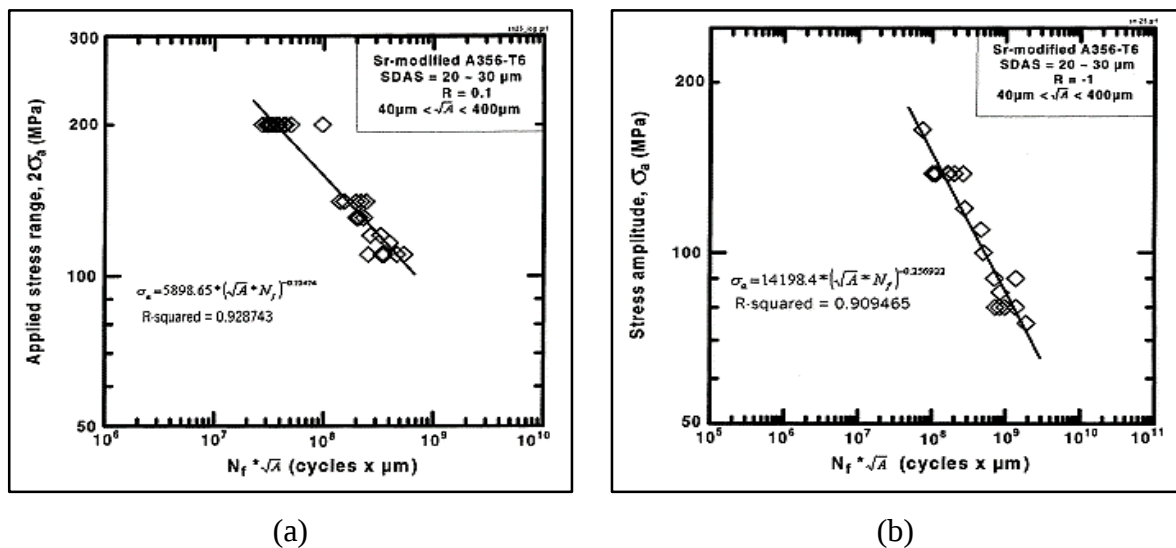


Figure 18 : Courbes S-N de l'alliage d'aluminium A356: effet de la taille de défaut sur la durée de vie (a) $R_\sigma = 0.1$ (b) $R_\sigma = -1$ [75]

La présence des défauts de fonderie tels que les porosités et les films d'oxydes se traduit par une concentration de contrainte. Wang [75] a montré que pour un défaut de surface, le facteur d'intensité de contrainte est 55% plus élevés qu'un défaut interne (au centre de l'éprouvette). Selon Gérard et al [77], dans un essai de fatigue, la présence d'un défaut de type porosité induit une zone de déformation plastique locale élevée ce qui accélère l'amorçage des

fissures. Gérard [77] a observé qu'une porosité plus grande amorcera une fissure plus large. Des analyses indiquent que la plasticité localisée s'étend dans le matériau au-delà de la porosité dans le plan de concentration de contrainte maximale pour accélérer la phase d'amorçage et de propagation des fissures. A l'issue de cette étude, il s'avère que la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6 est directement liée à la taille des porosités : plus la taille de porosité est importante, plus la tenue en fatigue est faible.

Les résultats de Brochu et al [78] sur la fatigue de l'alliage d'aluminium A357 (proche de l'alliage A356 de notre étude) ont montré que les oxydes ont le même effet que les porosités de même taille. Dans ces travaux, la taille des défauts a été mesurée directement sur les faciès de rupture en utilisant le paramètre de Murakami $\sqrt{aire}$ [26]. Dans le cas des essais de fatigue en traction à $R_\sigma = -1$, Brochu et al ont défini dans la **figure 19 (a)** une taille de défaut critique de 150 μm . En dessous de cette taille, le défaut n'a pas d'influence sur la durée de vie en fatigue de l'alliage A357. Cette taille de défaut critique est beaucoup plus faible que celle déterminée dans l'alliage d'aluminium A356-T6 suite aux travaux de Roy et al [1].

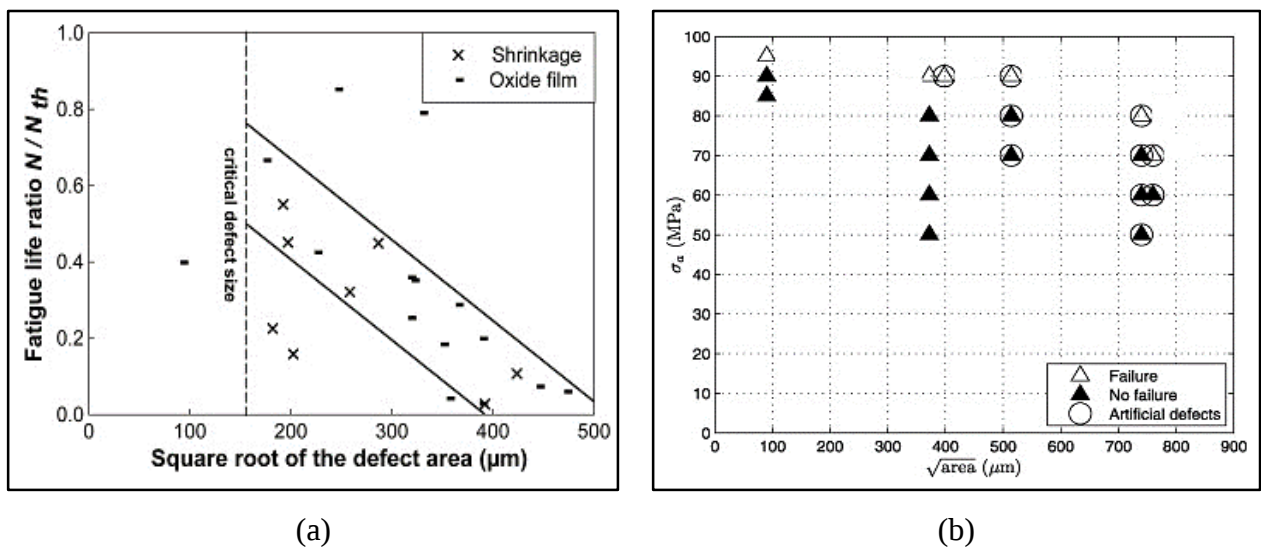


Figure 19: Effet de la taille de défaut sur la tenue en fatigue en traction à $R_\sigma = -1$ (a) dans l'alliage d'aluminium A357 [78] (b) dans l'alliage A356 [1]

Les résultats expérimentaux de Roy [1], obtenus sur l'alliage d'aluminium A356-T6 contenant des défauts naturels et artificiels, sont représentés dans des diagrammes de Kitagawa. Ce diagramme représente l'évolution de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut [79]. Les résultats sont obtenus suite à des essais de fatigue pour un rapport de chargement $R_\sigma = -1$ en traction, torsion et traction-torsion combinées. A partir de ces diagrammes, la taille de défaut critique pour les 3 cas de chargement est évaluée à $400 \pm 100 \mu\text{m}$ (**figure 19 (b)**). En

dessous de cette valeur critique, Roy [1] considère que la limite de fatigue est pilotée par la microstructure de l'alliage d'aluminium A356. Les résultats expérimentaux obtenus suite aux travaux de Roy [1] seront utilisés dans notre étude.

Nous venons de voir dans cette partie que dans la plupart des cas, les fissures de fatigue s'amorcent sur des défauts, comme les porosités, les retassures et les oxydes. Un défaut est caractérisé par son type, sa taille, sa morphologie et sa position par rapport à la surface libre. Suite à cette étude, le paramètre taille de défaut représente un effet néfaste sur la tenue en fatigue des alliages d'aluminium. D'autre part, selon Wang [75], les défauts de surface sont plus nocifs que les défauts internes. Donc, la position des défauts est un paramètre supplémentaire qui devrait être considéré dans le dimensionnement en fatigue. Cependant, très peu de travaux, voire aucun, ne traitent l'effet de la morphologie et le type de défaut dans les alliages d'aluminium de fonderie. Nous allons donc étudier cet aspect de l'effet des défauts à partir des résultats expérimentaux de notre étude sur l'alliage d'aluminium A356-T6. Dans la suite de cette partie bibliographique, on s'intéresse à étudier l'effet de la SDAS et des particules de Si sur la tenue en fatigue de l'alliage A356.

I.2.3.b Effet de SDAS et des particules de Si sur la tenue en fatigue de l'alliage A356

Suite à l'étude de l'effet des défauts sur la fatigue de l'alliage A356, la limite de fatigue peut-être affectée par la microstructure de l'alliage d'aluminium en présence d'un défaut de taille inférieure à une taille critique. A ce stade, on propose d'étudier l'effet de la microstructure ainsi les principaux paramètres microstructuraux qui contrôlent le mécanisme d'endommagement. On commence alors par étudier l'effet des particules de Si et des paramètres SDAS/DAS sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6.

Wang [5, 75] a effectué dans ces travaux des essais de fatigue sur l'alliage d'aluminium A356-T6 avec différentes valeurs de la SDAS. Les résultats expérimentaux montrent également qu'en absence de défaut, le nombre de cycles à la rupture diminue avec une croissance de la SDAS. Les résultats de Wang [5, 75] représentés dans la **figure 20** sont obtenus pour une microstructure fine (SDAS=20-25 μ m) et une autre grossière (SDAS=70-75 μ m) pour deux rapports de chargement $R_\sigma = 0,2$ et $R_\sigma = 0,1$. Ces résultats montrent que l'effet de la SDAS est plus remarquable en absence des défauts. En présence de porosité de petite taille (<100 μ m), la **figure 20** montre que la durée de vie en fatigue de l'alliage A356 est affectée par le paramètre microstructural SDAS.

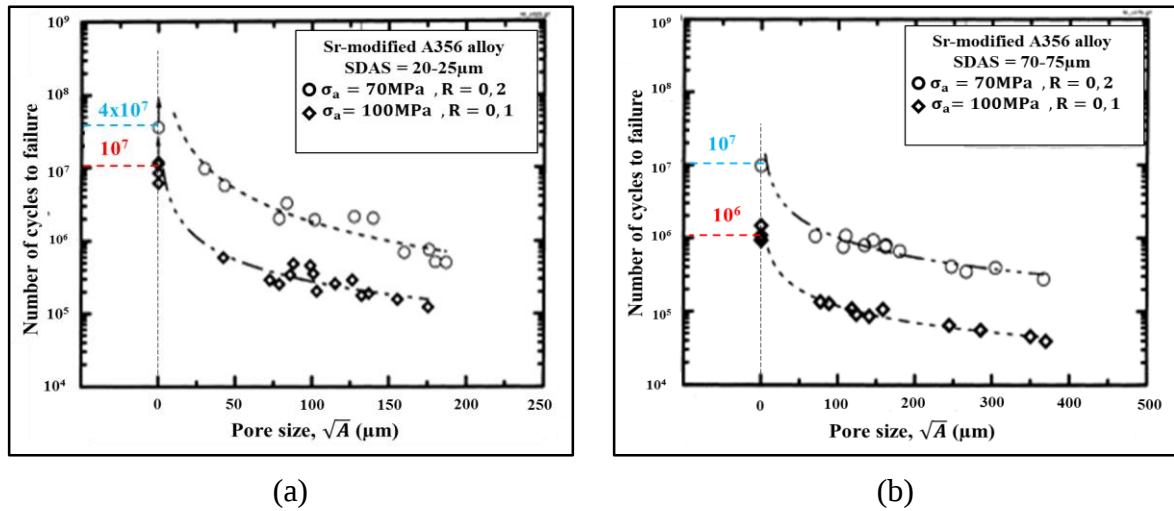


Figure 20: Effet de la SDAS sur la durée de vie en fatigue de l'alliage A356-T6 (a) pour une SDAS entre 20-25μm (b) pour SDAS entre 70-75μm [75]

Les observations de Wang sont en accord avec les travaux de Caton et al [80] effectués sur l'alliage d'aluminium A319. Il a été constaté que la SDAS a un effet remarquable sur la limite de fatigue de cet alliage d'aluminium. A partir des essais de fatigue en traction à $R_\sigma = -1$ sur des éprouvettes avec SDAS fines (23μm) et SDAS grossières (100μm), il a été constaté que la limite de fatigue diffère de 30MPa entre ces deux microstructures. Il s'avère alors que dans les alliages d'aluminium, une microstructure fine caractérisée par la SDAS donne une meilleure tenue en fatigue.

Afin d'élucider l'effet de la structure dendritique de l'alliage d'aluminium A356-T6, les travaux de Gao et al [19] font l'objet d'une simulation effectuée sur une cellule élémentaire. Cette cellule est considérée comme étant un modèle représentatif de structure dendritique de l'alliage A356 contenant la phase α -Al, les particules de Si et des intermétalliques Fe dans la phase eutectique. Ce modèle permet de quantifier les zones de concentration de contrainte et les déformations plastiques dans la microstructure suite à un chargement cyclique (**figure 21**). A partir des résultats de simulation, il semble que le mécanisme d'amorçage des fissures dans les structures dendritiques soit sensible aux caractéristiques microstructurales. Il est gouverné par la microplasticité accumulée au niveau des particules de Si. En plus de l'effet de Si, la présence des intermétalliques augmente la concentration de contrainte dans la phase eutectique. La présence des intermétalliques dans la microstructure peut réduire la limite de fatigue jusqu'à 20%. Une autre simulation a été faite par fan et al [81] sur l'alliage A356 accorde les mêmes constatations que Gao. Les simulations de fan [81] sont effectuées dans un modèle en 2D en présence d'un défaut de type porosité avec une répartition des particules de Si. La **figure 21 (c)**

présente les simulations de la distribution des déformations plastiques dans la microstructure de l'alliage d'aluminium A356. Cette simulation prouve que même en présence des défauts, il peut y avoir des zones de concentration de contrainte et de déformation plastique dans la phase eutectique au niveau des particules de Si. Ces zones représentent des sites favorables pour l'amorçage des fissures au-delà des défauts.

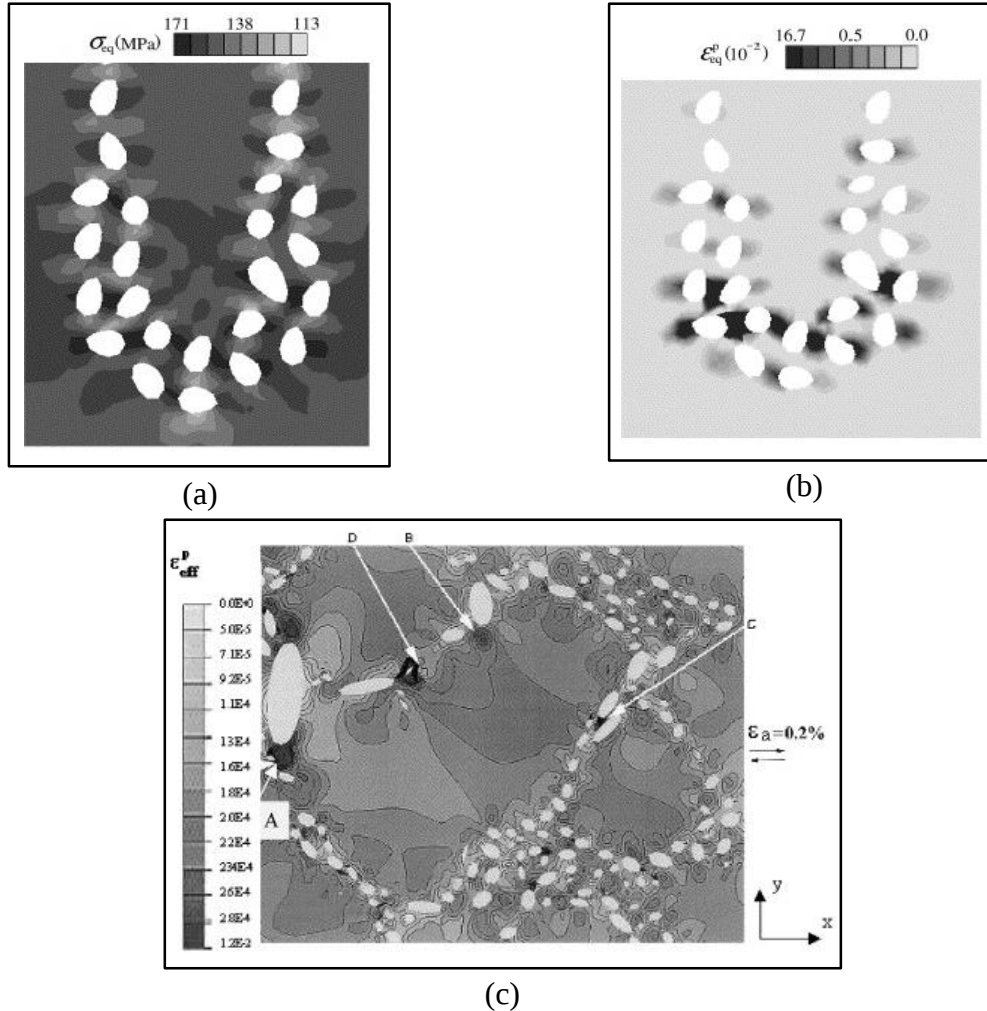


Figure 21 : Simulation de l'effet de la microstructure de l'alliage A356 au cours d'un chargement cyclique (a) Concentration des contraintes au niveau des particules de Si pour une amplitude de contrainte $\sigma_a = 150 \text{ MPa}$ [19] (b) accumulation des déformations plastique après 600 cycles pour $\sigma_a = 130 \text{ MPa}$ [19] (c) distribution des déformations plastiques dans la microstructure sous déformation imposée $\varepsilon_a = 0.2\%$ [81]

Les résultats de simulation présentés dans la **figure 21** montrent qu'au cours d'un chargement cyclique, les déformations plastiques au niveau des particules de Si peuvent se cumuler. Cette zone plastique localisée au niveau de la phase eutectique peut présenter un site favorable pour l'amorçage des fissures dans la microstructure. Cette interprétation peut

expliquer l'amorçage des fissures dans la phase eutectique des alliages d'aluminium dans certains travaux [5, 60, 82]. Il apparaît dans la littérature sur l'alliage d'aluminium A356 que la propagation des fissures peut suivre la phase eutectique. Ces constatations peuvent être expliquées suite aux résultats des simulations numériques présentées précédemment. Au cours d'un chargement cyclique, des déformations plastiques s'accumulent dans la phase eutectique au niveau des particules de Si pour favoriser l'amorçage des microfissures. Cette accumulation plastique présente un site favorable pour l'amorçage des fissures.

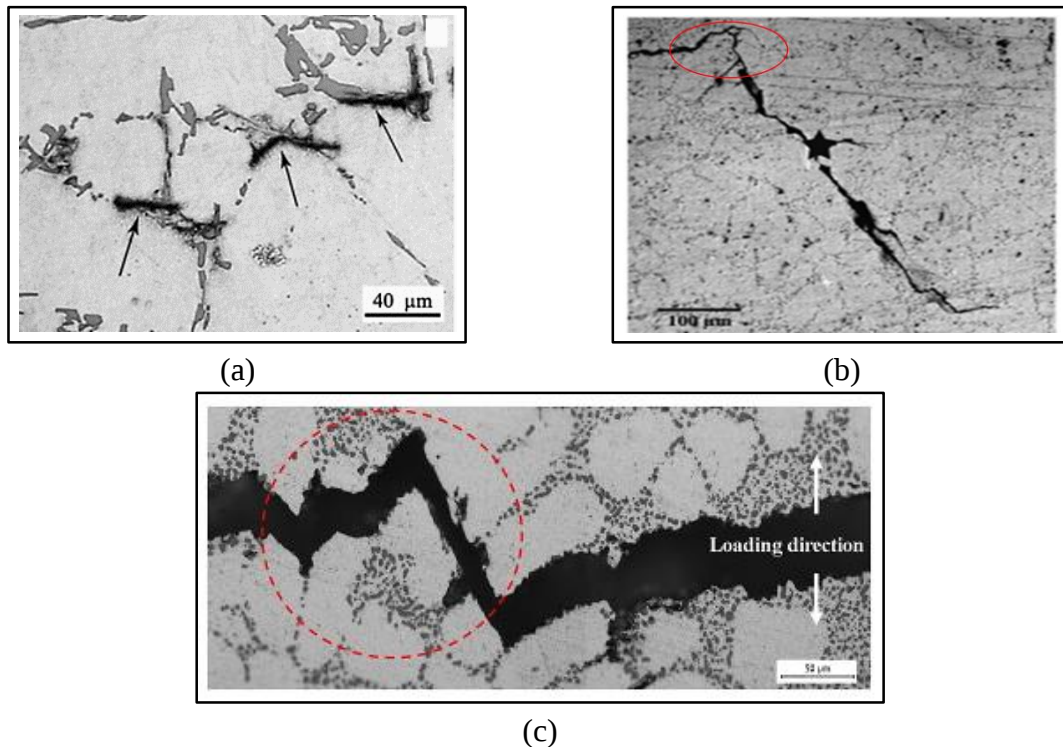


Figure 22 : Effet des particules de Si et de la phase eutectique sur l'amorçage et la propagation des fissures (a) amorçages des fissures au niveau des particules de Si [82] (b) propagation d'une fissure désorienté par des particules de Si [78] (c) propagation d'une fissure dans la phase eutectique [60]

Cependant, suite aux essais de fatigue à grand et faible nombre de cycles dans les travaux de Zeng et al [21], il a été montré que l'amorçage des fissures peut s'effectuer dans la phase eutectique de l'alliage d'aluminium A356 au niveau des particules de Si dans les deux domaines de durée de vie. En effet, il a été constaté qu'en fatigue à faible nombre de cycles, l'amorçage des fissures peut s'effectuer au niveau des joints des grains. Néanmoins, dans la phase de propagation des fissures et dans les deux domaines de durée de vie, il a été observé que les particules de Si représentent des barrières microstructurales. Dans ce cadre, Brochu [78] a constaté dans ses travaux sur l'alliage A357 que les fissures se propagent dans le matériau sans

être déviées par la phase eutectique ou les cellules α -Al. Dans la **Figure 22 (b)**, il a été observé, qu'après la propagation jusqu'à 240 μ m, l'extrémité de la fissure a été arrêtée et désorientée par une zone de concentration d'eutectique. Suite à cette observation, Brochu et al [78] pensaient que la fissure a rencontré un nouveau grain défavorablement orienté pour la propagation de fissure. Pour cette raison, on s'intéresse dans la partie suivante à étudier l'effet des grains sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356.

I.2.3.c Effet des grains sur la tenue en fatigue de l'alliage A356

Dans cette partie, on présente certaines études qui ont été menées sur l'influence des grains sur la propagation des fissures dans les alliages d'aluminium de type A356/A357. Dans la littérature très peu d'études ont été effectuées sur l'effet des grains dans la tenue en fatigue des alliages d'aluminium. Cette partie sera basée sur les études de Brochu [78, 83] sur l'alliage A357 et les travaux de Buffière [74].

Les travaux de Brochu [78, 83] sont basés sur l'étude de l'alliage A357 obtenu par moulage permanent et par rhéo-moulage. La méthode des répliques a été utilisée afin de suivre l'amorçage et la propagation des fissures dans les essais de fatigue pour deux rapports de chargement $R_\sigma = -1$ et $R_\sigma = 0,1$. Il a été rapporté que la phase de propagation des fissures occupe la partie importante de la durée de vie de cet alliage. En outre, indépendamment du procédé de moulage, il a été observé dans certains cas que la propagation des fissures est arrêtée au niveau des joints de grains. En se basant sur ces observations, il a été également déclaré que la taille de grain semble être une caractéristique microstructurale qui présente un effet remarquable sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A357. En d'autres termes, les joints de grains forment une barrière microstructurale efficace. Cette étude estime qu'en absence d'un défaut de taille supérieur à celui de grain, la limite de fatigue est gouvernée par la taille moyenne des grains. En conclusion, il a été évoqué que la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A357 peut être améliorée par un raffinage de la taille moyenne de grain.

La propagation des fissures en fatigue dans l'alliage A356 en fonction de la cristallographie a été l'objectif des travaux de Buffière et al [74]. En utilisant la microscopie optique et des analyses par EBSD, ils ont pu suivre le chemin de propagation d'une fissure au niveau d'une porosité afin de révéler l'effet des grains. La **figure 23 (a,b)** montre l'amorçage d'une fissure au niveau d'une porosité située dans une jonction des joints de grain. Suite à l'amorçage, la fissure se propage au niveau de joint de grain. Cette constatation a permis de déduire que les joints de grain favorisent l'amorçage des fissures. D'autre part, on constate dans

la **figure 23 (b)** que la vitesse de propagation de fissure a été décélérée 3 fois par les joints de grain rencontrés. Durant la phase de propagation la fissure s'est propagée dans deux modes: le mode intergranulaire et transgranulaire. A chaque changement de mode de propagation, la fissure a été clairement ralentie par un joint de grain. A ce stade, on peut conclure suite aux travaux de Buffière et al [74] que pour une porosité intergranulaire, les joints de grain favorisent l'amorçage des fissures. Cependant, ces joints peuvent représenter des barrières microstructurales dans la phase de propagation.

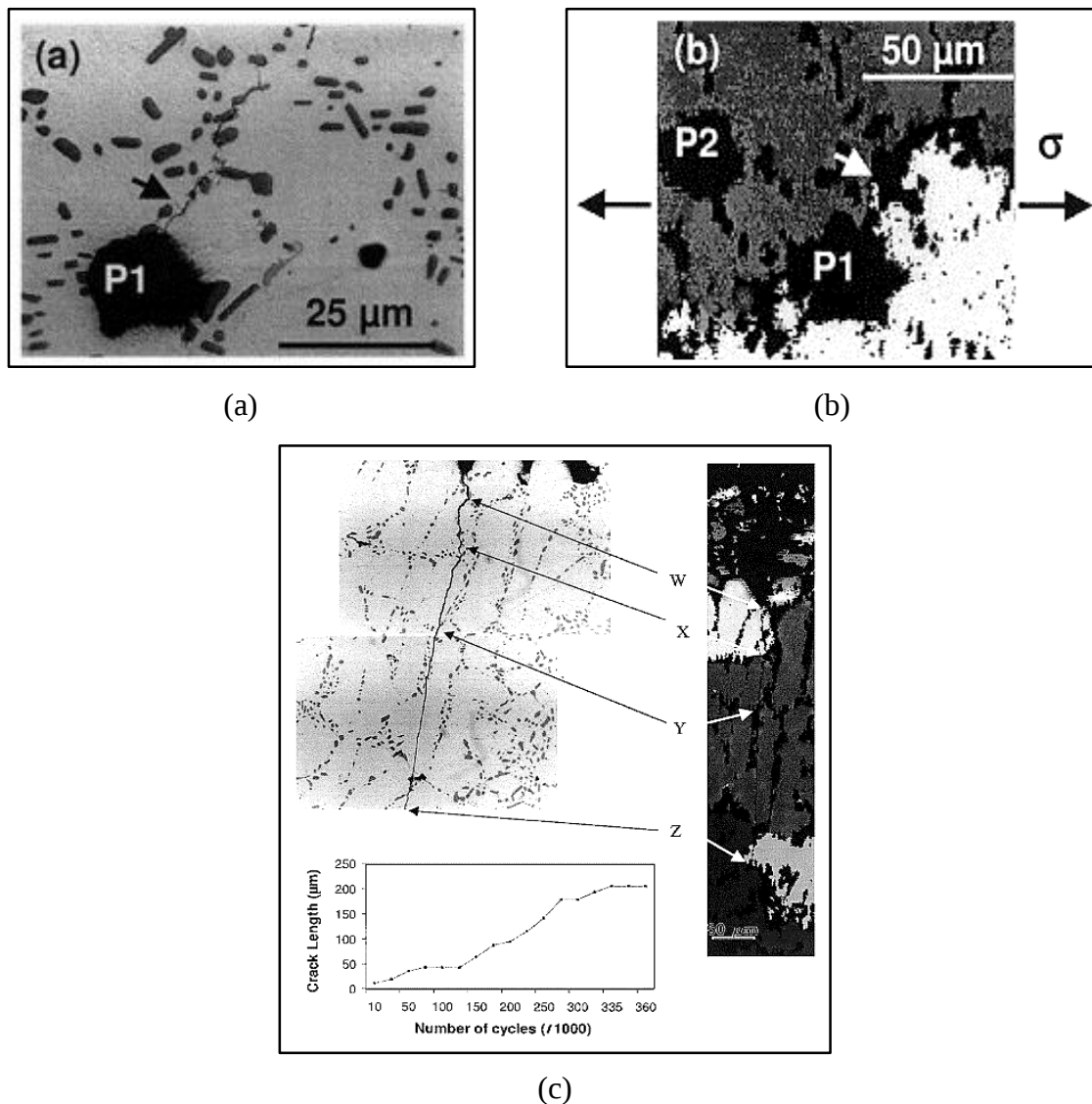
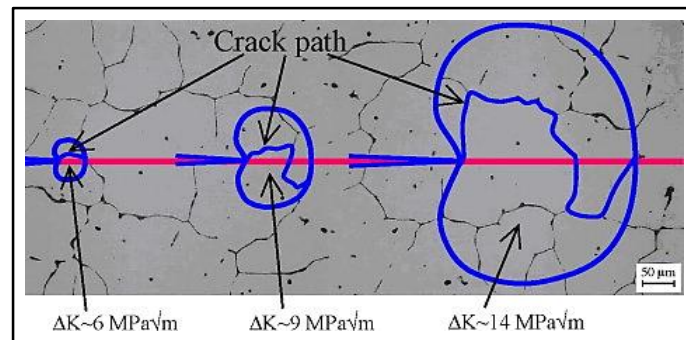


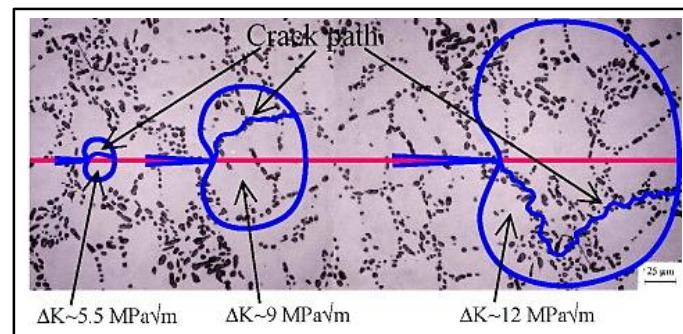
Figure 23 : (a) Observation optique de la zone d'amorçage de fissure au niveau d'une porosité (b) analyse en EBSD de la zone d'amorçage (c) effet de la cristallographie sur la propagation de fissure [74]

Afin d'étudier l'effet des grains et des particules de Si, Lados et al [84] ont étudié le comportement en fatigue et le mécanisme de croissance des fissures dans un alliage

d'aluminium Al-Si-Mg pour différents pourcentage de Si dans le matériau (1%, 7% et 13%). Les essais de fatigue ont été effectués sur des éprouvettes contenant une entaille. La taille de la SDAS dans ses éprouvettes varie entre 20 et 30 μ m et la taille moyenne des grains est de 280 à 320 μ m. Suite à ses essais, il a été observé que dans l'alliage d'aluminium à faible présence de Si (1%), la taille de grain montre un effet remarquable sur la tenue en fatigue. Dans ce cas, la croissance des fissures est purement transgranulaire comme illustrée dans la **figure 24 (a)**.



(a)



(b)

Figure 24 : Changement de croissance des fissures dans l'alliage d'aluminium Al-Si-Mg (a) à faible concentration de Si (1%) (b) en présence de Si (7%) [84]

Au cours du chargement cyclique, la zone plastique se développe pour faciliter la propagation des fissures tout le long des joints de grain. A faible concentration de Si et en absence des défauts, Lados et al [84] ont conclu que les grains pilotent le chemin de fissure. En plus, la taille de grain est le paramètre qui contrôle la tenue en fatigue de cet alliage. Cependant, dans le cas où l'alliage d'aluminium contient 7% ou 13% de Si, l'effet de la phase eutectique et des particules de Si devient plus prononcé par rapport à l'effet des grains (**figure 24 (b)**). Il semble qu'à forte concentration de silicium dans la coulée, la taille de grain n'a plus d'influence. On a montré précédemment suite aux travaux de Gao [19], que la présence de Si dans les alliages d'aluminium induit une zone de concentration de contrainte. Ce résultat de Lados et al

[84] peut être interprété par le fait que la plastification locale au niveau de l'eutectique est probablement plus importante par rapport à celle qui est au niveau des joints de grain.

A partir de cette étude, il est clair qu'il existe plusieurs paramètres dont dépendent les propriétés mécaniques et les paramètres microstructuraux des alliages d'aluminium de type (Al-Si-Mg). Il apparaît au regard de la littérature que la présence des défauts (porosité, retassure, oxyde), décrits par leur taille a un effet néfaste sur la tenue en fatigue des alliages d'aluminium. D'autre part, la microstructure décrite souvent par le paramètre DAS/SDAS ainsi que les particules de Si représentent un effet non négligeable en absence des défauts ou pour un défaut de faible taille (inférieur à une taille critique). Par contre, il y avait un désaccord entre les résultats de la littérature sur l'effet de la taille des grains dans la tenue en fatigue des alliages d'aluminium. Des travaux considèrent les joints de grains comme des barrières microstructurales par contre d'autres trouvaient que l'influence des grains est un paramètre d'ordre secondaire. L'influence des grains sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6 reste une question ouverte et à débattre dans la suite de ce manuscrit. Le paramètre SDAS a été souvent cité comme étant le paramètre d'ordre un de la microstructure dans les alliages d'aluminium. Cependant, il faut donc comparer entre l'effet de SDAS et de la taille de grain dans notre étude sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6.

1.3 Synthèse de la revue bibliographique

Suite à cette étude bibliographique, plusieurs critères de fatigue ont été abordés afin de prévoir le comportement en fatigue des matériaux métalliques sous chargement multiaxial. La forme générale de ces critères est destinée à prendre en compte les conditions de résistance en fatigue et décrire l'effet des différents paramètres qui affectent la tenue en fatigue du matériau (défaut, contrainte moyenne, microstructure etc.). Mais ces critères de fatigue déterministes ne tiennent pas compte la dispersion des résultats expérimentaux. Pour cette raison, des approches probabilistes basées sur ces critères sont faites. Ces approches conduisent à relier la dispersion à différents paramètres et prévoir une probabilité de rupture.

Dans cette partie bibliographique, de nombreuses études ont été présentées sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles des alliages d'aluminium de fonderie. Ces études sont conduites afin de comprendre les mécanismes d'endommagement par fatigue dans ces alliages de fonderie. Il a été montré que la présence des défauts dans le matériau, caractérisé par sa taille, représente en grande partie un effet néfaste sur la tenue en fatigue vis-à-vis de sa limite en fatigue et la durée de vie. Il s'avère dans la littérature qu'en plus de l'effet des défauts, la

structure dendritique des alliages d'aluminium définie par le paramètre DAS/SDAS peut affecter la tenue en fatigue du matériau. Il a été montré que ce paramètre a un effet sur les mécanismes d'amorçage et de propagation des fissures dans le matériau. Il apparaît qu'une variation de la DAS/SDAS a un effet sur la limite de fatigue et la durée de vie des alliages d'aluminium de fonderie. Une concentration de contrainte au niveau des particules de Si dans la phase eutectique du matériau peut favoriser l'amorçage des fissures. D'autre part, il a été observé que cette phase eutectique peut jouer le rôle des barrières microstructurales. Cette phase ralentit la propagation des fissures dans un essai de fatigue à grand nombre de cycles. Par contre, dans la littérature, il y avait un désaccord à propos l'effet de la taille de grain sur la tenue en fatigue des alliages d'aluminium. Suite à cette étude, il s'avère nécessaire de débattre cette ambiguïté afin d'avoir une meilleure compréhension sur l'effet des grains dans le cas de l'alliage d'aluminium A356-T6 de notre étude.

Dans le cadre de ce travail de thèse, nous avons pour ambition, en premier lieu, de contribuer à l'étude de comportement en fatigue à grand nombre de cycles de l'alliage d'aluminium A356-T6 sous chargement multiaxial. Cette première partie a pour but de spécifier les paramètres ayant un effet sur le comportement en fatigue de cet alliage. Pour atteindre cet objectif, une campagne d'essai expérimentale en fatigue a été réalisée sur l'alliage A356-T6 en traction, torsion et traction-torsion combinées pour différents rapports de chargement ($R_\sigma = 0$, $R_\sigma = -1$). A la suite, nous allons proposer de mettre en place un critère de fatigue multiaxiale en utilisant le critère de DSG classique. Ce critère semble être le plus adapté dans notre cas d'étude selon les travaux de Roy [1]. On propose par la suite de modifier le critère de DSG et introduire l'effet de la microstructure au niveau de la formulation du critère. A la fin on propose de développer un modèle numérique basé sur une chaîne de simulation complète. Cette simulation numérique permet notamment de modéliser le comportement en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6. L'originalité de ce modèle réside dans la possibilité de modéliser le procédé de fonderie pour déterminer la limite de fatigue et prévoir la probabilité de rupture à chaque élément de la structure. Les prévisions de cette chaîne de simulation seront valider des éprouvettes technologiques en traction à $R_\sigma=0$, $R_\sigma=-1$. Ces éprouvettes sont élaborées suite à un procédé de fonderie permettant d'avoir une variation de la microstructure et de la taille des défauts.

Chapitre II:

Méthodes expérimentales

Dans ce chapitre, on cherche à présenter les outils utilisés dans la partie expérimentale et les conditions expérimentales relatives aux essais de fatigue effectués sur l'alliage d'aluminium A356-T6. La méthode d'élaboration et de préparation des éprouvettes ainsi que les différentes démarches expérimentales suivies sont détaillées dans cette première partie. Dans un deuxième volet, les moyens techniques employés pour caractériser l'endommagement suite aux essais de fatigue tels que l'analyse des faciès de rupture, la méthode des répliques et la technique de détermination de la taille de défaut, taille de grain et celle de SDAS sont expliquées.

II.1 Essais et techniques expérimentales

II.1.1 Méthode d'élaboration des éprouvettes

II.1.1.a Présentation de la coulée

Les différents essais expérimentaux effectués dans ce travail de thèse concernent l'alliage d'aluminium de fonderie A356-T6 utilisé pour la fabrication des jantes de roue des automobiles. Les éprouvettes de la première campagne d'essais de fatigue multiaxiale sont prélevées d'un moule en acier de forme en V (**Figure 25**). D'autres ont été également prélevées directement des jantes de roue d'automobiles ayant la même composition chimique que celle utilisée dans la coulée. Les éprouvettes sont élaborées par usinage de barreaux cylindriques issus de la coulée et de jantes de roues. Toutes les éprouvettes ont ensuite subi le traitement thermique de type T6 décrit dans la section (I.2.2.c). Cette démarche d'élaboration est issue des travaux de Roy [1] qui a conduit une étude similaire sur l'alliage d'aluminium A356-T6. Des essais de fatigue en traction, torsion et traction-torsion combinées pour deux rapports de chargement $R_\sigma = -1$ et $R_\sigma = 0$ sont par la suite effectués sur ces éprouvettes.

Afin d'éviter la solidification dans la partie inférieure du moule avant de le remplir complètement, cette procédure a été effectuée en deux étapes : dans une première étape, l'alliage d'aluminium fondu a été injecté par dessous puis dans une deuxième étape le moule a été rempli par un simple coulage comme le montre la **Figure 25 (a, b)**. Dans la partie inférieure du moule, le refroidissement de la coulée a été effectué en utilisant deux circuits d'eau à 10°C. Cependant, dans la partie supérieure de moule, il n'y avait pas de circulation d'eau ainsi le refroidissement de coulée dans le moule s'effectue de bas en haut. L'intérêt de cette forme de moule en V était d'obtenir une variation de vitesse de refroidissement selon la hauteur de coulée. Comme on a montré dans la section (I.2.2.a) que la DAS/SDAS dépend de la vitesse de solidification, cette méthode d'élaboration permet d'avoir une variation de la DAS/SDAS selon

le niveau de l'éprouvette dans le moule. Par ailleurs, nous obtenons aussi une variation de porosité avec la hauteur par effet de la gravité. Les éprouvettes, qui sont prélevées de cette coulée, ont été arrangées en 8 niveaux selon sa hauteur comme le montre la **Figure 25 (b)**. Les différents niveaux des éprouvettes sont classés en 3 familles (Bas, milieu, haut). Des pratiques de dégazage ont été utilisées pour réduire sensiblement la teneur en hydrogène dans l'alliage d'aluminium fondu. La géométrie des éprouvettes à utiliser dans la première campagne expérimentale est représentée dans l'annexe1.

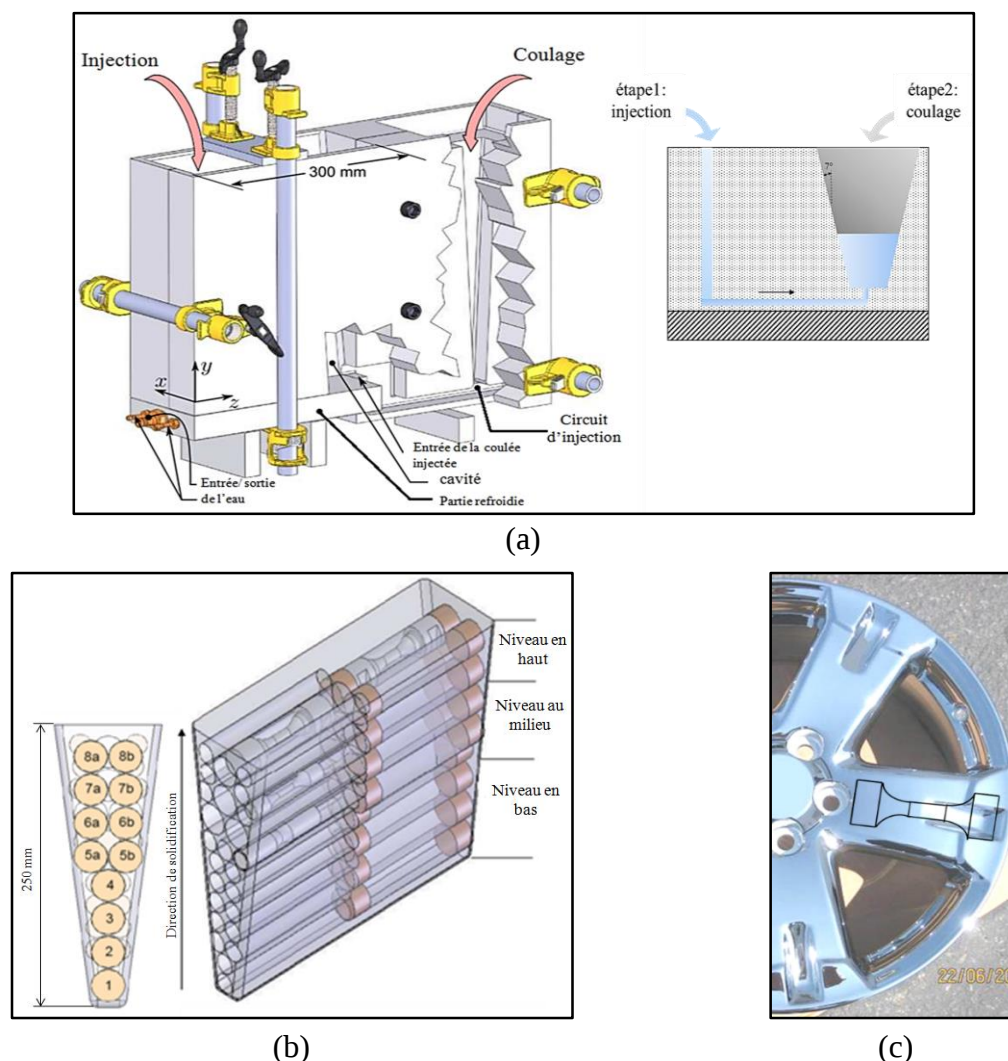


Figure 25 : (a) Dispositif expérimental de préparation de la coulée [85] (b) géométrie de la coulée et emplacement des éprouvettes de fatigue (c) zone de prélèvement des éprouvettes issues des jantes de roue d'automobile

Les jantes de roue d'automobiles proviennent d'un fabricant de roue en alliage d'aluminium A356 (Canadian Autoparts Toyota). Elles ont été effectuées sous basse pression en utilisant des conditions industrielles ayant une vitesse de refroidissement relativement élevée. Les éprouvettes issues de ces jantes contiennent une faible population de défaut et une

microstructure fine (**Tableau 3**). Dans le présent travail, le matériau de ces éprouvettes est considéré comme étant le matériau sain qui servira de référence. Les propriétés mécaniques de ce matériau sont présentées dans le **Tableau 2**.

II.1.1.b Matériau des éprouvettes élaborées

Comme suite au procédé d'élaboration des éprouvettes du moule en V, une microstructure fine a été obtenue dans la partie inférieure de la coulée ayant une vitesse de solidification élevée ($SDAS = 39,5\mu m$). Par contre, dans la partie supérieure de la coulée où la vitesse de refroidissement est faible, une microstructure grossière a été obtenue ($SDAS = 72\mu m$). Cette variation de la SDAS est due à la variation de la vitesse de refroidissement. Il a été déjà montré dans la première partie bibliographique que, dans les alliages d'aluminium, la SDAS dépend principalement de la vitesse de refroidissement pour une même composition chimique. Dans cette coulée, nous avons obtenu une croissance de la SDAS du bas en haut qui correspond à la différence de vitesse de refroidissement entre les différents niveaux. Les mesures de la SDAS et de porosité à chaque niveau de la coulée et dans la jante d'automobile suite aux travaux de Roy [1] sur la même coulée sont données dans le **Tableau 3**. L'élaboration des jantes d'automobile est effectuée par moulage à basse pression puis le traitement thermiquement (T6). La microstructure mesurée dans les éprouvettes issues de ces jantes en alliage d'aluminium A356 est proche à celle obtenue dans le niveau inférieur (N1) de la coulée ($SDAS = 36,7\mu m$).

La mesure de la taille de porosité est caractérisée par le paramètre de Murakami $\sqrt{aire}$ [26]. Les caractéristiques des porosités représentées dans le **Tableau 3** sont définies par sa taille maximale et sa fraction surfacique. Ces caractéristiques ont été déterminées suite à une analyse métallographique sur des échantillons prélevés des différents niveaux de la coulée ainsi de jante des roues d'automobile [1]. Les caractéristiques des porosités ont montré également que les niveaux N3 et N4 de la coulée représentent une zone de porosité élevée. Cette croissance de la taille de porosité dans cette zone est le résultat de procédure de remplissage de moule utilisé. La différence de solidification entre la première phase d'injection de la coulée par la partie inférieure du moule et la deuxième phase de remplissage, remet en cause la croissance de la taille de porosité maximale dans ces niveaux. D'autre part, nous avons constaté que la taille de porosité maximale a été obtenue dans le niveau supérieur (N8) de la coulée ayant la microstructure la plus grossière ($SDAS = 72\mu m$). La faible vitesse de refroidissement dans le dernier niveau de la coulée est la principale cause de la croissance de la taille de porosité dans ce niveau.

Famille	Notation	Hauteur (mm)	SDAS (μm)	Porosité moyenne		Hv (kg/mm^2)
				% aire	$\sqrt{\text{aire}}_{\text{max}}$	
Jante d'automobile (matériau de référence)	J		36,7 $\pm$ 8	0.0603	59	86 $\pm$ 2
Niveau en bas	N1	28	39,5 $\pm$ 7	0.1237	36	79 $\pm$ 5
	N2	58	39,7 $\pm$ 9		61	
	N3	88	47,6 $\pm$ 14		124	
Niveau au milieu	N4	118	57,2 $\pm$ 17	0,1244	105	83 $\pm$ 3
	N5	144	58,5 $\pm$ 21		45	
	N6	174	59,7 $\pm$ 21		93	
Niveau en haut	N7	204	62,6 $\pm$ 21	0,1232	48	89 $\pm$ 7
	N8	234	72,2 $\pm$ 28		126	

Tableau 3: Variation de la SDAS et des porosités selon l'origine de chaque éprouvette [1]

A partir du **Tableau 3**, on constate que dans la coulée la dureté (H_v) accroît du bas en haut avec la croissance de la SDAS. Cela est en accord avec ce qui a été déjà vu dans la partie bibliographique (section I.2.2.b) : Une SDAS est grossière entraîne une dureté Vickers plus élevée. D'autre part, on constate que le matériau des jantes des automobiles a une dureté plus importante par rapport au niveau bas de la coulée ayant une SDAS proche de celle du niveau bas de la coulée. Cette différence peut être accordée à la faible population des défauts dans le matériau de référence (% aire).

II.1.2 Instruments des essais de fatigue

Dans ce paragraphe, nous allons présenter les moyens expérimentaux utilisés dans notre étude pour caractériser le comportement en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6. L'ensemble des essais effectués ont été réalisés sur plusieurs machines de fatigue selon le type de chargement.

- Les essais de torsion ont été effectués sur un vibrophore amsler 10 HFP 420. C'est une machine électromagnétique à résonance pilotée en force. Elle permet d'atteindre une fréquence jusqu'à environ 65Hz en torsion sur l'alliage d'aluminium A356-T6. Le montage des éprouvettes sur cette machine est effectué en utilisant un montage spécifique qui permet de transformer les efforts de traction en torsion.

- Les essais de traction ont été menés sur un autre vibrophore amsler 20 HF 5100 qui est aussi une machine de fatigue à résonance pilotée en force. Elle permet d'obtenir des fréquences de chargement jusqu'à environ 100Hz.
- Les essais de traction-torsion combinées ont été effectués sur une machine de traction-torsion (Bidim) qui est une machine hydraulique à pilotage en force d'une capacité de 100KN axial et 50KN.m en torsion. L'avantage de cette machine est la possibilité de combiner entre l'axe de traction et celui de torsion. Mais l'inconvénient est sa faible fréquence d'utilisation qui varie entre 5 et 15Hz dans le cas de nos essais. Quelques essais de traction pure et de torsion pure ont été menés sur cette machine, mais afin de limiter le temps des essais, les deux vibrophores ont principalement été utilisés pour les essais uniaxiaux.

II.1.3 Protocole des essais expérimentaux

II.1.3.a Essai de fatigue

Tous les essais de fatigue dans ce travail ont été effectués à température ambiante. Pour les deux rapports de charge $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$, les essais sont effectués dans notre étude à 10^6 cycles. La limite de fatigue à $N=10^6$ cycles est évaluée en utilisant la méthode par paliers avec un pas choisi de $\Delta\sigma=10\text{MPa}$. Pour les essais effectués sur la « Bidim », le critère d'arrêt est la rupture complète de l'éprouvette. Cependant, dans les essais de traction et de torsion réalisés sur le vibrophore, le critère d'arrêt est défini par une chute de 5Hz en fréquence qui correspond à une fissure qui couvre la moitié de l'éprouvette (juste quelques cycles avant la rupture brutale). Dans cette étude expérimentale, suite aux essais de fatigue en traction et torsion sur le Vibrophore et la Bidim, nous avons vérifié que la fréquence de sollicitation n'affecte pas la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6. En utilisant la méthode par paliers, on considère que l'historique de chargement n'a pas d'influence sur la limite de fatigue. Selon Lanning [86] sur un alliage de titane, Roy [1] sur l'alliage d'aluminium A356 moulé et Billaudeau [87] sur l'acier C35, il semble ne pas y avoir d'impact de nombre de paliers qui précèdent la rupture par fatigue. Dans la suite, nous serons attentifs à l'historique de chargement dans l'analyse des résultats expérimentaux. En utilisant la méthode par palier, deux cas de figure peuvent se présenter pour déterminer la limite de fatigue σ_D :

- (i) Dans le cas où la rupture de l'éprouvette serait obtenue dans le premier niveau de contrainte avant d'atteindre 10^6 cycles, la limite de fatigue est déterminée à l'aide de la loi de Basquin suivante:

$$\sigma_a = A \times N^n \quad (\text{II.1})$$

Avec:

n : le coefficient de Basquin déterminé en utilisant la moyenne des résultats issus de la littérature [19, 75, 78, 88, 89]. Dans le cas de l'alliage d'aluminium A356, $n=-0,15$ [1]. Le paramètre A est identifié à partir d'un résultat expérimental.

- (ii) Dans le cas où l'éprouvette supporte la contrainte appliquée pour 10^6 cycles, auquel cas on sollicite de nouveau la même éprouvette et on augmente le niveau de contrainte de $\Delta\sigma=10\text{MPa}$ jusqu'à la rupture finale. Dans ce cas, nous avons utilisé l'expression proposée par Lanning [86] afin de déterminer la limite de fatigue. Elle est donnée par:

$$\sigma_D = \frac{N_R}{10^6} \times (\sigma_n - \sigma_{n-1}) + \sigma_{n-1} \quad (\text{II.2})$$

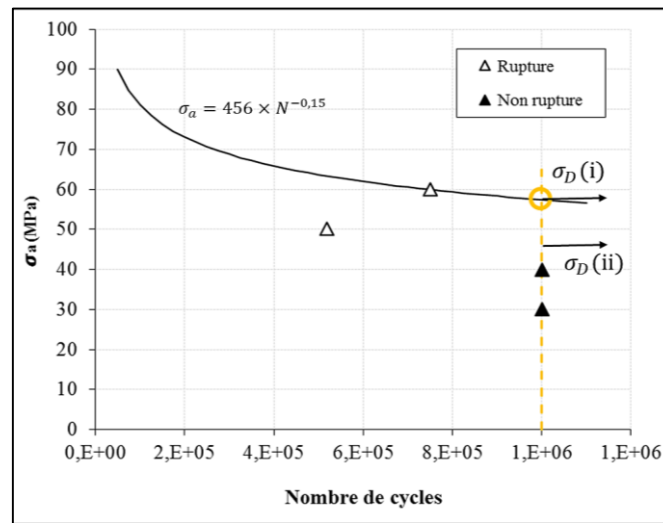


Figure 26: Méthode de détermination de la limite de fatigue dans les deux cas: rupture directe (i) ou rupture après quelques paliers (ii)

Afin de valider l'équation (II.2), nous l'avons comparée avec la loi de Basquin. En supposant qu'une telle éprouvette a effectué seulement le dernier palier dans ce cas, une corrélation a été trouvée dans la limite de fatigue déterminée par les deux méthodes. La **Figure 26** illustre un exemple de détermination de la limite de fatigue suite à un essai de fatigue en traction pour les deux cas présentés. La comparaison entre la loi de Basquin et l'expression de

Lanning [86] dans la **Figure 26**, montre que la méthode par palier n'affecte pas la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6 à 10^6 cycles.

II.1.3.b Suivi des fissures naturelles en surface

Dans le cadre de notre étude sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6, la technique de réplique proposée par Palin-luc [90], a été utilisée afin de suivre l'évolution des fissures naturelles en surface du matériau sans et avec défaut. En utilisant cette technique et afin de caractériser les mécanismes d'amorçage et de propagation associés aux essais de fatigue en traction, torsion et traction-torsion combinées, des essais de suivi de fissure ont été effectués. Ces essais ont été réalisés sur la « Bidim » pour les deux rapports de chargement $R_\sigma = -1$ et $R_\sigma = 0$ sur des éprouvettes polies sans et avec défauts (naturels et/ou artificiels). Pour la préparation de la réplique, on mélange deux constituants qui réagissent et se solidifient rapidement. Ensuite, le mélange est introduit dans un moule cylindrique qui sera déposé sur la partie utile de l'éprouvette. Des essais de fatigue à 10^6 cycles avec des interruptions périodiques à chaque 10^5 ont été réalisés pour appliquer les répliques. A chaque arrêt de l'essai et avant la solidification de la résine, le moule est ensuite appliqué sur l'éprouvette qui est toujours placé sur la machine de fatigue. Après solidification, le moule peut être retiré et reprendre de nouveau l'essai de fatigue. A chaque arrêt, trois répliques sont appliquées dans trois positions différentes de l'éprouvette espacées de 120° environ afin de couvrir toute la partie utile. Cette technique permet d'éviter le montage et le démontage des éprouvettes en cours d'essai pour faire des observations. Après rupture, les répliques sont ensuite métallisées pour pouvoir les observer par microscope électronique à balayage. A partir de la dernière réplique (juste avant la rupture), cette technique permet de remonter à l'historique de la fissure qui a conduit à la rupture. Cette technique permet d'observer tout le fût de l'éprouvette en cas d'amorçage de plusieurs fissures. La **Figure 27** présente une observation MEB d'une réplique où l'amorçage de fissure s'est effectué au niveau d'un défaut artificiel par électro-érosion. Cette technique permet d'avoir une bonne résolution des différents détails des empreintes sur le fût de l'éprouvette.

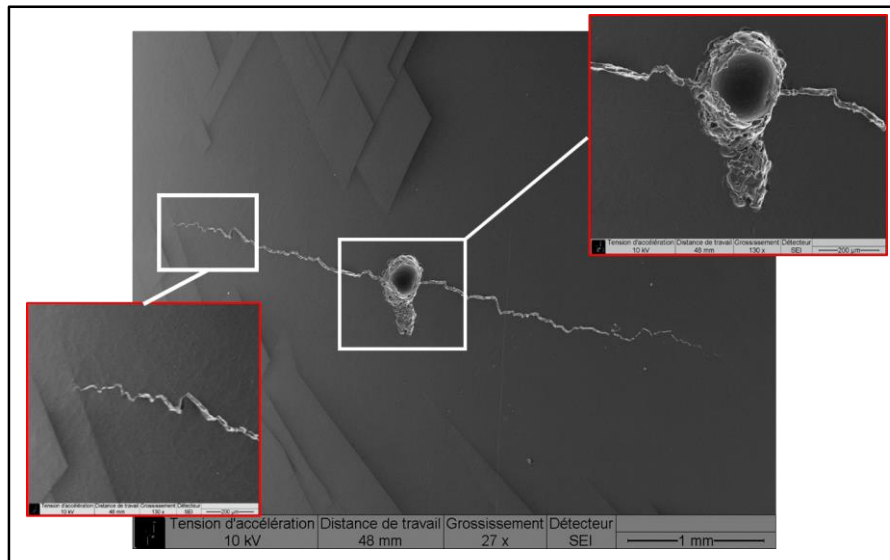
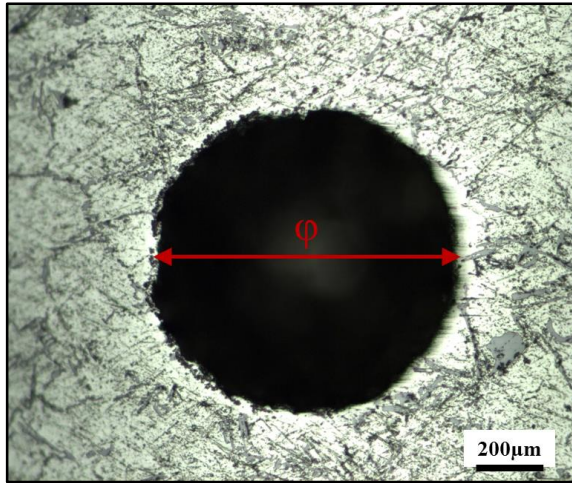


Figure 27 : Observation MEB d'une fissure sur une réplique au niveau d'un défaut artificiel (traction, $R_\sigma = 0$, $\sigma_a = 70\text{MPa}$, $N=9.10^5$ cycles, $\sqrt{aire} = 100\mu\text{m}$)

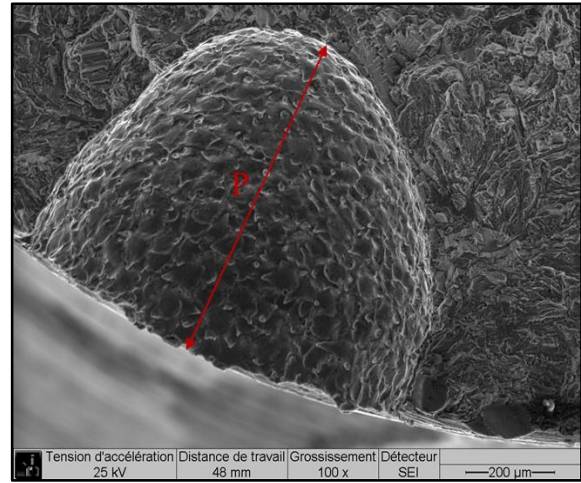
L'utilisation de la technique de réplique nous permet de suivre l'évolution de la longueur des fissures en surface en fonction du nombre de cycles. En utilisant cette méthode, nous souhaitons tracer les courbes $a=f(N)$ afin d'identifier les paramètres de la loi de propagation de l'alliage d'aluminium A356-T6 pour les différents cas de chargement.

II.1.4 Usinage des défauts artificiels

Les défauts naturels (porosité, retassure, inclusion) obtenus suite à un procédé de fonderie ont la particularité d'avoir des morphologies et des tailles différentes. Afin de compléter les diagrammes de Kitagawa dans le chapitre III, des défauts artificiels ont été introduits par électro-érosion. Cette méthode permet d'avoir des défauts artificiels dont la taille et la forme sont contrôlées. Dans ce travail, nous avons choisi d'introduire des défauts sphériques définis par un diamètre (ϕ) et une profondeur (P) (**Figure 28**). Une comparaison entre l'effet des défauts artificiels et naturels ayant la même taille sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356 sera faite ultérieurement.



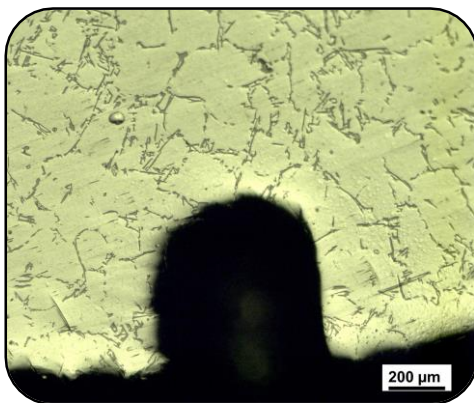
(a)



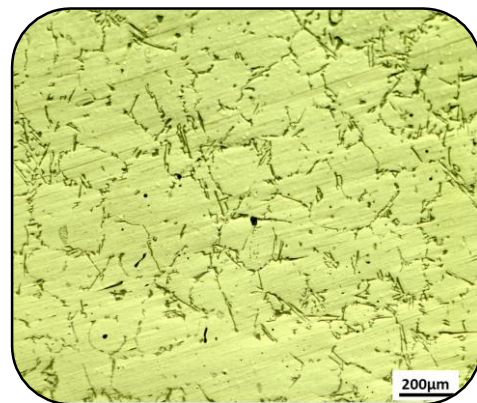
(b)

Figure 28 : Usinage d'un défaut artificiel par électro-érosion de diamètre $\phi=900\mu\text{m}$ et de profondeur $P=670\mu\text{m}$ (a) défaut sur le fut de l'éprouvette (b) défaut sur le faciès de rupture

La technique d'électro-érosion consiste à enlever de la matière par fusion sous l'action d'un arc électrique entre l'outil et l'éprouvette. Les défauts artificiels obtenus ont la géométrie de l'outil utilisé. Dans notre étude, des fils en cuivre ayant différents diamètres ($100\mu\text{m}$ - $900\mu\text{m}$) dont l'extrémité est arrondie ont été utilisées comme outils. Comme suite à cette méthode, la décharge électrique provoque un échauffement local au niveau de défaut. Cette fusion peut modifier localement les caractéristiques du matériau en sous couche tel qu'une modification locale de la microstructure, présence des contraintes résiduelles et apparition des microfissures. Pour cette raison, nous avons vérifié que cette méthode d'élaboration n'affecte pas la microstructure au niveau du défaut. Pour cela, on a recours à comparer entre la structure dendritique autour et loin du défaut. (**Figure 29**)



(a)



(b)

Figure 29 : Effet de l'usinage des défauts artificiels sur la structure dendritique de l'alliage d'aluminium A356-T6 (a) au niveau du défaut (b) loin du défaut

La **Figure 29** montre que la méthode d'usinage des défauts artificiels par électro-érosion n'affecte pas la structure dendritique de cet alliage autour du défaut. Dans cette étude, nous n'avons pas quantifié les contraintes résiduelles dues à ce procédé. Mais, comme cette modification reste très locale au niveau de défaut, on suppose que cette méthode n'a pas d'influence sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6 dans le cas où l'amorçage se produit à partir des défauts. Nous allons montrer plus tard qu'un défaut artificiel a le même effet qu'un défaut naturel de même taille.

II.2 Caractérisation des paramètres microstructuraux

La structure dendritique de l'alliage d'aluminium A356-T6 de notre étude a été présentée dans la section (I.2.2.a). Afin de caractériser la microstructure du matériau issu de la coulée en V et celui des jantes de roue automobile, diverses techniques expérimentales ont été utilisées. L'étude bibliographique nous a permis de mettre en évidence différents facteurs qui affectent la tenue en fatigue des alliages d'aluminium. Ainsi, celle-ci semble être affectée par la taille de défaut, SDAS ainsi que la taille de grain. Dans cette partie, nous nous proposons d'identifier une démarche permettant de déterminer la grandeur de chaque paramètre microstructural de notre alliage d'étude.

II.2.1 Démarche de mesure de la taille du défaut

Suite aux essais de fatigue et après la rupture finale des éprouvettes, des observations des faciès de rupture ont été effectuées afin d'identifier le défaut conduisant à la rupture. La taille des défauts est définie par le paramètre racine de l'aire déjà présenté dans la section I.1.3.a. Comme on a vu dans la partie bibliographique, ce paramètre permet de décrire l'effet de la taille de défaut pour différentes variétés de types de défaut. Dans le cas des défauts artificiels de profondeur P et de diamètre ϕ , la taille de défaut est définie par l'équation suivante:

$$\sqrt{\text{aire}} = \frac{1}{2} \sqrt{\pi \phi P} \quad (\text{II.3})$$

Dans le cas où la rupture est effectuée au niveau des défauts naturels, une analyse des faciès de rupture est nécessaire pour localiser le site d'amorçage. Il est donc nécessaire de développer une démarche pour localiser le site d'amorçage et déterminer la taille de défaut s'il existe. Les observations microscopiques sont faites selon la démarche suivante :

- (i) Dans tous les essais de fatigue effectués dans cette étude, les observations des faciès de rupture à l'œil nu révèlent deux zones clairement distinguées par leur brillance :

la zone de fatigue qui est plus claire et plus brillante que la zone de rupture ductile (**Figure 30-a**). Dans le cas de traction et de traction-torsion combinées et indépendamment du rapport de chargement, nous avons remarqué que la rupture de l'éprouvette est engendrée par une seule fissure principale. En traction, l'amorçage et la propagation des fissures s'effectuent en mode I dans le plan perpendiculaire à l'axe de l'éprouvette. Ce plan correspond à la direction perpendiculaire à la contrainte principale maximale (**Figure 30-b**). Par contre en traction-torsion combinées, la fissure se propage en deux modes: elle commence dans le mode II orienté à 45° par rapport à l'axe de l'éprouvette puis suivant dans le mode I dans le plan perpendiculaire à l'axe de l'éprouvette (**Figure 30-c**). Par contre, dans les essais de torsion, on a constaté que les faciès de rupture étaient différents de ceux en traction et en traction-torsion combinées. Ils sont caractérisés par une allure aléatoire de forme tortueuse. La **Figure 30(d)** illustre un exemple de faciès de rupture obtenue en torsion. Cette forme complexe est due à l'activation de plusieurs fissures en mode II et III en même temps. Pour cette raison, les observations MEB des faciès de rupture en torsion étaient difficiles. Sur la **Figure 30 (e,f)**, nous avons remarqué que dans le cas de torsion, le cheminement de la fissure sur le fût de l'éprouvette pour les deux rapports de chargement a suivi deux plans: un plan perpendiculaire à l'axe de l'éprouvette et un autre aligné avec cet axe. La propagation de fissure en torsion s'effectue en mode II et III. Mais suite aux essais de torsion, on a pu conclure que le mode II est souvent le mode dominant. La rupture des éprouvettes en torsion s'effectue dans un plan orienté entre 35° et 45° par rapport à l'axe de l'éprouvette. D'autre part, on a constaté que la forme de front de fissure dans tous les essais effectués sur l'alliage d'aluminium A356-T6 est de forme semi circulaire (**Figure 30-a**). Le **Tableau 4** présente les orientations des plans critiques par rapport au plan normal à l'axe de l'éprouvette. Ces plans correspondent aux contraintes de cisaillement maximales ($\tau_{n,max}$) et les contraintes normales maximales ($\sigma_{n,max}$). Ils sont déterminés pour les différents cas de chargement.

	Traction	Torsion	Traction-Torsion
$\sigma_{n, \max}$	0	± 45	31,7
$\tau_{n, \max}$	± 45	0 et 90	-13.3 et 76,7

Tableau 4: Orientation des plans critiques théorique pour chaque cas de chargement [91]

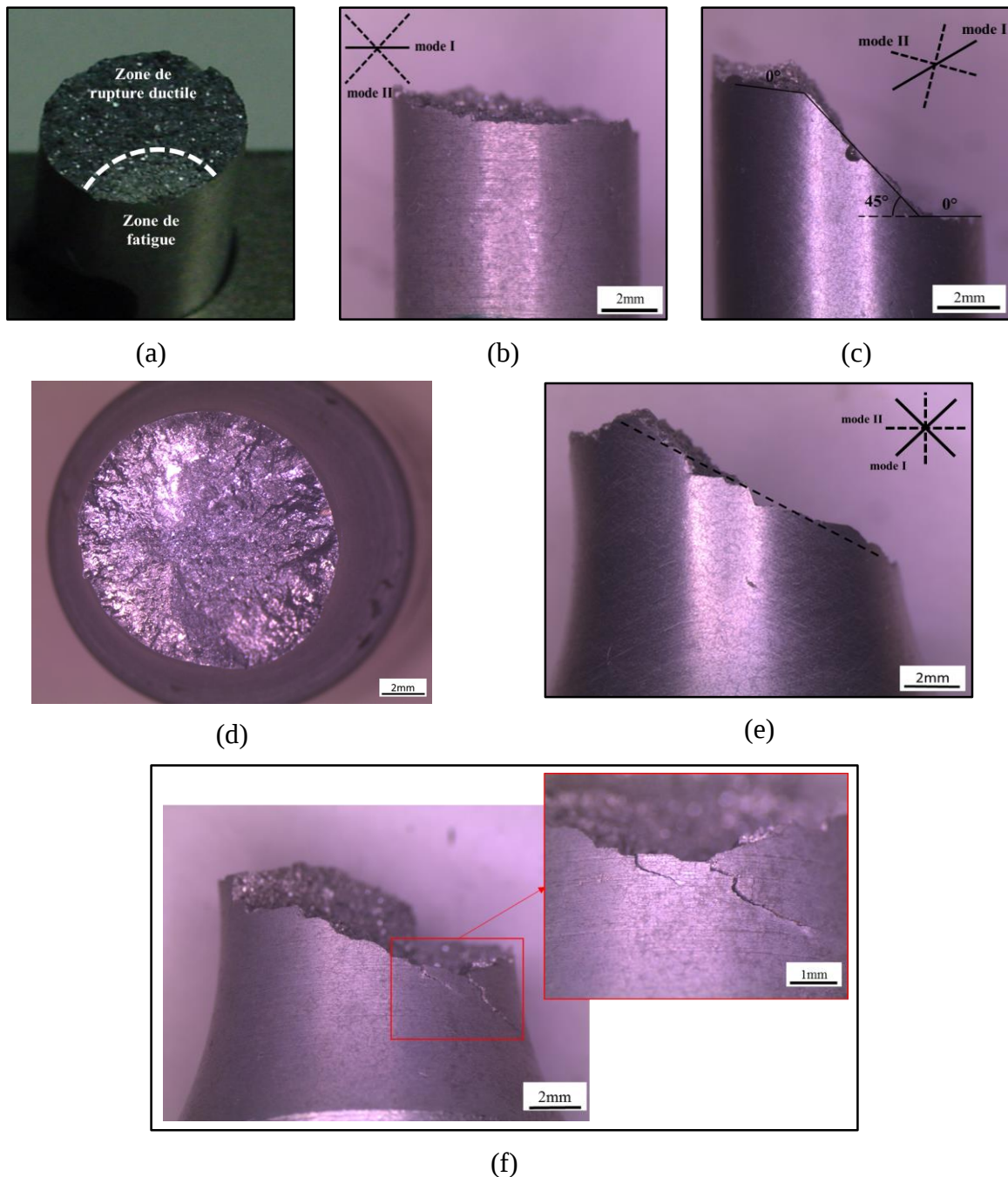


Figure 30: Les différents faciès de rupture par fatigue multiaxiale (a) observation visuel en traction à $R_\sigma = 0$ (b) en traction à $R_\sigma = -1$ (c) en traction-torsion à $R_\sigma = -1$ avec $\sigma = \tau$ (d) faciès de rupture en torsion à $R_\sigma = 0$ (e) orientation de plan de rupture en torsion à $R_\sigma = 0$ (f) activation de plusieurs fissures en torsion $R_\sigma = -1$

(ii) Afin d'identifier le site d'amorçage, des observations MEB ont été effectuées sur les faciès de rupture dans la zone de fatigue. Dans cette zone, des lignes appelées des rivières de propagation, convergent vers la zone d'amorçage. Ces lignes souvent observées dans ce matériau permettent de localiser le site d'amorçage. Ensuite, on

cherche à identifier dans ce site l'élément de la microstructure à l'origine de l'amorçage de la fissure telle que des porosités, des oxydes ou des inclusions.

(iii) Une fois le défaut à l'origine de la rupture est localisé dans le site d'amorçage, sa taille est déterminée en utilisant le paramètre $\sqrt{\text{aire}}$. Selon la position de défaut par rapport à la surface libre de l'éprouvette, nous avons proposé une méthode permettant de déterminer la taille du défaut pour différentes configurations :

- Pour les défauts de surface ou les défauts internes situés à une distance supérieure à $\sqrt{\text{aire}}$ de son contour, la taille est définie comme la racine carrée de l'aire du défaut. Le contour du défaut est interpolé par une forme géométrique la plus adéquate (rectangle, ellipse ou cercle) projetée dans le plan perpendiculaire à la direction de la contrainte principale maximale (**Figure 31(a-b)**).
 - Pour les défauts proches de la surface situés à une distance inférieure à $\sqrt{\text{aire}}$ de son contour, des interpolations par des ligaments sont ajoutées jusqu'à la surface libre de l'éprouvette. L'ajout des ligaments est en raison de la zone de concentration de contrainte entre le défaut et la surface libre de l'éprouvette. Cette zone est considérée fragile susceptible de rompre rapidement dès les premiers cycles de l'essai de fatigue [92]. La partie ajoutée par des ligaments est considérée dans la taille des défauts proches de la surface. Ainsi, la taille de défaut est déterminée, comme illustrer dans la **Figure 31(c)**.
 - Dans le cas où il y aurait plus qu'un défaut dans le site d'amorçage, deux cas sont rencontrés :
 - (i)** Si la distance minimale entre deux défauts est supérieure à la moyenne des diamètres des cercles qui circonscrivent chaque défaut, dans ce cas, on considère que la taille de défaut la plus grossière entre les deux (**Figure 31(d)**).

Si $\frac{D_1+D_2}{2} < D_{\min}$ et $\sqrt{\text{aire}_2} > \sqrt{\text{aire}_1}$ alors la taille du défaut à l'origine de la rupture est égale à $\sqrt{\text{aire}_2}$.

 - (ii)** Dans le cas contraire, des ligaments d'interpolation sont ajoutés entre les deux défauts. Les deux défauts avec l'interpolation sont considérés comme un seul défaut et ainsi la taille de défaut est définie (**Figure 31(e)**).
- Si $\frac{D_1+D_2}{2} > D_{\min}$ alors la taille du défaut à l'origine de la rupture est égale à l'aire des deux défauts avec l'interpolation comme illustrer dans la **Figure 31(e)**.

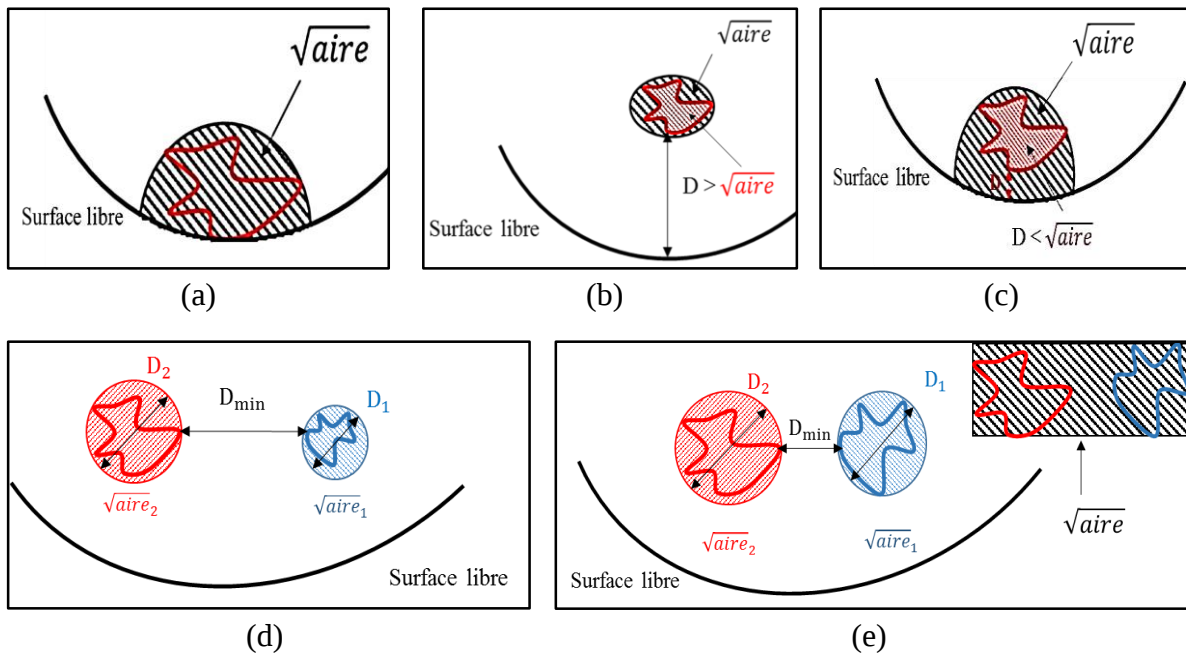


Figure 31: Différentes configurations de mesure de la taille d'un défaut sur le faciès de rupture (a) défaut de surface (b) défaut interne (c) défaut proche de la surface (d) (e) en présence de plus qu'un défaut

II.2.2 Caractérisation de la SDAS

La structure dendritique de l'alliage d'aluminium A356 est caractérisée par le paramètre SDAS. Ce paramètre représente la distance entre deux bras dendritiques secondaires. Pour déterminer cette distance, des échantillons issus de chaque niveau de la coulée et de la jante de roue ont été observés par microscope optique suite à un polissage jusqu'au grade 4000. Afin de caractériser la valeur de SDAS, on a adopté la méthode issue de la littérature [93, 94]. Cette méthode consiste à tracer une ligne parallèle à la direction de croissance des dendrites primaires. La SDAS est obtenue par une mesure de la moyenne des segments de droite obtenus par le croisement de la ligne tracée et les branches des dendrites secondaires. Cette méthode est illustrée dans la **Figure 32**. La variation de la SDAS des éprouvettes issues de la coulée en V et des jantes de roue d'automobile est déjà représentée dans le **Tableau 3**. L'étude bibliographique sur l'alliage d'aluminium A356 (section I.2.2.a), a montré que la SDAS et la taille des particules de silicium eutectique sont deux paramètres dépendants : une diminution de la SDAS est associée à une réduction de la taille de silicium. Pour cette raison, dans le cadre de cette étude, on s'intéresse à utiliser le paramètre SDAS qui est plus simple à caractériser à partir de la structure dendritique de l'alliage d'aluminium A356-T6.

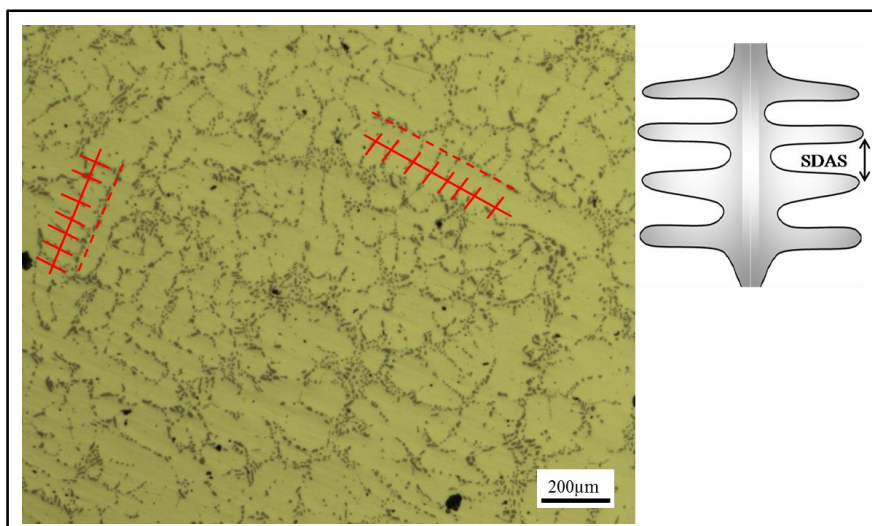


Figure 32: Méthode de mesure de la SDAS

II.2.3 Technique de détermination de la taille de grain

Dans le but d'étudier l'effet de la taille de grain sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356, nous allons déterminer l'évolution de la taille de grain dans les différents niveaux de la coulée ainsi que celle dans les jantes de roue d'automobiles. Les grains sont révélés en utilisant une attaque électrolytique sur des échantillons cylindriques suite à un polissage jusqu'au grade 4000 puis un polissage miroir jusqu'à 1 μm . La solution chimique utilisée dans cette attaque est un mélange d'acides avec 66% de HNO_3 , 33% de HCL et 1% de HF . Plusieurs attaques ont été réalisées dans le but de déterminer les bons paramètres de l'attaque telle que la concentration de la solution, le temps d'attaque et la tension d'attaque électrolytique. Un tableau récapitulatif des différentes attaques effectuées avec plusieurs paramètres est représenté en annexe 2. La bonne attaque obtenue permettant d'avoir des contrastes nets des grains, correspond à une solution diluée à 20% avec une tension de 5V pour un temps d'attaque de 5s. Par la suite, un rinçage avec de l'eau est effectué et l'échantillon est plongé dans un bain de solution d'acide nitrique afin d'éliminer la couche noircie due à l'attaque. Cette solution permet de mettre en évidence les contrastes des grains qui peuvent être observés à l'œil nu (**Figure 33(a)**).

Différentes techniques ont été utilisées pour observer les grains sur les échantillons attaqués. Parmi ces techniques, on cite : le microscope électronique à balayage (en électrons secondaires et en électrons rétrodiffusés) et sur le microscope optique. Les observations MEB sur les échantillons attaqués et même sur les non attaqués, ne nous permettent pas de distinguer les orientations cristallographiques et les joints de grains. Néanmoins, les acquisitions sur le

microscope optique nous permettent d'observer les différents contrastes sur les échantillons. Ces contrastes correspondent à la différence des orientations cristallographiques des grains. Avec la lumière du microscope projetée perpendiculairement à la surface de l'échantillon, nous avons utilisé trois projecteurs de lumière de différentes orientations comme le montre la **Figure 33(b)**. Cette méthode permet de révéler un bon contraste des grains sur la surface de l'échantillon attaqué. L'orientation des projecteurs est choisie pour couvrir toutes les orientations cristallographiques possibles des grains. La **Figure 34** illustre un exemple des différents contrastes photographiés sur un échantillon attaqué avec cette méthode.

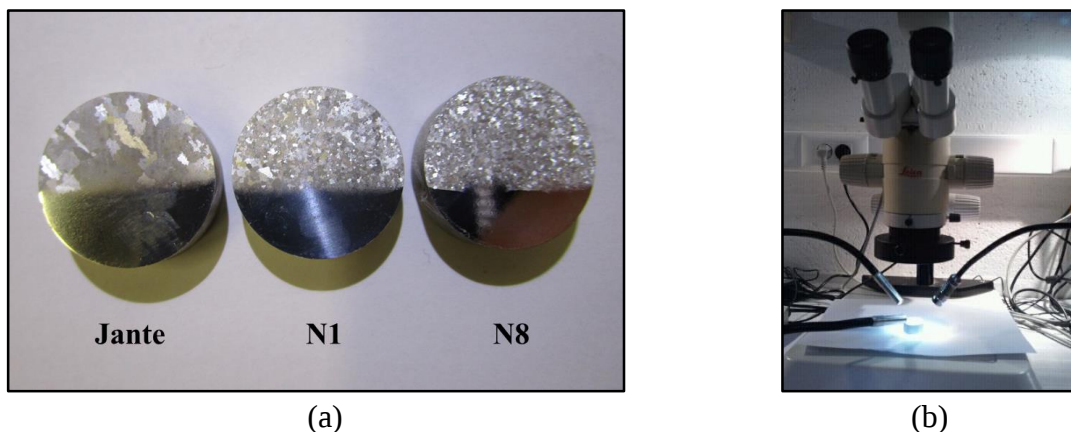


Figure 33: (a) observation des différents contrastes des grains à l'œil nu (b) dispositif d'observation des échantillons après l'attaque chimique

La méthode d'attaque électrolytique ne permet pas de révéler les joints de grains comme dans certains matériaux mais elle nous permet de voir les contrastes correspondant à l'orientation cristallographique des grains. Pour cette raison, la détermination de la taille de grain à chaque niveau de prélèvement dans le moule et celle des jantes de roue, a été effectuée suite à un traitement d'images approprié. La numérisation des photos a été effectuée via le logiciel de traitement d'images « Visilog » qui nous permet d'avoir l'aire de chaque grain. Dans la suite de cette étude, le paramètre décrivant la taille de grain est défini par le diamètre d'un disque équivalent à la surface du grain. Ce diamètre est donné par l'équation suivante :

$$\phi = \sqrt{\frac{4 \cdot \text{aire}}{\pi}} \quad (\text{II.4})$$

Dans le traitement d'image, la binarisation (en mode noire et blanc) a donné plusieurs nuances de gris. Pour cette raison et afin de distinguer les différents niveaux de gris, on a choisi de faire l'analyse de chaque image sur trois intervalles de seuillages qui semblent être les plus adaptés dans tous les cas: [0,70] ; [70,100] et [100, 255]. La **Figure 34** illustre un exemple de traitement d'images effectué sur les 3 intervalles de seuillage. La comparaison entre l'image

reconstruite et l'originale, nous permet de déterminer le taux d'erreur suite au traitement d'images. Cette erreur est due aux différentes étapes suivies (erode + reconstruct) pour aboutir à la taille de grain. Le taux d'erreur obtenue est de l'ordre de 3%. Par rapport à des tailles de grains millimétriques, cette erreur reste faible. D'autre part, afin d'éviter les erreurs de mesures, les tailles de grains inférieurs à $50\mu\text{m}$ sont considérées comme bruit dû au seuillage des images. La taille de grain a été également quantifiée sur deux échantillons de chaque niveau de la coulée et sur trois échantillons issus de la jante de roue.

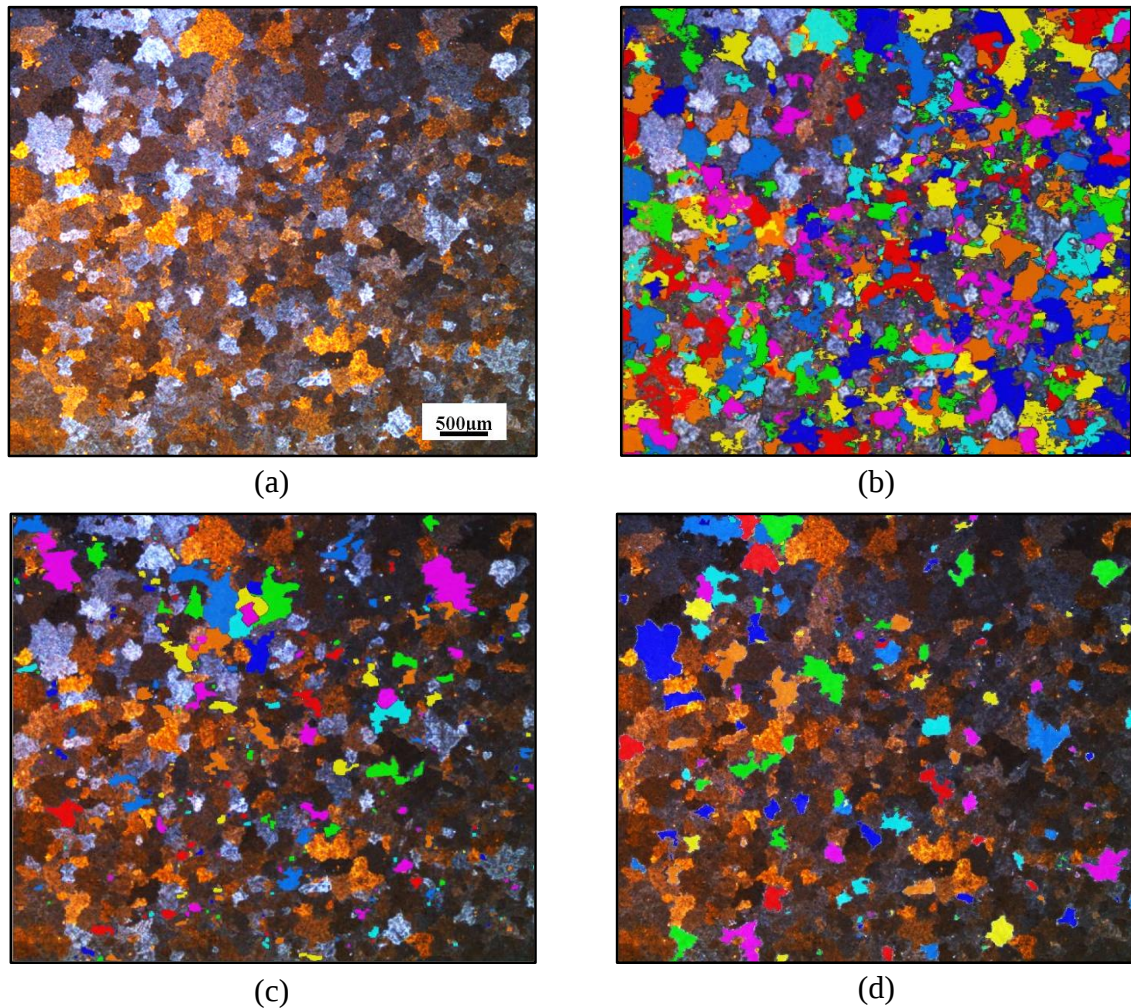


Figure 34 : Traitement d'image pour différents intervalles de seuillage (a) les différents contrastes obtenus par attaque chimique (b) seuillage sur l'intervalle $[0,70]$ (c) seuillage sur l'intervalle $[70,110]$ (d) seuillage sur l'intervalle $[110,255]$

La distribution de la taille de grain dans le matériau de référence et dans quelques niveaux de la coulée en fonction du pourcentage de fraction de surface est représentée sur la **Figure 35**. Cette fraction est définie comme le rapport entre l'aire d'un grain et celle de l'image analysée. On constate la présence des petits grains dans tous les échantillons observés, mais ils occupent une faible portion de la surface observée. Comme suite à l'étude bibliographique sur les alliages

d'aluminium (section I.2.2.d), il a été constaté que parmi les facteurs dont dépend la taille de grain, est la vitesse de solidification: un accroissement de la taille de grain est souvent associé à une diminution de la vitesse de refroidissement avec une morphologie colonnaire. Cette constatation est en désaccord avec ce qui a été obtenu dans le cas de notre étude. Le matériau de référence issu des jantes de roue ayant la vitesse de refroidissement la plus élevée est caractérisé par la taille de grain la plus grossière ($\approx 2\text{mm}$) et le dernier niveau de la coulée (niveau8) ayant la vitesse de refroidissement la plus faible est caractérisé par la taille de grain la plus fine ($200\mu\text{m}$). La **Figure 36** montre la différence de la morphologie des grains entre le matériau de référence et dans le premier et le dernier niveau de la coulée. On constate que dans le cas du matériau de référence et du premier niveau (N1), le grain obtenu a tendance à avoir une morphologie allongée par rapport à celle obtenue dans le dernier niveau de la coulée (N8) où la morphologie du grain est plus régulière. Dans cette étude, il semble que la vitesse de refroidissement n'est pas le paramètre principale qui pilote la croissance de la taille des grains dans la coulée. Ce constat a déjà été fait dans les travaux de Ceschini et al [49] sur l'alliage d'aluminium A356 où une faible corrélation a été trouvée entre la distribution de la taille des grains et la vitesse de refroidissement. Dans notre cas, l'origine de la variation de taille de grain dans la coulée pourrait être accordée à deux paramètres, soit à la variation de la pression entre les différents niveaux, soit à l'hétérogénéité de la composition chimique dans la coulée. La différence de pression est due à la différence de la hauteur des niveaux de la coulée. Li et al [71] ont montré que l'agitation mécanique de la coulée juste avant le refroidissement affecte la taille de grain. Comme dans notre cas, aucune agitation n'a été effectuée, cela peut probablement induire des hétérogénéités dans la coulée due à la hauteur du moule donc la variation de la taille de grain. Dans la suite de cette étude, à partir de la distribution de la taille de grain, nous allons considérer la taille de grain la plus fréquente comme le montre la **Figure 35**. Si l'on prend la taille de grain maximale de chaque distribution, on a toujours le même ordre.

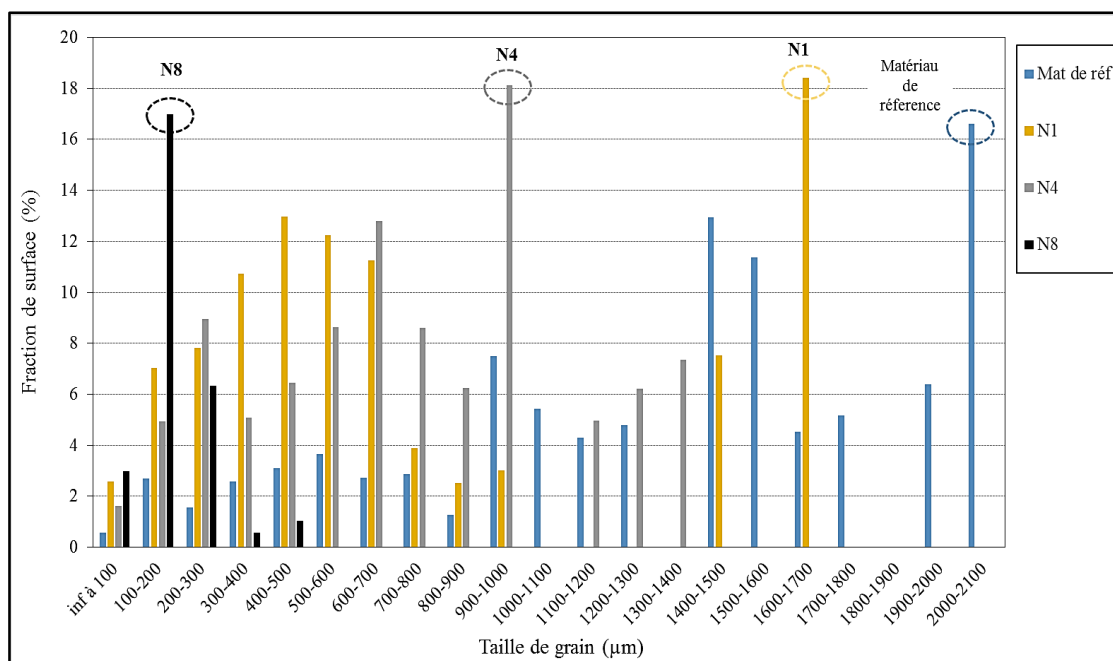


Figure 35: Evolution de la distribution de la taille de grain dans les différents niveaux de la coulée et du matériau de référence

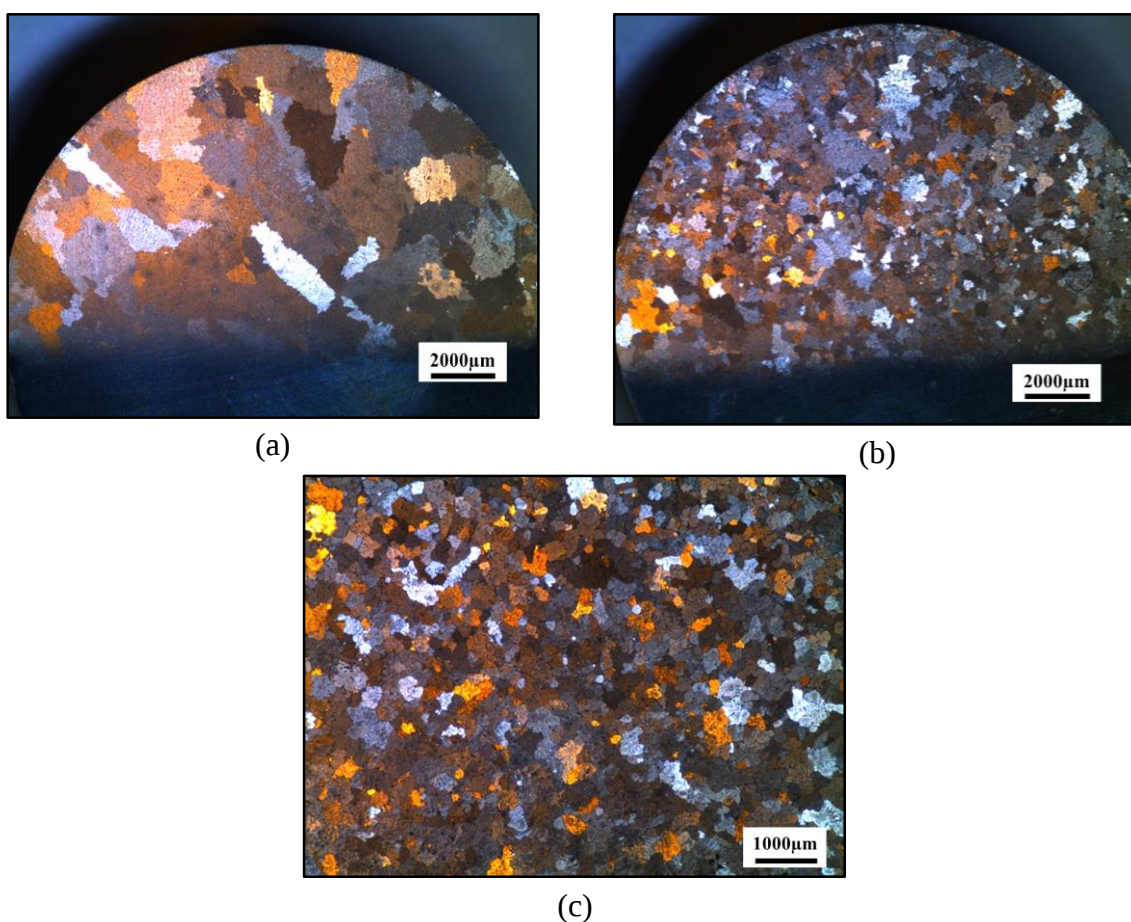


Figure 36: Différence de la morphologie de grain (a) matériau de référence (jante de roue) (b) niveau 1 de la coulée (c) niveau 8 de la coulée

II.3 Conclusion

Une présentation de la méthode d'élaboration de la coulée est d'abord introduite dans ce chapitre. Des éprouvettes ont été prélevées de cette coulée pour différents niveaux qui se distinguent par une différence de vitesse de refroidissement. D'autres éprouvettes ont été extraites de jantes des roues d'automobile issue de l'industrie de fonderie. Le matériau de ces éprouvettes a la même composition chimique que celle utilisée dans la coulée. Dans cette étude, en vue de sa faible population de défaut et de sa structure dendritique fine, le matériau des jantes sera considéré comme un matériau de référence « sain ».

Des essais de fatigue en traction, torsion et en traction-torsion combinées ont été effectués au cours de cette étude. Ces essais sont réalisés pour deux rapports de chargement $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$ suivant la démarche expérimentale présentée dans cette partie. Les essais sont effectués sur des éprouvettes « saines » issues de jante des roues et d'autres en présence des défauts naturels et/ou artificiels prélevés de la coulée. Suite à ces essais de fatigue, nous avons constaté que le mode d'amorçage et de propagation des fissures dépend de cas de chargement. Dans le cas de torsion, l'amorçage des fissures ont été observés en mode mixte II et III, mais le cisaillement en mode III est le mode dominant. En torsion, nous avons constaté l'activation de plusieurs systèmes de fissuration en mode II et III.

L'effet des divers paramètres microstructuraux sur la tenue en fatigue des alliages d'aluminium pose toujours des interrogations dans la littérature. Pour cette raison dans la suite de cette étude, nous allons déterminer les paramètres qui affectent la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6 ainsi les effets de la contrainte moyenne. Ce point est essentiel, car il met en cause les grandeurs à considérer dans un critère de fatigue afin de décrire le comportement en fatigue du matériau dans un critère de fatigue multiaxiale. Pour cette raison, la caractérisation microstructurale du matériau est un élément nécessaire pour porter un jugement sur l'effet de la microstructure dans la tenue en fatigue dans le cadre de notre cas d'étude.

Dans cette partie, la microstructure de l'alliage d'aluminium A356 est caractérisée par la taille de grain et la SDAS. Elle a été identifiée sur des échantillons prélevés des différents niveaux de la coulée ainsi du matériau de référence. Il s'avère que l'évolution de SDAS dans la coulée est fonction de la vitesse de refroidissement qui est en accord avec ce qui a été déjà vu dans la partie bibliographique. D'autre part, le matériau de référence ayant la vitesse de refroidissement la plus élevée possède la SDAS la plus fine (36 μ m). Cependant, la

caractérisation de la taille de grain dans les niveaux de la coulée et celle de matériau de référence a donné une évolution incohérente avec ce qui a été attendu. Il semble que dans notre cas d'étude, la taille de grain soit peu sensible à l'effet de la vitesse de refroidissement. La variation de la taille de grain dans la coulée peut-être due à la différence de pression avec la hauteur de chaque niveau. Dans la suite de ces travaux, une étude comparative sur l'effet de chaque paramètre de la microstructure telle que les défauts, taille de grain et SDAS sera effectué. Cette étude va nous permettre de déterminer l'effet de chaque paramètre sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6. Rappelons que l'objectif final de cette étude est d'étudier le comportement en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6 en fonction des différents paramètres de cet alliage d'aluminium.

Chapitre III:

Etude expérimentale de la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6

Ce chapitre est dédié à la présentation de l'ensemble des résultats expérimentaux des essais de fatigue conduits sur l'alliage d'aluminium A356-T6. L'objectif de ce chapitre est de mieux comprendre les mécanismes mis en jeu pour différents trajets de chargements. Les essais de fatigue réalisés dans cette étude ont pour but de déterminer l'impact de la taille de grain, la structure dendritique et des défauts sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6.

Dans une première partie de ce chapitre, nous allons présenter, d'une part, l'étude des mécanismes d'endommagement pour les différents cas de chargement. D'autre part, nous allons caractériser l'effet d'un défaut défini par sa taille, sa morphologie, son type ainsi que sa position, sur la limite de fatigue de l'alliage A356. Pour ce faire, on a recours à présenter les résultats expérimentaux dans un diagramme de Kitagawa pour chaque cas de chargement. Par la suite, en menant une comparaison entre les résultats expérimentaux pour les deux rapports de charge ($R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$), nous allons conclure sur l'effet de la contrainte moyenne à l'aide du diagramme de Haigh.

Le but de la suite de cette partie est d'étudier l'effet de la microstructure définie par les deux paramètres SDAS et taille de grain. Dans cette partie, on cherche à répondre à l'ambiguïté que nous avons rencontrée dans la partie bibliographique à propos de l'effet de la taille de grain sur la limite de fatigue des alliages d'aluminium moulés. Enfin, nous allons étudier l'interaction entre l'effet des défauts et de la microstructure sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6.

III.1 Effet des défauts de fonderie sur la limite de fatigue

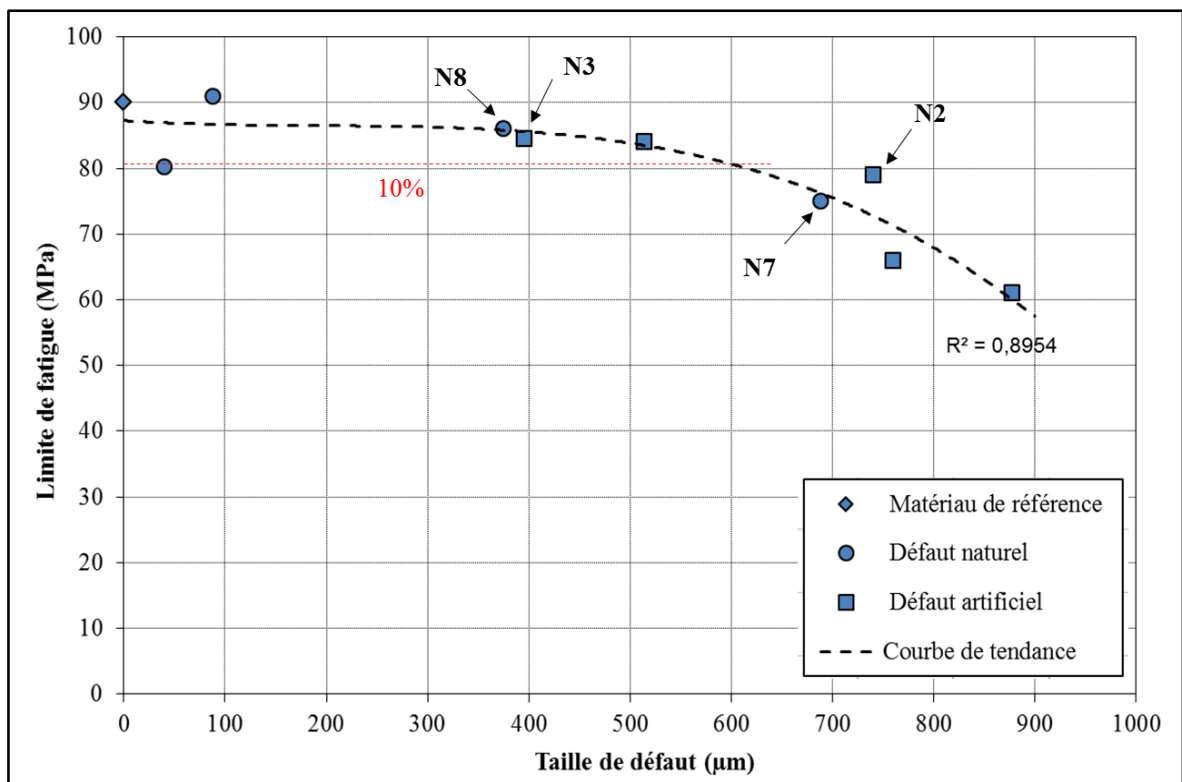
Les résultats expérimentaux de cette première partie ont été obtenus suite à des essais de fatigue en traction, torsion et traction-torsion combinées. Ces essais ont été effectués avec deux rapports de charge $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$. Ces essais sont séparés en deux: (i) les premiers essais d'endurance à grand nombre de cycles ($N=10^6$) afin d'étudier l'effet des différents paramètres tels que les défauts, la SDAS et la taille de grain (ii) les essais de suivi des fissures naturelles par la méthode des répliques pour but d'étudier les mécanismes d'endommagement par fatigue de l'alliage d'aluminium A356 dans les différents cas de chargement. On rappelle que les essais sont effectués sur des éprouvettes sans et avec défauts (naturels et/ou artificiels) issues de la coulée en V et d'une jante de voiture.

Kitagawa et Takahashi [79] ont proposé un diagramme montrant l'effet de la taille de fissure sur l'amplitude de la contrainte seuil de fissuration. Dans la suite, les résultats expérimentaux sont représentés dans un diagramme de type Kitagawa montrant l'évolution de

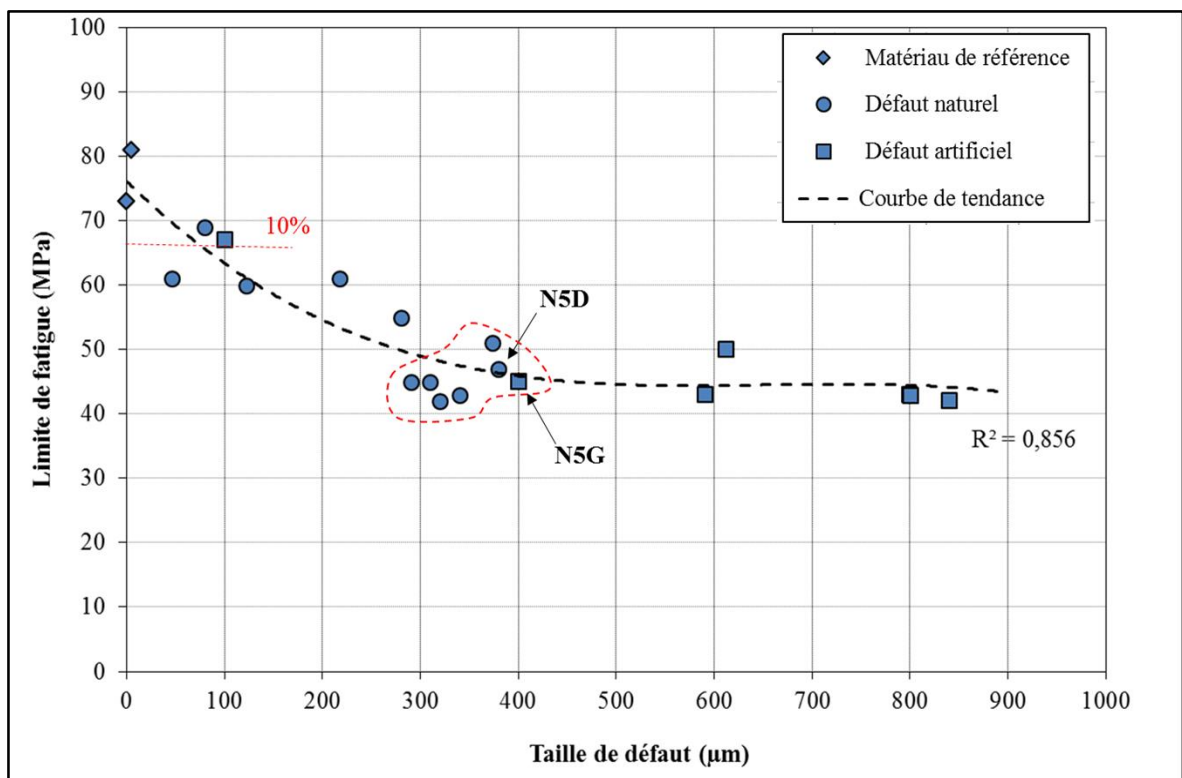
la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut pour les différents cas de sollicitation avec les deux rapports de charge $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$.

III.1.1.a Essai d'endurance en traction

Suite aux essais de fatigue en traction à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$ et après la rupture finale de chaque éprouvette, nous avons déterminé la limite de fatigue et la taille de défaut à l'origine de la rupture par la méthode décrite dans le chapitre précédent (section II.2.1). Les résultats expérimentaux sont représentés dans un diagramme de Kitagawa montrant l'évolution de l'amplitude de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut (**Figure 37**). Dans ce diagramme, nous avons tracé une courbe limite qui sépare la zone de rupture et la zone de non-rupture. Cette courbe est obtenue par un lissage des résultats expérimentaux en utilisant la méthode des moindres carrés selon une loi polynomiale. L'intérêt de ce diagramme est de mettre en œuvre l'effet des défauts sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6. Comme le montre la **Figure 37**, les essais de fatigue sont effectués sur des éprouvettes avec des défauts naturels et/ou artificiels de différentes tailles. En plus, d'autres essais ont été réalisés sur le matériau de référence sans défaut observable sur le faciès de rupture. La limite de fatigue maximale obtenue dans les diagrammes de Kitagawa correspond aux essais effectués sur le matériau de référence. Afin de déterminer la transition entre l'influence et la non influence de la taille de défaut, nous avons choisi un critère sur l'abattement de la limite de fatigue pour tous les cas de chargements étudiés. Ce critère correspond à 10% d'abattement sur la limite de fatigue maximale obtenue en absence de défaut dans les diagrammes de Kitagawa. Cette transition est définie à partir d'une taille de défaut dite taille de référence désignée par $\sqrt{aire}_{ref}$. Cette taille de référence délimite les deux zones du diagramme de Kitagawa.



(a)



(b)

Figure 37: Diagramme de Kitagawa en traction (a) $R_\sigma = -1$ (b) $R_\sigma = 0$

Les principales conclusions et interprétations déduites à partir de ces diagrammes de Kitagawa sont les suivantes :

- **Cas de traction à $R_\sigma = -1$**

A partir du diagramme de Kitagawa (**Figure 37 (a)**) en traction à $R_\sigma = -1$, on peut distinguer deux zones selon l'évolution de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut :

(i) Une première zone sous la forme de plateau où l'on remarque un très faible abattement de la limite de fatigue par rapport à celle du matériau de référence. On constate dans cette zone que l'effet de la taille de défaut est presque négligeable. Avec le critère d'abattement de la limite de fatigue maximale choisie à 10%, cette première zone est étalée jusqu'à une taille de défaut d'environ 600 μm . Cette taille correspond à la taille de défaut de référence $\sqrt{aire}_{ref}$. Cette taille que l'on a obtenue sur l'alliage A356-T6 dans ce cas est beaucoup plus importante que celle des travaux de Brochu [78] dans le même cas de chargement sur l'alliage A357 (section I.2.3.a). On peut conclure alors que $\sqrt{aire}_{ref}$ est une grandeur qui dépend du matériau et peut être du type de défaut. (ii) Dans la deuxième zone et à partir de la taille de défaut de référence, on constate une diminution de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut. L'abattement entre le matériau sain et celui en présence d'un défaut grossier (870 μm) est de l'ordre de 30%.

- **Cas de traction à $R_\sigma = 0$**

A partir du diagramme de Kitagawa en traction $R_\sigma = 0$ (**Figure 37 (b)**), contrairement à ce que nous avons obtenu en traction à $R_\sigma = -1$, le matériau est beaucoup plus sensible à la présence des défauts même de petite taille. Pour cela, nous avons constaté que le premier domaine qui correspond à 10% d'abattement de la limite de fatigue est faible par rapport à celui obtenue à $R_\sigma = -1$. La taille de défaut de référence à $R_\sigma = 0$ est estimé à 100 μm . Cependant par comparaison à ce qui a été obtenu à $R_\sigma = -1$, on peut conclure alors que $\sqrt{aire}_{ref}$ dépend aussi de la contrainte moyenne pour le même type de chargement. D'autre part, l'abattement de la limite de fatigue entre le matériau sain et celui avec le plus gros défaut (850 μm) dans le diagramme de Kitagawa est de l'ordre de 45%. Alors on peut constater que l'abattement de la limite de fatigue à $R_\sigma = 0$ est plus prononcé qu'en traction à $R_\sigma = -1$. Ceci est probablement dû à l'effet de la contrainte moyenne.

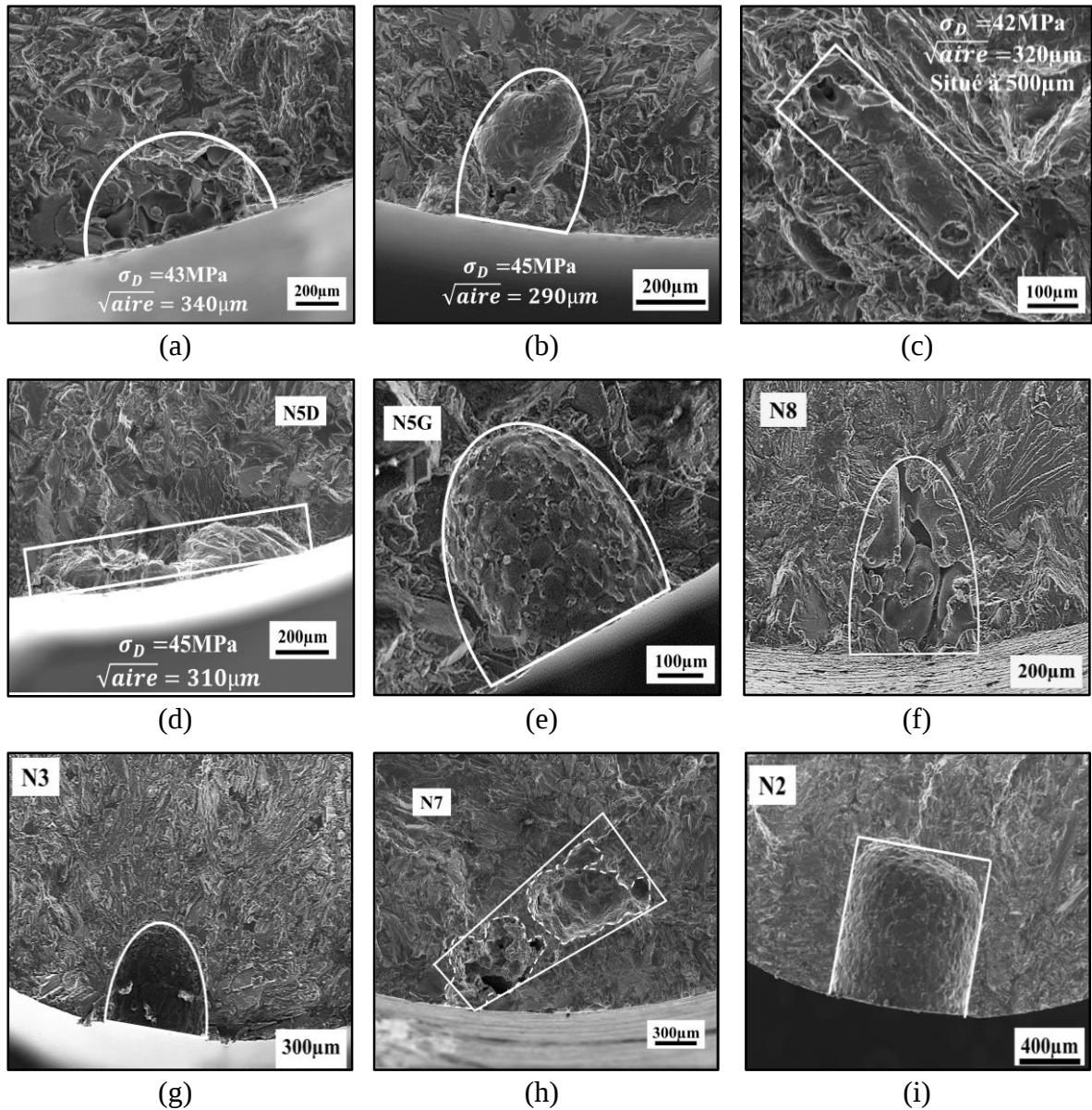


Figure 38: Différentes morphologies des défauts à l'origine de la rupture par fatigue en traction: (a-d) défauts naturels à $R_\sigma = 0$ avec $\sqrt{aire}$ entre 300 et 400 μm avec une variation de σ_{D0}^{ta} entre 42 et 47 MPa (e) défaut artificiel à $R_\sigma = 0$ avec $\sqrt{aire} = 400 \mu m$, $\sigma_{D0}^{ta} = 45 MPa$ (f) défaut naturel à $R_\sigma = -1$ $\sqrt{aire} = 372 \mu m$, $\sigma_{D-1}^{ta} = 86 MPa$ (g) défaut artificiel à $R_\sigma = -1$, $\sqrt{aire} = 395 \mu m$, $\sigma_{D-1}^{ta} = 84 MPa$ (h) deux défauts naturels à $R_\sigma = -1$, $\sqrt{aire} = 688 \mu m$, $\sigma_{D-1}^{ta} = 75 MPa$ (i) défaut artificiel à $R_\sigma = -1$, $\sqrt{aire} = 740 \mu m$, $\sigma_{D-1}^{ta} = 79 MPa$

- **Interprétations et conclusions**

Par comparaison entre les diagrammes de Kitagawa obtenus en traction pour les deux cas de charge, on constate que la sensibilité du matériau à la présence de défauts en fatigue dépend du rapport de chargement. Cette sensibilité à la taille des défauts est plus marquée à $R_\sigma = 0$.

Elle peut être liée à l'effet de la contrainte moyenne. D'autre part, la limite de fatigue du matériau sain à $R_\sigma = -1$ est supérieure à celle à $R_\sigma = 0$ ($\sigma_{D-1}^{ta}(Sain) \cong 90MPa$ et $\sigma_{D0}^{ta}(Sain) \cong 75MPa$). Ce résultat est valable en présence de défaut de taille supérieure à la taille de défaut de référence.

Dans le diagramme de Kitagawa en traction à $R_\sigma = 0$, les défauts de taille comprise entre 300 et 400 μm (7 résultats), la limite de fatigue est peu dispersée malgré la variété de la morphologie des défauts (exemple **Figure 38(a-e)**). Ceci nous amène à conclure que la morphologie de défaut ne semble pas être un paramètre de premier ordre qui affecte la limite de fatigue. De même dans le cas de traction à $R_\sigma = 0$, avec les éprouvettes N5G et N5D avec défaut artificiel et naturel respectivement ayant la même taille (**Figure 38(d-e)**), nous avons obtenu la même limite de fatigue. Alors, il semble que le défaut artificiel d'électro-érosion est représentatif de l'effet d'un défaut naturel ayant la même taille. D'autre part, la plupart des défauts naturels identifiés sur les faciès de rupture sont des défauts de surface situés à une distance inférieure à 1mm. A partir de cette constatation, il s'avère que le type et la morphologie des défauts de surface semblent avoir une influence négligeable sur la limite de fatigue. C'est plutôt le paramètre taille de défaut qui pilote la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6.

A partir du diagramme de Kitagawa en traction à $R_\sigma = -1$, la rupture des éprouvettes N3 et N8 s'est effectuée sur un défaut artificiel et sur un défaut naturel respectivement ayant presque la même taille (**Figure 38 (f-g)**). Ces deux résultats correspondent à un faible abattement de la limite de fatigue par rapport à celle du matériau sain. Ces résultats montrent que même en présence d'un défaut à l'origine de la rupture, il n'y a pas forcément un abattement de la limite de fatigue. Toujours dans le diagramme de Kitagawa à $R_\sigma = -1$, la rupture des éprouvettes N7 et N2 s'est effectuée sur un défaut naturel et un défaut artificiel respectivement ayant presque la même limite de fatigue et même taille de défaut (**Figure 38 (h-i)**). Ces résultats confirment ce qu'on vient de conclure à $R_\sigma = 0$: il semble que la morphologie et le type de défaut n'ont pas d'influence, c'est plutôt la taille de défaut qui affecte la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6. La **Figure 39** illustre un exemple d'un essai de fatigue effectué sur une éprouvette avec un défaut artificiel de 575 μm . La rupture de cette éprouvette est effectuée sur un défaut naturel de taille plus importante (688 μm). Une coupe transversale a été réalisée un peu loin du défaut artificiel afin d'arriver au plan du défaut par polissage. Le but est d'observer la structure dendritique du matériau au niveau du défaut. Sur la **Figure 39**, nous avons constaté qu'il n'y a pas une modification remarquable de la microstructure de l'alliage A356 autour du

défaut artificiel élaboré par électro-érosion. Cette constatation peut expliquer pourquoi un défaut artificiel a le même effet sur la limite de fatigue qu'un défaut naturel de même taille.

Quoique tous les essais de fatigue en traction à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$ ont été effectués sur des éprouvettes de différentes microstructures, une très faible dispersion des résultats expérimentaux a été constatée dans le diagramme de Kitagawa. A ce stade, il s'avère que dans le cas de traction et indépendamment du rapport de chargement, la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356 est contrôlée par la taille de défaut décrite par le paramètre $\sqrt{\text{aire}}$.

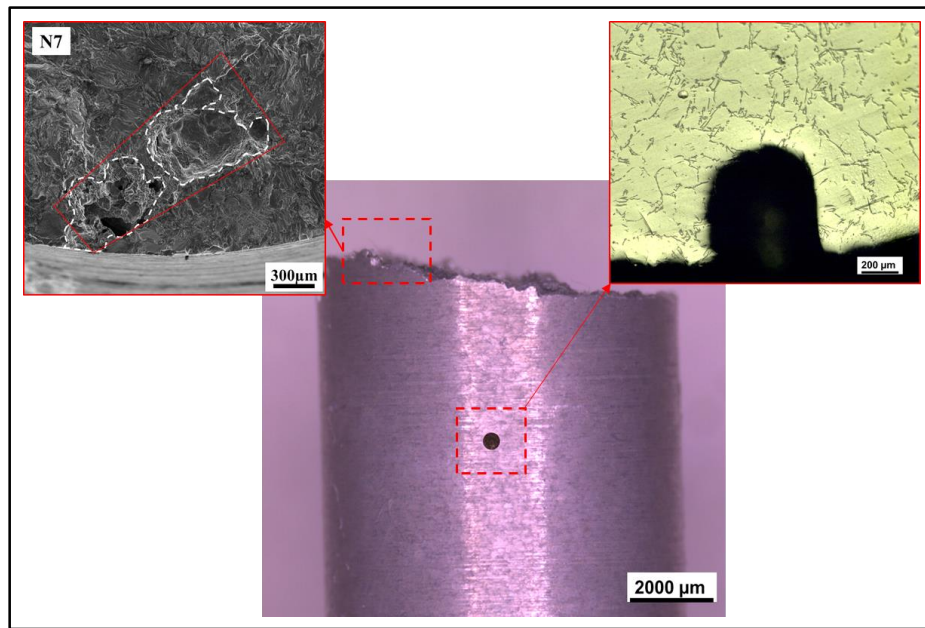


Figure 39: Rupture de l'éprouvette N7 en traction à $R_\sigma = -1$ sur un défaut naturel de taille 688μm en présence d'un défaut artificiel de taille 575μm

III.1.1.b Mécanismes d'endommagement par fatigue en traction à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$

Un des objectifs de cette étude est de mieux comprendre les mécanismes d'endommagement par fatigue de l'alliage d'aluminium A356. Dans ce but, nous allons analyser l'évolution des fissures naturelles en surface pendant un chargement en traction à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$. L'analyse est effectuée sur le matériau de référence (sain) et sur des éprouvettes avec défauts (naturels et/ou artificiels) pour les deux rapports de chargement. Le suivi des fissures en surfaces des éprouvettes a été effectué par la méthode des répliques présentée dans le chapitre précédent (Section II.1.3.b).

Dans un premier temps, deux essais de fatigue en traction $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$ ont été effectués en présence des défauts (100μm et 416μm respectivement) sur deux éprouvettes issues du premier niveau de la coulée. Les résultats à $R_\sigma = -1$ sur le défaut artificiel sont déjà présentés

dans les travaux de Roy [1]. Nous avons choisi d'effectuer ces essais sur des éprouvettes issues du premier niveau de la coulée ayant la même microstructure et pour éviter la rupture sur un défaut naturel. L'amplitude de la contrainte appliquée à $R_\sigma = 0$ est égale à 70MPa qui est proche de la limite de fatigue maximale obtenue dans le diagramme de Kitagawa. D'autre part, l'amplitude de la contrainte appliquée en traction à $R_\sigma = -1$ est égale à 90MPa. Les **Figure 40 et 40** représentent le faciès de rupture avec les répliques de suivi de fissure sur le fût de l'éprouvette dans le cas des deux rapports de chargement.

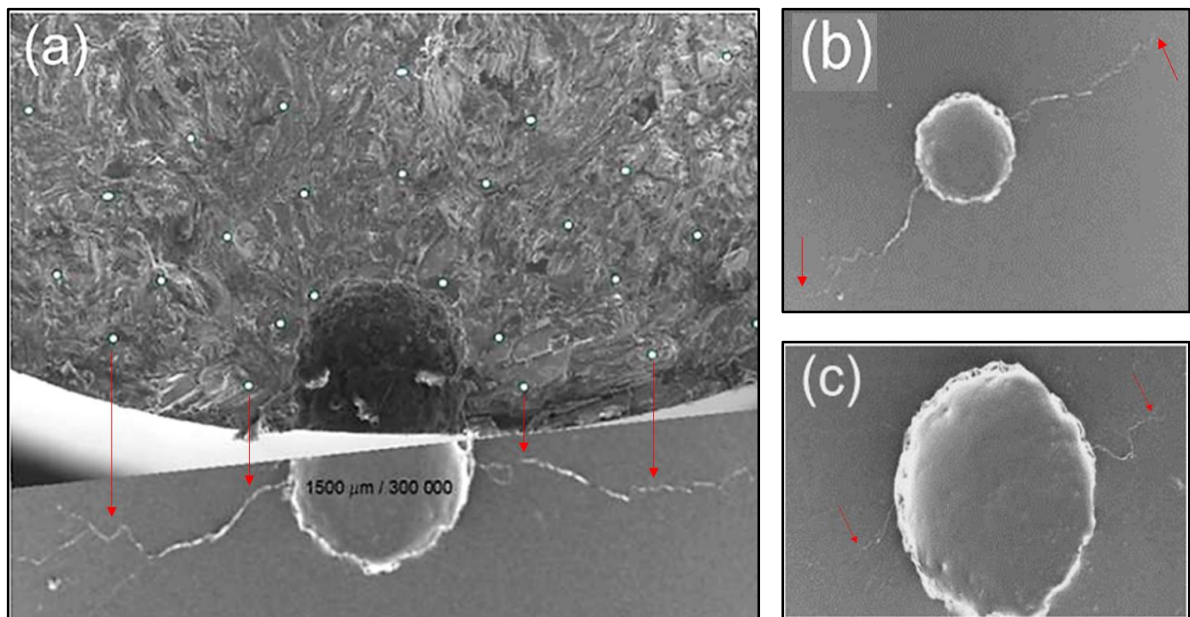


Figure 40 : Essai de fissuration à $R_\sigma = -1$, $\sigma_a = 90\text{MPa}$ (a) correspondance entre le faciès de rupture et la fissure sur la réplique (b) longueur de la fissure après 8.10^5 cycles (c) longueur de fissure après 2.10^5 cycles [1]

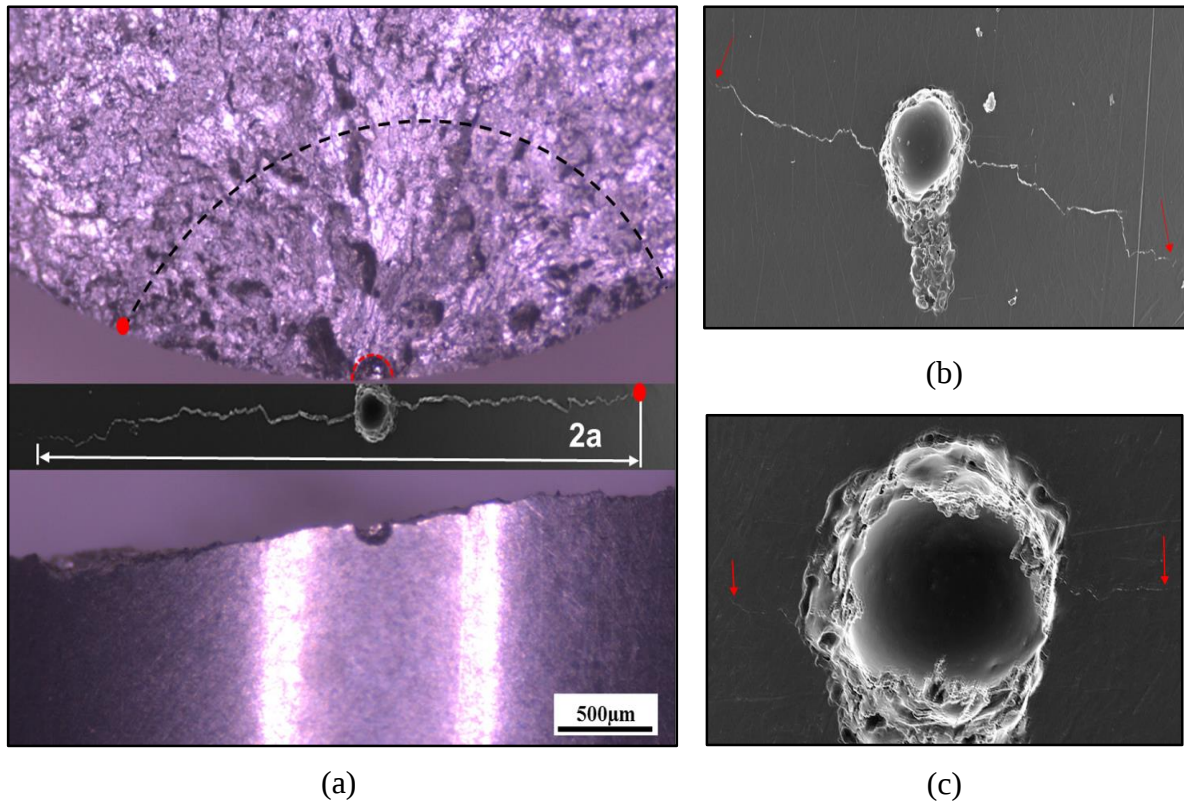


Figure 41: Essai de fissuration à $R_\sigma = 0$, $\sigma_a = 70\text{MPa}$ (a) correspondance entre le faciès de rupture et la fissure sur la réplique (b) longueur de la fissure après 8.10^5 cycles (c) longueur de fissure après 4.10^5 cycles

Un essai de suivi de fissure a été effectué sur le matériau sain à $R_\sigma = 0$ pour une amplitude de contrainte égale à 80MPa . L'intérêt de cet essai est de comparer le comportement du matériau sans et avec défaut. La **Figure 41** montre l'évolution d'une fissure par la méthode des répliques dans un essai de traction à $R_\sigma = 0$. Nous avons constaté à partir de l'observation du faciès de rupture que la zone d'amorçage et de propagation de fissure contiennent quelques facettes lisses. Souvent, on associe ces facettes à la cristallographie du matériau. D'autre part, aucun défaut n'a été détecté à l'origine de la rupture. L'observation des facettes cristallographiques, nous inspire que l'amorçage de fissure s'est effectué à partir de la microstructure du matériau. Dans la **Figure 42(d)**, l'amorçage de fissure s'est effectué sur 3 plans parallèles correspondant au premier stade de propagation dans le matériau sain. Au cours du chargement cyclique, ces fissures se rejoignent pour former la fissure principale. La distance entre ces plans correspond à la distance inter-dendritique secondaire du matériau de référence. Cela nous a inspiré que l'amorçage de fissure s'est effectué à partir des particules de Si dans les bras dendritiques de la structure de l'alliage d'aluminium A356-T6.

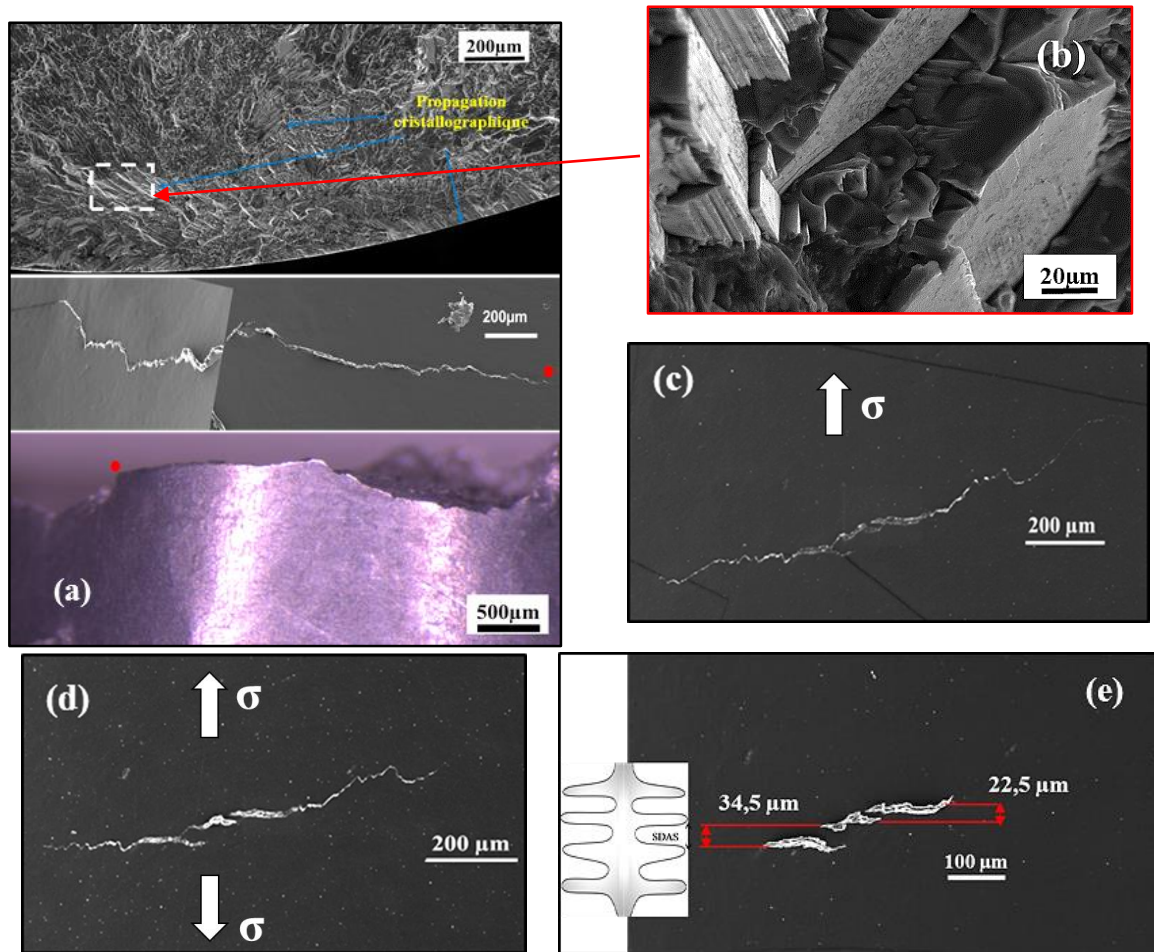


Figure 42: Suivi de fissure naturelle en traction à $R_\sigma = 0$ dans le matériau de référence, $\sigma_a = 80 \text{ MPa}$ (a) correspondance entre le faciès de rupture et la fissure principale sur la réplique (b) propagation cristallographique de la fissure principale (c) longueur de la fissure (2a) après 710^5 cycles (d) 2a après 510^5 cycles (e) 2a après 10^5 cycles

A partir des essais de suivi des fissures naturelles, la durée de vie en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6 à 10^6 cycles est dominée par la phase de propagation (environ 90% de la durée de vie). L'allure générale des fissures observées en traction est principalement perpendiculaire à la direction de la contrainte principale en traction. Mais à partir de ce suivi, des fluctuations du chemin de propagation des fissures ont été constatés. Malgré ces fluctuations, la propagation des fissures continue dans le plan perpendiculaire à la direction de chargement. Selon l'étude bibliographique, ces fluctuations peuvent être dues à des barrières microstructurales telle que les joints des grains et/ou la structure dendritique. Une étude sur l'influence de la microstructure sera faite plus tard afin de caractériser l'effet de chaque paramètre de la microstructure (taille de grain/SDAS).

Afin d'étudier l'évolution des fissures et déterminer la loi de propagation dans chaque cas, nous avons rapporté l'évolution de la longueur de fissure en fonction de nombre de cycles ($2a=f(N)$). La longueur de fissure est recueillie en surface par des mesures sur les répliques en remontant à l'historique durant l'essai, comme le montre la **Figure 41**. Pour les deux rapports de chargement, l'évolution de la longueur de fissure en fonction de nombre de cycles ($2a=f(N)$) est interpolée par une équation polynomiale.

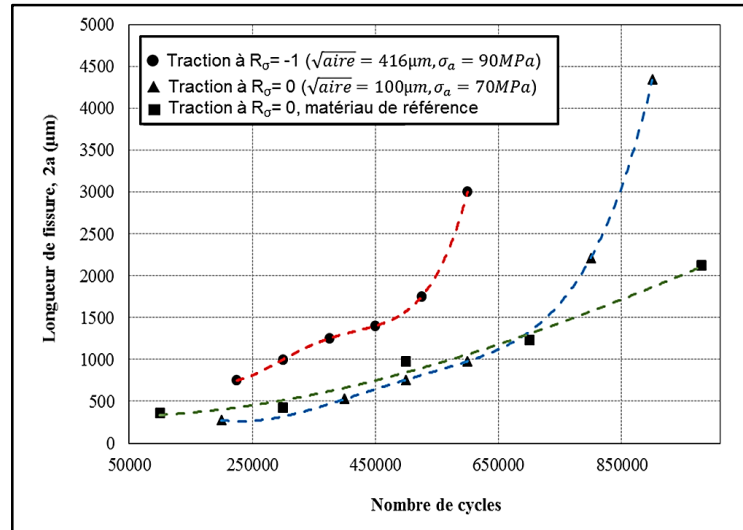


Figure 43: Evolution de la longueur de fissure en fonction de nombre de cycle pour les différents cas en traction

L'évolution de la longueur des fissures ($2a$) en fonction du nombre de cycles est donnée dans la **Figure 43**. Ces résultats sont obtenus pour les deux rapports de chargement $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$ pour le matériau sans et à défaut. A $R_\sigma = 0$, l'évolution de la fissure dans le matériau sain et à défaut est typiquement identique durant 2/3 de la durée de vie.

En dérivant l'équation d'interpolation de $2a=f(N)$ par rapport à N dans chaque cas, on a tracé la vitesse de fissuration da/dN (m/cycle) en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK (en $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$). Ce facteur est calculé à partir de l'approche de mécanique de la rupture en élasticité linéaire décrite dans la section I.1.3.b donné par l'expression suivante :

$$\Delta K = Y \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \quad (\text{III.1})$$

Le facteur de forme de la fissure Y pour une éprouvette de diamètre D est donné par l'expression suivante [95] :

$$Y = \frac{2}{\pi} + 0,986 \left(\frac{a}{D} \right) - 1,357 \left(\frac{a}{D} \right)^2 + 4,172 \left(\frac{a}{D} \right)^3 \quad (\text{III.2})$$

Carpinteri et al [95] ont montré que la forme du front de fissure impacte fortement sur le facteur de forme Y. Dans les essais de suivi de fissure en traction, nous n'avons pas identifié des marquages qui donnent la morphologie de front de fissure pour les petits, moyennes et les longues fissures. D'autre part, dans ces essais de fatigue en traction, la géométrie du front de fissure est semi-circulaire. Alors, comme nous n'avons pas la connaissance expérimentale sur l'évolution du front de fissure durant l'essai de fatigue, on suppose que son évolution est semi circulaire et que le facteur de forme Y est égal à 0,636. A $R_\sigma = -1$, pour calculer $\Delta\sigma$ dans l'expression de ΔK , nous avons considéré que la partie positive du cycle qui sert à propager la fissure dans son domaine plastique. Par contre, la partie négative n'est pas considéré dans le calcul de ΔK à $R_\sigma = -1$ associée à la fermeture de fissure. A $R_\sigma = 0$, comme la charge est toujours positive alors nous avons considéré que tout le cycle est efficace pour faire propager la fissure.

Par la suite, à partir de la courbe $da/dN = f(\Delta K)$, les paramètres de la loi de propagation ont été identifiés dans le domaine linéaire décrit par la loi de Paris donnée par l'équation suivante :

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \quad (\text{III.3})$$

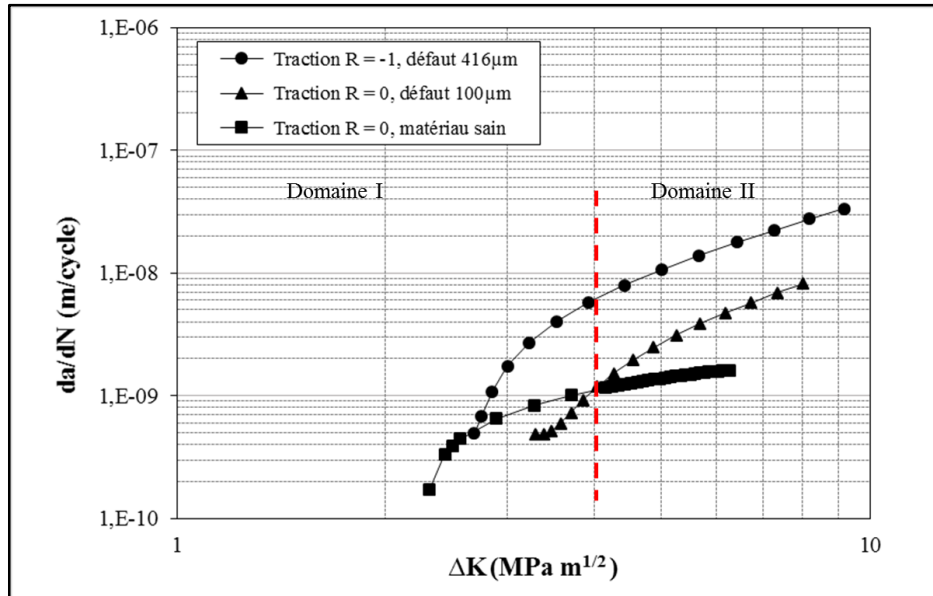


Figure 44: Courbe de fissuration des fissures naturelles dans l'alliage d'aluminium A356 en traction à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$ sans et avec défaut

La **Figure 44** illustre la variation de la vitesse de propagation de fissures naturelles pour les différents cas d'étude. La comparaison entre les résultats obtenus à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$ avec défaut et ayant la même microstructure montre un écart des cinétiques de propagation des fissures dans la partie linéaire du diagramme (domaine II). Cet écart est due au niveau de la contrainte appliquée pour ces deux cas de chargement (80MPa à $R_\sigma = -1$ et 70MPa à $R_\sigma = 0$). D'autre part et toujours dans le domaine linéaire, différentes vitesses de propagation ont été obtenues pour le même rapport de charge ($R_\sigma = 0$) entre le matériau à défaut et le matériau sain. Dans la littérature, Murakami a montré dans ses travaux [96] que la présence d'un défaut n'a pas d'influence remarquable sur les cinétiques de croissance des fissures naturelles. Cela peut être expliqué par le fait que pendant le premier stade de propagation, la fissure est perturbée par la zone de concentration de contrainte à proximité du défaut. En effet, comme montré par Nadot dans ses travaux de thèse [97], le facteur d'intensité de contrainte ΔK doit être calculé loin du défaut (à deux fois le rayon du défaut). Ce qui nous amène à déduire que la différence de vitesse de propagation à $R_\sigma = 0$ entre le matériau sans et avec défaut n'est pas fortement liée à la présence du défaut. Nous pouvons spéculer cette différence aux hypothèses tel que le facteur de forme Y dans l'expression de ΔK . D'autre part, les essais de suivi de fissure à $R_\sigma = 0$ ont été effectués sur deux éprouvettes avec différentes microstructures (SDAS et taille de grain). Donc la différence entre les vitesses de propagation pour le même rapport de chargement peut être due à l'effet de la microstructure. Il semble que ce paramètre peut jouer le rôle d'une barrière microstructurale devant la propagation des fissures dans l'alliage d'aluminium A356-T6. Le **Tableau 5** présente les différents paramètres dans les essais de traction. Les paramètres de la loi de Paris sont déterminés à partir du domaine linéaire de la courbe $da/dN = f(\Delta K)$.

R_σ	$\sqrt{aire}$ (μm)	σ_a (MPa)	m	C
0	100	70	1,6	3.10^{-9}
-1	416	80	1,7	2.10^{-9}
0	Matériau sain	90	0.81	4.10^{-9}

Tableau 5: Les paramètres de l'essai de fissuration en traction pour les deux rapports de chargement $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$ avec et sans défaut

III.1.1.c Synthèse sur les essais de traction à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$

Les essais de fatigue en traction pour les deux rapports de charge ainsi que les observations microscopiques montrent que la limite de fatigue est plus sensible à la taille du

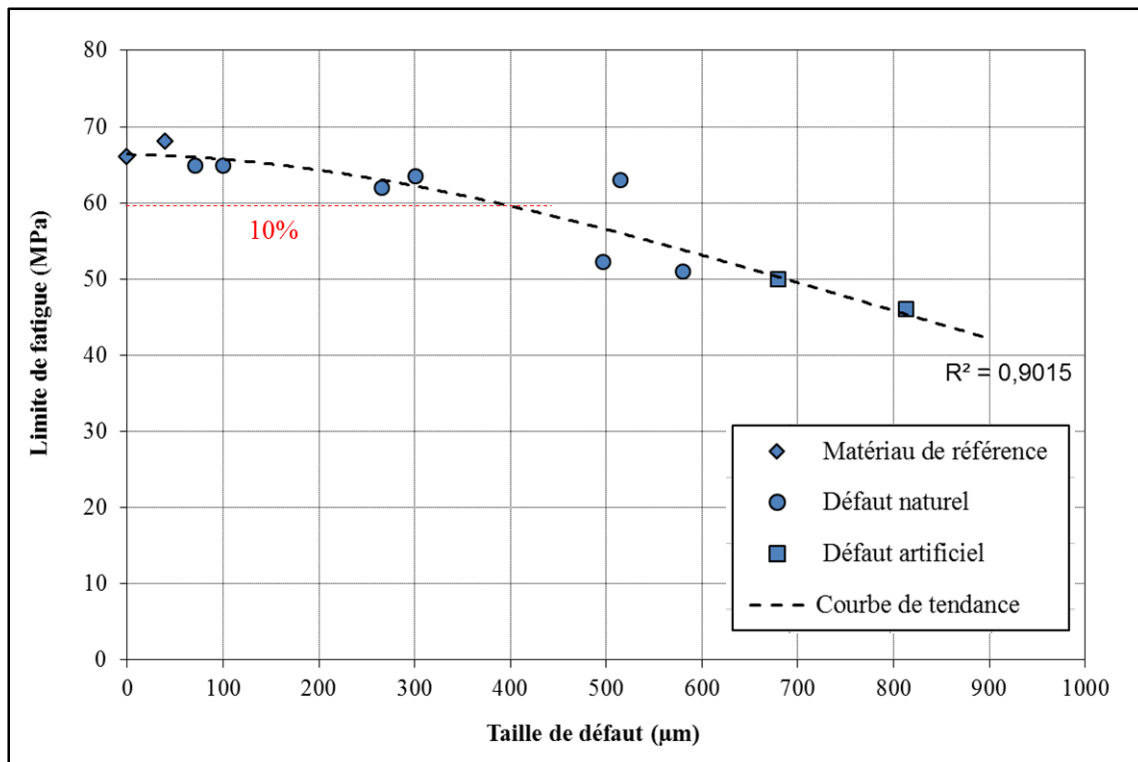
défaut qu'à son type ou à sa morphologie. D'autre part, la taille de défaut admissible à partir duquel un abattement de la limite de fatigue est obtenu, dépend fortement de la contrainte moyenne. A $R_\sigma = 0$, la présence de défaut a un impact plus important que à $R_\sigma = -1$. En effet, en traction, le caractère nocif de la taille du défaut dépend aussi de la contrainte moyenne. Quant à l'effet de la position du défaut par rapport à la surface, tous les résultats expérimentaux avec des défauts naturels ont été obtenus sur des défauts de surface ($<1\text{mm}$). Donc, en traction il semble que les défauts de surface sont plus nocifs à 10^6 cycles car aucun amorçage de fissure n'a été observé à partir d'un défaut interne.

Des essais de suivi des fissures naturelles ont été effectués à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$ sur des éprouvettes sans et avec défaut. Il a été constaté qu'environ 90% de la durée de vie en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6 à 10^6 cycles est dominée par la phase de propagation. Suite à des essais sur des éprouvettes ayant la même microstructure et pour deux rapports de charge différents, la contrainte moyenne ne présente pas d'impact sur la vitesse de propagation. Par contre, pour le même rapport avec deux microstructures différentes, une variation de vitesse de propagation a été constatée. Ceci nous mène à soupçonner que la microstructure joue un rôle d'une barrière pour la propagation des fissures. L'effet de la microstructure sera complété ultérieurement pour conclure définitivement sur la sensibilité du matériau à la microstructure en fatigue notamment le lien entre la microstructure et les défauts. Comme dans le cas de traction, dans la suite nous allons faire la même démarche pour des essais de fatigue en torsion et en traction-torsion combinées.

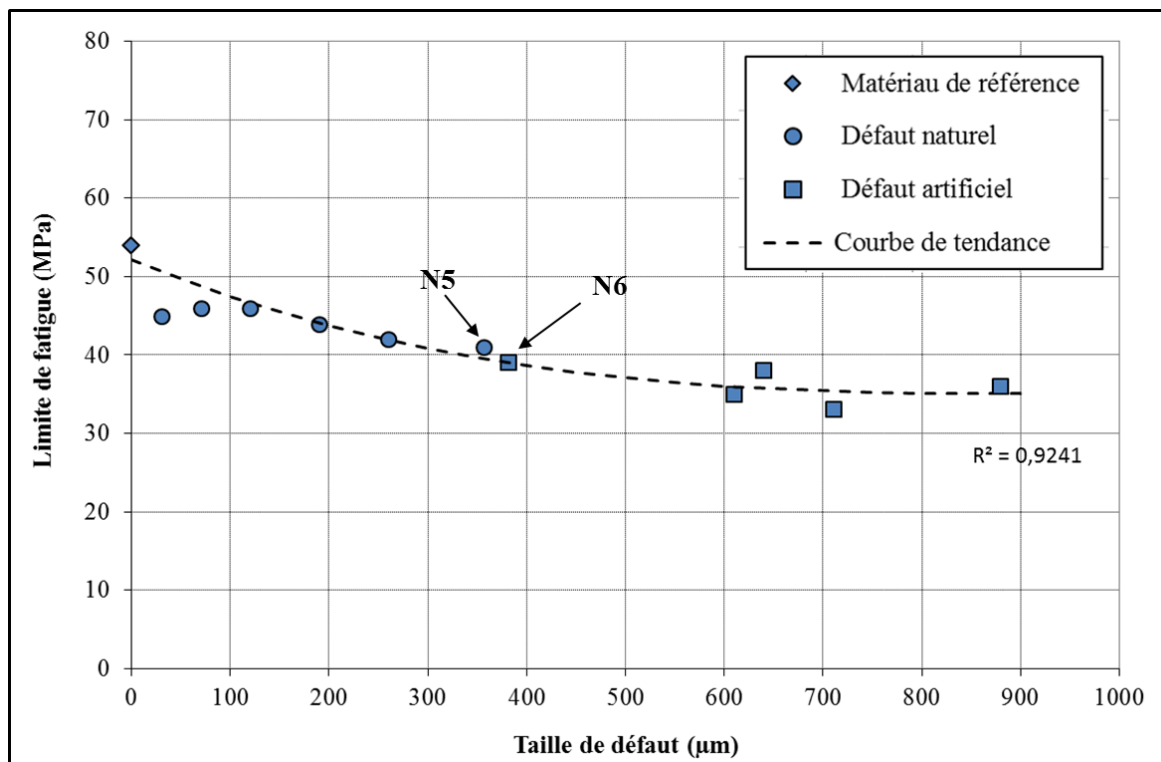
III.1.2 Cas de chargement en traction-torsion combinées à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$

III.1.2.a Essai de fatigue en traction-Torsion

Dans cette partie, nous allons présenter les essais de fatigue effectués en traction-torsion combinées avec $\sigma = \tau$. Toujours dans le but d'étudier l'effet des défauts, ces essais ont été effectués sur des éprouvettes sans et avec défaut (naturel et/ou artificiel). Suite aux essais de fatigue et après la rupture, nous avons déterminé la limite de fatigue associée à chaque éprouvette et la taille de défaut sur les faciès de rupture. Ensuite, les résultats sont présentés dans un diagramme de Kitagawa pour chaque rapport de chargement (**Figure 45**).



(a)



(b)

Figure 45: Diagramme de Kitagawa en traction- torsion combinées avec $\sigma = \tau$ (a) à $R_\sigma = -1$

(b) à $R_\sigma = 0$

Dans les diagrammes de Kitagawa en traction-torsion, nous avons utilisé les points expérimentaux pour tracer la courbe de tendance en utilisant la méthode des moindres carrés selon une loi polynomiale. Comme en traction, pour déterminer la taille de défaut de référence on a utilisé un abattement de 10% de la limite de fatigue du matériau sain. Par comparaison avec ce que l'on a déjà vu en traction, on constate que dans ce cas, l'effet de la taille de défaut sur la limite de fatigue est moins marqué.

- **Cas de traction-torsion à $R_\sigma = -1$**

A partir du diagramme de Kitagawa à $R_\sigma = -1$ (**Figure 45a**), nous avons distingué deux zones selon l'abattement de la limite de fatigue avec la taille de défaut: (i) Cette première zone est étalée jusqu'à la taille de défaut de référence ($\sqrt{aire_{ref}}$). Cette taille correspond dans ce cas de chargement à 300µm environ. Jusqu'à cette taille, un faible abattement de la limite de fatigue avec la taille de défaut est observé. Dans ce domaine, la limite de fatigue varie entre 68MPa et 61MPa entre le matériau de référence (sain) et le matériau avec défaut. Cette variation de 7MPa peut être expliquée par le fait qu'un défaut de taille inférieure à la taille de référence présente une influence négligeable sur la limite de fatigue. (ii) à partir de la taille de référence, on définit la deuxième zone du diagramme de Kitagawa. Dans cette zone la taille de défaut semble avoir un effet remarquable sur la limite de fatigue. L'abattement sur la limite de fatigue entre le matériau sain et avec défaut de 800µm environ est de l'ordre de 30% (de 67MPa à 47MPa respectivement). Le taux d'abattement de la limite de fatigue obtenu dans ce cas d'étude correspond à celui que l'on vient de le déterminer en traction à $R_\sigma = -1$.

- **Cas de traction-torsion à $R_\sigma = 0$**

Comme dans le cas de traction à $R_\sigma = 0$, nous avons constaté qu'en traction-torsion combinées à $R_\sigma = 0$, le matériau est sensible à la présence des petits défauts. A partir du diagramme de Kitagawa (**Figure 45(b)**), l'abattement de la limite de fatigue est progressif en fonction de la taille de défaut. Contrairement à $R_\sigma = -1$, la taille de défaut de référence obtenue pour un abattement de 10% de la limite de fatigue du matériau est faible (100µm). Cette taille est similaire à celle obtenue en traction à $R_\sigma = 0$. La rupture des éprouvettes N6 et N5 (**Figure 46**) présentées dans le diagramme de Kitagawa s'est effectué sur un défaut artificiel et naturel. La taille de défaut à l'origine de la rupture et la limite de fatigue correspondant à ces deux éprouvettes sont très proches: ($\sigma_{D0}^{Ta-To}(\sqrt{aire} = 382) = 39\text{MPa}$, $\sigma_{D0}^{Ta-To}(\sqrt{aire} = 356) = 41\text{MPa}$). Ces résultats renforcent ce que nous avons pu constater en traction: la morphologie et le type de défaut n'ont pas d'influence remarquable sur la limite de fatigue de l'alliage

d'aluminium A356-T6. La limite de fatigue entre le matériau sain et avec défaut de 800 μ m décroît de 52MPa à 36MPa respectivement. Le taux de l'abatement sur la limite de fatigue est de l'ordre de 31% qui est similaire à ce qui a été obtenue à $R_\sigma = -1$.

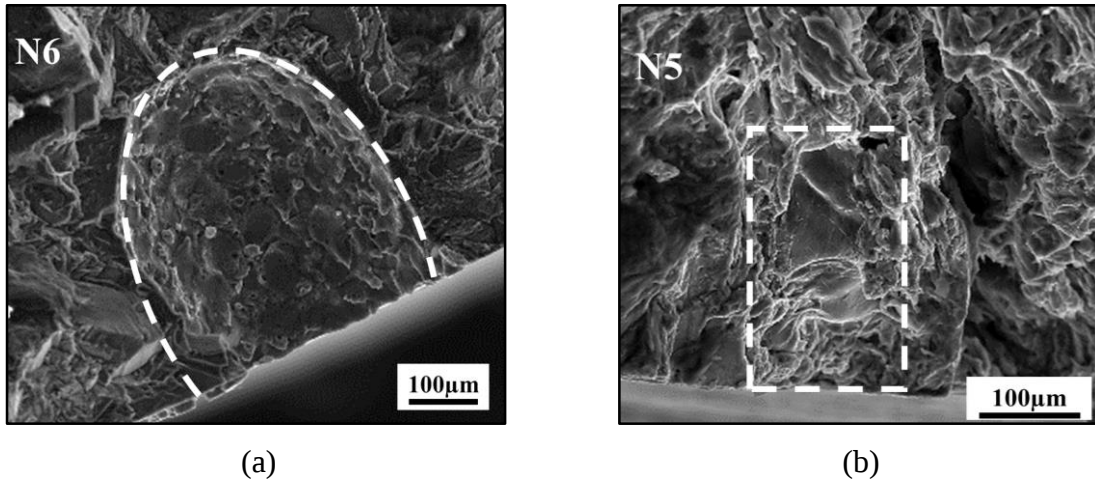


Figure 46: Différentes morphologies et types de défauts à l'origine de la rupture par fatigue en traction-torsion à $R_\sigma = 0$ (a) défaut artificiel, $\sqrt{aire} = 381\mu m$, $\sigma_D = 39MPa$ (b) défaut naturel, $\sqrt{aire} = 356\mu m$, $\sigma_D = 41MPa$

- **Interprétations et conclusions**

Par comparaison entre les diagrammes de Kitagawa obtenus en traction-torsion combinées pour les deux cas de charge, comme dans le cas de traction, la sensibilité du matériau à la présence de défauts dépend clairement du rapport de chargement. Ainsi, la sensibilité à la taille des défauts est plus marquée à $R_\sigma = 0$ pour les petits défauts. La sensibilité à la taille de défaut varie avec le rapport de charge. Cette variation peut être due à la contrainte maximale appliquée qui est plus importante à $R_\sigma = 0$. Dans ce cas, le niveau de contrainte locale au point chaud du défaut est plus élevé à $R_\sigma = 0$. Par ailleurs, la limite de fatigue du matériau sain à $R_\sigma = -1$ est supérieure à celle obtenue à $R_\sigma = 0$ ($\sigma_{D-1}^{ta-to}(Sain) = 67MPa$ et $\sigma_{D0}^{ta-to}(Sain) = 53MPa$). Même en absence d'un défaut à l'origine de la rupture, Gao [19] a montré que la phase eutectique de l'alliage d'aluminium A356-T6 augmente aussi le niveau de contrainte locale avec des déformations localisées autour des particules de silicium. Donc, avec un niveau de contrainte maximale plus élevé à $R_\sigma = 0$, la contrainte locale dans l'eutectique est plus importante que celle à $R_\sigma = -1$. Ceci peut expliquer la différence entre les limites de fatigue du matériau sain pour les deux rapports de chargement.

Par comparaison, entre les résultats de traction à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$, il est clair que la contrainte moyenne présente un effet sur la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356-

T6. En plus, le taux d'abattement de la limite de fatigue obtenu entre le matériau sain et le matériau à défaut avec un gros défaut (800 μ m) est presque le même pour les deux cas de chargement (31%). Ce qui nous mène à déduire que l'effet des gros défauts sur le taux de décroissance de la limite de fatigue est indépendant du rapport de chargement.

A partir des résultats expérimentaux obtenus en traction-torsion pour les deux rapports de charge, il s'avère que le type et la morphologie du défaut n'ont pas une influence particulière sur la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6. Il semble que la taille de défaut est le paramètre principal qui affecte la limite de fatigue en traction-torsion. Mais la sensibilité du matériau à la présence d'un défaut dépend du rapport de chargement.

III.1.2.b Mécanismes d'endommagement par fatigue de l'alliage A356 en traction-torsion combinées à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$

Comme dans le cas de traction, la méthode des répliques a été utilisée pour suivre l'évolution de la taille de fissure dans des essais de traction-torsion combinées à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$. Les essais de suivi de fissure naturelle à $R_\sigma = 0$ ont été effectués sur le matériau de référence avec une contrainte d'amplitude $\sigma_a = 60\text{MPa}$. Par contre, à $R_\sigma = -1$, l'essai est effectué sur une éprouvette issue du niveau supérieur de la coulée (N8). Nous rappelons que ce niveau correspond à une SDAS grossière, faible taille de grain avec une taille et une population de défaut élevée. Les résultats expérimentaux présentés à $R_\sigma = -1$ sont issus des travaux de Roy [1] sur la même coulée à une amplitude de 65MPa. Dans les travaux de Roy à $R_\sigma = -1$, plusieurs fissures ont été localisées sur les répliques. Pour la suite, on va s'intéresser qu'à l'évolution de la fissure principale conduisant à la rupture (**Figure 47**). Dans cet essai de suivi de fissure naturelle à $R_\sigma = -1$, un défaut de type porosité ayant une taille de 300 μ m était à l'origine de la rupture (**Figure 47(c)**). Dans ce cas, l'amorçage et la propagation de fissure se sont effectués dans le plan de contrainte normale maximale en mode I comme le montre la **Figure 47(a)**.

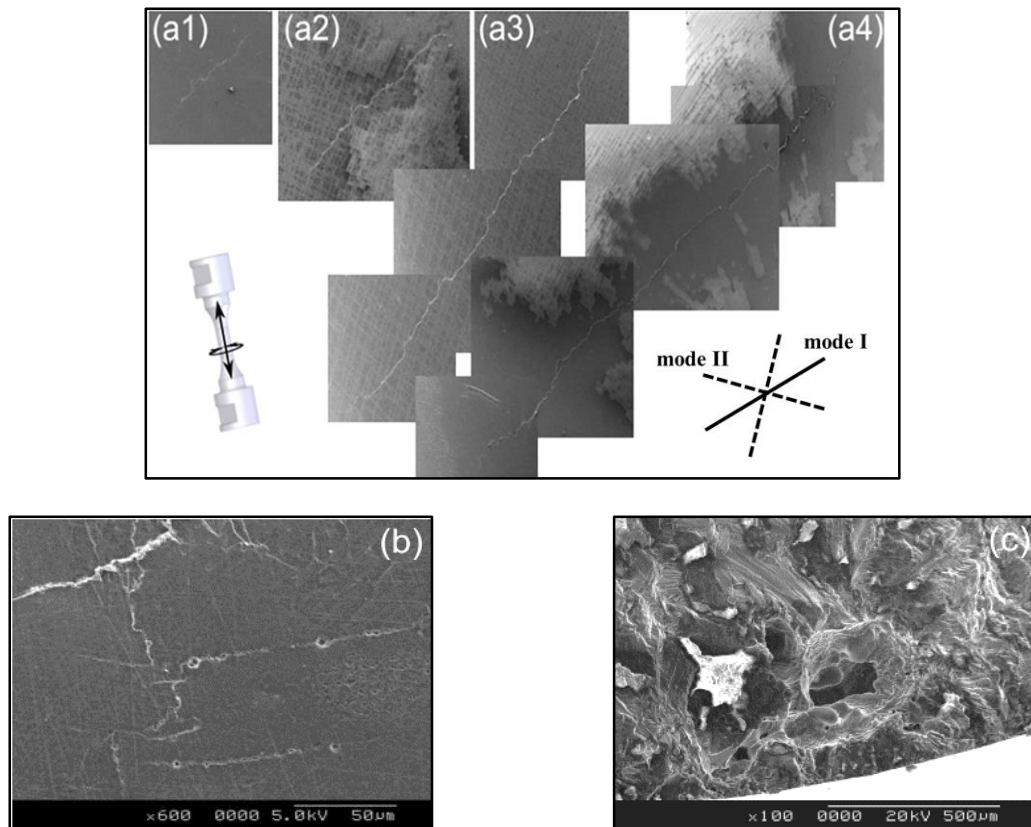


Figure 47 : Suivi en surface de fissure principale dans un essai de traction-torsion combinées à $R_\sigma = -1$ (a1) $N=225000$ cycles (a2) $N=375000$ cycles (a3) $N=375000$ cycles (a4) $N=875000$ cycles (b) zone d'amorçage (c) observation du défaut naturel à l'origine de la rupture dans la zone d'amorçage Roy [1]

Dans l'essai de suivi de fissure à $R_\sigma = 0$ sur le matériau sain, nous avons constaté que l'amorçage de fissure s'est effectué sur le plan perpendiculaire à l'axe de l'éprouvette. Ce plan correspond au mode I. Suite à l'amorçage, la fissure se propage dans un plan proche du mode I pour atteindre une longueur de $200\mu\text{m}$. Ensuite, la fissure se propage en mode II jusqu'à la rupture finale (**Figure 48**). Le mode de propagation de fissure observé à $R_\sigma = 0$ dans ce cas est différent à ce qui a été observé dans la plupart des essais de fatigue en traction-torsion combinées. Comme nous avons montré dans le deuxième chapitre, en traction-torsion, la rupture par fatigue des éprouvettes sans et avec défaut s'est effectuée en mode I. L'observation de la zone de fatigue du matériau sain montre des facettes lisses cristallographiques. La **Figure 48(a)** montre que ces facettes contiennent des bras dendritiques secondaires avec décohésion des particules de silicium. Cette décohésion peut être à l'origine de l'amorçage de la fissure principale.

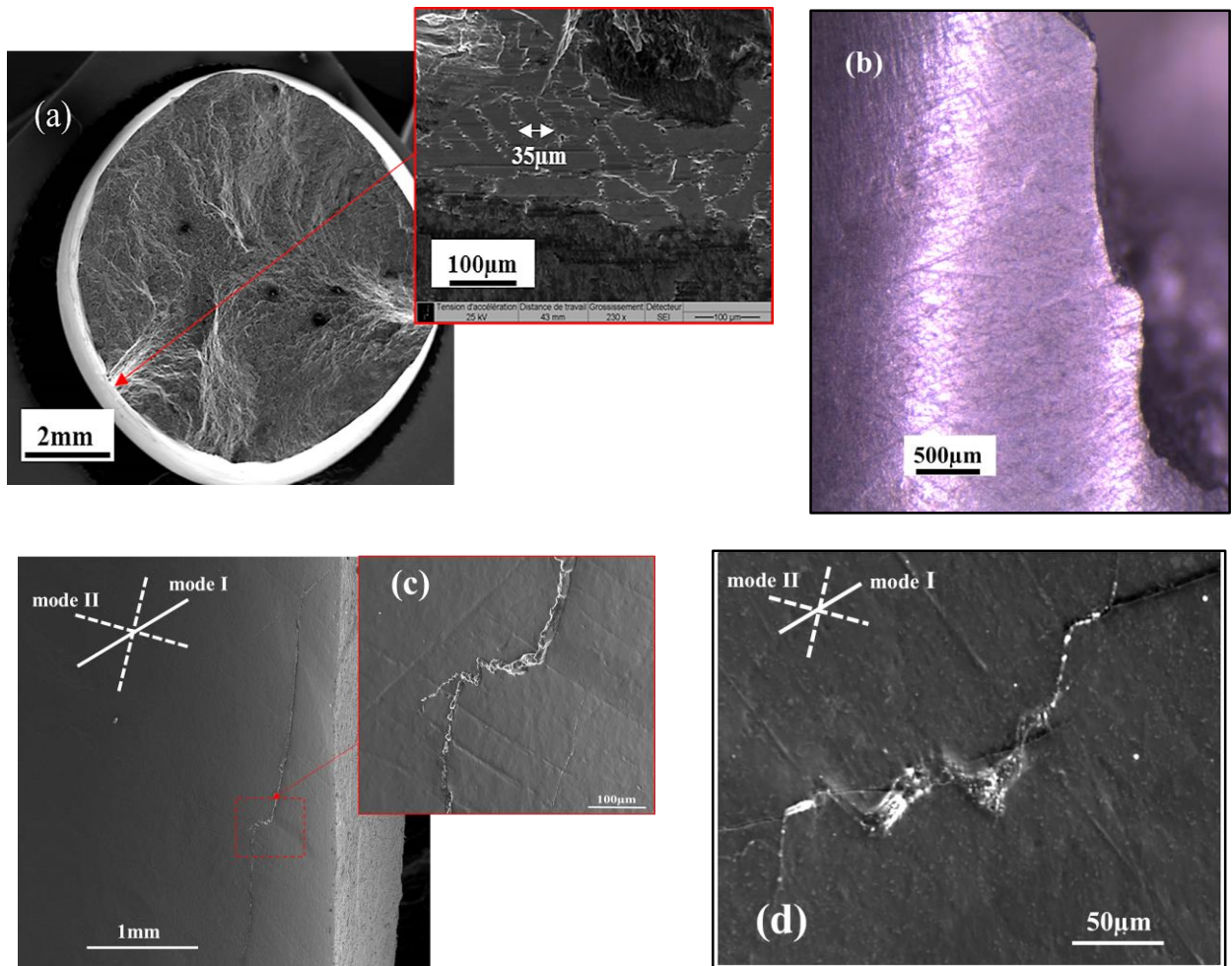


Figure 48: Suivi de fissure naturelle en surface en traction-torsion combinées à $R_\sigma = 0$ (a) observation de la zone d'amorçage sur le faciès de rupture (b) fût de l'éprouvette après rupture (c) à $N=9.10^5$ cycles (d) à $N=10^5$ cycles

Suite à l'essai de traction-torsion à $R_\sigma = 0$, après 10^5 cycles, nous avons obtenu une fissure d'environ $300\mu\text{m}$. Ceci implique que l'amorçage est effectué dans les premiers cycles de la durée de vie. D'autre part, à $R_\sigma = -1$ et après 175000 cycles, une fissure principale ayant une longueur de $800\mu\text{m}$ environ a été obtenue. Cela confirme ce que nous avons conclu à partir des essais de suivi de fissure en traction: la durée de vie en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6 à 10^6 cycles est dominée par la phase de propagation.

La longueur de fissure est recueillie par des mesures directes sur les répliques en remontant à l'historique de l'essai. Par la suite, l'évolution de la longueur de fissure ($2a$) en fonction de la durée de vie en fatigue est rapportée dans un diagramme $2a=f(N)$, comme le montre la **Figure 49**. L'évolution de la longueur de fissure peut être interpolée de façon raisonnable par une fonction polynomiale pour les deux rapports de chargement. Comme dans le cas de fatigue en traction, nous avons identifié les paramètres de la loi de Paris à partir des

courbes $da/dN = f(\Delta K)$. Dans ce cas d'étude, dans certaines éprouvettes, la forme de front de fissure obtenue est semi-circulaire sur les faciès de rupture. Dans ces essais de fatigue on n'a pas la connaissance expérimentale sur l'évolution de la forme de front de fissure durant l'essai de fatigue, comme le front de fissure est semi-circulaire, donc on va prendre $Y = 0,636$ quelle que soit la profondeur de fissure. D'autre part, afin de calculer la variation du facteur d'intensité de contrainte ΔK , nous avons utilisé la contrainte principale maximale associée au tenseur de l'essai de traction-torsion combinées avec $\sigma = \tau$. Cette contrainte est donnée par l'expression suivante :

$$\sigma_I = \frac{1 + \sqrt{5}}{2} \times \sigma \quad (\text{III.4})$$

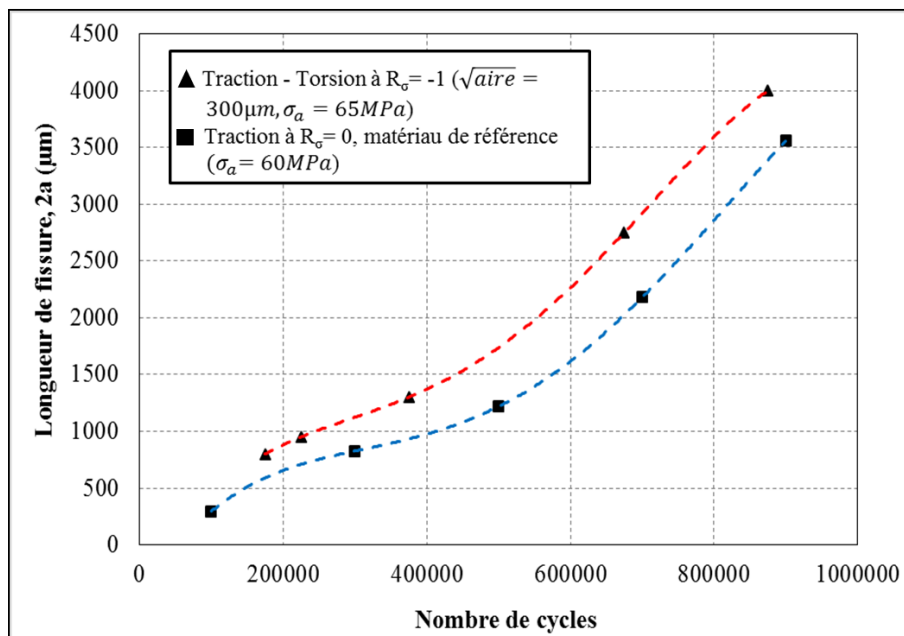


Figure 49: Evolution de la longueur de fissure en fonction de nombre de cycle en traction-torsion combinées à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$

La **Figure 50** illustre les différentes vitesses de propagation des fissures naturelles pour les deux rapports de chargement $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$. Il apparaît que la contrainte moyenne a un effet sur la vitesse de propagation des fissures. Par contre, il faut rappeler que ces essais ont été effectués sur des éprouvettes avec deux microstructures différentes (matériau de référence: $SDAS=36\mu m$, taille de grain=2000-2100 μm ; matériau à défaut «N8»: $SDAS=72\mu m$, taille de grain= 100-200 μm). Comme dans le cas de traction, il semble que la microstructure peut aussi avoir un effet sur la vitesse de propagation. Alors la différence entre ces vitesses peut être due à une combinaison entre l'effet de la contrainte moyenne et de la microstructure.

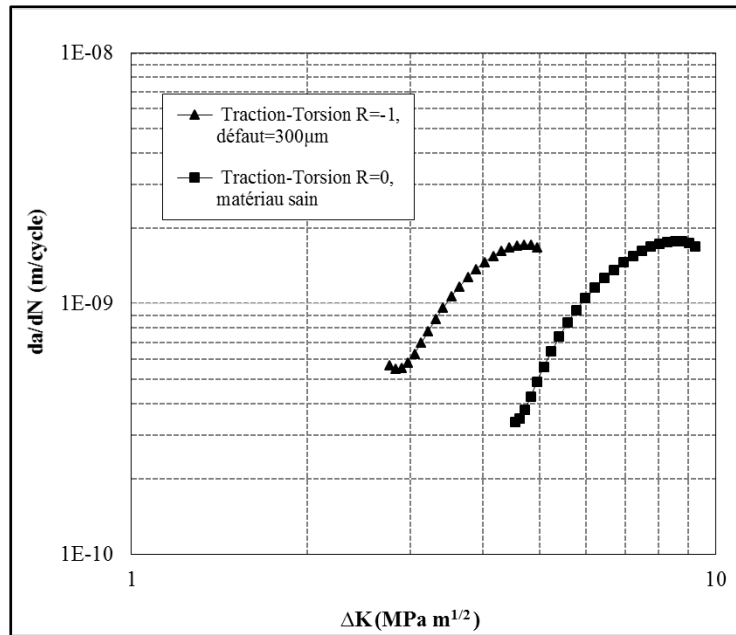


Figure 50: Courbe de fissuration de l'alliage d'aluminium A356 en traction-torsion combinées à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$ pour le matériau sain et avec défaut

Le **Tableau 6** résume les différents paramètres de la loi de propagation en traction-torsion combinées selon la loi de Paris.

Rapport de chargement	Taille du défaut (μm)	Amplitude la contrainte appliquée (MPa)	m	C
$R_\sigma = -1$	300	65	2	4.10^{-10}
$R_\sigma = 0$	Matériau sain	60	1,8	2.10^{-10}

Tableau 6 : Les paramètres de l'essai de fissuration en traction-torsion combinées pour les deux rapports de chargement $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$

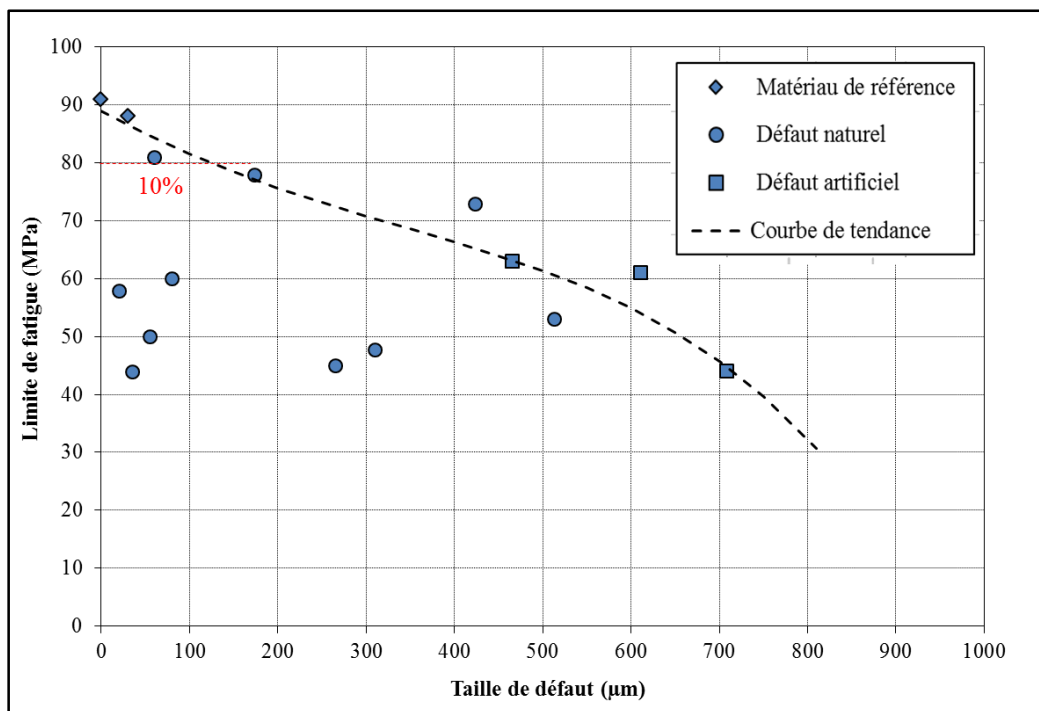
Suite aux essais de traction et de traction-torsion combinées, il apparaît que la vitesse de propagation des fissures naturelles dépend de deux paramètres: la contrainte moyenne et la microstructure. L'effet de la contrainte moyenne se manifeste au niveau de la partie de compression qui peut jouer un rôle remarquable sur les mécanismes d'écrouissage au fond des fissures. D'autre part, l'effet de la microstructure se dévoile en comparant la vitesse de propagation entre deux éprouvettes ayant deux microstructures différentes. Il semble que la microstructure (SDAS et/ou grain) joue le rôle d'une barrière microstructurale dans la phase de propagation des fissures.

III.1.3 Cas de chargement en torsion à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$

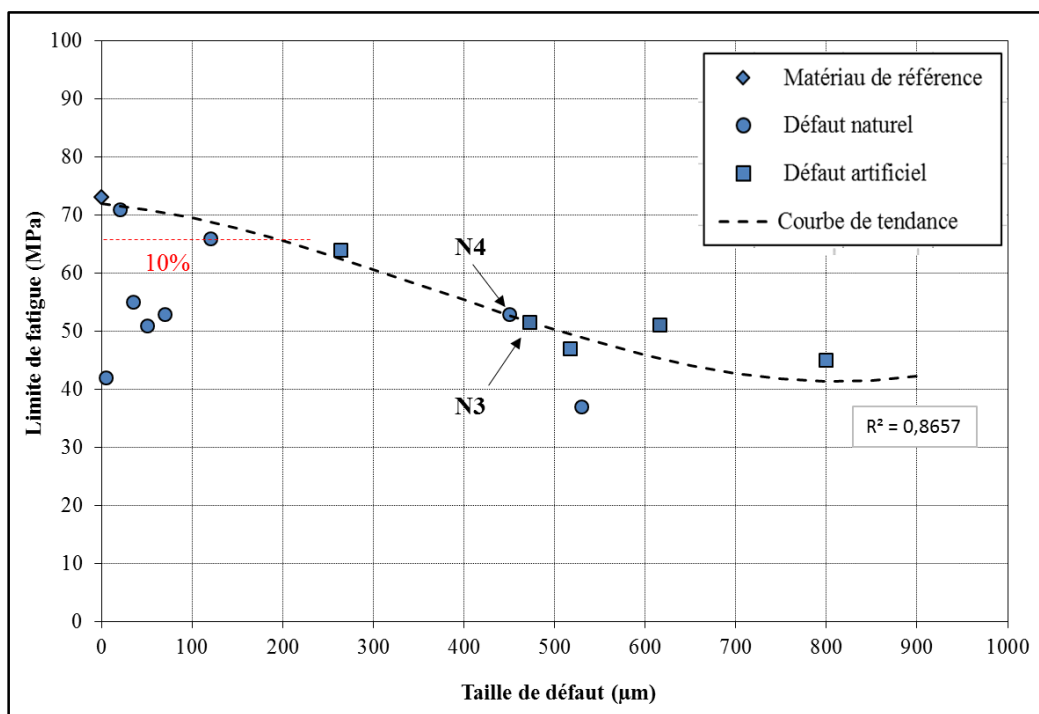
III.1.3.a Essai de fatigue en Torsion

Toujours dans le but d'étudier l'effet des défauts dans cette partie, des essais de fatigue en torsion ont été effectués sur des éprouvettes sans et avec défaut (naturel et/ou artificiel) pour les rapports de chargement $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$. Comme dans le cas de traction et traction-torsion combinées, nous avons déterminé la limite de fatigue et la taille de défaut pour chaque éprouvette après rupture.

La **Figure 51** présente les diagrammes de Kitagawa en torsion pour les deux rapports de chargement. Dans certains cas, il était difficile d'identifier un défaut à l'origine de la rupture à cause de la forme tortueuse des faciès de rupture en torsion comme on l'a déjà montré dans la section II.1.3.a. Pour cette raison, ces éprouvettes ont été considérées comme un matériau sans défaut identifiable. Dans le diagramme de Kitagawa, ces résultats sont classés au-dessous de $100\mu\text{m}$. Dans ce domaine de taille de défaut, nous avons constaté une variation considérable de la limite de fatigue qui varie entre 44 et 90MPa à $R_\sigma = -1$ et entre 42 et 73MPa à $R_\sigma = 0$. La dispersion des résultats expérimentaux dans le domaine entre 0 et $100\mu\text{m}$ correspond à des essais de fatigue effectués sur des éprouvettes extraites de différents niveaux de la coulée et de la jante des roues ayant différentes microstructures. Donc, cette dispersion de la limite de fatigue est probablement due à un effet de la microstructure. Par comparaison avec ce qui a été obtenu en traction et en traction-torsion combinées, cette dispersion est plus marquée en torsion en absence de défaut. Il semble que l'effet de la microstructure soit plus prononcé en torsion. Nous allons étudier l'effet de la microstructure sur la limite de fatigue en torsion plus tard. On s'intéresse dans cette partie à l'effet des défauts. Pour déterminer la taille de défaut de référence désignée par $\sqrt{aire}_{ref}$, comme dans les cas précédents, nous avons utilisé un critère qui correspond à 10% d'abattement sur la limite de fatigue du matériau sain. Dans les diagrammes de Kitagawa, la courbe de tendance de la limite de fatigue avec la taille de défaut est obtenue par un lissage des résultats expérimentaux où un défaut est identifié sur le faciès de rupture (sans considérer la zone de dispersion). Ce lissage des points expérimentaux est fait en utilisant la méthode des moindres carrés selon une loi polynomiale.



(a)



(b)

Figure 51: Diagramme de Kitagawa en torsion (a) à $R_\sigma = -1$ (b) à $R_\sigma = 0$

- **Cas de torsion à $R_\sigma = -1$**

A partir du diagramme de Kitagawa en torsion à $R_\sigma = -1$ (Figure 51(a)), indépendamment de la zone de dispersion et en présence d'un défaut à l'origine de la rupture, on peut distinguer deux zones: (i) une première zone où la taille de défaut présente une faible influence sur la limite de fatigue par rapport à celle du matériau de référence. Ce premier domaine correspond à un abattement de 10% de la limite de fatigue par rapport à celle du matériau de référence. Cette zone s'étend jusqu'à une taille de défaut critique de $150\mu\text{m}$ où la limite de fatigue présente une dispersion très remarquable. Cette taille est définie comme étant la taille de défaut de référence. (ii) Dans la deuxième zone du diagramme définie à partir de la taille de défaut de référence, un abattement de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut a été constaté. L'abattement sur la limite de fatigue entre le matériau sain et le matériau avec le gros défaut ($700\mu\text{m}$) est de l'ordre de 50%. Par rapport à ce que nous avons obtenu en traction et en traction-torsion combiné, il s'avère que l'effet des gros défauts sur la limite de fatigue est plus prononcé en torsion à $R_\sigma = -1$.

- **Cas de torsion à $R_\sigma = 0$**

Dans le diagramme de Kitagawa à $R_\sigma = 0$ (Figure 51(b)), le premier domaine qui correspond à 10% de l'abattement de la limite de fatigue s'étend jusqu'à une taille de défaut de $200\mu\text{m}$. A partir de cette taille, on constate un abattement de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut jusqu'à 35% pour les gros défauts ($800\mu\text{m}$). Nous pourrions donc en déduire à partir des deux diagrammes de Kitagawa que les gros défauts ont presque la même limite de fatigue (45MPa environ) à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$. Cependant, il semble qu'en torsion la contrainte moyenne n'a pas d'influence remarquable en présence d'un gros défaut. Par contre, l'effet de la contrainte moyenne est plus marqué au niveau du matériau de référence. Ceci est en contradiction à ce que beaucoup d'auteurs avancent sur de nombreux matériaux. En outre, si on associe la dispersion des résultats expérimentaux en absence des défauts à la variation de la microstructure entre les éprouvettes, alors on peut déduire que l'effet de la microstructure est gommé en présence d'un défaut nocif. Nous allons étudier plus profondément l'interaction entre l'effet de la microstructure et des défauts dans la suite de ce chapitre.

A partir des digrammes de Kitagawa, la rupture des éprouvettes N4 et N3 était à l'origine d'un défaut naturel et artificiel respectivement. Comme le montre la Figure 52, ces défauts ont presque la même taille avec des morphologies différentes mais donnent presque la même limite de fatigue. Cette constatation confirme ce que nous avons déjà constaté en traction et en

traction-torsion combinées: Dans l'alliage d'aluminium A356-T6, il semble que le type et la morphologie de défaut ne sont pas les paramètres de premier ordre qui affectent la limite de fatigue. La taille de défaut est le paramètre primordiale qui impacte la limite de fatigue. D'autre part, dans le domaine de dispersion des résultats, le matériau sain et le niveau (N1) de la coulée aient la limite de fatigue la plus élevée. Cependant, les niveaux supérieurs de la coulée (N8 et N7) aient la limite de fatigue la plus faible. Ceci nous mène à soupçonner sur l'effet de la microstructure sur la limite en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6 en absence d'un défaut à l'origine de la rupture.

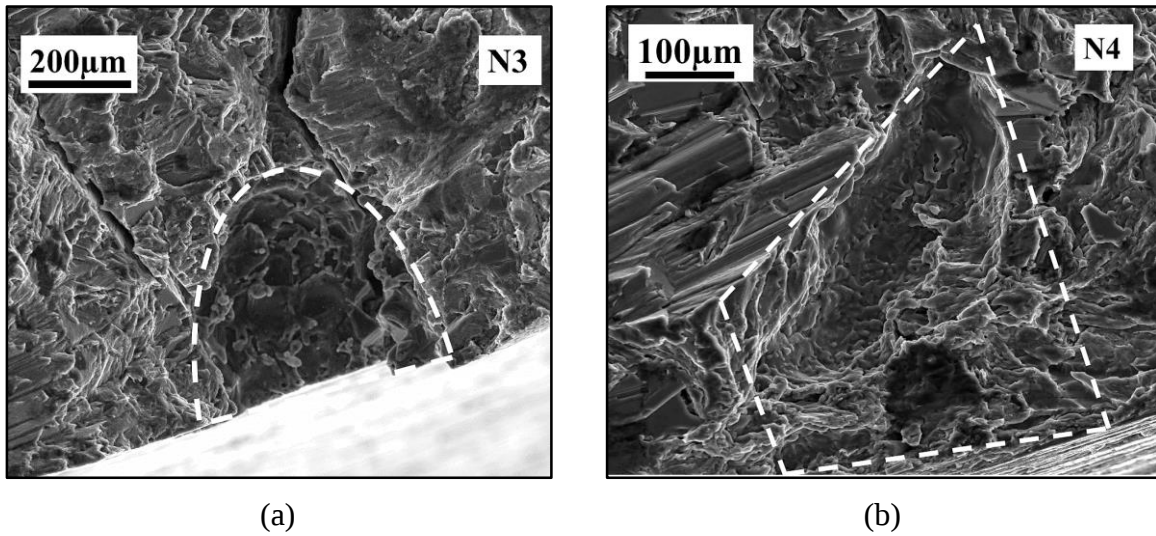


Figure 52: Défauts à l'origine de la rupture par fatigue en torsion à $R_\sigma = 0$ avec différentes morphologies et type ayant la même taille qui donnent la même limite de fatigue (a) défaut artificiel, $\sqrt{aire} = 473\mu m$, $\sigma_{D0}^{to} = 51MPa$ (b) défaut naturel, $\sqrt{aire} = 450\mu m$, $\sigma_{D0}^{to} = 53MPa$

III.1.3.b Mécanismes d'endommagement par fatigue de l'alliage A356-T6 en torsion

Durant les essais de fatigue en torsion, nous avons parfois observé en plus des fissures principales, des fissures secondaires qui s'amorcent dans la phase eutectique du matériau. La **Figure 53** montre l'amorçage des fissures secondaires suite à un essai de torsion à $R_\sigma = -1$. Cet essai a été effectué sur une éprouvette du niveau N7 en présence d'un défaut artificiel avec $\tau_a = 80MPa$. Un défaut naturel de taille égale à $423\mu m$ était à l'origine de la rupture qui a donné une limite de fatigue $\sigma_{D-1}^{to} = 73MPa$. A partir de cette observation, il semble que la phase eutectique a un effet non négligeable sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6. Comme nous avons déjà vu dans la partie bibliographique et suite aux travaux de Gao et al [19], l'amorçage des fissures dans l'alliage d'aluminium A356 peut s'effectuer dans la phase

eutectique. Il a été montré qu'un chargement cyclique peut créer une zone plastique au niveau des particules de Si qui peut être favorable pour l'amorçage des fissures. En effet, dans les essais de torsion avec les deux rapports de charge, plusieurs fissures secondaires et bandes de glissement plastique apparaissent correspondant au deux plans de contrainte de cisaillement maximale en mode II. Il est nécessaire d'indiquer que dans cet essai de torsion sous le rapport de charge $R_\sigma = -1$ et pour une amplitude $\tau_a = 85$ MPa, le matériau ayant une limite d'élasticité de 164MPa, subit une légère plastification qui fait apparaître ces bandes de glissement.

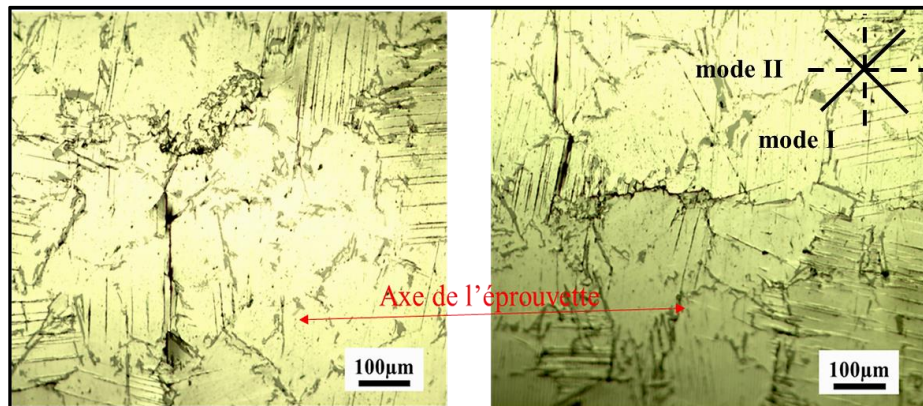


Figure 53: Amorçage et propagation d'une fissure au niveau de la phase eutectique dans un essai de torsion à $R_\sigma = -1$

A ce stade, la question qui se pose est : pourquoi l'effet de la microstructure est plus remarquable en torsion qu'en traction et traction-torsion combinées. Alors, afin de répondre à cette question, nous allons étudier plus tard l'effet de la microstructure sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6. Cette étude va nous permettre de préciser l'élément principal de la microstructure qui peut affecter la tenue en fatigue de l'alliage A356 pour les différents cas de chargement. A la fin de ce chapitre, nous allons donner une réponse à cette question en fonction des mécanismes d'endommagement observés pour chaque cas de chargement.

Dans la suite de cette partie, la méthode des répliques a été utilisée pour suivre l'évolution de la taille de fissure dans un essai de torsion à $R_\sigma = 0$. La rupture de cet essai a été obtenue suite à deux paliers ($\tau_a = 60$ MPa et $\tau_a = 70$ MPa) sur une éprouvette issue du troisième niveau de la coulée. Dans cet essai, aucun défaut à l'origine de la rupture n'a été localisé sur le faciès de rupture. L'amorçage de la fissure principale dans ce cas est obtenu dans le premier palier et elle se propage pour atteindre une longueur $2a = 415\mu\text{m}$. Les observations et le suivi de l'évolution des fissures dans le premier palier ont montré que la vitesse de propagation de la fissure est faible. Après l'amorçage, elle n'a évolué que de $415\mu\text{m}$ pendant le premier palier. Durant le

deuxième palier, cette fissure continue sa propagation jusqu'à la rupture finale. La Figure 54(a) montre que l'amorçage et la propagation de la fissure principale se sont effectués dans le plan de contrainte normale maximale qui correspond en mode I. Nous avons déjà montré dans la section II.2.1 que dans la plupart des essais de fatigue en torsion, la rupture des éprouvettes s'effectue dans les deux plans de contrainte de cisaillement maximale en mode I. Sachant que dans le même essai, nous avons détecté quelques fissures secondaires qui se sont amorcées en mode II, voir par exemple la Figure 54(b). Cet essai montre que la fissure de fatigue s'amorce et se propage de manière préférentielle en mode I. La variation du mode de rupture en torsion peut-être induite par de multiples facteurs : mécanique et/ou microstructurale. Pour une amplitude de contrainte $\tau_a=70\text{MPa}$ à $R_\sigma = 0$ dans cet essai, la contrainte maximale est élevée ($\tau_{\max}=140\text{MPa}$) qui est proche de la limite d'élasticité. Suite à cette contrainte élevée, une zone plastique peut être créée dans la phase eutectique du matériau au niveau des particules de Si. Cette plasticité peut présenter un trajet favorable pour la propagation de fissure ce qui peut même changer le mode de propagation. A ce stade et en absence des défauts, on soupçonne que la microstructure joue un rôle non négligeable sur les mécanismes d'endommagement de l'alliage d'aluminium A356-T6. Cela peut expliquer la dispersion de la limite de fatigue en absence des défauts dans le diagramme de Kitagawa en torsion pour les deux rapports de chargements. Dans la suite, nous allons consacrer toute une partie pour étudier l'effet de la microstructure sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6.

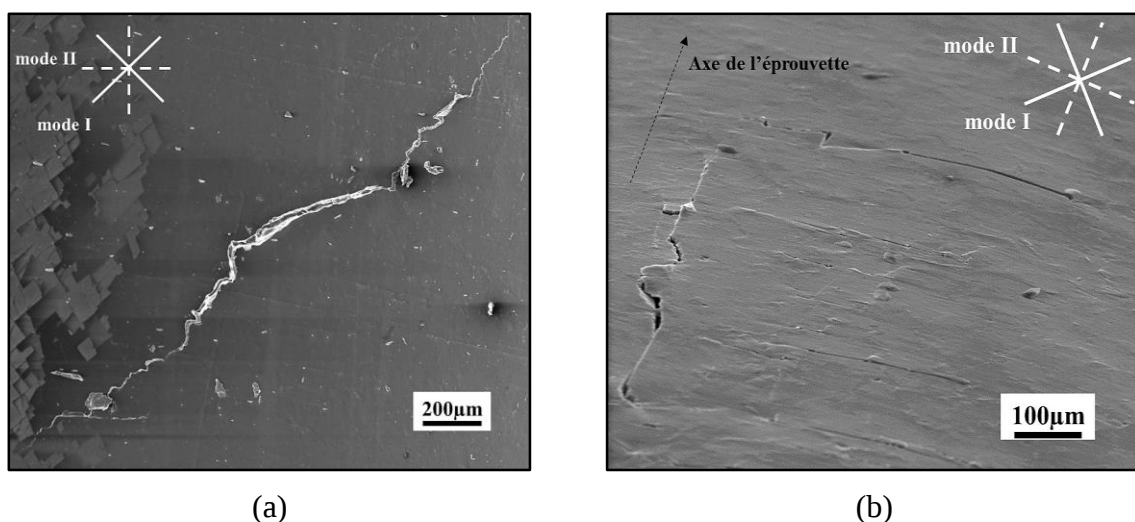


Figure 54: Différents modes de propagation de fissure dans un essai de suivi de fissure en torsion à $R_\sigma = 0$, (a) propagation de la fissure principale avant rupture selon le plan de contrainte normale maximale (mode I) (a) propagation d'une fissure secondaire dans le plan de contrainte de cisaillement maximale (mode II)

Comme en traction et traction-torsion combinées, l'évolution de la longueur de fissure est recueillie par des mesures directes sur des répliques en remontant à l'historique de l'essai dans les deux paliers effectués. L'évolution de la longueur de fissure ($2a$) en fonction de la durée de vie en fatigue dans les deux paliers est rapportée dans le diagramme $2a=f(N)$. Comme le montre la Figure 55, l'évolution de la longueur de fissure en fonction de nombre de cycles peut être interpolée de façon raisonnable par une fonction polynomiale. Une faible évolution de la longueur de fissure principale a été constatée pendant le premier palier.

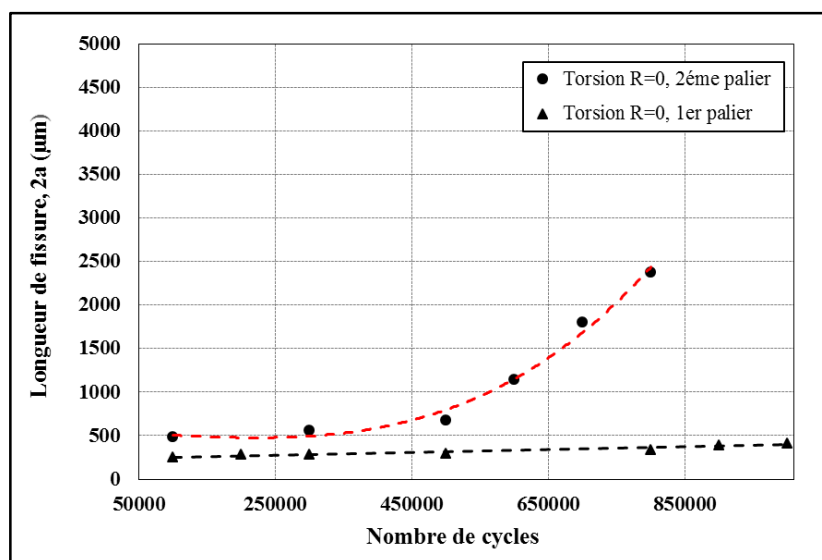


Figure 55: Evolution de la longueur de fissure en fonction de nombre de cycles en torsion à $R_\sigma = 0$, 1^{er} palier : $\tau_a=60\text{MPa}$, 2^{ème} palier : $\tau_a=70\text{MPa}$, $N_R=8.10^5$ cycles

Dans le cas de torsion et à cause de la forme tortueuse des faciès de rupture, on n'a pas pu distinguer la forme de front de fissure finale. Nous allons considérer dans ce cas que le front de fissure est semi-circulaire comme en traction et en traction-torsion combinées ainsi $Y = 0,636$ quelle que soit la profondeur de fissure. D'autre part, afin de calculer la variation du facteur d'intensité de contrainte ΔK , nous avons utilisé la contrainte principale maximale associée au tenseur de l'essai de torsion où $\sigma_I = \tau$. Pour comparer et caractériser les mécanismes d'amorçage et de propagation suite aux essais de suivi de fissure menés en torsion, traction et traction-torsion combinées, nous avons tracé les courbes de variation de la vitesse de propagation (da/dN) en fonction de ΔK pour les différents cas d'étude.

Il apparaît, sur la Figure 56 que la vitesse de propagation des fissures naturelles dépend du type de chargement. Les cinétiques de croissance obtenue en traction à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$, sur des éprouvettes ayant la même microstructure, sont plus élevées. Nous avons indiqué précédemment que loin du défaut, la fissure n'est plus perturbée par la zone de concentration

de contrainte à proximité du défaut. Pour cette raison, la présence des défauts n'a pas d'impact sur la vitesse de propagation des fissures naturelles au-delà d'une distance qui correspond à la taille du défaut.

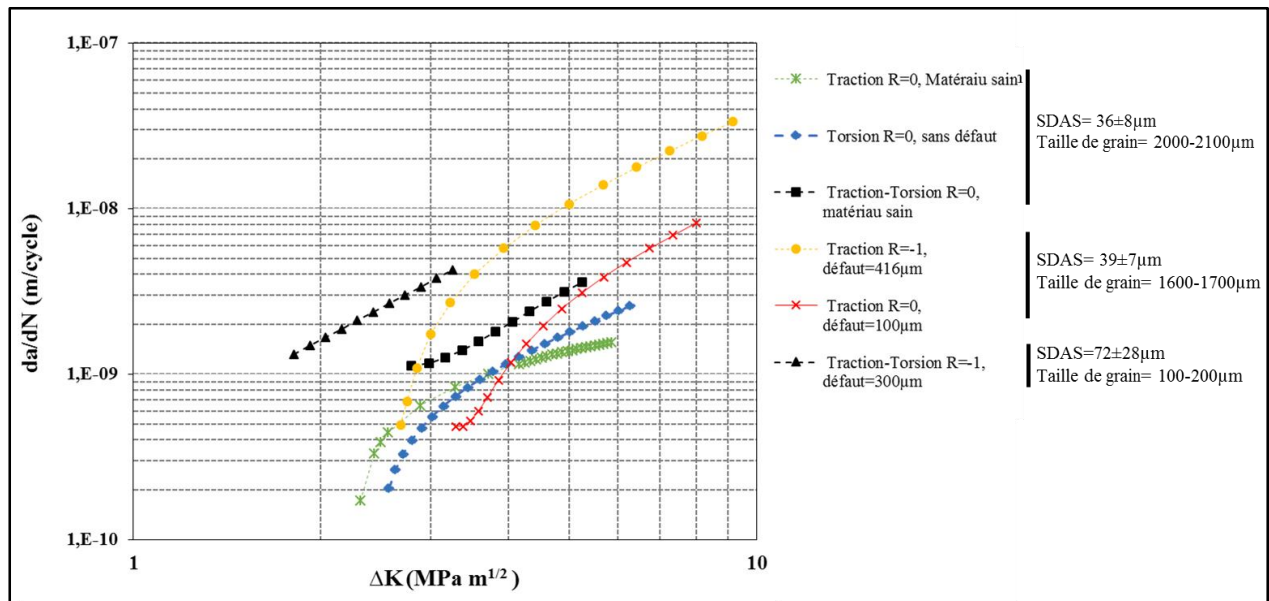


Figure 56: Courbe de fissuration des fissures naturelles de l'alliage d'aluminium A356-T6 pour différents cas de chargement à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$

La comparaison des courbes de fissuration en traction à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$ montre que la contrainte moyenne moins marquée sur la vitesse de propagation des fissures naturelles pour la même microstructure. On constate que les courbes à $R_\sigma = -1$ sont décalées à droite par rapport aux courbes à $R_\sigma = 0$. Il faut mentionner aussi que la variation des cinétiques de propagation entre les différents cas de chargement peut être liée aux hypothèses géométriques et mécaniques utilisées dans cette partie. L'hypothèse géométrique est associée au facteur de forme Y utilisé pour calculer la variation du facteur d'intensité de contrainte ΔK . Or, dans tous les essais de suivi des fissures naturelles, nous avons supposé une évolution semi-circulaire du front de fissure, ce qui nous permet d'avoir un facteur de forme $Y=0.636$. D'autre part, une autre hypothèse mécanique a été utilisée dans cette partie. Cette hypothèse suppose que seule la partie positive du chargement et la contrainte principale maximale sont les grandeurs mécaniques responsables de l'ouverture des fissures naturelles. Il est donc probable que la partie de compression à $R_\sigma = -1$ associée à la fermeture des fissures présente un effet qu'il ne faut pas négliger dans le calcul de ΔK . Cet effet peut être induit par des mécanismes d'écrouissage cinématique par microplasticité en pointe de fissure. Sur l'aspect ouverture de fissure, les courbes à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$ ne sont pas corrélées. Il paraît donc que prendre la partie positive du

chargement dans les deux cas pour calculer ΔK n'est pas bon. D'autre part, à $R_\sigma = -1$ ΔK_{eff} est plus important que l'amplitude à $R_\sigma = 0$ au maximum, ce qui fait que les courbes à $R_\sigma = -1$ sont décalées vers la droite. D'autre part, le mécanisme de fermeture des fissures naturelles peut également être associé à d'autres facteurs tels que: la présence des couches d'oxyde due au frottement entre les lèvres de la fissure, la rugosité ou bien encore le sillage plastique.

D'autre part, à partir des essais de suivis de fissure naturelle sur le matériau sain ayant une taille de grain grossière et une SDAS fine, on aboutit à la vitesse de propagation la plus faible. Il semble que la microstructure de l'alliage d'aluminium A356-T6 peut aussi jouer un rôle primordial sur la cinétique de propagation des fissures. A l'issue de cette analyse, la variation des vitesses de propagation entre les différents cas de chargement peut être liée à plusieurs facteurs. Il est plus raisonnable de tracer $da/dN = f(\Delta K_{eff})$, mais .Mais ce qu'il faut retenir à partir des essais de suivi des fissures naturelles que la phase de propagation est la phase dominante dans la durée de vie en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6 à 10^6 cycles.

III.1.4 Conclusion

A partir de l'étude expérimentale du comportement en fatigue en traction, torsion et traction-torsion combiné avec les deux rapports de chargement $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$, nous allons pouvoir conclure sur l'effet de la contrainte moyenne et l'effet des défauts sur la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6.

- **Effet des défauts**

A partir des essais de fatigue, nous avons pu conclure que la limite de fatigue est sensible à la taille du défaut. La présence d'un défaut dans le matériau est nocive à condition qu'il dépasse une taille critique. Cette taille dépend du type de sollicitation et du rapport de chargement. A partir de cette taille, un abattement de la limite de fatigue a été constaté. Ce taux d'abattement dépend du chargement. En effet, le caractère nocif de la taille du défaut dépend aussi de la contrainte moyenne. Un défaut de fonderie est caractérisé par: sa taille, sa morphologie, son type et sa position par rapport à la surface libre. A l'issu de notre étude pour les différents cas de sollicitations, il apparaît que le type, la morphologie et la position du défaut sont des paramètres qui n'affectent pas directement la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6. Dans tous les essais de fatigues, les défauts présentent le site favorable pour l'amorçage des fissures, tandis qu'en torsion et en absence d'un défaut nocif à l'origine de la rupture, il semble que la microstructure semble être un site privilégié d'amorçage des fissures dans la phase eutectique du matériau.

A partir des essais de fatigue effectués sur des éprouvettes issues des différents niveaux de la coulée, la fraction surfacique des défauts naturels présentés dans le Tableau 3 ne donne pas une idée sur l'évolution de la taille des défauts dans la coulée. Une caractérisation volumique des défauts par tomographie permet d'obtenir les distributions de taille des porosités de manière plus précise. Afin d'illustrer l'évolution des défauts naturels dans la coulée, nous avons présenté la taille de défaut naturel maximale identifié sur les faciès de rupture dans les différents cas de chargement. Dans la **Figure 57** nous avons classé la taille de défaut maximale selon le niveau de l'éprouvette dans la coulée. L'intérêt de cette présentation est d'illustrer l'évolution de la taille de défaut dans la coulée avec la hauteur. Nous avons remarqué une légère variation de la taille de défaut avec le niveau de l'éprouvette. La croissance de la taille de défaut au quatrième niveau de la coulée, comme on l'a déjà expliqué dans la section II.1.1, peut-être dû à la procédure de remplissage de moule. D'autre part, la gravité ainsi que la vitesse de refroidissement remettent en cause l'évolution de la taille de défaut dans les niveaux supérieurs de la coulée.

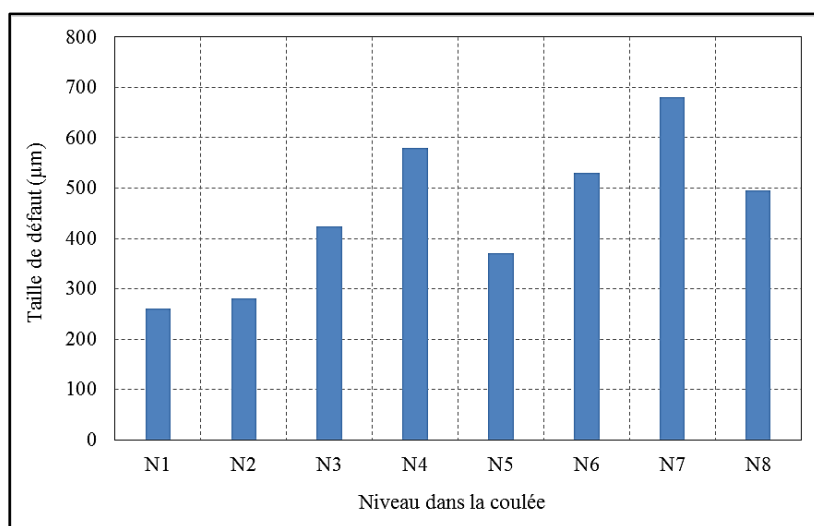


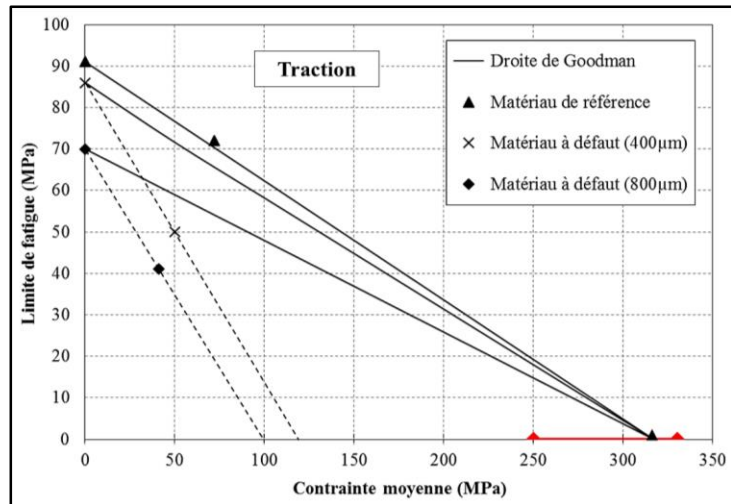
Figure 57: Taille de défaut maximale selon le niveau observée sur les faciès de rupture dans tous les essais de fatigue (nombre totale des éprouvettes avec des défauts identifiables = 40)

- **Effet de la contrainte moyenne**

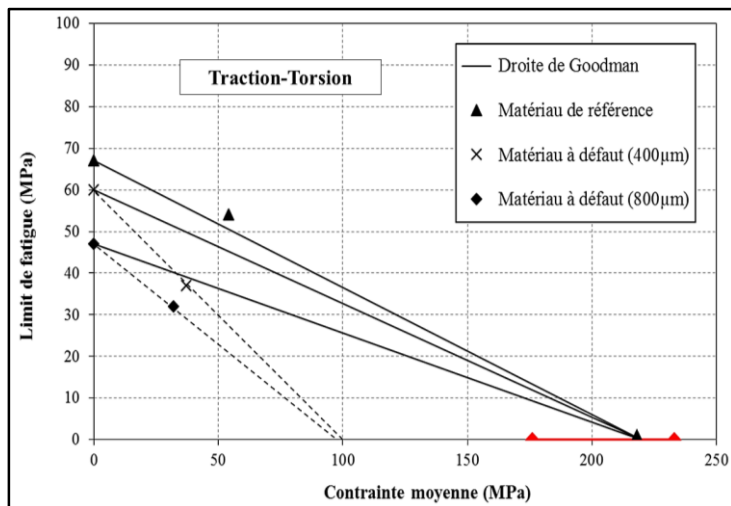
L'ensemble des essais expérimentaux de cette étude a été réalisé avec et sans défaut pour les deux rapports de charge $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$ afin d'étudier l'effet de la contrainte moyenne sur la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6. Pour cela, nous avons présenté un diagramme de Haigh pour les différents cas de sollicitation à partir des données expérimentales obtenues dans cette étude (**Figure 58**).

Dans le diagramme de Haigh en traction et traction-torsion combinées (**Figure 58 (a,b)**), les résultats expérimentaux correspondants au matériau sain sont proches de la droite de Goodman. Ceci indique une sensibilité linéaire aux effets de la moyenne. Cette sensibilité linéaire a été déjà obtenue dans les travaux de thèse de Koutiri [41] sur l'alliage d'aluminium AlSi7Cu05Mg03. D'autre part, dans le matériau à défaut, une diminution très marquée de la limite de fatigue avec l'augmentation de la contrainte moyenne a été obtenue. Suite à ces sollicitations, on peut déduire que la sensibilité du matériau à la moyenne est plus significative en présence d'un défaut à l'origine de la rupture. Contrairement à ces deux cas, en torsion, la sensibilité à la moyenne est peu importante (**Figure 58(b)**). En présence d'un gros défaut, il semble que l'effet de la contrainte moyenne soit très faible en torsion. La sensibilité variable à l'effet de la contrainte moyenne sur l'alliage d'aluminium A356-T6 semble être liée à un paramètre mécanique. Ce paramètre reflétant l'effet de la moyenne est la contrainte hydrostatique qui est plus marquée en traction et traction-torsion combinée. En plus, on peut déduire que l'interaction entre l'effet des défauts et de la contrainte moyenne sur la limite de fatigue est plus faible en torsion par comparaison à celle obtenue en traction et traction-torsion combiné.

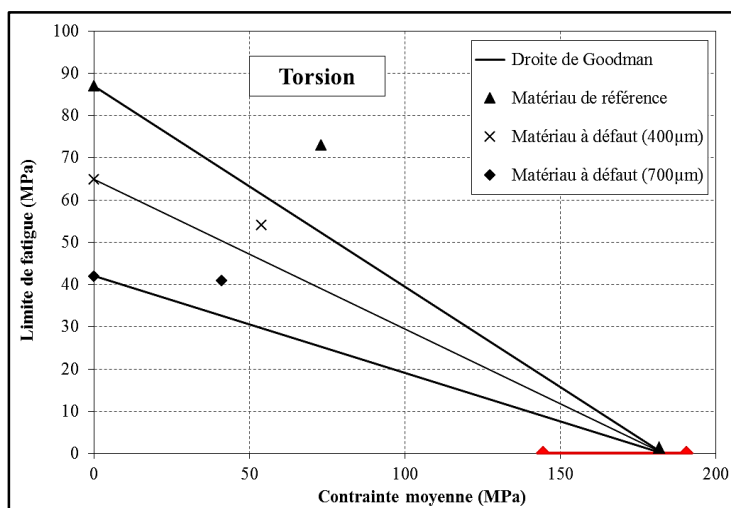
Dans la section I.2.2.b de la partie bibliographique, nous avons montré que la résistance à la rupture (R_m) dépend de la densité des porosités et de la SDAS. Dans le diagramme de Haigh, nous allons présenter la résistance à la rupture du matériau de référence ($R_m=317\text{MPa}$). Une barre d'incertitude est ajoutée qui correspond à la variation de R_m liée aux différents paramètres indiqués précédemment. Comme on n'a pas une valeur exacte de la résistance à la rupture de chaque niveau de la coulée, donc pour tracer la droite de Goodman pour les différents cas, nous allons utiliser celle du matériau de référence.



(a)



(b)



(c)

Figure 58: Diagramme de Haigh (a) en traction (b) en traction-torsion combiné (c) en torsion

A partir de cette partie expérimentale, l'étude de l'effet de la contrainte moyenne en fatigue de l'alliage d'aluminium de fonderie A356-T6 a permis de conclure les points suivants :

- L'effet de la contrainte moyenne dépend de la taille de défaut et de type de sollicitation. Dans le cas de traction et traction-torsion combiné, l'effet de la moyenne est plus marqué qu'en torsion. Un effet de la contrainte hydrostatique semble être l'explication possible de cette différence
- A partir des diagrammes de Haigh, la limite de fatigue du matériau est caractérisée par une sensibilité plus ou moins importante à la moyenne qui dépend du type de sollicitation. On a pu distinguer trois types de sensibilité à l'effet de la moyenne:
 - une décroissance linéaire de la limite de fatigue avec la contrainte moyenne suivant la droite de Goodman dans le cas du matériau sain en traction et traction torsion combiné.
 - Une forte sensibilité de la limite de fatigue à la contrainte moyenne en présence des défauts à l'origine de la rupture en traction et traction-torsion combiné.
 - Une décroissance de la sensibilité du matériau à la contrainte moyenne avec la taille de défaut en torsion.

III.2 Etude de l'effet de la microstructure sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6

A l'issue de la première partie de ce chapitre, l'étude expérimentale nous a permis de mieux étudier l'effet du défaut décrit par sa taille ainsi que l'effet de la contrainte moyenne sur la limite de fatigue de l'alliage A356 pour les différents cas de sollicitation. Certains résultats expérimentaux conduits sur cet alliage laissent penser que la microstructure présente un effet significatif sur la limite en fatigue et sur le mécanisme d'amorçage et de propagation des fissures. Nous avons montré dans la partie bibliographique que la taille de grain et la structure dendritique peuvent jouer un rôle primordial sur la tenue en fatigue des alliages d'aluminium. Dans la suite de cette partie, nous allons relier la dispersion des résultats expérimentaux obtenus en torsion en absence de défaut à l'origine de la rupture à la variation de la microstructure entre les différents niveaux de la coulée et celle du matériau de référence. Cependant, nous allons étudier les effets de la microstructure (taille de grain, structure dendritique, particule de Si etc.). L'intérêt de cette étude est de mieux comprendre les différents paramètres microstructuraux dont dépend la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356.

III.2.1 Effet de la structure dendritique

La structure dendritique de l'alliage d'aluminium A356-T6 est composée par une phase dendritique (α -Al) entourée par la phase eutectique. Cette structure est caractérisée par le paramètre SDAS qui désigne l'espacement des bras dendritique secondaires. La variation de ce paramètre dans la coulée et dans le matériau de référence est déjà présentée précédemment dans le **Tableau 3**. Il est connu dans la littérature que le paramètre SDAS dépend de la vitesse de refroidissement de la coulée : la SDAS est plus fine pour une vitesse de refroidissement plus élevée. La phase eutectique est riche en particules de silicium (Si) avec présence de quelques intermétalliques de type β -Al₅FeSi. L'identification des intermétalliques n'est pas effectuée par une analyse EDSX mais plutôt par analogie à ce qui a été observé dans la littérature sur les alliages d'aluminium A356/A357 [50, 82]. La structure dendritique de l'alliage A356-T6 est bien visible sur la **Figure 59**.

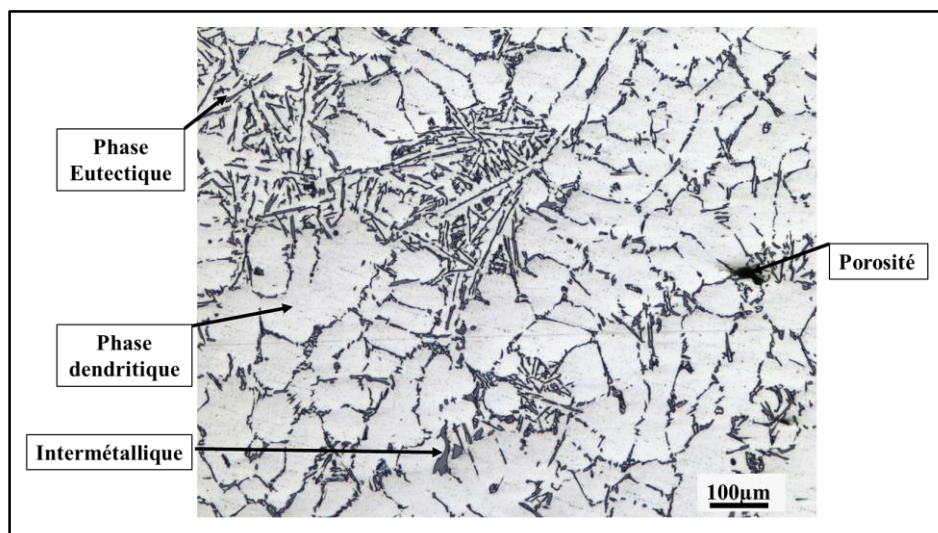


Figure 59: Microstructure de l'alliage d'aluminium A356-T6

A partir des essais de fatigue, une dispersion de la limite de fatigue en torsion à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$ a été constatée en absence des défauts à l'origine de la rupture. Comme ces essais ont été effectués sur des éprouvettes des différents niveaux de la coulée, nous avons soupçonné que cette dispersion est liée à un effet de la microstructure. Pour cette raison, nous avons tracé l'évolution de la limite de fatigue en fonction de la SDAS correspondant à cette dispersion des résultats expérimentaux. Dans la Figure 60, l'évolution de la microstructure décrite par la SDAS induit une diminution de la limite de fatigue. La variation de la SDAS dans la coulée et dans le matériau de référence est définie par une valeur moyenne et un écart type qui correspond à la dispersion expérimentale. Il apparaît qu'une microstructure grossière aboutit à une faible limite

de fatigue par comparaison à celle du matériau sain ayant la microstructure la plus fine. Cette constatation est en accord avec ce que nous avons montré dans la partie bibliographique (I.2.3.b) suite aux travaux de Wang sur l'alliage d'aluminium A356-T6 [75].

Il faut noter que la SDAS est une grandeur représentative de la structure dendritique des alliages d'aluminium de type Al-Si-Mg. Ce paramètre désigne implicitement la répartition spatiale de la phase eutectique dans le matériau ainsi que l'évolution de la taille et la morphologie des particules de Si (Voir section I.2.2.a). Donc dans cette étude, pour décrire l'effet de la structure dendritique sur la tenue en fatigue des alliages d'aluminium nous allons se limiter à utiliser le paramètre SDAS.

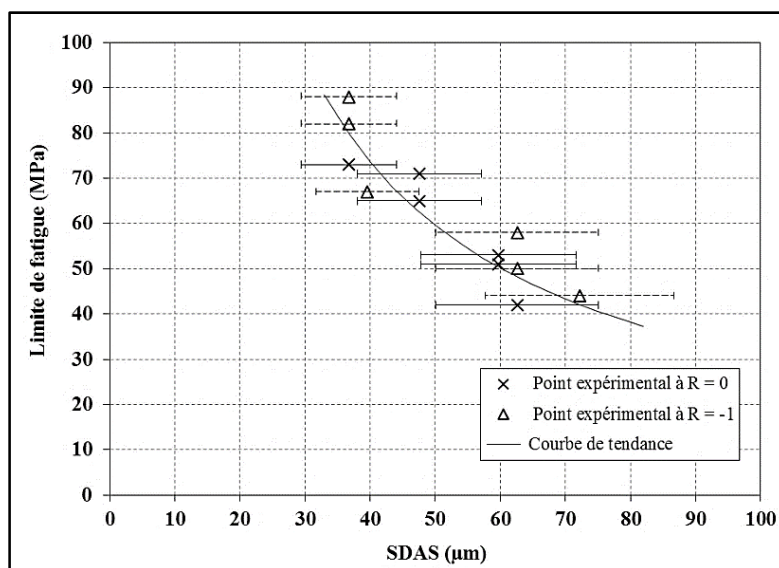


Figure 60: Variation de la limite de fatigue en fonction de la SDAS en absence de défaut à l'origine de la rupture en torsion à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$

Dans la littérature, il a été démontré qu'au cours d'un chargement cyclique une zone plastique locale peut être créée dans la phase eutectique au niveau des particules de Si. Dans l'alliage d'aluminium A356-T6, il s'avère que cette phase présente un site favorable pour l'amorçage des fissures au niveau de la zone eutectique riche en particules de Si, comme on a déjà montré dans la Figure 53. A l'issu des résultats expérimentaux, le comportement en fatigue à 10^6 cycle en torsion est sensible à la structure dendritique du matériau. Cette constatation est en accord avec les travaux de Koutiri [41] sur l'alliage d'aluminium 2024 et AlSi7Cu05Mg03 en torsion. Dans la suite, nous allons essayer de répondre à la question posée précédemment « pourquoi l'effet de la microstructure est plus remarquable en torsion qu'en traction et traction-torsion combiné ».

Afin de mieux comprendre ce comportement, une étude comparative a été effectuée qui nous a permis d'envisager la cause de ce mécanisme. De ce point de vue, il semble que le mode d'amorçage et de propagation des fissures présente la cause principale pour cette différence de l'effet de la microstructure entre les différents cas de sollicitations. Dans la majorité des essais de traction et de traction-torsion combiné, l'amorçage et la propagation de la fissure principale s'effectuent en mode I d'ouverture. Par contre en torsion les fissures se propagent dans le plan de cisaillement maximal en mode II. A partir de cette constatation, on peut décrire un scénario permettant d'expliquer la différence de l'effet de la microstructure entre les différents cas de sollicitations. Ainsi, nous allons expliquer la variation de la limite de fatigue entre les différents niveaux de la coulée. Mais ça reste un scénario qu'il faut le confirmer ultérieurement par des essais expérimentaux.

En torsion, nous avons montré précédemment que les microfissures peuvent s'amorcer dans la phase eutectique du matériau. Comme la matrice d'aluminium (α -Al) est plus ductile que les particules de Si, et suite à un chargement cyclique, des déformations plastiques seront cumulées dans la phase eutectique au niveau des particules de silicium. A cause du niveau de cisaillement élevé dans un essai de fatigue en torsion par rapport à celle en traction, suite à l'amorçage, les fissures se propagent dans le matériau par cisaillement et rupture des particules de silicium. Par conséquence, probablement ces particules de Si peuvent alors ralentir la propagation des fissures en torsion. Comme le paramètre microstructural SDAS décrit la répartition et la taille des particules de Si dans la phase eutectique, tout cela peut envisager la variation de la limite de fatigue dans le cas de torsion en fonction de la microstructure. Ce scénario a été inspiré à partir de quelques constats expérimentaux par observation des fûts des éprouvettes en torsion. Ces observations montrent la rupture de quelques particules de Si par cisaillement (**Figure 61(d)**).

En traction et traction-torsion combinées, des fissures peuvent s'amorcer dans la phase eutectique. Comme nous avons montré dans la partie précédente, la phase de propagation est la phase dominante de la durée de vie en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6. Ainsi, l'effet de la microstructure sur la durée de vie et la limite de fatigue intervient au niveau de la propagation des fissures dans le matériau. Dans ce cas de chargement, les fissures peuvent se propager par décohésion des particules de silicium. Sous l'effet du mode de propagation (en mode d'ouverture), la fissure contourne les particules de Si en traction et traction-torsion combinées, alors qu'en torsion les fissures se propagent dans la phase eutectique par cisaillement des particules de Si. Dans un essai de traction-torsion combinées à $R_\sigma = 0$ sur le

matériau de référence, nous avons observé une décohésion des particules de Si sur le faciès de rupture (**Figure 61 (a)**). La **Figure 61 (b)** illustre la propagation d'une fissure en traction à $R_\sigma = 0$ où on constate la fissure qui contourne les particules de Si dans la phase eutectique.

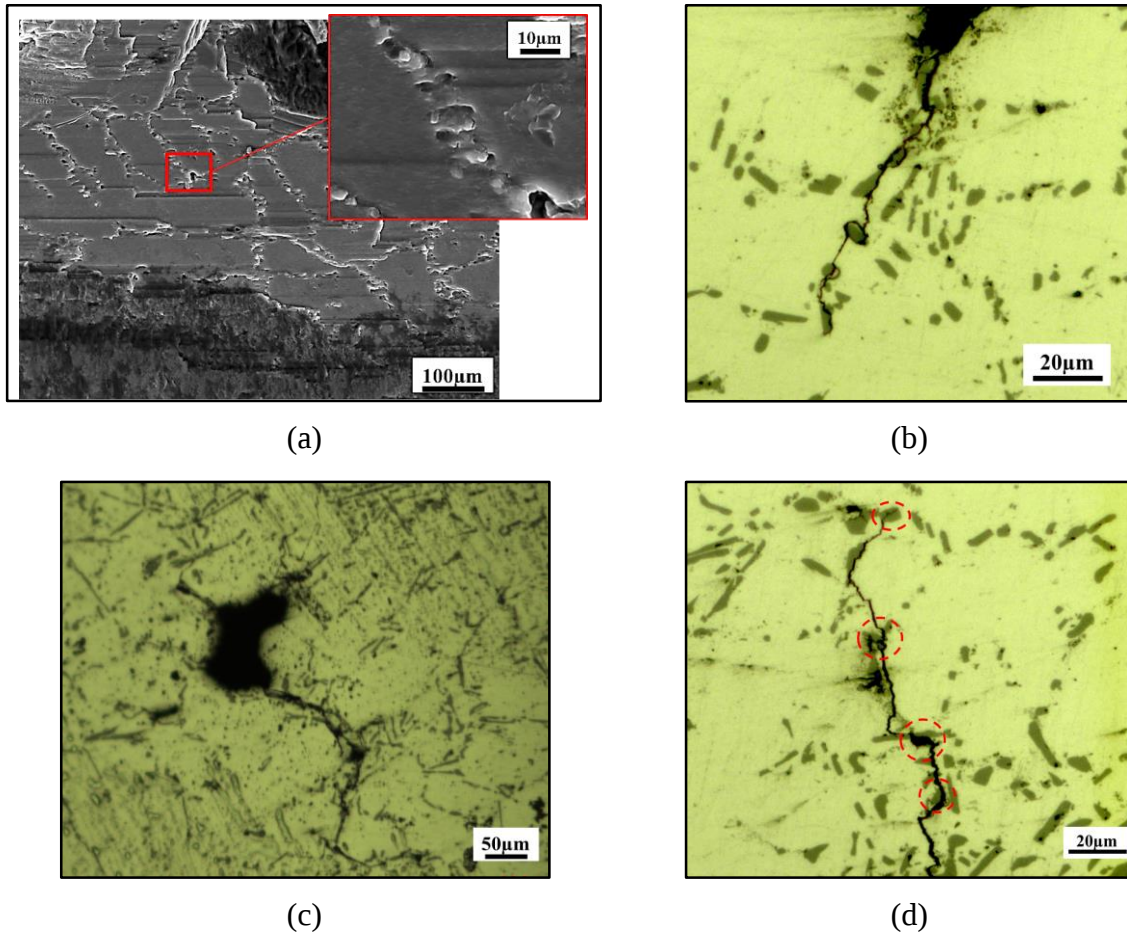


Figure 61: Effet de la structure dendritique pour différents cas de sollicitation (a) décohésion des particules de silicium en traction-torsion combinées à $R_\sigma = 0$ (b) propagation d'une fissure en traction à $R_\sigma = 0$ par contournement des particules de Si (c) amorçage à partir d'un défaut et propagation dans la phase eutectique (d) rupture des particules de Si par cisaillement dans un essai de torsion

Dans la **Figure 61 (c)**, même en présence d'un défaut à l'origine de l'amorçage, nous avons constaté que la fissure se propage dans la phase eutectique. Il semble que cette phase présente un chemin privilégié pour la propagation des fissures à cause de la concentration des contraintes et des déformations plastique au niveau des particules de Si. A l'issue de cette constatation, il semble avoir une interaction entre l'effet des défauts et la structure dendritique sur la durée de vie et la limite en fatigue de l'alliage d'aluminium A356. Dans la suite, pour décrire l'effet de la structure dendritique, nous allons utiliser le paramètre SDAS. Toujours dans

le but de déterminer l'effet de la microstructure, nous verrons dans la partie suivante l'effet de la taille de grain sur la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6.

III.2.2 Effet de la taille de grain

Dans la partie bibliographique, nous avons trouvé un désaccord entre différents travaux sur l'effet de la taille de grain dans la tenue en fatigue des alliages d'aluminium. Pour cette raison, nous allons étudier l'effet de ce paramètre microstructural sur la tenue en fatigue de l'alliage A356-T6 de notre étude. Nous avons déterminé dans la section II.2.3 l'évolution de la taille de grain dans les différents niveaux de la coulée ainsi dans le matériau de référence. Nous avons constaté que les grains dans le niveau inférieur de la coulée et dans le matériau de référence sont souvent millimétriques. Afin de distinguer l'effet de la taille de grain comme dans le cas de l'étude de l'effet de la structure dendritique, nous allons considérer que les points expérimentaux en absence des défauts à l'origine de la rupture. Pour cette raison, nous avons présenté que les résultats expérimentaux de la zone de dispersion en torsion à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$. La variation de la limite de fatigue en fonction de la taille de grain est présentée dans la **Figure 62**.

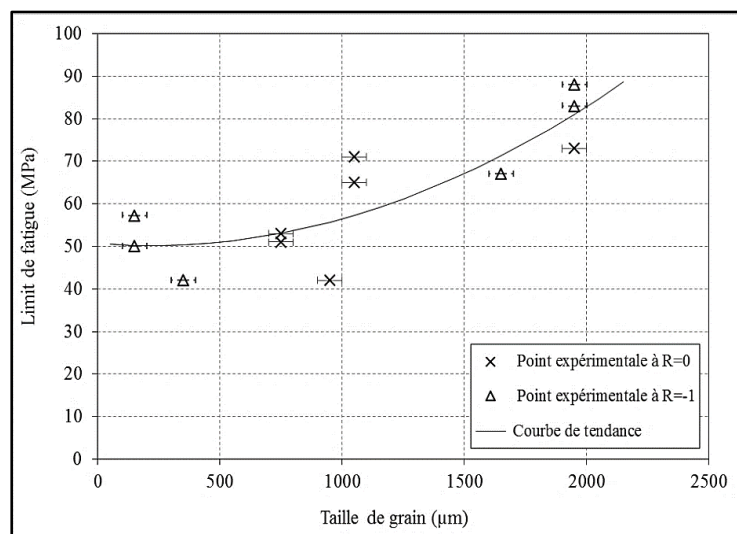


Figure 62: Evolution de la limite de fatigue en fonction de la taille de grain en absence de défaut à l'origine de la rupture en torsion à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$

Contrairement à l'effet de la SDAS, on observe sur la **Figure 62** une évolution de la limite de fatigue avec la taille de grain. Le matériau de référence ayant la taille de grain la plus grossière présente la limite de fatigue la plus élevée. Cette limite de fatigue décroît avec une diminution de la taille de grain. Par contre, il est connu dans certains matériaux qu'une

réduction de la taille de grain améliore la tenue en fatigue du matériau [98-100]. Cette amélioration est liée à l'ajout des joints de grain qui jouent le rôle d'une barrière microstructurale devant la propagation des fissures. De ce point, il semble que *la taille de grain n'est pas un paramètre de premier ordre* qui affecte la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6. Cette conclusion est en accord avec les travaux récents de thèse d'Itziar [101] sur l'alliage d'aluminium A357-T6.

Buffière et al [74] ont montré dans leurs travaux la présence des intermétalliques et des particules de Si localisés au niveau des joints de grain. Pour des grains favorablement orientés, les joints présentent un endroit favorable pour l'amorçage et la propagation des fissures : une fois la fissure est amorcée, elle se propage rapidement le long du joint de grain. Ces résultats laissent penser que la propagation des fissures dans la phase eutectique présentée précédemment (**Figure 61**) correspond plutôt à une propagation dans les joints de joints. Pour cette raison, nous avons effectué des attaques chimiques sur des fûts d'éprouvettes polis après rupture. Ainsi, nous avons observé les zones d'amorçage et les chemins de propagation des fissures dans la microstructure par rapport aux joints des grains (**Figure 63**).

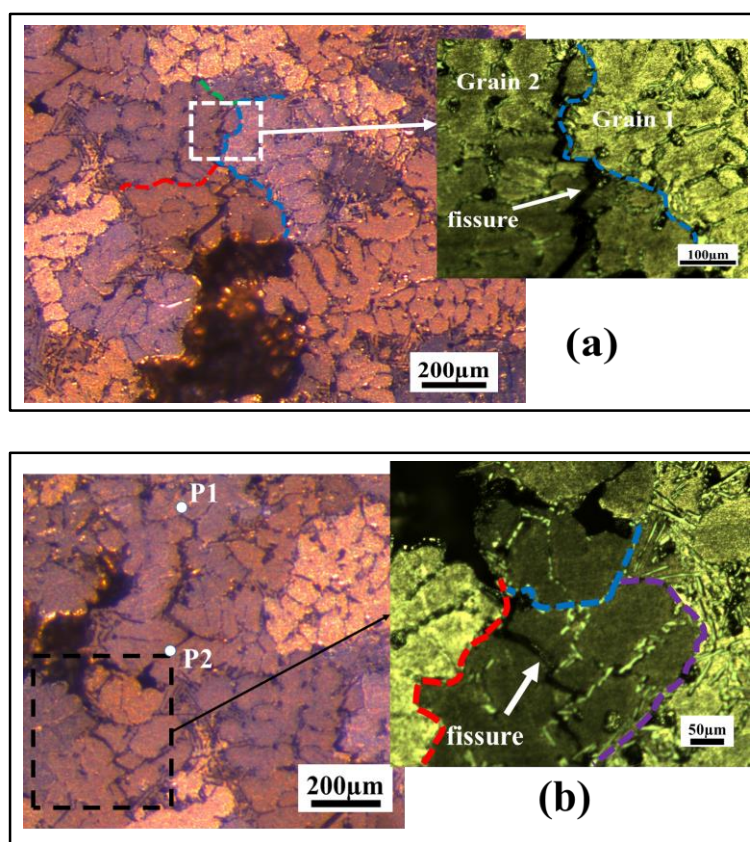


Figure 63: Observation de l'effet de la cristallographie sur le chemin de propagation des fissures dans l'alliage d'aluminium A356-T6 en traction à $R_\sigma = 0$

La Figure 63 montre l'amorçage d'une fissure sur un défaut naturel intergranulaire de type retassure. Une fois amorcée, la fissure se propage dans le matériau en suivant la phase eutectique pour franchir les grains. On constate dans ce cas de chargement que le chemin de propagation n'est pas affecté par les joints des grains. Une microfissure entre les deux points (P1, P2) s'amorce et se propage dans la phase eutectique du matériau dans le même grain. Cette fissure peut être due soit à la présence d'un défaut en sous couche, soit à l'accumulation des déformations plastique dans la phase eutectique suite au chargement cyclique qui peut mener à l'amorçage des fissures. D'autre part, dans les éprouvettes avec des gros grains (matériau de référence + niveau inférieur de la coulée), les fissures n'ont pas rencontré suffisamment des grains pour qu'un effet de barrière microstructurale des joints de grain sur la limite de fatigue puisse être considérable.

III.2.3 Synthèse

Il apparaît suite à cette étude que la microstructure de l'alliage d'aluminium A356-T6 présente un effet non négligeable sur sa tenue en fatigue. Les résultats montrent que la phase eutectique de la structure dendritique du matériau joue un rôle primordial dans les mécanismes d'amorçage et de propagation des fissures. L'effet de cette phase sur la limite de fatigue est bien décrit par le paramètre SDAS. En revanche, il apparaît d'une manière claire que la taille de grain n'est pas un paramètre de premier ordre qui affecte la limite de fatigue. D'autre part, il s'avère que l'effet de la SDAS dépend fortement du type de sollicitation. Dans cette étude, l'effet de la variation de la SDAS entre les éprouvettes d'essais est plus remarquable en torsion en absence des défauts à l'origine de la rupture. Cela est conforme à l'abattement de la limite de fatigue en fonction de la SDAS. Suite à l'observation des chemins de propagation des fissures, les fissures se propagent de préférence dans la phase eutectique mais parfois dans la phase dendritique (α -Al).

Pour conclure, en absence des défauts à l'origine de la rupture, il semble que la SDAS est le paramètre microstructural principal qui affecte la limite de fatigue à 10^6 cycles de l'alliage d'aluminium A356-T6. Cependant, l'effet de la taille de grain sur la limite de fatigue est considéré pour la suite de ce travail comme un paramètre secondaire.

III.2.4 Conclure sur l'interaction entre les effets des défauts et de la microstructure

Suite à cette étude expérimentale sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6, on fait apparaître une compétition entre l'effet des défauts et l'effet de la structure

dendritique décrite par le paramètre SDAS. On propose dans cette partie de mettre en œuvre les interactions possibles entre l'effet de la taille des défauts et de la SDAS sur la limite de fatigue dans les différents cas de sollicitation de cette étude. Pour étudier cette interaction, nous allons utiliser la méthode des surfaces de réponse. Cette méthode consiste à explorer des relations entre des variables et la réponse à travers une fonction mathématique sous forme polynomiale. La détermination des surfaces de réponse est basée sur les données expérimentales dans les différents cas de sollicitation obtenus dans notre étude à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$. Chaque point expérimental correspond à une taille de défaut, une SDAS et une limite de fatigue. Donc, les variables d'entrées des surfaces de réponse sont la taille de défaut et la SDAS ainsi la réponse correspond à la limite de fatigue. La fonction de réponse sous forme polynomiale est donnée par l'expression suivante :

$$\sigma_D = b_0 + b_1(\sqrt{aire})^2 + b_2\sqrt{aire} + b_3(SDAS)^2 + b_4 SDAS + b_5(\sqrt{aire}) \times (SDAS) + \varepsilon_r \quad (III.5)$$

La fonction de réponse de la limite de fatigue est représentée par des surfaces dans le domaine spatial de définition des variables SDAS et $\sqrt{aire}$ pour les différents cas de sollicitation. Cette fonction présente le couplage de l'effet de la SDAS et de la taille de défaut sur la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6 à 10^6 cycles.

A partir de la **Figure 64** , on peut donc retenir les interprétations suivantes :

- En torsion à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$, une interaction significative entre l'effet des défauts et la SDAS est marquée pour les petits défauts. Dans ce cas, une SDAS fine présente la meilleure limite de fatigue. Par contre, en présence d'un gros défaut, l'effet de la SDAS est gommé par l'effet de la taille de défaut. Toujours dans le même cas de sollicitation, on constate que pour des SDAS fines l'effet d'une évolution de la taille de défaut sur la limite de fatigue est plus marqué que pour une SDAS grossière.
- En traction à $R_\sigma = 0$, un fort effet de la SDAS sur la limite de fatigue a été constaté pour les petites tailles de défaut. Par contre à $R_\sigma = -1$, il n'y a aucun effet de la SDAS sur la limite de fatigue, c'est le paramètre taille de défaut qui semble être le paramètre le plus nocif dans ce cas de chargement.

L'interaction entre l'effet de la SDAS et la taille des défauts, qui est plus marqué en torsion, peut être due à un rapprochement des niveaux de concentration de contrainte et des déformations plastiques locales entre ceux au niveau des petits défauts et ceux dans la phase eutectique. Par contre, pour les gros défauts, le champ de contrainte est beaucoup plus étendu

que dans le cas d'un petit défaut. Ceci est probablement le motif qui gomme l'effet de la SDAS sur la limite de fatigue du matériau en présence des gros défauts.

Pour conclure, suite aux résultats expérimentaux sur l'alliage d'aluminium A356-T6, la taille des défauts est l'élément de la microstructure le plus critique vis-à-vis de la limite en fatigue. En l'absence de défaut de taille critique à l'origine de la rupture, l'amorçage des fissures s'effectue au niveau de la phase eutectique du matériau sur les particules de silicium. Une interaction entre l'effet de la SDAS et de la taille de défaut peut-être envisagée pour des petits défauts.

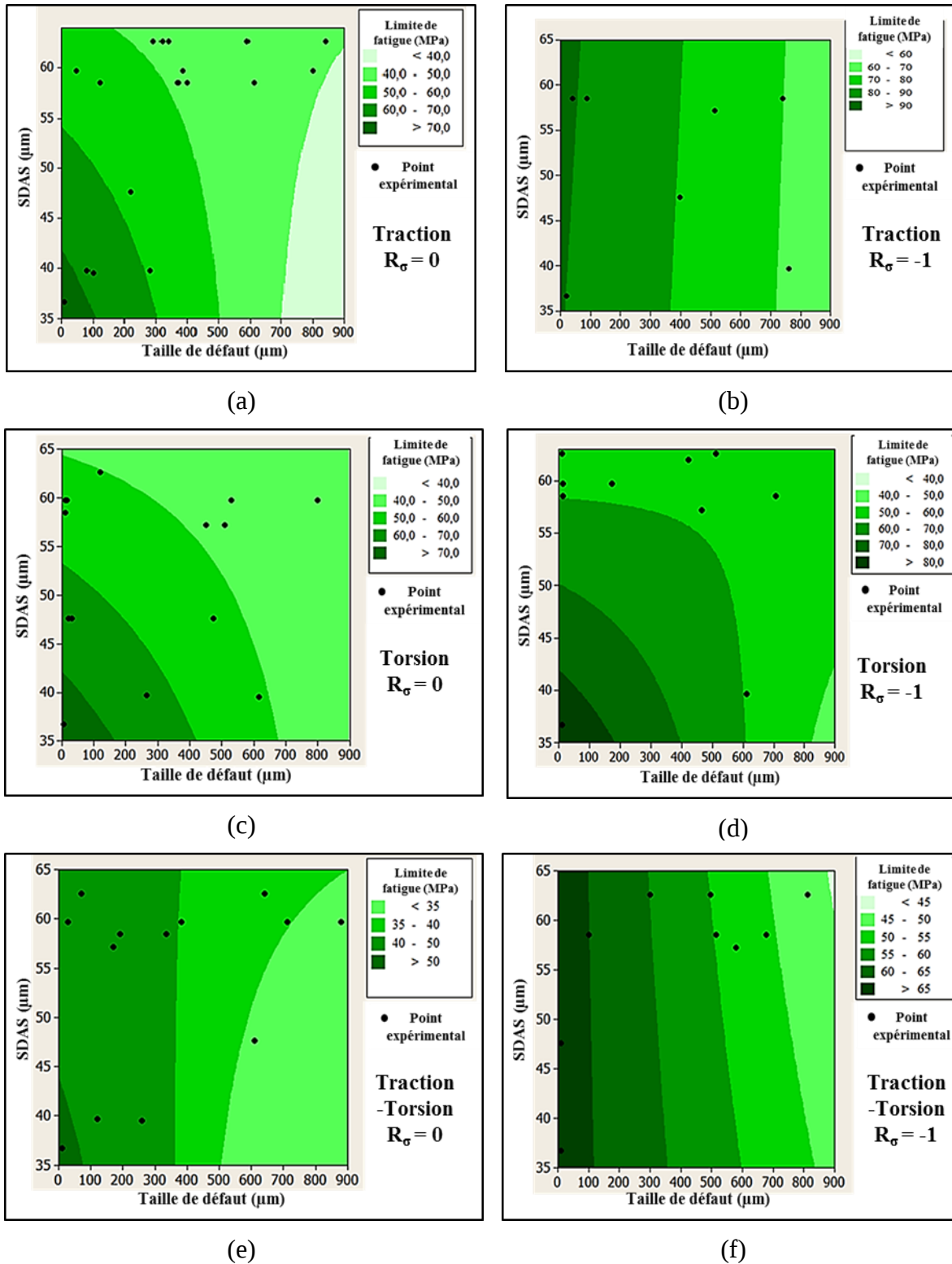


Figure 64: Interaction entre l'effet des défauts et de la SDAS sur la limite de fatigue pour différents cas de chargement. Les couleurs présentent une interpolation des résultats expérimentaux par la méthode de surfaces des réponses (a) traction $R_\sigma = 0$ (b) traction $R_\sigma = -1$ (c) torsion $R_\sigma = 0$ (d) torsion $R_\sigma = -1$ (e) traction-torsion combinées $R_\sigma = 0$ (f) traction-torsion combinées $R_\sigma = -1$

III.3 Conclusion

A l'issue de cette partie expérimentale consacrée à l'étude de l'effet des défauts de fonderie et de la microstructure sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356 à 10^6 cycles, les conclusions principales sont :

- En absence des défauts observés sur le faciès de rupture dans la zone d'amorçage, la microstructure de l'alliage d'aluminium A356-T6 décrite par le paramètre SDAS est le paramètre microstructural principal qui pilote sa limite de fatigue à 10^6 cycles. L'effet de la SDAS sur la limite de fatigue est plus marqué en torsion et en traction à $R_\sigma = 0$ par contre il est difficile de quantifier cet effet en traction-torsion combinées et en traction à $R_\sigma = -1$.
- En absence de défaut à l'origine de la rupture, il apparaît que la taille de grain présente un effet inverse sur la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6. A l'issue de notre étude, l'effet de la taille de grain est considérée un paramètre secondaire.
- Indépendamment du cas de chargement, la phase de propagation des fissures gouverne la durée de vie en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6 à 10^6 cycles (90% de la durée de vie).
- En présence d'un défaut à l'origine de la rupture, la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6 n'est pas affectée par la morphologie et le type du défaut, mais semble être affectée par sa taille définie par le paramètre $\sqrt{aire}$.
- Le comportement en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6 à 10^6 cycles est caractérisé par une sensibilité à la moyenne. Cette sensibilité dépend du type de sollicitation et de la taille de défaut. En traction et traction-torsion combinées, le matériau est plus sensible à la contrainte moyenne en présence d'un défaut. Par contre, en torsion, l'effet de la contrainte moyenne est moins marqué même en présence des défauts.
- Via la technique des surfaces de réponse, nous avons quantifié l'interaction entre l'effet de la taille de défaut et la SDAS. L'effet de la SDAS a été constaté en traction à $R_\sigma = 0$ et en torsion à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$. Cette interaction est plus marquée pour les petits défauts, par contre elle est gommée en présence des gros défauts.

Chapitre IV:

**Prise en compte de l'influence des défauts et de la
microstructure sur la limite de fatigue dans un
critère de fatigue multiaxial**

IV.1 Introduction

L'objectif de cette partie est modifier un critère de fatigue multiaxial décrivant l'effet des différents paramètres qui affectent la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6. Plus exactement, suite à la partie expérimentale, nous avons quantifié l'influence de la taille de défaut, la microstructure ainsi que la contrainte moyenne sur la limite en fatigue dans le cas de cet alliage d'aluminium. Alors, on propose dans ce chapitre d'introduire un critère qui intègre l'effet de tous ces paramètres.

Comme illustré dans l'analyse bibliographique (I.1.3), de nombreux critères existent dans la littérature pour décrire l'effet de la taille de défaut sur limite de fatigue. Il convient de noter que la plupart des critères de fatigue présentés dans la littérature ne considèrent pas l'effet de la microstructure sur la limite de fatigue du matériau. Pour cette raison, nous allons proposer un critère de fatigue qui prend en compte en plus de l'effet de la taille, l'effet de la microstructure sur la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6. La vérification de ce critère est ensuite effectuée sur les résultats expérimentaux pour les différents cas de sollicitation à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$.

Roy [1] a effectué dans ses travaux sur le même matériau une comparaison entre les différents critères présentés dans la section (I.1.3) à $R_\sigma = -1$. A l'issue de cette étude comparative entre ces différents critères et les résultats expérimentaux à $R_\sigma = -1$, Roy [1] a conclu que le critère de gradient (DSG) présente une bonne estimation de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut. L'erreur moyenne absolue obtenue avec le critère de DSG est de 9% pour les chargements et les défauts étudiés. Dans la suite, on se limite à utiliser le critère de gradient (DSG). D'autre part, dans ce chapitre, on commence par choisir un critère de fatigue multiaxial en vue de décrire la contrainte équivalente dans le critère de DSG au niveau des défauts. La méthode d'identification des différents paramètres du critère sera présentée dans la présente partie. La validation du critère sur les différents cas de sollicitation sera effectué pour les deux rapports de charge $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$. La deuxième partie de ce chapitre est dédiée à modifier le critère de DSG afin d'introduire l'effet de la microstructure sur la limite de fatigue. Puis on présentera la nouvelle écriture du critère de DSG modifié ainsi que l'identification des paramètres. Enfin, on termine ce chapitre par une validation de l'estimation du critère modifié par rapport aux résultats expérimentaux pour les différents cas de sollicitation. Cette validation sera présentée sur le diagramme de Kitagawa en se basant sur les résultats expérimentaux pour différentes microstructures.

IV.2 Critère de gradient « Defect Stress Gradient » (DSG)

Le choix du critère de fatigue pour décrire le champ de contrainte au niveau des défauts dans le critère de DSG est basé sur une comparaison préalable entre différents critères. Comme illustré précédemment dans la section I.1.4, ces critères sont: critère de Crossland, critère de Sines, critère de Kakuno-Kawada et critère de Vu. A l'issue de la partie expérimentale, nous avons montré que la contrainte moyenne a un effet sur la limite de fatigue. Suite à ce constat expérimental, l'approche de DSG a été simulée en utilisant les critères mentionnés précédemment qui permettent d'évaluer également l'effet de la contrainte moyenne. La comparaison entre ces critères est basée sur les essais expérimentaux effectués dans les différents cas de chargement. Pour chaque critère décrivant la contrainte équivalente au niveau d'un défaut, l'estimation de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut donnée par le critère de DSG est représentée dans le même diagramme de Kitagawa pour le même type de sollicitation. Afin de procéder à une comparaison plus précise, des histogrammes sont présentés en faisant la moyenne de l'erreur entre les prévisions du critère et les résultats expérimentaux. La comparaison a pour objet de choisir le critère adéquat pour décrire le gradient de contrainte au niveau des défauts pour la suite de notre étude. La condition ($\sigma_{eq\forall} < \beta$) correspond au cas de non rupture en fatigue pour un nombre de cycles donné. Le critère de gradient (DSG), comme il est connu [33], est donné par l'expression suivante :

$$\sigma_{eq\forall} = \sigma_{eq}(M) - a_{\forall} \frac{\sigma_{eq}(M) - \sigma_{eq}(\infty)}{\sqrt{aire}} = \beta \quad (IV. 1)$$

IV.2.1 Procédure d'identification des paramètres du critère

Avant d'adapter le critère de DSG pour décrire l'effet de la SDAS, nous avons proposé d'analyser les prévisions de l'approche de DSG original pour les différents cas de sollicitation. Nous allons commencer par des simulations de l'approche de DSG avec différents critères de fatigue. Enfin, les prévisions de cette approche seront finalement comparées avec les données expérimentales obtenues dans les différents cas de chargement de cette étude.

IV.2.1.a Contrainte équivalente du critère de Crossland

En utilisant le critère de Crossland pour décrire la contrainte équivalente au niveau d'un défaut dans l'approche de DSG, 3 paramètres doivent être identifiés: α_{cr} , β_{cr} et $a_{\forall}$. L'identification des paramètres α_{cr} et β_{cr} requiert deux limites de fatigue du matériau sain. Par

exemple un essai de torsion alternée pour déterminer β_{cr} ($\beta_{cr} = \sigma_{D-1}^{to}$) et un essai de traction pour identifier α_{cr} . Pour l'identification du paramètre a_v , il faut avoir une limite de fatigue d'un essai sur un défaut nocif avec abattement de la limite de fatigue.

Afin d'identifier le paramètre β_{cr} , on va prendre dans un premier temps la valeur moyenne des limites de fatigue en torsion à $R_\sigma = -1$ en absence des défauts. Suite à l'identification de β_{cr} , α_{cr} est identifié à partir d'une limite de fatigue en traction à $R_\sigma = -1$ du matériau sans défaut. Pour déterminer la valeur du paramètre a_v , on se place dans le cas d'égalité entre la contrainte seuil (β_{cr}) et la contrainte équivalente ($\sigma_{eq \nabla M}$) du critère de DSG au niveau d'un défaut à l'origine de la rupture avec abattement de la limite de fatigue. Pour identifier le paramètre a_v , nous avons choisi d'utiliser la limite de fatigue du premier point expérimental qui correspond à un abattement de plus de 10% par rapport à la limite de fatigue du matériau sans défaut. Un essai de fatigue en traction à $R_\sigma = -1$ sur un défaut de $690\mu m$ ayant une limite de fatigue $\sigma_{D-1}^{ta}(\sqrt{aire} = 690\mu m) = 75MPa$ a été employé pour identifier le paramètre a_v du critère de DSG. L'expression du paramètre a_v est donnée par l'expression suivante:

$$a_v = \sqrt{aire} \times \frac{\sigma_{eq,Cr}(M) - \beta}{\sigma_{eq,Cr}(M) - \sigma_{eq,Cr}(\infty)} \quad (IV. 2)$$

Pour déterminer la contrainte équivalente au niveau d'un défaut, nous avons utilisé le tenseur de contrainte locale autour du défaut. Les coefficients de concentration de contrainte dans chaque direction ont été déterminés autour d'un défaut sphérique grâce à des simulations numériques en élasticité linéaire pour les différentes sollicitations (Traction, torsion et traction torsion combinées). Les résultats de simulation sont présentés dans le document annexe 3.

Dans le cas de traction uniaxiale avec $\sigma_{11}=1MPa$, la contrainte locale au point le plus sollicité autour d'un défaut sphérique dans le repère principal est donnée par le tenseur suivant:

$$\sigma_{loc} = \begin{pmatrix} 2,05 & 0 & 0 \\ 0 & 0,136 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

Dans le cas d'une sollicitation en torsion avec $\tau_{12} = \tau_{21} = 1MPa$, la contrainte locale au point le plus sollicité autour d'un défaut est donnée par le tenseur suivant dans le repère principal:

$$\tau_{loc} = \begin{pmatrix} 2,73 & 0 & 0 \\ 0 & 0,82 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

Dans une sollicitation en traction-torsion combinées avec $\sigma_{11} = \tau_{12} = \tau_{21} = 1 \text{ MPa}$, la contrainte locale au niveau d'un défaut sphérique de rayon égale à 1 est donnée par le tenseur suivant dans le repère principal :

$$\sigma_{loc} = \begin{pmatrix} 2.37 & 0 & 0 \\ 0 & 1.18 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

L'évaluation de la contrainte locale maximale au fond d'un défaut sphérique a permis de déterminer le facteur de concentration de contrainte K_t dans les différentes directions pour les trois sollicitations de notre étude.

Les données expérimentales exploitées pour l'identification des paramètres de l'approche de DSG en utilisant le critère de Crossland ainsi que les paramètres identifiés sont donnés dans le

Tableau 7.

Données expérimentales d'identification			Paramètres identifiés		
$\sigma_{D-1}^{to} (Sain)$ (MPa)	$\sigma_{D-1}^{ta} (sain)$ (MPa)	$\sigma_{D-1} (\sqrt{aire} = 690 \mu m)$ (MPa)	α_{cr}	β_{cr} (MPa)	a_v (μm)
68	90	75	0,54	68	560

Tableau 7: Identification des paramètres du critère de DSG en utilisant le critère de Crossland pour décrire la contrainte équivalente (α_{cr} , β_{cr} et a_v)

IV.2.1.b Contrainte équivalente du critère de Sines

Dans la partie expérimentale, nous avons montré que la contrainte moyenne présente un effet sur la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6. Pour cette raison, on propose de tester le critère de Sines qui fait intervenir l'effet de la contrainte moyenne dans la pression hydrostatique. L'écriture de ce critère a été déjà présentée dans la section I.1.4.b. Le critère de Sines a été utilisé dans le critère de DSG pour décrire la contrainte équivalente au niveau d'un défaut. En utilisant ce critère, trois paramètres doivent être identifiés: α_{si} , β_{si} et a_v . Dans un premier temps, on commence par identifier les deux paramètres α_{si} et β_{si} à partir des deux limites de fatigue sur un matériau sain. Un essai sur un matériau sain avec une contrainte moyenne est nécessaire pour pouvoir identifier α_{si} . D'autre part, le paramètre β_{si} est identifié à partir d'un essai de torsion sans défaut. Comme dans le cas précédent, l'identification du paramètre a_v est effectuée à partir d'une limite de fatigue d'un essai de fatigue sur un défaut nocif. Le **Tableau 8** illustre l'identification des différents paramètres en utilisant les mêmes données

expérimentales utilisées dans le cas du critère de Crossland sauf en traction à $R_\sigma = 0$ pour pouvoir déterminer le paramètre α_{si} .

Données expérimentales d'identification			Paramètres identifiés		
$\sigma_{D-1}^{to} (Sain)$ (MPa)	$\sigma_{D0}^{ta} (sain)$ (MPa)	$\sigma_{D-1}(\sqrt{aire} = 690\mu m)$ (MPa)	α_{si}	β_{si}	$a_v (\mu m)$
68	72	75	1,1	68	540

Tableau 8: Identification des paramètres du critère de DSG en utilisant le critère de Sines

IV.2.1.c Contrainte équivalente du critère de Kakuno & Kawada

Le critère de Kakuno et Kawada a été déjà présenté dans la section I.1.4.c. Ce critère présente une combinaison entre l'effet de la contrainte moyenne de la contrainte appliquée, l'amplitude de la pression hydrostatique ainsi que l'amplitude de la contrainte de cisaillement. L'utilisation de ce critère dans l'approche de DSG nécessite quatre points expérimentaux pour identifier les différents paramètres. Le paramètre a_v est identifié en utilisant la limite de fatigue en présence d'un défaut. Les paramètres α_{kk} , γ_{kk} et β_{kk} sont identifiés à partir de trois essais de fatigue différents sur un matériau sain. Comme dans le critère de Sines, le paramètre α_{kk} doit être identifié sur un essai avec une contrainte moyenne. D'autre part, comme précédemment, le paramètre β_{kk} est identifié en moyennant les limites de fatigue en torsion à $R_\sigma = -1$ en absence des défauts. Afin d'éviter l'effet de l'identification sur le choix du critère, nous avons gardé dans cette partie les mêmes résultats expérimentaux utilisés précédemment pour identifier les paramètres du critère de DSG. L'identification des différents paramètres dans ce cas est donnée dans le tableau suivant en utilisant les équations (I. 18) - (I. 20):

Données expérimentales d'identification				Paramètres identifiés			
$\sigma_{D-1}^{to} (Sain)$ (MPa)	$\sigma_{D0}^{ta} (sain)$ (MPa)	$\sigma_{D-1}^{ta} (sain)$ (MPa)	$\sigma_{D-1}(\sqrt{aire} = 690\mu m)$ (MPa)	α_{kk}	γ_{kk}	β_{kk} (MPa)	a_v (μm)
68	72	90	75	0,56	0,53	68	550

Tableau 9: Identification des paramètres du critère de DSG en utilisant le critère de Kakuno & Kawada

IV.2.1.d Contrainte équivalente du critère de Vu

Dans la suite, nous allons utiliser le critère de Vu pour décrire la contrainte équivalente au niveau de défaut dans l'approche de DSG. Ce critère a été déjà présenté dans la section I.1.4.d avec la méthode d'identification des différents paramètres. En plus de l'effet de l'amplitude de second invariant du tenseur des contraintes, le critère de Vu considère l'effet de l'amplitude et la moyenne de la contrainte hydrostatique avec la valeur moyenne de second invariant du tenseur des contraintes. Dans ce critère, quatre paramètres sont à identifier à partir des résultats expérimentaux. Les paramètres β_{vu} et γ_{1-3} sont identifiés à l'aide des deux limites de fatigue, en torsion alternée (σ_{D-1}^{to}), en traction alternée (σ_{D-1}^{ta}) ainsi que la résistance à la rupture en traction (R_m). Les paramètres de ce critère sont présentés dans le **Tableau 10**.

Données expérimentales d'identification				Paramètres identifiés				
σ_{D-1}^{to} (Sain) (MPa)	σ_{D-1}^{ta} (sain) (MPa)	R_m (MPa)	$\sigma_{D-1}^{ta}(\sqrt{aire} = 690\mu m)$ (MPa)	γ_1	γ_2	γ_3 (MPa)	β_{vu} (MPa)	a_v (μm)
68	90	317	90	0,65	0,86	21,3	68	180

Tableau 10: Identification des paramètres du critère de DSG en utilisant le critère de Vu

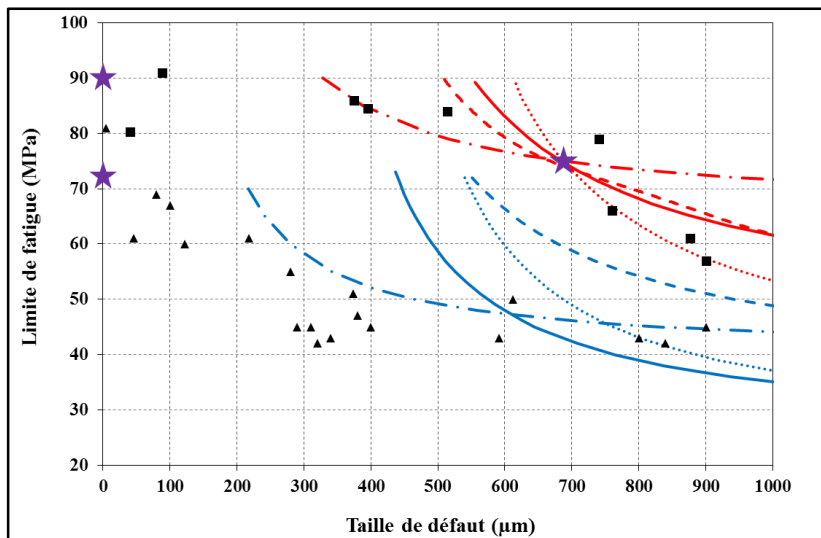
IV.2.2 Comparaison et choix de la contrainte équivalente

Afin de décrire la contrainte équivalente autour d'un défaut dans l'approche de DSG, nous avons identifié les paramètres des quatre critères qui peuvent être utilisés. Après cette phase d'identification, on se propose d'effectuer un choix entre ces critères pour la suite de ce travail. Nous proposons donc de comparer les résultats expérimentaux pour les différents cas de sollicitation avec la prédiction de l'approche de DSG en utilisant différents critères (Crossland, Sines, Kakuno et Vu). Cette étude comparative est intéressante car elle est effectuée entre la courbe de prévision et un grand nombre de résultats expérimentaux pour les différents cas de chargements. Les courbes de prévision sont présentées dans un diagramme de Kitagawa pour les trois cas de sollicitations (traction, torsion et traction-torsion combinées). La Figure 65 présente les prévisions de l'approche de DSG en utilisant les quatre critères mentionnés précédemment par rapport aux résultats expérimentaux pour les trois cas de sollicitation. Avec l'approche de DSG, la prévision de la tendance de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut est bien décrite. On constate que cette prévision dépend du critère de fatigue utilisé dans l'approche de DSG pour décrire la contrainte équivalente au niveau du défaut. Pour cela,

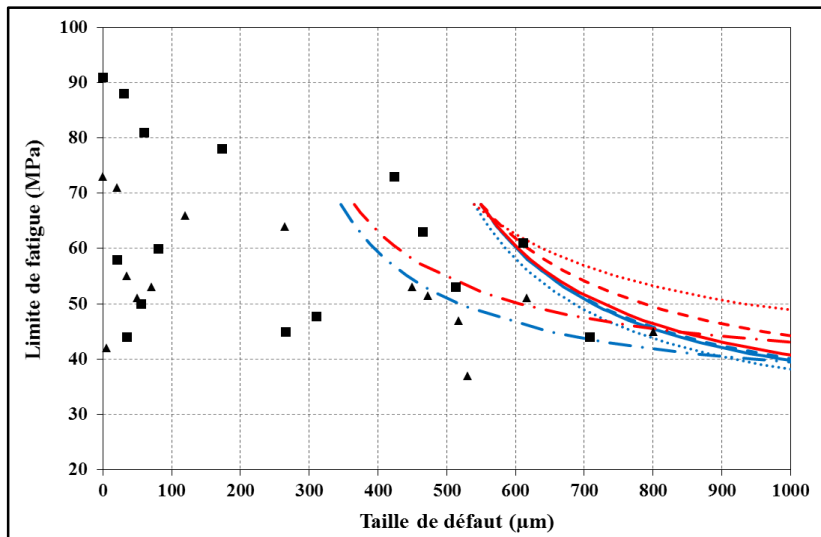
nous allons choisir le critère le plus adapté entre ces quatre critères pour la suite de notre étude. Pour ce faire, nous avons proposé de comparer quantitativement les résultats expérimentaux avec la prévision de l'approche de DSG en utilisant les différents critères testés.

Des études antérieures ont montré que la qualité de prévision de l'approche de gradient (DSG) dépend principalement du paramètre a_V . Pour cette raison, afin d'avoir une comparaison objective entre les différents critères testés, nous avons gardé la même base expérimentale pour identifier le paramètre a_V . La simulation de l'approche de DSG a été effectuée dans les différents cas de sollicitation avec le même paramètre a_V . Ce paramètre a été identifié à partir d'un essai de fatigue en traction à $R_\sigma = -1$ sur un défaut ($\sigma_{D-1}(\sqrt{aire} = 690\mu m) = 75\text{MPa}$).

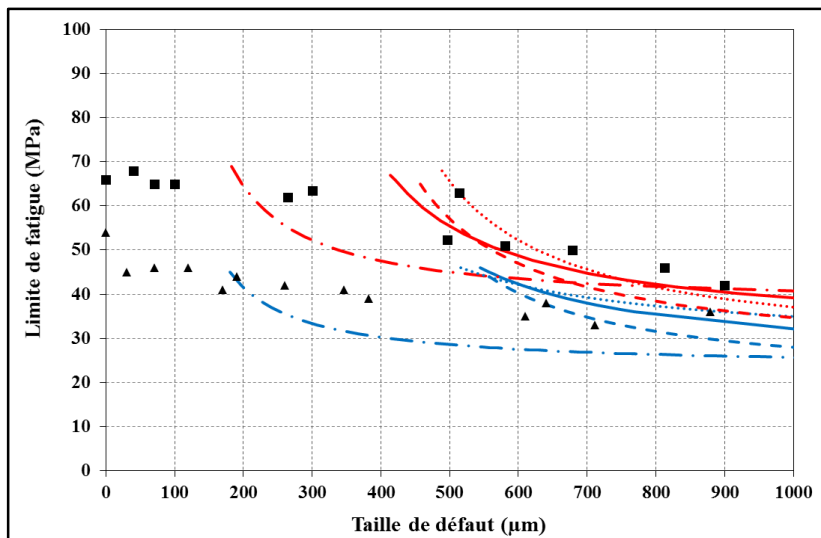
Dans l'approche de DSG, l'effet de la contrainte moyenne est porté par la contrainte équivalente ($\sigma_{eq}(M)$) au fond du défaut. Dans la Figure 65, par comparaison entre les différents cas de sollicitation, nous avons constaté qu'en torsion il y a une faible différence entre les prévisions pour les deux rapports de chargement. Ce qui implique un faible effet de la contrainte moyenne. Ce constat a été déjà observé à partir du diagramme de Haigh en torsion pour différentes tailles de défaut. D'autre part, en traction et traction torsion combinées, l'abatement de la prévision de la limite de fatigue est bien décrit par l'approche de DSG pour les deux rapports de chargement et avec les différents critères testés. Donc il paraît que l'approche de gradient décrit raisonnablement bien l'effet de la contrainte moyenne sur la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6. Il reste à choisir un critère de fatigue multiaxial parmi les critères présentés ci-dessous (section IV.2.1). Dans cette étude, nous avons fait le choix de comparer entre les quatre critères pour décrire la contrainte moyenne ensuite, nous allons modifier le critère de DSG.



(a)



(b)



(c)

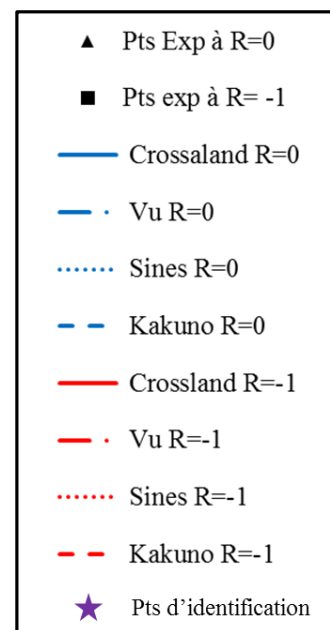


Figure 65: Simulation de l'approche de DSG avec différents critères dans le diagramme de Kitagawa (a) en traction (b) en torsion (c) en traction-torsion combinées

L'évaluation de la qualité de prévision des différents critères dans l'approche de DSG a été effectuée en utilisant un indice d'erreur. Cet indice indique l'écart relatif entre l'estimation du critère de DSG et les données expérimentales. Il est donné par l'expression suivante :

$$I = \left(\frac{\sigma_{Dexp} - \sigma_{Dsim}}{\sigma_{Dexp}} \right) \times 100\% \quad (IV. 5)$$

La Figure 66 illustre un histogramme de la variation de l'indice d'erreur (I) ainsi que sa valeur absolue (I_a) entre les résultats expérimentaux et les prévisions de chaque critère pour les différents cas de sollicitation. Ces histogrammes permettent de juger de la qualité des résultats de prédiction de chaque critère. Dans la Figure 66(e), la valeur négative de I correspond à une limite de fatigue expérimentale inférieure à celle prédite par le critère ce qui signifie une prévision conservative. Inversement, si l'indice d'erreur I est positif, ceci signifie une prévision non conservative.

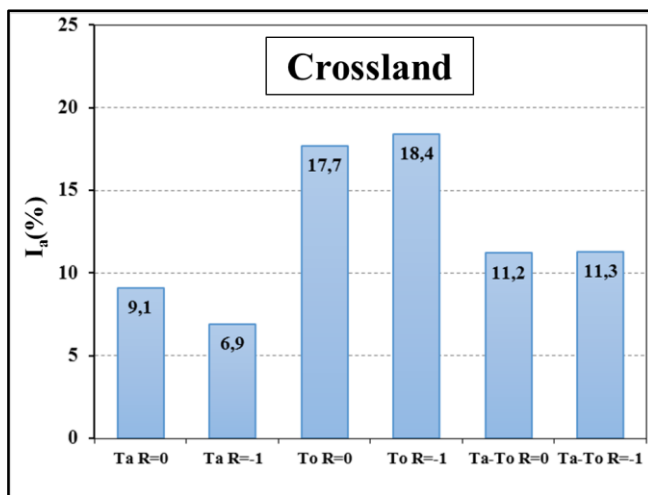
En traction à $R_\sigma = -1$, la tendance de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut est bien décrite par l'approche de DSG avec les différents critères. Par contre à $R_\sigma = 0$, la prévision de l'approche de DSG dépend du critère employé pour décrire la contrainte équivalente autour du défaut. Le critère de Kakuno & Kawada est non conservatif, il décrit mal l'évolution de la limite de fatigue expérimentale avec la taille de défaut. Les critères de Crossland et de Sines décrivent l'abatement de la limite de fatigue pour les grands défauts mais ils ne décrivent pas l'effet des petits défauts. Par contre, il apparait que le critère de Vu décrit raisonnablement bien la tendance de la limite de fatigue même pour les petites tailles de défauts. D'autre part, à $R_\sigma = -1$, les quatre critères testés dans l'approche de DSG décrivent bien l'abatement de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut. Cependant, ceci est probablement dû au point expérimental sur un défaut à $R_\sigma = -1$ employé pour identifier le paramètre α_V .

En torsion, l'approche de DSG testée avec les différents critères est un peu loin de décrire la variation de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut. En torsion, tous les critères sont conservatifs avec une erreur moyenne I_a qui varie entre 11,4% et 26,5%. Dans ce cas, la prévision de la limite de fatigue avec l'approche de DSG est sous-estimée. Ce résultat est peut être dû à l'identification du paramètre β obtenu par la moyenne de la limite de fatigue du matériau sans défaut en torsion à $R_\sigma = -1$.

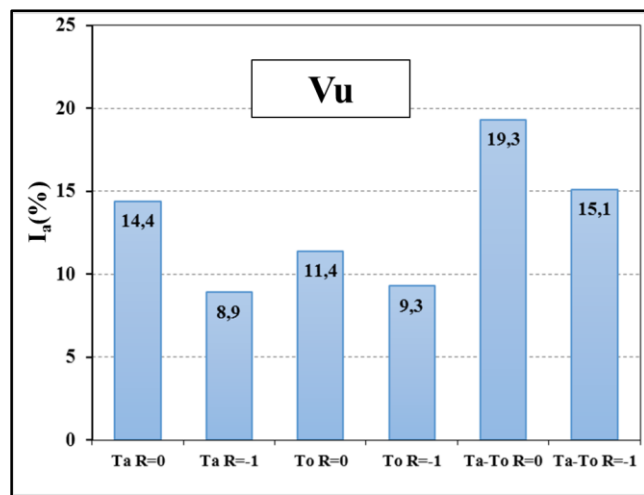
En traction-torsion combinées, la tendance de la limite de fatigue est raisonnablement mieux décrite par l'approche de DSG avec les quatre critères testés. Pour les deux rapports de

chargement, le critère de Vu est conservatif. L'erreur moyenne I_a obtenue varie entre 8,7% et 19,3%. Pour les critères de Crossland et de Kakuno & Kawada, la prévision est conservative à $R_\sigma=0$ contrairement à $R_\sigma=-1$ qui donne une prévision non conservatif. Par contre, le critère de Sines est toujours non conservatif pour les deux rapports de chargement en traction torsion combinées.

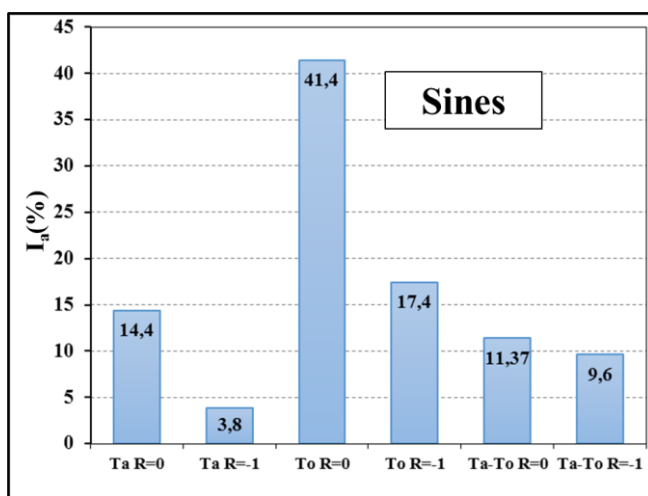
En faisant la moyenne de l'indice d'erreur en valeur absolue (I_a) obtenue par simulation de l'approche de DSG avec les différents critères pour toutes les sollicitations, on obtient les résultats suivants : Crossland=12,4%, Vu=13%, Sines=16,3%, Kakuno =20,9%. Sur la base de cette étude comparative, il s'avère que l'utilisation du critère de Crossland dans l'approche de DSG donne la meilleure estimation de la tendance de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut. Cependant, l'utilisation du critère de Vu donne aussi de bonnes estimations de la limite de fatigue pour différentes tailles de défauts dans certains cas de chargement (en Traction). D'autre part, l'application du critère de Sines nécessite la vérification de la condition décrite dans l'équation (I. 16) ($\frac{\sigma_{D-1}^{Ta}}{\sqrt{3}} = \sigma_{D-1}^{To}$). Avec les résultats expérimentaux obtenus sur l'alliage d'aluminium A356-T6, cette condition n'est pas validée. En outre, par comparaison avec le critère de Crossland, l'identification des différents paramètres du critère de Kakuno-Kawada nécessite un point expérimental de plus. Le critère de Vu proposé suite à ses travaux de thèse [91] sur l'acier C35 a été comparé avec le critère de Crossland ainsi que d'autres critères. L'étude comparative a montré que le critère de Crossland n'est pas bien adapté pour décrire le déphasage sous un chargement non-proportionnel. Dans ce cas et pour l'acier C35, le critère de Crossland conduit à des prévisions non conservatives. Mais il apparaît que le critère de Crossland est plus adapté dans le cas de l'alliage d'aluminium A356-T6. A l'issue de cette étude comparative, nous avons proposé d'utiliser le critère de Crossland dans l'approche de DSG pour la suite de notre étude.



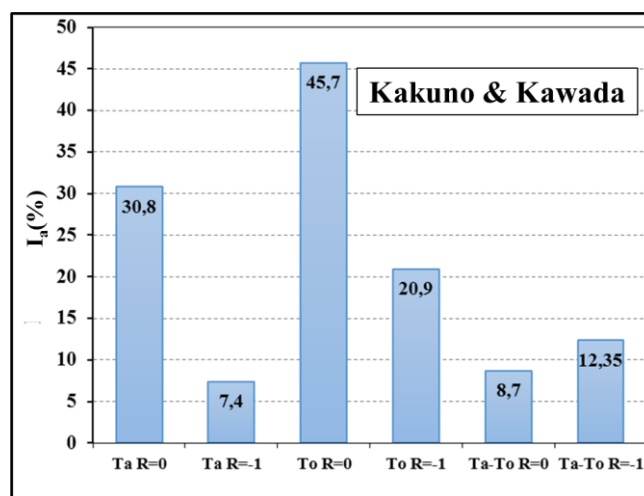
(a)



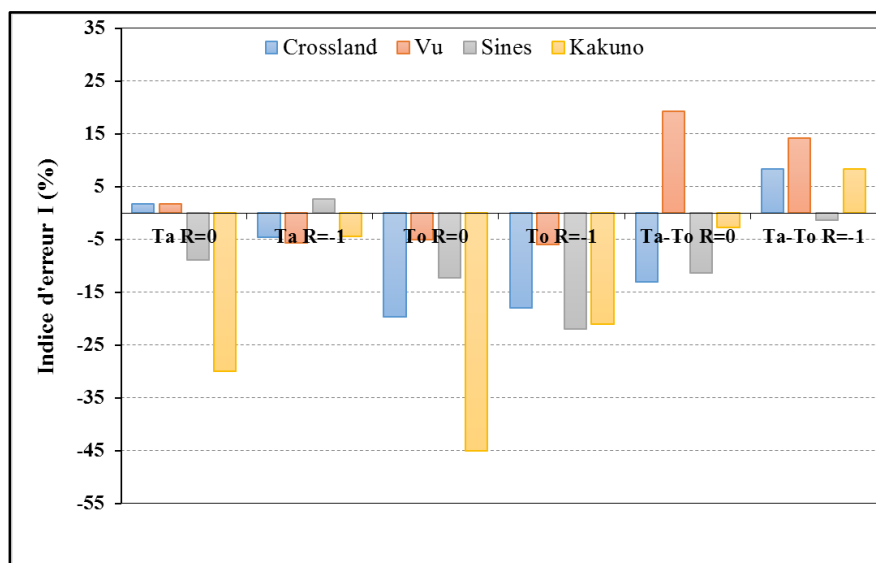
(b)



(c)



(d)



(e)

Figure 66: Histogramme des indices d'erreur pour les différents cas de sollicitation avec les quatre critères testés

Les simulations de l'approche de DSG avec différents critères donnent de bonnes tendances en traction-torsion combinées, moins bonnes en traction et des mauvais résultats en torsion. L'écart entre les résultats expérimentaux et les simulations de l'approche de DSG avec différents critères peut être dû à plusieurs paramètres :

- La précision de la prévision de l'approche de DSG dépend du choix des données expérimentales pour identifier le paramètre a_7 . Pour cette raison nous avons proposé dès le début d'utiliser le même point expérimental pour simuler l'approche de DSG avec les différents critères. Il convient donc de proposer une méthode d'identification de ce paramètre. Désormais, nous proposons d'utiliser un point expérimental où l'on constate que la limite de fatigue est affectée par la taille de défaut.
- L'identification du paramètre β de l'approche de DSG est aussi soumise à une discussion. En torsion à $R_\sigma = -1$ en absence des défauts, nous avons constaté une dispersion importante de la limite de fatigue (88MPa-45MPa). Cette limite de fatigue (σ_{D-1}^{to}) correspond aux paramètres $\beta_{cr,si,KK}$. Dans un premier temps, nous avons proposé de prendre la valeur moyenne pour l'identification de ce paramètre qui peut affecter la qualité de prévision de l'approche de DSG. Nous verrons par la suite que le paramètre β varie avec la SDAS.
- Le tenseur de contrainte au niveau du défaut pour les différents cas de sollicitation a été obtenu par simulation en élasticité linéaire au niveau d'un défaut sphérique. Il est connu dans la littérature que le facteur de concentration de contrainte K_t dépend de la géométrie de défaut. Nous avons montré dans la partie expérimentale que la morphologie de défaut n'affecte pas la limite de fatigue. Nous allons supposer dans la suite que le tenseur des contraintes employées pour déterminer la contrainte équivalente au niveau des défauts n'affecte pas la qualité de prévision du critère. En conséquence, représenter le défaut par une sphère dans le cas de l'alliage d'aluminium A356-T6 est une approximation raisonnable.

Suite à l'étude expérimentale, nous avons constaté qu'en plus de l'effet de la taille de défaut et de la contrainte moyenne sur la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6, la microstructure décrite par le paramètre SDAS présente un effet non négligeable avec une interaction avec la taille de défaut. Toutefois, le critère de DSG comme il est présenté, ne décrit que l'effet de gradient, l'effet de la contrainte moyenne et l'effet de la taille de défaut. Pour

cette raison, dans la suite, on propose d'introduire l'effet de la microstructure dans la formulation du critère de DSG.

IV.3 Modification du critère de gradient (DSG)

Dans cette partie, nous présentons la base expérimentale qui nous permet de proposer la modification du critère de DSG ainsi que la nouvelle formulation du critère. La deuxième partie est dédiée à présenter la méthode d'identification des paramètres en utilisant le critère de Crossland pour décrire la contrainte équivalente. Enfin, nous allons évaluer la qualité de prévision du critère de DSG modifié avec les points expérimentaux pour les différents cas de sollicitation.

IV.3.1 Nouvelle formulation du critère de gradient (DSG)

A partir de la partie expérimentale, il s'avère que l'effet de la microstructure est plus marqué en torsion en absence des défauts à l'origine de la rupture par fatigue. Une large évolution de la limite de fatigue en fonction de la microstructure (SDAS) en torsion à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$ a été constatée pour le matériau sain. Cette dispersion affecte l'identification du paramètre β_{cr} qui correspond à la limite de fatigue en torsion alterné du matériau sain ($\sigma_{D-1}^{to}(sain)$). Alors, dans la suite il est tout à fait envisageable d'introduire un paramètre dans la formulation du critère de gradient qui permet d'intégrer l'effet de la microstructure sur la limite en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6. Dans la partie précédente, pour identifier le paramètre β_{cr} , nous avons considéré la valeur moyenne de la limite de fatigue $\sigma_{D-1}^{to}(sain)$. Dans la suite, nous proposons d'introduire l'effet de la microstructure dans ce paramètre et de le remplacer par une fonction qui dépend de la SDAS. Cette modification du paramètre β_{cr} permet d'avoir la nouvelle formulation du critère de DSG. La formulation du paramètre β_{cr} en fonction de la SDAS est inspirée des travaux de Maijer *et al* [102] sur l'alliage d'aluminium A356-T6 pour différentes microstructures. Ces auteurs ont proposé une relation empirique entre la limite d'élasticité et la microstructure caractérisée par le paramètre SDAS (λ_2). L'équation empirique est donnée par l'expression suivante :

$$\sigma_y = \sigma_0 \exp\left(-\frac{\lambda_2}{\lambda_0}\right) \quad (IV. 6)$$

Avec les constantes matériaux: $\sigma_0 = 278MPa$ et $\lambda_0 = 244\mu m$

Dans la suite nous faisons le choix de considérer l'équation empirique de la variation de la limite d'élasticité en fonction de la SDAS pour proposer la fonction de l'évolution du paramètre β_{cr} en fonction de la microstructure. Ainsi, la variation de β_{cr} en fonction avec la SDAS peut être donnée par l'expression suivante :

$$\beta_{cr}(\lambda_2) = \beta_0 \exp\left(-\frac{\lambda_2}{\lambda_0}\right) \quad (IV. 7)$$

Les paramètres λ_0 et β_0 sont des constantes déterminées à partir des résultats expérimentaux et la variable λ_2 désigne la SDAS. La démarche d'identification de ces paramètres est présentée dans la partie suivante.

Le paramètre α_{cr} est lié au paramètre β_{cr} par l'équation (IV. 8). Il apparaît alors que α_{cr} est un paramètre qui peut dépendre aussi de la SDAS. Pour vérifier la dépendance de α_{cr} à la microstructure décrite par la SDAS, nous avons tracé l'évolution de $\sqrt{J_{2,a}}$ en fonction de $J_{1,max}$ pour diverses microstructures en utilisant les résultats expérimentaux à $R_\sigma=0$ et $R_\sigma=-1$ pour les trois cas de sollicitations (Figure 67).

$$\alpha_{cr}(\lambda_2) = \frac{\beta_{cr}(\lambda_2) - \frac{\sigma_{D-1}^{ta}}{\sqrt{3}}}{\frac{\sigma_{D-1}^{ta}}{3}} \quad (IV. 8)$$

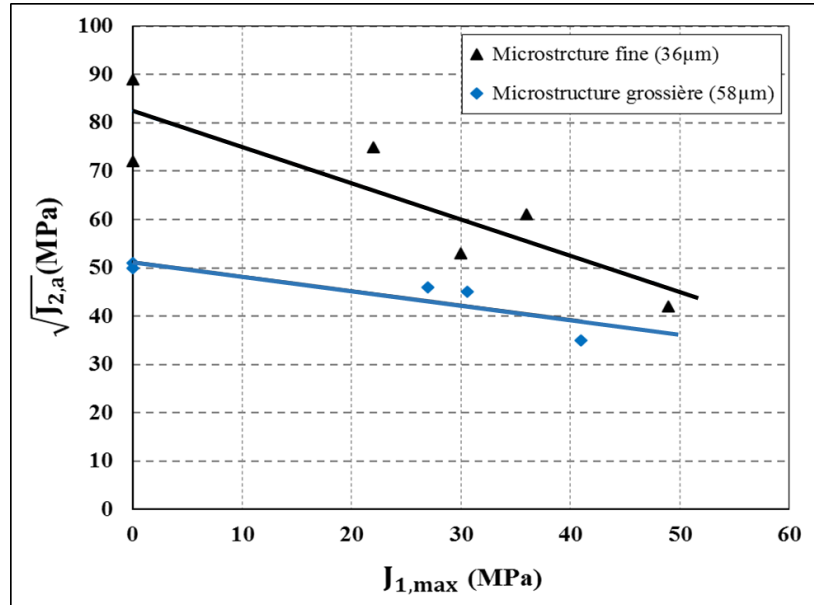


Figure 67 : Effet de la SDAS sur la variation du paramètre α_{cr}

A partir de la Figure 67, la pente de la droite qui représente le critère de Crossland varie avec la microstructure. Cette pente correspond au paramètre α_{cr} . Il apparaît que ce paramètre

dépend de la microstructure de l'alliage d'aluminium A356-T6. Comme le paramètre α_{cr} est lié au paramètre β_{cr} par l'équation (IV. 8), donc la variation de α_{cr} avec la SDAS peut être donnée par l'expression suivante :

$$\alpha_{cr}(\lambda_2) = \alpha_0 \exp\left(-\frac{\lambda_2}{\lambda_0}\right) \quad (IV. 9)$$

Avec λ_0 et α_0 sont des constantes empiriques identifiées à partir des résultats expérimentaux.

Suite à cette partie, le critère de gradient est reconstruit avec une nouvelle formulation qui pourrait intégrer l'effet de la microstructure en plus de l'effet de la taille de défaut. Les corrections apportées sur le critère de gradient traduisent les mécanismes observés à partir de l'étude expérimentale sur l'alliage d'aluminium A356-T6. En introduisant une dépendance à la microstructure dans la formulation du critère, nous sommes capables dans la suite de prévoir la variation de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut et de la SDAS pour les différents cas de chargements. La modification du critère est d'autant plus intéressante avec la variation de la SDAS entre les différents niveaux de la coulée employée dans les essais de fatigue. En faisant intervenir l'effet de la microstructure via la SDAS, le critère de gradient modifié s'écrit finalement par l'expression suivante :

$$\sigma_{eq\vee} = \sigma_{eq,cr}(M) - a_{\vee} \frac{\sigma_{eq,cr}(M) - \sigma_{eq,cr}(\infty)}{\sqrt{aire}} = \beta_0 \exp\left(-\frac{\lambda_2}{\lambda_0}\right) \quad (IV. 10)$$

Dans la formulation du critère de DSG modifié, les paramètres β_{cr} et α_{cr} permettent de prendre en compte l'effet de la SDAS. Il est nécessaire maintenant d'identifier chaque paramètre du critère à partir des données expérimentales.

IV.3.2 Identification des paramètres du critère modifié

L'objectif de cette partie consiste à identifier les différents paramètres du critère de gradient modifié. Les paramètres à identifier sont: β_0 , α_0 , λ_0 et $a_{\vee}$. Pour ce faire, quatre points expérimentaux sont nécessaires. On commence par identifier les paramètres β_0 et λ_0 à partir de deux limites de fatigue expérimentales en torsion à $R_{\sigma} = -1$ avec deux microstructures différentes sans défaut. Le paramètre α_0 est identifié à partir d'un essai de traction sur un matériau sain pour une microstructure connue. Dans ce cas, on commence par déterminer le paramètre α_{cr} pour une microstructure connue avec une limite de fatigue en traction à $R_{\sigma} = 0$ ou à $R_{\sigma} = -1$ en utilisant l'équation (IV. 9) puis on identifie le paramètre α_0 . Enfin, il faut identifier le paramètre $a_{\vee}$ à partir d'une limite de fatigue sur un défaut. Comme dans la partie précédente,

nous allons identifier a_V à $R_\sigma = -1$. Après l'identification des paramètres, nous allons tracer la simulation du critère de DSG modifié dans un diagramme de Kitagawa pour les différents cas de sollicitation afin d'étudier la qualité de prévision du critère. Les données expérimentales utilisées pour l'identification ainsi que les paramètres identifiés sont donnés dans le **Tableau 11**.

Données d'identification		Paramètres identifiés	
$\sigma_{D-1}^{to}(\lambda_2 = 36,7\mu\text{m})$	88	β_0 (MPa)	167
$\sigma_{D-1}^{to}(\lambda_2 = 72,2\mu\text{m})$	50	α_0	1,8
$\sigma_{D0}^{ta}(\lambda_2 = 36,7\mu\text{m})$	73	λ_0 (μm)	60
$\sigma_{D-1}^{ta}(\sqrt{aire} = 688\mu\text{m}, \lambda_2 = 39,5\mu\text{m})$	75	a_V (μm)	470

Tableau 11: Identification des paramètres de la nouvelle formulation du critère de gradient

A titre d'illustration, la **Figure 68** présente l'évolution de la limite de fatigue expérimentale en torsion à $R_\sigma = -1$ et à $R_\sigma = 0$ en fonction de la SDAS ainsi que l'équation (IV. 7). A partir de cette figure, l'expression de β_{cr} proposée en utilisant les paramètres β_0 et λ_0 identifiés s'avèrent pertinentes pour décrire la tendance de β_{cr} . Cette tendance correspond à la variation de la limite de fatigue en torsion à $R_\sigma = -1$ en fonction de la SDAS.

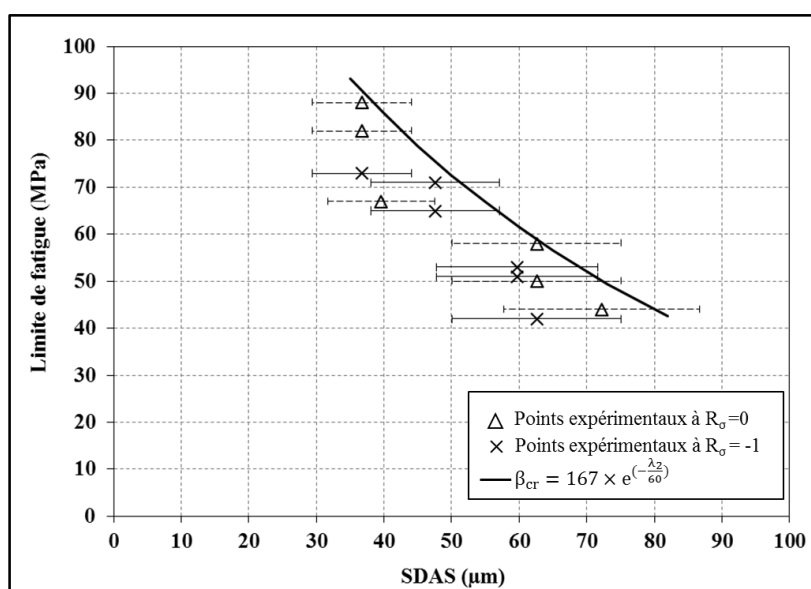


Figure 68: Evaluation de l'expression de β_{cr} avec les résultats expérimentaux

IV.3.3 Simulation du critère de gradient modifié

Le critère de gradient modifié a été simulé dans le diagramme de Kitagawa pour prévoir la limite de fatigue. Le critère considère à la fois l'effet de la taille du défaut et la SDAS. La simulation de critère présentée dans la Figure 69 a été effectuée en utilisant une microstructure fine (niveau 1 de la coulée) et une microstructure grossière (niveau 8 de la coulée). Les diagrammes simulés sont générés de manière continue avec deux fonctions employées pour décrire l'évolution de la limite de fatigue avec la taille de défaut:

- (i) La première fonction représente la contrainte seuil où la taille de défaut n'a pas d'effet sur la limite de fatigue. Dans cette partie, la limite de fatigue ne dépend que de la microstructure (SDAS). Cette fonction est donnée par l'expression suivante:

$$\sigma_{eq\vee}(M) = \sigma_{Cr,Max} = \beta_0 \exp\left(-\frac{\lambda_2}{\lambda_0}\right) \quad (IV. 11)$$

- (ii) La deuxième fonction décrit l'abatement de la limite de fatigue avec la taille de défaut et la microstructure décrite par le paramètre SDAS. Dans cette deuxième partie, la limite de fatigue est fortement influencée par ces deux paramètres. Cette fonction est présentée dans l'expression suivante:

$$\sigma_{eq\vee}(M) = \sigma_{eq,cr}(M) - a_{\vee} \frac{\sigma_{eq,cr}(M) - \sigma_{eq,cr}(\infty)}{\sqrt{aire}} \quad (IV. 12)$$

Dans la suite et en utilisant les équations (IV.11) et (IV.12), le critère de gradient a été utilisé pour prévoir le diagramme de Kitagawa pour les différents cas de sollicitation. Par souci de simplicité, la simulation du critère est obtenue avec une SDAS fine (39,5µm) et une SDAS grossière (72,2µm). Avec les deux valeurs de la SDAS, le critère modifié couvre tout le domaine de la microstructure des points expérimentaux effectués sur la coulée. L'avantage du critère DSG modifié est d'introduire l'effet de la SDAS en plus de l'effet de la taille du défaut sur la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6.

A partir de la simulation du critère de gradient modifié présenté dans la **Figure 69**, le critère décrit correctement la tendance de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut pour différentes microstructures. En traction, dans les différents cas de chargement, la limite de fatigue pour une SDAS fine est supérieure à celle obtenue avec une SDAS grossière. Cependant, cette différence diminue et les courbes convergent pour les grosses tailles de défaut. Cette constatation amène à conclure que, même en présence d'un défaut, la microstructure caractérisée par la SDAS présente un effet sur la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6. Cet effet de la microstructure diminue avec la croissance de la taille de défaut. Ce

résultat a été déjà constaté dans la partie expérimentale en utilisant la méthode des surfaces de réponse. Il a été traduit par une interaction entre les effets de la SDAS et de la taille des défauts sur la limite de fatigue. En traction-torsion combinées, la tendance de la limite de fatigue dans le diagramme de Kitagawa est semblable à celle obtenue en traction.

En torsion, le critère décrit raisonnablement bien la tendance de la limite de fatigue ainsi que la dispersion des résultats expérimentaux qui correspond à une variation de la SDAS. Contrairement à ce que nous avons constaté en traction et en traction-torsion combinées, l'effet de la microstructure sur la prévision de la limite de fatigue est plus prononcé en torsion pour les faibles tailles de défaut. Cependant, l'effet de la taille de défaut est dominant pour les gros défauts ce qui gomme l'effet de la SDAS sur la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6.

Pour conclure, la simulation du critère de gradient modifié prévoit correctement l'interaction entre l'effet des défauts et de la microstructure sur la limite de fatigue. Malgré l'identification du paramètre a_v sur un point expérimental en traction à $R_\sigma = -1$, la prévision du critère n'a pas favorisé un rapport de charge par rapport à l'autre. En effet, avec la démarche d'identification des paramètres du critère, on arrive à décrire l'effet de la SDAS et de la taille de défaut dans des essais multiaxiaux. La procédure d'identification du critère de DSG modifié est également simple en utilisant deux limites de fatigue en torsion à $R_\sigma = -1$ avec deux SDAS différentes en absence d'un défaut, une limite de fatigue en traction par exemple à $R_\sigma = 0$ sur un matériau sain et enfin un essai de fatigue sur un défaut *nocif*. En outre, il a été trouvé dans certains cas (en traction et en traction-torsion combinées à $R_\sigma = -1$) que la taille de défaut de référence est affectée par la microstructure. Cela peut être dû à l'interaction entre l'effet de la SDAS et des défauts sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356. D'autre part, sauf en traction à $R_\sigma = 0$, nous avons constaté que quasiment tous les points expérimentaux sont enveloppés par les bornes de la simulation du critère effectuée sur les valeurs extrêmes de la SDAS dans la coulée. Dans ce cas, le taux de recouvrement des résultats expérimentaux par le critère de DSG modifié varie entre 72 et 83%. Par contre en traction à $R_\sigma = 0$, le taux de recouvrement est de 50%. Ceci est dû à la dispersion des résultats expérimentaux dans le domaine de la taille de défaut entre 300 et 400 μm . Mais indépendamment de ces points, le critère décrit bien la tendance de la limite de fatigue sur le reste du domaine de la taille du défaut.

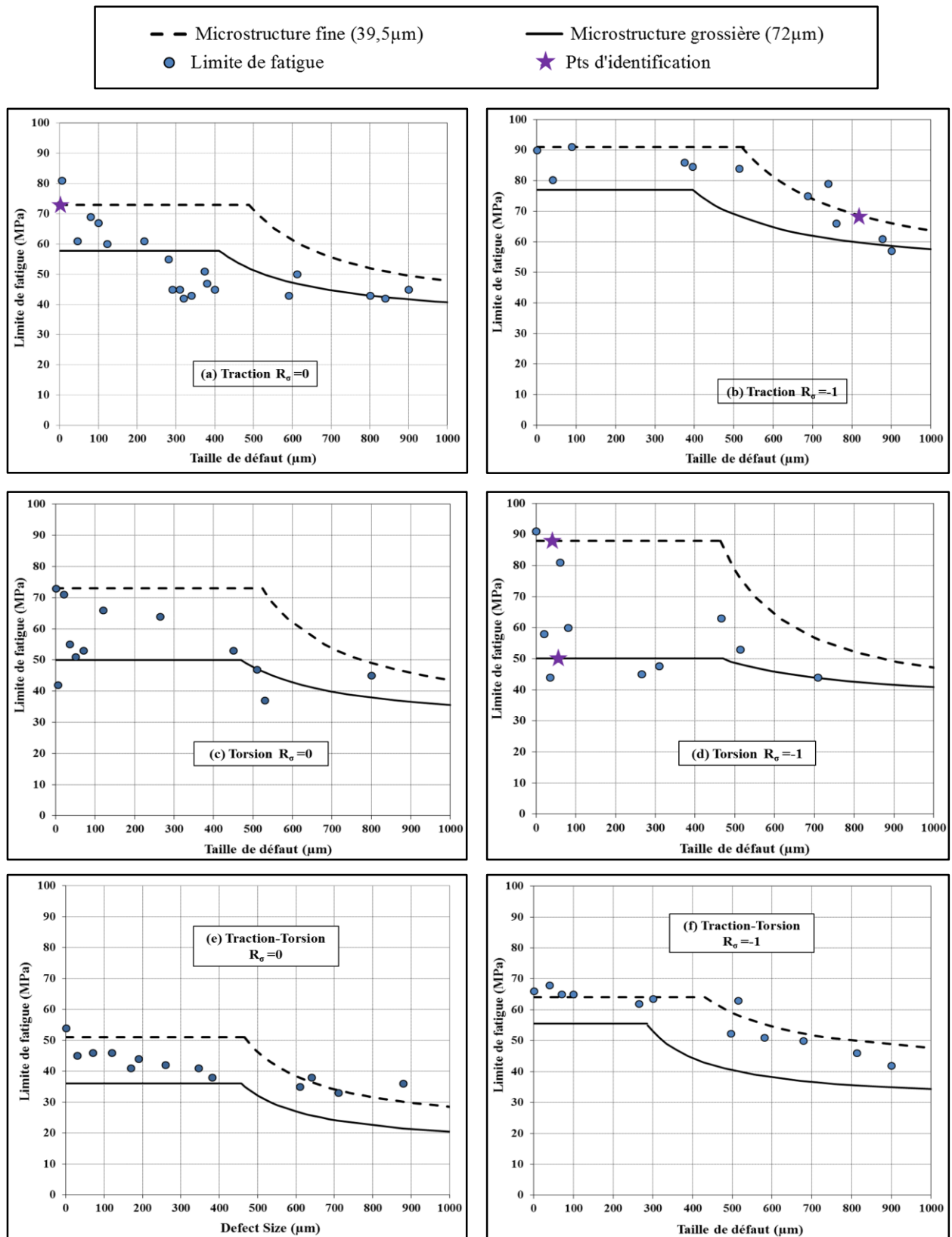


Figure 69: Simulation du critère de DSG pour les différents cas de chargement (a) traction $R_\sigma=0$ (b) traction $R_\sigma=-1$ (c) torsion $R_\sigma=0$ (d) torsion $R_\sigma=-1$ (e) traction-torsion $R_\sigma=0$ (f) traction-torsion $R_\sigma=-1$

IV.4 Conclusion

L'objectif de ce chapitre est de simuler dans un premier temps l'approche de gradient avec différents critères de fatigue. Une comparaison entre les différents critères a été effectuée pour décrire la contrainte équivalente dans l'approche de DSG. Pour ce faire, cette comparaison a été analysée entre la prévision de l'approche de DSG et la base de données expérimentale pour les différents cas de chargement. Suite à cette étude comparative, il s'avère que l'utilisation du critère de Crossland dans l'approche de DSG est le plus adapté pour décrire la tendance de la limite de fatigue avec la taille de défaut. Avec le critère de Crossland et par comparaison avec les résultats expérimentaux, l'erreur moyenne de prévision en termes de limite de fatigue est de l'ordre de 12,4%. Par comparaison avec les autres critères simulés, cette erreur est acceptable.

Dans une deuxième partie de ce chapitre, l'extension de l'approche de DSG pour prévoir la limite de fatigue avec la microstructure et la taille de défaut est basée sur les résultats expérimentaux. A partir de l'étude expérimentale du troisième chapitre, nous avons constaté que la SDAS présente un effet sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6. En introduisant une dépendance à la SDAS dans la formulation du critère de gradient au niveau du paramètre β_{cr} , le critère est capable de décrire l'abaissement de la limite de fatigue avec la SDAS et la taille du défaut pour les différents cas de chargement. Les simulations du critère ont montré une interaction entre l'effet de défaut et de la microstructure. Cette interaction diminue avec une évolution de la taille de défaut de sorte que pour les gros défauts l'effet de la SDAS est presque gommé. D'autre part, le critère prévoit une limite de fatigue plus importante pour un matériau avec une SDAS fine. Ceci signifie une résistance plus importante à la fatigue pour des microstructures fines. L'originalité de l'approche de gradient modifié consiste à refléter l'effet des différents paramètres sur la limite de fatigue telle que la taille de défaut, la microstructure décrite par la SDAS, le gradient de contrainte au niveau du défaut et l'effet de la contrainte moyenne. La mise en œuvre du critère de DSG modifié nécessite l'identification d'un certain nombre de paramètres à partir de quatre essais de fatigue. Pour un matériau quelconque, il faut tout d'abord déterminer les paramètres microstructuraux qui affecte la limite de fatigue. Par exemple, si la taille de grain affecte la limite de fatigue, il est probablement possible d'utiliser le critère de DSG modifié en remplaçant la SDAS par la taille de grain.

Chapitre V:

**Modélisation: du procédé de fonderie à la durée de
vie en fatigue de l'alliage A356-T6**

L'objectif de ce chapitre est de proposer un modèle numérique permettant la simulation du procédé de fonderie. Nous allons développer une simulation complète qui part de la coulée pour prévoir la microstructure et l'évolution de la taille des défauts jusqu'à la tenue en fatigue de la pièce. Cette méthode de calcul découle des interprétations expérimentales présentées dans le troisième chapitre ainsi que de l'utilisation du critère de gradient (DSG) modifié dans le quatrième chapitre. Cette démarche sera appliquée sur une coulée ayant la même composition chimique que l'alliage d'aluminium A356 utilisé dans la première campagne expérimentale. Pour ce faire, l'idée est de proposer un moule bien étudié qui permet d'avoir une variation de la vitesse de refroidissement dans les différentes parties de la coulée. Le but est de faire varier la microstructure (SDAS) avec la vitesse de refroidissement ainsi que la population et la taille des défauts naturels. La simulation numérique du procédé permet de déterminer la variation des différents paramètres dans la coulée telle que la vitesse de refroidissement, la SDAS et la taille de défaut.

Dans ce chapitre, nous présentons, en premier lieu, la conception du moule proposé qui permet d'élaborer des éprouvettes technologiques avec deux parties utiles. Sous l'effet de la variation de la vitesse de refroidissement dans la coulée, les éprouvettes élaborées ont des microstructures différentes (SDAS) avec une variation de la population et de la taille de défaut entre les deux parties utiles. Par la suite, nous présentons la simulation de la chaîne de calcul qui permet de simuler la variation de la microstructure (SDAS) et la taille de défaut dans la coulée. La variation de ces paramètres est déterminée en fonction des propriétés du procédé de fonderie telle que la vitesse de refroidissement. Par la suite, en fonction de la variation de la taille de défaut ainsi que la SDAS dans la coulée, nous allons prévoir la limite de fatigue dans la structure par application du critère de DSG modifié. Nous allons proposer dans la suite de la chaîne de calcul une approche probabiliste permettant de prévoir la probabilité de rupture de chaque élément de la structure. Cette prévision est fonction des différents paramètres tels que la taille de défaut, la SDAS et la limite de fatigue. A la fin, nous allons comparer les résultats de la chaîne de simulation avec les résultats expérimentaux effectués sur des éprouvettes issues de la nouvelle coulée.

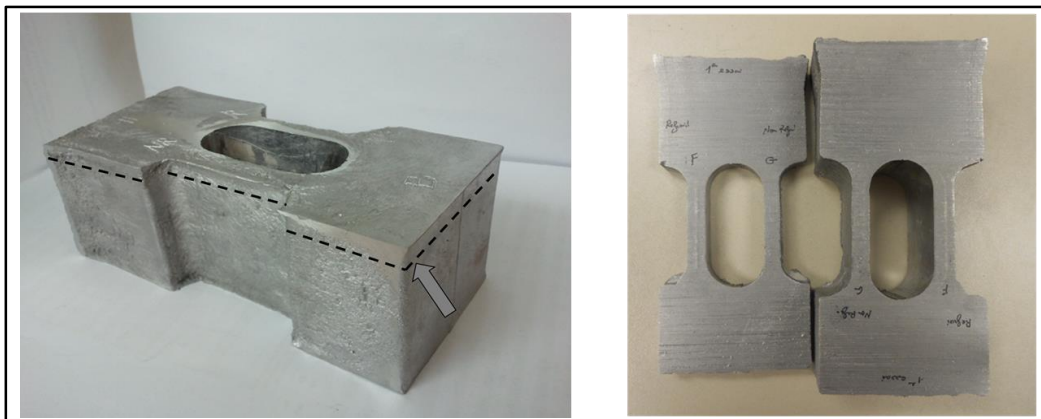
V.1 Préparation des éprouvettes technologiques

V.1.1 Conception et choix de la géométrie des éprouvettes

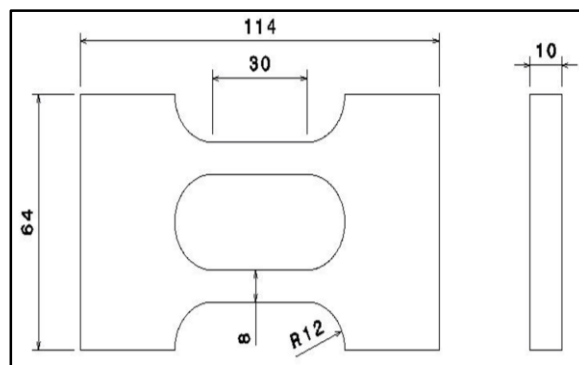
Dans la première partie de l'étude expérimentale sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6, nous avons constaté que la taille de défaut et la microstructure décrite

par la SDAS, sont les principaux paramètres qui pilotent la limite de fatigue de ce matériau. Dans la suite, nous allons proposer une géométrie d'éprouvette de forme bien étudiée permettant de réaliser des essais de fatigue en traction. Ces éprouvettes sont caractérisées par une variation de la SDAS et de la taille des défauts naturels dans les deux parties utiles.

Les éprouvettes ont été prélevées d'une coulée réalisée par gravité à partir d'un moule qui permet de modifier les caractéristiques microstructurales telles que la SDAS et la taille des défauts naturels. Toutes les éprouvettes élaborées ont subi le traitement thermique de type T6. La conception de cette éprouvette a fait appel à une procédure d'optimisation des dimensions pour rester dans les capacités de charge du Vibrophore dans un essai de traction uniaxial à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$. D'autre part, pour faire en sorte que la rupture par fatigue s'effectue sur la partie utile, des simulations par éléments finis ont permis d'optimiser la géométrie pour avoir la contrainte maximale dans les deux parties utiles de l'éprouvette. La géométrie optimisée de l'éprouvette technologique est présentée dans la **Figure 70**. Avant les essais de fatigue, toutes les éprouvettes ont été polies jusqu'à la granulométrie 4000, puis à la pâte diamantée jusqu'à $1\mu\text{m}$.



(a)



(b)

Figure 70: (a) bloc du brut de fonderie avant usinage (b) géométrie de l'éprouvette

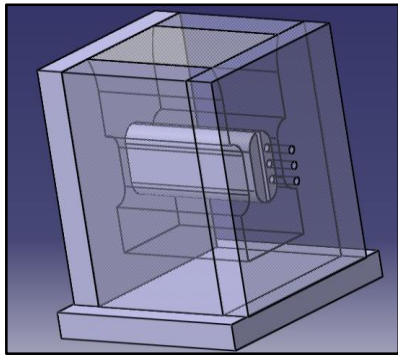
Initialement, nous avons envisagé de tester toute l'éprouvette avec les deux parties utiles d'où le nom « éprouvette technologique ». Pour éviter les problèmes de désalignement et de glissement des éprouvettes dans les mors du montage sur la machine d'essai, nous avons effectué les essais de fatigue sur les deux parties utiles de l'éprouvette séparément. Finalement, notre éprouvette n'a rien de technologique, elle est une éprouvette de traction classique.

Au début, nous avons prévu dans cette partie de concevoir une éprouvette complexe. La géométrie de cette éprouvette permet d'obtenir différents champs de contrainte dans un chargement de traction. Pour cela, nous avons proposé de nombreuses géométries pour atteindre notre objectif. Mais il s'avère que cet objectif est un peu compliqué et ambitieux. Donc, nous avons procédé à l'éprouvette de traction simple présentée ci-dessus (**Figure 70**) pour la suite de notre étude.

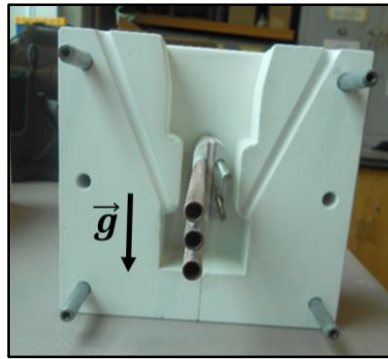
V.1.2 Conception du moule

L'éprouvette présentée précédemment a été élaborée dans un moule développé spécifiquement pour obtenir des caractéristiques microstructurales différentes dans les deux parties utiles. Ce moule a été conçu de sorte à avoir une variation de la vitesse de refroidissement. L'intérêt est d'obtenir deux microstructures (SDAS) différentes dans les parties utiles ainsi qu'une variation de la taille de défaut naturel. Afin de contrôler la vitesse de refroidissement dans la coulée et comme la géométrie de l'éprouvette est un peu compliquée, nous avons choisi le matériau N17 pour la fabrication du moule. Un des avantages de ce matériau est l'isolation thermique ainsi que la facilité d'usinage (par jet d'eau). Les propriétés de ce matériau sont présentées en annexe 4.

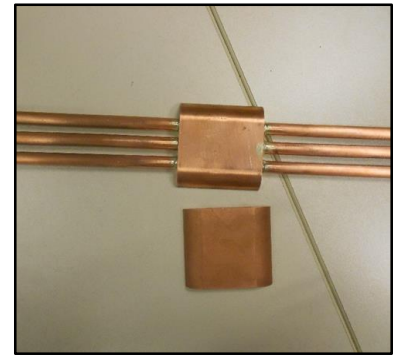
Le moule obtenu après usinage est représenté sur la **Figure 71**. Dans le but d'atteindre différents niveaux de refroidissement dans les deux parties utiles de l'éprouvette, nous avons choisi d'utiliser dans la partie centrale du moule deux pièces en cuivre dont l'une est refroidie par de l'eau comme le montre la **Figure 71(c)**. Les deux pièces sont séparées par du papier thermiquement isolant pour isoler les deux parties et amortir la contraction de la coulée lors de solidification. Le moule conçu est formé principalement par 4 parties différentes: (i) la coquille du moule en N17 permettant d'obtenir la géométrie extérieure de l'éprouvette (ii) Deux couvercles identiques en N17 pour fermer le corps du moule (iii) deux pièces centrales en cuivre dont l'une est parcourue par de l'eau de refroidissement pour augmenter la vitesse de refroidissement dans l'un des deux parties utiles. La conception du moule et la réalisation de la coulée a été effectué avec Daan Maijer à Vancouver (UBC) durant une période de 4mois.



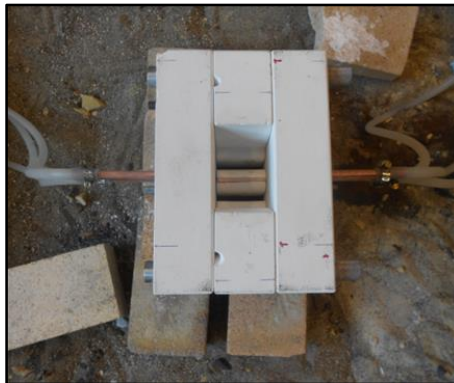
(a)



(b)



(c)



(d)

Figure 71 : (a) Conception du moule (b) assemblage du moule (c) pièces centrales en cuivre dont l'une assure le refroidissement (d) installation du moule et dispositif expérimental de préparation de coulée

L'alliage d'aluminium A356 a été chauffé jusqu'à 700°C pendant 3h puis il a été coulé dans le moule par gravité. Dès le remplissage du moule, on déclenche la circulation de l'eau dans la partie centrale en cuivre refroidie. Un thermocouple a été placé dans le moule afin de suivre l'évolution de la température au cours du refroidissement dans un endroit de la coulée. Pour valider le modèle numérique que nous utiliserons dans la suite, une comparaison entre la simulation numérique de l'évolution de la température et celle récupérée du thermocouple sera présentée plus tard. Le plus gros problème que nous avons rencontré est la réaction entre le métal liquide et le moule. Ce problème est dû à l'humidité dans le matériau N17 du moule qui se vaporise. La solution était de mettre le moule dans un four pendant 12 heures à 300°C pour avoir un moule sec et éviter la vaporisation.

V.1.3 Caractérisation des défauts et de la SDAS des éprouvettes élaborées

Suite à l'élaboration des éprouvettes, nous avons caractérisé les paramètres microstructuraux du matériau obtenu. Les paramètres qui nous intéressent sont la taille des

porosités et la SDAS dans les deux parties utiles de l'éprouvette. A l'aide des observations surfaciques sur des éprouvettes polies, nous avons déterminé l'évolution de la SDAS dans les deux parties utiles de l'éprouvette. Comme attendu, la partie refroidie de la coulée présente une SDAS plus fine (29 μ m) que celle obtenue dans la partie non refroidie (75 μ m). La **Figure 72** présente une comparaison de la structure dendritique entre la partie utile refroidie et non refroidie. Cette différence est directement liée à la différence de la vitesse de solidification entre les deux parties utiles de l'éprouvette technologique.

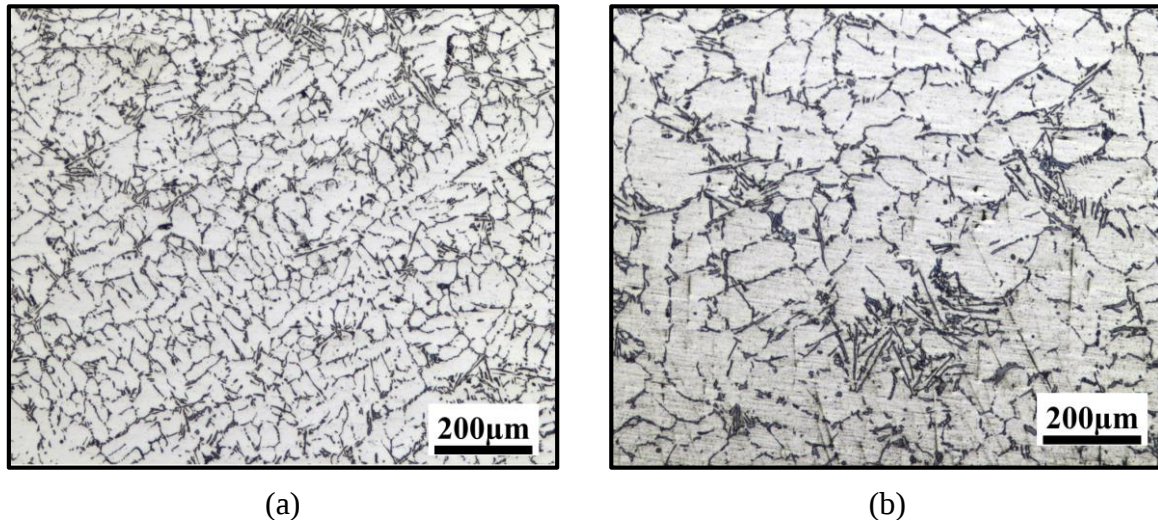


Figure 72 : Comparaison entre deux structures dendritiques (a) partie utile non refroidie (b) partie refroidie

Afin d'obtenir une idée sur l'évolution de la taille des défauts, une analyse surfacique a été conduite sur les deux parties utiles de l'éprouvette. La taille de défaut est quantifiée en utilisant le paramètre $\sqrt{aire}$ par des observations sur les deux parties utiles. Par un traitement d'image, nous avons pu déterminer la distribution de la taille du défaut. Cette distribution a été obtenue suite à des observations sur 5 parties utiles différentes. Suite à cette analyse, nous avons tracé la distribution de la fraction surfacique de la taille des porosités des deux parties de l'éprouvette. La distribution de la taille de défaut surfacique obtenue sur la **Figure 73** montre que dans la partie refroidie, comme attendue, la taille des porosités est moins importante que celle obtenue dans la partie non refroidie. Avec le paramètre $\sqrt{aire}$, la taille des porosités maximale dans la partie refroidie atteint 344 μ m en revanche, dans la partie non refroidie, on atteint 579 μ m comme taille de défaut maximale. D'autre part, on constate que la population des porosités est plus importante dans la partie utile non refroidie. En général, dans les procédés de fonderie des alliages d'aluminium, la formation des porosités est due au phénomène de solidification (retrait du matériau) ou bien par diffusion de l'hydrogène. Dans notre coulée, nous n'avons pas effectué un traitement de dégazage, alors l'origine des porosités est liée à la

solidification. La variation de la taille et de la répartition des porosités entre les deux parties utiles de l'éprouvette est principalement liée aux conditions de refroidissements différentes. Les observations ont montré une morphologie quelconque des porosités.

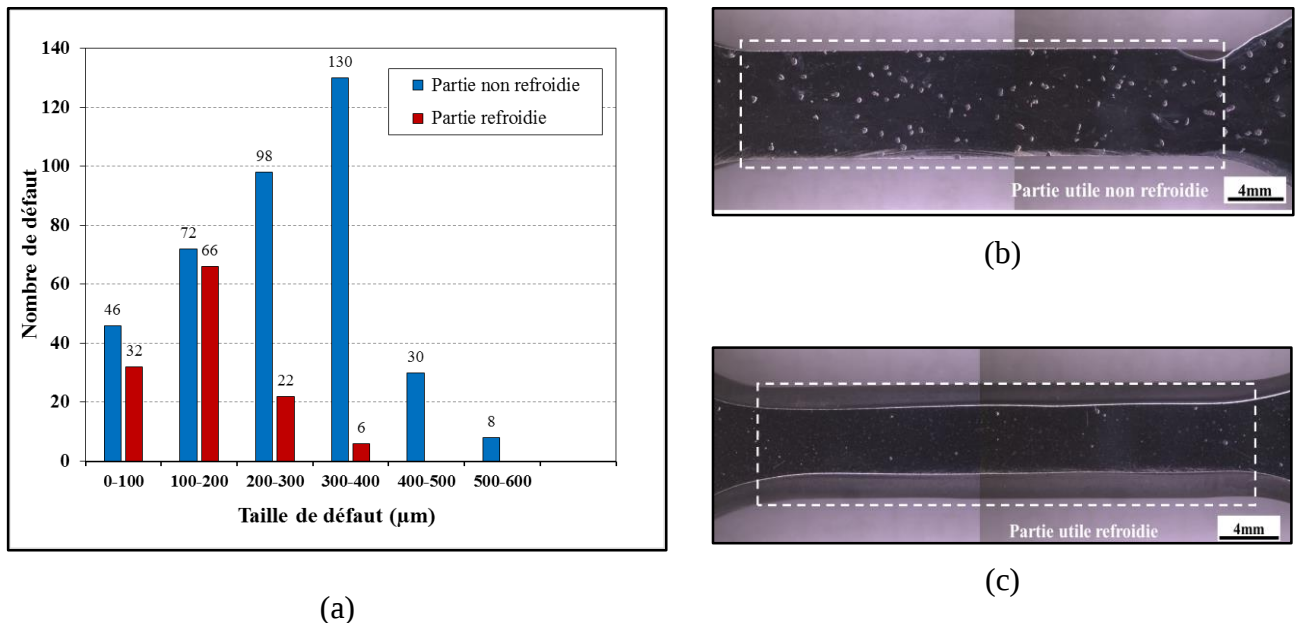


Figure 73: Variation de la taille et de la population des porosités dans l'éprouvette technologique (a) évolution de la taille de défaut (b) population des défauts dans la partie utile non refroidie (c) population des défauts dans la partie utile refroidie

Comme nous avons montré précédemment dans la partie expérimentale, la quantification surfacique de la taille de défaut ne reflète pas exactement la taille de défaut maximale que l'on peut trouver. Mais cette méthode nous permet d'avoir une idée sur la répartition des défauts ainsi que les zones de gros défaut. Pour avoir des quantifications précises, il est préférable de caractériser la porosité en volume dans les deux parties de l'éprouvette par tomographie.

V.1.4 Synthèse

Il est important de rappeler que l'objectif d'élaboration de ces éprouvettes, à partir du moule conçu dans cette partie, est de faire varier les propriétés microstructurales telles que la SDAS et la taille des défauts dans la même coulée. Cette idée est issue de la première partie expérimentale où l'on a conclu que la taille de défaut et la SDAS sont les principaux paramètres qui pilotent la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6. En faisant varier la vitesse de refroidissement dans la coulée, on recense une microstructure fine ainsi qu'une faible taille et population des défauts dans la partie de refroidie. Cependant, nous avons observé dans la partie non refroidie que la SDAS, la taille et la densité des porosités, sont plus importantes que celles

dans la partie refroidie. Dans cette coulée effectuée à basse pression ayant la même composition chimique, la vitesse de refroidissement est le principal facteur qui affecte la SDAS, la taille et la distribution surfacique des porosités. Les propriétés microstructurales (SDAS, porosité) obtenues dans les deux parties utiles à partir des observations expérimentales sur quatre éprouvettes sont récapitulées dans le **Tableau 12**.

	SDAS		Porosité		
	SDAS _{moy} (μm)	Variation de SDAS (μm)	$\sqrt{\text{aire}}_{\text{max}}$	$\sqrt{\text{aire}}_{\text{moy}}$	fraction surfacique de porosité (%)
Partie refroidie	29	37-24	362	142	0,051
Partie non refroidie	75	57-89	569	346,6	3,8

Tableau 12 : Evolution des propriétés microstructurales (SDAS + porosité) dans les deux parties utiles de l'éprouvette

V.2 Démarche de la chaîne de simulation

Des modélisations de la coulée et de solidification ont été largement utilisées dans le domaine de fonderie des alliages d'aluminium pour résoudre des problèmes de production. Une meilleure compréhension du comportement en fatigue d'un matériau conduit à une modélisation adéquate pour améliorer ses caractéristiques et ses propriétés mécaniques telles que sa tenue en fatigue. Notre objectif dans cette partie est de développer une méthodologie de calcul pour prévoir les paramètres microstructuraux (SDAS + porosité) et la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6 coulé. La chaîne de simulation est d'abord programmée en FORTRAN puis simulée sur le modèle numérique en sous-routine UARM sur ABAQUS. Le maillage du modèle est effectué avec des éléments de type C3D8T de taille égale à 800 μm dans les deux parties utiles. Dans cette partie, nous commencerons d'abord par une simulation du procédé de fonderie de l'alliage A356. Dans cette partie de simulation, faute de temps, nous n'avons pas simulé pas le remplissage du métal liquide dans le moule, mais on se limite à simuler plutôt le refroidissement de la coulée. Nous allons exposer dans la suite l'évolution de la température et la modélisation thermique obtenue dans les différentes parties de la coulée. En utilisant le profil de la température dans chaque élément de la structure, nous allons prévoir la variation de la SDAS et de la taille de porosité durant la solidification de la coulée. En exploitant le critère de DSG modifié qui tient en compte l'effet des différents paramètres microstructuraux de l'alliage

d'aluminium A356-T6, nous allons calculer avec la chaîne de simulation la limite de fatigue dans le cas d'un chargement de traction uniaxial. La **Figure 74** présente l'algorithme général de la chaîne de simulation qui sera détaillé dans la suite.

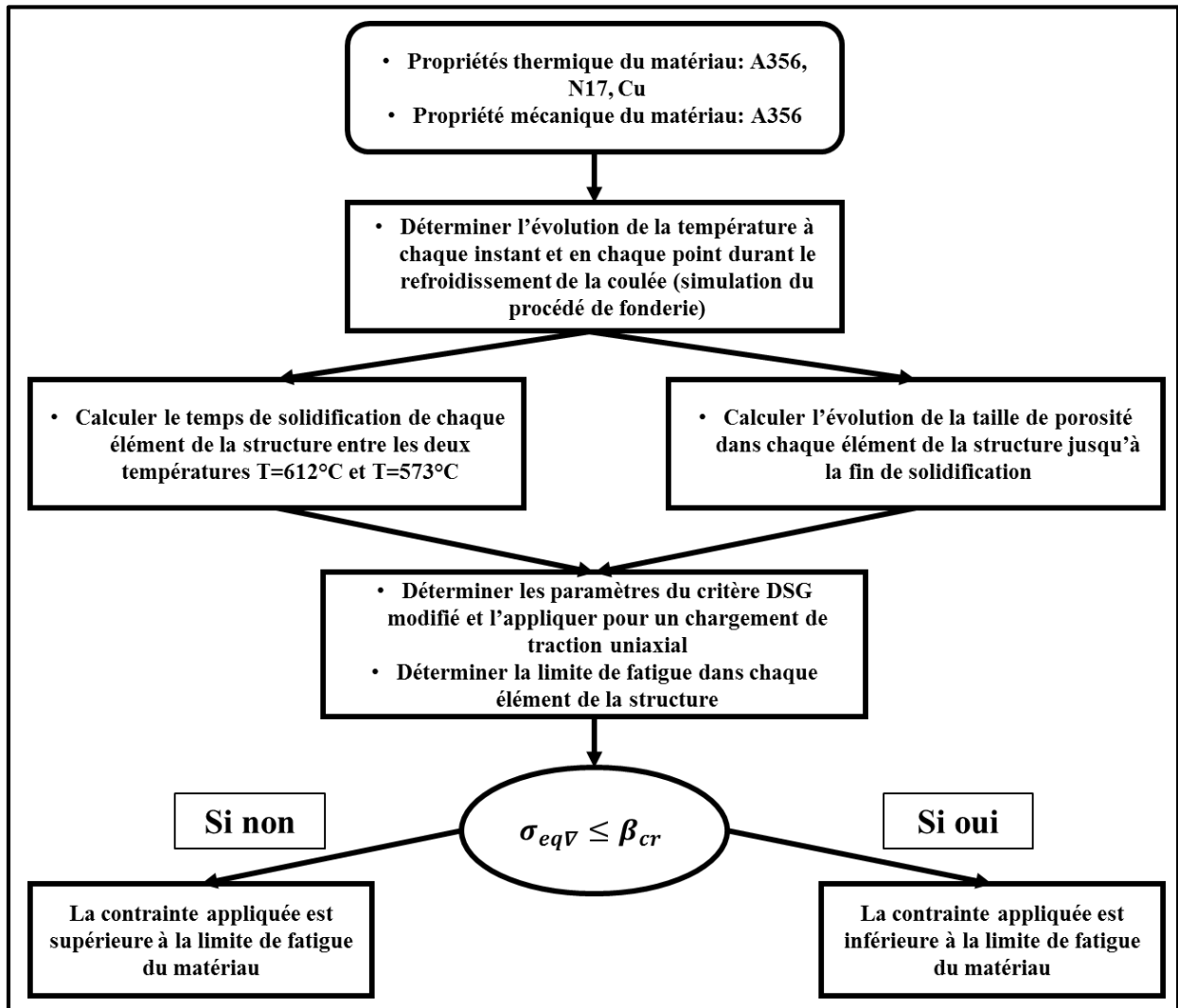


Figure 74: Schéma synoptique de l'algorithme de la chaîne de simulation complète

V.2.1 Simulation du procédé de fonderie

La simulation du procédé de fonderie consiste à prévoir l'évolution des champs de température dans la coulée au cours du refroidissement. Dans cette partie nous n'avons pas simulé les écoulements du métal liquide dans le moule. Le modèle de cette simulation est effectué sur le moule conçu pour élaborer des éprouvettes technologiques. Ce modèle contient trois matériaux différents: l'alliage d'aluminium A356 qui représente la coulée, le matériau N17 du moule qui évacue moins la chaleur et le cuivre qui correspond au matériau des deux pièces centrales du moule. L'ensemble des paramètres ainsi que les propriétés thermiques utilisées dans cette simulation numérique sont détaillés dans le document annexe 4. Le transfert

thermique dans le modèle s'effectue par conduction dans le cas où on aurait une interaction (contact) entre deux pièces ou par convection dans le cas des pièces en contact avec l'air ambiant. La conduction thermique est donnée par la loi de Fourier dont la densité de flux de chaleur transmise est décrite par l'expression suivante :

$$q = -K \vec{\text{grad}}(T) \quad (\text{V.1})$$

Avec K est la conductivité thermique de l'alliage d'aluminium A346-T6.

Durant la phase de solidification, la coulée se contracte ce qui introduit l'apparition d'interstice à l'interface de contact moule/coulée. Pour cette raison dans le modèle de simulation du procédé de fonderie, les propriétés d'interaction entre les surfaces en contact avec la coulée sont définies avec une conductivité qui dépend de la température. Cette conductivité est décroissante avec la température pour décrire le retrait du solide lors de solidification en utilisant l'équation (V.1). Les propriétés thermiques et physiques de l'alliage d'aluminium A356 utilisées dans cette simulation ont été prises à partir des travaux de Hétu [103]. Ces propriétés sont déjà présentées dans le document annexe 4.

Afin d'identifier les derniers points de solidification de la coulée, cette simulation a été effectuée avant même de réaliser le moule. Les résultats de cette simulation permettent l'identification de la partie du retrait de solide. L'objectif est de vérifier si cette dernière zone de retrait est loin des deux parties utiles de l'éprouvette. Dans ce modèle, nous avons conservé les mêmes conditions limites dans l'élaboration de la coulée telle que :

- La température initiale de la coulée est de 700°C
- La température de l'eau de refroidissement est de 15°C. Dans cette partie, comme l'écoulement de l'eau est en continu avec un débit de 16 l/min, nous avons supposé que la température de l'eau est constante et elle n'est pas affectée par la température de la coulée.
- La température de l'air ambiant est de 20°C.

La **Figure 75** présente les résultats de simulation du procédé de fonderie de la coulée en alliage d'aluminium A356 avec les paramètres et les conditions introduite dans le modèle. La **Figure 75 (a)** montre la répartition du champ de température à l'instant $t=186s$ avec une température maximale de 596°C dans la coulée. A partir des résultats de simulation, nous avons tracé l'évolution de la température pendant le refroidissement en fonction du temps en deux points dans les deux parties utiles de la coulée. La **Figure 75 (b)** résume une différence de

l'évolution de la température au cœur des deux parties utiles de la coulée. Cette différence se traduit par une variation de la vitesse de solidification, ce qui induit une variation des paramètres microstructuraux que nous verrons dans les simulations de la partie suivante.

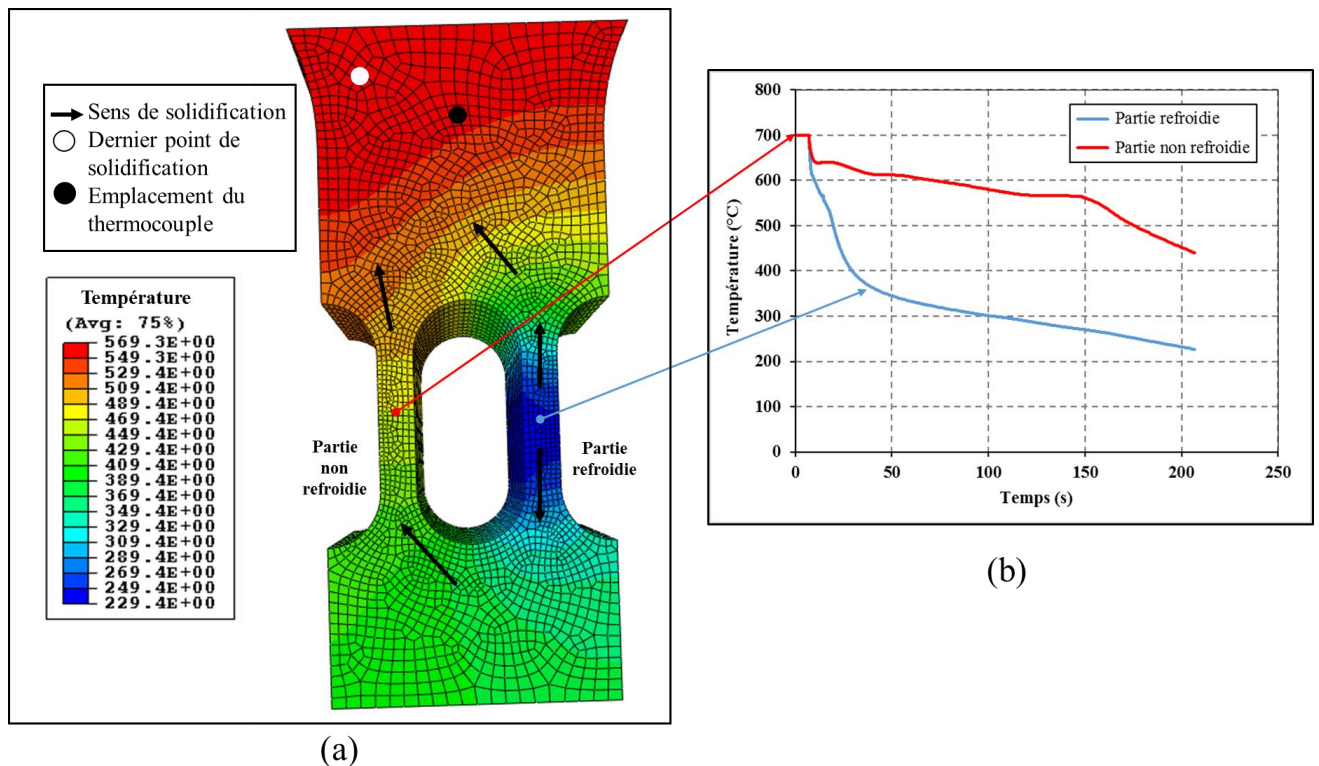


Figure 75: (a) Répartition du champ de température à l'instant $t=186s$ suite à la simulation du procédé de fonderie (b) Comparaison de l'évolution de la température de refroidissement en fonction du temps au centre des deux parties utiles

Dans la Figure 75 (a) nous avons représenté le sens d'évolution de la température (flèche) pendant le refroidissement de la coulée. Il apparaît que la solidification commence à partir de la partie utile refroidie et se propage jusqu'à atteindre la deuxième partie utile non refroidie. Cette variation est due à l'isolation thermique du matériau N17 utilisé pour la fabrication du moule de sorte que le refroidissement est assuré par la partie refroidie. Le point blanc sur la **Figure 75 (a)** correspond au dernier point de solidification de la coulée où l'on risque d'avoir un retrait du métal lié à la solidification. La simulation numérique sur le modèle nous a permis de vérifier que le retrait du métal (grosse retassure) est suffisamment loin des deux parties utiles de l'éprouvette.

Le profil de la température de la coulée a été mesuré expérimentalement avec un thermocouple placé dans le moule au niveau du point noir sur la **Figure 75 (a)**. L'intérêt réside dans une meilleure comparaison entre les résultats expérimentaux et celles obtenues par

simulation du procédé de fonderie. La **Figure 76** représente les courbes de refroidissement obtenues par simulation et des données expérimentales recueillies par le thermocouple au même point de la coulée. Un écart d'environ 24 secondes a été obtenu pour atteindre la même température de liquide (T_l) entre les résultats de simulations et expérimentales. Presque un même écart (22 secondes) a été obtenu au niveau de la température de solide (T_s). Malgré le petit écart entre la courbe de simulation et la courbe expérimentale, on aboutit au même temps de solidification dans les deux cas. La **Figure 76** montre un accord acceptable entre les résultats de simulation et expérimentaux pour valider la simulation numérique et faire confiance au modèle dans la suite de ce travail. Il paraît néanmoins raisonnable de penser que ce bon accord est dû aux propriétés thermiques utilisées dans le modèle. Ces paramètres ont été prises à partir des travaux de Héту [103] sur l'alliage d'aluminium A356. Ces paramètres ont été validés dans certaines simulations numériques suite aux travaux de recherche dans le laboratoire de «Department of Material Engineering of Vancouvers » [85, 104].

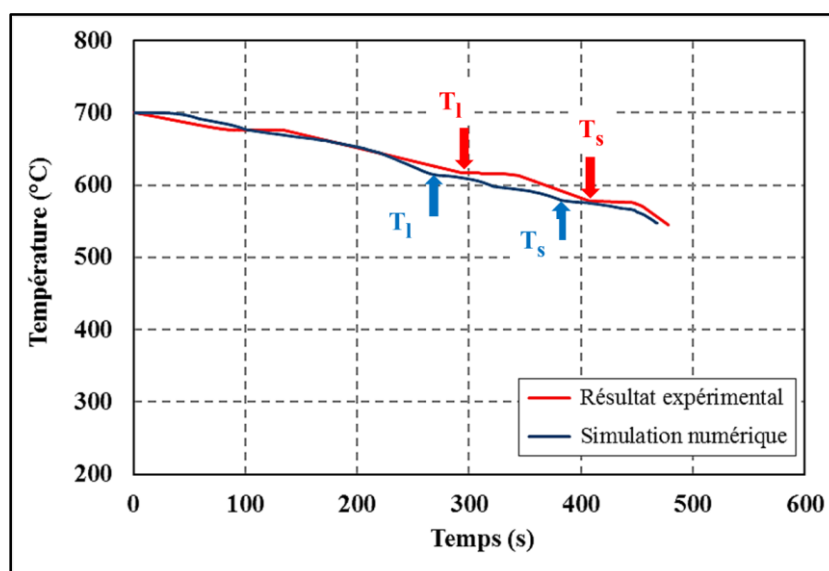


Figure 76: Comparaison entre les résultats expérimentaux et de simulation sur l'évolution de la température en fonction de temps

V.2.2 Simulation de l'évolution de la SDAS

Nous avons vu dans l'étude bibliographique (section I.2.2) que la structure dendritique des alliages d'aluminium caractérisée par les paramètres SDAS et/ou DAS dépend de la vitesse de refroidissement de la coulée. Dans notre étude, on s'intéresse principalement à la variation de la SDAS dans la coulée. Dans la littérature, plusieurs auteurs [102, 105] ont proposé des écritures qui décrivent la dépendance de la SDAS à la vitesse de solidification des alliages

d'aluminium. Dans le cas de l'alliage A356, Maijer et al [102] ont proposé une équation empirique qui décrit l'évolution de la SDAS en fonction du temps de solidification donné par l'équation suivante:

$$\lambda_2 = 10 \times \sqrt{t_f} \quad (V.2)$$

Avec t_f désigne le temps de solidification (entre 612°C et 573°C) et λ_2 représente la SDAS.

A partir de la simulation du procédé de fonderie, il est possible de recueillir l'évolution de la température en fonction du temps. Suite à cette évolution, on détermine le temps de solidification à chaque élément de la structure qui correspond au temps soumis par la coulée pour passer de l'état liquide (à 612°C) à l'état solide (à 573°C). En utilisant l'équation (V.2), nous pouvons donc simuler l'évolution de la SDAS à chaque élément de maille de la coulée. La **Figure 77 (a)** présente l'algorithme de simulation de l'évolution de la SDAS dans la coulée.

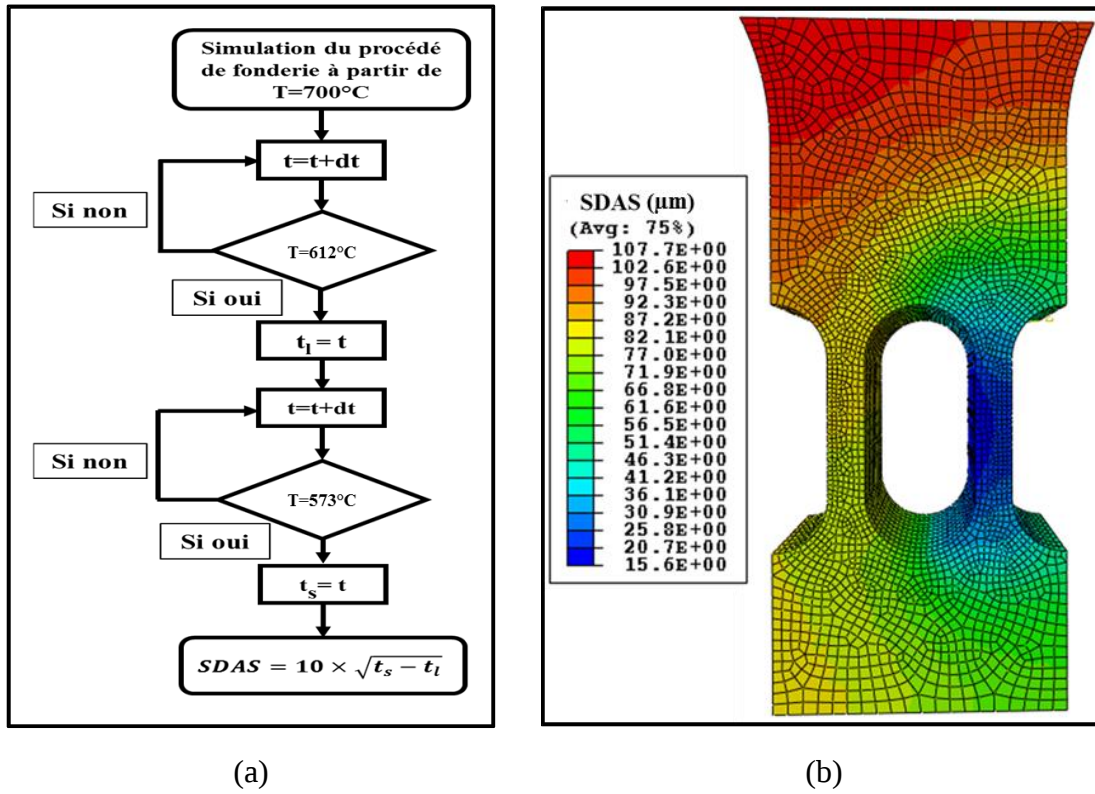


Figure 77: (a) Algorithme de simulation de l'évolution de la SDAS (b) Simulation de la variation de la SDAS dans la coulée

A partir de l'algorithme dans la **Figure 77 (a)**, nous avons simulé l'évolution de la SDAS en fonction du temps de solidification. La simulation numérique de la SDAS (**Figure 77 (b)**) montre que la partie utile refroidie correspond à la microstructure la plus fine. Par contre, le

dernier point solidifié de la coulée présente la microstructure la plus grossière de la structure. Afin d'évaluer la qualité de la simulation numérique, on a recours à une comparaison entre la variation de la SDAS déterminée expérimentalement et celle de la simulation. Cette variation numérique et expérimentale de la SDAS a été obtenue sur *tout l'espace* des deux parties utiles. Les observations expérimentales de la SDAS ont été effectuées dans différents endroits de la partie utile refroidie et non refroidie. Numériquement, la variation du paramètre SDAS est obtenue en déplaçant le volume élémentaire représentatif (VER) dans tout le volume utile de la partie refroidie et non refroidie. La comparaison est représentée dans le **Tableau 13**.

SDAS (μm)	Résultats expérimentaux		Simulation numérique		Erreur sur la moyenne (%)
	Variation	Moyenne	Variation	moyenne	
Partie refroidie	24 - 37	30	18 - 40	28	6,4
Partie non refroidie	57 - 89	75	79 - 85	81	6,9

Tableau 13: Comparaison entre la simulation et les résultats expérimentaux de la variation de la SDAS dans les deux parties utiles

L'évolution de la SDAS identifiée dans les deux parties utiles de la coulée suite à la simulation numérique est très raisonnable par rapport à la variation expérimentale de la SDAS. Dans le **Tableau 13**, on remarque que le modèle numérique décrit mal la variation de la SDAS dans la partie non refroidie, tandis que, dans cette partie, la prévision de la valeur moyenne est en accord avec les résultats expérimentaux (6,9% d'erreur). Suite à cette partie, il s'avère que la simulation numérique prédit d'une manière raisonnable l'évolution de la SDAS dans la coulée. Ce bon accord vient de l'équation (V.2) et du modèle numérique adéquat utilisé dans la simulation de la chaîne de simulation. Ce modèle a été déjà validé expérimentalement sur la simulation du procédé de fonderie dans la partie précédente.

V.2.3 Simulation de l'évolution de la taille de défaut

Un des soucis majeurs dans l'industrie de la fonderie des alliages d'aluminium réside dans l'apparition des défauts de type porosités dans la structure. Ces défauts apparaissent par contraction de la matière au cours de la solidification ou à cause de la présence du gaz dissous dans la coulée. Pour cette raison, de nombreux travaux [104, 106-110] dans la littérature ont proposé des modèles afin de simuler le procédé de solidification et la formation des porosités dans les alliages d'aluminium. Dans certaines études, ils explorent l'effet de la pression et la

vitesse de refroidissement y compris la diffusion de l'hydrogène dans la coulée pour la formation des pores. Dans ce cadre, Yao *et al* [104] ont montré que cette diffusion dans la phase liquide de la coulée dépend de la vitesse de refroidissement, ce qui affecte la croissance des porosités : le volume des porosités diminue si la vitesse de solidification augmente. Toujours dans le même contexte, Carlson *et al* [110] ont développé un modèle qui permet de prévoir l'effet de la diffusion de l'hydrogène et de retrait du métal liquide dans la coulée sur l'évolution des porosités pendant la phase de solidification. Il a été montré que l'apparition des porosités par retrait (retassure) est importante si le niveau d'hydrogène est faible et pour des vitesses de refroidissement élevées avec un faible gradient de température. Les retassures se forment lors de la solidification pour une faible pression de la coulée.

Un aperçu sur les modélisations existantes des porosités dans la littérature montre qu'il faut considérer le retrait du métal avec la diffusion de l'hydrogène dans la formation des porosités. Pour cette raison, dans la suite de notre étude, afin de simuler l'évolution de la taille des porosités dans la coulée, notre modélisation s'articule principalement sur la combinaison de ces deux effets à partir des travaux de Carlson [110] et Yao [104].

Suite à la simulation du procédé de fonderie et de la SDAS, nous allons modéliser dans cette partie l'évolution de la taille de défaut dans la coulée pendant la solidification. Dans ce modèle, la simulation de la formation des porosités est fondée sur l'hypothèse d'équilibre de pression entre l'hydrogène et la partie liquide du métal. Pour des raisons de simplicité de calcul, nous avons choisi dans ce modèle d'assimiler les porosités à une sphère. La taille de pore de rayon r est donnée par l'équation suivante:

$$\sqrt{area} = r \times \sqrt{\pi} \quad (V.3)$$

Pendant la phase de solidification dans les alliages d'aluminium de fonderie, la coulée est constituée principalement d'une phase solide (s), une phase liquide (l) et les porosités s'étendent dans le volume non occupé par la phase solide. Dans ce cas et avant la fin de solidification, la densité de la coulée est donnée par l'expression suivante [110]:

$$\rho = \varepsilon_s \rho_s + \varepsilon_l \rho_l + \varepsilon_p \rho_p \quad (V.4)$$

Avec ρ_s , ρ_l et ρ_p désignent la densité de la partie liquide, solide et de porosité respectivement dans la coulée avec les différentes proportions ε_s , ε_l et ε_p .

Cette densité est composée par la densité de la phase liquide (l), la phase solide (s) et la densité des porosités (p) dans la coulée.

A partir des travaux de Yao [104], pour déterminer l'évolution de la taille de porosité, revient à résoudre l'équation de diffusion de l'hydrogène et celui de la loi du gaz parfait donnée par le système suivant :

$$\left\{ \begin{array}{l} \Delta m_H = \left(\frac{P_g V_g}{R_g T} \right)_{t+\Delta t} - \left(\frac{P_g V_g}{R_g T} \right)_t \end{array} \right. \quad \text{Loi du gaz parfait} \quad (V.5)$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{dm_H}{dt} = D_l \cdot 4\pi \cdot r_p^2 \cdot \varphi \cdot (C_l - C_{lp}) / l_{diff} \end{array} \right. \quad \text{Equation de diffusion de l'hydrogène} \quad (V.6)$$

Avec m_h est le nombre de moles de l'hydrogène diffusé dans la coulée, V_g est le volume de porosité et P_g est la pression de l'hydrogène. En utilisant la méthode de Newton-Raphson, l'évolution de rayon de porosité en fonction du temps est donnée par l'équation (V.7). Par soucis de simplicité, l'évolution de rayon de porosité s'écrit sous la forme suivante:

$$r_p(t + \Delta t) = r_p(t) + \Delta t \times \frac{H}{M + N + \frac{Z}{r_p(t)}} \quad (V.7)$$

Avec :

$$H = D_l \cdot 4\pi \cdot r_p(t)^2 \cdot \varphi \cdot (C_l - C_{lp}) / l_{diff} \quad (V.8)$$

$$M = \frac{P_a \cdot 4\pi}{R_g T} \quad (V.9)$$

$$N = \frac{P_h \cdot 4\pi}{R_g T} \quad (V.10)$$

$$Z = \frac{4\pi \cdot \gamma}{3} \quad (V.11)$$

Dans la suite nous avons choisi le modèle Yao [104] pour simuler l'évolution des porosité dans la coulée. Ce modèle a été déjà validé sur l'alliage l'aluminium A356 dans l'équipe de Vancouver. Comme la formation des porosités s'effectue pendant la solidification de la coulée, le calcul de rayon r de la porosité supposée sphérique dans la chaîne de simulation est effectué entre 612°C et 576°C. La taille de porosité est ensuite caractérisée par le paramètre $\sqrt{\text{aire}}$ en utilisant l'équation (V.3). En outre, comme le montre l'équation (V.7), la taille de porosité évolue en fonction du temps jusqu'à la fin de solidification. Dans cette chaîne de simulation, faute de temps, nous n'avons pas modélisé la nucléation et la population des porosités dans la coulée. Mais il faudrait approfondir ce point plus tard pour améliorer la prévision de la taille de défaut à la fin de solidification. Dans le **Tableau 14**, on présente les différents paramètres utilisés dans la simulation de l'évolution de la taille de porosité. A partir de ce tableau, l'évolution des porosités dans un alliage d'aluminium ne dépend pas seulement de la

température et de la pression de la coulée, mais aussi de la concentration des éléments de l'alliage d'aluminium. Dans la suite de la chaîne de simulation, un programme d'exploitation sur Fortran a été développé qui sert à simuler l'évolution de la taille de porosité en utilisant l'équation (V.7). Ce programme exploite la variation du champ de température dans la coulée suite à la simulation du procédé de fonderie du modèle. Les résultats de simulations sont présentés dans la **Figure 78**.

Paramètres (Unité)\ Propriétés	Valeurs \Equations
Coefficient de diffusion d'Hydrogène, D_l (m ² /s)	$D_l = 3.8 \times 10^{-6} \exp(-2315/T)$
Concentration de l'hydrogène au niveau de porosité, C_{lp}	$C_{lp} = K_t \sqrt{P_a + P_h + \frac{2\gamma}{r_p}}$
Pression de la coulée, p_h	$p_h = \rho g h$
Constante universelle des gaz parfaits, R_g (J/Kg K)	4124
Coefficient d'équilibre, K_l	$\log_{10} K_l = -(2691.96/T) - 1.32$
Tension de surface, γ (N/m)	0.79
Facteur d'impact, ϕ (avec $m=1.7$)	$(1-f_s)^m$
Fraction de solide, f_s	$(T_{\text{liquide}} - T)/(T_{\text{liquide}} - T_{\text{solide}})$
Concentration de l'hydrogène dans le liquide, C_l (mol/m ³)	K_l/f
Coefficient d'activité, f (x sont les éléments de l'alliage)	$\log_{10} f = \sum x (e_h^x C_l^x + r_h^x (C_l^x)^2)$
Paramètre de premier ordre de Si, $e_{Si_h}^{Si}$	$e_{Si_h}^{Si} = \exp((417/T) - 4.38)$
Paramètre de premier ordre de Cu, $e_{Cu_h}^{Cu}$	$e_{Cu_h}^{Cu} = \exp((1485/T) - 4.92)$
Paramètre de premier ordre de Mg, $e_{Mg_h}^{Mg}$	$e_{Mg_h}^{Mg} = -0.066$
Paramètre de premier ordre de Fe, $e_{Fe_h}^{Fe}$	$e_{Fe_h}^{Fe} = \exp((5299/T) - 8.17)$
Paramètre de premier ordre de Zn, $e_{Zn_h}^{Zn}$	$e_{Zn_h}^{Zn} = \exp((-954/T) - 3.14)$
Paramètre de deuxième ordre de Si, $r_{Si_h}^{Si}$	$r_{Si_h}^{Si} = -10^{-6} \times T + 5.23 \times 10^{-4}$
Paramètre de deuxième ordre de Cu, $r_{Cu_h}^{Cu}$	$r_{Cu_h}^{Cu} = 1.4 \times 10^{-6} T - 2.01 \times 10^{-3}$
Tous les autres paramètres de deuxième ordre	$r_{Mg_h}^{Mg} = r_{Fe_h}^{Fe} = r_{Zn_h}^{Zn} = 0$

Tableau 14: Les paramètres utilisés dans la simulation de porosité dans la chaîne de simulation pour l'alliage d'aluminium A356 [110], [104]

Dans la présente simulation de la taille de porosité, de nombreux paramètres ont été utilisés dans le modèle obtenu dans le cas de l'alliage d'aluminium A356 suite à certains travaux [110-114]. Pour simuler la croissance de la taille de défaut durant la phase de solidification,

nous avons utilisé dans l'équation (V.7) un rayon initial de porosité $r_p(t=0) = 1\mu\text{m}$ [110]. Dans cette partie, nous n'avons pas effectué une étude sur la sensibilité de la simulation à la taille défaut initiale. Cependant, Yao [104] a effectué une étude de sensibilité de $r_p(t=0)$ sur la taille de défaut maximale et moyenne pour une variation de $r_p(t=0)$ entre 1 et $9\mu\text{m}$. Dans cet intervalle de variation, Yao [104] a abouti à une sensibilité très faible de la taille de défaut moyenne (3%). Par contre la taille de défaut maximale présente une sensibilité un peu plus importante à $r_p(t=0)$ qui correspond à 7%. Ces travaux de Yao et al [104] ont montré une faible sensibilité de l'évolution de la taille de défaut à la taille initiale. Ils ont montré une corrélation entre la taille de défaut simulée et celle observée par tomographie en 3D.

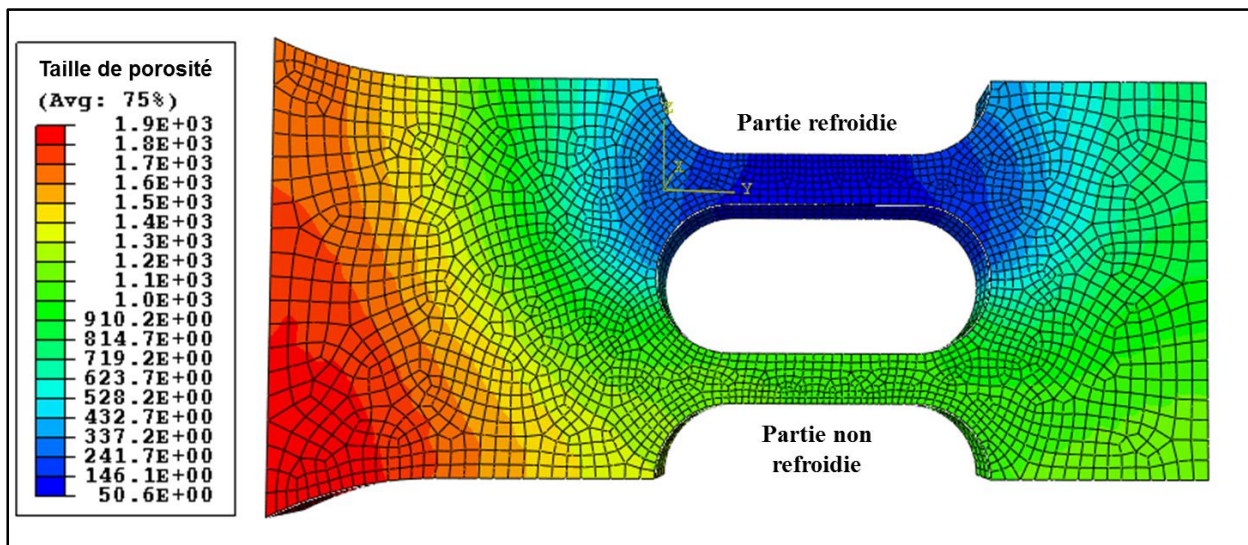


Figure 78: Simulation numérique de la taille de porosité dans la coulée à la fin de simulation

La **Figure 78** illustre une variation importante de la taille de porosité en divers endroits de la coulée à la fin de la solidification. Cette variation est due à la différence de la vitesse de refroidissement comme on l'a déjà montré dans la partie de simulation du procédé de fonderie. Dans la partie refroidie de la coulée ayant la vitesse de solidification la plus importante, le modèle prévoit des petites tailles de porosité contrairement à la partie non refroidie. Cette variation de la taille de porosité a été observée expérimentalement sur les deux parties utiles de l'éprouvette technologique (section V.1.3). Il est évident à partir de la simulation de l'évolution des porosités dans la coulée que la diminution de la vitesse de refroidissement provoque une augmentation de la taille de porosité. Une faible vitesse de refroidissement, qui correspond à un temps de solidification plus important, amplifie la diffusion de l'hydrogène dans la coulée [110]. En d'autres termes, la formation des porosités par retrait est peut-être due à la diminution du gradient de température dans la partie non refroidie de la coulée, ce qui provoque une chute de pression. Pour cette raison, dans l'industrie de fonderie des alliages d'aluminium, la coulée

s'effectue sous pression pour éviter la formation des retassures et par dégazage à l'azote pour réduire sensiblement la diffusion de l'hydrogène dissous dans le métal liquide. Donc, comme la coulée a été effectuée à basse pression et sans dégazage, il paraît raisonnable de penser que les défauts observés sur les deux parties utiles de l'éprouvette technologique soient un mélange des porosités induit par retrait et par diffusion d'hydrogène dans la coulée.

A l'issu de cette simulation numérique, il est tout à fait envisageable d'évaluer la qualité de prévision du modèle par comparaison avec les résultats expérimentaux présentés dans la section V.1.3. Pour ce faire, nous avons tracé l'évolution de la taille de porosité en fonction de sa fréquence dans les deux parties utiles suite aux résultats de simulations et expérimentaux. La variation de la taille de porosités de simulation est recueillie dans tous les éléments des deux parties utiles. La **Figure 79** présente la répartition de la taille de porosité dans les deux parties de l'éprouvette issue des résultats de simulations et des résultats expérimentaux pour évaluer la qualité de prévision du modèle.

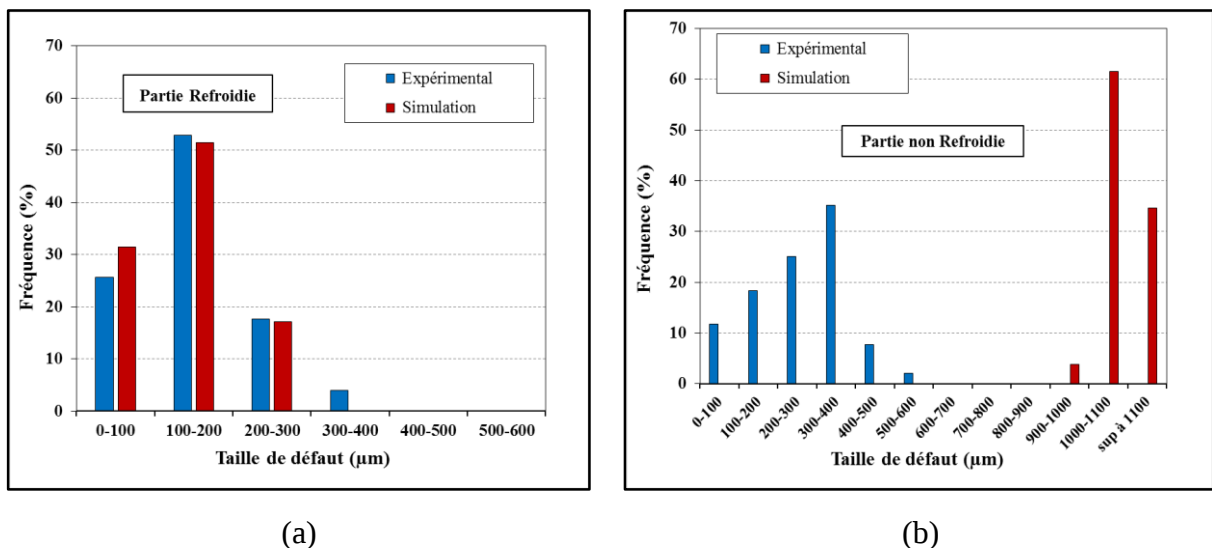


Figure 79: Comparaison entre les résultats de simulation et expérimentaux dans la partie refroidie et non refroidie de l'éprouvette

La comparaison entre les données expérimentales et de simulation montre que le modèle décrit d'une manière adéquate la répartition de la taille de porosité dans la partie refroidie. Néanmoins, dans la partie utile non refroidie, un écart important est constaté entre les résultats de simulation et les observations expérimentales. Le modèle prévoit une taille de porosité qui dépasse 1mm. Cependant, les observations sur la partie non refroidie montrent que la taille de porosité maximale ne dépasse pas 600μm. Ces résultats laissent penser que le modèle ne prédit que les faibles tailles de porosité. Cet écart peut être lié aux paramètres du modèle qui ne capte

pas d'une manière adéquate le domaine de vitesse de solidification dans la partie utile non refroidie. D'autre part, l'écart dans la **Figure 79 (b)** peut être associé à la méthode d'identification de la taille de défaut en 2D par la fraction surfacique de porosité. Comme la morphologie des porosités peut être complexe dans le cas des retassures, donc, il est difficile de donner la bonne taille de défaut (**Figure 80**). Cela met en question la pertinence de comparer entre la taille de défaut simulée et expérimentale. Pour cette raison, il est donc indispensable d'ajouter un facteur correctif pour passer de 2D en 3D pour quantifier le même paramètre taille du défaut entre la simulation et les observations expérimentales. A ce stade, la question qui se pose: pourquoi cet écart est plus marqué pour les gros défauts. Nous pouvons associer cette différence au fait que plus la taille est grossière, plus le coefficient correctif est plus important. Pour quantifier le même paramètre, il est recommandé d'utiliser la tomographie pour aboutir à une comparaison précise ou faire des observations sur plusieurs coupes en 2D. A partir de la distribution de la taille de défaut dans les deux parties utiles de l'éprouvette, et afin d'estimer $\sqrt{\text{aire}}_{max}$, il est possible d'utiliser la méthode de statistique des valeurs extrêmes « Statistics of extreme values ». Cette méthode a été proposée par Gumbel [115] et utilisée par Murakami [116] pour prévoir la taille des inclusions en 3D. Cette méthode permet de prévoir le volume d'un défaut depuis sa taille en 2D.

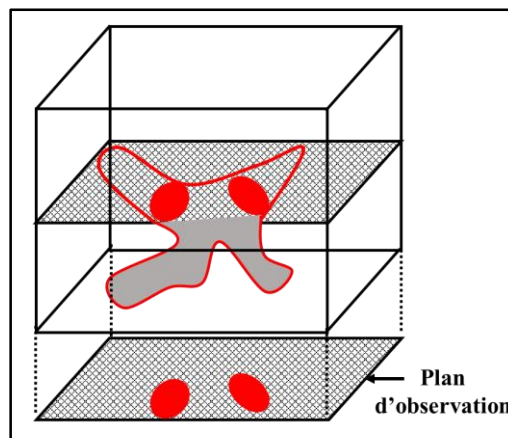


Figure 80: Coupe en 2D d'une porosité en 3D

V.2.4 Simulation de la limite de fatigue

Après la simulation du procédé de fonderie, de l'évolution de la SDAS et de la taille de porosité dans la coulée, on propose dans la suite de la chaîne de simulation de prévoir la contrainte équivalente et la limite de fatigue dans les deux parties utiles de l'éprouvette. Cette simulation est possible en utilisant l'approche de DSG modifié (IV.3.1) qui établit un lien entre la contrainte appliquée, la taille de défaut et la microstructure caractérisée par la SDAS. Dans

cette partie, les paramètres du critère de Crossland tel que α_{cr} et β_{cr} utilisés dans l'approche de DSG modifié ont été identifiés en fonction de la variation de la SDAS en utilisant les équations (IV.7) et (IV.9). Pour un chargement appliqué à la structure, on peut déterminer la contrainte équivalente au niveau de défaut. Ensuite, il est envisageable de prévoir la rupture ou la non rupture de la structure. Cette prévision est obtenue par comparaison entre la contrainte équivalente maximale $\sigma_{eq\nabla,max}(M)$ du critère de DSG modifié avec la limite seuil qui correspond à $\beta_{cr}(\lambda_2)$.

La simulation de la limite de fatigue et de la contrainte équivalente est effectuée dans le cas d'un essai de traction uniaxial. Cette simulation est effectuée à la suite de la chaîne de simulation en utilisant le critère de DSG modifié et un programme UARM suite aux travaux de Mu [3]. Cette démarche commence par sortir les 6 composantes du tenseur de contrainte appliqué à chaque point d'intégration pendant une période T aux instants $t=0,25s$ et $0,75s$. Ces instants correspondent à une contrainte appliquée maximale ou minimale pendant un cycle de chargement. Dans ces deux instants, la contrainte déviatorique S ainsi que sa variation sont calculées afin de déterminer l'amplitude du deuxième invariant $J_{2,a}$ de déviateur des contraintes appliquée. Le premier invariant J_1 est identifié dans ces deux instants ($0,25s$ et $0,75s$) puis on considère la valeur maximale. L'amplitude de la contrainte à chaque nœud est considérée comme la contrainte à l'infini pour calculer la contrainte équivalente de Crossland ($\sigma_{eq,cr}(\infty)$). En utilisant la méthode d'Eshelby, la contrainte équivalente de Crossland au niveau d'un défaut ($\sigma_{eq Cr,max}(M)$) est ainsi calculée. Par la suite les contraintes équivalentes maximales de Crossland à l'infini et au niveau des défauts sont obtenues dans la chaîne de simulation pour calculer la contrainte équivalente et identifier les paramètres du critère à partir d'une contrainte appliquée. Dans ce modèle, les simulations ont été effectuées en élasticité linéaire avec un chargement proportionnel et sinusoïdal. En utilisant le critère de DSG modifié dans cette partie, il est donc possible de prévoir la limite de fatigue à chaque point de la coulée en fonction de la taille de défaut et de la SDAS. La **Figure 81** présente la démarche de simulation de cette partie dans la chaîne de simulation.

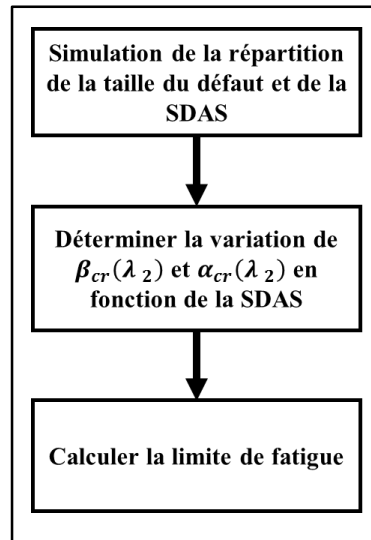


Figure 81: Procédure de simulation dans la chaîne de simulation de la limite de fatigue et de la contrainte équivalente

La contrainte équivalente selon le critère de DSG modifié et la limite de fatigue sont définies au niveau des points d'intégrations du modèle. Pour déterminer la limite de fatigue qui correspond à l'amplitude de la contrainte appliquée admissible, nous avons considéré la variation de la taille de défaut dans la coulée issue de la simulation précédente. En accord avec les constatations expérimentales précédentes, la simulation prévoit une limite de fatigue dans la partie refroidie plus importante que celle obtenue dans la partie non refroidie. Cela est dû à la microstructure fine et les petits défauts dans la partie refroidie en utilisant le critère de DSG modifié.

La détermination de la contrainte équivalente dans les deux parties utiles de l'éprouvette technologique est basée sur le critère de DSG modifié et les simulations de la variation de la SDAS et de la taille de défaut dans la coulée. Dans la **Figure 82** qui présente la simulation de la contrainte équivalente montre que, pour une contrainte appliquée $\sigma_a=50\text{MPa}$ en traction à $R_\sigma = -1$, la contrainte équivalente dans la partie refroidie est négative. Cela est dû au fait que dans cette partie utile la taille de défaut simulée est faible. Ainsi, la fonction qui décrit le critère de DSG modifié donne des valeurs négatives.

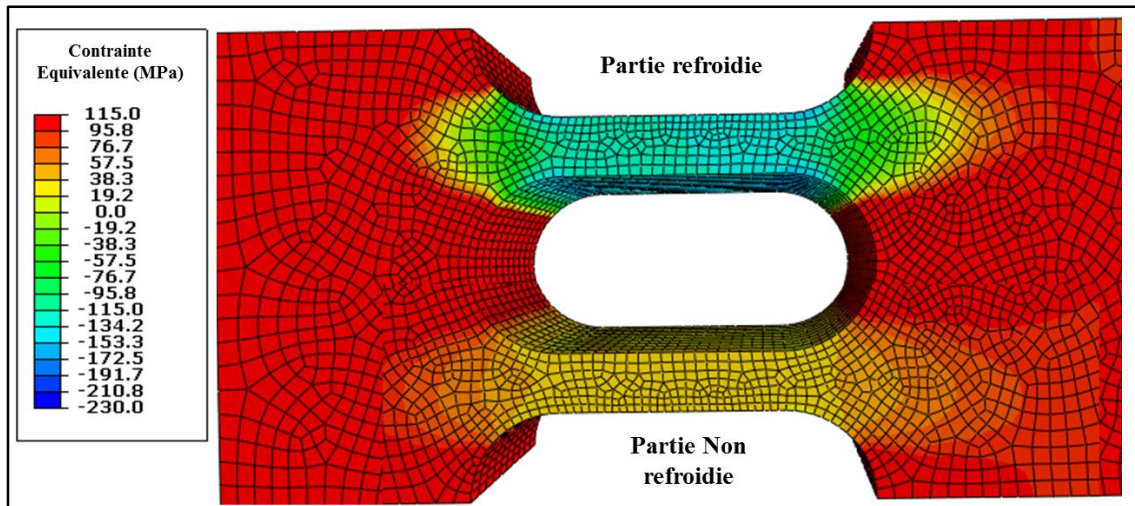


Figure 82: Simulation de la répartition de la contrainte équivalente selon de critère de DSG modifié en traction à $R_\sigma = -1$ avec $\sigma_a=50\text{MPa}$

V.2.5 Comparaison entre les résultats de simulation et des essais de fatigue

Des essais de fatigue en traction uniaxiale ont été réalisés sur l'éprouvette technologique à différents niveaux de chargement pour les deux rapports de chargement $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$. A $R_\sigma = -1$, nous avons effectué 4 essais de fatigue dont 2 sur la partie refroidie et 2 autres sur la partie non refroidie, de même à $R_\sigma = 0$. Tous les essais ont été effectués sur des défauts naturels de fonderie. Les résultats obtenus à 10^6 cycles donnent une limite de fatigue qui varie entre 46 et 48MPa dans la partie refroidie et entre 43 et 38MPa dans la partie non refroidie à $R_\sigma = 0$. A $R_\sigma = -1$, la limite de fatigue varie entre 75 et 55MPa dans la partie refroidie et entre 67 et 44MPa dans la partie non refroidie. Les résultats des essais de fatigue obtenus dans les deux cas de chargement sont présentés dans la **Figure 83**. Dans cette figure nous avons tracé la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut à l'origine de la rupture observés dans la zone d'amorçage sur les faciès de rupture

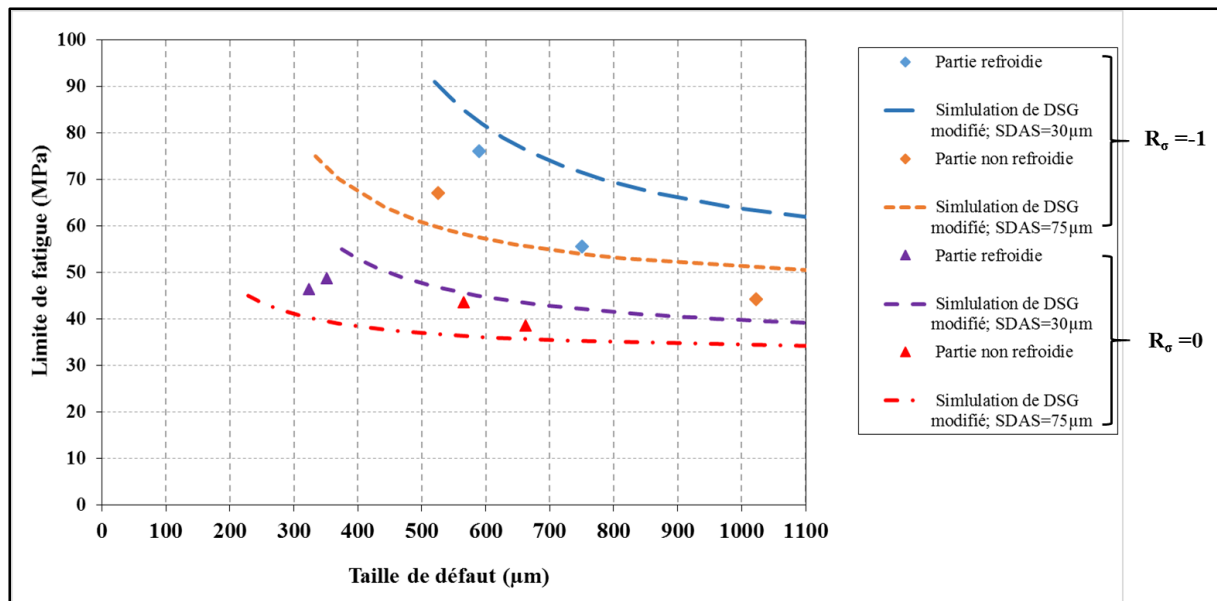


Figure 83: Evolution de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut à l'origine de la rupture sur les éprouvettes technologique et simulation du critère de DSG modifié à et $R_{\sigma} = 0$ et $R_{\sigma} = -1$

A partir de ces essais de fatigue, les défauts à l'origine de la rupture varie entre 300 et 750μm dans la partie utile refroidie et entre 500 et 1000μm dans la partie non refroidie. En référent à la Figure 79, la population des défauts obtenus suite à la simulation dans la partie utile a donné une taille de défaut maximale de 300μm dans la partie refroidie et 1100μm dans la partie non refroidie. Les premières constatations ont montré que la population de défaut obtenue par simulation n'est pas vraiment adéquatement représentative de la réalité. D'autre part, même si la simulation décrit mal la taille de défaut réel, nous avons constaté dans la Figure 79 que certaines taille de défauts à l'origine de la rupture de taille sont dans le domaine de prévision de la simulation. Dans cette étude, comme défini dans le deuxième chapitre, la taille de défaut est définie par le paramètre $\sqrt{aire}$ selon les configurations des défauts. La Figure 84 présente les défauts à l'origine de la rupture observé dans la zone d'amorçage. Elle correspond à l'éprouvette avec une partie utile refroidie, une limite de fatigue égale à 55MPa et une taille de défaut de 750μm. Dans la zone d'amorçage, nous avons identifié deux défauts à proximité. La taille de défaut est obtenue comme l'indique la Figure 84. La taille de ces deux défauts est bien définie dans le domaine de prévision obtenue suite à la simulation mais elle ne prévoit pas la coalescence des défauts. Cela peut expliquer l'écart entre les résultats expérimentaux et la simulation de la taille de défaut dans la coulée.

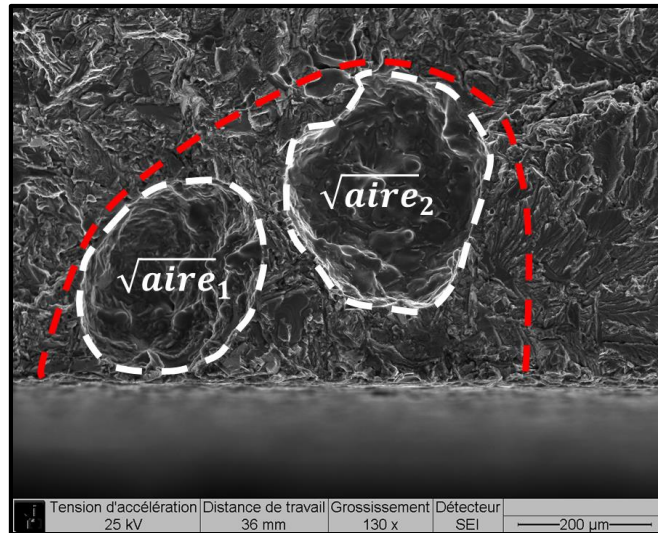


Figure 84: Amorçage sur deux porosités dans un essai de fatigue en traction à $R_\sigma = -1$ sur une éprouvette refroidie ($\sigma_D = 55 \text{ MPa}$, $\text{SDAS} = 35 \mu\text{m}$, $\sqrt{\text{aire}} = 750 \mu\text{m}$, $\sqrt{\text{aire}_1} = 265 \mu\text{m}$ et $\sqrt{\text{aire}_2} = 354 \mu\text{m}$)

Toujours sur la Figure 83, nous avons constaté une différence de la limite de fatigue à $R_\sigma = -1$ dans la même partie refroidie ayant la même SDAS. Cet écart est dû à la différence de la taille de défaut à l'origine de la rupture dans les deux parties utiles. Cette constatation confirme le fait que pour une même microstructure, la taille de défaut affecte la limite de fatigue. D'autre part, nous avons constaté pour le même rapport de charge un écart entre la limite de fatigue dans la partie refroidie et non refroidie de la même éprouvette technologique ($\sigma_D = 76$ et 67 MPa). Nous avons constaté dans la partie expérimentale du 3ème chapitre qu'en plus de l'effet de la taille de défaut, la SDAS a un effet sur la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6. Donc l'écart sur la Figure 83 est probablement dû à l'interaction entre l'effet de la SDAS et des défauts. A partir de ces résultats expérimentaux représentés dans le diagramme de Kitagawa, nous avons constaté que la limite de fatigue diminue avec la taille de défaut et la SDAS dans les deux rapports de chargement. Ces résultats ne sont pas surprenants car ils sont également en accord avec la tendance de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut établi dans le troisième chapitre.

Suite aux essais de fatigue sur les éprouvettes élaborées dans cette partie, des porosités ont été observées sur les faciès de rupture dans la zone d'amorçage. Les observations ont montré que seuls des défauts de surfaces sont à l'origine de la rupture par fatigues des éprouvettes. Sur certains faciès, des défauts internes ont été observés mais le site d'amorçage est localisé sur la surface au niveau d'un ou plusieurs porosités (**Figure 85**). Ces observations confirment que

dans le cas de l'alliage d'aluminium A356-T6 à 10^6 cycles, les défauts de surface sont plus nocifs que les défauts internes. Cette constatation est en accord avec les résultats de Wang et al [75]. Ils ont montré que dans le cas de l'alliage d'aluminium A356/A357, pour des défauts de surface, le facteur d'intensité des contraintes est 55% plus élevé que les défauts internes.

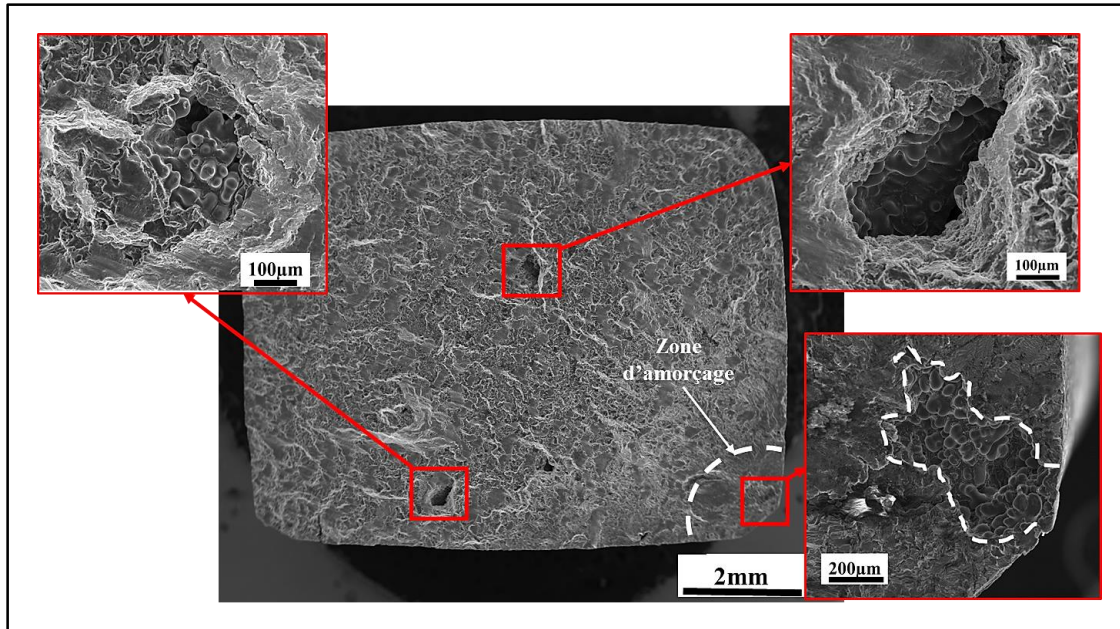


Figure 85: Rupture par fatigue de la partie non refroidie de l'éprouvette technologique sur un défaut de surface de type porosité avec observation d'autres défauts internes ($R_\sigma = -1$; $\sigma_D = 67,5\text{MPa}$; $\sqrt{\text{aire}} = 529\mu\text{m}$)

Pour évaluer la qualité de prévision de la limite de fatigue nous avons calculé l'indice d'erreur absolue I_a (%) qui désigne l'écart entre les résultats expérimentaux et de simulation. Cette évaluation de la prédiction du modèle est représentée sur la **Figure 86**. Cette figure illustre l'indice d'erreur entre la limite de fatigue simulée et la limite de fatigue expérimentale pour les deux rapports de chargements. La comparaison a donné une erreur moyenne de prévision de l'ordre de 17% à $R_\sigma = 0$ et de 9% à $R_\sigma = -1$. La simulation de la limite de fatigue a été obtenue pour différentes amplitudes de contrainte appliquée extraite dans la zone d'amorçage de chaque éprouvette. Cette étude comparative a montré que la simulation prédit une limite de fatigue proche des résultats expérimentaux à $R_\sigma = -1$ sur les deux parties utiles de l'éprouvette technologique. Par contre, à $R_\sigma = 0$, l'erreur de simulation est plus prononcée. Cette différence n'est pas si surprenante car, comme on l'a déjà vu précédemment, elle est due à l'identification du paramètre a_v du critère de DSG sur un point expérimental à $R_\sigma = -1$. Dans la **Figure 86**, la simulation du modèle apparaît conservatif à $R_\sigma = -1$ et non conservatif à $R_\sigma = 0$.

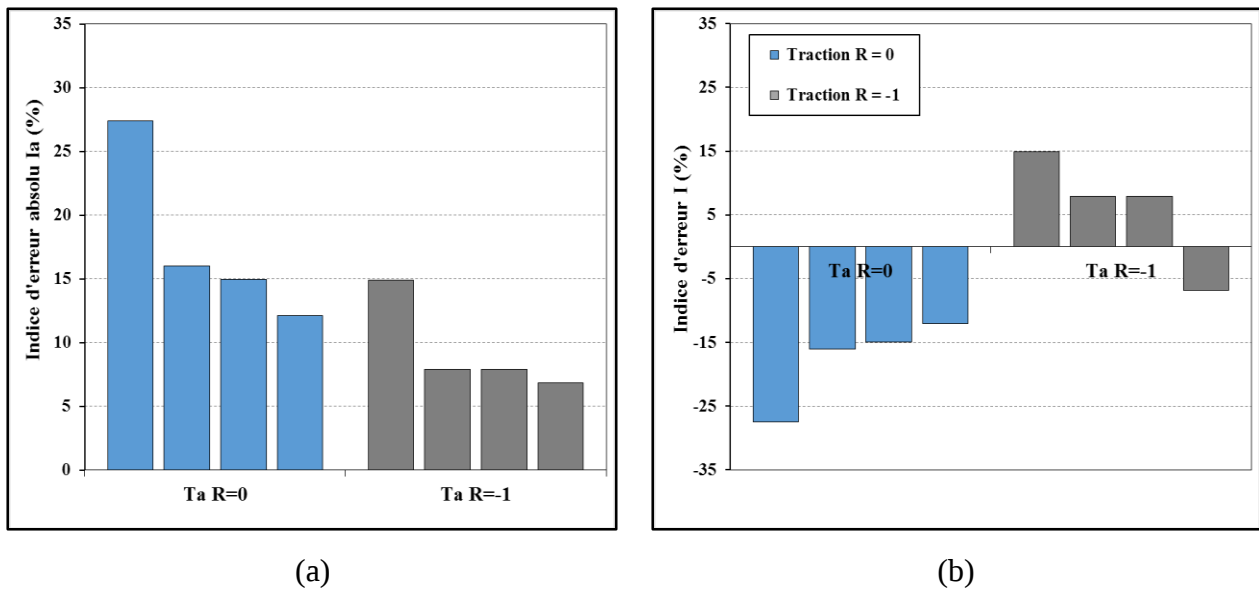


Figure 86: Comparaison entre les résultats expérimentaux et les résultats de simulation de la limite de fatigue dans un diagramme de Kitagawa (a) dans la partie utile non refroidie (b) dans la partie utile refroidie

La **Figure 87** présente la simulation de la limite de fatigue obtenue à la suite de la chaîne de simulation en traction à $R_\sigma = -1$. En utilisant le critère de DSG modifié, nous pouvons constater que dans la partie utile refroidie de l'éprouvette, la limite de fatigue est plus importante que celle obtenue dans la partie utile non refroidie. Cela est dû en première partie à la faible taille de défaut et à la SDAS fine prédite par la simulation dans la partie non refroidie. Comme attendu, le critère de DSG modifié prédit raisonnablement bien l'interaction entre l'effet des défauts et de la SDAS sur la limite de fatigue. En référant à la **Figure 83** qui représente les résultats expérimentaux obtenus sur les deux parties utiles, nous pouvons constater que, à $R_\sigma = -1$ avec les défauts de 526 et 589 μm dans la partie refroidie et non refroidie respectivement, la limite de fatigue varie entre 76 et 67 MPa. Cet écart est probablement dû à l'interaction entre l'effet des défauts et de la SDAS. A partir de la **Figure 87**, le modèle numérique prédit d'une manière correcte la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut et de la SDAS. La simulation prévoit une limite de fatigue qui varie entre 85 et 93 MPa dans la partie utile refroidie et une variation entre 48 et 60 MPa dans la partie non refroidie de l'éprouvette. Sur la base de simulation numérique, nous pouvons constater une différence entre les résultats expérimentaux et de simulation dans la partie utile refroidie. Il est néanmoins important de signaler que cette différence est due à l'écart entre la taille du défaut observé sur les faciès de rupture et la simulation. Cependant, les simulations conduites sur la partie non refroidie prévoient une limite de fatigue à $R_\sigma = -1$ proche à celle obtenue expérimentalement.

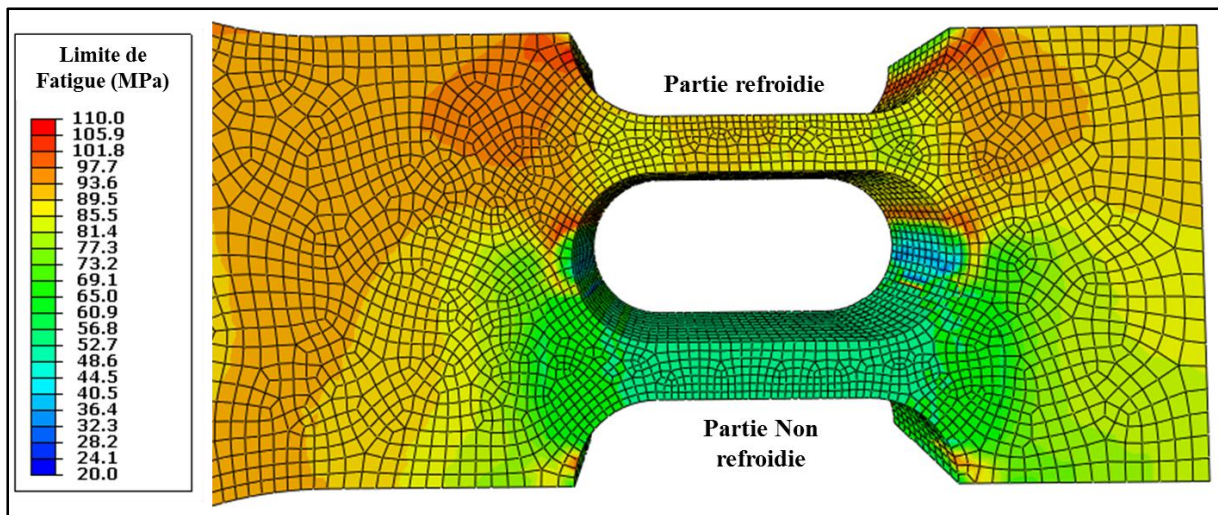


Figure 87: Simulation de la limite de fatigue en traction à $R_\sigma = -1$

V.2.6 Synthèse

Dans cette partie, un moule a été conçu afin d'élaborer des éprouvettes avec deux parties utiles. En faisant varier la vitesse de refroidissement, une variation de la SDAS et la taille du défaut a été obtenue dans la coulée. Une chaîne de simulation a été développée pour pouvoir simuler le procédé de fonderie de la coulée dans le moule. Cette chaîne de simulation permet d'obtenir en premier lieu le champ de température dans la coulée. Suite à cette simulation du procédé de fonderie, la chaîne de simulation permet de prévoir la microstructure caractérisée par la SDAS ainsi que la variation de la taille de porosité. A ce stade, il s'avère que le modèle prévoit raisonnablement bien les observations effectuées sur les éprouvettes élaborées. En utilisant le critère de DSG modifié dans la suite de la chaîne de simulation, nous avons pu prévoir la limite de fatigue dans les deux parties utiles de l'éprouvette technologique. Des essais de fatigue ont été établis sur les deux parties utiles de l'éprouvette technologique pour les deux rapports de charge $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$. Les tendances observées de la limite de fatigue expérimentale pour différentes tailles de défauts sont cohérentes avec les résultats de la chaîne de simulation dans la partie non refroidie. Cependant, nous avons constaté un faible écart entre la limite de fatigue expérimentale et la limite de fatigue par simulation dans la partie utile refroidie et non refroidie.

V.3 Démarche probabiliste

Les résultats de simulation de la chaîne de calcul présentés dans la partie précédente ont été effectués suite à des calculs déterministes. Dans cette partie nous allons proposer une démarche probabiliste à la suite de la chaîne de simulation permettant d'envisager la rupture de

l'éprouvette technologique soumise à un chargement cyclique. Une démarche probabiliste consiste à prendre en compte la variabilité des différents paramètres qui peuvent affecter la tenue en fatigue du matériau. Le développement de la démarche probabiliste se base sur les constatations expérimentales et sur le critère de DSG modifié. Dans cette démarche probabiliste, nous allons considérer la répartition de la taille de défaut et de la microstructure caractérisée par la SDAS. En utilisant le critère de DSG modifié, le modèle probabiliste va permettre de refléter les effets des différents paramètres tels que la SDAS et la taille de défaut qui affectent la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6.

V.3.1 Présentation de la démarche probabiliste

On s'intéresse dans cette partie à la démarche probabiliste en couplant le modèle de Weibull avec le critère de DSG modifié. Nous allons déterminer dans un premier temps les paramètres de la loi de Weibull et l'adapter au critère de DSG modifié. En utilisant cette démarche dans la suite de la chaîne de simulation, il est possible de prévoir la probabilité de rupture à chaque élément de maillage de l'éprouvette et rendre compte à la fois des effets de la SDAS et des défauts. L'application de cette modélisation dans le cas d'une sollicitation de traction en fatigue en utilisant le critère de DSG permet de déduire l'évolution de la limite de fatigue pour différentes probabilités de rupture. En s'appuyant sur la fonction de répartition de Weibull, nous allons décrire la population de défaut dans les deux parties utiles de l'éprouvette à l'issue des simulations numériques et des résultats expérimentaux. L'intérêt est d'adapter le critère de DSG modifié et introduire la probabilité de rupture en utilisant la loi de Weibull. Pour une amplitude de contrainte appliquée, la probabilité de rupture de l'éprouvette est donnée par l'équation suivante :

$$P_R = P(\beta_{cr} < \sigma_{eqv}) \quad (V.14)$$

Cette probabilité de rupture peut être exprimée autrement par l'équation suivante :

$$P_R = P(\sqrt{aire}_{adm} < \sqrt{aire}) \quad (V.15)$$

La taille de défaut admissible définie par $\sqrt{aire}_{adm}$, correspond à la condition d'égalité entre la contrainte équivalente (σ_{eqv}) et la limite seuil ($\beta_{cr}(\lambda_2)$) dans le critère de DSG. L'idée est de faire introduire ce critère à travers la taille de défaut admissible afin de tenir compte de l'effet de la microstructure avec la taille de défaut dans le calcul de la probabilité de rupture. Les travaux de Weibull ont montré que la nature aléatoire de la résistance en fatigue peut

être décrite à l'aide d'une loi de Weibull. La fonction de densité de probabilité de la taille de défaut selon la loi de Weibull est donnée par l'expression suivante :

$$f_0(\sqrt{aire}) = \frac{m}{\sqrt{aire}_0} \left(\frac{\sqrt{aire}}{\sqrt{aire}_0} \right)^{m-1} \exp \left[- \left(\frac{\sqrt{aire}}{\sqrt{aire}_0} \right)^m \right] \quad (V.16)$$

Le paramètre m désigne la dispersion de la distribution de la taille de défaut tandis que le paramètre $\sqrt{aire}_0$ correspond à la moyenne de la distribution. Plus le paramètre m est faible, plus la dispersion est grande. La probabilité de rupture pour une taille de défaut supérieure à la taille admissible s'écrit sous la forme suivante:

$$P_R = P(\sqrt{aire}_{adm} < \sqrt{aire}) = \int_0^{\sqrt{aire}_{adm}} f_0(\sqrt{aire}_{adm}) d\sqrt{aire}_{adm} \quad (V.17)$$

L'intégration de l'équation (V.17) permet d'avoir la formulation ci-dessous :

$$P_R = P(\sqrt{aire}_{adm} < \sqrt{aire}) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sqrt{aire}_{adm}}{\sqrt{aire}_0} \right)^m \right] \quad (V.18)$$

A partir du critère de DSG modifié, il est possible de déterminer la taille de défaut admissible en fonction de la SDAS et de l'amplitude de la contrainte appliquée donnée par l'expression suivante:

$$\sqrt{aire}_{adm} = a_v \times \frac{\sigma_{eq,cr}(M) - \sigma_{eq,cr}(\infty)}{\sigma_{eq,cr}(M) - \beta_{cr}(\lambda_2)} \quad (V.19)$$

La combinaison entre les équations (V.18) et (V.19) permet d'écrire la probabilité de rupture en fonction des différents paramètres tel que la SDAS et l'amplitude de la contrainte équivalente. Dans cette étude on se limite à prendre en considération que la dispersion de la taille de défaut indépendamment de la variation de la SDAS.

$$P_R = P(\sqrt{aire}_{adm} < \sqrt{aire}) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{a_v}{\sqrt{aire}_0} \times \frac{\sigma_{eq,cr}(M) - \sigma_{eq,cr}(\infty)}{\sigma_{eq,cr}(M) - \beta_{cr}(\lambda_2)} \right)^m \right] \quad (V.20)$$

La programmation de l'équation (V.20) dans la suite de la chaîne de simulation permet de déterminer la probabilité de rupture à chaque élément de maillage de l'éprouvette technologique. La détermination des paramètres de la loi de Weibull fera l'objet de la partie suivante.

Cette démarche probabiliste proposée dans cette partie est inspirée d'une approche de prévision de diagramme de Kitagawa-Takahashi en fatigue multiaxiale proposée par Pessard et al [117]. Dans ce modèle, les deux mécanismes d'endommagement par fatigue sont modélisés: l'amorçage et la propagation des fissures. La modélisation proposée dans ces travaux est basée sur une combinaison entre la probabilité d'amorçage d'une fissure notée P_{F1} et la probabilité de propagation notée P_{F2} . Le critère de Crossland avec celui de Murakami ont été utilisés pour déterminer la contrainte équivalente appliquée et la contrainte seuil. Dans le cas de notre étude, nous allons utiliser le critère de DSG modifié dans ce travail de thèse.

V.3.2 Détermination des paramètres de la loi de Weibull

Le caractère aléatoire de la distribution de la taille de défaut dans cette étude probabiliste est modélisé par une loi de Weibull décrit par l'équation (V.16). La fonction de densité de probabilité de Weibull est une fonction à deux paramètres « m » et $\sqrt{aire}_0$. Le paramètre « m » décrit l'étendue de la probabilité de rupture et $\sqrt{aire}_0$ désigne la valeur moyenne de la distribution. Dans cette partie nous allons déterminer les deux paramètres de la loi de Weibull à partir des résultats de simulation numérique de la taille de défaut.

La distribution de la taille des défauts de fonderie des alliages d'aluminium peut-être décrite par une loi normale [118] ou par la loi log-normale [119]. Dans cette étude nous avons choisi d'utiliser la loi de Weibull pour décrire la distribution de la taille de défaut dans la coulée. Comme le montre la **Figure 88**, la distribution de la taille de défaut dans la partie refroidie de la coulée peut être approchée par la loi de Weibull. Les courbes sur cette figure montrent que plus le module de Weibull « m » est faible, plus la dispersion sur la taille de défaut simulée est marquée. Pour $m=2.2$, il s'avère que la loi de Weibull décrit adéquatement bien la dispersion de la simulation de la taille de défaut dans la partie refroidie de la coulée. Pour le deuxième paramètre de la loi de Weibull, en se basant sur les résultats de la simulation, nous allons prendre la valeur moyenne de la taille de défaut simulée : $143\mu m$ dans la partie refroidie et $1073\mu m$ dans la partie non refroidie.

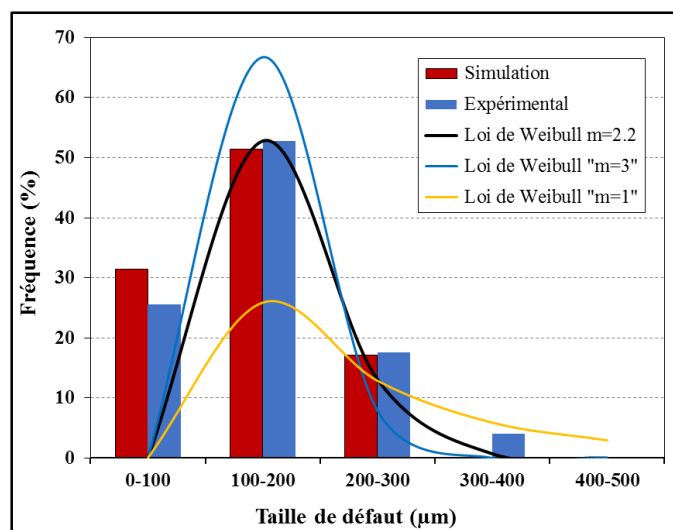


Figure 88: Fonction de répartition de la taille de défaut selon la loi de Weibull dans la partie refroidie de la coulée pour différents module

V.3.3 Application de la démarche probabiliste

A la suite de la chaîne de simulation, on propose d'appliquer la démarche probabiliste présentée ci-dessous pour déterminer la probabilité de rupture de chaque élément de la coulée. Dans cette modélisation nous avons combiné la loi de Weibull et le critère de DSG modifié, mais faut mentionner que cette probabilité est fonction du critère de fatigue employé. Cette approche probabiliste a été appliquée à la suite de la chaîne de simulation après avoir déterminé les paramètres de la loi de Weibull. Elle consiste donc à conduire des prévisions de la probabilité de rupture (P_R) pour un cas de chargement en traction à $R_\sigma = -1$ en utilisant le critère de DSG avec la loi de Weibull.

La **Figure 89** présente la prévision de la probabilité de rupture suite à la simulation de la démarche probabiliste. Cette prévision est obtenue en fonction de la contrainte appliquée, de l'évolution de la taille du défaut et la croissance de la microstructure. Pour une contrainte de traction à $R_\sigma = -1$ avec une amplitude de 50MPa, la probabilité de rupture dans la partie utile refroidie varie entre 0,13 et 0,63. Comme attendu, la partie utile avec une microstructure fine et des petits défauts prévoit une faible probabilité de rupture. D'autre part, la partie utile non refroidie ayant une microstructure grossière et des gros défauts prévoit une probabilité de rupture élevée. Cette probabilité varie entre 0,83 et 0,96. A partir des résultats expérimentaux sur des éprouvettes non refroidie, pour une taille de défaut supérieure à 1mm et une amplitude de contrainte appliquée de 50MPa, la limite de fatigue obtenue est de 43MPa. Ceci peut expliquer la probabilité de rupture élevée obtenue pour cette amplitude de contrainte appliquée.

D'autre part, à partir des essais expérimentaux effectués sur les éprouvettes avec la partie utile refroidie, la limite de fatigue est supérieure à 50MPa. Ces résultats expérimentaux justifient la probabilité de rupture faible obtenue dans cette partie. Dans cette partie, pour alléger le temps de calcul, nous avons effectué la simulation sur les points d'intégrations des deux parties utiles.

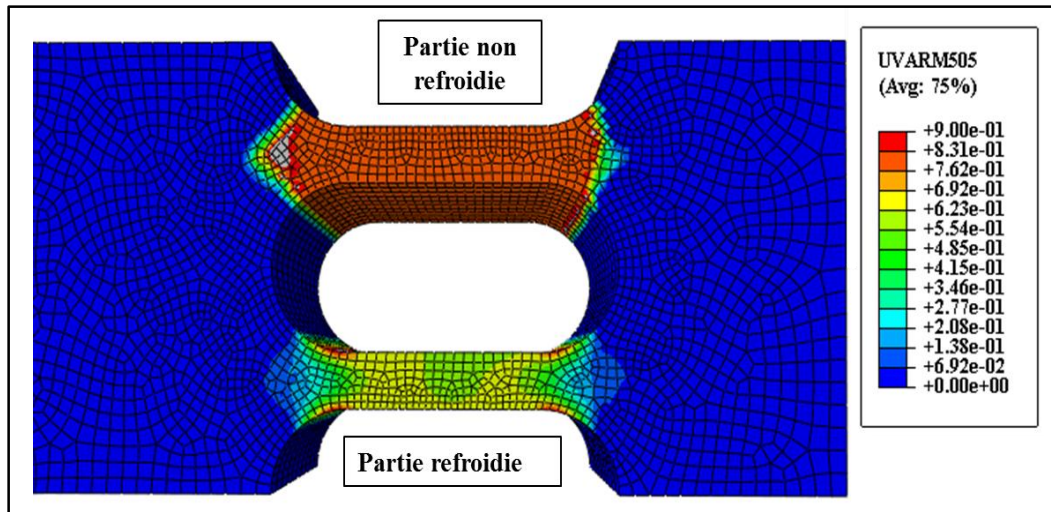


Figure 89: Simulation de la probabilité de rupture en traction à $R_\sigma = -1$ pour amplitude contrainte $\sigma_a = 50MPa$

Dans la manière dont nous avons procédé pour identifier « m », il faut être prudent dans le développement à venir. Dans cette partie, nous avons identifié le paramètre « m » de la loi de Weibull sur le volume de la partie utile. La population des paramètres du modèle est issue de la variabilité des conditions aux limites dans ce volume. Le paramètre « m » est identifié à partir de la variabilité de la taille de défaut dans les deux parties utiles ensuite, nous l'avons utilisé à chaque point pour déterminer la probabilité de rupture. Il faut vérifier cette identification de « m » sur le plan méthodologique dans les travaux à venir. On pourrait par exemple associer la variabilité de « m » à la distribution de la taille de défaut initiale en chaque point de la structure.

V.4 Conclusion

L'objectif de ce chapitre était dans un premier temps de concevoir un moule qui permet de modifier les caractéristiques microstructurales du matériau en modifiant la vitesse de refroidissement dans la coulée. Des éprouvettes ont été prélevées de cette coulée réalisée par gravité. Une variation de la vitesse de refroidissement permet d'avoir une microstructure fine et une faible population et taille des défauts dans la partie utile refroidie. Par contre, dans la partie utile non refroidie, une microstructure grossière a été obtenue. Dans la suite une chaîne

de simulation a été proposée permettant de prévoir l'historique thermique dans la coulée, la SDAS, la taille du défaut, la limite de fatigue et la probabilité de rupture à chaque élément de la structure.

La comparaison entre le profil de la température obtenue suite à la simulation numérique et la température mesurée expérimentalement montre un accord raisonnable entre ces deux profils. D'autre part, la simulation de l'évolution de la SDAS en fonction de la température dans la coulée permet la comparaison aux résultats expérimentaux. Suite à cette comparaison, il s'avère que la simulation numérique prévoit raisonnablement bien la variation de la SDAS dans la coulée en fonction du temps de solidification. Cette comparaison a permis de déterminer l'erreur de simulation qui correspond à 6,4% dans la partie utile refroidie et 6,9% dans la partie utile non refroidie.

Le modèle numérique proposé dans ce chapitre permet dans la suite de simuler la taille du défaut dans la coulée. Le modèle prévoit une faible taille de défaut dans la partie refroidie contrairement à ce qui a été obtenu dans la partie non refroidie. Une comparaison entre les données expérimentales et de simulation permet de conclure que le modèle décrit d'une manière adéquate la taille de porosité dans la partie refroidie. Par contre, un écart a été obtenu dans la partie utile non refroidie. Cet écart peut être associé à la méthode expérimentale d'identification en 2D de la taille du défaut. Des essais de fatigue en traction à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$ ont été effectués sur des éprouvettes élaborées dans cette partie. L'identification de la taille de défaut sur les faciès de rupture des parties utiles non refroidie montre que cette taille est proche des résultats de la prévision de la simulation de la taille du défaut. Dans la suite du modèle numérique, la simulation de la limite de fatigue est effectuée en utilisant le critère de DSG modifié. La comparaison entre les résultats expérimentaux et la simulation de la limite de fatigue nous permet d'évaluer la qualité de prévision de cette démarche. Cette évaluation a donné une erreur moyenne de prévision de 17% à $R_\sigma = 0$ et 9% à $R_\sigma = -1$. A la fin de ce chapitre, nous avons proposé une démarche probabiliste permettant de prévoir la probabilité de rupture. Cette démarche est basée sur le critère de DSG modifié et la loi de Weibull. Cette démarche a été introduite dans le modèle afin de simuler la probabilité de rupture à chaque élément de la structure. La probabilité de rupture obtenue dans la partie utile non refroidie est plus importante que celle obtenue dans la partie non refroidie en traction à $R_\sigma = -1$. Comme nous avons utilisé le critère de DSG dans ce modèle probabiliste, pour une même contrainte appliquée, la partie utile ayant une SDAS et une taille du défaut grossière, correspond à la probabilité de rupture la plus élevée.

Conclusions et Perspectives

Le présent travail est consacré à l'étude de la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6 sous chargement multiaxial. Ce travail se base sur une première étude expérimentale sous des sollicitations en traction, torsion et traction-torsion combinées pour deux rapports de chargement $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$. Les données expérimentales ont permis dans un premier volet de comprendre l'influence des défauts de fonderie et de la microstructure sur la limite de fatigue à 10^6 cycles de l'alliage d'aluminium A356-T6. Le deuxième volet concerne l'effet de la contrainte moyenne et l'étude des mécanismes relatifs à l'amorçage et à la propagation des fissures. A l'issue de cette étude expérimentale, nous avons proposé de modifier le critère de DSG qui décrit l'influence d'un défaut sur la limite de fatigue par le biais du gradient des contraintes. La modification du critère de DSG a pour but d'intégrer l'effet de la microstructure en plus des défauts. Une chaîne de simulation a été proposée permettant de prévoir la limite de fatigue et la probabilité de rupture de chaque élément de la structure. Cette simulation a été validée sur une coulée produite dans une deuxième étude expérimentale. A l'issue de notre travail, les conclusions principales déduites sont les suivantes:

(i) En absence des défauts à l'origine de la rupture par fatigue, la microstructure décrite par la SDAS semble être le principal paramètre microstructurale qui contrôle la limite de fatigue à 10^6 cycles de l'alliage d'aluminium A356-T6: une microstructure fine correspond à une meilleure limite de fatigue. Suite aux essais de fatigue, il s'avère que l'effet de la SDAS est plus marqué en torsion. Il a été observé dans certains essais de fatigue que la phase eutectique est un site préférentiel pour l'amorçage de fissure et retarde sa propagation sans l'arrêter. Il paraît que ceci peut expliquer l'amélioration de la limite de fatigue pour une SDAS fine.

(ii) En absence des défauts, il apparaît que la taille de grain au sens cristallographique ne présente pas un effet direct sur la limite de fatigue. L'effet de la taille de grain sur la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6 est considéré comme un paramètre de second ordre.

(iii) Les résultats expérimentaux dans les différents cas de sollicitation de notre étude ont montré que l'abatement de la limite de fatigue dépend principalement de la taille de défaut caractérisée par le paramètre ($\sqrt{aire}$). Cependant, la limite de fatigue ne semble pas affectée par la morphologie et le type du défaut. Dans les différents cas de sollicitation, il a été observé qu'il existe une taille de défaut critique à partir de laquelle un abatement de la limite de fatigue est obtenu. D'autre part, les observations des faciès de rupture obtenus sur des défauts naturels et artificiels ont montré que, dans le cas de l'alliage d'aluminium A356-T6, les défauts les plus nocifs sont ceux situés à proximité de la surface libre des éprouvettes.

(iv) Par des essais de suivi de fissure, nous avons constaté que la durée de vie en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6 à 10^6 cycles est gouvernée par la phase de propagation des fissures (environ 90% de la durée de vie).

(v) Dans le but de conclure sur l'effet de la contrainte moyenne sur la tenue en fatigue de l'alliage de notre étude, les essais expérimentaux ont été effectués pour deux rapports de chargement $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$. Suite à ces résultats, nous avons conclu que le comportement en fatigue de cet alliage est sensible à la contrainte moyenne. Cette sensibilité dépend du type de sollicitation et de la taille de défaut à l'origine de la rupture. En traction et traction-torsion combinées, plus la taille de défaut est grosse, plus le matériau est sensible à la contrainte moyenne. Cependant, en torsion, le matériau est beaucoup moins sensible à la contrainte moyenne même en présence de défaut.

(vi) Suite à cette étude expérimentale, nous avons quantifié une interaction entre l'effet de la taille de défaut et celle de la SDAS. Cette interaction est plus marquée pour les petits défauts et gommée pour les gros défauts. L'interaction entre l'effet des défauts et de la SDAS dans l'alliage d'aluminium A356-T6 est plus prononcé en torsion.

(vii) A l'issue de la partie expérimentale, nous avons proposé de mettre en place un critère de fatigue multiaxial utilisable dans un contexte de dimensionnement en fatigue. Ce critère introduit les différents paramètres qui affectent la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6 tel que la taille de défaut, la SDAS et la contrainte moyenne. Nous avons proposé de modifier le critère DSG en introduisant explicitement une dépendance à la microstructure dans la formulation de ce critère. Afin d'appliquer le critère de DSG modifié, il faut choisir un critère de fatigue permettant de décrire la contrainte équivalente autour du défaut. Pour ce faire, nous avons proposé de tester le critère de DSG en comparant différents critères de fatigue: Crossland, Vu, Sines et Kakuno & Kawada. Par comparaison entre les résultats expérimentaux des différents cas de chargement et de la qualité de prévision du critère, il s'avère que le critère de Crossland est le plus adapté à décrire nos résultats expérimentaux avec une erreur de 12,4%

Dans la partie numérique de ce travail, nous avons proposé une chaîne de simulation depuis le procédé de fonderie jusqu'au calcul en fatigue. Cette simulation est effectuée sur une coulée élaborée sur un moule conçu afin de faire varier la taille de défaut ainsi que la SDAS en fonction de la vitesse de refroidissement. Dans la partie numérique, nous avons commencé par la simulation de l'histoire thermique de la coulée durant la phase de solidification. En utilisant le profil de la température dans chaque élément de la structure, la chaîne de simulation est

capable de prévoir la taille de défaut et la SDAS dans la coulée. Dans la suite, en utilisant le critère de DSG modifié et la loi de Weibull le modèle prévoit la contrainte équivalente, la limite de fatigue et la probabilité de rupture à chaque élément de la structure pour une contrainte appliquée. Dans cette partie, une deuxième campagne d'essais a été réalisée sur des éprouvettes élaborées sur le moule conçu. La comparaison entre les résultats de simulation et les résultats expérimentaux, montre que le modèle prévoit raisonnablement bien la SDAS et la taille de défaut dans la partie refroidie, mais cette taille est mal décrite dans la partie non refroidie de la coulée. Pour améliorer cette prévision, nous proposons donc de prendre en compte la nucléation et la coalescence des défauts lors de solidification. Dans cette partie, le critère de DSG modifié a été intégré dans la loi de Weibull dans la suite de la chaîne de simulation. Cela a permis de modéliser la probabilité de rupture à chaque élément de la structure. Dans cette partie nous avons abouti à une probabilité de rupture plus notable dans la partie non refroidie pour une contrainte donnée. Ce résultat n'est pas surprenant car dans la partie non refroidie, la population et la taille de défaut ainsi la SDAS sont plus importants par comparaison à la partie non refroidie.

Au vu des simulations numériques et des résultats expérimentaux obtenus dans ces travaux, certaines idées peuvent être esquissées comme perspectives :

- Dans l'état actuel de cette étude, on peut considérer que l'abattement de la limite de fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6 lié à l'effet de la taille de défaut et de la SDAS est raisonnablement compris. Il serait intéressant dans la suite de pouvoir intégrer la nucléation et la croissance des défauts au cours du procédé de fonderie des alliages d'aluminium. Il serait également nécessaire d'intégrer dans la chaîne de simulation un code permettant de calculer les contraintes résiduelles dues au procédé de fonderie, l'usinage et le traitement thermique.
- Nous avons constaté dans la partie expérimentale que la croissance de la taille de grain dans la coulée en V est associée à une vitesse de refroidissement élevée. Ce constat est en désaccord à ce que l'on connaît dans la littérature. L'évolution de la taille de grain dans notre coulée en V n'a pas été bien abordée dans nos travaux alors qu'elle peut être associée à certains paramètres. Il paraît donc raisonnable de conduire une étude approfondie sur les paramètres qui affectent l'évolution de la taille de grain dans la coulée.
- Cette étude s'appuie sur une partie expérimentale pour étudier l'effet de la taille du défaut et de la microstructure sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium A356-T6. La prise

en compte de l'interaction de l'effet de ces paramètres est décrite dans la formulation du critère de DSG. La question qui reste à résoudre suite à cette étude « Pourquoi la taille de défaut critique dépend du type de sollicitation et du rapport de chargement ? ». En plus, nous avons essayé suite à la partir expérimentale de répondre à la question: « pourquoi l'effet de la SDAS est plus prononcé en torsion qu'en traction et traction-torsion combinées? ». Pour cette raison, nous avons proposé un scénario qui s'appuie, bien attendu, sur des observations expérimentales. Nous proposons de réaliser des essais de fatigue en torsion et traction afin de valider ce scénario sur des éprouvettes avec une microstructure fine et grossière et se concentrer sur les mécanismes d'endommagement de l'alliage A356-T6 au niveau des défauts et de la phase eutectique du matériau.

- Le travail restant doit contribuer à l'amélioration de la stratégie de prévision de la probabilité de rupture en tenant en compte la dispersion des différents paramètres qui contribuent telles que la SDAS, la taille de défaut et les contraintes résiduelles. L'idée de la démarche probabiliste à suivre est inspirée de l'approche de Ben Sghaier [120]. Cette démarche permet de rendre compte l'effet de la dispersion des différents paramètres (taille de défaut, SDAS) notamment de la contrainte moyenne sur la probabilité de rupture. Dans cette étude, il était prévu d'implémenter cette démarche dans la chaîne de simulation, mais faute de temps, nous n'avons pas poussé cette démarche plus loin.

Références bibliographiques

- [1] M. Roy, Y. Nadot, C. Nadot-Martin, P.-G. Bardin, and D. Maijer, "Multiaxial Kitagawa analysis of A356-T6," *International Journal of Fatigue*, vol. 33, pp. 823-832, 2011.
- [2] L. Rémy, M. Geuffrard, A. Alam, A. Köster, and E. Fleury, "Effects of microstructure in high temperature fatigue: Lifetime to crack initiation of a single crystal superalloy in high temperature low cycle fatigue," *International Journal of Fatigue*, vol. 57, pp. 37-49, 2013.
- [3] P. Mu, Y. Nadot, C. Nadot-Martin, A. Chabod, I. Serrano-Munoz, and C. Verdu, "Influence of casting defects on the fatigue behavior of cast aluminum AS7G06-T6," *International Journal of Fatigue*, vol. 63, pp. 97-109, 2014.
- [4] K. Kim, J. Park, C. Yim, and K. Lee, "Effect of porosity on the high cycle fatigue behavior of casing AM60B magnesium alloy," *Procedia Engineering*, vol. 10, pp. 165-170, 2011.
- [5] Q. Wang, D. Apelian, and D. Lados, "Fatigue behavior of A356/357 aluminum cast alloys. Part II—Effect of microstructural constituents," *Journal of light metals*, vol. 1, pp. 85-97, 2001.
- [6] L. Ceschini, I. Boromei, A. Morri, S. Seifeddine, and I. L. Svensson, "Microstructure, tensile and fatigue properties of the Al–10% Si–2% Cu alloy with different Fe and Mn content cast under controlled conditions," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 209, pp. 5669-5679, 2009.
- [7] K. S. Chan, "Roles of microstructure in fatigue crack initiation," *International Journal of Fatigue*, vol. 32, pp. 1428-1447, 2010.
- [8] M. Marx, W. Schaef, and M. Welsch, "The microstructure as crack initiation point and barrier against fatigue damaging," *International Journal of Fatigue*, vol. 41, pp. 57-63, 2012.
- [9] J. Wang, D. Ju, F. Yin, and H. Zhao, "Microstructure evaluation and crack initiation crack for AZ31 sheet under biaxial stress," *Procedia Engineering*, vol. 10, pp. 2429-2434, 2011.
- [10] B. Du, J. Yang, C. Cui, and X. Sun, "Effects of grain size on the high-cycle fatigue behavior of IN792 superalloy," *Materials & Design*, vol. 65, pp. 57-64, 2015.
- [11] F. Bouafia, S. Boualem, M. M. E. Amin, and B. Benali, "3-D finite element analysis of stress concentration factor in spot-welded joints of steel: The effect of process-induced porosity," *Computational Materials Science*, vol. 50, pp. 1450-1459, 2011.
- [12] Y. Chen, S. Pan, M. Zhou, D. Yi, D. Xu, and Y. Xu, "Effects of inclusions, grain boundaries and grain orientations on the fatigue crack initiation and propagation behavior of 2524-T3 Al alloy," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 580, pp. 150-158, 2013.
- [13] M. Zheng, M. Tong, H. Cai, C. Xu, and M. Huang, "Fatigue crack initiation life of fine grain brass H62," *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol. 54, pp. 105-109, 2010.
- [14] M. D. Sangid, H. J. Maier, and H. Sehitoglu, "The role of grain boundaries on fatigue crack initiation—An energy approach," *International Journal of Plasticity*, vol. 27, pp. 801-821, 2011.

- [15] I. Roth, M. Kübbeler, U. Krupp, H.-J. Christ, and C.-P. Fritzen, "Crack initiation and short crack growth in metastable austenitic stainless steel in the high cycle fatigue regime," *Procedia Engineering*, vol. 2, pp. 941-948, 2010.
- [16] U. Krupp and I. Alvarez-Armas, "Short fatigue crack propagation during low-cycle, high cycle and very-high-cycle fatigue of duplex steel—An unified approach," *International Journal of Fatigue*, vol. 65, pp. 78-85, 2014.
- [17] A. Heinz and P. Neumann, "Crack initiation during high cycle fatigue of an austenitic steel," *Acta metallurgica et materialia*, vol. 38, pp. 1933-1940, 1990.
- [18] C. Blochwitz and W. Tirschler, "Twin boundaries as crack nucleation sites," *Crystal Research and Technology*, vol. 40, pp. 32-41, 2005.
- [19] Y. Gao, J. Yi, P. Lee, and T. Lindley, "A micro-cell model of the effect of microstructure and defects on fatigue resistance in cast aluminum alloys," *Acta materialia*, vol. 52, pp. 5435-5449, 2004.
- [20] J. Yi, Y. Gao, P. Lee, and T. Lindley, "Effect of Fe-content on fatigue crack initiation and propagation in a cast aluminum–silicon alloy (A356–T6)," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 386, pp. 396-407, 2004.
- [21] L. Zeng, J. Sakamoto, A. Fujii, and H. Noguchi, "Role of eutectic silicon particles in fatigue crack initiation and propagation and fatigue strength characteristics of cast aluminum alloy A356," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 115, pp. 1-12, 2014.
- [22] R. C. d. O. Góes, J. T. P. d. Castro, and L. F. Martha, "3D effects around notch and crack tips," *International Journal of Fatigue*, vol. 62, pp. 159-170, 2014.
- [23] F. Sun, S. Zhang, S. Tian, J. Zhang, and H. Harada, "Large stress concentrations around micropore near a crack-tip induced deformation twinning in Ni-based single crystal superalloy," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 586, pp. 479-484, 2014.
- [24] U. Krupp, H. Knobbe, H.-J. Christ, P. Köster, and C.-P. Fritzen, "The significance of microstructural barriers during fatigue of a duplex steel in the high-and very-high-cycle-fatigue (HCF/VHCF) regime," *International Journal of Fatigue*, vol. 32, pp. 914-920, 2010.
- [25] F.-L. Liang and C. Laird, "The effect of environment on the mechanism of fatigue crack initiation and propagation in polycrystalline copper," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 117, pp. 83-93, 1989.
- [26] Y. Murakami and M. Endo, "Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength," *International Journal of Fatigue*, vol. 16, pp. 163-182, 1994.
- [27] L. Susmel and D. Taylor, "The theory of critical distances to predict static strength of notched brittle components subjected to mixed-mode loading," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 75, pp. 534-550, 2008.
- [28] L. Susmel and D. Taylor, "On the use of the Theory of Critical Distances to predict static failures in ductile metallic materials containing different geometrical features," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 75, pp. 4410-4421, 2008.
- [29] D. Taylor, *The theory of critical distances: a new perspective in fracture mechanics*: Elsevier, 2010.
- [30] Y. Nadot and T. Billaudeau, "Multiaxial fatigue limit criterion for defective materials," *Engineering fracture mechanics*, vol. 73, pp. 112-133, 2006.

- [31] I. V. Papadopoulos and V. P. Panoskaltsis, "Invariant formulation of a gradient dependent multiaxial high-cycle fatigue criterion," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 55, pp. 513-528, 1996.
- [32] H. Gadouini, "Influence des défauts sur la tenue en fatigue des métaux soumis à des sollicitations cycliques multiaxiales: Application aux ressorts de suspension automobile," Rapport de Thèse, Poitiers, 2007.
- [33] M. Vincent, C. Nadot-Martin, Y. Nadot, and A. Dragon, "Fatigue from defect under multiaxial loading: Defect Stress Gradient (DSG) approach using ellipsoidal Equivalent Inclusion Method," *International Journal of Fatigue*, vol. 59, pp. 176-187, 2014.
- [34] A. Nasr, Y. Nadot, C. Bouraoui, R. Fathallah, and M. Jouiad, "Fatigue initiation in C35 steel: Influence of loading and defect," *International Journal of Fatigue*, vol. 32, pp. 780-787, 2010.
- [35] B. Crossland, "Effect of large hydrostatic pressures on the torsional fatigue strength of an alloy steel," in *Proc. Int. Conf. on Fatigue of Metals, Institution of Mechanical Engineers, London*, 1956, pp. 138-149.
- [36] G. Sines, "Behavior of metals under complex static and alternating stresses," *Metal fatigue*, vol. 1, pp. 145-169, 1959.
- [37] H. Kakuno and Y. Kawada, "A new criterion of fatigue strength of a round bar subjected to combined static and repeated bending and torsion," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 2, pp. 229-236, 1979.
- [38] Q. Vu, D. Halm, and Y. Nadot, "Multiaxial fatigue criterion for complex loading based on stress invariants," *International Journal of Fatigue*, vol. 32, pp. 1004-1014, 2010.
- [39] L. Susmel, R. Tovo, and P. Lazzarin, "The mean stress effect on the high-cycle fatigue strength from a multiaxial fatigue point of view," *International Journal of Fatigue*, vol. 27, pp. 928-943, 2005.
- [40] S. Kovacs, T. Beck, and L. Singheiser, "Influence of mean stresses on fatigue life and damage of a turbine blade steel in the VHCF-regime," *International Journal of Fatigue*, vol. 49, pp. 90-99, 2013.
- [41] I. Koutiri, "Effet des fortes contraintes hydrostatiques sur la tenue en fatigue des matériaux métalliques," Arts et Métiers ParisTech, 2011.
- [42] M. Rosso, "The influence of casting process on quality and performances on Al based automotive components," in *KEY-NOTE LECTURE, Proceedings of the 13 th Int. Sc. Conf. "Achievements in Mechanical & Materials Engineering*, 2005, p. 547.
- [43] O. Lashkari, L. Yao, S. Cockcroft, and D. Maijer, "X-ray microtomographic characterization of porosity in aluminum alloy A356," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 40, pp. 991-999, 2009.
- [44] S. Farahany, N. A. Nordin, A. Ourdjini, T. A. Bakar, E. Hamzah, M. H. Idris, *et al.*, "The Sequence of Intermetallic Formation and Solidification Pathway of an Al-13Mg-7Si-2Cu In-situ Composite," *Materials Characterization*, 2014.
- [45] M. Yıldırım and D. Özyürek, "The effects of Mg amount on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg alloys," *Materials & Design*, vol. 51, pp. 767-774, 2013.

- [46] S. Chaudhury and D. Apelian, "Effects of rapid heating on solutionizing characteristics of Al-Si-Mg alloys using a fluidized bed," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 37, pp. 763-778, 2006.
- [47] J. E. Gruzleski and B. M. Closset, *The treatment of liquid aluminum-silicon alloys*: Amer Foundry Society, 1990.
- [48] S. Shabestari and F. Shahri, "Influence of modification, solidification conditions and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy," *Journal of Materials Science*, vol. 39, pp. 2023-2032, 2004.
- [49] L. Ceschini, A. Morri, A. Morri, and G. Pivetti, "Predictive equations of the tensile properties based on alloy hardness and microstructure for an A356 gravity die cast cylinder head," *Materials & Design*, vol. 32, pp. 1367-1375, 2011.
- [50] Q. Wang, "Plastic deformation behavior of aluminum casting alloys A356/357," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 35, pp. 2707-2718, 2004.
- [51] M. Okayasu, Y. Ohkura, S. Takeuchi, S. Takasu, H. Ohfuji, and T. Shiraishi, "A study of the mechanical properties of an Al-Si-Cu alloy (ADC12) produced by various casting processes," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 543, pp. 185-192, 2012.
- [52] C. Rui, Y.-f. Shi, Q.-y. Xu, and B.-c. Liu, "Effect of cooling rate on solidification parameters and microstructure of Al-7Si-0.3 Mg-0.15 Fe alloy," *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 24, pp. 1645-1652, 2014.
- [53] L. Zhang, Y. Jiang, Z. Ma, S. Shan, Y. Jia, C. Fan, *et al.*, "Effect of cooling rate on solidified microstructure and mechanical properties of aluminium-A356 alloy," *Journal of materials processing technology*, vol. 207, pp. 107-111, 2008.
- [54] L. Dobrzański, R. Maniara, and J. Sokolowski, "The effect of cooling rate on microstructure and mechanical properties of AC AlSi9Cu alloy," *Archives of Materials Science*, vol. 106, p. 106, 2007.
- [55] M. Easton, C. Davidson, and D. StJohn, "Grain morphology of as-cast wrought aluminium alloys," *Materials transactions*, vol. 52, pp. 842-847, 2011.
- [56] G. Ran, J. Zhou, and Q. Wang, "The effect of hot isostatic pressing on the microstructure and tensile properties of an unmodified A356-T6 cast aluminum alloy," *Journal of alloys and compounds*, vol. 421, pp. 80-86, 2006.
- [57] N. Haghdadi, A. Zarei-Hanzaki, A. A. Roostaei, and A. Hemmati, "Evaluating the mechanical properties of a thermomechanically processed unmodified A356 Al alloy employing shear punch testing method," *Materials & Design*, vol. 43, pp. 419-425, 2013.
- [58] M. Shabani and A. Mazahery, "Prediction of mechanical properties of cast A356 alloy as a function of microstructure and cooling rate," *Arch Metall Mater*, vol. 56, pp. 671-675, 2011.
- [59] C. D. Lee, "Effects of microporosity on tensile properties of A356 aluminum alloy," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 464, pp. 249-254, 2007.
- [60] C. do Lee, "Effect of T6 heat treatment on the defect susceptibility of fatigue properties to microporosity variations in a low-pressure die-cast A356 alloy," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 559, pp. 496-505, 2013.

- [61] M. Azadi and M. M. Shirazabad, "Heat treatment effect on thermo-mechanical fatigue and low cycle fatigue behaviors of A356. 0 aluminum alloy," *Materials & Design*, vol. 45, pp. 279-285, 2013.
- [62] Q. Wang and C. Davidson, "Solidification and precipitation behaviour of Al-Si-Mg casting alloys," *Journal of materials science*, vol. 36, pp. 739-750, 2001.
- [63] S. Shivkumar, S. Ricci, C. Keller, and D. Apelian, "Effect of solution treatment parameters on tensile properties of cast aluminum alloys," *Journal of Heat Treating*, vol. 8, pp. 63-70, 1990.
- [64] D. Zhang and L. Zheng, "The quench sensitivity of cast Al-7 wt pct Si-0.4 wt pct Mg alloy," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 27, pp. 3983-3991, 1996.
- [65] H. Zhao, H. Bai, J. Wang, and S. Guan, "Preparation of Al-Ti-C-Sr master alloys and their refining efficiency on A356 alloy," *Materials Characterization*, vol. 60, pp. 377-383, 2009.
- [66] S. Nafisi and R. Ghomashchi, "Grain refining of conventional and semi-solid A356 Al-Si alloy," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 174, pp. 371-383, 2006.
- [67] P. Li, S. Liu, L. Zhang, and X. Liu, "Grain refinement of A356 alloy by Al-Ti-B-C master alloy and its effect on mechanical properties," *Materials & Design*, vol. 47, pp. 522-528, 2013.
- [68] P. Mohanty and J. Gruzleski, "Grain refinement mechanisms of hypoeutectic Al-Si alloys," *Acta materialia*, vol. 44, pp. 3749-3760, 1996.
- [69] H. Lu, L. Wang, and S. Kung, "Grain refining in A356 alloys," *J. Chin. Foundrym. Assoc*, vol. 29, pp. 10-18, 1981.
- [70] R. Ghomashchi, "The evolution of AlTiSi intermetallic phases in Ti-added A356 Al-Si alloy," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 537, pp. 255-260, 2012.
- [71] H. Li, T. Sritharan, Y. Lam, and N. Leng, "Effects of processing parameters on the performance of Al grain refinement master alloys Al-Ti and Al-B in small ingots," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 66, pp. 253-257, 1997.
- [72] J. Taylor, H. Wang, D. St John, and I. Bainbridge, "Anomalous grain coarsening behaviour in grain-refined aluminium alloys cast using low superheat," in *Light Metals 2001*, 2001, pp. 935-941.
- [73] Z. Liu, X. Wang, Q. Han, and J. Li, "Effects of the addition of Ti powders on the microstructure and mechanical properties of A356 alloy," *Powder Technology*, vol. 253, pp. 751-756, 2014.
- [74] J.-Y. Buffière, S. Savelli, P.-H. Jouneau, E. Maire, and R. Fougères, "Experimental study of porosity and its relation to fatigue mechanisms of model Al-Si7-Mg0.3 cast Al alloys," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 316, pp. 115-126, 2001.
- [75] Q. Wang, D. Apelian, and D. Lados, "Fatigue behavior of A356-T6 aluminum cast alloys. Part I. Effect of casting defects," *Journal of Light Metals*, vol. 1, pp. 73-84, 2001.
- [76] C. Davidson, J. Griffiths, M. Badiali, and A. Zanada, "Fatigue properties of a semi-solid cast Al-7Si-0.3 Mg-T6 alloy," *Metall Sci Technol*, vol. 18, pp. 27-31, 2000.
- [77] D. Gerard and D. Koss, "Porosity and crack initiation during low cycle fatigue," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 129, pp. 77-85, 1990.

- [78] M. Brochu, Y. Verreman, F. Ajersch, and D. Bouchard, "High cycle fatigue strength of permanent mold and rheocast aluminum 357 alloy," *International Journal of Fatigue*, vol. 32, pp. 1233-1242, 2010.
- [79] H. Kitagawa and S. Takahashi, "Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage," in *Second International Conference on Mechanical Behavior of Materials*. ASM, Metals Park, Ohio. 1976, 627-631, 1976.
- [80] M. Caton, J. Jones, H. Mayer, S. Stanzl-Tschegg, and J. Allison, "Demonstration of an endurance limit in cast 319 aluminum," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 34, pp. 33-41, 2003.
- [81] J. Fan, D. L. McDowell, M. F. Horstemeyer, and K. Gall, "Cyclic plasticity at pores and inclusions in cast Al-Si alloys," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 70, pp. 1281-1302, 2003.
- [82] D.-F. Mo, H. Guo-Qiu, H. Zheng-Fei, Z. Zheng-Yu, C. Cheng-Shu, and Z. Wei-Hua, "Crack initiation and propagation of cast A356 aluminum alloy under multi-axial cyclic loadings," *International Journal of Fatigue*, vol. 30, pp. 1843-1850, 2008.
- [83] M. Brochu, Y. Verreman, F. Ajersch, and D. Bouchard, "Propagation of short fatigue cracks in permanent and semi-solid mold 357 aluminum alloy," *International journal of fatigue*, vol. 36, pp. 120-129, 2012.
- [84] D. A. Lados, D. Apelian, P. E. Jones, and J. F. Major, "Microstructural mechanisms controlling fatigue crack growth in Al-Si-Mg cast alloys," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 468, pp. 237-245, 2007.
- [85] M. J. Roy, "Rotary forming of cast aluminum," 2013.
- [86] D. B. Lanning, T. Nicholas, and G. K. Haritos, "On the use of critical distance theories for the prediction of the high cycle fatigue limit stress in notched Ti-6Al-4V," *International journal of fatigue*, vol. 27, pp. 45-57, 2005.
- [87] T. Billaudeau, Y. Nadot, and G. Bezzine, "Multiaxial fatigue limit for defective materials: mechanisms and experiments," *Acta Materialia*, vol. 52, pp. 3911-3920, 2004.
- [88] S. Jana, R. S. Mishra, J. B. Baumann, and G. Grant, "Effect of friction stir processing on fatigue behavior of an investment cast Al-7Si-0.6 Mg alloy," *Acta Materialia*, vol. 58, pp. 989-1003, 2010.
- [89] W. Ludwig, J. Buffiere, S. Savelli, and P. Cloetens, "Study of the interaction of a short fatigue crack with grain boundaries in a cast Al alloy using X-ray microtomography," *Acta Materialia*, vol. 51, pp. 585-598, 2003.
- [90] T. Palin-Luc, E. Sellier, F. d'Errico, and M. Vanhaeren, "Elastomer and resin replicas for SEM observation of metallic materials," *Experimental Techniques*, vol. 26, pp. 33-37, 2002.
- [91] Q. H. Vu, "Fatigue polycyclique multiaxiale de l'acier C35: caractérisation et modélisation des mécanismes d'endommagement," ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique-Poitiers, 2009.
- [92] Y. Nadot, J. Mendez, and N. Ranganathan, "Influence of casting defects on the fatigue limit of nodular cast iron," *International Journal of Fatigue*, vol. 26, pp. 311-319, 2004.
- [93] R. Grugel, "Secondary and tertiary dendrite arm spacing relationships in directionally solidified Al-Si alloys," *Journal of materials science*, vol. 28, pp. 677-683, 1993.

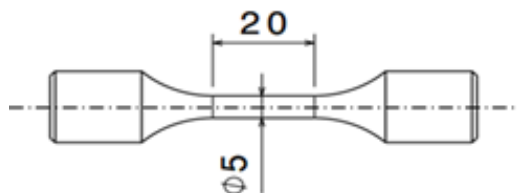
- [94] M. Zeren, "Effect of copper and silicon content on mechanical properties in Al–Cu–Si–Mg alloys," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 169, pp. 292-298, 2005.
- [95] A. Carpinteri, "Propagation of surface cracks under cyclic loading," *Handbook of fatigue crack propagation in metallic structures*, pp. 653-705, 1994.
- [96] Y. Murakami, "Metal fatigue: effects of small defects and nonmetallic inclusions,(2002)," ed: Elsevier.
- [97] Y. Nadot, "Influence des défauts de fonderie sur la résistance à la fatigue d'une fonte GS," 1997.
- [98] H. Ko, "Effect of grain size on fatigue strength of sintered Al₂O₃ under rotary bending," *Journal of materials science letters*, vol. 8, pp. 1438-1441, 1989.
- [99] A. W. Thompson and W. Backofen, "The effect of grain size on fatigue," *Acta metallurgica*, vol. 19, pp. 597-606, 1971.
- [100] A. Turnbull and E. de Los Rios, "The effect of grain size on fatigue crack growth in an aluminium magnesium alloy," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 18, pp. 1355-1366, 1995.
- [101] D. le GRADE, "Influence of casting defects on the fatigue behaviour of an A357-T6 aerospace alloy," INSA de Lyon, 2014.
- [102] D. Maijer, Y. Gao, P. Lee, T. Lindley, and T. Fukui, "A through-process model of an a356 brake caliper for fatigue life prediction," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 35, pp. 3275-3288, 2004.
- [103] J.-F. Héту, D. Gao, K. Kabanemi, S. Bergeron, K. Nguyen, and C. Loong, "Numerical modeling of casting processes," *Advanced Performance Materials*, vol. 5, pp. 65-82, 1998.
- [104] L. Yao, S. Cockcroft, J. Zhu, and C. Reilly, "Modeling of Microporosity Size Distribution in Aluminum Alloy A356," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 42, pp. 4137-4148, 2011.
- [105] J. Guo and M. Samonds, "Modeling of alloy casting solidification," *JOM*, vol. 63, pp. 19-28, 2011.
- [106] P. Lee, A. Chirazi, and D. See, "Modeling microporosity in aluminum–silicon alloys: a review," *Journal of Light Metals*, vol. 1, pp. 15-30, 2001.
- [107] C. Pequet, M. Rappaz, and M. Gremaud, "Modeling of microporosity, macroporosity, and pipe-shrinkage formation during the solidification of alloys using a mushy-zone refinement method: applications to aluminum alloys," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 33, pp. 2095-2106, 2002.
- [108] R. Atwood, S. Sridhar, W. Zhang, and P. Lee, "Diffusion-controlled growth of hydrogen pores in aluminium–silicon castings: in situ observation and modelling," *Acta materialia*, vol. 48, pp. 405-417, 2000.
- [109] R. Atwood and P. Lee, "Simulation of the three-dimensional morphology of solidification porosity in an aluminium–silicon alloy," *Acta materialia*, vol. 51, pp. 5447-5466, 2003.
- [110] K. D. Carlson, Z. Lin, and C. Beckermann, "Modeling the effect of finite-rate hydrogen diffusion on porosity formation in aluminum alloys," *Metallurgical and Materials Transactions B*, vol. 38, pp. 541-555, 2007.

- [111] J. Zhu, S. Cockcroft, and D. Maijer, "Modeling of microporosity formation in A356 aluminum alloy casting," *Metallurgical and materials transactions A*, vol. 37, pp. 1075-1085, 2006.
- [112] D. Emadi, J. Gruzleski, and J. Toguri, "The effect of Na and Sr modification on surface tension and volumetric shrinkage of A356 alloy and their influence on porosity formation," *Metallurgical Transactions B*, vol. 24, pp. 1055-1063, 1993.
- [113] M. J. Moran, H. N. Shapiro, D. D. Boettner, and M. B. Bailey, *Fundamentals of engineering thermodynamics*: John Wiley & Sons, 2010.
- [114] P. N. Anyalebechi, "Analysis of the effects of alloying elements on hydrogen solubility in liquid aluminum alloys," *Scripta metallurgica et materialia*, vol. 33, pp. 1209-1216, 1995.
- [115] E. Gumbel, "Statistics of extremes. 1958," *Columbia Univ. press, New York*, 1958.
- [116] Y. Murakami, T. Toriyama, and E. Coudert, "Instructions for a new method of inclusion rating and correlations with the fatigue limit," *Journal of testing and evaluation*, vol. 22, pp. 318-326, 1994.
- [117] E. Pessard, D. Bellett, F. Morel, and I. Koutiri, "A mechanistic approach to the Kitagawa–Takahashi diagram using a multiaxial probabilistic framework," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 109, pp. 89-104, 2013.
- [118] P. Li, P. Lee, D. Maijer, and T. Lindley, "Quantification of the interaction within defect populations on fatigue behavior in an aluminum alloy," *Acta Materialia*, vol. 57, pp. 3539-3548, 2009.
- [119] R. González, A. González, J. Talamantes-Silva, S. Valtierra, R. D. Mercado-Solís, N. F. Garza-Montes-de-Oca, *et al.*, "Fatigue of an aluminium cast alloy used in the manufacture of automotive engine blocks," *International Journal of Fatigue*, vol. 54, pp. 118-126, 2013.
- [120] R. Ben Sghaier, C. Bouraoui, R. Fathallah, T. Hassine, and A. Dogui, "Probabilistic high cycle fatigue behaviour prediction based on global approach criteria," *International journal of fatigue*, vol. 29, pp. 209-221, 2007.

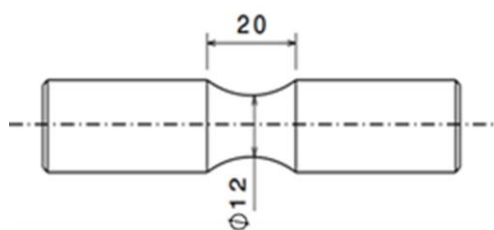
ANNEXES

Annexe 1 : Géométrie des éprouvettes

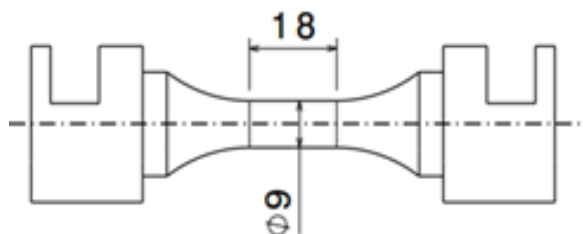
En traction :



En Torsion :



En traction torsion combinées :



Annexe 2 : Les différentes attaques effectuées pour révéler la taille de grain de l'alliage d'aluminium A356-T6

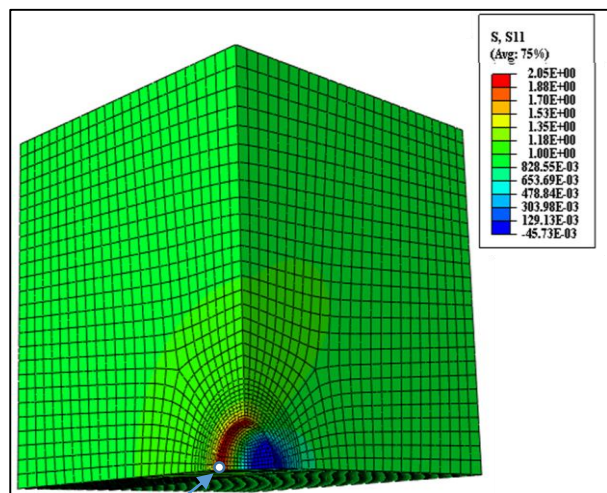
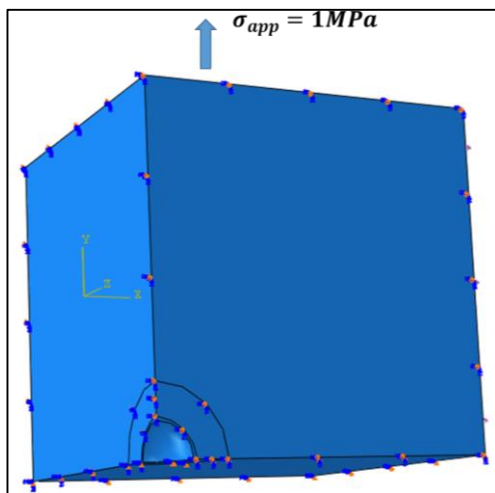
Le tableau ci-dessous présente les attaques chimiques et électrolytiques effectuées sur différents échantillons en fonction de : temps d'attaque et la concentration de la solution d'attaque :

Solution chimique	Type d'attaque	Temps d'attaque (s)	Observations
Solution pure $\text{HNO}_3 + \text{HCL} + \text{HF}$	Attaque chimique	5	Surface d'échantillon trop attaquée
		10	
		15	
	Attaque électrolytique	5	Surface d'échantillon trop attaquée pour deux tensions d'attaque : U=3V et 5V
		10	
		15	
Solution diluée à 50% $\text{HNO}_3 + \text{HCL} + \text{HF} + \text{H}_2\text{O}$	Attaque chimique	5	Cette attaque permet de mieux révéler la structure dendritique de l'alliage
		10	
		15	
		20	Surface trop attaquée
	Attaque électrolytique	5	Surface d'échantillon trop attaquée pour deux tensions d'attaque : U=3V et 5V
		10	
		15	
Solution diluée avec 80% d'eau $\text{HNO}_3 + \text{HCL} + \text{HF} + \text{H}_2\text{O}$	Attaque chimique	10	La surface de l'échantillon est faiblement attaquée
		15	
		20	Cette attaque permet de mieux révéler la structure dendritique
	Attaque électrolytique	5	La solution la plus adéquate pour révéler les grains avec une tension d'attaque de 5V
		10	La solution permet de révéler les grains avec une tension d'attaque de 3V
		15	Attaque plus prononcée

Annexe 3 : Simulation numérique de la répartition de la contrainte locale au niveau d'un défaut sphérique

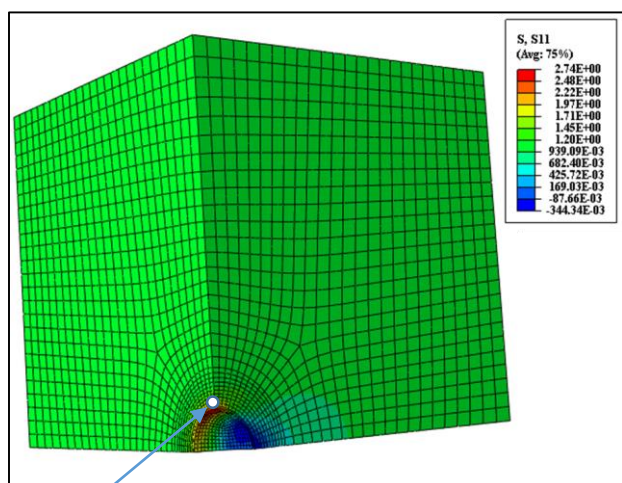
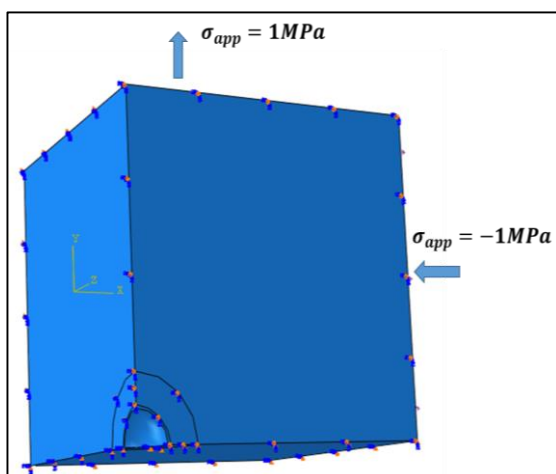
Cette simulation consiste à évaluer la contrainte locale pour les différents cas de sollicitation dans le repère principale pour une contrainte appliquée égale à 1MPa

En traction



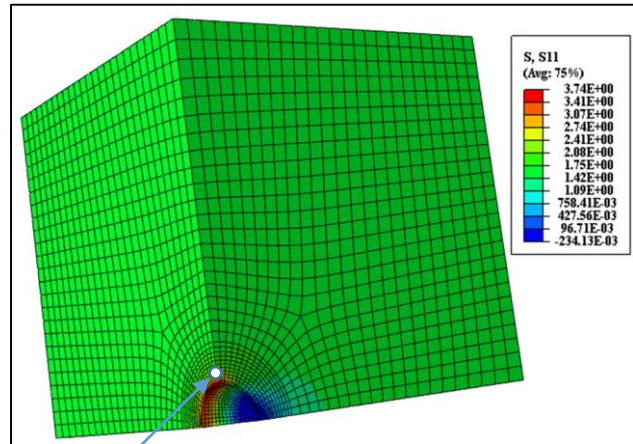
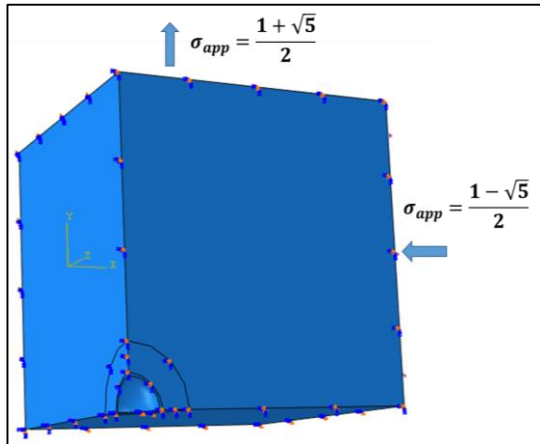
$$\sigma_{loc} = \begin{pmatrix} 2,05 & 2,2 \times 10^{-5} & -3,7 \times 10^{-4} \\ 2,2 \times 10^{-5} & 0,136 & -1,8 \times 10^{-3} \\ -3,7 \times 10^{-4} & -1,8 \times 10^{-3} & -8 \times 10^{-4} \end{pmatrix}$$

En torsion



$$\sigma_{loc} = \begin{pmatrix} 2,73 & 1,9 \times 10^{-3} & -1,4 \times 10^{-4} \\ 1,9 \times 10^{-3} & 0,82 & -6,2 \times 10^{-4} \\ -1,4 \times 10^{-4} & -6,2 \times 10^{-4} & 1,3 \times 10^{-3} \end{pmatrix}$$

En traction-torsion combinées



$$\sigma_{loc} = \begin{pmatrix} 3,7 & 2,7 \times 10^{-3} & -1,4 \times 10^{-4} \\ 2,7 \times 10^{-3} & 0,64 & -7 \times 10^{-4} \\ -1,4 \times 10^{-4} & -7 \times 10^{-4} & 4,5 \times 10^{-4} \end{pmatrix}$$

Annexe 4: Les propriétés thermiques des différents matériaux dans la simulation du procédé de fonderie

Alliage d'aluminium A356

Conductivité (W.m⁻¹.K⁻¹)	Température (°C)
163	25
165	100
162	200
155	300
153	380
153	400
145	500
134	577
400	617
400	700

Chaleur spécifique (J.Kg⁻¹.K⁻¹)	Température (°C)
880	25
921	100
967	200
1011	300
1046	380
1055	400
1098	500
1127	577
1190	617
1190	700

<u>Chaleur latente (J.Kg⁻¹)</u>	<u>Température de solide (°C)</u>	<u>Température de liquide (°C)</u>
36180	533	563,6
170360	563,6	567,2
48740	567	588,2
91200	588,2	610,7
51020	610,7	613,2

<u>Masse volumique (Kg/m³)</u>
2380

Matériau N17+Cuivre

	<u>Masse volumique (Kg/m³)</u>	<u>Conductivité (W.m⁻¹.K⁻¹)</u>	<u>Chaleur spécifique J.Kg⁻¹.K⁻¹)</u>
<u>N17</u>	800	0,2	1000
<u>Cuivre</u>	7764	385	385

Liste des figures :

Figure 1: Endommagement par fatigue d'une jante d'une roue de voiture à partir d'une porosité	8
Figure 2: Définition de la taille de défaut par Murakami [26]	15
Figure 3: Comparaison entre le mécanisme de la fatigue et la distribution de la contrainte autour d'un défaut sphérique en traction et torsion (Contrainte équivalente de Von Mises, simulation en élasticité linéaire) [34]	19
Figure 4: Comparaison entre des résultats expérimentaux pour certains matériaux et des critères qui représentent l'effet de la contrainte moyenne en fatigue uniaxiale [39]	24
Figure 5: Amplitude de la contrainte appliquée en fonction de nombre de cycles à la rupture pour différent rapport de chargement [40]	25
Figure 6: Diagramme de Haigh normalisé pour différents matériaux [41]	25
Figure 7: Courbe de Wöhler correspond aux différents procédés de moulage en traction à $R_\sigma = -1$ (rhéomoulage, basse pression et moulage en sable) [42]	27
Figure 8: Microstructure de l'alliage d'aluminium A356 de notre étude (a) la structure dendritique (b) les différentes phases du matériau	29
Figure 9: Effet de la vitesse de refroidissement sur la microstructure de l'alliage d'aluminium A356 (a) effet sur SDAS [52] (b) effet sur la DAS [53]	30
Figure 10: Répartition et morphologie des particules de Si dans la phase eutectique de l'alliage d'aluminium A356 (a) pour une faible vitesse de refroidissement (b) pour une vitesse de refroidissement élevée (c) Corrélation entre l'évolution de SDAS et l'aire des particules de Si de la phase eutectique [49]	31
Figure 11: Effet de la vitesse de refroidissement sur la variation de la microstructure (Taille de grain/ SDAS) dans le cas de l'alliage d'aluminium (a) AlSi9Cu [54] (b) A356/A357 [50]	32
Figure 12: Variation de la résistance à la traction (R_m) en fonction de la dureté pour deux SDAS [49]	33
Figure 13: Effet de la variation de microporosité sur les propriétés en traction de l'alliage d'aluminium A356 (a) porosité volumétrique (b) fraction surfacique de porosité [59]	34
Figure 14: Variation des propriétés mécaniques ($R_{e0,2\%}$, R_m , A) de l'alliage A356 en fonction de (a) temps de mise en solution (b) temps de vieillissement artificiel [60]	36
Figure 15: (a) Formation des précipités Al_3Ti dans l'alliage d'aluminium A356 suite à l'addition du raffineur Al5Ti1B [63] (b) variation de la taille de grain de l'alliage A356 avec les 3 raffineurs [68]	37
Figure 16 : Effet de la température de surchauffe de la coulée sur l'évolution de la taille de grain [71]	38
Figure 17: Effet de la taille de grain sur les propriétés mécaniques de l'alliage A356-T6 (a) dureté (b) allongement et résistance à la rupture [73]	39
Figure 18 : Courbes S-N de l'alliage d'aluminium A356: effet de la taille de défaut sur la durée de vie (a) $R_\sigma = 0.1$ (b) $R_\sigma = -1$ [75]	41
Figure 19: Effet de la taille de défaut sur la tenue en fatigue en traction à $R_\sigma = -1$ (a) dans l'alliage d'aluminium A357 [78] (b) dans l'alliage A356 [1]	42
Figure 20: Effet de la SDAS sur la durée de vie en fatigue de l'alliage A356-T6 (a) pour une SDAS entre 20-25 μm (b) pour SDAS entre 70-75 μm [75]	44

Figure 21 : Simulation de l'effet de la microstructure de l'alliage A356 au cours d'un chargement cyclique (a) Concentration des contraintes au niveau des particules de Si pour une amplitude de contrainte $\sigma_a = 150\text{MPa}$ [19] (b) accumulation des déformations plastique après 600 cycles pour $\sigma_a = 130\text{MPa}$ [19] (c) distribution des déformations plastiques dans la microstructure sous déformation imposée $\varepsilon_a = 0.2\%$ [81]	45
Figure 22 : Effet des particules de Si et de la phase eutectique sur l'amorçage et la propagation des fissures (a) amorçages des fissures au niveau des particules de Si [82] (b) propagation d'une fissure désorienté par des particules de Si [78] (c) propagation d'une fissure dans la phase eutectique [60].....	46
Figure 23 : (a) Observation optique de la zone d'amorçage de fissure au niveau d'une porosité (b) analyse en EBSD de la zone d'amorçage (c) effet de la cristallographie sur la propagation de fissure [74].....	48
Figure 24 : Changement de croissance des fissures dans l'alliage d'aluminium Al-Si-Mg (a) à faible concentration de Si (1%) (b) en présence de Si (7%) [84].....	49
Figure 25 : (a) Dispositif expérimental de préparation de la coulée [85] (b) géométrie de la coulée et emplacement des éprouvettes de fatigue (c) zone de prélèvement des éprouvettes issues des jantes de roue d'automobile	54
Figure 26 : Méthode de détermination de la limite de fatigue dans les deux cas: rupture directe (i) ou rupture après quelques paliers (ii)	58
Figure 27 : Observation MEB d'une fissure sur une réplique au niveau d'un défaut artificiel (traction, $R_\sigma = 0$, $\sigma_a = 70\text{MPa}$, $N = 9.10^5$ cycles, $aire = 100\mu\text{m}$)	60
Figure 28 : Usinage d'un défaut artificiel par électro-érosion de diamètre $\varphi = 900\mu\text{m}$ et de profondeur $P = 670\mu\text{m}$ (a) défaut sur le fut de l'éprouvette (b) défaut sur le faciès de rupture	61
Figure 29 : Effet de l'usinage des défauts artificiels sur la structure dendritique de l'alliage d'aluminium A356-T6 (a) au niveau du défaut (b) loin du défaut.....	61
Figure 30 : Les différents faciès de rupture par fatigue multiaxiale (a) observation visuel en traction à $R_\sigma = 0$ (b) en traction à $R_\sigma = -1$ (c) en traction-torsion à $R_\sigma = -1$ avec $\sigma = \tau$ (d) faciès de rupture en torsion à $R_\sigma = 0$ (e) orientation de plan de rupture en torsion à $R_\sigma = 0$ (f) activation de plusieurs fissures en torsion $R_\sigma = -1$	64
Figure 31 : Différentes configurations de mesure de la taille d'un défaut sur le faciès de rupture (a) défaut de surface (b) défaut interne (c) défaut proche de la surface (d) (e) en présence de plus qu'un défaut.....	66
Figure 32 : Méthode de mesure de la SDAS	67
Figure 33 : (a) observation des différents contrastes des grains à l'œil nue (b) dispositif d'observation des échantillons après l'attaque chimique	68
Figure 34 : Traitement d'image pour différent intervalles de seuillage (a) les différents contrastes obtenus par attaque chimique (b) seuillage sur l'intervalle $[0,70]$ (c) seuillage sur l'intervalle $[70,110]$ (d) seuillage sur l'intervalle $[110,255]$	69
Figure 35 : Evolution de la distribution de la taille de grain dans les différents niveaux de la coulée et du matériau de référence	71
Figure 36 : Différence de la morphologie de grain (a) matériau de référence (jante de roue) (b) niveau 1 de la coulée (c) niveau 8 de la coulée	71
Figure 37 : Diagramme de Kitagawa en traction (a) $R_\sigma = -1$ (b) $R_\sigma = 0$	77

Figure 38: Différentes morphologies des défauts à l'origine de la rupture par fatigue en traction: (a-d) défauts naturels à $R_\sigma = 0$ avec <i>aire</i> entre 300 et 400 μm avec une variation de $\sigma D 0 ta$ entre 42 et 47MPa (e) défaut artificiel à $R_\sigma = 0$ avec <i>aire</i> = 400 μm , $\sigma D 0 ta = 45MPa$ (f) défaut naturel à $R_\sigma = -1$ <i>aire</i> = 372 μm , $\sigma D - 1 ta = 86MPa$ (g) défaut artificiel à $R_\sigma = -1$, <i>aire</i> = 395 μm , $\sigma D - 1 ta = 84MPa$ (h) deux défauts naturels à $R_\sigma = -1$, <i>aire</i> = 688 μm , $\sigma D - 1 ta = 75MPa$ (i) défaut artificiel à $R_\sigma = -1$, <i>aire</i> = 740 μm , $\sigma D - 1 ta = 79MPa$	79
Figure 39: Rupture de l'éprouvette N7 en traction à $R_\sigma = -1$ sur un défaut naturel de taille 688 μm en présence d'un défaut artificiel de taille 575 μm	81
Figure 40 : Essai de fissuration à $R_\sigma = -1$, $\sigma_a = 90MPa$ (a) correspondance entre le faciès de rupture et la fissure sur la réplique (b) longueur de la fissure après 8.10^5 cycles (c) longueur de fissure après 2.10^5 cycles [1].....	82
Figure 41: Essai de fissuration à $R_\sigma = 0$, $\sigma_a = 70MPa$ (a) correspondance entre le faciès de rupture et la fissure sur la réplique (b) longueur de la fissure après 8.10^5 cycles (c) longueur de fissure après 4.10^5 cycles	83
Figure 42: Suivi de fissure naturelle en traction à $R_\sigma = 0$ dans le matériau de référence, $\sigma_a = 80MPa$ (a) correspondance entre le faciès de rupture et la fissure principale sur la réplique (b) propagation cristallographique de la fissure principale (c) longueur de la fissure (2a) après 7.10^5 cycles (d) 2a après 5.10^5 cycles (e) 2a après 10^5 cycles	84
Figure 43: Evolution de la longueur de fissure en fonction de nombre de cycle pour les différents cas en traction	85
Figure 44: Courbe de fissuration des fissures naturelles dans l'alliage d'aluminium A356 en traction à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$ sans et avec défaut.....	86
Figure 45: Diagramme de Kitagawa en traction- torsion combinées avec $\sigma = \tau$ (a) à $R_\sigma = -1$ (b) à $R_\sigma = 0$	89
Figure 46: Différentes morphologies et types de défauts à l'origine de la rupture par fatigue en traction-torsion à $R_\sigma = 0$ (a) défaut artificiel, <i>aire</i> = 381 μm , $\sigma_D = 39MPa$ (b) défaut naturel, <i>aire</i> = 356 μm , $\sigma_D = 41MPa$	91
Figure 47 : Suivi en surface de fissure principale dans un essai de traction-torsion combinées à $R_\sigma = -1$ (a ₁) N=225000 cycles (a ₂) N=375000 cycles (a ₃) N=375000 cycles (a ₄) N=875000 cycles (b) zone d'amorçage (c) observation du défaut naturel à l'origine de la rupture dans la zone d'amorçage Roy [1]	93
Figure 48: Suivi de fissure naturelle en surface en traction-torsion combinées à $R_\sigma = 0$ (a) observation de la zone d'amorçage sur le faciès de rupture (b) fût de l'éprouvette après rupture (c) à N=9.10 ⁵ cycles (d) à N=10 ⁵ cycles	94
Figure 49: Evolution de la longueur de fissure en fonction de nombre de cycle en traction-torsion combinées à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$	95
Figure 50: Courbe de fissuration de l'alliage d'aluminium A356 en traction-torsion combinées à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$ pour le matériau sain et avec défaut	96
Figure 51: Diagramme de Kitagawa en torsion (a) à $R_\sigma = -1$ (b) à $R_\sigma = 0$	98
Figure 52: Défauts à l'origine de la rupture par fatigue en torsion à $R_\sigma = 0$ avec différentes morphologies et type ayant la même taille qui donnent la même limite de fatigue (a) défaut artificiel, <i>aire</i> = 473 μm , $\sigma D 0 to = 51MPa$ (b) défaut naturel, <i>aire</i> = 450 μm , $\sigma D 0 to = 53MPa$	100

Figure 53: Amorçage et propagation d'une fissure au niveau de la phase eutectique dans un essai de torsion à $R_\sigma = -1$	101
Figure 54: Différents modes de propagation de fissure dans un essai de suivi de fissure en torsion à $R_\sigma = 0$, (a) propagation de la fissure principale avant rupture selon le plan de contrainte normale maximale (mode I) (a) propagation d'une fissure secondaire dans le plan de contrainte de cisaillement maximale (mode II).....	102
Figure 55: Evolution de la longueur de fissure en fonction de nombre de cycles en torsion à $R_\sigma = 0$, 1 ^{er} palier : $\tau_a=60\text{MPa}$, 2 ^{ème} palier : $\tau_a=70\text{MPa}$, $N_R=8.10^5$ cycles.....	103
Figure 56: Courbe de fissuration des fissures naturelles de l'alliage d'aluminium A356-T6 pour différents cas de chargement à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$	104
Figure 57: Taille de défaut maximale selon le niveau observée sur les faciès de rupture dans tous les essais de fatigue (nombre totale des éprouvettes avec des défauts identifiables = 40)	106
Figure 58: Diagramme de Haigh (a) en traction (b) en traction-torsion combiné (c) en torsion	108
Figure 59: Microstructure de l'alliage d'aluminium A356-T6.....	110
Figure 60: Variation de la limite de fatigue en fonction de la SDAS en absence de défaut à l'origine de la rupture en torsion à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$	111
Figure 61: Effet de la structure dendritique pour différents cas de sollicitation (a) décohésion des particules de silicium en traction-torsion combinées à $R_\sigma = 0$ (b) propagation d'une fissure en traction à $R_\sigma = 0$ par contournement des particules de Si (c) amorçage à partir d'un défaut et propagation dans la phase eutectique (d) rupture des particules de Si par cisaillement dans un essai de torsion	113
Figure 62: Evolution de la limite de fatigue en fonction de la taille de grain en absence de défaut à l'origine de la rupture en torsion à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$	114
Figure 63: Observation de l'effet de la cristallographie sur le chemin de propagation des fissures dans l'alliage d'aluminium A356-T6 en traction à $R_\sigma = 0$	115
Figure 64: Interaction entre l'effet des défauts et de la SDAS sur la limite de fatigue pour différents cas de chargement. Les couleurs présentent une interpolation des résultats expérimentaux par la méthode de surfaces des réponses (a) traction $R_\sigma = 0$ (b) traction $R_\sigma = -1$ (c) torsion $R_\sigma = 0$ (d) torsion $R_\sigma = -1$ (e) traction-torsion combinées $R_\sigma = 0$ (f) traction-torsion combinées $R_\sigma = -1$	119
Figure 65: Simulation de l'approche de DSG avec différents critères dans le diagramme de Kitagawa (a) en traction (b) en torsion (c) en traction-torsion combinées.....	129
Figure 66: Histogramme des indices d'erreur pour les différents cas de sollicitation avec les quatre critères testés	132
Figure 67 : Effet de la SDAS sur la variation du paramètre α_{cr}	135
Figure 68: Evaluation de l'expression de β_{cr} avec les résultats expérimentaux.....	137
Figure 69: Simulation du critère de DSG pour les différents cas de chargement (a) traction $R_\sigma = 0$ (b) traction $R_\sigma = -1$ (c) torsion $R_\sigma = 0$ (d) torsion $R_\sigma = -1$ (e) traction-torsion $R_\sigma = 0$ (f) traction-torsion $R_\sigma = -1$	140
Figure 70: (a) bloc du brut de fonderie avant usinage (b) géométrie de l'éprouvette.....	144

Figure 71 : (a) Conception du moule (b) assemblage du moule (c) pièces centrales en cuivre dont l'une assure le refroidissement (d) installation du moule et dispositif expérimental de préparation de coulée	146
Figure 72 : Comparaison entre deux structures dendritiques (a) partie utile non refroidie (b) partie refroidie	147
Figure 73: Variation de la taille et de la population des porosités dans l'éprouvette technologique (a) évolution de la taille de défaut (b) population des défauts dans la partie utile non refroidie (c) population des défauts dans la partie utile refroidie.....	148
Figure 74: Schéma synoptique de l'algorithme de la chaîne de simulation complète	150
Figure 75: (a) Répartition du champ de température à l'instant $t=186s$ suite à la simulation du procédé de fonderie (b) Comparaison de l'évolution de la température de refroidissement en fonction du temps au centre des deux parties utiles	152
Figure 76: Comparaison entre les résultats expérimentaux et de simulation sur l'évolution de la température en fonction de temps.....	153
Figure 77: (a) Algorithme de simulation de l'évolution de la SDAS (b) Simulation de la variation de la SDAS dans la coulée	154
Figure 78: Simulation numérique de la taille de porosité dans la coulée à la fin de simulation	159
Figure 79: Comparaison entre les résultats de simulation et expérimentaux dans la partie refroidie et non refroidie de l'éprouvette	160
Figure 80: Coupe en 2D d'une porosité en 3D.....	161
Figure 81: Procédure de simulation dans la chaîne de simulation de la limite de fatigue et de la contrainte équivalente	163
Figure 82: Simulation de la répartition de la contrainte équivalente selon de critère de DSG modifié en traction à $R_\sigma = -1$ avec $\sigma_a=50MPa$	164
Figure 83: Evolution de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut à l'origine de la rupture sur les éprouvettes technologique et simulation du critère de DSG modifié à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$	165
Figure 84: Amorçage sur deux porosités dans un essai de fatigue en traction à $R_\sigma = -1$ sur une éprouvette refroidie ($\sigma_D=55MPa$, $SDAS=35\mu m$, $aire = 750\mu m$, $aire1 = 265\mu m$ et $aire2 = 354\mu m$).....	166
Figure 85: Rupture par fatigue de la partie non refroidie de l'éprouvette technologique sur un défaut de surface de type porosité avec observation d'autres défauts internes ($R_\sigma = -1$; $\sigma_D = 67,5MPa$; $aire = 529\mu m$)	167
Figure 86: Comparaison entre les résultats expérimentaux et les résultats de simulation de la limite de fatigue dans un diagramme de Kitagawa (a) dans la partie utile non refroidie (b) dans la partie utile refroidie	168
Figure 87: Simulation de la limite de fatigue en traction à $R_\sigma = -1$	169
Figure 88: Fonction de répartition de la taille de défaut selon la loi de Weibull dans la partie refroidie de la coulée pour différents module	173
Figure 89: Simulation de la probabilité de rupture en traction à $R_\sigma = -1$ pour amplitude contrainte $\sigma_a = 50MPa$	174

Liste des tableaux:

Tableau 1 : Composition chimique de l'alliage d'aluminium A356.....	28
Tableau 2: Les propriétés mécaniques de l'alliage A356-T6 (Sans défaut et avec SDAS=36.5µm) [1]	35
Tableau 3: Variation de la SDAS et des porosités selon l'origine de chaque éprouvette [1] .	56
Tableau 4: Orientation des plans critiques théorique pour chaque cas de chargement [91]...	63
Tableau 5: Les paramètres de l'essai de fissuration en traction pour les deux rapports de chargement $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$ avec et sans défaut	87
Tableau 6 : Les paramètres de l'essai de fissuration en traction-torsion combinées pour les deux rapports de chargement $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$	96
Tableau 7: Identification des paramètres du critère de DSG en utilisant le critère de Crossland pour décrire la contrainte équivalente (α_{cr} , β_{cr} et a_7)	125
Tableau 8: Identification des paramètres du critère de DSG en utilisant le critère de Sines	126
Tableau 9: Identification des paramètres du critère de DSG en utilisant le critère de Kakuno & Kawada.....	126
Tableau 10: Identification des paramètres du critère de DSG en utilisant le critère de Vu..	127
Tableau 11: Identification des paramètres de la nouvelle formulation du critère de gradient	137
Tableau 12 : Evolution des propriétés microstructurales (SDAS + porosité) dans les deux parties utiles de l'éprouvette.....	149
Tableau 13: Comparaison entre la simulation et les résultats expérimentaux de la variation de la SDAS dans les deux parties utiles	155
Tableau 14: Les paramètres utilisés dans la simulation de porosité dans la chaîne de simulation pour l'alliage d'aluminium A356 [110], [104].....	158

Résumé

Ce travail a pour objectif d'étudier la tenue en fatigue de l'alliage de fonderie A356-T6 sous chargement multiaxial. Des essais en fatigue à 10^6 cycles ont été effectués pour deux rapports de chargements différents à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$. La première partie expérimentale est menée sur des éprouvettes issues d'une coulée en 'V' avec des défauts naturels de fonderie et des défauts artificiels avec une variation de la microstructure. Suite aux résultats expérimentaux, nous avons montré que la taille des défauts ainsi que la microstructure caractérisée par la SDAS, sont les principaux paramètres qui influencent la limite de fatigue de cet alliage. Par comparaison entre les résultats obtenus à $R_\sigma = 0$ et $R_\sigma = -1$, il s'avère que la contrainte moyenne joue un rôle primordial sur la sensibilité du matériau à la taille du défaut et à la SDAS. Dans la suite, des modifications ont été menées sur le critère de DSG qui consistent à introduire l'effet de la SDAS au niveau du critère. L'application de ce critère modifié dans un diagramme de Kitagawa pour les différents cas de chargement a montré que l'abattement de la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut et de la SDAS est bien décrit. Dans la dernière partie un outil numérique a été développé permettant de simuler la limite de fatigue en partant du procédé de fonderie. Cette démarche est sous forme d'une chaîne de calcul numérique qui permet de simuler la taille de défaut et de la SDAS à partir du procédé de fonderie. Suite à cette simulation, le modèle est capable de prévoir la limite de fatigue en utilisant le critère de DSG modifié. La combinaison entre la loi de Weibull et le critère de DSG permet à la suite de la chaîne de simulation de prévoir ainsi la probabilité de rupture à chaque point de la structure. Nous avons proposé dans cette partie un moule qui permet d'élaborer des éprouvettes avec deux microstructures différentes. Dans cette étude, une deuxième campagne d'essais a été réalisée sur ces éprouvettes afin de valider la simulation numérique sur le moule proposé. Le modèle numérique prévoit raisonnablement bien les résultats expérimentaux obtenus.

Mots clés : A356-T6, limite de fatigue, taille du défaut, SDAS, DSG

Abstract

This study aims to investigate the fatigue behaviour of A356-T6 aluminum alloy. Experimental fatigue tests at 10^6 cycles have been performed for two loading ratios: $R_\sigma = 0$ and $R_\sigma = -1$. The first experimental investigation was conducted on specimens from a 'V' wedge casting with natural and artificial defects which provides a variation of the microstructure. Following the experimental results, we have shown that defects characterized by their size and the microstructure characterized by SDAS, are the main parameters that control the fatigue limit. By comparing the results obtained for both loading ratios, it appears that the mean stress has an effect on the sensitivity to the defect size effect and microstructure. The DSG criterion was modified to introduce the effect of SDAS. This improved DSG criterion has been employed to predict the Kitagawa diagram for multiaxial loading for different loading cases. The simulation of the modified DSG criterion showed that the reduction of the fatigue limit with the defect size and SDAS is well described. In the last part a numerical model was developed to perform a simulation of the fatigue limit starting from the casting process. Using this numerical model, we simulated the defect size and SDAS depending on the solidification time, eventually the fatigue limit is simulated using the improved DSG criterion. With combining between Weibull law and modified DSG, we predict the probability of failure at each point of the structure. We proposed in this part a mold which let to obtain samples with two different microstructures. In this study, a second fatigue tests was carried out on these samples to validate the numerical simulation on the proposed mold. It turns out that the numerical model provides reasonably well the obtained experimental results.

Keywords: A356-T6, fatigue limit, defect size, SDAS, DSG