



Titre: Comportement en fatigue de l'aluminium 357 coulé par gravité et rhéocoulé.
Title:

Auteur: Myriam Brochu
Author:

Date: 2010

Type: Mémoire ou thèse / Dissertation or Thesis

Référence: Brochu, M. (2010). Comportement en fatigue de l'aluminium 357 coulé par gravité et rhéocoulé. [Ph.D. thesis, École Polytechnique de Montréal]. PolyPublie.
Citation: <https://publications.polymtl.ca/325/>

 **Document en libre accès dans PolyPublie**
Open Access document in PolyPublie

URL de PolyPublie: <https://publications.polymtl.ca/325/>
PolyPublie URL:

Directeurs de recherche: Yves Verreman, Frank Ajersch, & Dominique Bouchard
Advisors:

Programme: Génie mécanique
Program:

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

COMPORTEMENT EN FATIGUE DE L'ALUMINIUM 357 COULÉ PAR
GRAVITÉ ET RHÉOCOULÉ

MYRIAM BROCHU

DÉPARTEMENT DE GÉNIE MÉCANIQUE
ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

THÈSE PRÉSENTÉE EN VUE DE L'OBTENTION
DU DIPLÔME DE PHILOSOPHIAE DOCTOR (Ph.D.)
(GÉNIE MÉCANIQUE)

MAI 2010

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

Cette Thèse intitulée :

COMPORTEMENT EN FATIGUE DE L'ALUMINIUM 357 COULÉ PAR GRAVITÉ ET
RHÉOCOULÉ

présentée par : BROCHU Myriam

en vue de l'obtention du diplôme de : Philosophiae Doctor

a été dûment acceptée par le jury d'examen constitué de :

M. BAILON Jean-Paul, D.Sc.A., président

M. VERREMAN Yves, Ph.D., membre et directeur de recherche

M. AJERSCH Frank, Ph.D., membre et codirecteur de recherche

M. BOUCHARD Dominique, Ph.D., membre et codirecteur de recherche

M. LANTEIGNE Jacques, Ph.D., membre

M. BOCHER Philippe, Ph.D., membre

DÉDICACE

« Notre clé du bonheur, est d'être complices du destin. »

Myriam Brochu et Normand Francoeur Jr.

*À mon partenaire de vie : Normand Francoeur Jr., mes enfants : Mariko et Éloïse Francoeur,
mes parents : Jean-Claude Brochu et Claudette Lapointe, ma sœur : Stéphanie Brochu, et mes
beaux-parents : Normand Francoeur Sr. et Louise Lévesques*

REMERCIEMENTS

Mes remerciements vont d'abord à ceux qui m'ont aidée directement à la réalisation des aspects pratiques du projet. Par ordre alphabétique et en espérant n'oublier personne : Jean-Paul Baïlon, Marius Banu, Nicolas Charrette, l'équipe du CM², Frédéric Gemme, Guy Gironne, Steve Lauwaët, Josée Laviolette, Philippe Pinard, Horacio Rose et René Séguin.

Il y a aussi ceux qui m'ont apporté des conseils scientifiques en commençant par mon directeur Yves Verreman et mes co-directeurs Frank Ajersch, Dominique Bouchard et Laurent Bucher. Sylvain Turenne et Jean-Paul Baïlon ont aussi été généreux de leurs conseils lorsque j'en ai eu besoin.

Je dois aussi des remerciements aux professeurs, départements et organismes qui m'ont offert du soutien financier sous forme d'aide financière, de bourses ou de prix. Par ordre alphabétique : Frank Ajersch, Banque Nationale du Canada, CQRDA, CRSNG, Département de génie mécanique, FQRNT, Hydro-Québec, La Financière-Manuvie, REGAL (Regroupement Aluminium), Rio-Tinto Alcan et Yves Verreman.

Pour terminer, des remerciements plus personnels à ceux qui m'ont accompagnée dans ce projet. Ceux avec qui j'ai partagé cafés et confidences. Ceux avec qui j'ai pu placoter lorsque l'inspiration m'a manqué. Ces personnes sont les étudiants qui ont fréquenté le local A-454, mais plus particulièrement Frédéric Gemme que j'ai côtoyé pendant plus de trois ans.

Il y a aussi mes filles et mon conjoint qui ont accepté de me voir partir les week-ends pour travailler et qui m'ont accueillie avec un sourire à mes retours.

Enfin merci à tout ceux et celles qui ont cru en ce projet. Particulièrement Yves Verreman, Frank Ajersch et mon conjoint qui ont réussi à me convaincre de retourner aux études.

RÉSUMÉ

Le moulage est un procédé de mise en forme qui permet de produire rapidement et à bas prix des pièces d'aluminium de géométries complexes. Cependant, les pièces moulées de façon conventionnelle contiennent des défauts qui nuisent à leur résistance en fatigue. Pour cette raison, le matriçage et l'usinage sont généralement utilisés pour produire des pièces structurales critiques en aluminium. Le moulage semi-solide est un procédé à mi-chemin entre le moulage liquide et le matriçage. En développement depuis les années soixante-dix, ce procédé permet d'améliorer la qualité métallurgique des pièces de fonderie. Le principal avantage du moulage semi-solide (MSS) est de réduire la contraction à la solidification puisque la gelée injectée dans les moules est partiellement solide. Les pièces produites par MSS contiennent normalement moins de retassures que les pièces moulées à l'état liquide. De plus, la microstructure de ces pièces est globulaire ce qui les distingue des pièces moulées à l'état liquide qui possèdent une microstructure dendritique.

Les résultats issus de la bibliographie montrent que le rhéomoulage et le thixomoulage ont des avantages sur les plans mécanique et économique. L'allongement à la rupture et la résistance en fatigue d'un matériau mise en forme par MSS sont normalement plus grands que ceux du même alliage mise en forme par moulage en coquille (MC). Toutefois, le ou les paramètres microstructuraux qui influencent la résistance en fatigue des pièces produites par MSS n'ont pas encore été identifié(s). Le but premier de ce travail est donc d'expliquer la différence de résistance en fatigue entre un matériau moulé en coquille et rhéomoulé sur la base de leurs différences microstructurales.

Le travail expérimental a été réalisé sur l'alliage d'aluminium 357 produit en six matériaux de microstructures différentes. Cet alliage a été choisi puisqu'il est couramment utilisé dans l'industrie pour produire des pièces d'automobiles et d'aéronefs et il se rhéomoule facilement. De plus, cet alliage a été principalement utilisé pour développer la technologie SEED. D'abord, une quantification des paramètres microstructuraux et des propriétés mécaniques des matériaux a été effectuée. Cela a confirmé que les matériaux rhéomoulés ont une microstructure globulaire. Les résultats montrent aussi une augmentation de la limite d'élasticité de l'alliage attribuable au rhéomoulage. Toutefois, des quatre matériaux rhéomoulés, seuls ceux ayant subi une modification de leur structure eutectique ont un allongement à la rupture supérieur à celui des

matériaux moulés en coquille. Le plus grand allongement à la rupture mesuré est 19 % obtenu pour un matériau brut de rhéomoulage ayant subi une modification de sa structure eutectique par l'ajout de strontium. Les autres matériaux ont tous un allongement à la rupture inférieur à 10 %. Pour les deux types de procédés, le durcissement structural s'avère un moyen efficace d'augmenter la limite d'élasticité de l'alliage. Toutefois, des soufflures nuisant à la qualité des pièces se sont formées lors de la mise en solution des matériaux rhéomoulés. Par conséquent, les matériaux produits par rhéomoulage ont surtout été étudiés à l'état T5.

La deuxième étape du projet consiste à produire des courbes d'endurance ($S-N$) afin de mettre en évidence les différences de résistance en fatigue entre les matériaux et de préciser laquelle des microstructures est la plus résistante en fatigue à grand nombre de cycles. Les résultats obtenus à $R = -1$ montrent que les matériaux rhéomoulés ont une meilleure résistance en fatigue que les matériaux moulés en coquille. Le durcissement structural est moins efficace pour augmenter la résistance en fatigue que pour augmenter la limite d'élasticité des alliages. D'ailleurs, pour les matériaux rhéomoulés, la même résistance en fatigue a été mesurée à l'état T5 et T6. Les matériaux les plus résistants en fatigue sont les trois matériaux rhéomoulés et durcis par précipitation avec une amplitude de contrainte moyenne de 113 MPa à 10^7 cycles. L'un d'eux, à l'état T5, n'a subi aucune modification de sa structure eutectique. Les deux autres ont un eutectique nodularisé et sont respectivement à l'état T5 et T6. Ces résultats permettent de conclure qu'il n'est pas nécessaire de modifier la structure de l'eutectique des matériaux rhéomoulés ni d'effectuer une mise en solution pour obtenir une augmentation de la résistance en fatigue.

Pour comprendre l'origine de la différence de résistance en fatigue entre les matériaux produits par MC et MSS, les faciès de rupture ainsi que des répliques des surfaces des éprouvettes $S-N$ ont été analysés. Les observations confirment que les éprouvettes rhéomoulées contiennent des défauts moins nombreux et de plus petite taille que les éprouvettes moulées en coquille, ce qui donne une première explication des durées de vie plus courtes mesurées pour ces dernières. Toutefois, une différence de résistance en fatigue persiste même lorsque les fissures de fatigue s'amorcent hors des défauts, à des bandes persistantes de glissement. Les courbes $a-n_i$ produites à partir des répliques montrent que la durée de vie des pièces est principalement constituée de la propagation de fissures courtes et que cette propagation ralentit à l'approche d'un joint de grain.

Les comportements des fissures courtes au sein des matériaux produits par MC et MSS sont comparables sur des graphes $da/dN-\Delta K$. C'est par la production de graphes de la vitesse de propagation des fissures courtes en fonction de leur profondeur qu'il a été possible de mettre en évidence la différence de comportement la plus significative entre les matériaux. Cette différence est la profondeur moyenne de la fissure à la première décélération. La fissure est plus profonde dans la microstructure produite par MC que dans la microstructure issue du MSS. Il a été observé que la profondeur de la fissure qui caractérise la première décélération est comparable au demi-diamètre moyen des grains soit 155 μm et 57 μm respectivement. La conclusion tirée de ces observations est que la résistance en fatigue à 10^7 cycles est contrôlée par la résistance de la première barrière microstructurale, ΔK_{mb} , et sa position. Cette conclusion a été mise sous forme d'un modèle simplifié où le seuil de propagation des fissures courtes est donné par ΔK_{mb} . L'équation proposée montre que l'amplitude de contrainte à 10^7 cycles est proportionnelle à $\sqrt{1/D}$, avec D la taille des grains. Ainsi, les matériaux rhéomoulés étudiés ont une résistance en fatigue plus grande que les matériaux moulés en coquille parce que leurs grains sont plus fins.

Dans la discussion, la relation entre la résistance en fatigue et la taille des grains est présentée dans un diagramme dit de Kitagawa. Il devient alors clair qu'un affinement de la taille des grains est efficace seulement si la taille des défauts demeure inférieure à $D/2$. Cela correspond à des diamètres de défaut de 155 μm et 57 μm pour les matériaux MC et MSS respectivement. Des défauts de plus grande taille affectent la résistance en fatigue des matériaux. La principale conclusion pratique de ce travail est que le rhéomoulage SEED permet d'augmenter la résistance en fatigue de l'alliage 357 en diminuant à la fois la taille des grains et la taille des défauts.

ABSTRACT

Casting is a forming process used for rapid and low cost production of aluminum parts of complex geometries. However, conventionally cast parts contain defects that are detrimental to their fatigue strength. For this reason, forging and machining are generally used to produce safety critical aluminum components. Semi-solid molding is a process that can be considered to be half way between liquid casting and solid forging. In development since the seventies, this process is able to improve the metallurgical quality of cast components. The main advantage of semi-solid molding (SSM) is a reduction of the shrinkage during solidification since the material is already partially solid. Components produced by SSM normally contain fewer shrinkage cavities than components cast from the liquid state. Moreover, the microstructure of these components is globular as opposed to components cast in the liquid state that are characterized by a dendritic microstructure.

Results found in the literature show that rheomolding and thixocasting have both mechanical and economical advantages. The elongation at fracture and the fatigue resistance of a material produced by SSM are generally higher than those of the same alloy produced by liquid casting in a permanent mold (PM). However, the microstructural parameter influencing the fatigue resistance of SSM components have not yet been identified. The primary objective of this work is to explain the fatigue strength difference between a permanent mold and a rheomolded material on the basis of the microstructural differences.

The experimental work has been carried out using aluminum 357 alloy which was produced in six specimens characterized by different microstructures. This alloy was chosen because it is frequently used in the industry to produce automotive and aerospace components and because it is easy to rheomold. Also, this alloy has been widely used to develop the SEED technology. First, the microstructural characteristics and mechanical properties of the materials were quantified. This confirmed that the SSM materials have a globular microstructure. The results also showed an increase of the yield strength attributed to rheomolding. However, among the four SSM materials, only those for which the eutectic structure was modified had higher elongation at fracture than the permanent mold materials. The highest measured elongation at fracture is 19 % obtained for the modified SSM material, tested in the as-cast condition. The other materials tested all have an elongation at fracture below 10 %. For both shaping process, results show that

precipitation hardening is an efficient method of increasing the alloy yield strength. However, blisters formed while solutionizing the SSM materials which are detrimental to the metallurgical quality of the components. Consequently, the SSM materials were mostly tested in a T5 condition.

The second portion of the work consisted in the production of $S-N$ curves to study the fatigue strength differences between these materials and to identify the microstructures that are more resistant to high cycle fatigue. The results obtained at $R = -1$ showed that the SSM materials have a higher resistance to fatigue than the PM materials. Precipitation hardening was found to be less efficient in increasing the fatigue strength when compared to the materials yield strength. The fatigue strength of the SSM materials was essentially the same in the T5 and in the T6 temper. The most fatigue resistant materials were found to be three SSM specimens hardened by precipitation with an average fatigue strength of 113 MPa at 10^7 cycles. One of them is unmodified with a T5 temper, the second one is modified with a T5 temper and the third one is modified with a T6 temper. These results demonstrate that it is not necessary to modify the eutectic structure or to use a solutionizing step to obtain an improvement in the fatigue strength for the SSM materials.

To understand the origin of the difference in fatigue strength between materials produced by PM and SSM, fractographic and replica observations were analysed on the $S-N$ specimens. The observations confirmed that the SSM specimens contain fewer and smaller defects than the PM specimens which partly explain the shorter fatigue life measured for the PM specimens. However, there still is a difference in the fatigue strength between the materials even when the fatigue cracks initiate from defect free areas, at persistent slip bands. The $a-n_i$ graphs produced using the replicas show that a major portion of the specimen fatigue life occurs during the propagation of short cracks and that grain boundaries are important microstructural barriers to this propagation.

The short cracks behavior is comparable in the PM and SSM microstructures when observed from $da/dN-\Delta K$ graphs. The most significant difference between the propagation of the short cracks in the materials is revealed on graphs of the propagation rate versus the crack depth. This difference is the average depth of a crack at its first deceleration. In the PM specimens the cracks grow deeper before the first deceleration than in the SSM specimens. It was also observed that

the crack depth at the first deceleration is comparable to the average grain half diameter which are 155 μm and 57 μm for the PM and SSM materials respectively. The conclusion proposed from these observations is that the fatigue strength at 10^7 cycles is controlled by the nature of the microstructural barrier, ΔK_{mb} , and its position, d . This conclusion can be expressed by a simplified model where the propagation threshold of the short cracks is given by ΔK_{mb} . The proposed relationship shows that the stress amplitude at 10^7 cycles is proportional to $\sqrt{1/D}$, where D is the average grain size. The rheomolded materials studied in this project are therefore more resistant to fatigue than the permanent mold materials because of their smaller grain size.

In the discussion, the relationship between the fatigue strength and the grain size is presented in a Kitagawa diagram. This clearly shows that grain refinement can only be efficient if the defect size is smaller than $D/2$. This corresponds to defect diameters of 155 μm and 57 μm for the PM and SSM materials respectively. Larger defects will affect the fatigue strength resistance of the materials. The most significant practical conclusion of this work is that rheomolding using the SEED process increases the fatigue strength of aluminum 357 alloy by simultaneously decreasing the grain size and the defect size.

TABLE DES MATIÈRES

DÉDICACE.....	III
REMERCIEMENTS	IV
RÉSUMÉ.....	V
ABSTRACT	VIII
TABLE DES MATIÈRES	XI
LISTE DES TABLEAUX.....	XVI
LISTE DES FIGURES.....	XVII
LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS	XXIII
NOMENCLATURE.....	XXVII
LISTE DES ANNEXES.....	XXVIII
INTRODUCTION.....	1
Contexte	1
Problématique.....	2
Objectifs généraux.....	3
Objectifs spécifiques	3
Organisation du document	3
CHAPITRE 1 REVUE CRITIQUE DE LA LITTÉRATURE	5
1.1 La mise en forme dans le domaine semi-solide : des avantages métallurgiques et économiques.....	6
1.1.1 Les procédés de moulage semi-solide (MSS)	7
1.1.2 Caractéristiques microstructurales	9
1.1.3 Propriétés mécaniques conventionnelles.....	10
1.1.4 Résistance en fatigue à grand nombre de cycles	11

1.1.5	Les avantages de production et la position économique du MSS de l'aluminium	12
1.1.6	Conclusions	13
1.1.7	Remerciements	13
1.1.8	Références	13
1.2	Fatigue behavior of semi-solid cast aluminum: A critical review	15
1.2.1	Abstract	15
1.2.2	Introduction	15
1.2.3	High cycle fatigue	16
1.2.4	Long crack propagation.....	20
1.2.5	Discussion	23
1.2.6	Conclusions	24
1.2.7	References	24
1.3	Fissures courtes	26
1.3.1	Limites de la mécanique linéaire élastique de la rupture	26
1.3.2	Effets de fermeture	28
1.3.3	Comportement des fissures courtes.....	29
1.3.4	La résistance en fatigue et les fissures courtes	33
1.3.5	Fissures courtes dans les aluminiums de fonderie	36
1.4	Conclusions de la revue de littérature	39
CHAPITRE 2	DÉMARCHE ET ORGANISATION DU PROJET	41
2.1	Méthode expérimentale	41
2.1.1	Matériaux	41
2.1.2	Caractérisation microstructurale	43
2.1.3	Caractérisation mécanique	48

2.2	Organisation des essais mécaniques.....	51
2.3	Stratégie de publication.....	53
CHAPITRE 3 HIGH CYCLE FATIGUE STRENGTH OF PERMANENT MOLD AND RHEOCAST ALUMINUM 357 ALLOY.....		55
3.1	Abstract	55
3.2	Introduction	55
3.3	Materials and experimental procedure	57
3.3.1	Materials.....	57
3.3.2	Microstructural characterization	58
3.3.3	Tensile properties and microhardness	61
3.3.4	Fatigue tests.....	62
3.4	Results	63
3.4.1	Effect of the casting process.....	63
3.4.2	Effect of heat treatment	64
3.4.3	Effect of eutectic modification.....	66
3.5	Discussion	68
3.5.1	Fatigue strength.....	68
3.5.2	Influence of defects	69
3.5.3	Short crack growth and microstructure	72
3.6	Conclusions	78
3.7	Acknowledgments.....	80
3.8	References	80
CHAPITRE 4 PROPAGATION OF SHORT FATIGUE CRACKS IN PERMANENT AND SEMI-SOLID MOLD ALUMINUM 357 ALLOY		83
4.1	Abstract	83

4.2	Nomenclature	83
4.3	Introduction	85
4.4	Methodology	86
4.4.1	Materials	86
4.4.2	Microstructural characterization and mechanical properties	87
4.5	Fatigue tests	88
4.5.1	Constant amplitude axial tests	88
4.5.2	Long crack monitoring	90
4.5.3	Short crack monitoring	90
4.6	Results	91
4.6.1	<i>S-N</i> diagrams	91
4.7	Crack propagation	94
4.7.1	Long cracks	94
4.7.2	Short cracks	95
4.8	Discussion	100
4.8.1	Fatigue life	100
4.8.2	Fatigue strength at 10^7 cycles	102
4.9	Conclusions	105
4.10	Acknowledgments	106
4.11	References	107
CHAPITRE 5 DISCUSSION GÉNÉRALE		110
5.1	Propriétés mécaniques des matériaux	110
5.1.1	Caractéristiques du comportement en fatigue	113
5.2	Synthèse de l'interprétation des résultats	120

5.2.1 Fissures courtes au sein des matériaux produits par MC et MSS	120
5.2.2 Prédiction de la résistance en fatigue	124
CONCLUSIONS ET RECOMMANDATIONS	128
RÉFÉRENCES	131
ANNEXES	139

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 1.1 Fatigue strength at 10^7 cycles (MPa).....	17
Tableau 2.1 Résultats des inspections radiographiques	43
Tableau 2.2 Différences microstructurales entre les plaques.....	47
Tableau 2.3 Grille des essais	52
Table 3.1 Average chemical compositions (wt %) analysed by optical spectroscopy using ASTM method E1251-04	58
Table 3.2 Microstructural characteristics of the studied plates	59
Table 3.3 Average tensile properties and microhardness.....	61
Table 3.4 Basquin equation parameters and fatigue strength for alloy 357 with different microstructures	69
Table 4.1 Average microstructural characteristics and yield strengths.....	88
Table 4.2 Number of tests and rejections.....	90
Table 4.3 Coefficients of the Basquin's power law and fatigue strengths at 10^7 cycles	93
Table 4.4 Fatigue lives data for crack initiation and short crack propagation at $R = 0.1$	101
Tableau 5.1 Caractéristiques de fabrication des plaques.....	111
Tableau 5.2 Propriétés mécaniques moyennes et écart-type.....	111
Tableau 5.3 Propriétés en fatigue des matériaux.....	119
Table B.1 Average chemical composition of 357 cast alloy (% mass).....	143
Table B.2 Average mechanical properties of as-cast plates (357-F).....	144
Table B.3 Position of failure plane on x axis (in mm) and initiation site location	147
Table B.4 Nominal stress amplitude (S_a) in MPa and number of cycles to failure (N) x 10^5 cycles for tests reported in table B.3.....	147

LISTE DES FIGURES

Figure 1.1. Exemples de pièces mises en forme par moulage semi-solide : (a) boîtier d'appareil photo en magnésium obtenu par Thixomolding TM (source Husky) et (b) prototype de pièce de suspension en aluminium rhéomoulé par le procédé SEED (source RioTintoAlcan).....	7
Figure 1.2 Les trois principaux procédés de moulage semi-solide.	8
Figure 1.3 Caractéristiques microstructurales d'un alliage d'aluminium 357 : (a) moulé en coquille par gravité et (b) rhéomoulé sous pression. La phase α est en blanc et le constituant eutectique est en gris.	10
Figure 1.4 Comparaison des propriétés en traction d'alliages d'aluminium mis en forme par divers procédés.	11
Figure 1.5 Courbes d'endurance, à $R = -1$, d'alliages d'aluminium mis en forme par divers procédés.	12
Figure 1.6 Mechanical properties of SSM aluminum alloys. Ranges of mechanical properties for wrought, forged and conventionally cast products are also given.	16
Figure 1.7 Fracture surface of SSM A357-T6 specimen; crack initiated from a shrinkage cavity.	18
Figure 1.8 Schematic representation of the influence of the microstructure on the fatigue life of SSM specimens.	19
Figure 1.9 Fatigue crack propagation results for CC and SSM A356-T6 specimens (adapted from [20]).	21
Figure 1.10 Schematic representation of cracks propagating in the eutectic constituent: (a) in a SSM specimen and (b) in a PM specimen.....	22
Figure 1.11 Schématisation du comportement particulier des fissures courtes : (a) propagation sous le seuil, (b) propagation rapide, (c) propagation irrégulière. (d) Comportement des fissures longues.	29
Figure 1.12 Diagramme de Kitagawa à $R = -1$, où a_o représente la taille initiale d'une fissure ou d'un défaut.....	34

Figure 2.1 Plaques (a) moulées en coquille par gravité et (b) rhéomoulées.	42
Figure 2.2 Images d'un échantillon issu d'une plaque MC où (a) les orientations cristallographiques sont présentées par des couleurs et (b) les joints de grain sont tracés à la frontière des régions colorées.....	44
Figure 2.3 Photos servant à la mesure de la proportion surfacique de phase primaire (a) au sein d'un matériau moulé en coquille et (b) au sein d'un matériau rhéomoulé.....	45
Figure 2.4 Mesure de l'espacement interdendritique secondaire (SDAS) dans la microstructure produite par MC.	46
Figure 2.5 Grains constitués de plusieurs cellules de phase primaire.	46
Figure 2.6 Les principales étapes de la prise de répliques réalisés à tous les 50 000 cycles sont : (a) interruption de l'essai et mise sous tension de l'éprouvette à $0.9 F_{\max}$, (b) application du silicone sur les 4 faces de l'éprouvette en tension, (c) l'identification et l'entreposage des répliques pour les observations futures.	50
Figure 2.7 Schéma des paramètres de la fissure mesurés à partir des répliques.	50
Figure 3.1 General view of the microstructure of a PM-F plate. Upper left and right inserts are magnifications of the eutectic constituent of a PM-F and a PM-T6 plate respectively.	59
Figure 3.2 General view of the microstructure of a SSM-F plate. Upper left and right inserts are magnifications of the eutectic constituent of a SSM-F and a SSM-T5 plate respectively.	60
Figure 3.3 General view of the microstructure of a SSM-Sr-T5 plate. Upper left and right inserts are magnifications of the eutectic constituent of a SSM-Sr-T5 and a SSM-Sr-T6 plate respectively.....	60
Figure 3.4 <i>S-N</i> diagram showing the effect of the casting process on aluminum 357-F alloy.	63
Figure 3.5 Crack initiation sites in as-cast specimens at $\sigma_a = 110$ MPa: (a) a shrinkage cavity in a PM specimen ($N = 2.29 \times 10^5$ cycles) and (b) an oxide film in a SSM specimen ($N = 27.36 \times 10^5$ cycles).....	64
Figure 3.6 <i>S-N</i> diagram showing the effect of T6 heat treatment on the PM alloy.....	65
Figure 3.7 <i>S-N</i> diagram showing the effect of T5 heat treatment on the SSM alloy.	66

Figure 3.8 S - N diagram showing the effect of eutectic modification for the SSM alloy.	67
Figure 3.9 Crack initiation sites in SSM specimens tested at $\sigma_a = 120$ MPa: (a) crystallographic crack initiation in a SSM-T5 specimen ($N = 9.83 \times 10^5$ cycles) and (b) crystallographic crack initiation in a SSM-Sr-T5 specimen ($N = 4.25 \times 10^5$ cycles). S signifies stage I shear crack.	68
Figure 3.10 Example of the regressions applied to the overall S - N results (first regression) and to the defect free results (second partial regression).	70
Figure 3.11 Influence of the defect size on the fatigue life ratio of the SSM and the PM specimens.	71
Figure 3.12 Projected crack lengths to the left side (c_l) and to the right side (c_2) of the nucleation site.	72
Figure 3.13 Propagation path of the right side of the crack, c_2 , monitored in Fig. 3.14; specimen axis is vertical: (a) $n_i = 0$ cycles, $c_l = 10$ μm , $c_{2l} = 0$ μm , $c_{22} = 40$ μm , (b) $n_i = 5.4 \times 10^4$ cycles, $c_l = 158$ μm , $c_{2l} = 107$ μm , $c_{22} = 40$ μm , (c) $n_i = 5.45 \times 10^5$ cycles, $c_l = 620$ μm , $c_{2l} = 230$ μm , $c_{22} = 70$ μm and (d) $n_i = 8.34 \times 10^5$ cycles, $c_l = 1713$ μm , $c_{2l} = 240$ μm , $c_{22} = 610$ μm	74
Figure 3.14 Small crack propagation in a PM-T6 specimen at $\sigma_a = 110$ MPa ($N = 9.78 \times 10^5$ cycles).	75
Figure 3.15 Propagation path of the right side of the crack, c_2 , monitored in Fig. 3.16; specimen axis is vertical: (a) $n_i = 0$ cycles, $c_l = 0$ μm , $c_2 = 0$ μm , (b) $n_i = 3.89 \times 10^5$ cycles, $c_l = 0$ μm , $c_2 = 30$ μm (c) $n_i = 4.45 \times 10^5$ cycles, $c_l = 175$ μm , $c_2 = 115$ μm and (d) $n_i = 7.74 \times 10^5$ cycles, $c_l = 548$ μm , $c_2 = 387$ μm	76
Figure 3.16 Small crack propagation in a SSM-T5 specimen at $\sigma_a = 120$ MPa ($N = 9.83 \times 10^5$ cycles).	77
Figure 4.1 Microstructures of the plates: (a) permanent mold (PM-T6), (b) unmodified and semi-solid mold (SSM-T5) and (c) modified and semi-solid mold (SSM-Sr-T5).	88
Figure 4.2 Dimensions of the (a) hourglass specimen and (b) CT specimen.	89

Figure 4.3 Schematic illustrations of: (a) a $S-N$ hourglass specimen with a surface and a corner crack, (b) a semi-elliptical surface crack and (c) a quarter-elliptical corner crack.	91
Figure 4.4 $S-N$ diagrams for PM and SSM specimens tested at (a) $R = -1$ and (b) $R = 0.1$	92
Figure 4.5 Defects observed in fatigue test specimens: (a) shrinkage cavity in a PM-T6 specimen tested at $\sigma_a = 74$ MPa ($N = 2.41 \times 10^5$ cycles) and (b) oxide film in a SSM-T5 specimen tested at $\sigma_a = 96$ MPa ($N = 1.20 \times 10^5$ cycles).	93
Figure 4.6 Fatigue crack growth rate diagram of the PM and SSM materials.	94
Figure 4.7 Short crack propagation in a PM-T6 specimen tested at $\sigma_a = 62$ MPa ($N = 8.25 \times 10^5$ cycles); (a) $a-n_i$ curve, (b) replica taken at $n_i = 1.66 \times 10^5$ cycles and (c) replica taken at $n_i = 3.09 \times 10^5$ cycles. The shaded areas correspond to the defect depth observed on the fracture surface.	96
Figure 4.8 Short crack propagation in a SSM-T5 $S-N$ specimen tested at $\sigma_a = 86$ MPa ($N = 2.13 \times 10^5$ cycles); (a) $a-n_i$ curve, (b) replica taken at $n_i = 3.11 \times 10^4$ cycles and (c) replica taken at $n_i = 1.23 \times 10^5$ cycles.	97
Figure 4.9 Fatigue crack growth rate diagrams of short cracks in the PM-T6 and SSM-T5 materials: (a) cracks presented in Figs. 4.7 and 4.8 and (b) complete results compared with long cracks trends.	99
Figure 4.10 Crack growth rate vs. crack depth in (a) PM material and (b) SSM T5 material.	103
Figure 4.11 Grain size distribution in (a) the PM-T6 microstructure and (b) the SSM-T5 microstructure.	104
Figure 5.1 Propriétés mécaniques de l'alliage 357 moulé en coquille et rhéomoulé par rapport à celles d'alliages d'aluminium mis en forme par divers procédés.	113
Figure 5.2 Courbes $S-N$ (a) à $R = -1$ et (b) à $R = 0.1$. Les résultats de la bibliographie se situent entre les traits pleins.	114
Figure 5.3 Courbes de propagation des fissures longues. Les traits pleins représentent les résultats de Lados et al. pour un alliage A356 (Lados et Apelian, 2004).	116
Figure 5.4 Faciès de rupture des éprouvettes CT: (a) MC-T6 (b) MSS-T5.	117

Figure 5.5 Propagation cristallographique au seuil ($\Delta K \approx 5.5$ MPam) dans le matériau MC-T6 : (a) profil d'une éprouvette CT (b) fractographie d'une éprouvette CT. Les flèches indiquent la direction de propagation de la fissure.....	118
Figure 5.6 Régressions linéaires qui caractérisent les vitesses de propagation moyenne des fissures courtes et des fissures longues avec (ΔK) et sans (ΔK_{eff}) fermeture.	121
Figure 5.7 Propagation des fissures en stade I-mode II vue : (a) d'une réplique et (b) d'un faciès de rupture. Les globules de phase alpha vues dans les deux images sont numérotés. Le site d'amorçage est identifié par une étoile. L'axe de sollicitation est vertical sur la figure (a).121	121
Figure 5.8 Faciès de rupture montrant une rupture: (a) cristallographique à $\Delta K \approx 5$ MPam et (b) par striation ductile à $\Delta K \approx 6$ MPam. Les flèches indiquent la direction de propagation. ...	122
Figure 5.9 Vitesse de propagation des fissures courtes en fonction de leur profondeur. Les minima analysés à la figure 4.10 sont pointés.....	123
Figure 5.10 Relation entre la taille de grain et la résistance en fatigue pour $R = 0.1$ et $R = -1$...	125
Figure 5.11 Résistance en fatigue à 10^7 cycles et $R = 0.1$ en fonction de la taille initiale d'une discontinuité.	126
Figure A.1 Éprouvette de traction. Les dimensions sont en pouces.....	139
Figure A.2 Éprouvette de fatigue sur bord lisse. Les dimensions sont en millimètres.	139
Figure A.3 Éprouvette CT. Les dimensions sont en pouces.	140
Figure B.1 Specimen geometries: (a) uniform test section (b) large hourglass and (c) thin hourglass.	143
Figure B.2 Microstructure of the PM-F alloy (a) at low magnification and (b) at higher magnification. The primary aluminum phase is light gray and the silicon particles in eutectic constituent are dark grey.	144
Figure B.3 Stress distributions (kPa) for a nominal stress of 1000 kPa in the specimens: (a) A (b) B and (c) C.	146
Figure B.4 $S-N$ curves of alloy 357-F obtained with specimen geometries A and C expressed in: (a) local stress amplitude and (b) in nominal stress amplitude.....	148

Figure B.5 Replicas of a small crack in a rheocast 357-F alloy at: (a) $N = 2\,146\,476$ cycles, $2c = 160\,\mu\text{m}$ and (b) $N = 2\,523\,558$ cycles, $2c = 425\,\mu\text{m}$	151
Figure B.6 Small crack width versus cycles in a rheocast 357-F alloy at $S_a = 110\,\text{MPa}$ and $R = -1$ ($N = 2\,789\,705$ cycles).	151
Figure C.1 Diagramme de Gantt du projet doctoral.....	154

LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS

α	Phase primaire riche en aluminium du diagramme d'équilibre aluminium-silicium
β	Constante
γ	Exposant de la loi de Basquin
$\varepsilon_{max} = \sigma_{max}/E$	Déformation élastique maximale
$\Delta CTOD$	Déplacement plastique cyclique en fond de fissure [μm]
ΔJ	Variation du paramètre élasto-plastique J
$\Delta K = K_{max} - K_{min}$	Variation du facteur d'intensité de contrainte [$MPa\sqrt{m}$]
ΔK_{eff}	Variation effective du facteur d'intensité de contrainte [$MPa\sqrt{m}$]
ΔK_{th}	Valeur seuil de la variation du facteur d'intensité des contraintes [$MPa\sqrt{m}$]
ΔK_{mb}	Résistance maximale de la barrière microstructurale [$MPa\sqrt{m}$]
$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min}$	Variation des contraintes [MPa]
$\sigma_a = \Delta\sigma/2$	Amplitude de contrainte [MPa]
σ_a^*	Amplitude de contrainte qui caractérise la résistance maximale de la barrière microstructurale [MPa]
σ_o	Limite d'élasticité [MPa]
σ_{oc}	Limite d'élasticité cyclique [MPa]
σ_D	Amplitude de contrainte pour une durée de vie infinie ou pour $N = 10^7$ cycles [MPa]
σ_f'	Coefficient de la relation de Basquin [MPa]
σ_{min}	Contrainte minimale [MPa]
σ_{max}	Contrainte maximale [MPa]

σ_{nom}	Contrainte nominale [MPa]
σ'_{th}	Coefficient de la relation de Basquin appliqué à des éprouvettes sans défaut
σ_{UTS}	Résistance à la traction [MPa]
φ_{α}	Diamètre sphérique équivalent des globules de phase primaire alpha dans une microstructure issue du moulage semi-solide [μm]
A %	Allongement à la rupture [%]
A, A', A''	Constantes du matériau
A_i	Aire des sections réduites pour différentes géométries d'éprouvettes
a	Profondeur de fissure [μm]
a_o	Profondeur initiale de fissure [μm]
a_1	Limite inférieure d'application de la MEPR [μm]
a_2	Limite inférieure d'application de la MLER [μm]
a_c	Profondeur de fissure pour laquelle la contrainte au seuil de propagation est égale à σ_D [μm]
B	Hauteur d'une plaque ou d'une éprouvette [mm]
BPG	Bandes persistantes de glissement
C, C', C'', C'''	Constantes du matériau
$2c = c_1 + c_2$	Largeur totale de fissure [μm]
c_1, c_{2i}	Largeur des côtés gauche et droit de la fissure [μm]
D	Diamètre sphérique équivalent des grains [μm]
d	Espacement entre les barrières microstructurales [μm]
da/dN	Vitesse de propagation d'une fissure [mm/cycles]
E	Module d'Young [GPa]
F	État métallurgique brut de fonderie
F	Force [kN]

F_{max}	Force maximale [kN]
F_{op}	Force à l'ouverture de la fissure [kN]
f_{α}	Fraction surfacique occupée par la phase primaire alpha [%]
f_s	Fraction volumique de la phase solide dans une gelée semi-solide [%]
G, H	Constantes du matériau
HV_{α}	Dureté Vickers de la phase primaire α [HV]
J	Intégrale de contour autour d'une fissure élasto-plastique
$K = Y\sigma_{nom}\sqrt{\pi a}$	Facteur d'intensité de contrainte [MPa $\sqrt{m}$]
$K_{max} = Y\sigma_{max}\sqrt{\pi a}$	Facteur d'intensité de contrainte maximum [MPa $\sqrt{m}$]
$K_{min} = Y\sigma_{min}\sqrt{\pi a}$	Facteur d'intensité de contrainte minimum [MPa $\sqrt{m}$]
K_t	Facteur de concentration de contrainte
L_o	Longueur de la section réduite de l'éprouvette de section uniforme [mm]
L_{Si}	Ferret maximum des particules de silicium de l'eutectique [μm]
MEPR	Mécanique élasto-plastique de la rupture
MLER	Mécanique linéaire élastique de la rupture
MSS	Moulage semi-solide
MC	Moulage en coquille
m, m'	Constantes du matériau
N	Nombre de cycles à la rupture
N_o	Nombre de cycles à l'amorçage
N_{msc}	Nombre de cycles de propagation des fissures microstructurellement courtes
N_{mc}	Nombre de cycles de propagation des fissures mécaniquement courtes
N_l	Nombre de cycles de propagation des fissures longues

N_{th}	Nombre théorique de cycles à la rupture pour des éprouvettes sans défaut
n, n', n''	Constantes du matériau
n_i	Nombre de cycles de sollicitation
$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$	Rapport des contraintes
R_A	Rayon de courbure du congé de raccordement de l'éprouvette A [mm]
R_B	Rayon de courbure de la section réduite de l'éprouvette B [mm]
R_C	Rayon de courbure de la section réduite de l'éprouvette C [mm]
r	Position radiale à partir du fond de la fissure [μm]
r_y	Taille de la zone plastifiée de façon monotone [μm]
r_{yc}	Taille de la zone plastifiée cycliquement [μm]
S_o	Surface de la section réduite [mm^2]
S_x	Surface d'un plan de rupture ayant une position x par rapport au centre de l'éprouvette [mm^2]
S_i	Résistance en fatigue (à 10^7 cycles) d'une éprouvette dont la section réduite à une aire A_i [MPa]
$S-N$	Graphiques montrant l'amplitude de contrainte nominale en [MPa] en fonction du nombre de cycles à la rupture.
t	Épaisseur d'une plaque ou d'une éprouvette [mm]
T5	Trempé et vieilli à la dureté maximum, sans mise en solution
T6	Mise en solution, trempé et vieilli à la dureté maximum
T7	Mise en solution, trempé et surveilli
$U = \Delta K_{eff}/\Delta K$	fraction effective de la variation du facteur d'intensité de contrainte
W	Largeur d'une plaque ou d'une éprouvette [mm]
Y	Facteur géométrique d'une pièce fissurée

NOMENCLATURE

σ_{av}	Average stress on a fracture plane (contrainte moyenne sur un plan de rupture) [MPa]
ASTM	American Society for Testing and Materials
CC	Conventionnaly cast (moulé de façon conventionnelle)
EBS	Electron backscatter diffraction (diffraction des électrons rétrodiffusés)
HIP	Hot isostatic pressing (pressage isostatique à chaud)
NADCA	North American Die Casting Association (Association Nord-Américaine de Fonderie Sous Pression)
NRC	New Rheo Casting
PM	Permanent mold casting (moulage en coquille par gravité)
PSB	Persistent slip bands (bandes persistantes de glissement)
SDAS	Secondary dendrite arm spacing (espacement interdendritique secondaire) [μm]
SEED	Swirled Enthalpy Equilibration Device
SSM	Semi-solid molding (moulage semi-solide)

LISTE DES ANNEXES

ANNEXE A	Dessins de fabrication des éprouvettes d'essai.....	139
ANNEXE B	Fatigue testing of a cast aluminum alloy: experimental challenges.....	141
ANNEXE C	Calendrier d'organisation du temps	154

INTRODUCTION

Contexte

Depuis plus d'un siècle, l'aluminium est utilisé par les industries aéronautique et automobile pour sa légèreté et sa résistance à la corrosion atmosphérique. Cette tendance est toujours d'actualité, sous l'influence de la hausse des coûts du carburant et des soucis environnementaux. Pour profiter du remplacement de l'acier ou de la fonte par l'aluminium, il est cependant nécessaire que l'alliage léger ait une capacité mécanique qui n'oblige pas un surdimensionnement des composantes, c'est-à-dire, qu'il ait un rapport de limite d'élasticité sur densité plus élevé que l'alliage à remplacer. Dans le cas contraire, la différence de poids devient moins avantageuse, surtout considérant que l'utilisation de nouveaux matériaux implique des investissements à court terme en équipements et en formation de main d'œuvre. Les nuances d'aluminiums corroyés, comme le 7075, le 2024 et le 6061, sont souvent utilisés pour produire des pièces structurales légères comme le fuselage et les ailes d'avions et des pièces de véhicules routiers comme des jantes et des cylindres hydrauliques. Toutefois, leur mise en forme par usinage, forgeage ou emboutissage n'est pas adaptée à la production massive de pièces pour lesquelles on vise un faible prix de vente.

Pour fabriquer en grandes séries des pièces en aluminium de géométrie complexe, le moulage sous pression est actuellement le procédé le moins coûteux. Les boîtiers de caméra, les lunettes, les carters de moteur et d'embrayage de voiture sont typiquement en aluminium moulé sous pression. Toutefois, le moulage de pièces structurales n'est pas répandu. La présence de défauts métallurgiques inhérents aux procédés de fonderie contribue à diminuer la fiabilité mécanique surtout en chargement cyclique. Les ingénieurs-concepteurs choisissent donc rarement le moulage pour fabriquer des pièces critiques qui doivent résister à de grand nombre de cycles de sollicitation (entre 10^4 et 10^7 cycles).

Depuis une dizaine d'années, des nouveaux procédés de mise en forme par moulage à l'état semi-solide sont considérés pour produire rapidement des pièces structurales d'automobiles comme les jantes de roue, les supports moteurs et les portes fusées (Fan et al., 2005; Kirkwood, 1994; Midson, 2006). Ces procédés de fonderie produisent une microstructure ayant moins de défauts (Kitamura et al., 1994) qui procure aux pièces un allongement à la rupture significativement

supérieur à celui des pièces moulées de façon conventionnelle. Cette amélioration des propriétés mécaniques conventionnelles permet d'envisager une amélioration des propriétés en fatigue. De surcroît, depuis la venue des procédés de moulage semi-solide (MSS), dits « slurry on demand », les barrières liées aux coûts et à la cadence de production du MSS seraient tombées. Ces nouveaux procédés pourraient donc être avantageux pour produire en grandes séries des pièces structurales en aluminium.

Le présent projet de doctorat s'inscrit directement dans le contexte de développement et de commercialisation des procédés de mise en forme à l'état semi-solide, plus particulièrement le rhéomoulage dans lequel la compagnie Rio Tinto-Alcan a innové (Doutre et al., 2002). Des efforts de recherche sont nécessaires pour optimiser le procédé d'injection et pour comprendre les relations entre les conditions de moulage, la microstructure et les propriétés mécaniques dont la résistance en fatigue. En fait, la résistance en fatigue à grand nombre de cycles est l'un des critères les plus importants lors de la conception des pièces de mécanique automobile. Des chercheurs du groupe Michelin (Grillon et al., 2003) estiment que pour des jantes de roue, une distance de 100 000 km équivaut à 10^7 cycles de sollicitation.

Problématique

Actuellement, les études sur le comportement en fatigue des pièces rhéomoulées sont limitées. Seulement quelques-uns des articles revus (Han et al., 2002; Hayat et al., 2002c; Juang et al., 2000; Park et al., 2005; Yu, 2002) s'intéressent aux mécanismes d'amorçage et de propagation des fissures dans les alliages d'aluminium rhéomoulés. Plusieurs des articles qui traitent du MSS ont pour sujet l'optimisation de la microstructure de la gelée semi-solide pour faciliter le remplissage des moules. Une morphologie fine et globulaire de la phase solide est recherchée pour que la gelée soit fluide (Zhu et al., 2001). Or, l'avantage de cette microstructure sur les propriétés mécaniques en sollicitation cyclique n'a pas été démontré quantitativement. En fait, plusieurs croient que les différences de comportement mécanique entre les matériaux produits par MSS et les matériaux produits par moulage conventionnel s'expliquent principalement par la population des défauts (Wang et al., 2006) ou par la morphologie du silicium de l'eutectique (Juang et al., 2000; Park et al., 2005; Yu, 2002). La question de recherche suivante a donc été soulevée:

« Quelle est la raison fondamentale qui explique la différence de résistance en fatigue entre l'alliage d'aluminium 357 produit par moulage en coquille et par rhéomoulage ? »

Objectifs généraux

Deux objectifs généraux motivent la réalisation du projet. Le premier, d'ordre académique, est de préciser l'influence de la microstructure sur l'amélioration de la résistance en fatigue de l'alliage 357 rhéomoulé. Les précisions apportées permettront d'offrir des recommandations dans le but d'optimiser cette résistance en fatigue. Le deuxième objectif est d'intérêt industriel. Il consiste à quantifier les propriétés en sollicitation statique et cyclique de l'alliage 357 produit par MSS et de les comparer à celles du même alliage produit par moulage en coquille (MC). Ces résultats serviront à la création de fiches techniques pour le partenaire industriel.

Objectifs spécifiques

L'atteinte des objectifs spécifiques suivants permettra de mener le projet à terme :

- caractériser expérimentalement les propriétés mécaniques statiques et la microstructure de l'alliage d'aluminium 357 produit par MC et par MSS,
- caractériser expérimentalement le comportement en fatigue à grand nombre de cycles de ces matériaux,
- mettre en évidence les particularités relatives à l'amorçage et à la propagation des fissures de différentes microstructures,
- identifier le ou les caractéristiques microstructurales qui ont une influence marquée sur la résistance en fatigue à 10^7 cycles,
- proposer une modification de la microstructure qui permettrait d'augmenter la résistance en fatigue à 10^7 cycles des pièces produites par MSS.

Organisation du document

Le document est basé sur quatre articles présentés dans des revues avec comité de lecture. Les deux premiers articles font état des connaissances sur les procédés de MSS et les propriétés mécaniques des pièces d'aluminium produites par MSS. Ces articles font partie de la revue

critique de la littérature qui constitue le premier chapitre. Ce chapitre est complété par une troisième section qui traite essentiellement du comportement en fatigue des fissures courtes.

Le deuxième chapitre sert à décrire la démarche des travaux de recherche et l'organisation du projet. Les étapes jalons y sont présentées et la pertinence des articles scientifiques par rapport aux objectifs initiaux est mise en évidence.

Le troisième chapitre est constitué d'un article qui présente une première partie des résultats expérimentaux sont présentés. Six microstructures différentes de l'alliage d'aluminium 357 sont caractérisées par leurs propriétés en traction et en fatigue. Cet article vise à mettre en évidence les paramètres microstructuraux qui ont une influence sur la résistance en fatigue à 10^7 cycles de l'alliage.

Le quatrième et dernier article est présenté dans le chapitre 4. Il a pour objectif premier de montrer que la propagation des fissures courtes occupe une portion significative de la durée de vie en fatigue même pour des spécimens qui contiennent des défauts. L'étude approfondie des fissures courtes permet d'expliquer la différence de résistance en fatigue entre l'alliage d'aluminium 357 produit par MC et MSS.

Finalement, le dernier chapitre est une discussion qui synthétise l'ensemble du projet. Les principaux résultats expérimentaux sont d'abord présentés. Il s'agit plus précisément des propriétés mécaniques en traction et des caractéristiques du comportement en fatigue de chaque matériau étudié. Ensuite, l'interprétation des résultats souligne comment le travail a permis de corréler la résistance en fatigue et la taille de grains des matériaux. Le document se termine par une conclusion qui contient des recommandations académiques et pratiques au sujet de la résistance en fatigue des alliages d'aluminium de fonderie.

CHAPITRE 1 REVUE CRITIQUE DE LA LITTÉRATURE

Le présent chapitre est un état des connaissances sur les procédés de mise en forme dans le domaine semi-solide, des propriétés mécaniques des aluminiums rhéomoulés et de leur comportement en fatigue. Ce chapitre est composé de deux articles publiés au cours de la réalisation des travaux et d'une troisième section qui complète l'information pertinente à l'analyse des fissures courtes.

Dans la première section (article 1), l'attention est portée sur le matériau éprouvé, soit l'aluminium 357 produit par MSS. Une synthèse des différentes façons de produire les gélées semi-solides d'aluminium est d'abord présentée. Pour la suite, les caractéristiques microstructurales typiques des matériaux rhéomoulés sont décrites en faisant les comparaisons nécessaires avec des alliages homologues moulés par gravité ou injectés sous pression à l'état liquide. Les principales propriétés mécaniques des pièces en aluminium 356 et 357 produites par rhéomoulage et thixomoulage sont revues et comparées à celles de pièces d'aluminium mises en forme autrement. Pour clore la première partie, les avantages économiques de production du MSS sont mis en évidence.

La deuxième section de cet état des connaissances porte sur le comportement en fatigue des alliages d'aluminium produits par moulage semi-solide (article 2). Cette section est abordée de façon critique dans le but de démontrer qu'il existe une niche intéressante et originale pour un projet d'études doctorales. Les notions qui y sont traitées sont la résistance en fatigue conventionnelle, la propagation des fissures longues et la propagation des fissures courtes.

La troisième section traite essentiellement du comportement des fissures courtes. Les limites de la mécanique linéaire élastique de la rupture (MLER) appliquée aux fissures longues sont d'abord expliquées pour ensuite introduire les particularités du comportement des fissures courtes. Ensuite, le comportement des fissures courtes est décrit et les principaux modèles utilisés pour le prédire sont revus. Pour terminer, l'importance de la propagation des fissures courtes dans la prédiction de la résistance en fatigue à grand nombre de cycles des alliages d'aluminium de fonderie est expliquée.

1.1 La mise en forme dans le domaine semi-solide : des avantages métallurgiques et économiques

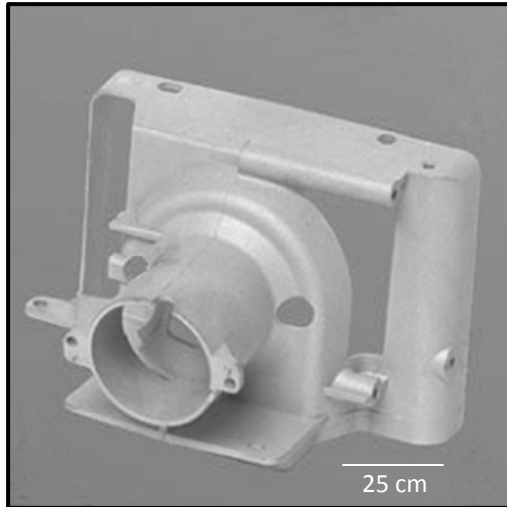
Article publié dans Matériaux et Techniques, N°2, 2009, pp. 90-93.

Auteurs : Myriam Brochu, Yves Verreman et Franck Ajersch

Le rhéomoulage, le thixomoulage et le Thixomolding^{TD} appartiennent à une classe de procédés de fabrication où la matière première est mise en forme à l'état semi-solide. Les pièces produites par moulage semi-solide (MSS) ont des caractéristiques microstructurales et mécaniques particulières. Elles sont caractérisées par une microstructure globulaire et une qualité métallurgique qui bonifient leur allongement à la rupture, leur résistance à la rupture et leur résistance en fatigue. Le moulage semi-solide possède aussi des avantages économiques de production.

Nés des travaux de Spencer et Flemings [1], le rhéomoulage et le thixomoulage sont des procédés de mise en forme des métaux, à mi-chemin entre le moulage liquide et le forgeage solide. La matière première utilisée est une « gelée » semi-solide dont la fraction volumique de solide peut varier de 30 % à 70 % selon la technologie employée. La mise en forme des gelées est en général plus facile si la phase solide est sous forme de petites particules sphériques (de 30 à 200 μm de diamètre) dispersées uniformément au sein du métal liquide. Dans ces conditions, la gelée peut être déformée de façon homogène avec des efforts relativement faibles. Les presses de thixomoulage ont une capacité qui varie typiquement entre 75 et 1600 tonnes [2].

Le moulage semi-solide est utilisé pour produire des éléments non structuraux, comme un boîtier d'appareil photo (figure 1.1a), mais aussi pour produire des pièces de sécurité comme des pièces de châssis et de suspension d'automobile (figure 1.1b). Le potentiel du MSS est surtout exploité pour les alliages légers à bas point de fusion tels que l'aluminium et le magnésium. Cette propriété a facilité le développement technologique du procédé. Néanmoins, des travaux sur la mise en forme par voie semi-solide des fontes et des aciers devraient aboutir prochainement à des applications industrielles [3].



(a)



(b)

Figure 1.1. Exemples de pièces mises en forme par moulage semi-solide : (a) boîtier d'appareil photo en magnésium obtenu par Thixomolding™ (source Husky) et (b) prototype de pièce de suspension en aluminium rhéomoulé par le procédé SEED (source RioTintoAlcan).

1.1.1 Les procédés de moulage semi-solide (MSS)

Actuellement, il existe trois principales catégories de procédés de MSS : le rhéomoulage, le thixomoulage et le Thixomolding™. Ces procédés se distinguent par leur méthode de préparation de la gelée semi-solide avant la mise en forme (figure 1.2).

1.1.1.1 Rhéomoulage

C'est le procédé le plus ancien. Il consiste à solidifier partiellement un métal liquide dans un creuset tout en agitant le mélange pour produire une gelée dont la phase solide aura une microstructure fine et globulaire. La gelée semi-solide est ensuite directement transférée dans une presse où elle est mise en forme par injection. Le rhéomoulage est un procédé dit juste-à-temps, puisque la matière première est produite quelques secondes avant l'injection. Dans cette première catégorie, d'autres méthodes de fabrication de la gelée semi-solide ont été développées au fil des ans. Par exemple, le procédé NRC (New Rheo Casting, de la compagnie UBE) repose sur un contrôle thermique de la germination et de la croissance du solide [4]. Par ailleurs, la gelée semi-solide produite par le procédé SEED de Alcan (Swirled Enthalpy Equilibration Device) est obtenue en contrôlant la germination par des moyens thermiques et mécaniques [5].

1.1.1.2 Thixomoulage

Cette catégorie de procédés (figure 1.2) a été particulièrement étudiée entre 1980 et 2000. Elle possède les mêmes caractéristiques que le rhéomoulage à une différence près. Suite à la solidification partielle du métal liquide, la gelée semi-solide est rapidement solidifiée par trempe en « rhéolingots ». Ces rhéolingots qui ont une microstructure globulaire peuvent être entreposés puis réchauffés dans le domaine semi-solide au moment de la mise en forme (figure 1.2). Ce procédé a été utilisé pour produire des pièces d'automobile [6]. Pour certaines entreprises, le thixomoulage a des avantages économiques et pratiques, car en se procurant des rhéolingots d'un fournisseur, l'étape de fusion complète de l'alliage n'est plus nécessaire.

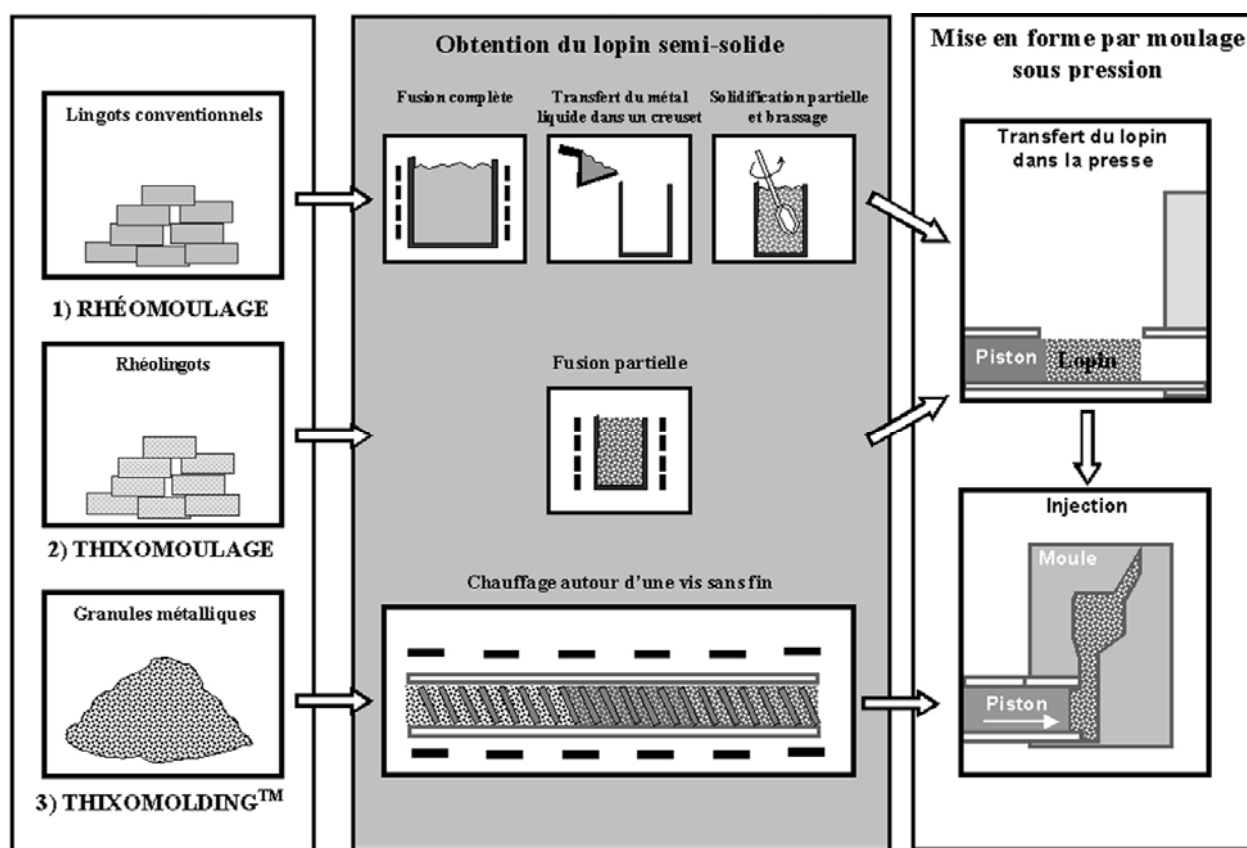


Figure 1.2 Les trois principaux procédés de moulage semi-solide.

1.1.1.3 Thixomolding™

La gelée semi-solide est produite dans ce cas, à partir de granules solides qui sont chauffées (par le frottement de la vis d'extrusion et un système de chauffage complémentaire), puis

partiellement liquéfiées au sein même de la presse d'injection juste avant la mise en forme des pièces (figure 1.2). Le chemin d'alimentation du moule est conçu de façon à ce que la gelée semi-solide soit cisailée par une vis sans fin pour créer un mélange homogène de liquide et de solide fin et globulaire. Cette technique est utilisée, par exemple, par la compagnie Thixomat [7] pour produire des pièces d'équipement sportif en magnésium.

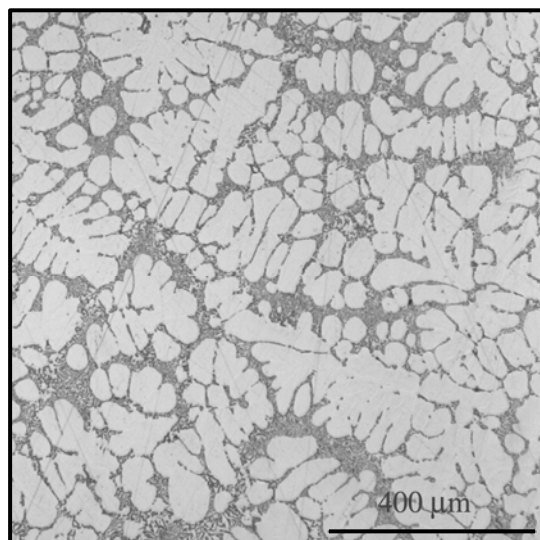
Que la gelée semi-solide soit produite par rhéomoulage, thixomoulage ou ThixomoldingTM, elle peut être formée par moulage sous pression, forgeage ou extrusion. Le moulage est la méthode de mise en forme la plus utilisée. Dans ce cas, la gelée parcourt des canaux d'alimentation pour se rendre au moule et des masselottes sont utilisées pour éviter les retassures causées par le retrait de solidification. L'un des principaux éléments qui permet d'obtenir des pièces d'une grande qualité est la viscosité élevée de la gelée qui, lors du remplissage du moule, produit un écoulement laminaire avec un front de métal uniforme. La viscosité des gélées semi-solides est influencée, entre autres, par la vitesse de déformation, la fraction volumique et la structure d'agglomération du solide [8].

1.1.2 Caractéristiques microstructurales

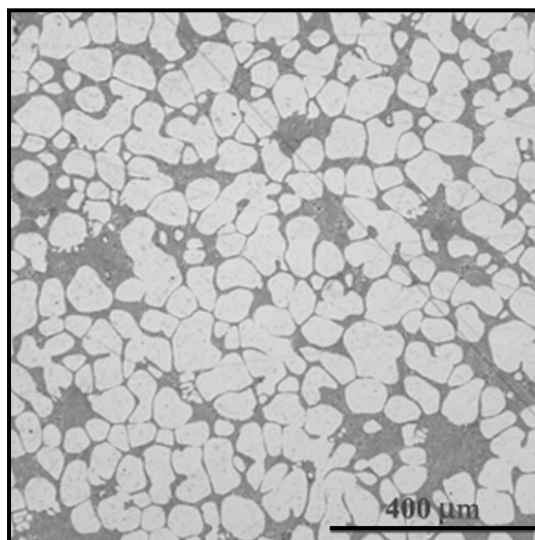
La caractéristique première qui donne aux gélées semi-solides une bonne formabilité est la morphologie globulaire de la phase solide. Cette morphologie est conservée après la mise en forme du métal. La figure 1.3 compare la microstructure d'un alliage 357 (Al-Si-Mg) moulé en coquille avec celle du même alliage rhéomoulé. Dans le cas du moulage en coquille (figure 1.3a), la phase alpha primaire (α) riche en aluminium a une morphologie dendritique. Cette phase apparaît naturellement lors de la solidification dans le moule métallique après la coulée du métal liquide. Pour le rhéomoulage (figure 1.3b), la phase primaire a une morphologie globulaire. Celle-ci résulte du brassage du métal durant la solidification partielle qui a lieu avant le moulage. Pour les deux microstructures de la figure 1.3, la partie grise de l'image est le constituant eutectique composé de phase alpha et de particules de silicium finement dispersées.

D'autres caractéristiques microstructurales ont aussi été attribuées aux produits mis en forme dans le domaine semi-solide. Ils contiennent moins de microporosités et de retassures que les pièces moulées en coquille par gravité ou sous pression. Ceci leur permet d'être classés dans la catégorie « *High Integrity Process* » par l'Association Nord-Américaine de fonderie sous pression (NADCA) [2]. D'autre part, les particules de silicium dans l'eutectique des alliages

d'aluminium-silicium sont souvent plus fines lorsque l'alliage est rhéomoulé ou thixomoulé que lorsqu'il est moulé en coquille. Le refroidissement plus rapide des pièces explique cette différence. Les différences microstructurales ci-dessus expliquent que certains alliages de fonderie, lorsque mis en forme par voie semi-solide, ont de meilleures propriétés mécaniques que quand ils sont mis en forme par moulage conventionnel.



(a)



(b)

Figure 1.3 Caractéristiques microstructurales d'un alliage d'aluminium 357 : (a) moulé en coquille par gravité et (b) rhéomoulé sous pression. La phase α est en blanc et le constituant eutectique est en gris.

1.1.3 Propriétés mécaniques conventionnelles

Pour un alliage donné, le MSS permet d'augmenter fortement l'allongement à la rupture par rapport au moulage liquide. De façon globale, les procédés de mise en forme semi-solide comblent le vide qui existait entre les propriétés des produits moulés à l'état liquide et celles des produits matricés et corroyés (figure 1.4). L'augmentation importante de l'allongement à la rupture permet d'envisager l'utilisation de certaines nuances d'aluminium pour fabriquer des éléments de structure. En effet, l'augmentation de la ductilité va généralement de pair avec l'augmentation de la ténacité, ce qui permet de diminuer les risques de propagation brutale de

fissures préexistantes. Le gain de ductilité se traduit aussi par une augmentation de la résistance à la traction (σ_{UTS}) étant donné que le matériau se consolide à mesure qu'il se déforme.

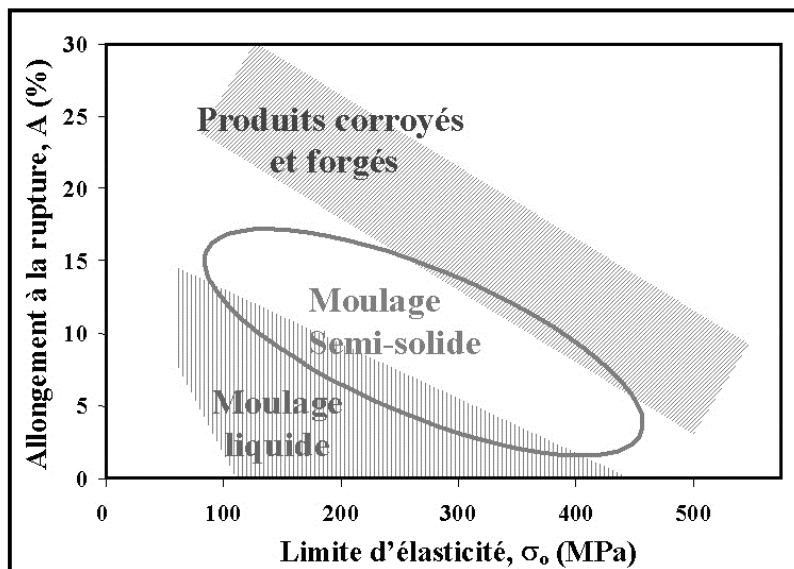


Figure 1.4 Comparaison des propriétés en traction d'alliages d'aluminium mis en forme par divers procédés.

1.1.4 Résistance en fatigue à grand nombre de cycles

La résistance en fatigue à grand nombre de cycles est une propriété importante pour les éléments de structure comme les jantes de roue, les bras de suspension et les porte fusées. Selon des chercheurs du centre de technologie Michelin, une jante de roue d'automobile doit typiquement résister à 5×10^7 cycles de sollicitation avant sa rupture [9]. Plusieurs auteurs ont récemment étudié le comportement en fatigue des alliages mis en forme dans le domaine semi-solide [10,11]. Les travaux, surtout publiés à partir de l'an 2000, mettent en évidence que les alliages d'aluminium rhéomoulés et thixomoulés ont une résistance en fatigue plus élevée que lorsqu'ils sont moulés en coquille (figure 1.5). Par exemple, un alliage A356 moulé en coquille à l'état T6 a une résistance en fatigue à 10^7 cycles de 90 MPa à $R = -1$ [10], tandis que le même alliage rhéomoulé à l'état T6 a une résistance de l'ordre de 110 MPa [11]; ce qui est comparable à celle de l'alliage corroyé 6061-T6 [12]. Certains alliages thixomoulés qui ont des globules de très petite taille (de l'ordre de 35 microns) ont une résistance en fatigue à 10^7 cycles qui peut même atteindre 150 MPa [10]. De façon plus générale, la mise en forme dans le domaine semi-solide

génère une plus faible quantité de défauts que la coulée en coquille, ce qui se traduit par une durée de vie d'amorçage plus longue pour les fissures de fatigue. La morphologie de la phase primaire ainsi que celle des particules de silicium contenues dans l'eutectique pourraient aussi influencer les mécanismes d'amorçage et de propagation des fissures de fatigue. Des recherches sont en cours sur ce sujet [13].

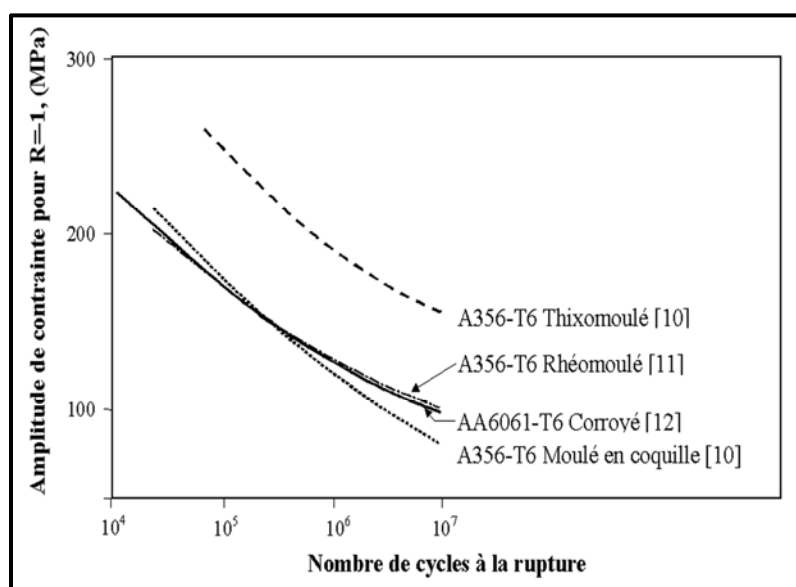


Figure 1.5 Courbes d'endurance, à $R = -1$, d'alliages d'aluminium mis en forme par divers procédés.

1.1.5 Les avantages de production et la position économique du MSS de l'aluminium

Étant donné que la mise en forme des gelées semi-solides est effectuée sous pression, les investissements initiaux en équipement et en outillage sont significativement plus élevés que ceux nécessaires pour mouler en sable ou en coquille par gravité [2]. Toutefois, le gain de productivité et la diminution des rebuts et des opérations de finition permettraient à certains fondeurs semi-solides de rentabiliser leurs investissements rapidement. D'après [6], le thixomoulage d'alliages d'aluminium permet de produire, à prix compétitif, des pièces de géométrie complexe ayant un fini de surface et des propriétés mécaniques supérieures à ceux des produits moulés de façon conventionnelle.

Chaque catégorie de procédés de mise en forme semi-solide a ses propres avantages. En rhéomoulage, l'étape de fusion complète de la matière première permet de conserver certaines fonctionnalités du moulage conventionnel. D'une part, la composition chimique de l'alliage peut être ajustée dans le four de fusion juste avant le moulage, ce qui donne plus de flexibilité au procédé. D'autre part, les fondeurs peuvent facilement recycler leurs rebuts, ce qui diminue la consommation de matière première. Par contre, certains trouvent avantage à utiliser les procédés de thixomoulage et le ThixomoldingTM car, la manipulation du métal en fusion étant évitée, l'automatisation se voit facilitée [14]. Et bien que les rhéolingots soient une matière première plus coûteuse que les lingots conventionnels, leur refusion partielle consomme moins d'énergie. Actuellement, les procédés de rhéomoulage dit juste-à-temps comme les procédés SEED et NRC apparaissent économiquement plus avantageux que les autres [15]. Ceux-ci combinent l'obtention des billettes semi-solides et leur mise en forme, permettant d'atteindre des vitesses de production comparables à celles du moulage sous pression [16].

1.1.6 Conclusions

Les efforts de développement entrepris dans les deux dernières décennies permettent actuellement à des entreprises de fabriquer des produits mis en forme dans le domaine semi-solide qui sont avantageux à la fois sur les plans économique et technique. La caractérisation microstructurale et mécanique de pièces en aluminium rhéomoulées et thixomoulées permet actuellement d'affirmer que ces produits ont une meilleure intégrité métallurgique, une plus grande ductilité et une meilleure résistance en fatigue que les produits moulés de façon conventionnelle. Si leur performance mécanique reste normalement inférieure à celle des produits corroyés, le rhéomoulage et le thixomoulage sont maintenant des procédés jugés assez fiables pour que l'industrie automobile envisage de les utiliser pour fabriquer des pièces de sécurité.

1.1.7 Remerciements

La source principale de financement de ces travaux de recherche est le Conseil de Recherches en Sciences Naturelles et en Génie du Canada.

1.1.8 Références

[1] D.B. Spencer, R. Mehrabian et M.C. Flemings, *Met. Trans. A* 3 (1972), p. 1925

- [2] North American Die Casting Association (NADCA), *NADCA Products Specification Standards for die castings produced by the semi-Solid and Squeeze Casting Processes*, 4^e édition, NADCA, Chicago, USA, 2006, p. 7
- [3] G. Walmag, P. Naveau, A. Rassili et M. Sinnaeve, *Solid State Phenomena* 141-143 (2008), p. 415
- [4] M. Adachi et S. Sato, *Society of Automotive Engineers SAE*, 2000, p. 21
- [5] D.A. Doutre, G. Hay, P. Wales et D. Doutre (2002), Brevet américain US6428636-B2, 2002.
- [6] B. Wendinger et H. Luechinger, *Proceedings of the 8th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites S2P 2004*, WPI's Metal Processing Institute, Limassol, Cyprus, 2004.
- [7] www.thixomat.com
- [8] L. Azzi et F. Ajersch, *Met. Mat. Trans. B* 37 (2006), p. 1067
- [9] G. Grillon et A. Leclerc, *Light Metal Age* 61 (2003), p. 38
- [10] J.-P. Gabathuler, H. Huber et J. Erling, *International Conference On Aluminium Alloys: New process technologies*, Marina di Ravenna, Italie, 1993, p. 169
- [11] M. Rosso et S. Guelfo, *Proceedings of the 8th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, S2P 2004*, WPI's Metal Processing Institute, Limassol, Cyprus, 2004.
- [12] J.M. Holt, H. Mindlin et G.Y. Ho, *Structural Alloys Handbook*, Vol. 3, CINDAS/Purdue University, West Lafayette, UAS, 1996, p. 78
- [13] M. Brochu, Y. Verreman, F. Ajersch et L. Bucher, *Solid State Phenomena* 141-143 (2008), p. 725
- [14] M.C. Flemings, R.G. Riek et K.P. Young, *AFS Int. Cast Metals J.* 1 (1976), p. 11
- [15] H. Kaufman, P.J. Uggowitzer, in: Mishra B. et Yamauchi C. (ed.), *Proceedings of the Second International Conference on Processing Materials for Properties, Minerals, Metals and Materials Society*, San Francisco, USA, 2000, p. 25
- [16] A. Kopper, R. Donahue, D. Olson et S. Midson, *Modern Casting* (2005), p. 35

1.2 Fatigue behavior of semi-solid cast aluminum: A critical review

Article publié dans Solid State Phenomena, vols. 141-143, 2008, pp.725-730.

Auteurs : Myriam Brochu, Yves Verreman, Franck Ajersch et Laurent Bucher

1.2.1 Abstract

Aluminum alloys are increasingly used in automotive and aeronautic applications to produce high performance, lightweight parts. Among the reasons for this, is the emergence of high integrity processes, which widens the field of application for cast aluminum alloys. In fact, metallurgical quality and consistency that characterize these components are necessary for critical safety components. In addition to attaining maximum strength, critical safety components need to be ductile and resistant to cyclic loading. According to the North American Die Casting Association, rheocasting is a high integrity process capable of producing parts with fewer defects than conventional casting process. Rheocast components are known to have better mechanical properties than permanent mold castings. Moreover, they can be heat-treated which is impractical in the case of classical die cast components. However, the fatigue behavior of rheocast aluminum alloys has been investigated since about 2000 and few results have been published on this subject. This paper reviews the studies of fatigue behavior of aluminum semi-solid cast components. Published experimental results on high cycle fatigue resistance ($S-N$ diagrams), long crack propagation, crack closure effects and short crack particularities are presented.

1.2.2 Introduction

Semi-solid molding (SSM) has raised the engineering potential of aluminum foundry products by offering components that are significantly more ductile than would be expected from conventional casting. Moreover, under well-controlled conditions, rheocast and thixocast Al-Si-Mg alloys can be heat-treated (T6) without losing much ductility. At comparable yield strength, A357-T6 SSM can have 10 % elongation which is twice the typical value given for the A357-T6 permanent mold castings (PM). Thus SSM presents distinct advantages in the overall aluminum forming industry as can be seen from Fig. 1.6. It is clear that SSM narrows the gap between wrought and cast products. This is enough for the casting industry to contemplate new applications where critical safety components are required. In fact, ductility is essential to avoid

catastrophic failure under overloads. Improved ductility also characterizes alloys that are tougher and less sensitive to defects. However, critical safety components must also be fatigue resistant and their high cycle fatigue life needs to be predictable.

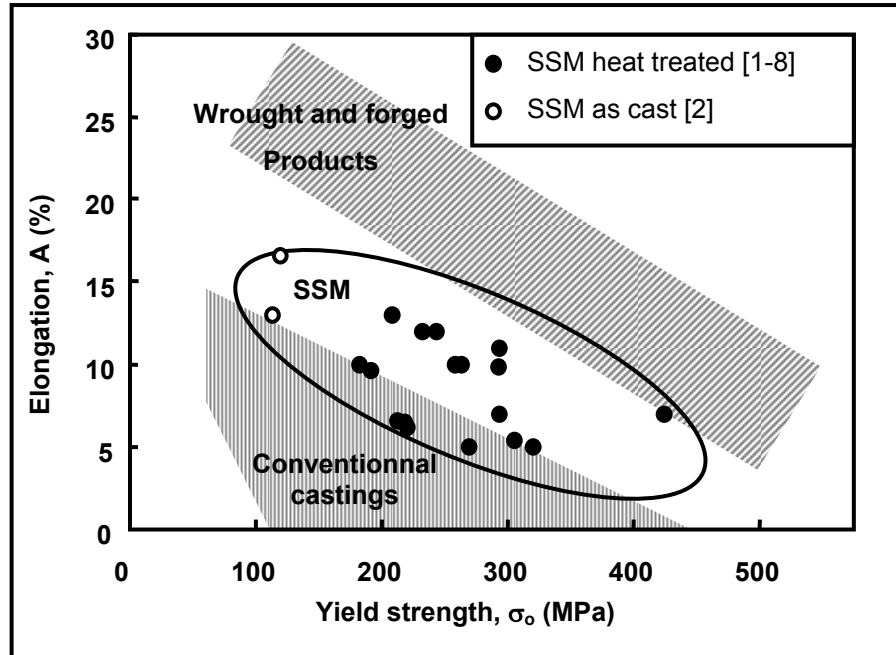


Figure 1.6 Mechanical properties of SSM aluminum alloys. Ranges of mechanical properties for wrought, forged and conventionally cast products are also given.

This paper presents a critical review of the literature on the fatigue behavior of SSM aluminum silicon alloys. First, typical data obtained in high cycle fatigue (10^7 cycles) will be presented and discussed in relation to defects and microstructural features. Subsequently, long crack fatigue propagation will be quantified in terms of $da/dN-\Delta K$ graphs. Finally, the concluding section consists of a discussion on the propagation of short cracks and their contribution to the understanding of the fatigue behavior of SSM materials.

1.2.3 High cycle fatigue

Many studies have compared high cycle fatigue resistance of A356 or A357 alloy specimens formed by SSM and conventional casting [5, 7-12]. All these studies, except for one [12], have concluded that A357-T6 and A356-T6 specimens are more fatigue resistant when cast from semi-solid state than from liquid state as illustrated by the results in Table 1.1. However, there is a wide range in the fatigue strengths measured for these materials. The variability in processing

technologies [13] and conditions is one reason. Moreover, in a given study, it is typical to observe variation of stress amplitude of at least ± 10 MPa for a given fatigue life [4-8, 11, 14]. This scatter is generally explained by the existence of defects, which are commonly present in the test specimens.

Tableau 1.1 Fatigue strength at 10^7 cycles (MPa)

	Sand Cast	PM	SSM Thixocast	SSM Rheocast
A356-T6	70 [5]	80 [5]	135 ± 10 [11]	121 ± 15 [5]
A357-T6	-----	110 [11]	120 ± 10 [4]	150 ± 25 [14]

1.2.3.1 Influence of defects

Many authors have proposed that the difference in fatigue strength between conventionally cast and SSM formed aluminum alloys is primarily due to the number and size of defects, which is different for each forming process [5, 8, 11, 16]. Wang et al. [16] have even concluded: « a gravity-poured sand casting can be as fatigue resistant as a semisolid casting if porosity and oxide film formation are prevented ». In semi-solid casting, it is generally accepted that the porosities and the entrainment oxides are minimized because metal flow into a close mould is more laminar than in liquid casting [2]. Moreover, the existence of an initially solid volume and the pressure applied during solidification reduces solidification shrinkage. Several authors have compared the defect content of SSM and conventionally cast aluminum products [8, 11, 16, 17]. Davidson et al. [11] have measured the median defect area found in fatigue fracture surfaces. They have observed that this area in A356 SSM specimens is half the one of gravity cast specimens. The most common defects from which fatigue cracks can initiate are shrinkage cavities, porosities and oxide inclusions. A typical fatigue fracture that has initiated from a shrinkage cavity is shown in Fig.1.7. Based on defect size measurements, Davidson et al. have proposed that the critical defect area is about $2000 \mu\text{m}^2$ for SSM A356-T6 specimens. For areas below this value, cracks tend to initiate from other microstructural features [11] and fatigue strength no more depends on defect size.

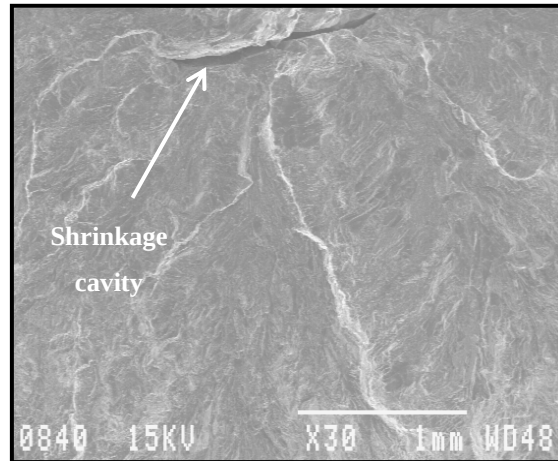


Figure 1.7 Fracture surface of SSM A357-T6 specimen; crack initiated from a shrinkage cavity.

1.2.3.2 Influence of microstructure

Gan and Overflet [14] have compared hot isostatically pressed (HIP) A356-T6 PM specimens and unpressed SSM specimens and observed that the SSM specimens are superior in high cycle fatigue. Similarly, Basner [4] could not completely explain the difference between the fatigue resistances of two SSM alloys solely on the basis of defects. Therefore, as for the case of conventionally cast products, the microstructure has an intrinsic effect on the fatigue strength of the SSM alloys. This effect is however, of a complex nature. Most of the time, several microstructural features evolve simultaneously as the casting or heat treatment conditions are changed. Moreover, it is well known that casting conditions also influence the defect size and distribution.

1.2.3.2.1 Alpha Phase (α)

The nature of the primary aluminum rich phase, alpha, has some effects on the fatigue strength of SSM alloys. Basner [4] has shown that a high solid fraction (f_s) of alpha phase significantly increases fatigue strength of SSM aluminum alloys (Fig. 1.8) generating a microstructure that is more resistant to crack initiation. In addition to the lower defect content and the more uniform distribution of eutectic silicon particles has been pointed out as a possible explanation. The same trend has been observed by Park et al. [10] who have explained the influence of solid fraction on the mechanism of crack propagation. Another alpha phase characteristic is the globule size (ϕ_α). Hayat et al. [9] results show that fine globules are beneficial to fatigue strength (Fig. 1.8).

However, the specimens they studied also have finer grain size and finer eutectic silicon, which can influence the fatigue behavior. Heat treatment also has an effect on the alpha phase and on fatigue strength. Precipitation hardening increases the alloys yield strength, which is known to increase the resistance to crack initiation from smooth surfaces. Comparison between SSM specimens in their F, T5 and T6 temper supports this statement (Fig. 1.8). Although no papers have been published on the effect of the morphology of the primary phase, it has been proposed that SSM materials have improved fatigue properties due, in part, to the spherical microstructure of the primary phase [5].

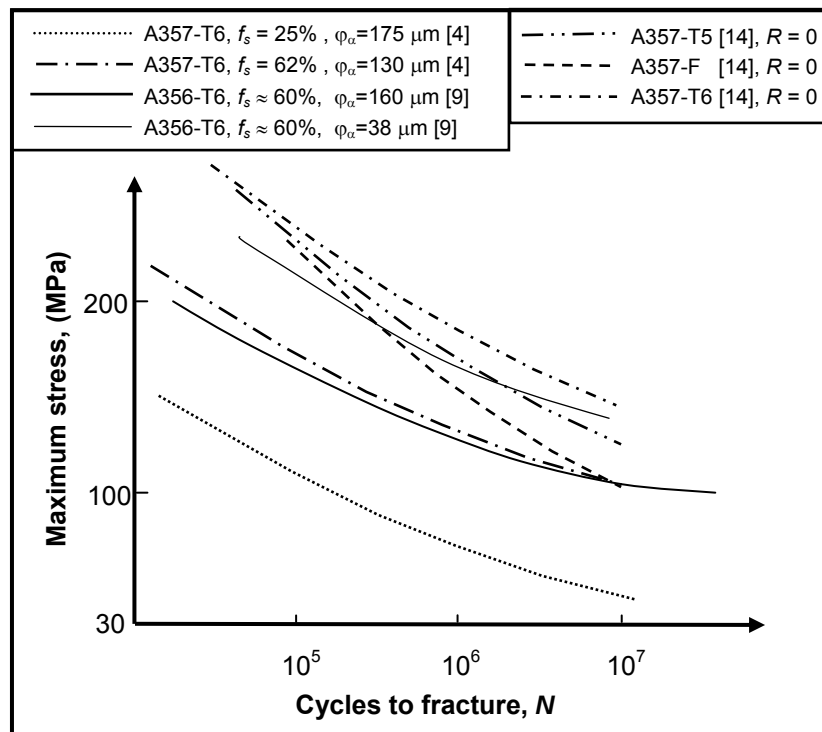


Figure 1.8 Schematic representation of the influence of the microstructure on the fatigue life of SSM specimens.

1.2.3.2.2 Eutectic silicon particles

It has been observed that in defect free A356 [18, 19] and A357 SSM specimens [4], fatigue cracks often initiate in the eutectic constituent at interfaces between silicon and the alpha phase. The incompatibility of deformation between the soft aluminum rich phase and the rigid but brittle silicon particles causes fracture and/or decohesion of silicon particles. It can be anticipated that fine and compact shaped silicon particles will improve the resistance to crack initiation. This

assumption is supported by comparing fatigue strength of unmodified SSM specimens in their T5 and T6 temper (Fig.1.8). The solution heat treatment given in the T6 temper is known to globularize silicon particles. The size of silicon particles can also explain, in part, the fatigue strength superiority of SSM specimens compared to PM specimens [19]. Because SSM alloys solidify more rapidly, silicon particles are inherently smaller. The addition of strontium or calcium in the alloy as a structure modifier also reduces the silicon particles size and promotes the formation of a globular eutectic structure, which should be beneficial to high cycle fatigue strength. However, results comparing the fatigue resistance of chemically modified and unmodified SSM A356 or A357 alloys have not yet been published. Finally, the spatial distribution of silicon particles has also been proposed to influence the fatigue strength of A357 semi-solid specimens [4]. A more homogeneous silicon distribution in the eutectic is thought to retard fatigue crack initiation.

1.2.4 Long crack propagation

The fatigue crack propagation behavior of SSM aluminum alloys have generally been studied by measuring the crack propagation rate (da/dN) as a function of the stress intensity factor range (ΔK) for precrack compact test specimens [10, 18, 20-22]. All results are presented in usual $\log(da/dN)$ - $\log(\Delta K)$ curves. For SSM A356-T6 and A357-T6 specimens, the typical curve can be characterized by: (I) a fatigue crack growth threshold ΔK_{th} ranging from 3 to 7 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ [10, 20-22], (II) a Paris linear regime at intermediate ΔK values between 6 and 10 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ and (III) a rapid crack growth transition at about 10 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ [10, 20, 21]. A schematic representation of results obtained for a rheoformed A357-T6 is shown in Fig. 1.9. When comparing the crack growth behavior of conventionally cast (CC) and SSM specimens, Lados and Apelian [20] found that the crack growth threshold is lower for SSM than for permanent mold specimens (Fig. 1.9). In the Paris linear regime, the slopes are comparable, but the crack growth rate is higher for SSM alloys. As for the third region of the graphs, both types of specimens have comparable behavior, most probably because the eutectic has comparable characteristics. At high ΔK values, the crack mostly propagates in the eutectic constituent. Yu et al. [22] have not observed the same trend when comparing long crack behavior of SSM and PM aluminum alloys. This may be because their materials had significantly different eutectic characteristics.

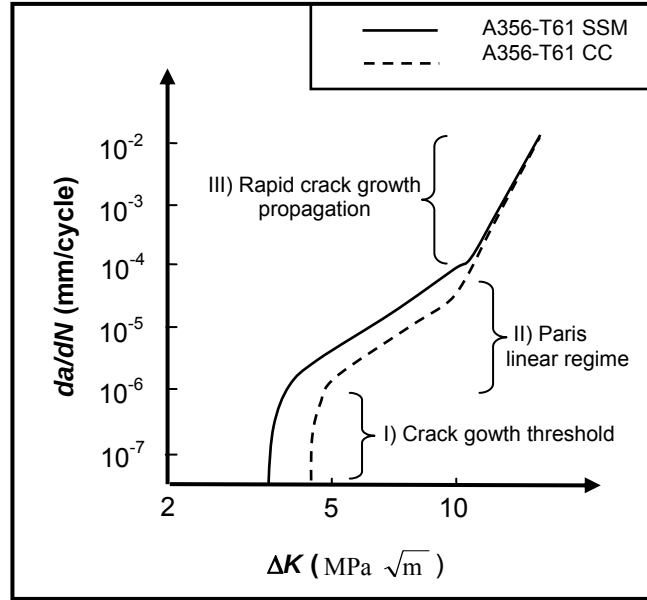


Figure 1.9 Fatigue crack propagation results for CC and SSM A356-T6 specimens
(adapted from [20]).

1.2.4.1 Crack path

Lados and Apelian [20] have observed that the propagation path of long cracks evolves with ΔK . At high ΔK values, cracks propagate mostly in the eutectic constituent of the alloy passing through debound or broken silicon particles. When ΔK decreases, the plastically damaged volume in front of the crack tip is smaller. Therefore, the crack is sometimes forced to go through the alpha phase and the fracture becomes partly transgranular (the term transgranular propagation will be used to describe crack propagation through primary alpha globules or dendrites). In PM aluminum alloys, the evolution from fully eutectic to a partly transgranular pattern has also been reported by Lados and Apelian. On the other hand, these authors have observed that for a given heat treatment and ΔK value, the crack pattern tends to be more tortuous in the PM specimens. There are two plausible explanations for this. First, SSM alloys apparently adopt a transgranular crack propagation pattern more easily than PM alloys [22]. The second explanation is the difference in crack tortuosity when it propagates through the eutectic constituent of the PM and the SSM specimens as shown schematically in Figure 1.10. For a hypothetical fully eutectic propagation, a crack will have to meander more to overcome dendrites of alpha phase than to overcome globules of alpha phase.

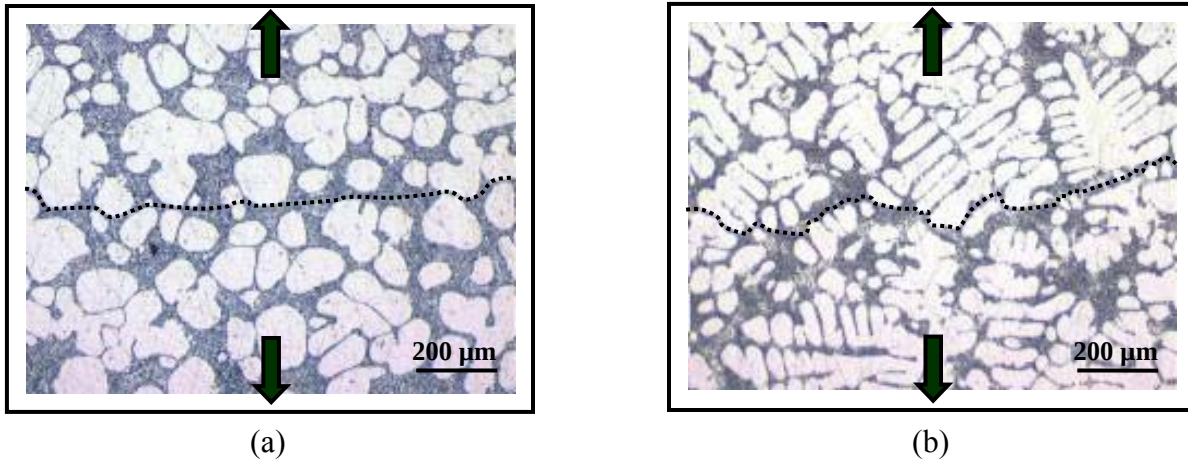


Figure 1.10 Schematic representation of cracks propagating in the eutectic constituent: (a) in a SSM specimen and (b) in a PM specimen.

1.2.4.2 Crack closure

According to Lados and Apelian [20], the crack path well explains the differences in crack growth rate between PM and SSM specimens. Tortuous crack path leads to rough fracture surfaces, which increases roughness-induced crack closure. Considering that the crack path is more tortuous in PM alloys, roughness-induced crack closure can explain the high ΔK_{th} (Figure 1.9). Crack closure typically reduces the ΔK value during which the crack tip is opened. This effect can be seen by a shift of the $\log(da/dN)$ - $\log(\Delta K)$ curves to higher apparent ΔK . Roughness-induced crack closure is more significant in the near threshold region where the crack opening is small and where crystallographic crack growth occurs.

1.2.4.3 Influence of the microstructure

Few papers specifically studying the effect of microstructural features on crack propagation in SSM materials have been published. Based on the discussed mechanisms, assumptions can be made. First of all, strengthening of the eutectic should promote a more transgranular crack pattern. This will increase the crack propagation resistance at high ΔK values but will decrease closure in the Paris regime and the ΔK_{th} . Strengthening of the eutectic can be done by reducing the size of silicon particles (chemical modification and faster cooling rate) resulting in a more globular morphology. On the other hand, strengthening the alpha phase without modifying the eutectic, T5 temper, should promote rupture in the eutectic constituent. The fractographic

observations done by Basner confirm this assumption [4]. Finally, for an eutectic crack propagation (intergranular propagation), a coarse and irregular microstructure should increase crack closure, reducing the crack growth rate and increasing the crack propagation threshold. Kim et al. have in fact measured, for an as cast A357 SSM alloys, that crack closure increases with the grain size and the silicon particle size [21].

1.2.5 Discussion

Many authors have shown that SSM specimens have superior high cycle fatigue strength. On the other hand, SSM were found by Lados and Apelian [20] to be less resistant to long crack propagation than PM specimens. However, long crack propagation in SSM specimens has not been studied extensively and contradictory results have been published [20, 22]. It is known that for high cycle fatigue, the most significant portion of a specimen life is spent during crack initiation and early crack propagation. In this regime, the fracture mechanisms are not the same as in long crack propagation regime. For example, Kim et al. [21] have shown that a coarse microstructure slows down long crack growth but a coarse microstructure has also been found detrimental to fatigue strength according to Hayat et al. [9].

1.2.5.1 Short fatigue crack behavior

Particular attention must be given to short crack growth since it is often significantly different than what would be expected on the basis of long crack growth results. In fact, it has been observed that under the same driving force, short cracks can grow at faster rate than long cracks. They can also grow below the long crack threshold and propagate irregularly. It is generally accepted that: 1) short cracks are not subjected to closure since crack wake is not fully developed 2) very short cracks have irregular growth because they are very sensitive to microstructure heterogeneity [23]. For SSM components containing few defects, it will be of practical importance to know the critical size below which the crack behavior will no longer be predictable by long crack data. Moreover, the effect of the microstructural features of the SSM material on the propagation of short cracks needs to be studied. Such results are necessary to explain the superiority of SSM materials in high cycle fatigue. At present, the studies of Hayat et al. [9] and Han et al. [18] are the only papers of the reviewed literature that have discussed short crack behavior in SSM aluminum alloys, particularly for A356-T6. Their results have confirmed that

short cracks are distinctively different in SSM materials than in conventional cast specimens. Grain structure was given as a possible explanation [18].

1.2.6 Conclusions

A literature review has revealed the following trends concerning the high cycle fatigue strength and the long crack growth behavior of SSM materials:

- 1) It is commonly accepted that SSM is a processing route able to produce high integrity aluminum specimens with improved fatigue strength.
- 2) Microstructural features have an intrinsic effect on SSM fatigue strength but this is not yet clearly understood.
- 3) At low and intermediate ΔK , long crack growth is faster in SSM specimens than in PM specimens. This has been explained by roughness-induced crack closure, which is less pronounced for SSM microstructures.
- 4) Because SSM specimens contain fewer defects, fatigue cracks tend to initiate from microstructural features rather than defects. Therefore, continued investigation of microstructurally short cracks will be useful to determine the conditions that optimize SSM component fatigue strength.
- 5) Short fatigue crack behavior can possibly explain why defect free PM specimens still have lower fatigue strength than their SSM counterparts.

1.2.7 References

- [1] ASM International: ASM handbook Vol. 15, 9th edition (ASM International, USA 1988).
- [2] North American Die Casting Association: NADCA Product specification standards for die castings produced by the semi-solid and squeeze casting processes (NADCA, USA 2006).
- [3] G. L. Chiarmetta and L. Zanardi: Proc. S2P 1994 (Tokyo, Japan 1994).
- [4] T. G. Basner: Ph.D. Thesis (University of Michigan, USA 2001).
- [5] M. Rosso, E. Romano, P. Giordano, and G. L. Chiarmetta: Proc. S2P 2002 (Tsukuba, Japan 2002).

- [6] S. C. Bergsma, M. Z. Wang and M. E. Kassner: Hot Deformation of Aluminum Alloys III (San Diego, USA 2003).
- [7] G. Grillon, A. Leclerc, and M. Garat: Light Met. Age Vol. 61 (2003), p. 38.
- [8] J.-P. Gabathuler, H. Huber, and J. Erling: International Conference On Aluminium Alloys: New process technologies (Marina di Ravenna 1993).
- [9] N. Hayat, H. Toda, T. Kobayashi, and N. Wade: Mater. Sci. Forum Vol.396-402 (2002), p. 1353.
- [10] C. Park, S. Kim, and Y. Kwon, Y. Lee and J. Lee: Metall. Mater. Trans. A Vol. 35A (2004), p. 1017.
- [11] C. J. Davidson, J. R. Griffiths, M. Badiali, and A. Zanada: Metall. Sci. Technol. Vol. 18 (2000), p. 27.
- [12] C. C. Ferreira and J. P. Teixeira: J. Adv. Mater. Vol. 35 (2003), p. 24.
- [13] S. Nafisi and R. Ghomashchi: Can. Metall. Q. Vol. 44 (2005), p. 289.
- [14] Y. X. Gan and R. A. Overfelt: J. Mater. Sci. Vol. 41 (2006), p. 7537.
- [15] J. Z. Yi, Y.X. Gao, P.D. Lee and T.C. Lindley: Metall. Mater. Trans. B Vol. 37 (2006), p. 301.
- [16] Q. G. Wang, C. J. Davidson, J. R. Griffiths, and P. N. Crepeau: Metall. Mater. Trans. B Vol. 37 (2006), p. 887.
- [17] A. Pola, R. Roberti, and F. Frerini: Proc. S2P 2004 (Limassol, Cyprus 2004).
- [18] S.-W. Han, S. Kumai, and A. Sato: Mater. Sci. Eng. A Vol. 332 (2002), p. 56.
- [19] C. Park, S. Kim, Y. Kwon, Y. Lee, and J. Lee: Mater. Sci. Eng. A Vol. 391 (2005), p. 86.
- [20] D. A. Lados and D. Apelian: Proc. S2P 2004 (Limassol, Cyprus 2004).
- [21] S.-W. Kim, S.-W. Han, U.-J. Lee, and K.-D. Woo: Mater. Lett. Vol. 58 (2003), p. 257.
- [22] Y. Yu, S. Kim, Y. Lee and J. Lee: Metall. Mater. Trans. A Vol. 33 (2002), p. 1399.
- [23] Y. Verreman: in La fatigue des matériaux et des structures 2 , Hermes Sciences, Paris (2008), pp. 17.

1.3 Fissures courtes

Cette troisième partie de la revue de littérature est nécessaire à la compréhension du comportement des fissures courtes dont il sera question dans les articles présentés aux chapitres 3 et 4. Elle sert à expliquer comment et pourquoi les fissures ont un comportement différent selon leur taille. L'importance de la propagation des fissures courtes dans la prédiction de la résistance en fatigue à grand nombre de cycles est aussi montrée. La section se termine par une synthèse des résultats expérimentaux disponibles sur la propagation des fissures courtes dans les alliages d'aluminium de fonderie.

1.3.1 Limites de la mécanique linéaire élastique de la rupture

Le facteur d'intensité de contraintes, K , et sa variation en sollicitation cyclique, ΔK , sont des paramètres issus de la mécanique linéaire élastique de la rupture (MLER) :

$$K = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad (1.1)$$

$$\Delta K = Y\Delta\sigma\sqrt{\pi a} \quad (1.2)$$

où a est la profondeur de la fissure, σ est la contrainte nominale et $\Delta\sigma$ sa variation. Le facteur Y caractérise la géométrie de la fissure et de la pièce fissurée. Ces paramètres de similitude servent à comparer, entre matériaux, la résistance à la propagation brutale des fissures, K_{IC} , et la vitesse de propagation des fissures de fatigue, da/dN .

En sollicitation cyclique, la vitesse de propagation des fissures longues da/dN peut être une fonction unique (à R constant) de ΔK tel que schématisé à la figure 1.9 de la page 21. Le domaine linéaire du graphique est communément analysé en utilisant la relation de Paris:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (1.3)$$

où m et C sont des constantes du matériau déterminées expérimentalement. L'équation 1.3 est parfois modifiée en l'équation 1.4 afin d'inclure le seuil de propagation, ΔK_{th} :

$$\frac{da}{dN} = C'(\Delta K - \Delta K_{th})^{m'} \quad (1.4)$$

avec C' et m' de nouvelles constantes.

L'utilisation de la MLER nécessite toutefois que les déformations du corps fissuré soient essentiellement élastiques. C'est-à-dire, que les déformations plastiques créées par la concentration de contrainte au fond de la fissure demeurent confinées sur une petite distance. Dans le cas contraire, la distribution des contraintes ne peut plus être décrite par le terme $r^{-0.5}$ (où r est la position radiale par rapport au fond de la fissure) qui définit le facteur K . Cette limite d'utilisation de la MLER a été quantifiée à partir d'analyses par éléments finis (Knott, 1973; Newman Jr, 1992). Elle peut s'exprimer par une comparaison de la taille de la zone plastifiée en fond de fissure, r_y , avec la profondeur de la fissure et les dimensions de la pièce sollicitée. Pour une fissure bande de profondeur a dans une plaque de dimensions $W \times t \times B$, les inégalités suivantes ont été proposées comme conditions limites d'utilisation de la MLER en sollicitation statique (Dowling, 2007) :

$$4 r_y \leq a, (W - a), B/2 . \quad (1.5)$$

Le diamètre de la zone plastifiée r_y est généralement calculée à partir du modèle d'Irwin (Irwin, 1960) selon l'une des deux équations suivantes :

$$r_y = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K}{\sigma_o} \right)^2 \text{ ou } r_y = \frac{1}{3\pi} \left(\frac{K}{\sigma_o} \right)^2 . \quad (1.6a \text{ et } b)$$

où σ_o est la limite d'élasticité monotone. La première équation est utilisée pour un état de contrainte plane et la seconde pour un état de déformation plane.

Si l'une des inégalités exprimées par l'équation 1.5 n'est pas vérifiée, le calcul des contraintes par la MLER s'éloigne de la réalité et il n'est plus justifié de comparer le comportement des fissures sur la base de K .

En ce qui concerne les sollicitations cycliques, la taille de la zone plastifiée cycliquement est plus représentative du comportement du matériau au bout de la fissure. Une expression pour estimer l'étendue de la zone plastifiée cycliquement, r_{yc} , en déformation plane, est la suivante (Taylor, 1986):

$$r_{yc} = 0.04 \left(\frac{\Delta K}{\sigma_{oc}} \right)^2 \quad (1.7)$$

où σ_{oc} est la limite d'élasticité cyclique du matériau. Taylor a proposé que la zone plastifiée cycliquement soit confinée au dixième de la longueur de la fissure comme condition d'application de la MLER en fatigue.

1.3.2 Effets de fermeture

Au sein d'un matériau, la relation entre da/dN et ΔK peut être influencée par le rapport des contraintes, R . Cet effet est souvent expliqué par la présence de fermeture. La fermeture a lieu, durant la décharge, lorsque les surfaces derrière le front de la fissure entrent en contact avant que la charge atteigne sa valeur minimale. Les surfaces en contact réduisent le déplacement plastique cyclique au fond de la fissure ($\Delta CTOD$). Ceci a pour conséquence de réduire l'efficacité du cycle de fatigue. Trois mécanismes peuvent causer de la fermeture: la déformation plastique des lèvres de la fissure, la rugosité des surfaces et la présence de débris d'usure ou d'oxydes dans le sillage de la fissure.

Lorsqu'il y a fermeture, les fissures se propagent donc plus lentement sous l'effet d'une variation effective du facteur d'intensité des contraintes, ΔK_{eff} , inférieure au ΔK nominal. Cet effet limite donc l'utilisation de la relation de Paris tel qu'exprimé à l'équation 1.3. Elber (Elber, 1970) a cependant proposé une modification à la relation de Paris afin de tenir compte de la fermeture. Cette équation a la forme suivante :

$$\frac{da}{dN} = C'' \Delta K_{eff}^{m''} = C'' (U \Delta K)^{m''} = C'' \left[\frac{(1 - \frac{\sigma_{op}}{\sigma_{max}})}{(1-R)} \right]^{m''} \Delta K^{m''} \quad (1.8)$$

où F_{max} et F_{op} sont respectivement la force maximale et la force à l'ouverture de la fissure lors du chargement et U est la fraction effective de la variation du facteur d'intensité de contrainte.

Les effets de fermeture se font sentir plus fortement à de faibles valeurs de R , et à des valeurs de ΔK près du seuil de propagation. Près du seuil, les mécanismes de propagation sont souvent cristallographiques ce qui forme des facettes et augmente la rugosité des surfaces (Minakawa et McEvily, 1981). Dans cet ordre d'idées, les matériaux qui possèdent de gros grains montrent souvent une fermeture plus importante que les matériaux à petits grains (Masounave et al., 2008) puisque les facettes cristallographiques sont plus grandes.

Selon Lados et al. (Lados et Apelian, 2004), les différences de comportement des fissures longues entre l'alliage 357 moulé de façon conventionnelle et rhéomoulé peuvent être expliquées par la fermeture. Des observations montrent que les faciès de rupture des éprouvettes moulées de manière conventionnelle sont plus rugueux que ceux des éprouvettes rhéomoulées. Ces observations expliqueraient les plus petites vitesses de propagation et les plus grandes valeurs de

ΔK_{th} mesurées pour les éprouvettes fabriquées par MC. Cependant, Lados et Apelian n'ont pas mesuré la fermeture au sein des matériaux produits par MSS et les vitesses de propagation des fissures n'ont pas été comparées sur une base de ΔK_{eff} .

1.3.3 Comportement des fissures courtes

L'appellation « fissures courtes » est utilisée pour identifier des fissures de petite taille (de quelques microns à environ 2 millimètres) dont la vitesse de propagation n'est plus une fonction unique de ΔK (à R constant). Ces fissures ont un comportement qui s'éloigne, de différentes façons, de celui montré à la figure 1.9. Premièrement, les fissures courtes peuvent se propager à des valeurs de ΔK inférieures au seuil de propagation, ΔK_{th} , des fissures longues (Bolingbroke et King, 1986; Wu et al., 1998). Deuxièmement, à des valeurs de ΔK supérieures au seuil, elles se propagent parfois plus vite que les fissures longues (Espinosa, 1995; Wu et al., 1998). Enfin, leur croissance peut se faire de façon irrégulière montrant des accélérations et des décélérations ponctuelles et peuvent devenir non-propageantes (Pederson, 1989). Ces différents comportements sont schématisés à la figure 1.11.

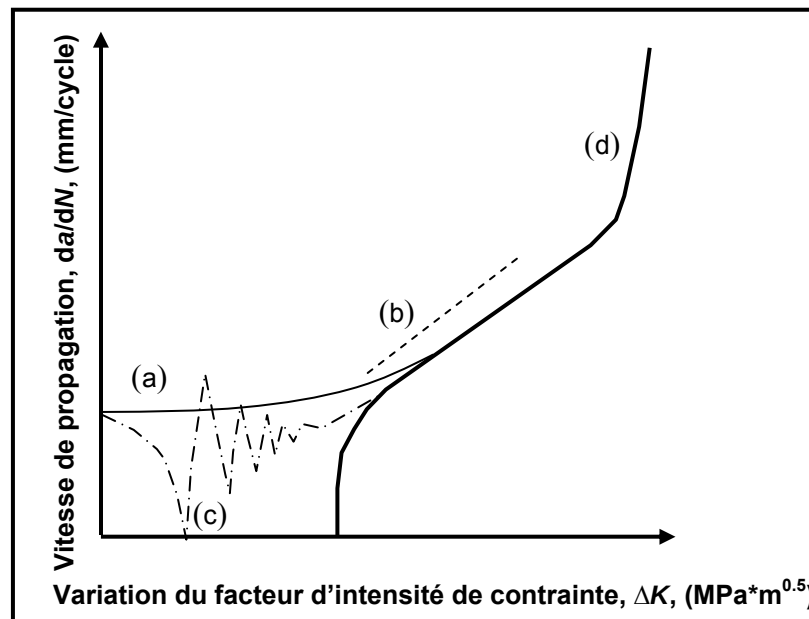


Figure 1.11 Schématisation du comportement particulier des fissures courtes : (a) propagation sous le seuil, (b) propagation rapide, (c) propagation irrégulière. (d) Comportement des fissures longues.

Les fissures courtes ont un comportement particulier pour plusieurs raisons (Lankford, 1985; Verreman, 2008). L'absence de fermeture des fissures courtes est invoquée pour expliquer qu'elles se propagent sous la valeur du seuil de propagation, ΔK_{th} , et à de plus grandes vitesses que les fissures longues. Leur court sillage limite l'interférence entre les surfaces brisées et par conséquent réduit les effets de fermeture. La fissure est alors dite physiquement courte (Lados et al., 2007). Pour $R = -1$, il a été démontré que le niveau de fermeture des fissures courtes évolue depuis zéro jusqu'à celui caractéristique des fissures longues avec la croissance de la fissure (James et Sharpe, 1989). En traçant les vitesses de propagation des fissures longues et des fissures courtes en fonction de ΔK_{eff} , plusieurs des différences de comportement sont éliminées (Kendall et al., 1986; Nadot et al., 1997; Soniak et Remy, 1986).

D'autres caractéristiques particulières des fissures courtes reflètent simplement les limites de la MLER exprimées par l'équation 1.5. Due à leur petite taille, les fissures courtes se propagent à des amplitudes de contrainte près de la limite d'élasticité cyclique des matériaux. Dans ces conditions de plasticité non confinée, le comportement des fissures dévie de celui prévu par une relation de Paris. La fissure est alors dite mécaniquement courte. En plasticité non confinée, les fissures se propagent généralement plus rapidement que prévu par des modèles issus de la MLER (comportement (b) à la figure 1.11). Il devient alors nécessaire d'utiliser un paramètre de similitude élasto-plastique, comme le déplacement plastique cyclique en fond de fissure (Panasyuk et al., 2001; Shyam et al., 2005) ou la variation de J (Abdel-Raouf et al., 1992; Bruzzi et McHugh, 2002; Ishihara et al., 2000). Nisitani (Nisitani, 1981) a proposé une relation basée sur un paramètre de similitude proportionnel à la taille de la zone plastifiée cycliquement. À partir de résultats expérimentaux l'équation a été simplifiée à la forme suivante :

$$\frac{da}{dN} = A \Delta \sigma^n a \quad (1.9)$$

où A et n sont des constantes du matériau. Le paramètre de similitude élasto-plastique de l'équation 1.9 est $\Delta \sigma^n a$. En utilisant l'équation 1.9 avec $n = 8$ Nisitani et Goto (Nisitani et Goto, 1986) ont réussi à aligner les données obtenues à quatre amplitudes de contrainte pour un acier au carbone et un rapport de contrainte $R = -1$.

Brown (Brown, 1986) a proposé d'ajouter un terme à l'équation 1.9 pour définir le seuil de propagation des fissures mécaniquement courtes :

$$\frac{da}{dN} = A \Delta \sigma^n a - G \quad (1.10)$$

Des valeurs de n qui varient entre 2 et 8 ont été utilisées pour des aciers. L'équation 1.10 a une forme comparable à l'équation 1.4 avec G/A qui donne la valeur du paramètre élasto-plastique au seuil de propagation.

Par ailleurs, Caton et al. (Caton et al., 1999) ont proposé d'introduire la limite d'élasticité cyclique, σ_{oc} et la déformation élastique maximale, ε_{max} , dans l'équation 1.9 afin de pouvoir comparer des résultats obtenus pour des matériaux ayant des limites d'élasticité différentes :

$$\frac{da}{dN} = A' \left(\varepsilon_{max} \frac{\Delta \sigma}{\sigma_{oc}} \right)^{n'} a \quad (1.11)$$

où A' et n' sont des constantes et $\varepsilon_{max} = \sigma_{max} \cdot E$. L'équation 1.11 a permis de représenter sur une même droite le comportement de fissures courtes observées au sein de deux microstructures différentes et pour deux amplitudes de contraintes. Il s'agit d'une équation qui est très utilisée pour modéliser le comportement des fissures courtes au sein des aluminiums de fonderie (Caton et al., 2003; Lindley et al., 2006; Shiozawa et al., 1997; Skallerud et al., 1993; Wang et al., 2006; Yi et al., 2006).

Bien que plus générales, les équations basées sur la mécanique élasto-plastique sont souvent plus complexes que celles exprimées par l'équation 1.3. Il est donc important de s'assurer qu'il y aura un gain de précision significatif avant de compromettre la simplicité d'un modèle. Dans cet ordre d'idées, Newman (Newman Jr, 1992) a montré par des calculs que pour une fissure semi-elliptique dans un plaque infinie sollicitée à $\Delta \sigma / 2 \sigma_{oc} \leq 0.8$, l'utilisation d'un paramètre de similitude élastique introduit une erreur de moins de 10 % lorsque comparé à un paramètre élasto-plastique basé sur une expression cyclique de l'intégrale J .

En contre partie, les importantes variations de vitesse de propagation des fissures courtes qui émergent de surfaces lisses, comportement (c) à la figure 1.11, s'expliquent difficilement par l'absence de fermeture et/ou par l'influence de la plasticité non confinée. Ce phénomène est surtout observé pour des fissures qui ont un front de propagation limité à quelques grains. Dans ces conditions géométriques, les fissures interagissent fortement avec la microstructure car la

similitude métallurgique n'est plus vérifiée. Les fissures sont alors dites « microstructurellement courtes » (Verreman, 2008). Cette sensibilité aux hétérogénéités de la microstructure est marquée en stade I. C'est-à-dire durant la propagation cristallographique qui se produit sur des plans de glissement où la cisssion est maximum. À l'approche d'un nouveau grain ayant une orientation moins favorable au glissement, la fissure ralentit et s'arrête même parfois. En revanche, lorsque la fissure franchit le joint de grain, sa vitesse peut augmenter rapidement (Pederson, 1989).

Dans plusieurs matériaux, le paramètre microstructural qui a été identifié comme une barrière importante à la propagation des fissures courtes est le joint de grain (Baxter, 1986; Blom et al., 1986; Bolingbroke et King, 1986; Brown, 1986). Cependant d'autres paramètres microstructuraux comme le constituant eutectique (Gall et al., 2005), les macles (Grabowski, 1992) et les lamelles de perlite (Hobson et al., 1986) peuvent aussi perturber la propagation de ces fissures.

Plusieurs modèles ont été proposés pour prendre en compte l'influence de l'hétérogénéité de la microstructure sur la vitesse de propagation des fissures courtes. Taylor (Taylor, 2002) a proposé de faire décroître la vitesse de propagation des fissures selon l'expression suivante :

$$\frac{da}{dN} = C''' \Delta K^{m'''} \left(1 - \frac{a}{d}\right)^\beta \quad 1.12$$

avec C''' , m''' et β des constantes du matériau et d l'espacement entre les barrières microstructurales. Pour modéliser la transition d'une fissure courte à une fissure longue, les équations 1.4 et 1.12 sont additionnées. Lorsque ΔK est inférieur à ΔK_{th} , seuls les termes donnés par l'équation 1.12 sont considérés alors que lorsque $a > d$, seuls les termes donnés par l'équation 1.4 sont considérés. Il y a donc deux seuils de transition du comportement, l'un basé sur ΔK_{th} et l'autre basé sur la longueur de la fissure ($a = d$). L'expression 1.12 ne permet cependant pas de prévoir les décélérations multiples observées dans certains matériaux. De plus, elle est basée sur un paramètre de similitude élastique qui risque de ne pas être respecté pour certains matériaux et certaines amplitudes de contrainte.

Hobson et al. (Hobson et al., 1986) ont proposé une équation de forme semblable à l'équation 1.12 mais adaptée à la propagation des fissures microstructurellement courtes en régime élasto-plastique :

$$\frac{da}{dN} = A'' \Delta \sigma^{n''} [d - 2a] \quad (1.13)$$

où A'' et n'' sont des constantes du matériau et $2c$ est la largeur de la fissure mesurée en surface des éprouvettes. Pour modéliser la vitesse de propagation d'une fissure ayant dépassé la barrière microstructurale, l'équation 1.10a est simplement additionnée à l'équation 1.13. En utilisant cette expression, la durée de vie en fatigue d'éprouvettes en acier a pu être prédite de façon satisfaisante pour des amplitudes de contrainte supérieures à 80 % de la limite d'élasticité statique. Cependant, à ces amplitudes de contrainte, le régime des fissures microstructurellement courtes occupait moins de 5 % de la durée de vie totale de la pièce. Wang et Miller (Wang et Miller, 1992) ont réussi à prévoir correctement l'influence de l'amplitude de contrainte et de la contrainte moyenne sur le comportement de fissures courtes se propageant au sein d'un acier en utilisant l'équation 1.13a avec $n'' = 11.14$.

Des modèles plus complexes permettent de prévoir l'occurrence de décélérations successives (Murtaza, 1995; Angelova et al. 1998). D'autres, décrits par Verreman (Verreman, 2008), tiennent compte de l'orientation et de l'anisotropie des grains. Ces modèles, très intéressants sur le plan académique, sont cependant complexes, ce qui limite leur utilisation dans un contexte pratique.

1.3.4 La résistance en fatigue et les fissures courtes

La durée de vie en fatigue d'une pièce, N , peut-être décomposée de la façon suivante :

$$N = N_o + N_{msc} + N_{mc} + N_l \quad (1.14)$$

avec N_o , N_{msc} , N_{mc} et N_l le nombre de cycles nécessaires à l'amorçage, à la propagation des fissures microstructurellement courtes, à la propagation des fissures mécaniquement courtes et à la propagation des fissures longues respectivement. Généralement, pour une microstructure et des conditions de sollicitation données, un des termes de l'équation 1.14 prédomine.

Pour des pièces fissurées ou contenant des défauts à la mise en service, la résistance en fatigue à grand nombre de cycles, $N \rightarrow \infty$, est un critère de non propagation d'une fissure initiale ($da/dN = 0$) dans l'un des régimes représentés par les trois derniers termes de l'équation 1.14. Plus la fissure ou le défaut initial est grand, plus l'on peut retrancher des termes de la gauche vers la droite de l'équation.

Le diagramme de Kitagawa de la figure 1.12 est communément utilisé pour montrer les différents régimes qui contrôlent la résistance en fatigue d'une pièce. Ce diagramme est composé de deux droites. La droite horizontale la plus haute représente la résistance en fatigue, pour un grand nombre de cycles (σ_D), du matériau exempt de fissure initiale. Cette valeur est obtenue expérimentalement et correspond, pour des raisons pratiques, à la résistance à 10^7 cycles. La droite pleine de pente négative est obtenue en posant $da/dN = 0$ dans l'équation 1.4 :

$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} = \frac{\Delta K_{th}}{2Y\sqrt{\pi a_o}} \quad (1.15)$$

avec a_o la profondeur initiale de la fissure. Pour une valeur de ΔK_{th} constante, l'amplitude de contrainte, σ_a , augmente avec une diminution de la taille initiale de la fissure, a_o . Lorsque les fissures initiales sont assez longues et que la plasticité est confinée, l'équation 1.15 peut donc être utilisée pour prévoir la « limite d'endurance » d'une pièce. Cette limite d'endurance correspond alors à l'amplitude de contrainte sous laquelle la fissure initiale ne peut pas se propager. Bien souvent, le ΔK_{th} à $R = -1$ est mesuré avec la fraction positive du cycle de contrainte seulement. Dans ce cas particulier, l'amplitude de contrainte au seuil est deux fois plus grande que celle exprimée par l'équation 1.15.

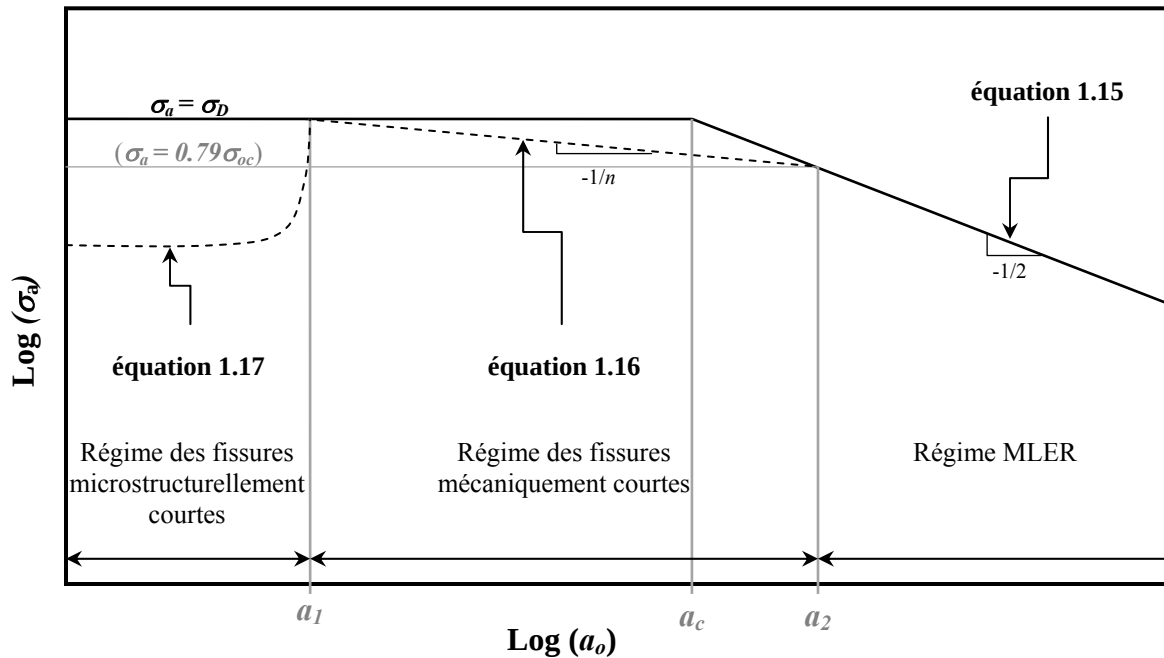


Figure 1.12 Diagramme de Kitagawa à $R = -1$, où a_o représente la taille initiale d'une fissure ou d'un défaut.

Le diagramme de la figure 1.12 met en évidence que la résistance en fatigue prédite par le seuil de propagation des fissures longues est un critère non-conservateur pour des pièces qui contiennent des fissures de taille initiale inférieure à a_c . Pour un ΔK_{th} donné, il existe en fait une longueur critique, a_2 , sous laquelle l'équation 1.15 ne peut plus être utilisée. À partir de l'équation 1.7, on trouve que la taille de la zone plastifiée cycliquement demeure plus petite que le dixième de la longueur de la fissure seulement si $\Delta\sigma/\sigma_{oc} \leq 1.58$ (pour $Y = 1$). Ce critère a été ajouté sur la figure 1.12, il s'agit de la deuxième droite horizontale en trait gris qui représente la limite d'application de la MLER en fatigue ($\sigma_a = 0.79\sigma_{oc}$). Elle se situe en dessous de la première droite horizontale.

Lorsque les pièces possèdent des défauts initiaux de taille inférieure à a_2 , le seuil de propagation en régime élasto-plastique peut être utilisé pour prédire la limite d'endurance tel qu'illustré par le trait pointillé. La droite pointillée schématise le seuil de propagation de l'équation 1.10:

$$\sigma_a = \frac{1}{2} \left(\frac{G/A}{a} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (1.16)$$

La limite d'endurance prévue par le modèle de propagation des fissures mécaniquement courtes (équation 1.16) devient cependant non conservatrice pour des tailles de fissure inférieure à a_l tel que le montre la figure 1.12. Cette dernière transition délimite normalement le régime des fissures microstructurellement courtes. Sous cette taille de fissure, la limite d'endurance des pièces est indépendante de la taille initiale de la discontinuité.

L'équation 1.13b peut être utilisée pour prévoir l'amplitude de contrainte critique qui définit σ_D dans le régime des fissures courtes, à condition de définir une vitesse de propagation différente de zéro, sinon σ_D tend vers zéro. Par exemple, l'amplitude de contrainte nécessaire pour maintenir une vitesse de propagation de 10^{-10} mm/cycle s'exprime par la relation suivante :

$$\sigma_{10^{-10}} = \frac{1}{2} \left(\frac{10^{-10}}{A''} \right)^{\frac{1}{n''}} \left[\left(\frac{d}{2} \right) - a \right]^{-\left(\frac{1}{n''} \right)} \quad (1.17)$$

Cette équation est schématisée à la figure 1.12. L'équation 1.17 tend vers l'infini à l'approche de $d/2$ ce qui ne permet pas de prédire la valeur de σ_D . Il serait donc judicieux de borner cette équation par une valeur critique, σ_a^* , qui caractérise la résistance de la barrière microstructurale. Si la barrière microstructurale est franchie, la fissure microstructurellement courte de profondeur

$d/2$ doit aussi franchir le seuil de propagation des fissures mécaniquement courtes. Les seuils suivants peuvent donc être proposés pour le régime des fissures courtes :

$$\sigma_D = \text{Max} \left[\sigma_a^*, \frac{1}{2} \left(\frac{2(G/A)}{d} \right)^{\frac{1}{n}} \right] \quad (1.18)$$

L'expression 1.18 montre que les grandeurs qui caractérisent la résistance en fatigue des fissures courtes sont la résistance de la barrière microstructurale et l'espacement entre ces barrières. Plus la barrière est intense et près du site d'amorçage plus la résistance en fatigue sera élevée.

Enfin, dans les cas où les pièces sollicitées ne contiennent pas de fissure initiale ($a_o = 0$), la résistance en fatigue est la plus grande des valeurs entre l'amplitude de contrainte nécessaire à l'amorçage d'une fissure, l'amplitude de contrainte nécessaire pour franchir la barrière microstructurale et l'amplitude de contrainte nécessaire pour dépasser le seuil de propagation des fissures mécaniquement courtes lorsque $a = d/2$. Pour plusieurs matériaux, il a été démontré que l'amorçage des fissures est rapide et que le régime qui domine, pour les longues durées de vie, est celui de la propagation des fissures courtes (Kitagawa et al., 1981; Murakami, 2002; Nisitani et Goto, 1986; Plumtree et Schäfer, 1986). Il devient alors pertinent d'étudier en détail le comportement des fissures microstructurellement courtes afin de comprendre l'influence des paramètres microstructuraux sur la résistance en fatigue des pièces.

1.3.5 Fissures courtes dans les aluminiums de fonderie

Les fissures courtes ont d'abord été observées au sein de métaux corroyés comme le titane (Brown et Taylor, 1984), les aciers (Hobson et al., 1986) et les aluminiums corroyés (Pearson, 1975). Dans ces matériaux, l'amorçage des fissures se produit généralement à des bandes persistantes de glissement ou à des inclusions. Pour les pièces de fonderie, il a souvent été proposé que la vie en fatigue peut être prédite par un modèle de propagation basé sur la MLER (Couper et al., 1990; Skallerud et al., 1993). En utilisant cette approche, la résistance en fatigue est fonction du seuil de propagation des fissures longues et de la taille initiale des défauts tel qu'expliqué précédemment. Pour justifier l'usage de ce modèle, il est invoqué que les fissures fatales émergent de défauts de taille supérieure à a_2 . Dans ces cas, l'étude du comportement des fissures courtes ne suscite pas d'intérêt.

Dans d'autres études, le régime de propagation des fissures mécaniquement courtes est aussi considéré pour prévoir la durée de vie des spécimens (Bruzzi et McHugh, 2002; Caton et al., 2003; Ishihara et McEvily, 2002; Lindley et al., 2006; Shiozawa et al., 1997; Shyam et al., 2005). Shiozawa a prédit correctement la durée de vie en fatigue de deux alliages Al-Si-Mg-Cu en intégrant l'équation 1.11 (avec $n' = 4.8$) à laquelle il a ajouté un terme pour prévoir la durée de vie d'amorçage. Bien que non spécifié, le terme associé à l'amorçage des fissures inclut vraisemblablement la propagation des fissures microstructurellement courtes. Caton a aussi utilisé l'équation 1.11 avec des valeurs de n' de 2.5 et 1.5 pour prédire la durée de vie de l'aluminium W319 à l'état T6 et T7 respectivement. Les valeurs de n' utilisées pour modéliser le comportement des alliages d'aluminium sont beaucoup plus faibles que celles employées pour caractériser le comportement des aciers.

1.3.5.1 Fissures microstructurellement courtes

Plumtree et al. (Plumtree et Schäfer, 1986) et Pedersen et al. (Pederson, 1989) ont publié les premières études détaillées sur les fissures microstructurellement courtes au sein d'alliages d'aluminium de fonderie. Dans l'étude de Pederson et al., un amorçage à des bandes persistantes de glissement et une propagation en stade I ont été observés. Ces observations ont été favorisées par les conditions de fabrication des éprouvettes qui sont laminées à froid après le moulage. Cette déformation plastique en compression a refermé certains défauts volumiques tels les retassures qui agissent normalement comme principaux sites d'amorçage. D'autres sites d'amorçage ont été identifiés comme des particules de silicium de l'eutectique (Plumtree et Schäfer, 1986), des inclusions riches en fer (Caton et al., 1999; Pederson, 1989) et des joints de grains (Pederson, 1989).

Des phénomènes de fissures courtes ont aussi été observés pour des fissures qui s'amorcent de défauts dans différents alliages d'aluminium de fonderie (Buffiere et al., 2001; Seniw et al., 1997). Pour ces éprouvettes, les prédictions de durée de vie basées sur la propagation des fissures longues se sont avérées non conservatrices montrant l'importance d'étudier les fissures courtes. D'ailleurs, pour un alliage d'aluminium « forgé liquide » (squeeze cast) sollicité à $R = -1$ et $\sigma_a < 0.8 \sigma_o$, Shiozawa et al. (Shiozawa et al., 1997) ont mesuré que l'amorçage des fissures consomme de 20 à 40 % de la durée de vie en fatigue des pièces et que 90 % de la durée de vie est écoulée lorsque la fissure a atteint 1 mm. Dans le même ordre d'idées, Buffière (Buffiere et

al., 2001) et Caton (Caton et al., 2003) ont observé des fissures qui s'amorcent rapidement à un défaut, mais qui cessent de se propager après quelques milliers de cycles.

Que ce soit pour des fissures s'amorçant naturellement ou à partir de défauts, plusieurs ont mesuré des décélérations de la vitesse de propagation à l'approche d'un joint de grain (Buffiere et al., 2001; Lados et al., 2007; Pederson, 1989). Les travaux les plus convaincants sont ceux de Ludwig et al. (Ludwig et al., 2003) réalisés par tomographie des rayons X. Ces travaux montrent en trois dimensions, au sein d'un alliage Al-Si-Mg, comment le front de propagation d'une fissure est perturbé par les changements d'orientation cristallographique au passage d'un joint de grain. D'un autre côté, Plumtree et Schäfer (Plumtree et Schäfer, 1986) ont associé les décélérations observées aux joints triples du constituant eutectique puisqu'elles se sont produites à une distance comparable à l'espacement interdendritique secondaire. D'autres décélérations ont été attribuées à la rencontre de particules de silicium de l'eutectique (Shiozawa et al., 1997).

Pour des alliages Al-Mg-Si produits par MSS, des manifestations classiques de la propagation de fissures courtes ont été rapportées à trois reprises seulement (Han et al., 2001; Hayat et al., 2002b; Kumai et al., 2002). Des résultats expérimentaux montrent que les fissures courtes au sein des pièces produites par MSS se propagent à des vitesses élevées et irrégulières même sous le seuil de propagation des fissures longues. Les joints de grain ont été identifiés comme étant une barrière à la propagation de ces fissures. Toutefois, dans les trois articles, les joints de grain des microstructures issues du MSS produisent des décélérations moins grandes que ceux des microstructures dendritiques. Il a donc été conclu que les fissures courtes se propagent plus rapidement au sein des matériaux produits par MSS en comparaison aux matériaux moulés de façon conventionnelle. Cette conclusion n'explique pas les résultats montrant des courbes S-N plus hautes pour les matériaux produits par MSS.

1.3.5.2 Résistance en fatigue et fissures courtes

Plumtree et Schäfer (Plumtree et Schäfer, 1986) ont utilisé le paramètre de similitude de la MLER, le ΔK , au seuil de propagation des fissures longues pour prévoir la résistance en fatigue d'un alliage A356 (équation 1.4). Il a été posé comme première hypothèse que la limite d'endurance est l'amplitude de contrainte nécessaire pour qu'une fissure courte de longueur a ait un ΔK supérieur à celui du seuil de propagation des fissures longues. L'hypothèse principale concerne la valeur de a . Les résultats expérimentaux de Plumtree et Schäfer montrent qu'en

utilisant comme valeur de a la longueur de la fissure à la première décélération mesurée, il est possible de prédire de façon satisfaisante la résistance en fatigue à grand nombre de cycles d'un matériau. Cette longueur est à la plus grande distance entre les barrières microstructurales, d , soit 45 μm pour l'alliage A356. En mettant cette valeur dans l'équation 1.16, une limite d'endurance qui surestime d'environ 25 % celle du matériau a été calculée. Ce modèle met en évidence l'importance de la position de la barrière microstructurale et du seuil de propagation sur la résistance en fatigue.

Il s'agit de la seule corrélation proposée entre le comportement des fissures courtes et la résistance en fatigue pour les aluminiums de fonderie. Caton et al. (Caton et al., 2003) attribuent aussi l'existence d'une limite d'endurance dans l'alliage W319-T7 à un critère de non propagation des fissures courtes sans toutefois quantifier cette relation. En ce qui concerne les pièces produites par MSS, leur résistance en fatigue n'a pas été étudiée sur la base du comportement des fissures courtes. Il est pourtant justifié de croire que ce régime aura une importance particulière puisque les pièces produites par MSS ont une qualité métallurgique supérieure à celle des pièces produites par moulage conventionnel.

1.4 Conclusions de la revue de littérature

Pour terminer ce chapitre, voici une liste des principales connaissances sur lesquelles se base le projet :

- L'aluminium rhéomoulé est envisagé pour remplacer des pièces structurales critiques actuellement fabriquées en acier et en fonte.
- La résistance en fatigue à 10^7 cycles est un critère de design important pour les pièces structurales automobiles comme les jantes de roue, les portes fusées et les carters.
- Les alliages d'aluminium-silicium-magnésium sont plus résistants en fatigue lorsqu'ils sont moulés à l'état semi-solide que lorsqu'ils sont moulés de façon conventionnelle.
- La diminution du nombre des défauts et de leur taille est une piste proposée pour expliquer l'amélioration de la résistance en fatigue apportée par le rhéomoulage.
- Les matériaux rhéomoulés sont moins résistants à la propagation des fissures longues que les matériaux moulés de façon conventionnelle.

- Dans le domaine des longues durées de vie (10^7 cycles), il est connu que la durée de vie d'une pièce est principalement composée de l'amorçage et la propagation des fissures courtes. Ce comportement a été observé même au sein d'alliages de fonderie qui contiennent des défauts.
- Pour des pièces qui contiennent des défauts de petite taille, la résistance en fatigue peut-être l'amplitude de contrainte qui est nécessaire pour franchir la barrière microstructurale la plus intense.
- Les joints de grain, les joints triples de l'eutectique et les particules de silicium sont des paramètres microstructuraux susceptibles de ralentir la propagation des fissures courtes dans les alliages Al-Si-Mg.
- La résistance en fatigue des pièces produites par MSS n'a pas été étudiée sur la base de la propagation des fissures courtes.

Enfin, la revue de littérature permet de proposer une hypothèse de recherche plus précise. Il est envisagé que l'étude de la propagation des fissures courtes offrira une part d'explication à la question de recherche soulevée. Cette question étant :

« Quelle est la raison fondamentale qui explique la différence de résistance en fatigue entre l'alliage de l'aluminium 357 produit par moulage en coquille et par rhéomoulage ? ».

CHAPITRE 2 DÉMARCHE ET ORGANISATION DU PROJET

Sachant que les pièces rhéomoulées ont plusieurs caractéristiques microstructurales qui les distinguent des pièces moulées de façon conventionnelle, la démarche employée doit permettre d'identifier la ou les caractéristiques microstructurales qui explique(nt) la différence de résistance en fatigue entre les pièces rhéomoulées et moulées en coquille. Le projet est de nature expérimentale puisque, antérieurement, peu de résultats ont été publiés sur le comportement en fatigue des matériaux rhéomoulés. Dans ce chapitre, la méthode expérimentale, l'organisation des essais et la stratégie de publication sont présentés.

2.1 Méthode expérimentale

2.1.1 Matériaux

2.1.1.1 Alliage et traitements thermiques

L'alliage à l'étude et ses conditions de mise en forme ont été choisis pour répondre aux intérêts du partenaire industriel Rio-Tinto Alcan. L'alliage d'aluminium 357 qui contient 7.5% silicium et 0.6% de magnésium est communément utilisé pour fabriquer des pièces de géométrie complexe par moulage en coquille par gravité.

Les plaques rhéomoulées (MSS) et moulées en coquille (MC) sont étudiées à l'état métallurgique brut de fonderie (F) et durci par précipitation (T5 et T6). L'état brut de fonderie a essentiellement un intérêt académique. L'alliage d'aluminium 357 est généralement traité thermiquement à l'état T6 pour maximiser sa limite d'élasticité. Le traitement thermique T6 consiste en une mise en solution, une trempe et un vieillissement artificiel. Les conditions de traitement thermique proposées dans la norme ASTM B917 ont été utilisées pour obtenir l'état T6. L'état T5 a un intérêt industriel particulier, car ce traitement thermique est moins coûteux que le T6. Il consiste en une trempe des pièces chaudes, sortant du moule de fonderie, et en un vieillissement artificiel. Certains résultats de la bibliographie montrent que les propriétés mécaniques des pièces produites par MSS à l'état T5 sont comparables à celles du même alliage produit par MC et durci à l'état T6 (North American Die Casting Association, 2006).

Normalement, le traitement T6 durcit plus efficacement les alliages d'aluminium que le traitement T5. Le traitement T5 a été réalisé par une trempe à l'eau à 65°C suivi d'un vieillissement artificiel à 170°C pour une durée de 6 heures.

Le partenaire industriel a aussi montré un intérêt pour l'ajout d'un modificateur d'eutectique, le strontium. Des plaques ont donc été rhéomoulées à partir de l'alliage 357 auquel 25 ppm de strontium ont été ajoutés (MSS-Sr). Ainsi, les résultats expérimentaux caractérisent six différentes microstructures de l'alliage d'aluminium 357: non modifiées et moulées en coquille à l'état F (MC-F) et à l'état T6 (MC-T6), non modifiées et rhéomoulées à l'état F (MSS-F) et à l'état T5 (MSS-T5), modifiées et rhéomoulées à l'état T5 (MSS-Sr-T5) et à l'état T6 (MSS-Sr-T6).

2.1.1.2 Moulage et inspection des plaques

Soixante-deux plaques ont été moulées en coquille par gravité, en un seul lot, et cent dix plaques ont été rhéomoulées, en trois lots. Les dimensions des plaques fabriquées pour le projet sont représentatives, en épaisseur, de pièces de suspension d'automobiles (voir figure 2.1).

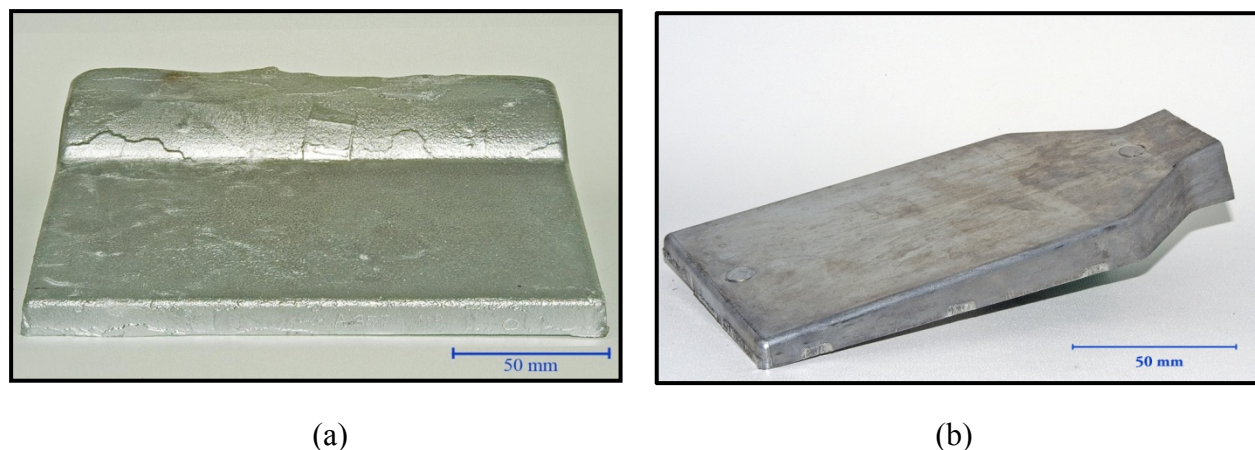


Figure 2.1 Plaques (a) moulées en coquille par gravité et (b) rhéomoulées.

Des inspections radiographiques ont été effectuées selon la méthode ASTM E155 dans le but de conserver uniquement les plaques de grade A et B. C'est-à-dire, les plaques dont la taille des

défauts est inférieure à 1 millimètre. Les résultats de ces inspections sont donnés dans le tableau 2.1.

Tableau 2.1 Résultats des inspections radiographiques

Lots	Pièces produites	Pièces inspectées	Pièces avec défauts	Pièces rejetées	Taux de rejet
MC	62	60-F	10	10	17%
MSS-Sr-1	45	44-F	11	6	13%
MSS-Sr-2	20	7-F	0	0	0 %
MSS	45	10-T5	1	0	0 %
		9-F	0	0	0%
		13-T5	2	2	15%
		15-T6	13	13	100%

Lorsque inspectées à l'état F ou T5, le taux de rejet des plaques est inférieur à 20% pour tous les lots. Cependant, suite au traitement T6, le taux de rejet atteint 100% pour le lot de plaques MSS. Pour éviter ce problème de qualité entraîné par la mise en solution, il a été décidé d'étudier les matériaux rhéomoulés à l'état T5.

2.1.2 Caractérisation microstructurale

Les matériaux rhéomoulés ont plusieurs caractéristiques microstructurales qui les distinguent du matériau moulé de façon conventionnelle. L'un des objectifs de l'analyse expérimentale est donc d'étudier la microstructure de chaque type de matériau. Pour la caractérisation microstructurale, des sections transversales des plaques ont été préparées. La dernière étape du polissage a été effectuée avec une poudre de silicium colloïdale en suspension de 0.05 μm . Pour les observations au microscope optique, une attaque chimique avec une solution de 5 %, en concentration molaire, d'acide fluorhydrique (HF) a permis de faire ressortir un contraste entre la phase alpha (riche en aluminium) et les particules de silicium de l'eutectique. Cette attaque n'a cependant pas été utilisée pour analyser la taille des grains par diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD).

Plusieurs observations métallographiques ont été effectuées et des analyses d'images réalisées pour quantifier les paramètres microstructuraux suivants: le diamètre sphérique équivalent des grains (D), la proportion surfacique de la phase primaire alpha (f_α), l'espacement interdendritique secondaire (SDAS), le diamètre sphérique équivalent des globules de phase primaire alpha (ϕ_α), le ferret maximum des particules de silicium de l'eutectique (L_{Si}).

2.1.2.1 Diamètre sphérique équivalent des grains

La taille des grains a été déterminée, pour chaque lot de plaques, par la méthode de diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD). Cette méthode permet, entre autres choses, de produire une image de la microstructure sur laquelle chaque orientation cristallographique est présentée par une couleur (figure 2.2a). De cette image, les joints de grain peuvent être tracés (figure 2.2b) de façon à mesurer l'aire des régions délimitées par les joints de grain. Le diamètre sphérique équivalent est donné par $2.45\sqrt{\text{aire}/\pi}$. Des images prises à un grossissement de 50 X et 100 X ont été utilisées pour faire la caractérisation des matériaux produits par MC et MSS respectivement.

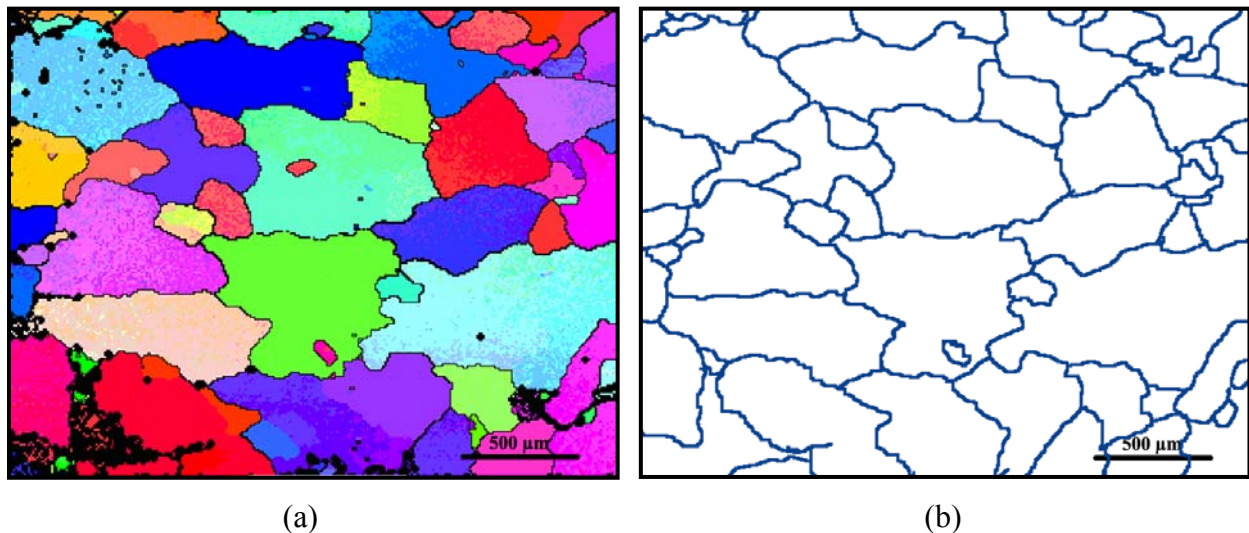


Figure 2.2 Images d'un échantillon issu d'une plaque MC où (a) les orientations cristallographiques sont présentées par des couleurs et (b) les joints de grain sont tracés à la frontière des régions colorées.

2.1.2.2 Proportion surfacique de phase primaire

La proportion surfacique de phase primaire, la phase riche en aluminium, a été mesurée à partir de photos prises à un grossissement de 100 X. Le logiciel d'analyse d'image Clemex a été utilisé pour calculer la proportion surfacique occupée par la phase blanche sur des images comparables à celles de la figure 2.3.

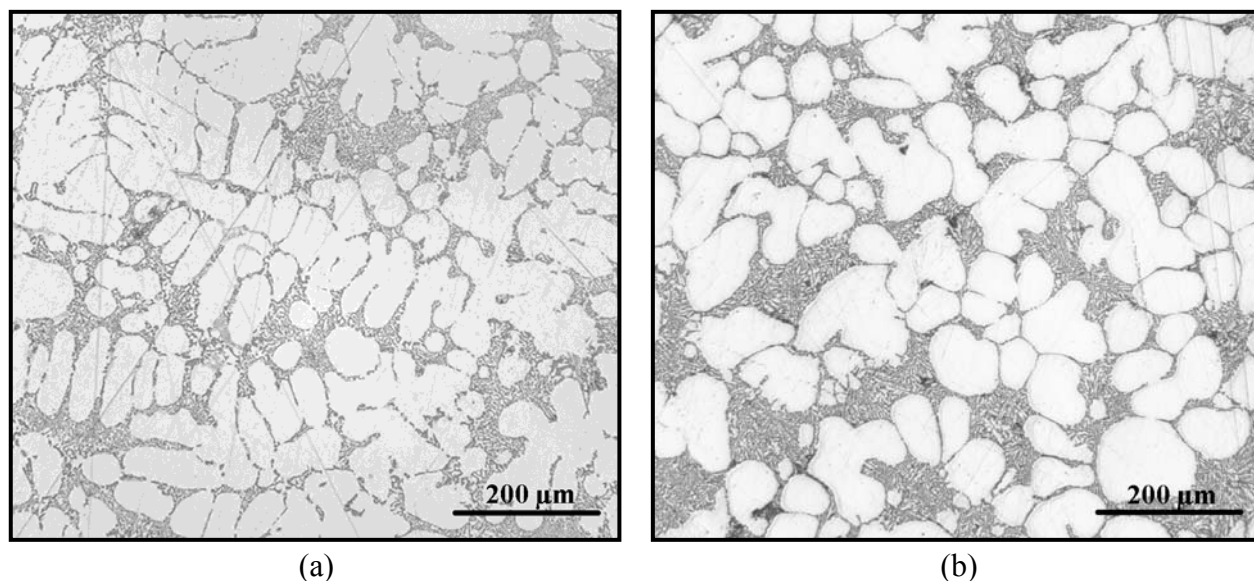


Figure 2.3 Photos servant à la mesure de la proportion surfacique de phase primaire (a) au sein d'un matériau moulé en coquille et (b) au sein d'un matériau rhéomoulé.

2.1.2.3 Espacement interdendritique secondaire

Ce paramètre a été mesuré pour les plaques possédant une microstructure dendritique soient celles produites par moulage en coquille. L'espacement interdendritique secondaire a été mesuré manuellement, à partir de photos prises à un grossissement de 100X. Ce paramètre correspond à la distance entre deux lignes parallèles tracées au centre des bras secondaires de dendrite tel qu'illustré à la figure 2.4. Sur l'image de la figure 2.4, une plage continue de phase primaire est appelée une cellule de phase primaire. Une dendrite est constituée de plusieurs cellules de phase primaires et un grain est normalement constitué d'une seule dendrite.

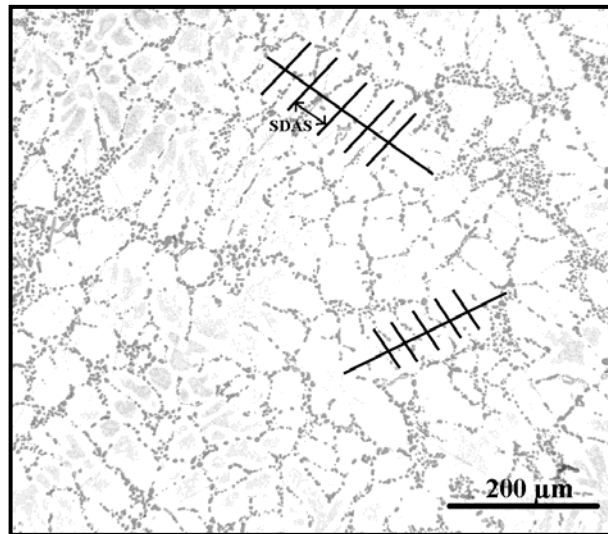


Figure 2.4 Mesure de l'espacement interdendritique secondaire (SDAS) dans la microstructure produite par MC.

2.1.2.4 Diamètre sphérique équivalent des cellules

En ce qui concerne les microstructures produites par rhéomoulage, la phase primaire a une forme globulaire sur une coupe métallographique. Pour calculer le diamètre sphérique équivalent, l'aire de chaque cellule de phase primaire a été mesurée à l'aide du logiciel d'analyse d'image Clemex. Le diamètre sphérique équivalent d'une cellule est donné par $2.45\sqrt{\text{aire}/\pi}$. Les cellules de phase primaire vues sur une coupe métallographique peuvent être isolées (globule) ou reliées dans la troisième dimension (grappe). Dans le deuxième cas, un grain est constitué de plusieurs cellules de phase primaire tel que montré à la figure 2.5.

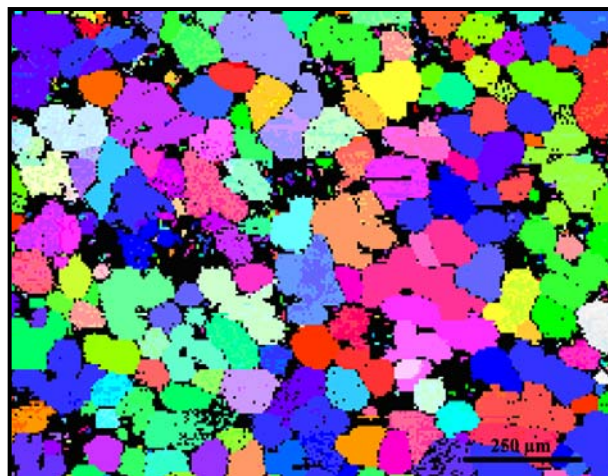


Figure 2.5 Grains constitués de plusieurs cellules de phase primaire.

2.1.2.5 Ferret maximum des particules de silicium

Le ferret maximum des particules de silicium a été mesuré à partir de photos prises au microscope électronique à balayage (MEB) à un grossissement de 4000 X. Le plus long segment pouvant être tracé à l'intérieur de chacune des particules de silicium a été mesuré par analyse d'image.

À partir des résultats de l'analyse microstructurale, les différences entre les matériaux ont été répertoriées dans le tableau 2.2. Ce tableau est l'outil qui a été utilisé pour identifier les paramètres microstructuraux qui ont le plus d'influence sur la résistance en fatigue de l'alliage. La microdureté de la phase primaire alpha (HV_α) a aussi été mesurée pour compléter l'étude des paramètres susceptibles d'influencer la résistance en fatigue des éprouvettes.

Tableau 2.2 Différences microstructurales entre les plaques

	MC-F	MC-T6	MSS-F	MSS-T5	MSS-Sr-T5
MC-T6	D, L_{Si}, HV_α				
MSS-F	$D, \text{Morpho}_\alpha^*$	$D, \text{Morpho}_\alpha, HV_\alpha, L_{Si}$			
MSS-T5	$D, \text{Morpho}_\alpha, HV_\alpha$	$D, \text{Morpho}_\alpha, L_{Si}, HV_\alpha$	HV_α		
MSS-Sr-T5	$D, \text{Morpho}_\alpha, L_{Si}, HV_\alpha$	$D, \text{Morpho}_\alpha, L_{Si}, HV_\alpha$	L_{Si}, HV_α	L_{Si}	
MSS-Sr-T6	$D, \text{Morpho}_\alpha, L_{Si}, HV_\alpha$	$D, \text{Morpho}_\alpha, L_{Si}$	L_{Si}, HV_α	L_{Si}, HV_α	L_{Si}, HV_α

* l'abréviation « Morpho_α » est utilisée pour identifier la différence entre la forme dendritique et globulaire de la phase α .

2.1.3 Caractérisation mécanique

2.1.3.1 Propriétés en traction

Dès le début du projet, il a été entendu avec le partenaire industriel que les propriétés mécaniques conventionnelles devaient être obtenues pour les six microstructures décrites à la section 2.1.2. De plus, les propriétés mécaniques du matériau MSS-Sr-F ont été déterminées. Plusieurs essais de traction ont été nécessaires pour quantifier la limite d'élasticité conventionnelle, σ_0 (0.2%), la résistance mécanique, σ_{UTS} , et l'allongement à la rupture, A %. L'utilisation d'un extensomètre a aussi servi à quantifier le module d'Young, E , de l'alliage. La connaissance du module d'Young est nécessaire à la réalisation des essais de fatigue-propagation pour lesquels la méthode de la complaisance a été utilisée. Les essais de traction ont été réalisés selon la méthode ASTM B557-06 à partir d'éprouvettes de section carrée de 6.3 mm de côté. Les dimensions complètes des éprouvettes de traction sont données à la figure A.1 de l'annexe A. Des essais ont été effectués dans les directions parallèle et transversale au remplissage des moules afin de vérifier l'isotropie des matériaux.

2.1.3.2 Courbes d'endurance ($S-N$)

L'essai de fatigue uniaxial à amplitude constante a été choisi pour produire les courbes $S-N$. La méthodologie employée est décrite dans la norme ASTM E466-07. Deux rapports de contrainte ont été essayés soient $R = -1$ et $R = 0.1$. Le premier rapport a été choisi pour des considérations pratiques. Les données en fatigue utilisées pour des fins de conception sont souvent celles à $R = -1$. D'un autre côté, l'étude de la résistance en fatigue à $R = 0.1$ a permis de faire des comparaisons entre le comportement des fissures courtes et des fissures longues pour un même rapport de contrainte. Ces résultats ont aussi servi à étudier l'effet du rapport des contraintes sur la résistance en fatigue de l'alliage.

Une géométrie d'éprouvette en forme de sablier rectangulaire a été utilisée. Celle-ci permet de minimiser les problèmes de flambement durant le demi-cycle de compression tout en ayant l'avantage de localiser l'amorce des fissures à la mi-longueur. Le choix de la géométrie d'éprouvette a fait l'objet d'une communication scientifique présentée à la 12^e Conférence Internationale sur la Rupture (ICF 12). L'éprouvette en forme de sablier facilite le suivi des fissures courtes et optimise le nombre de bris dans la section calibrée. Toutefois, son utilisation

produit des résultats qui surestiment de 15% la résistance en fatigue du matériau, lorsque comparés aux résultats obtenus à partir des éprouvettes de section droite. Cette augmentation de la valeur de résistance en fatigue a été expliquée par un effet d'échelle de nature statistique qui est important pour les matériaux qui contiennent des défauts. Une des recommandations de la communication présentée à l'annexe B est qu'il est important de considérer la taille de la surface externe de la section calibrée pour faire des prédictions de résistance en fatigue qui soient justes.

L'amplitude de contrainte des essais a été choisie de façon à obtenir des durées de vie entre 10^4 et 10^7 cycles. Cela correspond, à des amplitudes de contrainte qui varient entre 85 MPa et 140 MPa et entre 49 MPa et 80 MPa pour le matériau MC-T6 sollicité à $R = -1$ et $R = 0.1$ respectivement. Pour le matériau MSS-T5 qui est plus résistant en fatigue, les amplitudes de contrainte varient entre 110 MPa et 150 MPa et entre 78 MPa et 100 MPa pour les essais à $R = -1$ et $R = 0.1$ respectivement.

2.1.3.3 Amorçage et propagation des fissures courtes

L'étude de l'amorçage et de la propagation des fissures courtes a été réalisée par l'observation de répliques prises au cours de certains essais de fatigue uniaxial à amplitude constante. La forme en sablier des éprouvettes a permis de circonscrire l'amorce des fissures à la mi-longueur réduisant la taille de la région à étudier. Des résultats préliminaires, présentés à l'annexe B, ont mis en évidence que les fissures s'amorcent naturellement des petits côtés de l'éprouvette ou les contraintes se concentrent.

Pour ces essais, une attaque chimique de la surface des éprouvettes a été nécessaire pour observer la microstructure sur les répliques. Un silicone réticulant par addition (le Provil Novo) a été utilisé pour produire, à intervalles d'au plus 50 000 cycles, une réplique des quatre faces des éprouvettes couvrant environ 5 millimètres de part et d'autre de la ligne médiane. Les manipulations nécessaires à la production des répliques sont schématisées à la figure 2.6.

Une fois l'éprouvette brisée, les répliques ont été observées par microscopie optique en ordre chronologique inverse dans le but de mesurer la largeur de la fissure principale, $2c$. La largeur des fissures, $2c$, est la projection perpendiculaire à l'axe de traction, du segment fissuré tel que montré à la figure 2.7. Dans certains cas, la progression de la fissure de part et d'autre du site d'amorce a été analysée indépendamment par la mesure des c_i .

Des répliques ont été prises sur un total de 13 éprouvettes (3 épreuves à $R = -1$ et 10 épreuves $R = 0.1$).

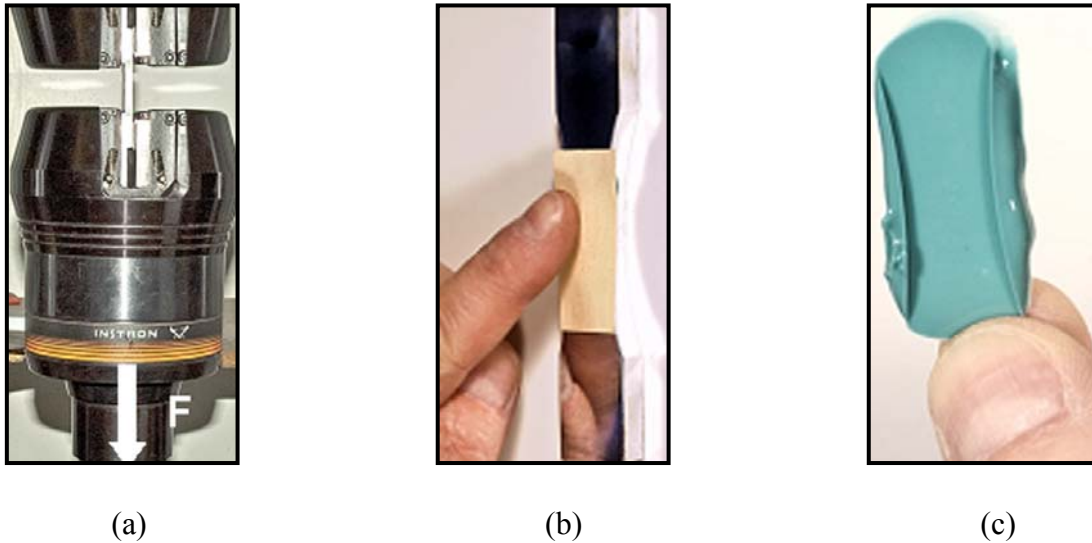


Figure 2.6 Les principales étapes de la prise de répliques réalisés à tous les 50 000 cycles sont :
 (a) interruption de l'essai et mise sous tension de l'éprouvette à $0.9 F_{\max}$, (b) application du silicone sur les 4 faces de l'éprouvette en tension, (c) l'identification et l'entreposage des répliques pour les observations futures.

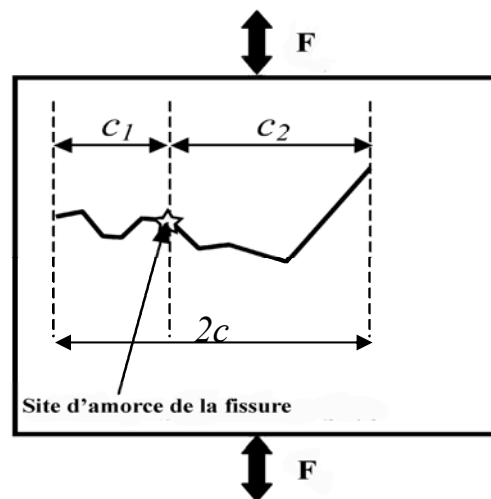


Figure 2.7 Schéma des paramètres de la fissure mesurés à partir des répliques.

2.1.3.4 Propagation des fissures longues

L'étude des fissures longues a été réalisée en deux étapes. Une première série d'essais a servi à produire la portion supérieure des graphes $da/dN-\Delta K$ où les vitesses de propagation sont supérieures à 10^{-5} mm/cycle (régime de Paris). Une deuxième série d'essais a été réalisée pour étudier la propagation des fissures près du seuil de propagation, c'est-à-dire pour des vitesses inférieures à 10^{-5} mm/cycle. Ces essais ont été effectués selon la méthode proposée dans la norme ASTM E647-05.

Des éprouvettes de CT, un rapport de contrainte $R = 0.1$ et une fréquence de 20 hertz ont été utilisés pour tous les essais. Les dimensions de l'éprouvette sont donnés sur le schéma de la figure A.3 à l'annexe A. La préfissuration des éprouvettes a été effectuée à un ΔK constant de $8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. La méthode de la complaisance a servi à la mesure de la profondeur des fissures.

Les essais caractérisant le régime de Paris sont des essais réalisés à force constante ou le ΔK croît avec la longueur de la fissure. Pour ces essais, la fréquence a été réduite à 10 hertz pour les $\Delta K > 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ afin que la longueur des fissures soit mesurée plus précisément.

Les essais caractérisant le seuil de propagation des fissures ont été réalisés à ΔK décroissant à un taux $(1/K) \cdot (dK/da) = -0.08 \text{ mm}^{-1}$. Ils ont été interrompus pour des vitesses de propagation inférieure à 10^{-8} mm/cycle.

2.2 Organisation des essais mécaniques

Les contraintes de fabrication des pièces rhéomoulées ont fait en sorte qu'il a fallu connaître rapidement la quantité de plaques à produire et à traiter thermiquement. Pour cette raison, les essais ont été planifiés en totalité dès le début du projet. La grille d'essais du tableau 2.3 a été le principal outil d'organisation des essais. Ce tableau recense tous les essais mécaniques qui ont été réalisés pour atteindre les objectifs de la recherche.

Tableau 2.3 Grille des essais

		MC		MSS		MSS-Sr		Total
		F	T6	F	T5	T6	T5	T6
Traction	DR	3	3	3	3	3	3	3
	TR	1	5+1+1	1	1	5+1+1	5+1+1	5+1+1
$S-N, R = -1$	DR	5+5	5+5	4+4+2	4+4+2	4+4+2	4+4+2	4+4+2
	TR		2+2		2+2		2+2	2+2
$S-N, R = 0.1$	DR		5		4+1		4+1	
$da/dN-\Delta K$ $\geq 10^{-5}$ mm/cycle	DR		1+1		1+1		1+1	
$da/dN-\Delta K$ $\leq 10^{-5}$ mm/cycle	DR		1+1		1+1		1+1	

DR : Direction de remplissage

TR: Direction transversale au remplissage

+ : Ce signe distingue des éprouvettes qui sont prélevées de plaques différentes

En plus de l'organisation des ressources matérielles, l'organisation du temps a été une préoccupation lors de la définition des objectifs du projet. La fabrication des plaques et l'usinage des éprouvettes ont impliqué des intervenants extérieurs demandant une planification et un suivi supplémentaire. De plus, les essais de fatigue sur bords lisses et les essais de fatigue-propagation au seuil sont longs. Dès le début du projet, un calendrier a été conçu. Ce calendrier, présenté à l'annexe C, identifie les étapes jalons du projet où certains objectifs doivent être atteints avant de passer à la prochaine étape. Cet outil d'organisation a permis de choisir l'ordre idéal de réalisation des tâches pour minimiser les pertes de temps. Ce calendrier, présenté lors de l'examen de synthèse, a subi très peu de modification en cours du projet. La principale modification est la date de soumission du deuxième article qui a été reportée d'environ quatre mois. Somme toute, tous les essais énumérés au tableau 2.3 ont été réalisés et le projet a été complété pour le printemps 2010.

2.3 Stratégie de publication

L'article du chapitre 3 a été écrit pour répondre à l'objectif pratique du projet. On y présente les caractéristiques microstructurales et les propriétés mécaniques moyennes des six microstructures choisies. Les effets du procédé de fabrication, des traitements thermiques et de la modification de l'eutectique sur la microstructure, la limite d'élasticité et l'allongement à la rupture sont analysés. La présentation des courbes $S-N$ à $R = -1$ et des observations fractographiques servent ensuite à étudier l'influence des défauts sur la durée de vie des éprouvettes. Cette analyse permet d'identifier les paramètres microstructuraux qui ont le plus d'influence sur la résistance en fatigue, à 10^7 cycles de l'alliage.

Dans l'article du chapitre 3, des résultats préliminaires sur le comportement des fissures microstructurellement courtes sont aussi présentés pour introduire la suite des travaux. L'analyse des résultats et la discussion permettent de proposer que la différence de résistance en fatigue mesurée entre l'alliage 357 produit par MC et par MSS s'explique par une différence de taille des défauts et possiblement par une différence de taille de grains. Les conclusions de l'article sont formulées de façon à répondre à l'objectif industriel du projet qui est de caractériser la microstructure, les propriétés mécaniques conventionnelles et la résistance en fatigue à 10^7 cycles en chargement alterné ($R = -1$) des six microstructures.

L'article présenté dans le chapitre 4 traite de quelques résultats en fatigue obtenus à $R = -1$ mais principalement de ceux obtenus à $R = 0.1$. Cet article a pour objectif d'identifier le stade de la fatigue qui est le plus influencé par les changements microstructuraux apportés par le rhéomoulage. L'influence des défauts sur la période d'amorçage des fissures et sur la propagation des fissures courtes est analysée. Le comportement des fissures longues au sein des microstructures dendritiques et globulaires est aussi étudié. Les notions de fermeture sont utilisées pour expliquer les différences de comportement des fissures longues.

Toutefois, l'analyse des résultats converge vers le comportement des fissures courtes dont la propagation occupe une fraction majoritaire de la durée de vie en fatigue des pièces. L'observation de répliques sert à préciser la nature de la barrière microstructurale la plus importante. À partir des résultats issus de l'observation des fissures courtes, un modèle basé sur la mécanique linéaire élastique de la rupture (MLER) permet d'exprimer une corrélation entre la résistance en fatigue des matériaux et leur taille de grain. Cette relation permet de répondre à

l'objectif académique du projet qui est d'identifier le paramètre microstructural qui explique l'amélioration de la résistance en fatigue que produit le rhéomoulage.

Mis à part ces deux articles qui constituent le cœur de la thèse, la méthode expérimentale a été présentée à une conférence internationale tenue à Ottawa en 2009, *International Conference on Fracture*. Cet article est présenté à l'annexe B. Des résultats préliminaires ont aussi été présentés à une conférence provinciale tenue à Montréal en 2009, *La journée des étudiants du REGAL*. Les travaux ont aussi fait l'objet de trois affiches scientifiques publiées dans l'*Encyclopédie de la Recherche du REGAL* en 2007, 2008 et 2009.

CHAPITRE 3 HIGH CYCLE FATIGUE STRENGTH OF PERMANENT MOLD AND RHEOCAST ALUMINUM 357 ALLOY

Article publié dans International Journal of Fatigue, vol.32, no.8, 2010, pp.1233-1242.

Auteurs : Myriam Brochu, Yves Verreman, Franck Ajersch et Dominique Bouchard

3.1 Abstract

The high cycle fatigue resistance of aluminum–silicium–magnesium 357 alloy prepared by semi-solid forming (SSM) is compared to that of conventional permanent mold casting (PM) under fully reversed loading. Results, reported in $S-N$ diagrams, show that rheocasting improves the as-cast alloy mean fatigue strength, by 36 % at 10^7 cycles. Part of this improvement is explained by the fact that more SSM specimens are defect free than PM specimens. Comparison of the $S-N$ diagrams also reveals that precipitation hardening slightly increases the fatigue strength of the PM and SSM alloys, and that eutectic modification has no effect on the fatigue performance of the SSM alloy. Observation of small cracks using replicas shows the existence of crack growth decelerations at grain boundaries. No similar decelerations are observed when the crack enters a new α -Al cell within a grain. According to these results, it is proposed that in the absence of defects, the fatigue strength of aluminum alloy 357 is a function of the grain size (D) rather than of the secondary dendrite arm spacing (SDAS) or the spherical diameter of the alpha phase globules (ϕ_α). Thus, it is concluded that the fatigue strength improvement of the SSM alloy is also related to the smaller grain of the rheocast specimens.

3.2 Introduction

The fatigue behavior of conventionally cast (liquid state casting) Al–7%Si–Mg alloys (356 and 357) has been studied by many authors. Most of the experimental work published consists of the generation of $S-N$ graphs and the characterization of crack propagation behavior. Results available in the open literature lead to the following conclusions. The fatigue strength, at 10^7 cycles, of Al–7 % Si–Mg for a T6 temper specimen can vary between 60 MPa [1] to 120 MPa [2]. Casting defects have a significant influence on the alloy fatigue strength [3–7]. The defect content, size and nature are known to be influenced by the casting process and the casting

conditions that consequently have an effect on the alloy fatigue strength [8–10]. For example, hot isostatic pressing significantly improves the cast alloy fatigue life because it closes or suppresses volumetric defects such as shrinkage cavities and gas pores [6]. Semi-solid molding has a similar effect on fatigue strength because the amount of solidification shrinkage and entrapped gases is reduced by the injection of partially solidified mixtures. The fatigue strength of SSM specimen in T6 temper can vary between 60 MPa for low solid fraction (25 %) to 140 MPa for a solid fraction of 60 % and a α -Al globule size of 38 μm [11].

In conventionally cast specimens, crack initiation has been most frequently observed at shrinkage cavities [4,5,8,12–14] while in semi-solid molding, cracks often initiated at oxide films [7]. Although it is generally accepted that the reduction of fatigue life is a function of the defect size, there is no consensus on the critical defect size that affects the cast aluminum alloy fatigue strength. A critical defect size in the range of 25 μm has been proposed by Wang et al. [6] and Buffière et al. [15]. In addition to the casting defects, the influence of intrinsic microstructural features, such as the grain size, the secondary dendrites arm spacing (SDAS) and the eutectic silicon morphology, on the alloy fatigue strength is not clear. There is no obvious correlation between the microstructure, the static properties and the fatigue properties [12]. For example, heat treatment modifies the eutectic silicon morphology and the alpha phase hardness and has a strong influence on the yield strength of Al–Si–Mg alloys but it was found to have a limited effect on the alloy fatigue strength [3,5,8]. It is thought that the influence of defects prevails over the influence of intrinsic microstructural features.

Nevertheless, in defect free specimens, the microstructural constituents play a role in fatigue crack nucleation and long crack propagation. Crack nucleation has been observed at the surface of eutectic silicon particles [2,14,16,17], or at intermetallic particles [2] and at persistent slip bands (PSB) [6,16,18]. The morphology of the alpha phase and of the eutectic silicon particles was also found to influence the crack propagation threshold in a study carried out on PM and SSM cast specimens [19]. However, the correlation between fatigue strength and microstructure has not yet been clearly interpreted in terms of specific damage mechanisms for conventionally cast and rheocast aluminum 357 alloy.

This paper presents the results of high cycle fatigue tests performed on aluminum–silicon–magnesium 357 alloy produced by liquid casting and rheocasting. The objective of this work is to

identify the microstructural characteristics that have the most significant effect on the alloy fatigue strength. The influence of the defect content, the shape of the eutectic silicon particles, the shape and hardness of the primary phase and the grain size are investigated. Comparative $S-N$ curves are presented for six different microstructures. Based on these results, on the fractographic and replica observations, a relationship between the alloy microstructure and its fatigue strength is proposed.

3.3 Materials and experimental procedure

3.3.1 Materials

Specimens were prepared from aluminum 357 alloy cast by two different processes. One batch consisting of uniform thickness rectangular plates, 14 millimetres thick, was gravity cast in a permanent mold. Two other samples of rectangular wedge plates, with variable thickness from 16 to 9 millimetres, were rheomolded in the semi-solid state using an industrial pressure die casting machine. Detail of the feed stock preparation was presented in a previous publication [20]. For the first batch of SSM plates, the chemical composition of the melt was adjusted as close as possible to the chemical composition of the permanent mold specimens. For the second batch of SSM plates, 25 ppm of strontium was added to the melt to modify the morphology of the eutectic silicon particles. For all batches, approximately 700 kg of A356.2 ingots were first melted in an electric furnace. These ingots had been previously grain refined by an addition of about 0.1 % Ti with a Ti/B master alloy in the ratio of 5:1. Once the ingots were melted, magnesium was added to comply with the 357 alloy composition. In some cases an aluminum-strontium master alloy was also added. Contaminants were removed with a fluxing agent (Promag RI) and argon was also injected in the melt with a rotary impeller. The average chemical compositions of the three batches of plates are given in Table 3.1.

Some of the PM and SSM-Sr plates were heat treated to T6 temper according to the following procedure: (1) Solution heat treatment in air at 540 °C for 1 h. (2) Warm water quench at 65 °C. (3) Ageing at 155 °C for 8 h. Since solution heat treatment created blisters in many of the SSM-Sr T6 plates, a T5 heat treatment was chosen as an alternative to T6 for some others SSM and SSM-Sr plates. The T5 heat treatment sequence consisted of: (1) Extraction from the casting mold at 350 °C. (2) Warm water quench at 65 °C. (3) Ageing at 170 °C for 6 h. Six different

types of plates were produced: PM-F, PM-T6, SSM-F, SSM-T5, SSM-Sr-T5 and SSM-Sr-T6. All the plates were X-rayed and only the specimens with a quality corresponding to ASTM B108–03 grade B or better (discontinuities smaller than 1 millimetre) were used in this study.

Table 3.1 Average chemical compositions (wt %) analysed by optical spectroscopy using ASTM method E1251-04

	Si	Mg	Fe	Ti	Cu	Mn	Zn	Sr ¹	Al
PM	7.80	0.55	0.10	0.09	< 0.01	< 0.01	< 0.01	< 0.002	Bal.
SSM	8.10	0.62	0.07	0.12	< 0.01	< 0.01	< 0.01	< 0.002	Bal.
SSM-Sr	7.32	0.60	0.07	0.12	< 0.01	0.01	< 0.01	0.0025	Bal.

¹ Analysed by atomic absorption

3.3.2 Microstructural characterization

The microstructure of each type of plate was characterized by metallographic examination of polished and etched sections. Transverse and longitudinal specimens showed an equiaxed and homogeneous microstructure for all types of plates. Measurements of microstructural features were carried out using a Nikon optical microscope and Clemex image analysis software. The following characteristics were measured: the grain size (D), the surface fraction of the primary alpha phase (f_α), the secondary dendrite arm spacing (SDAS) for the PM plates, the globule equivalent spherical diameter (ϕ_α) for the SSM and SSM-Sr plates, and the maximum ferret size of the eutectic silicon particles (L_{Si}). The ranges of the measured microstructural characteristics are given in Table 3.2.

Typical microstructures of PM-F, SSM-F and SSM-Sr-T5 specimens are shown in Figs. 3.1–3.3 respectively. It can be observed that rheomolding produces a more globular alpha phase structure than liquid casting. Magnifications of the eutectic constituent are shown in the upper corners of each figure. PM-F, SSM-F and SSM-T5 plates have a comparable eutectic morphology composed of plate like silicon particles as shown in the left corner of Fig. 3.1 and the left and right corners of Fig. 3.2, respectively. The addition of strontium to the SSM-Sr melt resulted in a finer and more rounded eutectic silicon particles (left corner of Fig. 3.3). Higher magnification

micrographs of the eutectic constituent after T6 heat treatment are also shown in the right corner of Figs. 3.1 and 3.3. It can be seen that the solution heat treatment had a spheroidizing effect on the eutectic silicon particles. PM-T6 and SSM-Sr-T6 specimens have a comparable eutectic morphology.

Table 3.2 Microstructural characteristics of the studied plates

	Temper ¹	D (μm) [range]	f_{α} (%) [range]	SDAS (μm) [range]	ϕ_{α} (μm) [range]	L_{Si} (μm) [range]
PM	F	[20 – 1000]	[66 – 77]	[25 – 65]	-----	[1– 40]
	T6	[20 – 1000]	[66 – 77]	[22 – 62]	-----	[1– 40]
SSM	F	[10 – 350]	[62 – 75]	-----	[5 – 185]	[1– 42]
	T5	[10 – 350]	[62 – 75]	-----	[8 – 200]	[1– 38]
SSM-Sr	T5	[10 – 400]	[61 – 73]	-----	[3 – 230]	[0.5– 10]
	T6	[10 – 400]	[61 – 71]	-----	[5 – 200]	[1– 15]

¹ F: as cast, T6: solution heat treated, quenched and peak aged, T5: quenched from the mold and peak aged.

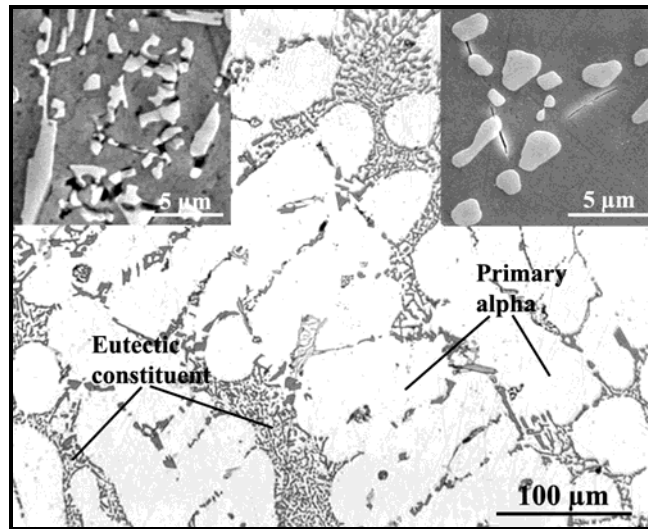


Figure 3.1 General view of the microstructure of a PM-F plate. Upper left and right inserts are magnifications of the eutectic constituent of a PM-F and a PM-T6 plate respectively.

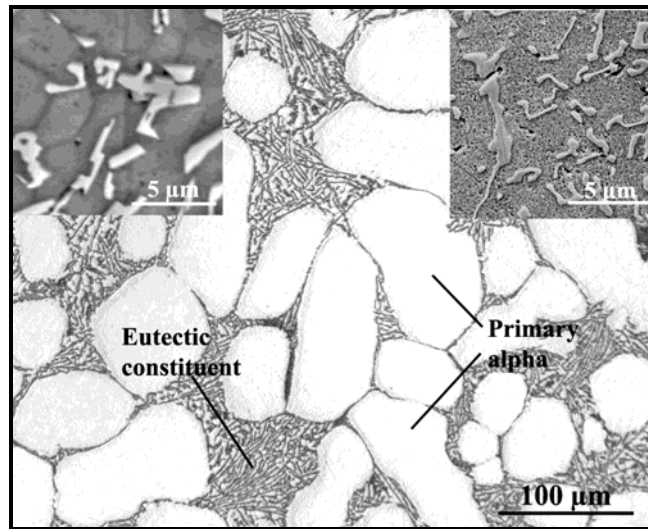


Figure 3.2 General view of the microstructure of a SSM-F plate. Upper left and right inserts are magnifications of the eutectic constituent of a SSM-F and a SSM-T5 plate respectively.

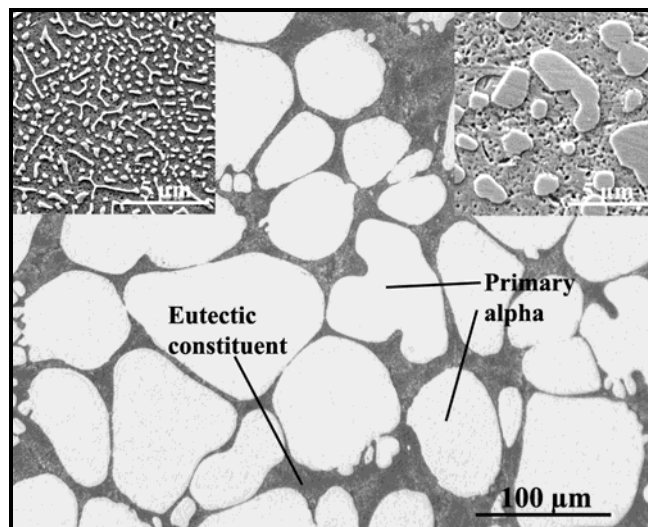


Figure 3.3 General view of the microstructure of a SSM-Sr-T5 plate. Upper left and right inserts are magnifications of the eutectic constituent of a SSM-Sr-T5 and a SSM-Sr-T6 plate respectively.

3.3.3 Tensile properties and microhardness

The tensile properties were measured on subsize ASTM B557-06 specimens having a square section of 40.32 mm². Tests were carried out using a servohydraulic machine and a 25.4 mm extensometer. The average measured properties obtained from three specimens showing no defect on their rupture surfaces are given in Table 3.3. Specimens with defects larger than 1 mm on their fracture surface were rejected. These specimens had a considerably lower elongation at fracture and a lower ultimate tensile strength. Five Vickers microhardness measurements of the alpha phase were also taken on polished cross-sections of each type of plate. The average microhardness values are reported in the last column of Table 3.3.

Table 3.3 Average tensile properties and microhardness

Temper		σ_o (0.2%) (MPa)	σ_{UTS} (MPa)	Elongation at fracture A (%)	HV _{α} (200 g) in α phase
PM	F	90	177	7.4	67
	T6	264	325	8.3	123
SSM	F	111	213	9.1	64
	T5	182	263	5.8	72
SSM-Sr	T5	185	278	11.7	75
	T6	288	339	8.8	125

The results in Table 3.3 show that the casting process, the eutectic modification and the heat treatment have a significant effect on the tensile properties. The yield strength of the as-cast rheocast plates (SSM-F) is improved by about 23 % when compared to PM-F plates. Addition of eutectic modifier (Sr) during rheomolding improves the SSM alloy yield strength by 12 % in the as-cast condition. It also has a significant effect on the specimen elongation resulting in an improvement of 105 %. However, the effect of eutectic modification on the tensile properties is less significant for the T5 heat treated specimens. Precipitation hardening to T6 temper increased the PM and SSM-Sr materials yield strength and microhardness to their maximum values. Compared to T6 temper, the T5 heat treatment had a smaller effect on the SSM material yield strength and microhardness. This is a consequence of the heat treatment procedure. Since there is no solution heat treatment step in the T5 temper, the alpha phase contains less magnesium in solution that contributes to precipitation hardening.

3.3.4 Fatigue tests

All fatigue tests were carried out on hourglass specimens with a rectangular reduced section of $9.50 \text{ mm} \times 6.35 \text{ mm}$. In a previous study it was shown that using hourglass specimens overestimates the alloy fatigue strength by 15 % when compared to results obtained with specimens of uniform test section [21]. Nevertheless, the hourglass specimen geometry was chosen in order to facilitate short crack monitoring. Compared to the uniform section specimens, the hour glass specimen forces crack to nucleate in a small region at the specimen mid-length.

Most specimens were sectioned at the plate mid thickness and along the filling direction but some were also sectioned in the transverse direction. However, no distinguishable trend in the results between the longitudinal and transverse specimens was observed. All specimen surfaces were polished with a $1 \text{ }\mu\text{m}$ diamond paste and etched in a solution containing 1 % hydrofluoric acid (HF). The axial fatigue tests were carried out at room temperature in laboratory air using a servohydraulic machine at a stress ratio (R) of -1 and a frequency of 20 Hz. The stress amplitudes of the tests were chosen in order to obtain fatigue lives between 10^4 to 10^7 cycles.

All tests for which failure occurred outside the specimen reduced section were rejected. The reduced section was limited to 3.5 mm on either side of the sample center line. For this region, the average stress on a plane is within 2 % of the nominal stress calculated at the specimen center line. Both crack nucleation and short crack propagation were monitored using silicone replicas taken at periods of 50,000 cycles on the tested specimens that failed at about 10^6 cycles. Crack paths were studied and the crack lengths, c_i , were measured on the replicas using optical microscopy. After testing, the fracture surfaces of the tested specimens were examined in a JEOL JSM-7600 scanning electron microscope. When a crack initiated at a defect, its surface area was measured. For complex defect shapes, a smooth perimeter was traced around the defective region and the area of that shape was measured using an image analysis software. For very deep or very shallow defects (e.g. oxide films), the defect area was estimated to be 100 times the square of the defect smallest dimension, as proposed by Murakami [22].

3.4 Results

3.4.1 Effect of the casting process

The results showing the influence of the casting process on the fatigue life of the as-cast alloy are presented in Fig. 3.4. For both types of specimens, only 65 % of the samples failed in the reduced section. This indicates that both molding processes can create defects that are not always detected by X-ray inspection. The fracture surface of only 1 of 14 SSM specimens was defect free and this result is marked with a cross in Fig. 3.4. The defects observed on the fracture surfaces of the PM specimens were mostly shrinkage cavities, whereas those observed on the fracture surfaces of the SSM specimens were found to be oxide films.

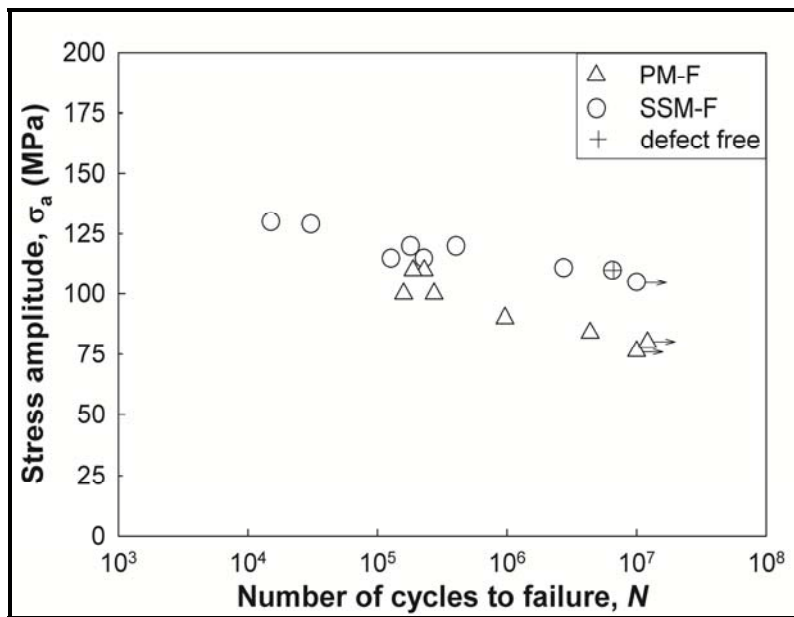


Figure 3.4 *S-N* diagram showing the effect of the casting process on aluminum 357-F alloy.

It can be seen from Fig. 3.4 that, for stress amplitudes at and below 110 MPa, the fatigue life is significantly longer for the SSM specimens than for the PM specimens. This is in accordance with the results published by Gan and Overfelt [23]. Fractographic observations of the four specimens tested at 110 MPa showed that for both PM specimens, fracture initiated at a shrinkage cavity of comparable size (area of $38,800 \mu\text{m}^2$). One specimen fractograph is shown in Fig. 3.5a. On the other hand, the fatigue crack of one SSM specimen initiated at an oxide film inclusion

having an estimated area of $8,100 \mu\text{m}^2$ (Fig. 3.5b) and the other SSM specimen tested at 110 MPa is defect free. As expected, the defect free specimen has the longest fatigue life, followed by the other SSM specimen with the smallest defect. The two PM specimens have the largest defects and the shortest fatigue life.

From the fractographic observations it is obvious that smaller defects lead to longer fatigue life as reported in many publications [4–7,13,24]. However, it is not yet possible to conclude that the improved fatigue strength of the SSM alloy is only related to the defect content. The SSM-F and PM-F specimens also have other microstructural differences specifically the grain size and the alpha phase cell shape and size.

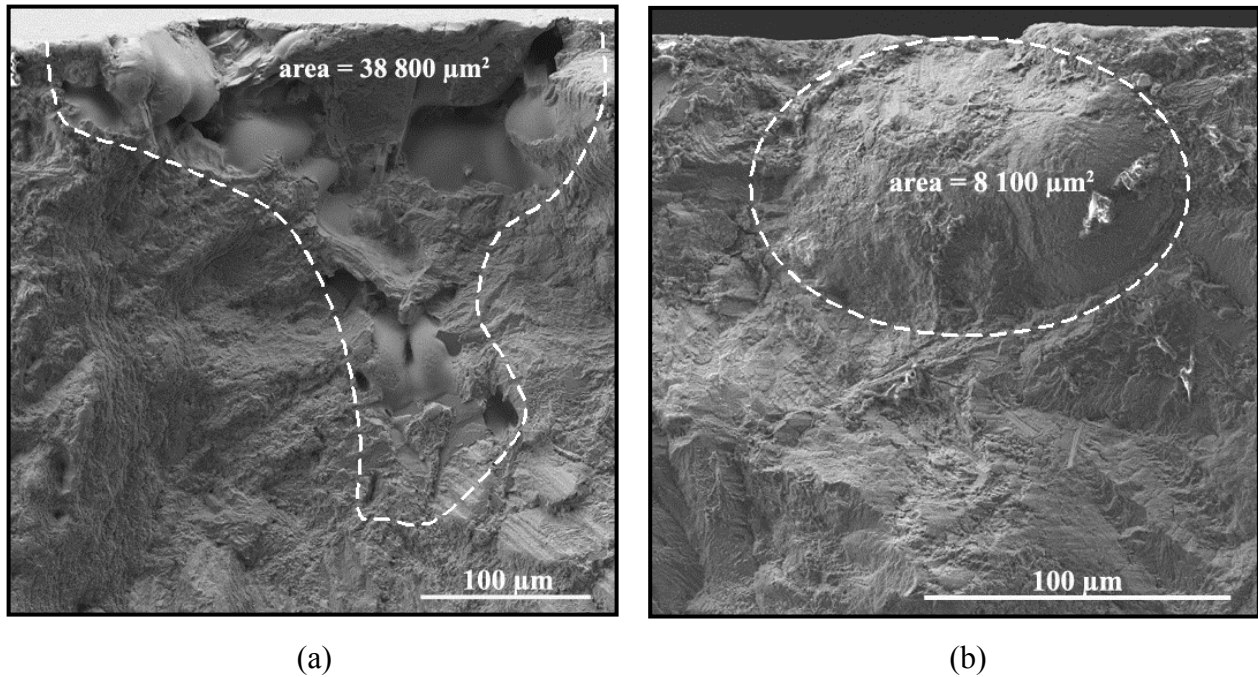


Figure 3.5 Crack initiation sites in as-cast specimens at $\sigma_a = 110 \text{ MPa}$: (a) a shrinkage cavity in a PM specimen ($N = 2.29 \times 10^5$ cycles) and (b) an oxide film in a SSM specimen ($N = 27.36 \times 10^5$ cycles).

3.4.2 Effect of heat treatment

The results in Fig. 3.6 show the effect of T6 heat treatment on the fatigue life of PM material. T6 precipitation hardening increases the fatigue strength of the specimens, but not as markedly as the

alloy yield strength (see Table 3.3). At 10^7 cycles, the PM-T6 fatigue strength is only 10 MPa (13 %) higher than the PM-F fatigue strength. On the other hand, the PM-T6 specimens have an average yield strength of 264 MPa, which is 193% higher than the average yield strength of the PM-F specimens. Fractographic observations show that, in general, the defects at the crack initiation site of the PM-F and PM-T6 specimens are of comparable size and nature. Only one of fourteen PM-T6 specimens was defect free. For a stress amplitude of 100 MPa, four sets of defect area and fatigue life observations were made: (0.18 mm^2 , 1.59×10^5 cycles), (0.12 mm^2 , 2.73×10^5 cycles), (0.02 mm^2 , 16.38×10^5 cycles), and (no defect, 52.88×10^5 cycles). The microstructural differences between the PM-F and PM-T6 alloys consist of the microhardness of the alpha phase and the morphology of the eutectic silicon particles.

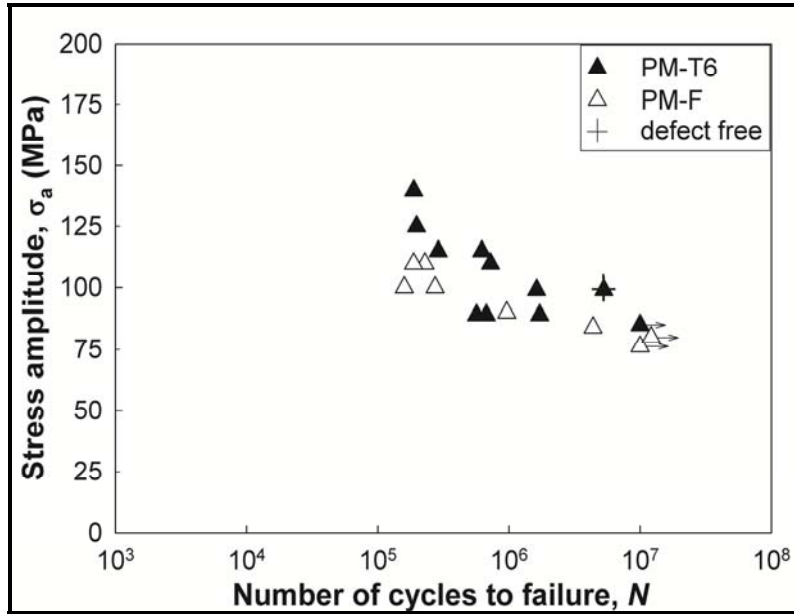


Figure 3.6 S - N diagram showing the effect of T6 heat treatment on the PM alloy.

Results obtained for the SSM specimens, shown in Fig. 3.7, indicate that heat treatment has a positive but limited effect on the SSM alloy fatigue strength. Although all SSM-T5 specimens, except one, have a longer fatigue life than the SSM-F specimens, their average fatigue strength at 10^7 cycles is only increased by about 10 MPa (106 MPa for SSM-F to 116 MPa for SSM-T5). This is a smaller difference than published by Gan et al. [23] who measured fatigue strengths of 105 MPa and 125 MPa for A357 alloy in F and T5 temper respectively. It can be observed that

the heat treated specimens are more often defect free (symbols with a cross) than the as-cast specimens. This difference in defect occurrence between the SSM-F and SSM-T5 specimens may be of statistical nature. All plates were cast from the same batch but the SSM-F plates were cast first and the SSM-T5 plates were cast last. It is possible that the processing conditions improved during the casting process. Besides defect, the only noticeable difference between the SSM-F and SSM-T5 specimens is the microhardness of the alpha phase which is a result of the heat treatment.

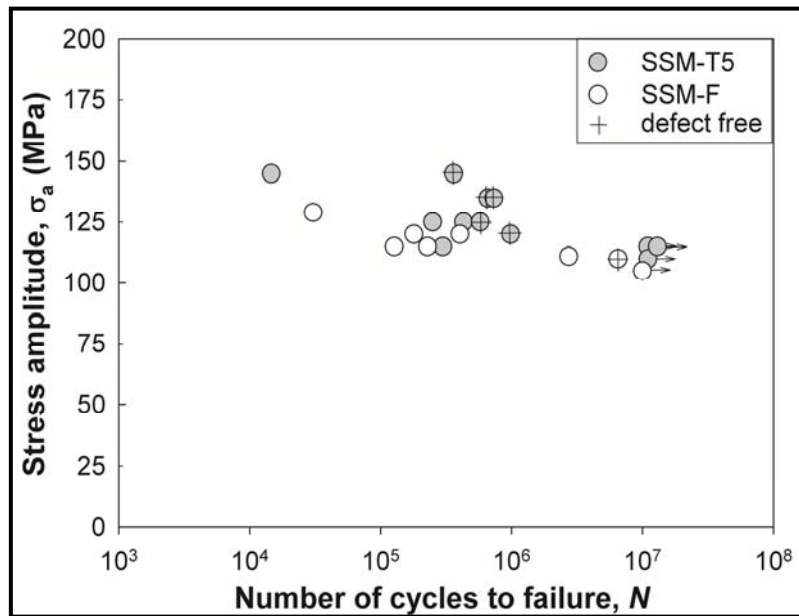


Figure 3.7 *S-N* diagram showing the effect of T5 heat treatment on the SSM alloy.

3.4.3 Effect of eutectic modification

Modification of the eutectic microstructure was investigated by adding 25 ppm of strontium to the melt for the rheomolded SSM-Sr plates. The effect of the eutectic modification on the alloy fatigue strength was compared for the heat treated SSM-Sr-T5 and SSM-T5 specimens. The rejection rate for the tests done on the SSM-Sr-T5 plates was significantly higher than for the other batches where 57 % of the tested specimens failed outside the reduced section. On the other hand, most of the valid specimens were defect free (symbols with a cross). This difference in rejection rate between the batches of specimens could not be explained and could be of statistical

nature. It could also be attributed to a variation in the processing conditions from one batch to another.

In Fig. 3.8, it can be seen that the results obtained for the SSM-Sr-T5 specimens fall in the scatter band of the results obtained for the SSM-T5 specimens. By comparing the fatigue life of the defect free specimens, no specific trend differentiating the alloys can be seen. Some SSM-Sr-T5 specimens have a longer fatigue life than SSM-T5 specimens but others have a shorter fatigue life. This suggests that eutectic modification does not have a significant effect on the alloy fatigue strength.

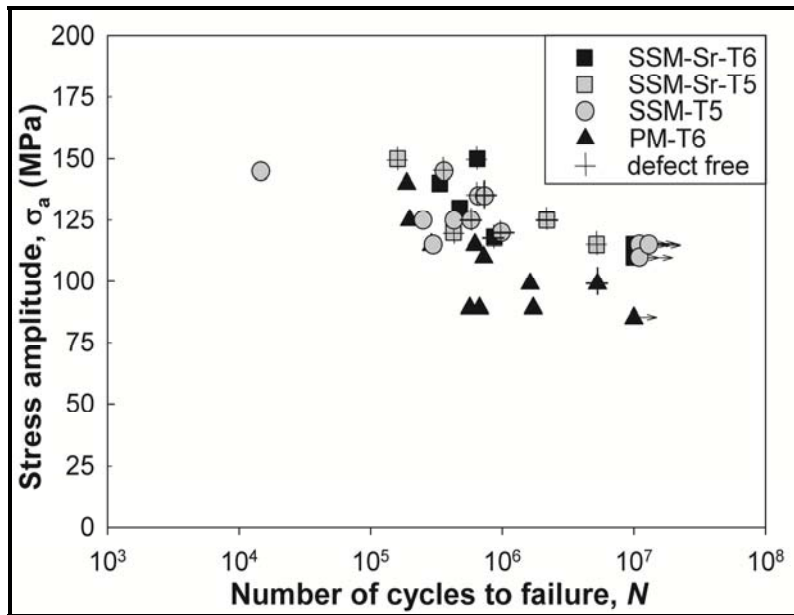


Figure 3.8 *S-N* diagram showing the effect of eutectic modification for the SSM alloy.

The fractographic observations shown in Fig. 3.9 can explain these findings. Crack initiation and short crack propagation did not occur in the silicon rich eutectic region but rather in the primary alpha phase. For the specimens studied, the most common crack initiation sites that were observed, excluding defects, are the persistent slip bands found in the alpha phase. Wang et al. [6] made similar observations for a A356-T6 PM alloy. Comparison of the results obtained for the SSM-Sr-T5 with SSM-Sr-T6 alloys also confirms that the size of the silicon particles does not have a significant effect on the alloy fatigue strength. The SSM-Sr-T6 results are in the same

scatter band as the results obtained for the SSM-Sr-T5, even though the silicon particles of the first material are larger than the ones of the second. The same trend was observed by Basner [25] for A357 alloy.

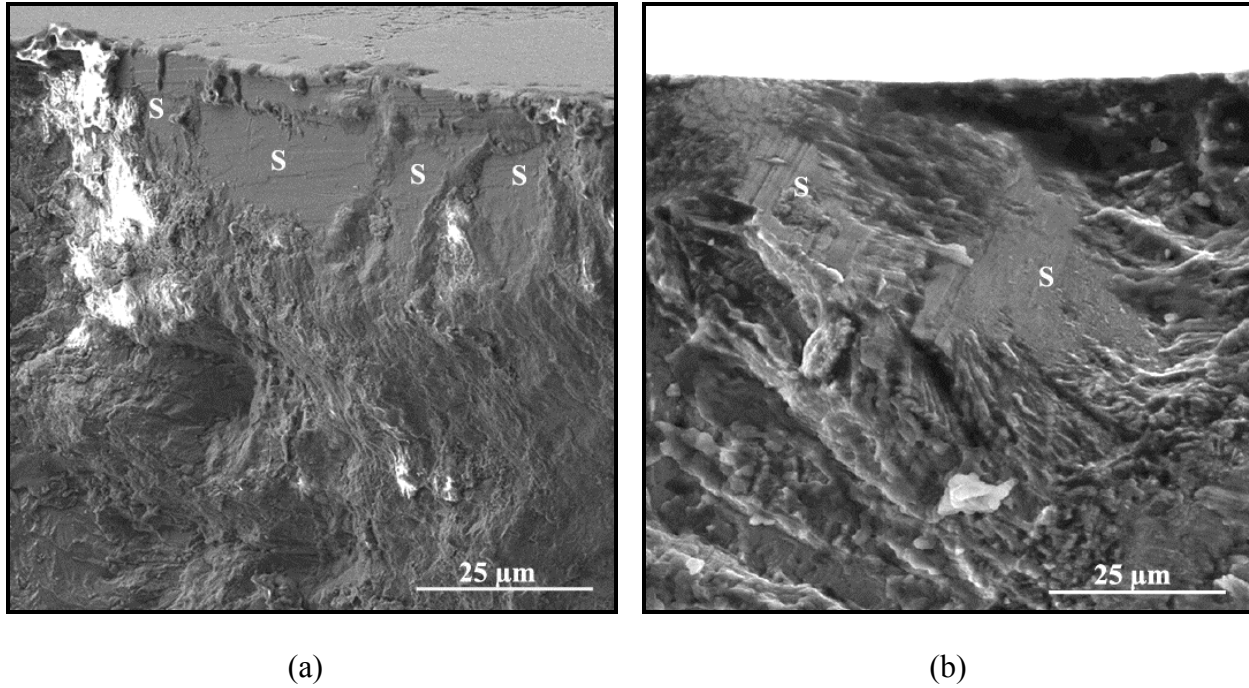


Figure 3.9 Crack initiation sites in SSM specimens tested at $\sigma_a = 120$ MPa: (a) crystallographic crack initiation in a SSM-T5 specimen ($N = 9.83 \times 10^5$ cycles) and (b) crystallographic crack initiation in a SSM-Sr-T5 specimen ($N = 4.25 \times 10^5$ cycles). *S* signifies stage I shear crack.

3.5 Discussion

3.5.1 Fatigue strength

The results presented in Figs. 3.4 and 3.6 – 3.8 were analysed using Basquin's power law, $\sigma_a = \sigma'_f N^{-\gamma}$, where σ'_f is the fatigue strength coefficient and γ the fatigue strength exponent. The equation parameters as well as the fatigue strengths at $N = 10^7$ cycles are presented in the first, third and second column of Table 3.4 respectively. For the SSM-T5, SSM-Sr-T5 and SSM-Sr-T6 specimens, the results were analysed globally since they follow the same trend shown previously (Fig. 3.8). The comparison of the calculated fatigue strengths shows that the rheomolded and heat treated specimens are the most resistant to high cycle fatigue. SSM-T5 alloy has a fatigue

strength that is 31 MPa (38 %) higher than the PM-T6 alloy. This is significant because the T6 heat treatment is more costly than the T5 heat treatment and it can cause other quality problems (such as blisters) in parts cast under pressure. In the as-cast condition, rheomolding also increases the alloy fatigue strength by 28 MPa (36 %) compared to permanent molding.

Table 3.4 Basquin equation parameters and fatigue strength for alloy 357 with different microstructures

	All valid results			Defect free specimens	
	σ'_f MPa	Fatigue strength at 10^7 cycles	γ	σ'_{th} MPa	Fatigue strength at 10^7 cycles
PM-F	261	78	0.075	290	87
PM-T6	366	82	0.093	415	93
SSM-F	172	106	0.030	178	110
SSM-T5, SSM-Sr-T5, SSM-Sr-T6	237	113	0.046	252	120

3.5.2 Influence of defects

Defect free specimens were also analysed using Basquin's equation in order to identify the effect of the defects on the fatigue strength improvement of the SSM specimens. For each set of data, the same fatigue strength exponent, γ , obtained in section 3.5.1 was used but the fatigue strength coefficient was adjusted to fit only the results of the defect free specimens. An example of the proposed regressions is given in Fig. 3.10 for the PM-T6 material. The fatigue strength coefficient of the defect free specimens, σ'_{th} , is given in the fifth column of Table 3.4 together with the theoretical fatigue strength at 10^7 cycles, calculated using this second equation. The comparison of the fatigue strength given in the columns 3 and 6 of Table 3.4 shows that the difference in fatigue strengths between the PM and SSM materials is smaller for the defect free specimens. For the heat treated specimens, the difference is reduced from 38 % to 29 % when considering the results of defect free specimens only. As a consequence, about 10 % of fatigue

strength improvement can be explained by a difference in defect content (number, size, nature, location) found in the specimens.

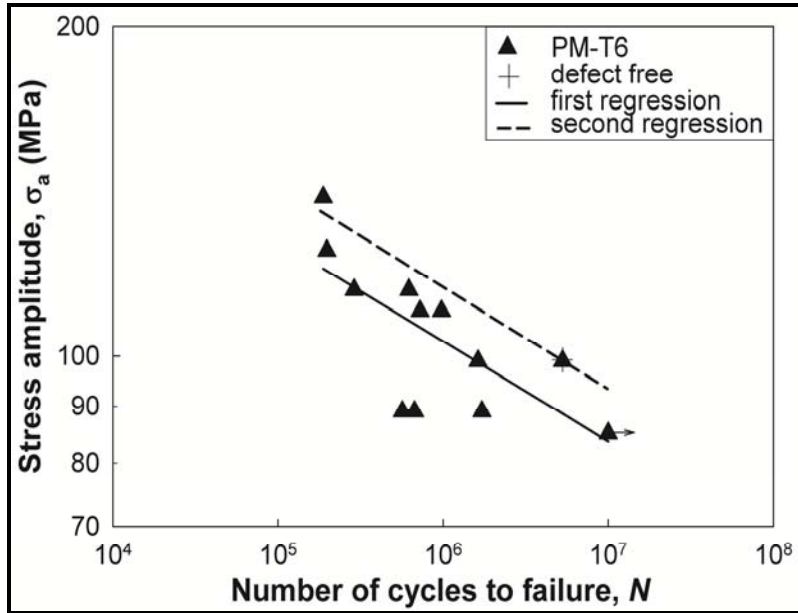


Figure 3.10 Example of the regressions applied to the overall $S-N$ results (first regression) and to the defect free results (second partial regression).

A graph showing the specimen fatigue life ratio as a function of the square root area of the defect at the crack initiation site is shown in Fig. 3.11. It illustrates the effect of the size and the nature of the defects on the results. The fatigue life ratio, for a given stress amplitude, is defined by the number of cycles to failure (N) divided by the theoretical fatigue life calculated for a defect free specimen (N_{th}). The theoretical fatigue life is calculated using the partial regression applied to the defect free specimens as described previously. In Fig. 3.11, no distinction is made between the materials but different symbols are used to distinguish the specimens with a shrinkage cavity from the specimens with an oxide film. The results show that there is a single and linear relation between the fatigue life ratio and the square root of the defect area. This relation is independent of the alloy processing condition and of the nature of the defect. This finding is different from the results of Davidson et al. [7] and Wang et al. [6] who showed that oxide defects have smaller effect on fatigue life than pores of the same area.

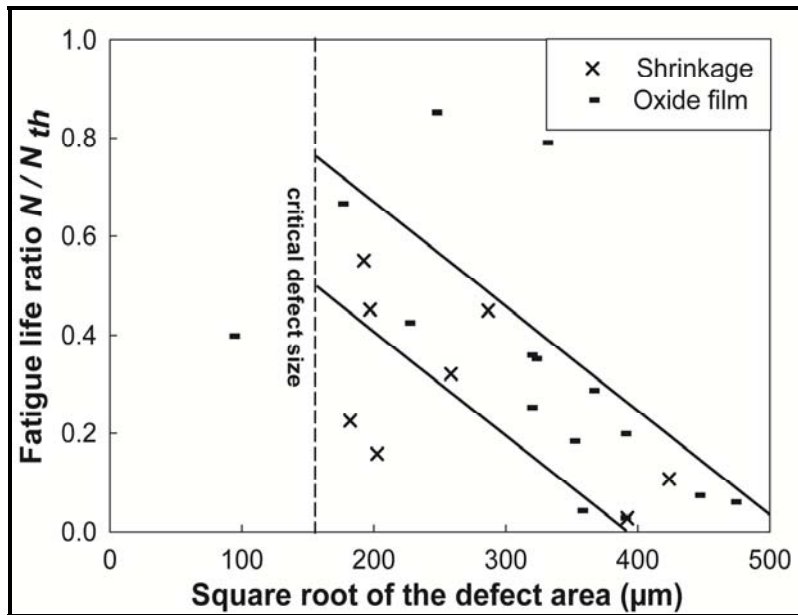


Figure 3.11 Influence of the defect size on the fatigue life ratio of the SSM and the PM specimens.

In Fig. 3.11, the two results located in the upper portion of the graph are associated with oxide films located at about 100 μm from the specimen surface. The results clearly showed that a lower fatigue life ratio was measured for specimens with defects opened to the surface of the specimens. This indicates that the defect position is an additional parameter that should be considered to better predict fatigue life as proposed by Seniw [26].

Even though defects size ranges overlapped for all six groups, there were more defect free SSM specimens than PM specimens as shown in Figs. 3.4 and 3.8. According to our interpretation, rheomolding can improve the alloy fatigue strength because it reduces the volume fraction of defects which is in accordance with the conclusions of Wang et al. [27].

Nevertheless, a significant difference between the fatigue strength of the defect free PM and SSM specimens in the as-cast and heat treated conditions is still evident. Apparently, other features can have an influence on the alloy fatigue behavior. Based on the microstructural characteristics given in Table 3.2, the SSM-F alloy has a smaller grain size and a more globular alpha phase than the PM-F alloy. The same microstructural differences exist between the heat treated SSM and the PM alloys.

In addition, the results in Fig. 3.11 show the existence of a vertical asymptote at about 155 μm . Defects smaller than 155 microns were seldom observed at the fracture surfaces of the specimens. This could indicate that the range of the critical defect sizes for the 357 alloy is larger than the value proposed by Wang et al. [6]. According to these authors, the critical defect size should be in the range of the SDAS in coarse microstructures ($\text{SDAS} > 40 \mu\text{m}$) whereas in fine microstructures ($\text{SDAS} < 40 \mu\text{m}$) it should be in the range of the grain size. For the alloys of this study, 155 μm is larger than both the SDAS and the alpha globules spherical diameter but in the range of the alloy grain size.

3.5.3 Short crack growth and microstructure

The results of this study showed that rheomolding has a beneficial effect on the fatigue strength of 357 alloy and that this effect is not totally explained by the reduction in defect content. A more detailed analysis of the interactions between the fatigue cracks and the alloy microstructure was therefore undertaken. The observation of replicas by optical microscopy was carried out to study the crack nucleation mechanisms as well as the crack propagation path. Using the replicas, the projected normal lengths of each side of the crack were measured from the initiation site (marked by a star) to the left end of a crack (c_1) and the right end (c_2) as shown in Fig. 3.12. Tracking the two crack ends separately shows the crack growth decelerations better than tracking the full crack length ($2c = c_1 + c_2$). When one end of the cracks is blocked at a microstructural barrier, the other end of the cracks can still propagate in the absence of such barrier.

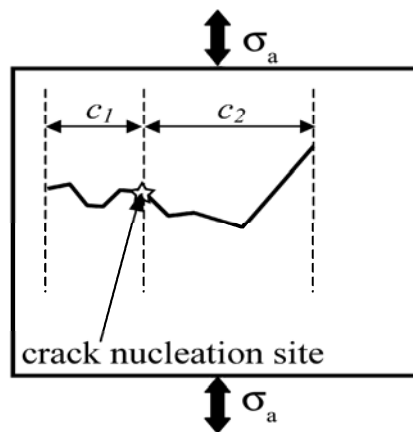
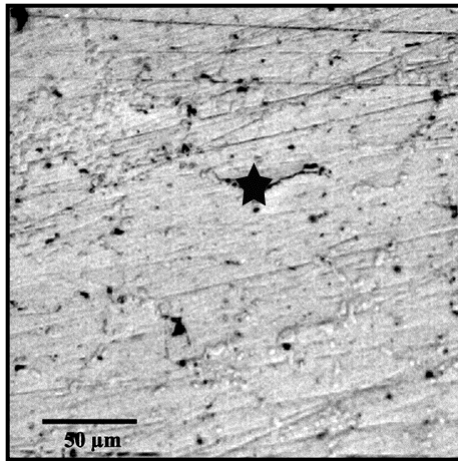


Figure 3.12 Projected crack lengths to the left side (c_1) and to the right side (c_2) of the nucleation site.

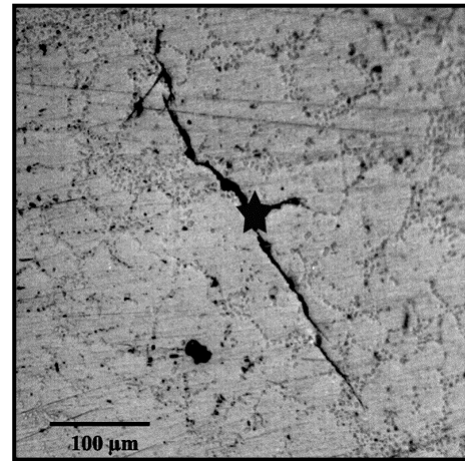
The path of a crack observed in a PM-T6 alloy is shown in Fig. 3.13 and a graphical representation of the crack size as a function of the elapsed cycles (n_i) is given in Fig. 3.14. A 107 μm long crack was observed after 5.4×10^4 cycles (6 % of the total fatigue life). The replica taken before the test (Fig. 3.13a), showed a discontinuity in the eutectic region that was identified as the initiation site. Fractographic observations showed that this discontinuity is a small shrinkage cavity with an area of 3 750 μm^2 .

A stage I crack grew to the left and to the right of this casting defect on a crystallographic plane oriented at about 55° from the loading direction (Fig. 3.13b). Stage I identifies a crack growing along maximum shear planes. It can be seen from Figs. 3.13 and 3.14 that the right side of the crack, c_{21} , grew rapidly without changing direction and without any deceleration, even though it crossed many alpha phase cells separated by clusters of silicon particles. These alpha cells most probably belong to the same dendrite and consequently have an unique crystallographic orientation causing a weak obstruction to short crack propagation.

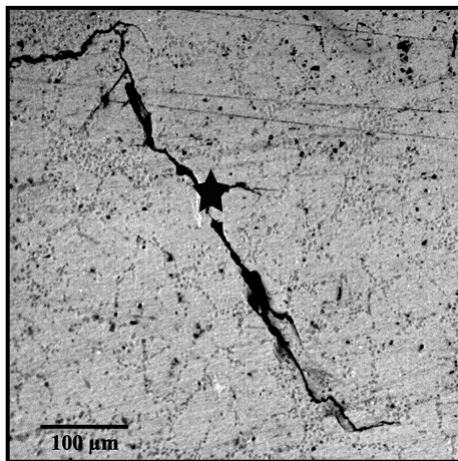
After propagating for 240 μm in stage I, the right end of the crack stopped at a cluster of silicon particles, comparable to the other clusters encountered previously (Fig. 3.13c). At this point, the propagation of c_{12} was completely arrested and it never proceeded to stage II. It is believed that c_{12} encountered a new grain oriented unfavourably for slip propagation. After about 5.0×10^5 cycles (50 % of total life duration) a new crack grew from the original nucleation site and propagated to the right as shown in Fig. 3.13d. This new branch, identified c_{22} , started its propagation at stage II and was never subjected to crack growth deceleration until specimen failure.



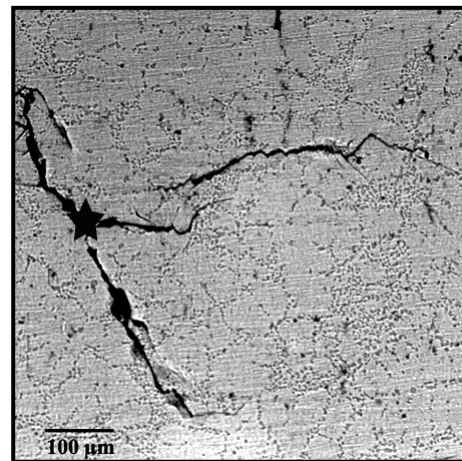
(a)



(b)



(c)



(d)

Figure 3.13 Propagation path of the right side of the crack, c_2 , monitored in Fig. 3.14; specimen axis is vertical: (a) $n_i = 0$ cycles, $c_l = 10 \mu\text{m}$, $c_{2l} = 0 \mu\text{m}$, $c_{22} = 40 \mu\text{m}$, (b) $n_i = 5.4 \times 10^4$ cycles, $c_l = 158 \mu\text{m}$, $c_{2l} = 107 \mu\text{m}$, $c_{22} = 40 \mu\text{m}$, (c) $n_i = 5.45 \times 10^5$ cycles, $c_l = 620 \mu\text{m}$, $c_{2l} = 230 \mu\text{m}$, $c_{22} = 70 \mu\text{m}$ and (d) $n_i = 8.34 \times 10^5$ cycles, $c_l = 1713 \mu\text{m}$, $c_{2l} = 240 \mu\text{m}$, $c_{22} = 610 \mu\text{m}$.

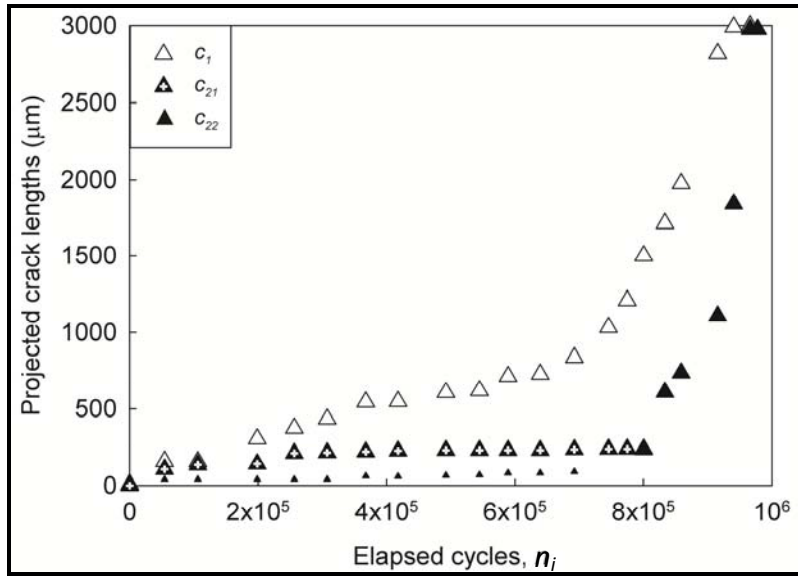
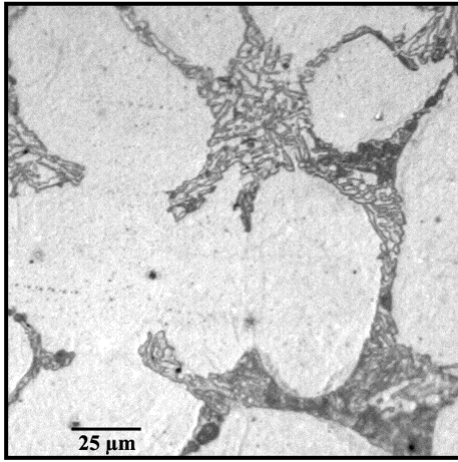


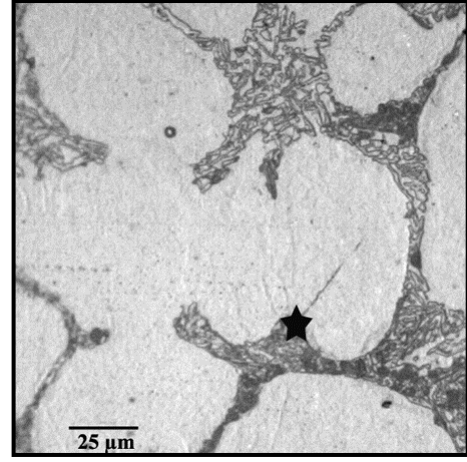
Figure 3.14 Small crack propagation in a PM-T6 specimen at $\sigma_a = 110$ MPa
($N = 9.78 \times 10^5$ cycles).

The crack propagation to the left, identified as c_l , was also subjected to crack growth decelerations as seen in Fig. 3.14. A first significant deceleration was observed during the crack transition from stage I to stage II that occurred at $n_i = 5.4 \times 10^4$ cycles and at a projected length of 160 μm . This transition probably occurred when the crack tip encountered a new grain. A cluster of silicon particles was observed at the transition site. The growth of the crack to the left decelerated three more times at projected lengths of about 540 μm , 600 μm and 730 μm from the initiation site. When considering both sides, the crack progressed in stage I for a total length of 400 μm ($c_l = 160$ μm ; $c_{2l} = 240$ μm). Its last deceleration occurred at 970 μm ($c_l = 730$ μm ; $c_{2l} = 240$ μm). These lengths are comparable to the alloy grain size (Table 3.2).

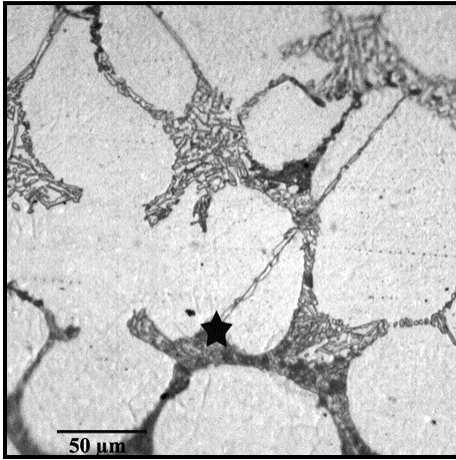
The same analysis was carried out for a SSM-T5 specimen. Figs. 3.15 and 3.16 show crack initiation from a persistent slip band in the alpha phase after about 3.90×10^5 cycles, which is 40 % of the specimen total fatigue life. For this particular test, no defect was observed on the fracture surfaces at the nucleation site (Fig. 3.9a). Subsequently, the right side of the crack (c_2) propagated within the alpha phase in stage I on a plane of maximum shear stress oriented at 45° from the loading direction (Fig. 3.15b). The crack continued its crystallographic propagation in a second globule (Fig. 3.15c) which is probably within the same grain since no crack path deviation and no crack growth deceleration was observed.



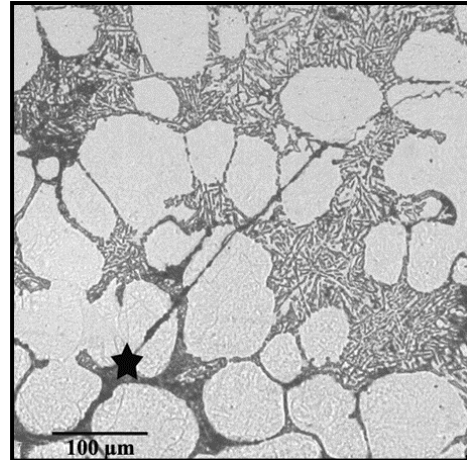
(a)



(b)



(c)



(d)

Figure 3.15 Propagation path of the right side of the crack, c_2 , monitored in Fig. 3.16; specimen axis is vertical: (a) $n_i = 0$ cycles, $c_1 = 0 \mu\text{m}$, $c_2 = 0 \mu\text{m}$, (b) $n_i = 3.89 \times 10^5$ cycles, $c_1 = 0 \mu\text{m}$, $c_2 = 30 \mu\text{m}$ (c) $n_i = 4.45 \times 10^5$ cycles, $c_1 = 175 \mu\text{m}$, $c_2 = 115 \mu\text{m}$ and (d) $n_i = 7.74 \times 10^5$ cycles, $c_1 = 548 \mu\text{m}$, $c_2 = 387 \mu\text{m}$.

A crack growth deceleration was observed at a projected length of $180 \mu\text{m}$ (Fig. 3.16) when c_2 reaches the end of the second globule ($N \approx 5.0 \times 10^5$ cycles; replica 3.15c). At this point, the crack is gradually deflected to reach a crack opening mode I (stage II) as shown in Fig. 3.15d. The crack deflection was not drastic and could be attributed to the fact that the adjacent grain had a small misorientation angle with the initial grain. At a length of $500 \mu\text{m}$, the right end of the

crack was clearly in stage II. Pure stage I propagation occurred during the first 180 μm (Fig. 3.15c), which is within the range of the SSM grain size (Table 3.2).

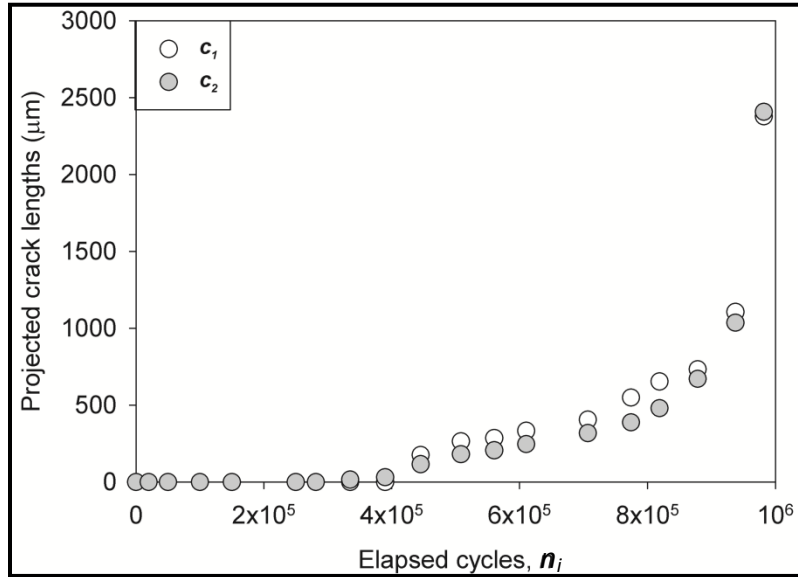


Figure 3.16 Small crack propagation in a SSM-T5 specimen at $\sigma_a = 120$ MPa
($N = 9.83 \times 10^5$ cycles).

The propagation of the left side of the crack, c_1 , originated within the eutectic constituent on a plane oriented at 45° from the specimen axis. After propagating for about 50 μm , the crack path deviated and stage II propagation began. When the crack front reached a first globule of alpha phase, at about 100 μm from the nucleation site, no significant crack growth deceleration (Fig. 3.16) or any significant crack path deviation was observed. The end of the crack reached another alpha phase globule at 240 μm from the initiation site. Between 240 μm and 650 μm the crack grew in a stage I like mode changing direction from one globule of alpha phase to another. On a macro scale, the crack path remained normal to the specimen axis. It can be seen from Fig. 3.16 that the crack propagation rate of c_1 is irregular until it reached 650 μm . It is possible that the encountered alpha phase globules were not of the same grain which created barriers to crack propagation.

The analysis of the crack nucleation site, the crack path and the crack growth rate given in Figs. 3.13–3.16, identifies the interactions between the fatigue crack and the microstructure. It is evident that the number of cycles for crack initiation is significantly reduced in the PM specimen

because the crack nucleated at a defect. For the PM-T6 specimen tested at 110 MPa, which is 42 % of the alloy yield strength, even though crack in the specimen initiated rapidly, 50 % of the specimen life elapsed before both sides of the crack propagated in stage II. During stage I propagation, a significant portion of crack growth decelerations were associated with important crack path deviations. This indicates that microstructural barriers create discontinuities in the local slip orientation which impede stage I crack propagation. For the SSM-T5 specimen tested at 120 MPa, which is 65 % of the alloy yield strength, 83% of fatigue life had elapsed before both sides of the crack propagated in stage II. Crack growth decelerations comparable to that of the PM specimens were observed.

For both the PM-T6 and SSM-T5 specimens, it was observed that a crack can have a continuous stage I propagation mode across adjacent alpha phase cells. Consequently, alpha phase cells within the same grain (i.e. secondary dendrite arms) are not necessarily important microstructural barriers. The results show that grain boundaries can be considered to be more efficient microstructural barriers because they interrupt the lattice continuity of the alpha phase where crystallographic propagation takes place. On this basis, the improved fatigue strength of the SSM material studied is attributed to the decreased defect volume fraction (especially shrinkage cavities) and to the smaller grain size of the rheocast microstructure. It would therefore be beneficial for both the PM and SSM materials to have smaller grains.

3.6 Conclusions

This experimental study demonstrated the influence of specific microstructural characteristics on the fatigue strength of 357 alloy. Specimens with six different microstructures from permanent mold and rheomolded castings with and without eutectic modification and for different heat treatments were analysed. All microstructures were characterized and subjected to axial fatigue tests under full reversing load conditions. Even though defects found in specimens displayed some dispersion, the results showed that:

- Rheomolding increases the mean as-cast alloy fatigue strength (10^7 cycles) from 78 MPa to 106 MPa.
- Heat treating the permanent mold specimens to T6 temper improved their fatigue strength by 5 % while it increased their yield strength by 193 %.

- Heat treating the semi-solid plates to T5 temper improved their fatigue strength by 7 % and no additional gain was obtained by tempering to T6.
- 357 alloy is more fatigue resistant when it is rheomolded and T5 tempered when compared to permanent mold castings in T6 temper.
- Eutectic modification of the semi-solid material using small amounts of Sr addition did not improve the fatigue strength but doubled the elongation at fracture.

The fatigue strength results combined with fractographic and microstructural observations led to the following conclusions:

- For a specific microstructure, the fatigue life is significantly reduced when a crack initiates at a defect.
- Cracks in PM specimens most often initiate at shrinkage cavities while cracks in SSM specimens most often initiate at oxides inclusions. Both types of defects are detrimental to fatigue strength.
- Even though the SSM specimens are more defect free than the PM specimens, the defect content can not entirely explain the difference in fatigue strength between the microstructures investigated.
- Grain size appears to be a microstructural feature that has a significant effect on the alloy fatigue strength because grain boundaries are efficient microstructural barriers to stage I crack propagation.

Based on these conclusions, it is reasonable to propose that the smaller grains of the SSM alloy microstructures improved the alloy fatigue strength because it created more obstacles to short crack propagation. This could explain why, for a given stress amplitude, defect free SSM specimens have a longer fatigue life than defect free PM specimens. To support these conclusions, future research efforts should be oriented toward the quantification of the alpha phase lattice misorientation angle that is associated with a crack growth deceleration. It would also be interesting to compare the fatigue strength of PM and SSM alloys having comparable grain size.

3.7 Acknowledgments

Contributions from CRSNG, FQRNT, REGAL and Rio-Tinto Alcan for funding this research are acknowledged.

3.8 References

- [1] Knott JF, Bowen P, Luo J, Jiang H, Sun HL. The structural integrity of cast aluminium automotive components subjected to fatigue loads. *Mater Sci Forum* 2000; 331–337: 1401–12.
- [2] Shiozawa K, Tohda Y, Sun S-M. Crack initiation and small fatigue crack growth behavior of squeeze-cast Al–Si aluminum alloys. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 1997; 20: 237–47.
- [3] Davidson CJ, Griffiths JR, Machin AS. The effect of solution heat-treatment time on the fatigue properties of an Al–Si–Mg casting alloy. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 2002; 25: 223–30.
- [4] Yi JZ, Gao YX, Lee PD, Flower HM, Lindley TC. Scatter in fatigue life due to effects of porosity in cast A356–T6 aluminum–silicon alloys. *Metall Mater Trans A* 2003; 34A: 1879–90.
- [5] Couper MJ, Neeson AE, Griffiths JR. Casting defects and the fatigue behaviour of an aluminium casting alloy. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 1990; 13: 213–27.
- [6] Wang QG, Apelian D, Lados DA. Fatigue behavior of A356–T6 aluminum cast alloys Part I. Effect of casting defects. *J Light Met* 2001; 1: 73–84.
- [7] Davidson CJ, Griffiths JR, Badiali M, Zanada A. Fatigue properties of a semi-solid cast Al–7Si–0.3Mg–T6 alloy. *Metall Sci Technol* 2000; 18: 27–31.
- [8] Skallerud B, Iveland T, Harkegard G. Fatigue life assessment of aluminum alloys with casting defects. *Eng Fract Mech* 1993; 44 :857–74.
- [9] ChenW, Zhang B, Wu T, Poirier D, Sung P, Fang QT. Microstructure dependence of fatigue life for A356.2. In: Das SK, (Ed.), *Proceedings of the TSM annual meeting, San Antonio (TX);* 1998.
- [10] Caton MJ, Jones JW, Mayer H, Stanzl-Tschegg SE, Allison JE. Demonstration of an endurance limit in cast 319 aluminum. *Metall Mater Trans A* 2003; 34A: 33–41.

- [11] Brochu M, Verreman Y, Ajersch F, Bucher L. Fatigue behavior of semi-solid cast aluminum: a critical review. *Solid State Phenom: Diffus Defect Data Part B* 2008 ;141–143: 725–30.
- [12] Stanzl-Tschegg SE, Mayer HR, Beste A, Kroll S. Fatigue and fatigue crack propagation in AlSi7Mg cast alloys under in-service loading conditions. *Int J Fatigue* 1995; 17: 149–55.
- [13] Ammar HR, Samuel AM, Samuel FH. Porosity and the fatigue behavior of hypoeutectic and hypereutectic aluminum–silicon casting alloys. *Int J Fatigue* 2008; 30: 1024–35.
- [14] Zhang B, Poirier DR, Chen W. Microstructural effects on high-cycle fatigue- crack initiation in A356.2 casting alloy. *Metall Mater Trans A* 1999; 30A: 2659–66.
- [15] Buffiere J-Y, Savelli S, Jouneau PH, Maire E, Fourgères R. Experimental study of porosity and its relation to fatigue mechanisms of model Al–Si7–Mg0.3 cast Al alloys. *Mater Sci Eng A* 2001; 316: 115–26.
- [16] Murakami Y. Influence of Si-phase on fatigue properties of aluminium alloys. In: Murakami Y, editor. *Metal fatigue: effects of small defects and nonmetallic inclusions*. Oxford: Elsevier; 2002. p. 217–39.
- [17] Han S-W, Kumai S, Sato A. Effects of solidification structure on short fatigue crack growth in Al–7%Si–0.4%Mg alloy castings. *Mater Sci Eng A* 2002; 332: 56–63.
- [18] Caton MJ, Jones JW, Boileau JM, Allison JE. The effect of solidification rate on the growth of small fatigue cracks in a cast 319-type aluminum alloy. *Metall Mater Trans A* 1999; 30A: 3055–68.
- [19] Lados DA, Apelian D. Fatigue crack growth mechanisms during dynamic loading of conventionally and SSM cast aluminum components. In: Apelian D, Alexandrou A, Georgiou G, Jorstad J, Makhlof M, editors. *Proceedings of the 8th international conference on semi-solid processing of alloys and composites*. Limassol.
- [20] Dautre D, Langlais J, Roy S. The seed process for semi-solid forming. In: Apelian D, Alexandrou A, Georgiou G, Jorstad J, Makhlof M, editors. *Proceedings of the 8th international conference on semi-solid processing of alloys and composites*. Limassol; 2004.

- [21] Brochu M, Verreman Y, Ajersch F, Charest N. Fatigue testing of a cast aluminum alloy: experimental challenges. In: Proceedings of the 12th international conference on fracture, National Research Council Canada (Ed.), Ottawa; 2009.
- [22] Murakami Y. Stress concentration. In: Murakami Y, editor. Metal fatigue effects of small defects and nonmetallic inclusions. Oxford: Elsevier; 2002. p.11–24.
- [23] Gan YX, Overfelt RA. Fatigue property of semisolid A357 aluminum alloy under different heat treatment conditions. J Mater Sci 2006; 41: 7537–44.
- [24] Linder J, Axelsson M, Nilsson H. The influence of porosity on the fatigue life for sand and permanent mould cast aluminium. Int J Fatigue 2006; 28: 1752–8.
- [25] Inguanti PC. Cast aluminum fatigue property/microstructure relationships. In: Proceedings of the 17th national SAMPE technical conference, Society for the Advancement of Material and Process Engineering (Eds.), Kiamesha Lake (NY); 1985.
- [26] Basner TG. Ph.D. Thesis. Material engineering, University of Michigan; 2001.
- [27] Seniw ME, Fine, ME, Chen EY, Meshii, M, Gray J. Relation of defect size and location to fatigue failure in Al alloy A356 cast specimens. In: Soboyejo, WO, Srivatsan, TS. (Eds.), Proceedings of the symposium on high cycle fatigue of structural materials, Indianapolis (IN); 1997.
- [28] Wang QY, Kawagoishi N, Chen Q. Fatigue and fracture behavior of structural Al-alloys up to very long life regimes. Int J Fatigue 2006; 28: 1572–6.

CHAPITRE 4 PROPAGATION OF SHORT FATIGUE CRACKS IN PERMANENT AND SEMI-SOLID MOLD ALUMINUM 357 ALLOY

Article soumis pour publication dans International Journal of Fatigue, le 13 avril 2010.

Auteurs : Myriam Brochu, Yves Verreman, Franck Ajersch, Dominique Bouchard

4.1 Abstract

The high cycle fatigue strength of aluminum-silicon-magnesium 357 alloy prepared by permanent molding and semi-solid molding is measured at stress ratios $R = -1$ and $R = 0.1$. Results show that precipitation hardened permanent mold (PM) and semi-solid mold (SSM) materials have fatigue strengths at 10^7 cycles of 82 and 113 MPa respectively at $R = -1$, and 47 MPa and 78 MPa respectively at $R = 0.1$. Part of this difference is explained by the fact that the SSM specimens contain fewer and smaller defects than the PM specimens. Defects reduce the duration of the short crack propagation period, which significantly affects the overall specimen fatigue life. A comparative analysis of the long crack behavior indicates that the PM microstructure is more resistant to the propagation of long cracks than the SSM microstructure because crack closure is more significant. However, the long crack behavior cannot be used to predict the specimen fatigue life, which is mainly determined by short crack propagation. Observation of many short cracks using the replication technique indicates that grain boundaries are the most important microstructural barriers to short crack propagation in these materials. The results also show that crack growth decelerations occur at crack depths comparable in size to the average grain radius of the materials. The difference in the distance of these microstructural barriers can explain the measured fatigue strength difference. It is concluded that the average fatigue strength is inversely proportional to the square root of the average grain size.

4.2 Nomenclature

α	Aluminum rich phase and primary constituent of the 357 alloy
σ_o	Yield strength
σ_a	Stress amplitude
σ_f' and γ	Basquin's power law parameters

$\sigma_m = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min})/2$	Average applied stress
$\sigma_{\max}$	Maximum applied stress
$\sigma_{\min}$	Minimum applied stress
ΔK	SIF range
$\Delta K_{eff} = U \Delta K$	Effective SIF range
ΔK_{mb}	Critical SIF range of a microstructural barrier
ΔK_{th}	SIF long crack threshold
$\Delta P = P_{\max} - P_{\min}$	Load range in a fatigue cycle
$\Delta \sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$	Nominal stress range in a fatigue cycle
φ_α	Average equivalent spherical diameter of the alpha globules
a	Crack depth
B	Thickness of the CT specimen
b	Half-width of the hourglass specimen
c	Half- surface length of a semi-elliptical crack
C_i, m_i	Parameters of the Paris relationship
CT	Compact-tension specimen
D	Average equivalent spherical diameter of the grains
d	Distance of the first microstructural barrier
da/dN	Crack growth rate in the a direction
EBSD	Electron backscattering diffraction
EPFM	Elastic-plastic fracture mechanics
F, Q	Newman's geometrical factors
FCGR	Fatigue crack growth rate
H	Height of the CT specimen

HF	Hydrofluoric acid
LEFM	Linear elastic fracture mechanic
N	Number of cycles to failure
n_i	Number of elapsed cycles
N_o	Number of cycles at crack initiation
N_{msc}	Number of cycles for the propagation of microstructurally short cracks
P_{max}	Maximum load in a fatigue cycle
P_{min}	Minimum load in a fatigue cycle
P_{op}	Crack opening load in a fatigue cycle
PM	Permanent mold
$R = \sigma_{min}/\sigma_{max}$	Stress ratio
$S-N$	Diagrams giving the number of cycles to failure as a function of the stress amplitude
SDAS	Secondary dendrite arm spacing
SIF	Stress intensity factor
SSM	Semi-solid mold
t	Thickness of the hourglass specimen
$U = (P_{op}-P_{min})/\Delta P$	Effective portion in a load cycle
W	Width of the CT specimen

4.3 Introduction

Numerous results in the literature indicate that aluminum 357 alloy has better high cycle fatigue strength when produced by semi-solid molding rather than by conventional casting in a permanent mould [1-3]. The improvement in the fatigue strength of aluminum alloys produced by semi-solid technologies has been partly explained by a reduction in the defect content and size [1,

4]. Rheocasting and thixocasting are known in the industry to be high integrity processes that can produce components with fewer defects [5]. This is attributed to the smaller volume of solidification shrinkage and entrapped gases in semi-solid molding when compared to liquid molding.

However, permanent mold (PM) and semi-solid mold (SSM) castings also have significantly different microstructures. The PM microstructure has a dendritic primary alpha phase and the SSM microstructure has a globular alpha phase. PM casting generally produces coarser microstructures with grain in the size range of 180 to 1,500 μm [1, 6] whereas SSM microstructures are characterized by a grain size in the range of 30 to 200 μm [1, 7, 8]. It is still not clear how these microstructural features affect the fatigue behavior of the solidified alloys. When comparing the fatigue behavior of PM and SSM specimens, the influence of the defects is often predominant which makes it very difficult to isolate the effect of other microstructural features [8]. However, the recent results of Brochu et al. [1] showed that the lower fatigue strength of the PM material could not be explained entirely by premature crack initiation at defects and the grain size as been identified as an important microstructural feature.

The objective of this paper is to study the propagation behavior of short cracks in order to understand the improved fatigue strength of the SSM material. First, $S-N$ diagrams for PM and SSM 357 alloy are presented at $R = -1$ and $R = 0.1$. The presence of defects at the crack initiation sites is studied in order to explain the variability of the results. The propagation behavior of long cracks is then characterized at $R = 0.1$ using CT specimens. Then, the propagation of the short cracks is studied in detail at $R = 0.1$ using the replication technique. Comparative $da/dN-AK$ diagrams of the long and short cracks are presented and analysed. In the discussion, the difference in the fatigue strength between the PM and SSM materials is explained on the basis of the propagation characteristics of microstructurally short cracks.

4.4 Methodology

4.4.1 Materials

One series of rectangular plates with a uniform thickness of 14 mm was gravity cast in a permanent mold. Two other series of rectangular wedge plates, with variable thickness from 16 to 9 mm, were rheomolded in the semi-solid state using an industrial pressure die casting machine.

A detailed description of the rheomolding process used to produce the SSM plates was given by Dautre et al. [9]. The PM plates and the first series of SSM plates were produced from unmodified 357 alloy whereas strontium was added to produce the second series of SSM plates (SSM-Sr). In all three batches, the initial melt was produced from 356.2 ingots with addition of magnesium and silicon to reach the chemical composition of a 357 alloy. No grain refinement agent was added to the melt since these ingots already contained about 0.10 % Ti. Details of the feedstock preparation and chemical compositions have been presented in a previous paper [1].

The PM specimens were heat treated at T6 temper but the SSM specimens were heat treated at T5 temper. A complete description of the heat treatment procedures is given in [1]. T5 heat treatment was chosen for the SSM plates because T6 heat treatment created blisters in the SSM plates. Three different types of plates were thus produced and tested: PM-T6, SSM-T5 (unmodified) and SSM-Sr-T5 (modified). All the plates were X-rayed and only the specimens with a quality corresponding to ASTM B108-03 grade B or better (discontinuities smaller than 1 mm) were used for the tests.

4.4.2 Microstructural characterization and mechanical properties

The microstructure of each type of plate was characterized by metallographic examination of polished and etched sections. Typical microstructures of the PM-T6, SSM-T5 and SSM-Sr-T5 specimens are shown in Fig. 4.1. It can be observed that the alpha phase is dendritic in the PM specimen (Fig. 4.1a) and globular in the SSM specimens (Fig. 4.1b and 4.1c). A more detailed micrograph of the eutectic constituent is also given in the upper-right corner of each figure. The eutectic silicon particles of the permanent mold specimen were globularized during heat treatment as seen in the insert of Fig. 4.1a. On the other hand, the eutectic constituent of the SSM-T5 specimens is composed of plate like silicon particles that characterizes unmodified microstructures (insert in Fig. 4.1b). However, in the modified microstructure of the SSM-Sr-T5 specimens, the eutectic silicon particles are fine and rounded (insert in Fig. 4.1c), illustrating the effect of Sr addition.

Both Poulton macroetching and electron backscattering diffraction (EBSD) analyses were carried out to reveal the grain structure. The grain and alpha phase cell sizes of each material were measured using an image analysis software and are presented in Table 4.1. The results show that

the PM microstructure has coarser grains but smaller alpha phase cell than the SSM microstructure.

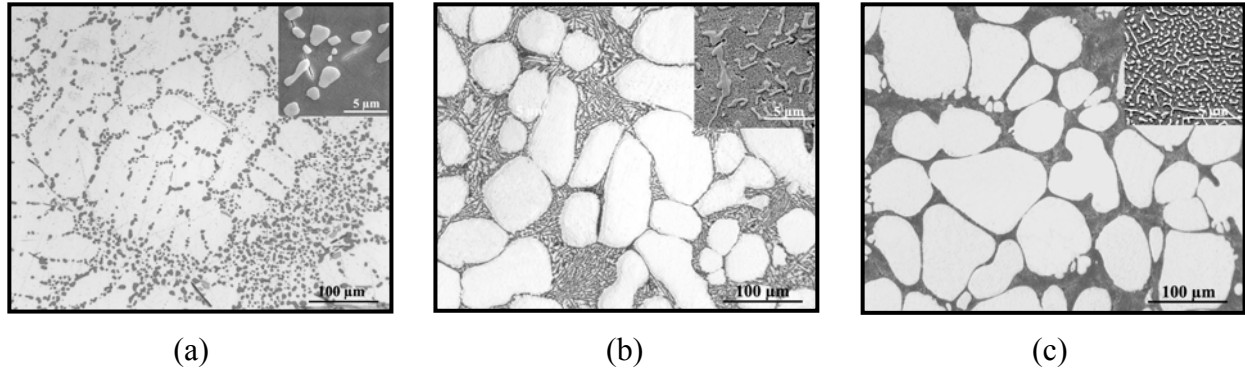


Figure 4.1 Microstructures of the plates: (a) permanent mold (PM-T6), (b) unmodified and semi-solid mold (SSM-T5) and (c) modified and semi-solid mold (SSM-Sr-T5).

Tensile properties were measured on subsize ASTM B557-06 specimens with a square section of 40.32 mm². Tests were carried out using a servohydraulic machine and a 25.4 mm gauge length extensometer. The average yield strength is presented in Table 4.1. The SSM materials have a lower yield strength than the PM material because they were heat treated to the T5 temper rather than the T6 temper.

Table 4.1 Average microstructural characteristics and yield strengths

	D (μm)	Alpha phase cell size		σ_o (MPa)
		SDAS (μm)	ϕ_α (μm)	
PM-T6	310	43	----	264
SSM-T5	115	----	80	184
SSM-Sr-T5	115	----	80	184

4.5 Fatigue tests

4.5.1 Constant amplitude axial tests

The tests were conducted according to ASTM E466-07 procedure using hourglass specimens with a rectangular reduced section of width $2b = 9.50$ mm and thickness $t = 6.35$ mm (Figure

4.2a). It was shown that the hourglass specimens overestimate the alloy fatigue strength by 15 % when compared to the results obtained from specimens of uniform test section [10]. Nevertheless, the hourglass geometry was chosen in order to facilitate short crack monitoring because it promotes crack initiation in a small region at the specimen mid-length. The specimen calibrated length was limited to 3.5 mm on either side of the centerline. In this region, the average stress on a plane is within 2 % of the nominal stress calculated at the specimen centerline. All tests for which failure occurred outside this calibrated length were rejected. Before testing, all specimen surfaces were polished using a 1 μm diamond paste and etched in a solution containing 1 % hydrofluoric acid (HF). The axial fatigue tests were carried out using a servohydraulic machine at stress ratios of -1 and 0.1 and at a frequency of 20 Hz. The levels of stress amplitude were selected in order to yield fatigue lives between 10^4 to 10^7 cycles. The number of tests and rejections are presented in Table 4.2.

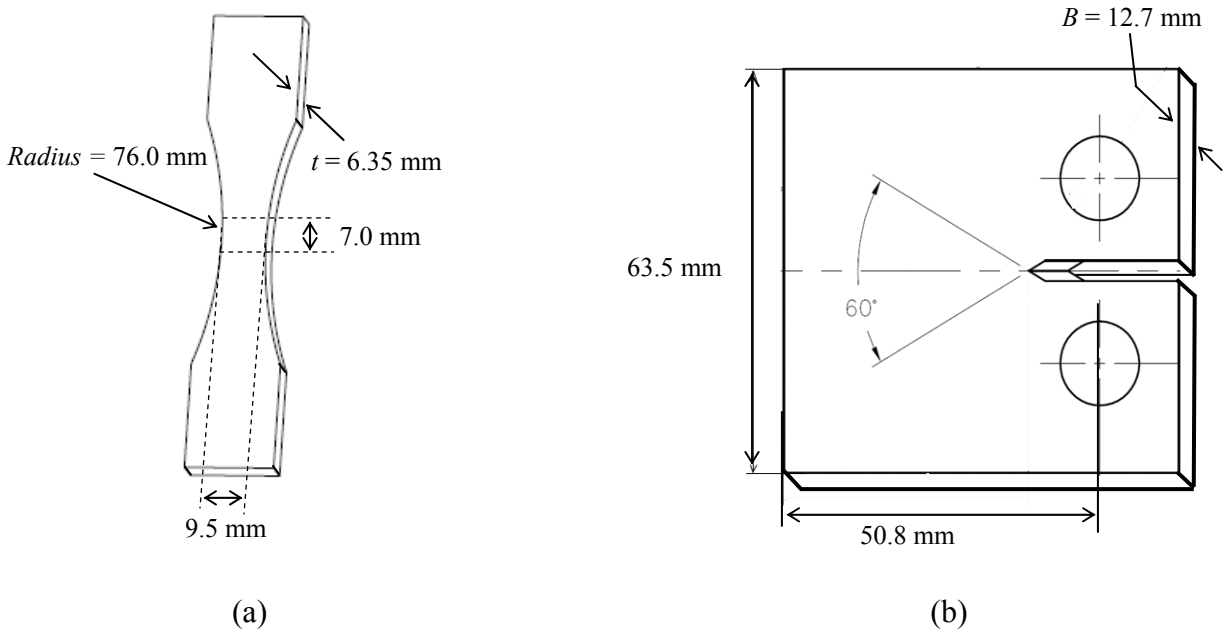


Figure 4.2 Dimensions of the (a) hourglass specimen and (b) CT specimen.

Seven out of the 12 rejected SSM-Sr-T5 specimens were cut from two specific plates. Visual observation of the fracture surfaces showed longitudinal oxide films that were not detected during X-ray inspection. This explains the higher rejection rate obtained for the SSM-Sr-T5 material.

Table 4.2 Number of tests and rejections

	$R = -1$		$R = 0.1$	
	Total	Rejections	Total	Rejections
PM-T6	14	2	8	1
SSM-T5	15	3	6	1
SSM-Sr-T5	14	8	9	4

4.5.2 Long crack monitoring

Fatigue crack growth rate (FCGR) tests were conducted on compact-tension (CT) test specimens (Fig. 4.2b) at a stress ratio $R = 0.1$ and at a frequency of 20 Hz. The compliance technique was used to monitor the crack advance and the secant method was used to calculate the crack growth rate from the a - n_i curves. A detailed description of the experimental procedure and of the data analysis is given in the work of Rose [11].

4.5.3 Short crack monitoring

Short crack monitoring was performed on specimens tested at pre-selected stress amplitude levels to yield a fatigue life range from 10^5 to 10^6 cycles. Naturally initiated cracks ranging in length from 50 μm to 6 mm were measured from silicon replicas of the specimens' surfaces, taken at periods of 50,000 fatigue cycles or less and at a tensile hold of 90 % σ_{max} . The crack surface length, $2c$, is defined as the projected length normal to the loading direction.

Most of the specimen failures were caused by a semi-elliptical crack that nucleated at the small side of the specimen (Fig. 4.3). For simplicity, the short crack was considered to have a semi-elliptical constant aspect ratio. The crack front irregularity that evolves during propagation [12] is neglected. An aspect ratio of crack depth, a , to surface crack length, $2c$, of 0.36 was used based on fractographic observations of the tested specimens. Bolingbroke et King [13] used a constant aspect ratio of 0.43 in a study conducted on short cracks in a high strength aluminum alloy. Corner cracks were responsible for the failure of 2 specimens out of 10. For these cracks, the measurements of the crack length (c) and the crack depth (a) were performed on replicas taken from both the small and the large sides of the specimen (Fig 4.3c).

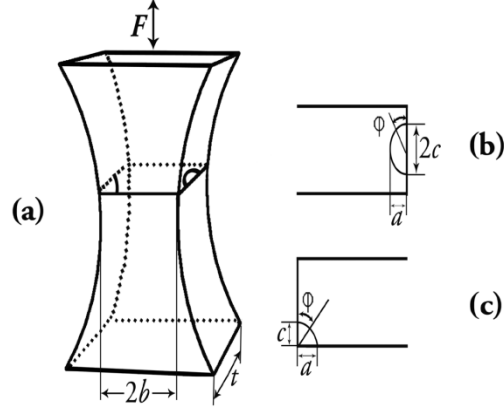


Figure 4.3 Schematic illustrations of: (a) a *S-N* hourglass specimen with a surface and a corner crack, (b) a semi-elliptical surface crack and (c) a quarter-elliptical corner crack.

The stress intensity factor range, ΔK , for both crack geometries was calculated from equation 4.1 using half the surface length of the crack (c), the depth of the crack (a) and the nominal stress range ($\Delta\sigma$) that was applied during a test.

$$\Delta K = F \left(\frac{a}{t}, \frac{a}{c}, \frac{c}{b}, \phi \right) \Delta\sigma \sqrt{\pi \frac{a}{Q}} \quad (4.1)$$

The values of F and Q were determined according to the method of Newman et al. [14]. The parametric angle of the ellipse ϕ is 180° for a semi-elliptical crack and 90° for a corner crack. The crack growth rate (da/dN) was measured by the secant method applied to the a - n_i data collected for each specimen.

4.6 Results

4.6.1 *S-N* diagrams

In Figs. 4.4a and 4.4b, a first set of results represents the *S-N* curve for the PM alloy and a second set of results represents the *S-N* curve for both the SSM and SSM-Sr materials. For the SSM material, the effect of the modification of the eutectic structure is not measurable at $R = -1$ and $R = 0.1$. Both Figs. 4.4a and 4.4b show that the SSM material is more resistant to fatigue than the PM material. However, the scatter of results is significant. This is attributed to the presence of defects of variable sizes and geometries at the crack initiation sites. Fractographic observations of the specimens showed that short fatigue life is associated with large defects and that there are more defects in the PM specimens than in the SSM specimens. In fact, 17 out of 23 PM

specimens have a shrinkage cavity or an oxide film near the free surface. On the other hand, 8 out of 23 SSM specimens were found to contain defects.

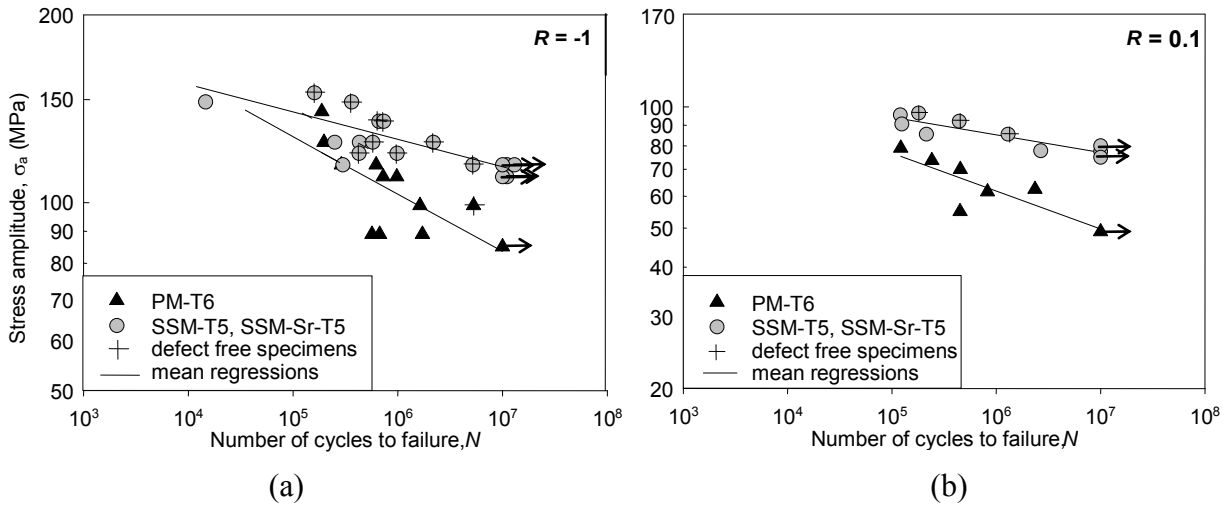


Figure 4.4 S-N diagrams for PM and SSM specimens tested at (a) $R = -1$ and (b) $R = 0.1$

Shrinkage cavities are more frequently observed in the PM specimens whereas oxide films are predominant in the SSM specimens as shown in Fig. 4.5a and 4.5b respectively. The size range of the defects is also larger for the PM specimens. The square root of the defect areas are between 60 μm to 1.7 mm and between 55 μm to 400 μm for the PM and SSM materials respectively. Based on similar observations, Wang et al. [15] concluded that the fatigue strength improvement of SSM specimens is due to a reduction in the defect content and size. However, recent results show that the difference in fatigue strength between the PM and SSM aluminum alloy cannot be explained entirely by the effect of defects [1].

The Basquin's power law, $\sigma_a = \sigma'_f N^{-\gamma}$, was used to calculate the linear regressions in Fig. 4.4. The values of the fatigue strength exponent γ and of the fatigue strength coefficient, σ'_f , of the regressions are given in Table 4.3. Results show that the stress ratio does not modify the fatigue strength exponents of the regressions. On the other hand, the PM material has a higher fatigue strength exponent than the SSM material. A high fatigue strength exponent is characteristic of notched specimens [16]. Defects are stress raisers that can have an effect similar to notches by reducing the number of cycles for crack initiation.

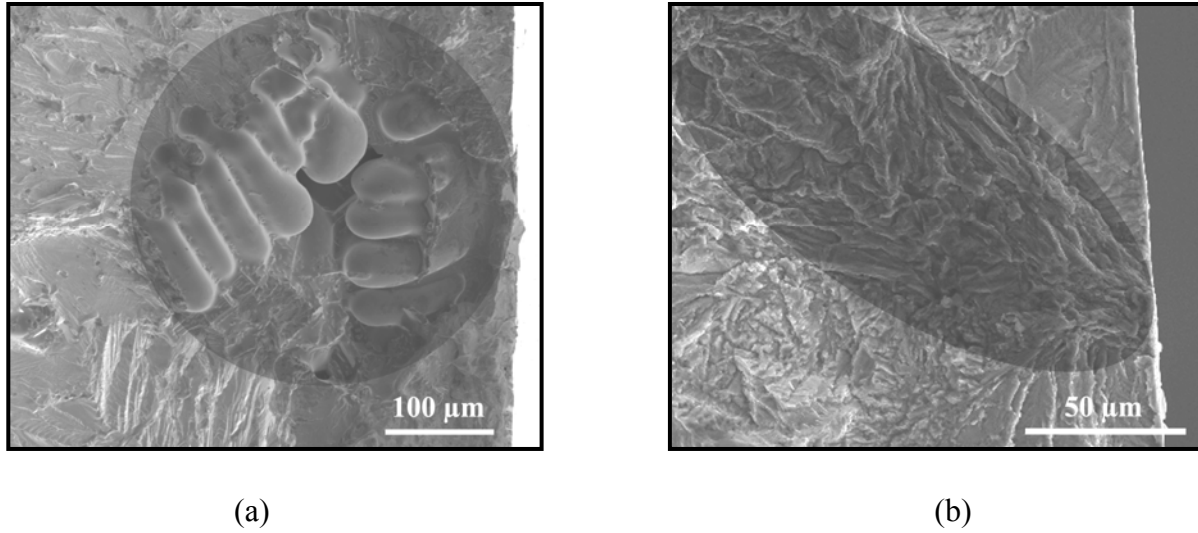


Figure 4.5 Defects observed in fatigue test specimens: (a) shrinkage cavity in a PM-T6 specimen tested at $\sigma_a = 74$ MPa ($N = 2.41 \times 10^5$ cycles) and (b) oxide film in a SSM-T5 specimen tested at $\sigma_a = 96$ MPa ($N = 1.20 \times 10^5$ cycles).

Table 4.3 Coefficients of the Basquin's power law and fatigue strengths at 10^7 cycles

	$R = -1$			$R = 0.1$		
	σ'_f (MPa)	γ	Fatigue strength at 10^7 cycles	σ'_f (MPa)	γ	Fatigue strength at 10^7 cycles
PM-T6	366	0.093	82	226	0.094	47
SSM-T5	237	0.046	113	155	0.044	78

As a result of the difference in the fatigue strength exponents, the difference in fatigue strength between the PM and SSM material increases with the number of cycles. This is an indication that either fatigue crack initiation and short crack propagation, or both, are mechanisms responsible for the improved fatigue strength of the SSM material. In high cycle fatigue, crack initiation and short crack propagation contribute to the major portion of fatigue life as shown by Plumtree et al. [17] and Brochu et al. [1].

The values of the mean fatigue strength at 10^7 cycles were calculated from the regressions and are also given in Table 4.3. At both stress ratios, the fatigue strength of the SSM material is 31 MPa higher than the fatigue strength of the PM material. This is, in part, attributed to the

difference in the defect content and size. However, the behavior of defect free specimens showed that the SSM material is intrinsically more resistant to fatigue than the PM material [1].

Finally, the effect of the stress ratio on the material fatigue behavior is predictable. For a given σ_a , increasing the mean fatigue stress (σ_m) decreases the number of cycles to failure. The average fatigue strengths at 10^7 cycles and at $R = -1$ and $R = 0.1$ are close to the predictions of the modified Goodman diagram.

4.7 Crack propagation

4.7.1 Long cracks

The fatigue crack growth rate results are shown in Figs. 4.6a and 4.6b. The PM material has the highest crack growth threshold ($\Delta K_{th} = 5.3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) followed by the unmodified SSM material ($\Delta K_{th} = 4.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) and the modified SSM-Sr material ($\Delta K_{th} = 3.9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$). Above the threshold, the crack growth rate is higher for both SSM materials than for the PM material. This cannot explain the difference in fatigue strength previously reported.

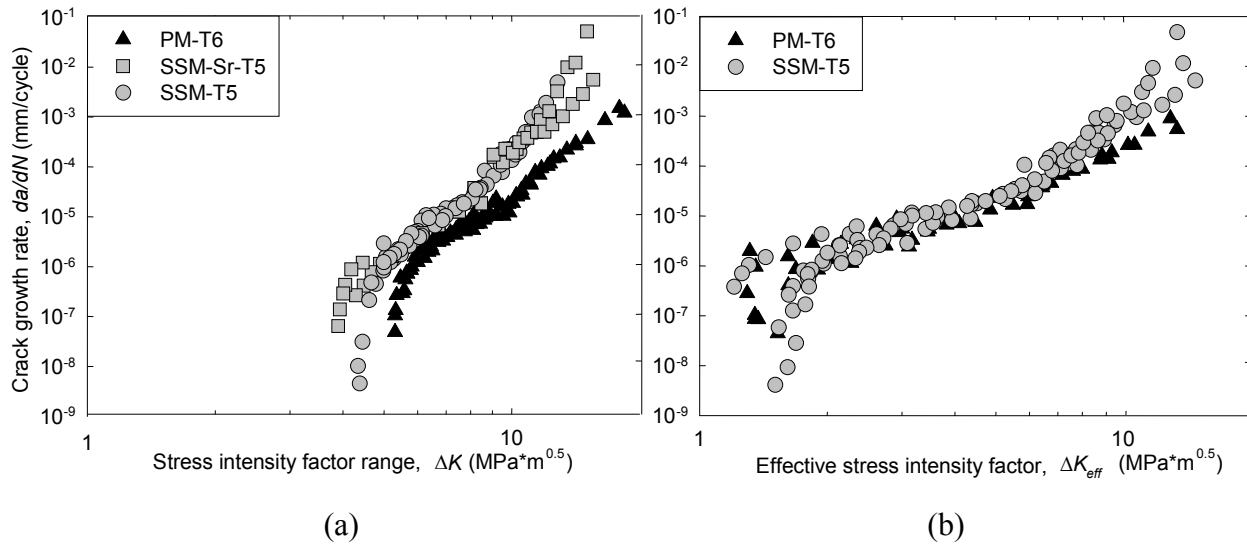


Figure 4.6 Fatigue crack growth rate diagram of the PM and SSM materials.

Lados et al. [8] proposed that the SSM materials have lower crack growth thresholds and faster crack growth rate because they develop less roughness induced crack closure. To verify this hypothesis, the crack opening loads of the specimens were measured during each cycle and

da/dN - ΔK_{eff} diagrams were produced as shown in Fig. 4.6b. When ΔK_{eff} is used, the PM and SSM materials have comparable long crack growth rate up to $\Delta K_{eff} = 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. These results confirm that the difference in the growth rates of long crack for the two materials is due to closure.

For ΔK_{eff} values between 2 and $8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, the crack growth rate of both materials can be characterized by a unique Paris-Elber relationship:

$$da/dN = 1.26 \times 10^{-7} (\Delta K_{eff})^{3.25} \quad (4.2)$$

where da/dN is in mm/cycle, and ΔK_{eff} in $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. The ΔK_{eff} threshold is in the range of $1.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ but much scatter is observed at low values of ΔK_{eff} .

4.7.2 Short cracks

4.7.2.1 a - n_i graphs

Monitoring of short cracks at $R = 0.1$ was carried out by measuring the surface crack length ($2c$) from silicone replicas taken regularly during a S - N fatigue test. More than one crack could be monitored on the same S - N specimen because secondary cracks often grew at the same time as the main crack. Fig. 4.7a shows the a - n_i curves for the main crack of a PM specimen. The crack depth, a , is $0.72c$ as explained previously and n_i is the number of elapsed cycles. Fractographic observations of the specimen showed the existence of a shrinkage cavity at the crack initiation site with a depth of about $140 \mu\text{m}$, which is the initial depth reported in the graph of Fig. 4.7a.

Even though the crack initiated from a defect, fractographic observations showed that the crack propagated on crystallographic planes oriented for maximum shear stress (stage I - mode II) for about $70 \mu\text{m}$. Evidence of mode II cracking is also seen on the replicas shown in Figs. 4.7b and 4.7c.

Two significant crack growth decelerations were recorded at 1.66×10^5 cycles and at 3.09×10^5 cycles (Fig. 4.7a). Observations of the replica taken at $n_i = 1.66 \times 10^5$ (Fig. 4.7b) show that the first crack growth deceleration occurred when the left end of the crack reached a cluster of silicon particles and the right end of the crack approached an alpha cell boundary. Observation of the second replica taken at 3.09×10^5 cycles (Fig. 4.7c) shows that the left end of the crack did not grow perceptibly between 1.66×10^5 and 3.09×10^5 cycles. Only the right end of the crack propagated. The propagation of the right end decelerated at $n_i = 3.09 \times 10^5$ cycles when it

approached an alpha phase cell boundary (Fig. 4.7c). This corresponds to the second important crack growth deceleration. Both important crack growth decelerations occurred when the left and the right end of the crack were near or at a phase boundary.

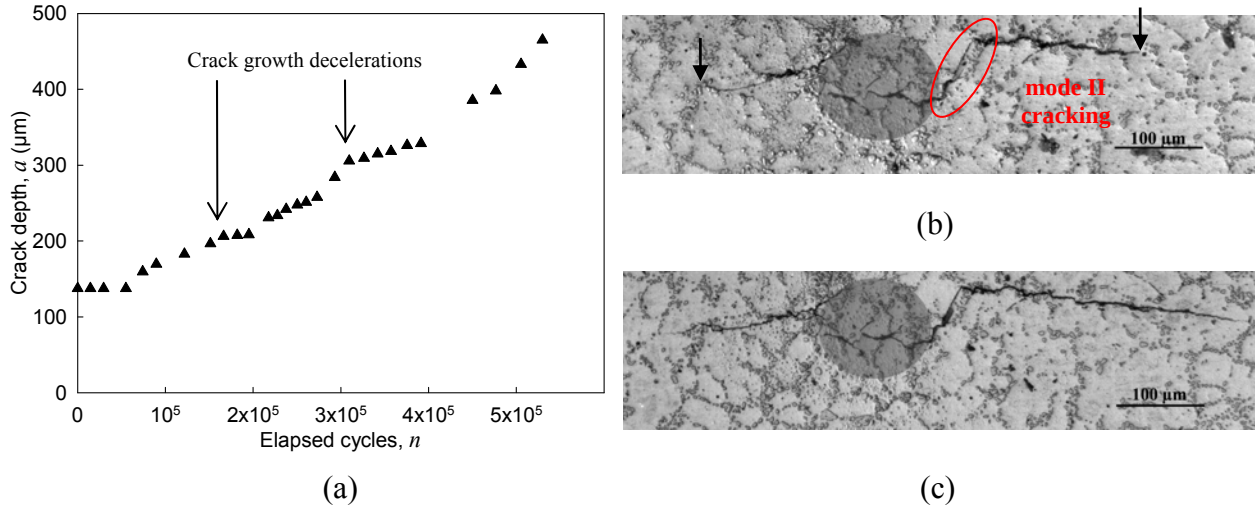


Figure 4.7 Short crack propagation in a PM-T6 specimen tested at $\sigma_a = 62$ MPa ($N = 8.25 \times 10^5$ cycles); (a) $a-n_i$ curve, (b) replica taken at $n_i = 1.66 \times 10^5$ cycles and (c) replica taken at $n_i = 3.09 \times 10^5$ cycles. The shaded areas correspond to the defect depth observed on the fracture surface.

However, not all phase boundaries created significant crack growth decelerations such as those marked in Fig. 4.7a. Phase transitions within the same grain probably present weaker microstructural barriers than a phase transition occurring at grain boundaries. Complete crack arrest was observed in one PM specimen tested at 62 MPa. This specimen had a fatigue life of $N = 2.35 \times 10^6$ cycles.

Crack growth decelerations at grain boundaries have been observed previously in conventionally cast aluminum alloys [12, 19, 18]. However, our results brings the first affirmation that the regime of microstructurally short crack propagation is important, even for cracks that nucleate from defects comparable in size to the grain diameter.

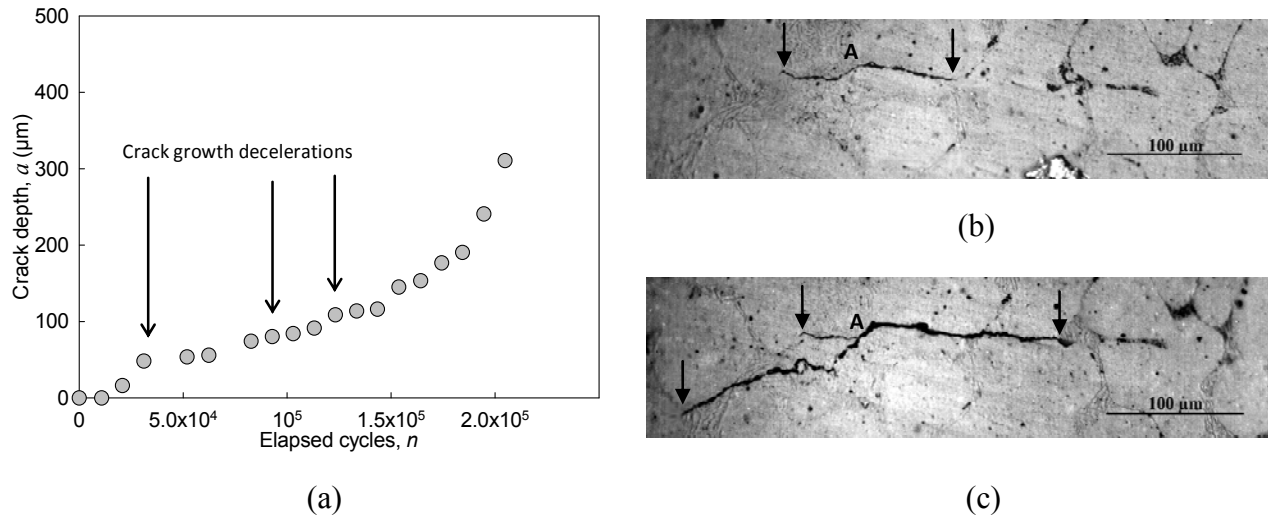


Figure 4.8 Short crack propagation in a SSM-T5 S - N specimen tested at $\sigma_a = 86$ MPa ($N = 2.13 \times 10^5$ cycles); (a) a - n_i curve, (b) replica taken at $n_i = 3.11 \times 10^4$ cycles and (c) replica taken at $n_i = 1.23 \times 10^5$ cycles.

The same analysis was carried out for a SSM specimen. The a - n_i curve of the main crack is given in Fig. 4.8a. Fractographic observations showed that the crack initiated in the alpha phase and that it propagated on a plane of maximum shear stress for about 50 μm . The crack could be seen from the second replica taken 2.07×10^4 cycles. The most important crack growth decelerations were observed at $n_i = 3.11 \times 10^4$ cycles, $n_i = 1.09 \times 10^5$ cycles and at $n_i = 1.23 \times 10^5$ cycles (Fig. 4.8). The replicas in Figs. 4.8b and 4.8c show that they occurred when one end of the crack stopped propagating. At $n_i = 3.11 \times 10^4$ cycles, the left end of the crack stopped propagating for about 30 000 cycles when it encountered an alpha phase cell boundary. Then, at $n_i = 1.09 \times 10^5$ cycles, the right end of the crack stopped its propagation at an eutectic pool. The left end of the crack encountered another alpha cell boundary at 1.23×10^5 cycles.

The replicas also show crack branching at point A (see Fig. 4.8c). Branching is initiated in overcoming the first alpha phase cell encountered at 3.11×10^4 cycles.

Among the 10 tested specimens (about 20 short cracks monitored), decelerations were more frequently observed when a crack tip encountered a new α phase cell than when it encountered an eutectic pool. Complete crack arrests were observed in two SSM specimens. One specimen tested at 78 MPa for which $N = 2.66 \times 10^6$ cycles and another tested at 92 MPa for which $N = 4.41 \times 10^5$ cycles. The second specimen had a corner crack.

There are only few reported results on short crack propagation in SSM materials [19, 20]. Using the replication method, Han et al. [19] found that short cracks propagate faster in a fine grain SSM microstructure than in a coarser PM microstructure. Hayat et al. [20] came to similar conclusions by comparing the short crack propagation in a rheocast and a squeeze cast A356 alloy. Both authors concluded that grain boundaries in the SSM microstructure create a weak obstruction to the propagation of short cracks. Our results bring the first evidences that grain boundaries are strong microstructural barriers to crack propagation in SSM materials.

4.7.2.2 da/dN - ΔK diagrams

Fig. 4.9a presents the FCGR diagrams of the cracks analysed in Figs. 4.7 and 4.8. The data points are joined by a line to better illustrate the irregularities in the crack growth rate. Results show that short cracks can decelerate several times. In both materials, rapid accelerations typically follow crack growth decelerations. In the previous section, it was shown that the crack growth decelerations occurred when a crack tip reaches a phase boundary. On this basis, the short cracks studied are microstructurally such because their propagation is very sensitive to the heterogeneity of the microstructure [21].

Short crack results are all shown in Fig. 4.9b where no line is drawn to join the data points. Crack arrests are presented by points on the abscissa. The results were gathered from several S - N tests carried out at stress amplitudes between 62 and 74 MPa for the PM specimens and between 78 and 97 MPa for the SSM specimens. Short crack propagation at ΔK values below the ΔK_{th} of the long cracks was recorded for both materials. This can be explained by a difference in crack closure. The wake of a short crack is limited and as a result, crack closure cannot develop to the same degree as in a long crack. However, the mean crack growth rates of the short cracks are below the da/dN - ΔK_{eff} line. This is an indication that the short cracks are not completely closure free. Rubbing debris has been observed on the fracture surfaces of the S - N specimens which is an evidence of closure.

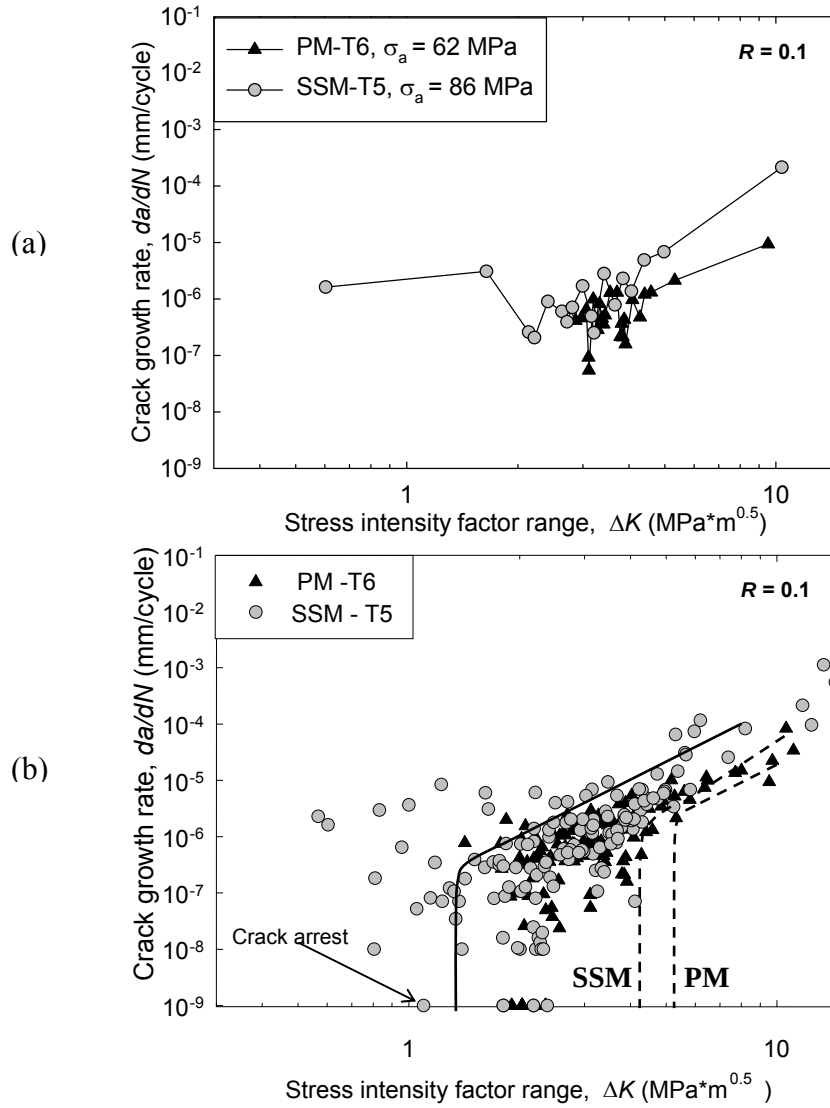


Figure 4.9 Fatigue crack growth rate diagrams of short cracks in the PM-T6 and SSM-T5 materials: (a) cracks presented in Figs. 4.7 and 4.8 and (b) complete results compared with long cracks trends.

The results in Fig. 4.9b also show that the mean growth rates of the short cracks in the PM and SSM microstructures are comparable for ΔK values between 2 and 10 MPa $\sqrt{m}$. Moreover, the results of tests performed at different stress amplitudes are in the same scatter band. A power law relationship of ΔK can be used to fit the mean short crack growth rates:

$$da/dN = 0.54 \times 10^{-7} (\Delta K)^{3.24} \quad (4.3)$$

where da/dN is in mm/cycle, and ΔK in MPa $\sqrt{m}$.

However, the important crack growth decelerations and accelerations observed for ΔK values below $4.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ cannot be predicted by equation 4.3. The amplitude of these perturbations increases with decreasing ΔK . At ΔK values below $2.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, two crack arrests were recorded in two SSM specimens and in one PM specimen. All the observed crack arrests were temporary; crack growth restarted after pausing for a period from 1×10^4 to 100×10^4 cycles. However, a crack arrest observed at the specimen surface does not necessarily mean that there is an internal crack arrest. A tomographic analysis by Ludwig et al. [12] shows that the front of a short crack does not proceed along a regular semi-elliptic line and finger-like crack extensions can develop in grains oriented favourably.

One important difference in the behavior of the short cracks can be observed between the PM and SSM materials. Crack growth rate decelerations below $2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ were only observed in the SSM specimens. For the PM samples, there are few results at ΔK values below $2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. One explanation for this is the initial crack size, a_o . All the main cracks in the PM specimens initiated from defects larger than $80 \mu\text{m}$ resulting in an initial ΔK above $1.9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. This difference in the short crack behavior of the PM and SSM materials is important and will be discussed in the next section.

4.8 Discussion

4.8.1 Fatigue life

The S - N data of Fig. 4.4 clearly show that the PM specimens have a shorter fatigue life than the SSM specimens at a given stress amplitude. It was also observed that crack initiated more frequently at defects in the PM material than in the SSM material, which may cause a difference in the crack initiation period. However, replicas obtained for some tests at $R = 0.1$ show that the portion of fatigue life during crack initiation (N_o/N) is not a significant portion of the total fatigue life for both materials (Table 4.4).

The number of cycles for crack initiation, N_o , is the number of cycles elapsed when the first crack growth is observed on a replica. N_o can be overestimated but not underestimated because replicas are taken periodically. These results show the necessity of a more detailed analysis of the crack

propagation behaviour. The highest value of (N_o/N) measured is 19 % for a defect free SSM specimen.

Table 4.4 Fatigue lives data for crack initiation and short crack propagation at $R = 0.1$

	σ_a (MPa)	N (cycles)	Defect size $\sqrt{area}$ (μm)	N_o/N	N_{msc}/N ($4.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$)	Remaining fraction of life
PM-T6	62	825 000	251	0.02	0.59	0.49
	62	2 352 060	99	0.18	0.73	0.09
	70	452 831	264	0.11	0.62	0.27
	74	241 553	81	0.09	0.57	0.34
SSM-T5	78	2 665 640	87	0.01	0.89	0.10
	86	213 974	0	0.10	0.79	0.11
	91	124 082	71	0.13	0.75	0.12
	92*	440 956	0	0.08	0.86	0.06
	96	119957	72	0.19	0.48	0.33
	97*	181 807	0	0.07	0.72	0.21

* Corner crack

An analysis of the propagation of short cracks has resulted in significant findings on the interpretation of the S - N curves. The number of cycles in the microstructurally short crack regime, N_{msc} , was calculated for each specimen. Since short cracks were monitored at different stress amplitudes, N_{msc} is defined by the number of cycles from crack initiation to $\Delta K = 4.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. This definition is a good representation of the short crack behavior in both materials. In Fig. 4.9b, all the significant crack growth decelerations and accelerations occurred at $\Delta K < 4.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Above this value, the short crack growth rate is continuously increasing according to equation 4.3.

The fraction of the specimen life spent in the microstructurally short crack regime, (N_{msc}/N) , is given in the sixth column of Table 4. These results show that for both materials and at all stress amplitudes, a major portion of the fatigue life is consumed for the propagation of microstructurally short cracks. Moreover, the proportion of life spent for the propagation of microstructurally short cracks generally increases as the stress amplitude decreases.

The high cycle fatigue life of the specimens is significantly influenced by the number of cycles for the propagation of short cracks. For example, the two PM specimens tested at $\sigma_a = 62$ MPa have an absolute fatigue life difference of 1.52×10^5 cycles. The difference in the number of cycles for short crack propagation in these specimens is 1.23×10^5 cycles which is 80 % of the fatigue life difference. The same observation can be made for the two SSM specimens tested at 91 and 92 MPa. In this second example, the short crack propagation accounts for 90 % of the total fatigue life difference of the specimen. In these two examples, it appears that the presence of a defect at the crack initiation site significantly reduced the short crack propagation period and as a result, the overall fatigue life.

Defects shorten the short crack propagation period for two reasons. First, it reduces the number of cycles necessary to reach $\Delta K = 4.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ because crack propagation begins at a larger crack size, a_o and therefore at a higher ΔK . The second reason applies to microstructurally short cracks. Large defects can extend over the first microstructural barrier, letting the crack grow longer before it encounters its first effective microstructural barrier. This longer crack will have a higher driving force and will overcome the microstructural barrier more easily. It is believed that this second effect has a significant influence on the specimen fatigue life.

4.8.2 Fatigue strength at 10^7 cycles

The results presented in Fig. 4.9b show crack arrests in both materials for values of ΔK below $2.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. This indicates that the most important microstructural barrier has a resistance characterized by a ΔK value of about $2.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Based on the results presented in the previous sections, it is proposed that the most important microstructural barriers are grain boundaries. The value of $\Delta K_{mb} = 2.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ thus characterizes grain boundaries with large misorientation angles. These grain boundaries will arrest the propagation of cracks having a driving force below $2.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Weaker grain boundaries can decelerate the cracks without stopping, even at ΔK values below $2.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (Fig. 4.9b).

The difference between the materials is not the intensity of the microstructural barrier, ΔK_{mb} , but its position, d , in the path of a short crack. The coarse PM-T6 microstructure grain boundaries are

more distant than in the fine SSM microstructure. This is illustrated in Fig. 4.10 showing the crack growth rate as a function of the crack depth.

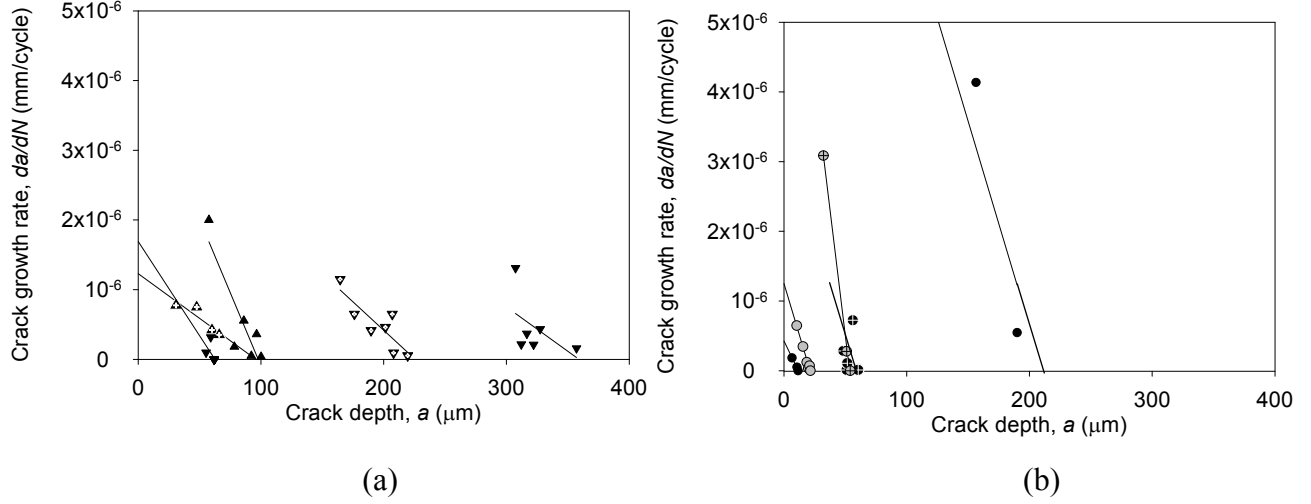


Figure 4.10 Crack growth rate vs. crack depth in (a) PM material and (b) SSM T5 material.

Using the least square method proposed by Hobson et al. [22], the crack depth at complete crack arrest was calculated for 5 short cracks in the PM microstructure and for 5 other cases in a SSM microstructure. The results show that in the PM microstructure, the first significant crack growth deceleration is more frequently observed at crack depths between $60 \mu\text{m}$ to $360 \mu\text{m}$. On the other hand, in the SSM microstructure the short cracks are subjected to a first important crack growth deceleration at depths between $11 \mu\text{m}$ to $211 \mu\text{m}$. These values are in the range of the grain size distribution as seen in Fig. 4.11, which supports the hypothesis that grain boundaries are important microstructural barriers.

As a result of these observations, it is proposed that ΔK_{mb} is the short crack propagation threshold and that it can explain the fatigue strength difference between the PM and the SSM materials. Assuming that a fatigue life of 10^7 cycles can only be attained if the main crack is interrupted at a microstructural barrier, the stress amplitude for $\Delta K = \Delta K_{mb}$ can be calculated using equation 4.1. For the PM material with a barrier positioned at an average distance of $165 \mu\text{m}$, a stress amplitude of 52 MPa is necessary to obtain $2.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. For the SSM-T5 material, where the first barrier is positioned at an average distance of $70 \mu\text{m}$, the value of the stress amplitude is

82 MPa. These values are comparable to the average fatigue strength measured at 10^7 cycles, which is 47 MPa and 78 MPa respectively for the two materials.

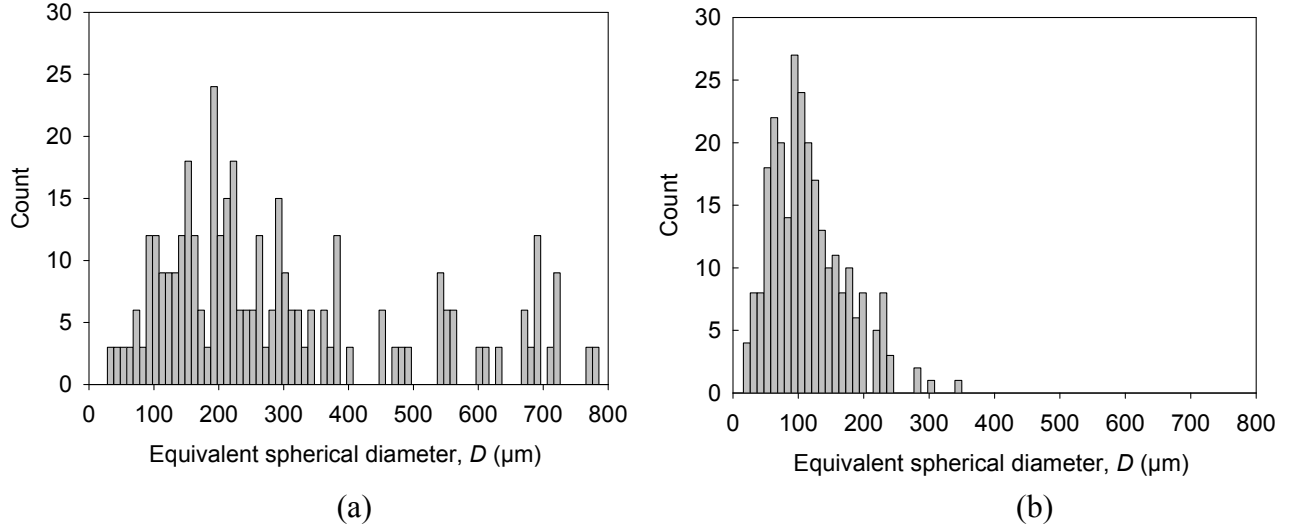


Figure 4.11 Grain size distribution in (a) the PM-T6 microstructure and (b) the SSM-T5 microstructure.

The average position of the microstructural barrier measured in Fig. 4.10 is very close to the average radius of the grains ($D/2$) that characterize each microstructure. On this basis, equation 4.1 can be rewritten in the following form to give a relationship between the material fatigue strength (at 10^7 cycles) and its average grain size, D :

$$\sigma_a = \frac{1}{2} \cdot \left(\frac{\Delta K_{mb}}{F\left(\frac{a}{t}, \frac{a}{c}, \frac{c}{b}, \phi\right) \sqrt{\pi \frac{D}{2Q}}} \right) \quad (4.4)$$

where ΔK_{mb} is the critical stress intensity factor range that characterizes the worst grain boundaries, defined as $\Delta K_{mb} = 2.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ for $R = 0.1$. For a semi-elliptical crack with an aspect ratio $a/2c = 0.36$ in a plate of infinite dimensions, the geometrical functions of Newman are constants ($Q = 1.8514$ and $F = 1.3455$) and equation 4.4 can be rewritten:

$$\sigma_a = G \frac{\Delta K_{mb}}{\sqrt{D}} \quad (4.5)$$

with $G = 0.403$. With equation 4.5, the predicted fatigue strength of PM-T6 and SSM-T5 materials are 55 MPa and 90 MPa respectively. This is a 15 % overestimation of both measured values. However, equation 4.5 does not consider the influence of the defects. A defect at a crack initiation site has a comparable effect to a bigger grain size because it can be deeper than the first microstructural barrier. Equation 4.5 proposed for $R = 0.1$ can be extended to other R values with the appropriate values for ΔK_{mb} .

Equation 4.5 is a first attempt to describe the grain size effect on the fatigue strength of a cast aluminum alloy. It is based on the propagation of microstructurally short cracks but it does not consider the irregularities of the crack front in the third dimension. Moreover, the use of an elastic-plastic driving force would better describe the stress field at a short crack tip. In such an expression, the strength of the microstructural barrier should be expressed according to the chosen EPFM parameter.

Future experiments should be carried out in order to obtain the fatigue strength of SSM and PM microstructures with comparable grain sizes. These results could then be used to verify the proposed relationship between the material fatigue strength and its grain size.

4.9 Conclusions

This experimental study was conducted to differentiate the high cycle fatigue behavior of a permanent mold (PM) to that of a rheocast (SSM) aluminum 357 alloy. $S-N$ data at $R = -1$ and $R = 0.1$ were produced and the propagation behavior of long and short cracks were studied in detail. The main observations were as follows:

- The average fatigue strength at 10^7 cycles of the PM-T6 and SSM-T5 materials are respectively 47 MPa and 78 MPa at $R = 0.1$ while those at $R = -1$ are 82 MPa and 113 MPa.
- For both materials, the mean stress effect on the fatigue strength is well predicted by a modified Goodman diagram.

- At both R values, the PM-T6 specimens contain large shrinkage cavities and have shorter fatigue life than the SSM-T5 specimens which contain fewer defects; however, this cannot entirely explain the difference in fatigue strength between the materials.

Even though the long crack propagation of both materials is well described by a Paris relationship, it cannot be used to predict the $S-N$ results and the difference in fatigue strength between the PM and SSM materials. Consequently, a detailed analysis of the short crack propagation was necessary. As a result of this analysis, the following conclusions may be formulated:

- In both materials, a major portion of the specimen fatigue life is spent in the propagation of microstructurally short cracks.
- In both materials, the propagation of short cracks is significantly shortened by the presence of defects at the crack initiation site.
- The high cycle fatigue strength of both materials corresponds to the stress amplitude below which short crack propagation is interrupted at the first microstructural barrier ($\Delta K < \Delta K_{mb}$).
- The most important microstructural barrier is a high angle grain boundary, characterized by a critical stress intensity factor range $\Delta K_{mb} = 2.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ and located at a distance $d = D/2$ from the initiation site.
- The PM-T6 material has a lower fatigue strength than the SSM-T5 material because its most important microstructural barrier are positioned further from the crack initiation site.
- Practically, the fatigue strength of castings made from aluminum 357 alloy can be increased by reducing the grain size and the defect content.

4.10 Acknowledgments

Contributions from CRSNG, FQRNT, REGAL and Rio-Tinto Alcan for funding this research are acknowledged.

4.11 References

- [1] Brochu M, Verreman Y, Ajersch F, Bouchard D. High cycle fatigue strength of permanent mold and rheocast aluminum 357 alloy. *Int J Fatigue* 2010; doi: 10.1016/j.ijfatigue.2010.01.001.
- [2] Gan YX, Overfelt RA. Fatigue property of semisolid A357 aluminum alloy under different heat treatment conditions. *J Mater Sci* 2006; 41: 7537-44.
- [3] Gabathuler JP, Huber HJ, Erling J. Specific properties of produced parts using the thixocasting process. *Metall Ital* 1994; 86: 609-15.
- [4] Davidson CJ, Griffiths JR, Badiali M, Zanada A. Fatigue properties of a semi-solid cast Al-7Si-0.3Mg-T6 alloy. *Metall Sci Technol* 2000; 18: 27-31.
- [5] North American Die Casting Association. NADCA Product specification standards for die castings produced by the semi-solid and squeeze casting processes. 4 ed. USA: NADCA, 2006.
- [6] Lados DA, Apelian D. Fatigue crack growth characteristics in cast Al-Si-Mg alloys Part I. Effect of processing conditions and microstructure. *Mater Sci Eng A* 2004; 385: 200-11.
- [7] Han SW, Kumai S, Sato A. Fatigue crack growth behavior in semi-liquid die-cast Al-7%Si-4%Mg alloys with fine effective grain structure. *Mater Sci Eng A* 2001; 308: 225-32.
- [8] Lados DA, Apelian D. In: *Proceedings of the 8th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*. Limassol; 2004. p. 833-42.
- [9] Doutre D, Langlais J, Roy S. In: *Proceedings of the 8th International International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*. Limassol; 2004. p. 397-408.
- [10] Brochu M, Verreman Y, Ajersch F, Charest N. In: *Proceedings of the 12th International Conference on Fracture*. Ottawa; 2009. p. 1-10.
- [11] Rose H. Propagation des fissures de fatigue dans l'alliage d'aluminum 357 coulé par gravité et rhéomoulé. Montréal: École Polytechnique de Montréal; 2009. p.108.

- [12] Ludwig W, Buffiere JY, Savelli S, Cloetens P. Study of the interaction of a short fatigue crack with grain boundaries in a cast Al alloy using X-ray microtomography. *Acta Mater* 2003; 51: 585-98.
- [13] Bolingbroke RK, King JE. A comparison of long and short fatigue crack growth in a high strength aluminium alloy. In: K.J. Miller, E.R.d.l. Rios editors. *The behavior of short fatigue cracks* London, UK: Mechanical engineering publications; 1986, p.101.
- [14] Newman Jr JC, Raju IS. Empirical stress-intensity factor equation for the surface crack. *Eng Fract Mech* 1981; 15: 185-92.
- [15] Wang QG, Davidson CJ, Griffiths JR, Crepeau PN. Oxide films, pores and the fatigue lives of cast aluminum alloys. *Metall Mater Trans B* 2006; 37: 887-95.
- [16] Rabbe P, Anquez L, Chapitre 3: L'amorçage des fissures de fatigue. In: C. Bathias, A. Pineau editors. *La fatigue des matériaux et des structures 1*, 3e édition, Éditions Hermès, Paris; 2008: 15-51.
- [17] Plumtree A, Schäfer S. Initiation and short crack behavior in aluminium alloy castings. In: K.J. Miller, E.R.d.l. Rios editors. *The behavior of short fatigue cracks* London, UK: Mechanical engineering publications; 1986, p.215.
- [18] Buffiere J-Y, Savelli S, Jouneau PH, Maire E, Fougères R. Experimental study of porosity and its relation to fatigue mechanisms of model Al-Si7-Mg0.3 cast Al alloys. *Mat Sci and Eng A* 2001; 316: 115-26.
- [19] Han S-W, Kumai S, Sato A. Effects of solidification structure on short fatigue crack growth in Al-7%Si-0.4%Mg alloy castings. *Mater Sci Eng A* 2002; 332: 56-63.
- [20] Hayat N, Toda H, Kobayashi T, Wade N. Experimental investigations of fatigue characteristics of AC4CH cast aluminum alloys fabricated through rheocast and squeeze cast methods. *Mater Sci Forum* 2002; 396-402: 1353-58.
- [21] Verreman Y. Chapitre 7: Propagation des fissures courtes. In: C. Bathias, A. Pineau editors. *La fatigue des matériaux et des structures 2*, 3e édition, Éditions Hermès, Paris; 2008: 15-51.

- [22] Hobson PD, Brown MW, de los Rios ER. Two phases of short crack growth in a medium carbon steel. In: K.J. Miller, E.R.de los Rios editors. The behavior of short fatigue cracks London, UK: Mechanical engineering publications; 1986, p.441.
- [23] Caton MJ, Jones JW, Allison JE. The influence of heat treatment and solidification time on the behavior of small-fatigue-cracks in a cast aluminum alloy. Mater Sc Eng A 2001; 314: 81-85.

CHAPITRE 5 DISCUSSION GÉNÉRALE

Pour répondre à l'objectif pratique du projet, ce chapitre offre d'abord une synthèse des principaux résultats expérimentaux présentés dans les chapitres 3 et 4. La première section traite des propriétés mécaniques en traction monotone et des effets du procédé de fabrication, de la modification de l'eutectique et du durcissement structural sur ces propriétés. Dans la deuxième section, les caractéristiques du comportement en fatigue des plaques MC-T6, MSS-T5 et MSS-Sr-T5 sont résumées et comparées aux résultats de la bibliographie. Une courte discussion résumant l'influence du procédé de fabrication et des traitements thermiques sur le comportement en fatigue des pièces est effectuée. Dans la troisième section du chapitre, une synthèse de l'interprétation des résultats permet de répondre à l'objectif académique. Les principaux résultats qui caractérisent le comportement des fissures courtes sont d'abord revus. De suite, des fractographies sont présentées pour discuter des différents stades de l'endommagement par fatigue. Pour terminer, des diagrammes montrant l'influence de la taille initiale d'un défaut sur la résistance en fatigue des matériaux MC-T6 et MSS-T5 servent à discuter des limites d'application des modèles proposés.

5.1 Propriétés mécaniques des matériaux

Le tableau 5.1 synthétise les caractéristiques de fabrication des sept microstructures étudiées. Les résultats montrent que la composition chimique des plaques SSM-Sr répond aux exigences de la norme ASTM B108-03 pour un alliage de nomenclature 357. D'un autre côté, les plaques MC et MSS ont une teneur en silicium légèrement excédentaire, la limite supérieure étant 7.6 %. Cette différence de teneur en silicium n'est cependant pas significative pour le présent projet.

Dans le tableau 5.2 la moyenne des propriétés mécaniques obtenues d'essais de traction est présentée. Les essais ont tous été réalisés dans la direction de remplissage des coquilles de façon à ce que la rupture soit située dans la zone étudiée en fatigue. Les duretés Rockwell et les microduretés Vickers des matériaux apparaissent aussi dans les deux dernières lignes du tableau.

Tableau 5.1 Caractéristiques de fabrication des plaques

	MC	MSS	MSS-Sr
Éléments d'alliage	7.8 % Si- 0.55 % Mg	8.1 % Si- 0.62 % Mg	7.3 % Si- 0.60 % Mg 22 ppm Sr
Procédé de fonderie	Moulage en coquille par gravité	Rhéomoulage sous pression SEED	Rhéomoulage sous Pression SEED
États métallurgiques	F et T6	F et T5	F, T5, T6

Tableau 5.2 Propriétés mécaniques moyennes et écart-type

	MC		MSS		MSS-Sr		
	F	T6	F	T5	F	T5	T6
σ_o (MPa)	90 ± 7	255 ± 9	112 ± 6	178 ± 8	124 ± 4	180 ± 4	288 ± 4
σ_{UTS} (MPa)	177 ± 8	297 ± 37	183 ± 28	249 ± 63	248 ± 0	271 ± 2	339 ± 2
A (%)	7.4 ± 0.8	5.2 ± 2.5	4.3 ± 3.1	7.2 ± 6.5	18.7 ± 3.2	8.1 ± 1.1	8.8 ± 1
Dureté	57 ± 2	59 ± 2	66 ± 2	40 ± 1	68 ± 1	35 ± 1	60 ± 3
Rockwell	HRF	HRB	HRF	HRB	HRF	HRB	HRB
HV α (200 g)	67 ± 4	123 ± 9	67 ± 3	72 ± 4	60 ± 2	75 ± 4	125 ± 6

Les propriétés mécaniques moyennes des éprouvettes MC-T6 et SSM-Sr-T6 sont supérieures aux exigences de la norme ASTM B108-03 qui sont : $\sigma_o > 214$ MPa, $\sigma_{UTS} > 283$ MPa et $A > 3$ %. Cependant, certaines des éprouvettes MC-T6 contenant des défauts ont eu un allongement à la rupture inférieur à 3 %. Concernant plus particulièrement les éprouvettes rhéomoulées, l'association nord américaine de moulage sous pression (NADCA) a publié les propriétés mécaniques typiques suivantes pour un alliage A357-T5 thixomoulé : $\sigma_o = 200$ MPa,

$\sigma_{UTS} = 283$ MPa et $A = 8$ %. Ces valeurs sont supérieures à celles obtenues pour les éprouvettes SSM-T5 et SSM-Sr-T5. Comme le thixomoulage et le rhéomoulage sont des procédés différents, des écarts de propriétés mécaniques sont attendus. À l'état T6, l'alliage SSM-Sr a des propriétés près de celles publiées par NADCA ($\sigma_o = 283$ MPa, $\sigma_{UTS} = 345$ MPa et $A = 9$ %).

Les grands écarts-types obtenus pour certaines des mesures de l'allongement à la rupture et de la résistance mécanique ont été attribuées à la présence de défauts. Les films d'oxyde sont les principaux défauts de grande taille (> 1 mm) observés sur les faciès de rupture. L'inspection par radiographie n'est pas un moyen de contrôle de la qualité adéquat pour révéler ce type de discontinuités.

Afin de mettre en évidence l'effet du procédé de fabrication et du durcissement sur les propriétés mécaniques de l'alliage 357, la figure 1.4 a été reprise en ajoutant les résultats du tableau 5.1. Ce graphique montre clairement que les pièces MSS-F offrent un faible avantage, sur le plan des propriétés mécaniques, par rapport aux pièces MC-F. Le rhéomoulage a permis d'augmenter légèrement la limite d'élasticité, mais au dépend de l'allongement à la rupture. L'allongement à la rupture obtenu pour le matériau MSS non modifié n'est cependant pas représentatif du comportement moyen des matériaux produits par moulage semi-solide représenté par l'ellipse sur la figure 5.1. Pour tirer pleinement avantage du MSS il est primordial de réduire la présence des films d'oxyde. Ceux-ci, difficiles à révéler par une inspection radiographique, réduisent l'allongement à la rupture et la résistance mécanique des pièces. Néanmoins, le matériau rhéomoulé modifié au strontium (MSS-Sr-F) a un allongement à la rupture avantageux comparativement à celui du matériau MSS-F. D'un autre côté, la structure eutectique des matériaux MC peut aussi être modifiée pour augmenter l'allongement à la rupture.

Néanmoins, il est possible de conclure que les matériaux MSS-Sr-F et MSS-Sr-T6 offrent une combinaison de limite d'élasticité et d'allongement à la rupture qui permet de combler le vide entre les matériaux corroyés et moulés de façon conventionnelle. Pour compléter la figure 5.1, il serait pertinent d'obtenir les propriétés mécaniques d'un alliage 357 modifié au strontium et moulé en coquille pour les états métallurgiques F, T5 et T6.

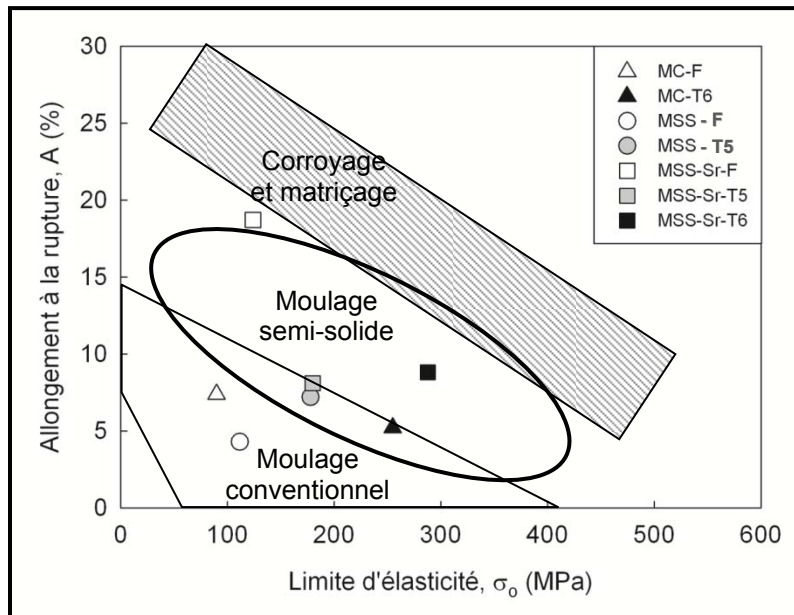


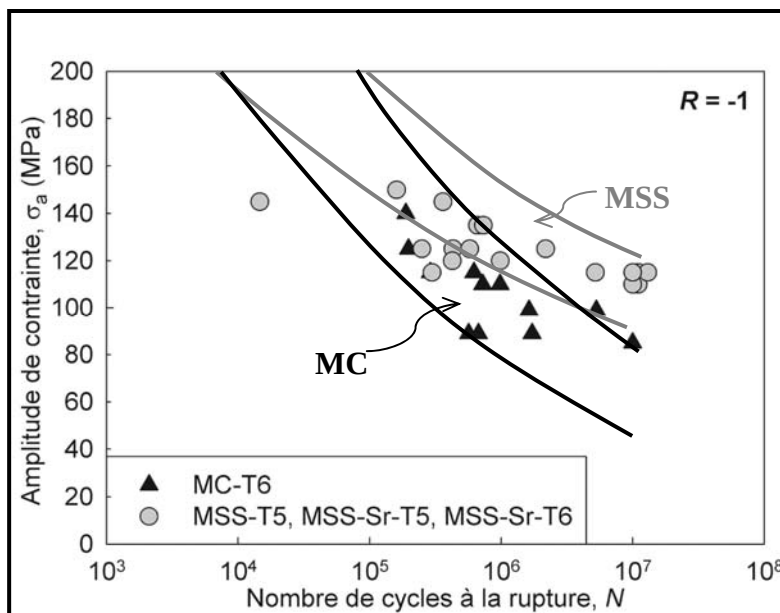
Figure 5.1 Propriétés mécaniques de l'alliage 357 moulé en coquille et rhéomoulé par rapport à celles d'alliages d'aluminium mis en forme par divers procédés.

5.1.1 Caractéristiques du comportement en fatigue

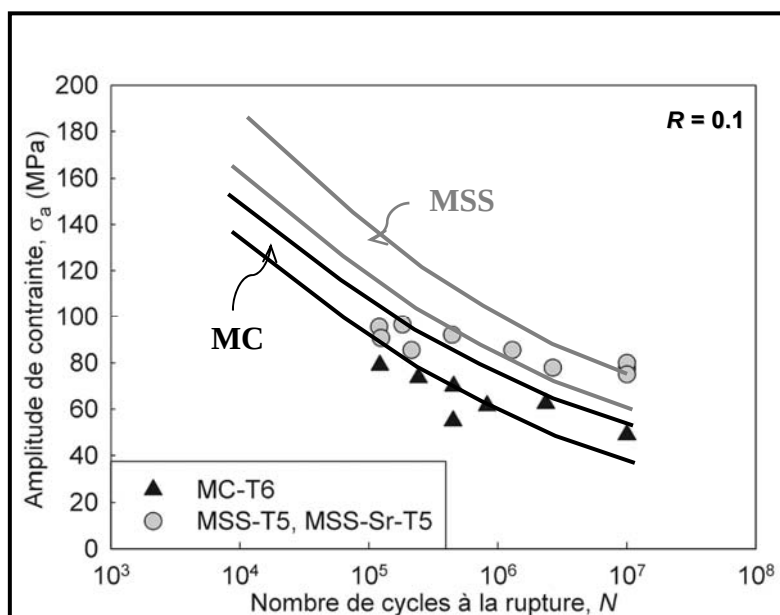
5.1.1.1 Courbes $S-N$

Les courbes $S-N$ présentées donnent, pour une amplitude de contrainte donnée, la durée de vie totale d'une éprouvette ayant une surface extrêmement lisse. Ces courbes tiennent compte de la durée d'amorçage et de propagation des fissures. Cependant, il a été démontré que la géométrie des éprouvettes a une influence sur les résultats (voir Annexe B). La résistance en fatigue diminue lorsque la surface externe de la région sollicitée à contrainte maximum augmente. Pour ces raisons, les résultats présentés sont utilisés pour comparer des matériaux entre eux, mais ils ne peuvent pas être utilisés directement comme critère de conception de pièces.

À la figure 5.2 les résultats des essais effectués à $R = -1$ et $R = 0.1$ sur les matériaux durcis sont présentés en parallèle avec des bandes $S-N$ qui représentent les résultats de la bibliographie. Les résultats obtenus des éprouvettes MSS-T5, MSS-Sr-T5 et MSS-Sr-T6 sont représentés par les mêmes symboles. En effet, pour des durées de vie entre 10^5 et 10^7 cycles, le traitement thermique T6 et la modification de l'eutectique n'ont pas permis d'augmenter significativement la résistance en fatigue du matériau rhéomoulé par rapport à celle des éprouvettes SSM-T5.



(a)



(b)

Figure 5.2 Courbes S-N (a) à $R = -1$ et (b) à $R = 0.1$. Les résultats de la bibliographie se situent entre les traits pleins.

Une des caractéristiques des résultats est leur dispersion qui a été attribuée à la présence de défauts aux sites d'amorçage. Pour le matériau MC, 75 % des ruptures se sont amorcées à des

défauts alors que pour les éprouvettes produites par MSS, le taux de rupture à partir d'un défaut est de 45 %. Ces défauts réduisent la durée de vie des pièces en agissant sur la durée d'amorçage des fissures mais principalement sur la durée du régime de propagation des fissures courtes. Les défauts de taille comparable à celle des grains peuvent aussi diminuer la résistance en fatigue des pièces en permettant aux fissures d'éviter la ou les première(s) barrière(s) microstructurale(s). Conséquemment, l'optimisation de la résistance en fatigue est tributaire de la qualité métallurgique des pièces qu'elles soient moulées en coquille ou rhéomoulées.

Pour les durées de vie supérieure à 10^6 cycles, les résultats se comparent à ceux de la bibliographie autant pour le matériau moulé en coquille que pour le matériau rhéomoulé (figures 5a et 5b). Cependant, à $N < 10^6$ cycles, les durées de vie du matériau MSS sont inférieures à celles attendues. La différence de limite d'élasticité cyclique entre les matériaux de référence et ceux éprouvés peut en être la cause.

En fatigue endurance, les résultats montrent que le rhéomoulage est avantageux. Une différence de 31 MPa existe entre la résistance à 10^7 cycles de l'alliage 357 moulé en coquille et rhéomoulé. De surcroît, le matériau rhéomoulé est à l'état métallurgique T5 tandis que le matériau moulé en coquille est à l'état T6. Cela a un avantage économique important étant donné qu'une mise en solution n'est pas nécessaire pour obtenir l'état T5. Enfin, l'augmentation de la résistance en fatigue des matériaux MSS est en partie attribuable au fait que la rupture de ces éprouvettes s'initie moins souvent à des défauts. Le reste de l'augmentation a été expliquée, dans le chapitre 4, par une diminution de la taille des grains. Il serait intéressant de vérifier si un matériau moulé en coquille caractérisé par une fine taille de grains peut avoir une résistance en fatigue qui s'approche de celle du matériau rhéomoulé.

5.1.1.2 Courbes $da/dN-\Delta K$

Les courbes $da/dN-\Delta K$ caractérisent typiquement la propagation des fissures dans des conditions de plasticité confinée (conditions MLER). Elles permettent de prévoir une valeur seuil sous laquelle les fissures longues cessent de se propager. Elles permettent aussi de calculer, pour une amplitude de contrainte constante, la durée de vie résiduelle d'une pièce qui possède une discontinuité initiale de grande taille. L'utilisation des courbes $da/dN-\Delta K$ pour prévoir la durée de vie de pièces d'ingénierie doit se faire dans des conditions bien particulières. D'abord, les conditions de plasticité confinée doivent être vérifiées en tout temps. Ces conditions peuvent être

facilement violées pour des fissures se propageant à partir de petits défauts. Ensuite, la fermeture des fissures doit être comparable à celle développée dans les éprouvettes d'essai. Les facteurs susceptibles d'influencer la fermeture sont le rapport de contrainte, R , les contraintes résiduelles, les surcharges et sous-charges, l'environnement mais aussi la taille de la fissure. Pour les raisons mentionnées, les résultats qui sont présentés servent à comparer la résistance des matériaux à la propagation des fissures mais, ils doivent être utilisés prudemment pour prévoir la durée de vie de pièces en service.

À la figure 5.3, les résultats qui caractérisent la propagation des fissures au sein des matériaux produits par MC-T6 et MSS-T5 sont présentés en parallèle avec ceux obtenus de la bibliographie, schématisés par les traits pleins. Les vitesses de propagation des fissures peuvent être corrélées par une relation de Paris pour des valeurs de ΔK entre 6 et 10 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ pour le matériau MC-T6 et entre 5 et 9 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ pour le matériau MSS.

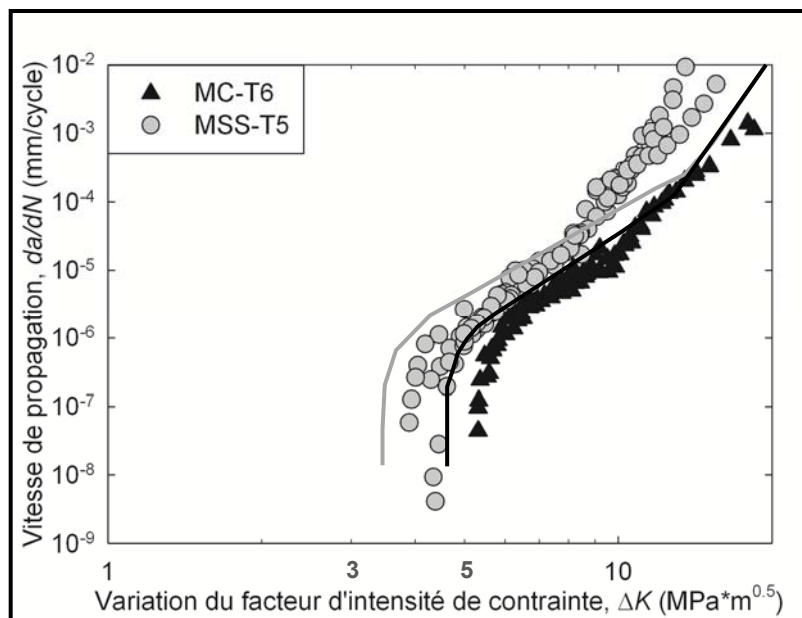


Figure 5.3 Courbes de propagation des fissures longues. Les traits pleins représentent les résultats de Lados et al. pour un alliage A356 (Lados et Apelian, 2004).

Le graphique de la figure 5.3 montre que le matériau produit par moulage semi-solide est moins résistant à la propagation des fissures longues. Cela se traduit par des vitesses de propagation plus

grandes pour une valeur de ΔK donnée ainsi que par un seuil de propagation plus faible. Cette tendance a aussi été observée par d'autres comme le montrent les courbes en traits pleins. La moins grande fermeture a permis d'expliquer pourquoi les fissures se propagent plus rapidement dans la microstructure issue du MSS. D'ailleurs, les résultats obtenus pour les différents matériaux ont pu être consolidés en une seule courbe sur un graphique exprimé en fonction de ΔK_{eff} .

Des observations macro-fractographiques des éprouvettes CT permettent de proposer l'existence d'un mécanisme de fermeture induit par la rugosité (figure 5.4). Le matériau produit par MC a un faciès brillant montrant de grosses facettes inclinées tandis que le faciès de l'autre matériau est plus mat et régulier. Des débris de frottement ont été observés sur les faciès des deux matériaux. Des mesures de la rugosité des surfaces permettraient de quantifier ces observations fractographiques.

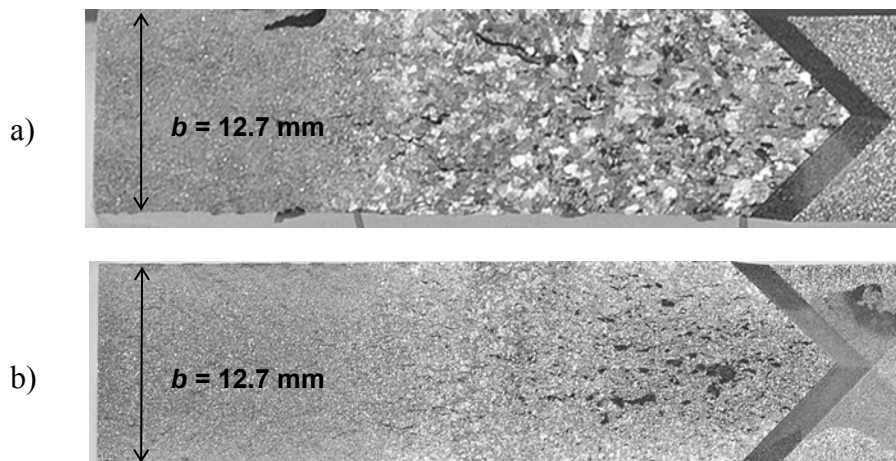
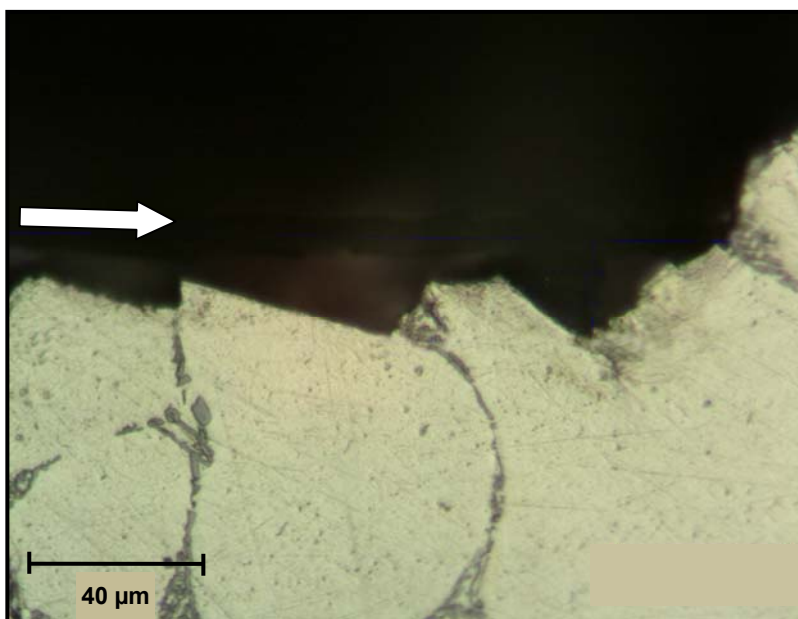
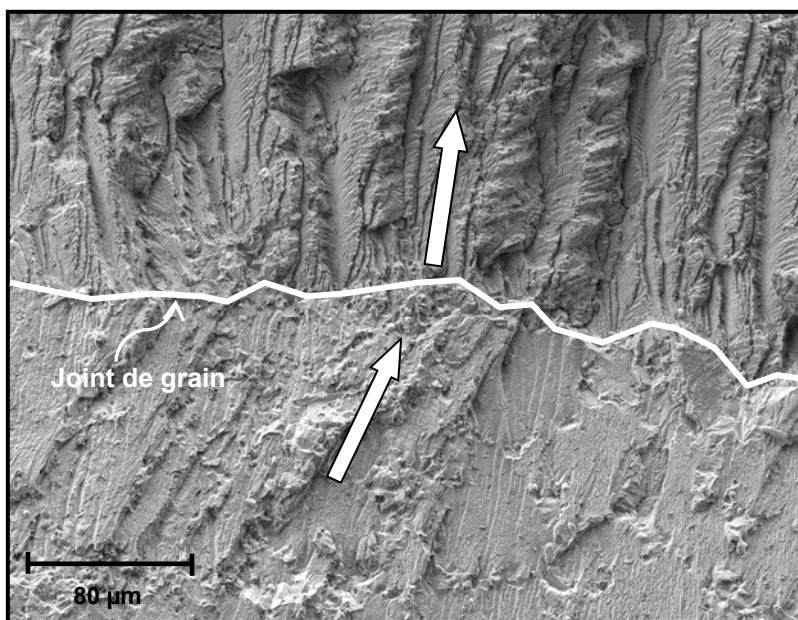


Figure 5.4 Faciès de rupture des éprouvettes CT: (a) MC-T6 (b) MSS-T5.

La différence de rugosité au seuil de propagation apparaît attribuable à une différence de taille de grains. Une propagation cristallographique a été observée à partir du profil des éprouvettes CT tel que montré sur la figure 5.5a et à partir d'observations fractographiques (figure 5.5b). Sur la figure 5.5b, il est possible de voir un changement de direction de propagation à la rencontre d'un joint de grain.



(a)



(b)

Figure 5.5 Propagation cristallographique au seuil ($\Delta K \approx 5.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) dans le matériau MC-T6 :
 (a) profil d'une éprouvette CT (b) fractographie d'une éprouvette CT. Les flèches indiquent la direction de propagation de la fissure.

Pour clore la synthèse des résultats, les propriétés en fatigue mesurées sont regroupées dans le tableau 5.3. La résistance à 10^7 cycles, le seuil de propagation ainsi que les paramètres de la relation de Paris sont donnés. Ce tableau permet de répondre à plusieurs des questions d'ordre pratique. D'abord, que ce soit à l'état brut de fonderie ou à l'état durci, le matériau rhéomoulé est plus résistant en fatigue que le matériau moulé en coquille. Toutefois, le traitement thermique T6 et la modification de l'eutectique par l'ajout de strontium ne permettent pas d'augmenter la résistance en fatigue du matériau rhéomoulé au-delà de celle qui caractérise le matériau MSS-T5. Bien que plus résistant en fatigue, le matériau MSS-T5 est moins résistant à la propagation des fissures longues que le matériau MC-T6.

Pour comprendre la différence de résistance en fatigue et prédire correctement les durées de vie des éprouvettes, il a été nécessaire de tenir compte de la propagation des fissures courtes tel que synthétisé à la prochaine sous-section.

Tableau 5.3 Propriétés en fatigue des matériaux

	Résistance à 10^7 cycles, σ_D (MPa)		Seuil de propagation, ΔK_{th} (MPa $\sqrt{m}$)	Paramètres de la relation de Paris (MPa $\sqrt{m}$ et mm/cycle)	
	$R = -1$	$R = 0.1$		n	C
Moulés en coquille :					
F	78	----	-----	-----	-----
T6	82	47	5.3	3.60	3.71×10^{-9}
Rhéomoulés non modifiés:					
F	106	----	-----	-----	-----
T5	113	78	4.4	4.60	1.15×10^{-9}
Rhéomoulés modifiés:					
T5	112	78	3.9	4.60	1.15×10^{-9}
T6	113	----	-----	-----	-----

5.2 Synthèse de l'interprétation des résultats

La différence de résistance en fatigue à 10^7 cycles entre les matériaux MC-T6 et MSS-T5 a essentiellement été interprétée sur la base du comportement des fissures microstructurellement courtes. La méthode des répliques a permis de mesurer la vitesse de propagation de ces fissures. Pour 12 des 13 essais réalisés (3 essais à $R = -1$ et 10 essais à $R = 0.1$), plus de 90 % des cycles à la rupture ont été nécessaires pour amorcer et faire croître une fissure jusqu'à une profondeur de 1 millimètre. Toutefois, à $R = 0.1$, moins de 20 % de la durée de vie a été nécessaire à l'amorçage des fissures concédant 70 % de la durée de vie à la propagation des fissures courtes. Ces résultats expliquent pourquoi le comportement de ces fissures a suscité un intérêt particulier.

5.2.1 Fissures courtes au sein des matériaux produits par MC et MSS

Les fissures courtes sont ainsi catégorisées parce que leur vitesse de propagation n'est pas une relation unique de ΔK en raison de leur courte longueur. Cette courte longueur a des effets sur l'étendue de la plasticité, sur la fermeture et sur l'homogénéité de la propagation tel qu'il a été expliqué à la section 1.3.

Dans les deux matériaux étudiés, deux effets de fissures courtes ont principalement été observés. D'abord, elles se propagent sous le seuil de propagation des fissures longues et à des vitesses plus grandes que celles prévues par l'extrapolation, à faible ΔK , de la relation de Paris (figure 5.6). Ce comportement est typiquement expliqué par la fermeture moins développée des fissures courtes. Cependant, les vitesses moyennes de propagation des fissures courtes sont inférieures à celles des fissures longues sans fermeture (ΔK_{eff}). Cela indique que les fissures courtes ne sont pas totalement libres de fermeture. Des essais instrumentés seraient nécessaires pour étudier l'évolution de la fermeture des fissures depuis leur amorçage jusqu'à la rupture de l'éprouvette $S-N$.

Le deuxième effet de fissure courte qui a été observé est la propagation irrégulière des fissures pour des $\Delta K < 4.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. L'observation de répliques et l'analyse des courbes $a-n_i$ a permis de montrer que les joints de grain retardent la propagation et font dévier le parcours des fissures courtes. De plus, pour des $\Delta K < 2.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, l'arrêt complet de la propagation de certaines fissures a été observé. Dans plusieurs de ces cas, la propagation a cependant repris par l'amorçage d'une nouvelle branche de fissure.

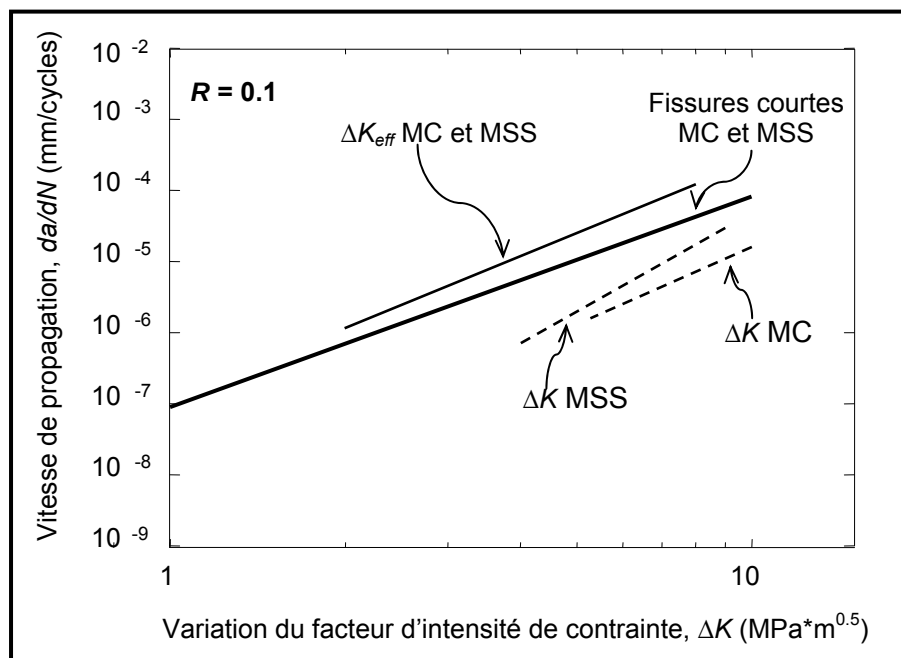
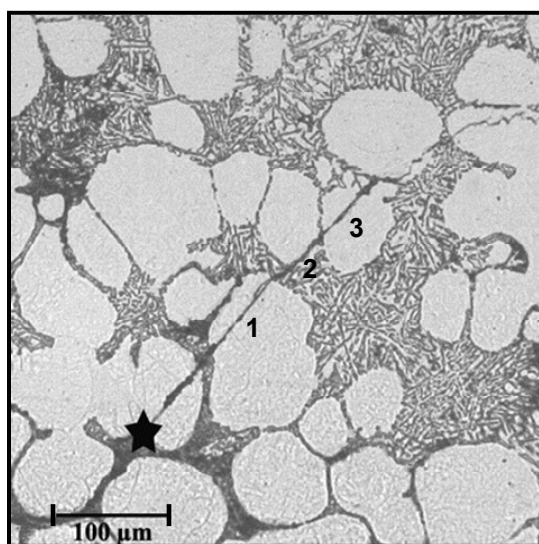
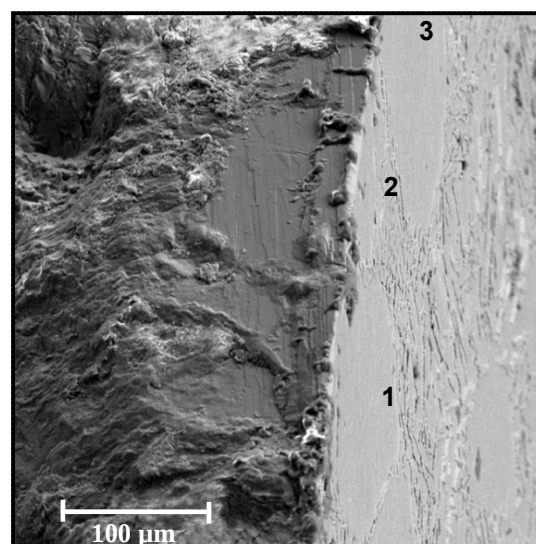


Figure 5.6 Régressions linéaires qui caractérisent les vitesses de propagation moyenne des fissures courtes et des fissures longues avec (ΔK) et sans (ΔK_{eff}) fermeture.



(a)



(b)

Figure 5.7 Propagation des fissures en stade I-mode II vue : (a) d'une réplique et (b) d'un faciès de rupture. Les globules de phase alpha vues dans les deux images sont numérotés. Le site d'amorçage est identifié par une étoile. L'axe de sollicitation est vertical sur la figure (a).

Ce deuxième effet qui caractérise les fissures microstructurellement courtes est particulièrement marqué dans le stade I de la propagation où les fissures se propagent de façon cristallographique sur des plans de cisssion maximum. Une propagation de fissure en stade I a été observée sur plusieurs des éprouvettes de MC et de MSS à partir des répliques, mais aussi à l'aide d'observations fractographiques. La figure 5.7 montre les caractéristiques d'une propagation en stade I-mode II identifiée à l'aide d'une réplique et vue à partir d'un faciès de rupture.

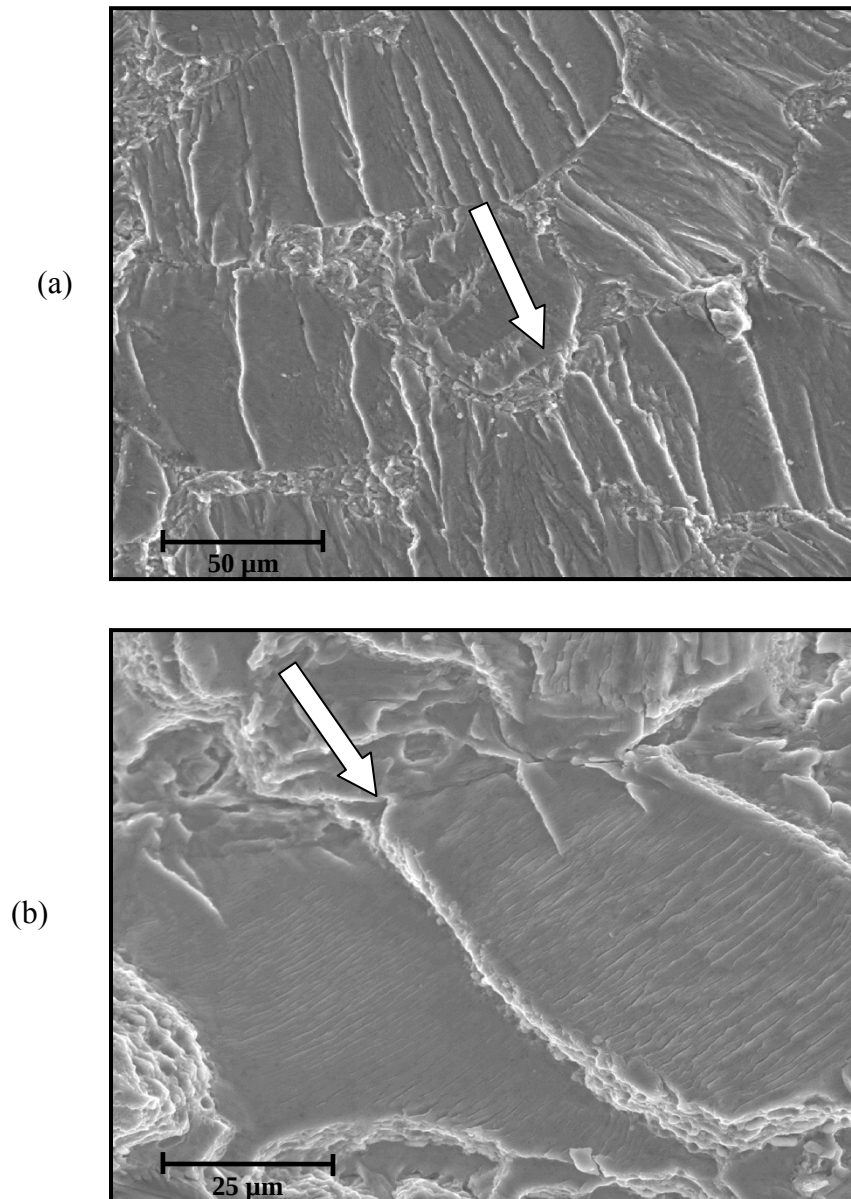


Figure 5.8 Faciès de rupture montrant une rupture: (a) cristallographique à $\Delta K \approx 5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ et (b) par striation ductile à $\Delta K \approx 6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Les flèches indiquent la direction de propagation.

La propagation cristallographique des fissures courtes n'est pas exclusive au stade I-mode II. Des observations fractographiques montrent le même mécanisme à des valeurs de ΔK pouvant atteindre $5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (figure 5.8a). On observe que les joints de grain perturbent ce mécanisme, même pour une ouverture de fissure globale en mode I. D'ailleurs, les graphiques da/dN - ΔK des fissures courtes observées affichent des décélérations jusqu'à $\Delta K = 4.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. À plus grands ΔK , la propagation se fait de façon ductile car la plasticité n'est plus localisée dans un seul grain. Les faciès de rupture se couvrent progressivement de stries qui sont surtout visibles dans la phase alpha primaire (figure 5.8b).

De prime à bord rien n'indique que la propagation des fissures courtes est plus rapide dans la microstructure MC que dans l'autre. Une différence de comportement a cependant été mise en évidence à l'aide d'un graphique montrant la vitesse de propagation des fissures en fonction de leur longueur (figure 5.9). Ce graphique permet de montrer que les barrières qui ralentissent la propagation des fissures sont plus loin du site d'amorçage dans la microstructure MC que dans la microstructure MSS. Ces résultats sont en accord avec les observations indiquant que les joints de grain constituent la barrière microstructurale la plus importante. En effet, les joints de grains sont plus distants dans la microstructure MC caractérisée par de plus gros grains. Il s'agit de la principale différence de comportement des fissures courtes au sein des deux matériaux.

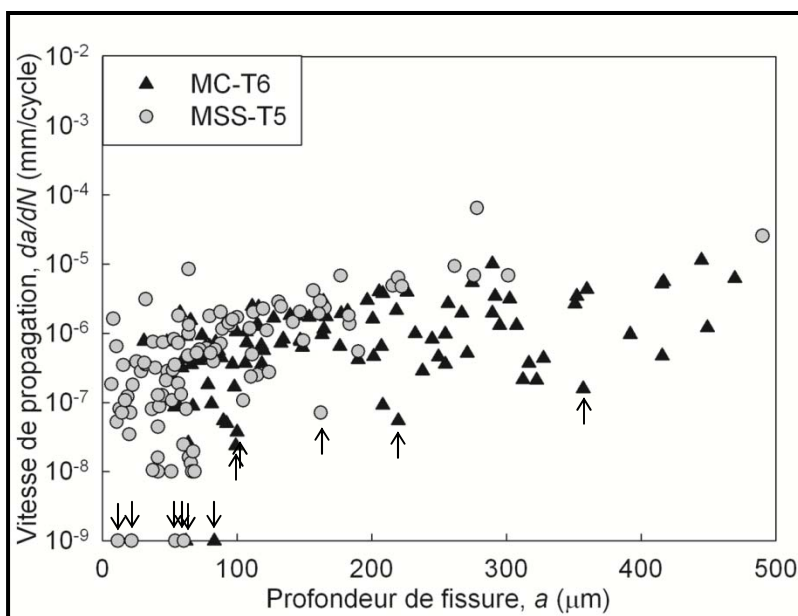


Figure 5.9 Vitesse de propagation des fissures courtes en fonction de leur profondeur. Les minima analysés à la figure 4.10 sont pointés.

5.2.2 Prédiction de la résistance en fatigue

5.2.2.1 Résistance en fatigue de pièces sans défaut

À partir des observations et des résultats obtenus, la résistance en fatigue des deux matériaux étudiés a été prédite sur les bases suivantes :

- La résistance en fatigue est contrôlée par la résistance à la propagation des fissures courtes,
- pour obtenir un grand nombre de cycles (10^7 cycles et plus), la propagation des fissures courtes doit être interrompue à une barrière microstructurale.
- la barrière microstructurale la plus importante est un joint de grain ayant une désorientation maximale caractérisé par une résistance $\Delta K_{mb} = 2.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$,
- le premier joint de grain rencontré est positionné à une distance moyenne $D/2$ du site d'amorçage, où D est la taille moyenne des grains.

À partir de ces informations, la résistance en fatigue à 10^7 cycles a été exprimée comme la contrainte sous laquelle les fissures sont arrêtées à la première barrière microstructurale. Une première approximation de cette contrainte a été obtenue en exprimant la force motrice des fissures courtes avec un paramètre de similitude issu de la MLER, ΔK . Ainsi, pour les matériaux étudiés, il en découle que la résistance en fatigue est proportionnelle à $\sqrt{1/D}$ (équation 4.5).

Cette relation permet d'exprimer quantitativement la différence de résistance en fatigue entre le matériau produit par MC et celui produit par MSS. Dans le graphique de la figure 5.10, la résistance en fatigue des matériaux en fonction de $\sqrt{1/D}$ est montrée pour $R = -1$ et $R = 0.1$. Cinq couples de résultats issus de la bibliographie sont aussi montrés. Bien que peu nombreux, les résultats s'alignent sur deux droites de pentes comparables. Néanmoins, il sera nécessaire d'obtenir la résistance en fatigue de matériaux MC et MSS pour d'autres tailles de grains afin de compléter la validation du modèle.

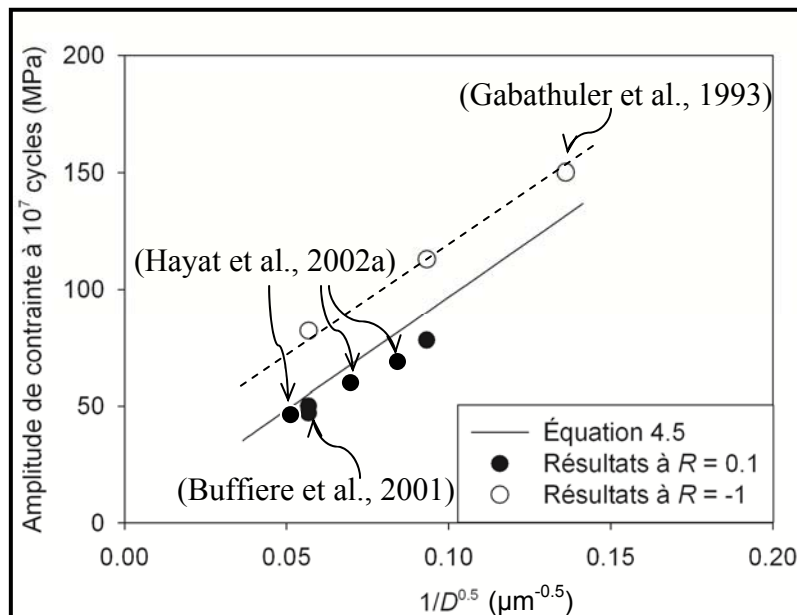


Figure 5.10 Relation entre la taille de grain et la résistance en fatigue pour $R = 0.1$ et $R = -1$.

5.2.2.2 Résistance en fatigue de pièces contenant des défauts

Si les défauts ont un diamètre inférieur au rayon moyen des grains, on peut s'attendre à ce que la fissure rencontre la première barrière microstructurale à une distance moyenne de $D/2$. Autrement dit, la résistance en fatigue est peu influencée par les défauts dont la taille est de l'ordre de $155 \mu m$ et de $60 \mu m$ pour les matériaux MC et MSS respectivement. Cela est consistant avec la taille critique de défaut déterminée à partir de la figure 3.11 ($155 \mu m$).

Pour des défauts de plus grande taille, la première barrière microstructurale est susceptible d'être détruite par le défaut laissant la fissure croître jusqu'à $3D/2$ avant que la propagation puisse être interrompue. Pour un défaut encore plus grand, la prochaine barrière rencontrée pourrait être située à $5D/2$. À partir de $a_1 = D/2$ on peut prévoir que la résistance en fatigue décroîtra graduellement en fonction de la taille initiale du défaut. Il s'agit donc de la limite du modèle de résistance en fatigue basé sur la première barrière microstructurale.

Au dessus d'une certaine taille initiale de défaut, a_2 , le seuil de propagation des fissures longues pourra être utilisé pour prédire la résistance en fatigue des matériaux. Pour quantifier a_2 , Taylor a proposé de prendre la plus grande des deux valeurs entre $a_2 = 10D$ (condition d'homogénéité) ou

$a_2 = 10r_{yc}$ (condition de plasticité confinée). Pour les matériaux étudiés, la plus grande valeur est $10D$ donnant $a_2 = 3,1$ mm pour le matériau MC et $a_2 = 1,15$ mm pour le matériau MSS.

Ces limites d'application des modèles utilisés pour prédire la résistance en fatigue sont schématisées à la figure 5.11 par un diagramme dit de Kitagawa. Les droites horizontales caractérisent la résistance en fatigue des matériaux sans défaut, basée sur le seuil de propagation des fissures courtes, ΔK_{mb} , et sur la position de la barrière microstructurale, d . Toutefois ces droites ne sont plus sécuritaires pour des matériaux qui contiennent des défauts $a_1 > D/2$. Les droites inclinées en traits pleins représentent le seuil de propagation des fissures longues prévu par la MLER. Toutefois ce seuil n'est pas sécuritaire pour une taille de fissure inférieure à a_2 . Entre ces deux droites, il existe généralement le domaine des fissures mécaniquement courtes et physiquement courtes dont la propagation est souvent modélisée par un critère basé sur la MEPR. Comme ce domaine n'a pas été étudié en détail, le graphique de la figure 5.11 a été complété en joignant de droites pointillées les résistances en fatigue à a_1 et a_2 .

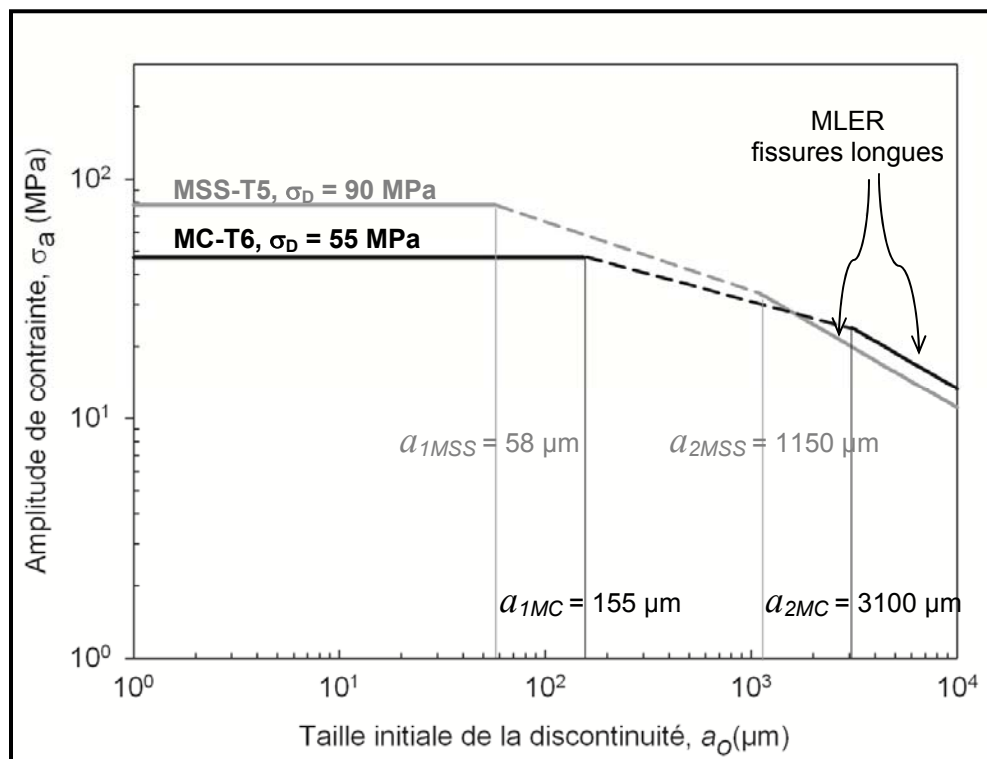


Figure 5.11 Résistance en fatigue à 10^7 cycles et $R = 0.1$ en fonction de la taille initiale d'une discontinuité.

Cette discussion permet de rallier l'objectif académique et l'objectif pratique. En effet, sur le plan pratique il est important de savoir qu'une diminution de la taille des grains permet d'augmenter la résistance en fatigue de l'alliage 357. Il est d'autant plus important de savoir qu'un affinement des grains sera pleinement efficace seulement si le matériau contient des défauts de taille inférieure au rayon des grains. Pour les matériaux contenant des défauts de plus grande taille, la figure 5.11 montre que l'extrapolation du comportement des fissures longues sous a_2 donnera des valeurs de résistance en fatigue non sécuritaire. Ainsi, de futurs travaux seraient nécessaires pour préciser la résistance en fatigue de matériaux contenant des défauts dont la taille est comprise entre a_1 et a_2 .

CONCLUSIONS ET RECOMMANDATIONS

Le présent projet avait pour but de préciser l'influence de la microstructure sur l'amélioration de la résistance en fatigue d'un alliage de fonderie moulé en coquille et rhéomoulé. L'alliage d'aluminium 357 a été choisi puisqu'il est couramment utilisé dans l'industrie pour produire des pièces d'automobiles et d'aéronefs et il se rhéomoule facilement. De plus, cet alliage a principalement été utilisé pour développer la technologie québécoise SEED.

La première partie du projet consistait à comparer la microstructure, les propriétés mécaniques et les propriétés en fatigue de plaques d'aluminium caractérisées par six microstructures différentes. Les principaux résultats issus de cette comparaison sont les suivantes :

- Les principales différences métallurgiques entre les matériaux produits par MC et MSS sont : la taille des grains, la morphologie de la phase primaire et la quantité, la taille et la nature des défauts.
- Pour profiter de l'augmentation de l'allongement à la rupture qui caractérise les pièces rhéomoulées, la quantité de films d'oxyde doit être réduite.
- La modification de l'eutectique permet d'augmenter l'allongement à la rupture des pièces rhéomoulées.
- Pour tous les matériaux, le durcissement structural à l'état T6 augmente la limite d'élasticité de plus de 130 %, mais augmente la résistance en fatigue à $R = -1$ de moins de 10 %.
- Par rapport aux éprouvettes moulées en coquille, les éprouvettes produites rhéomoulées ont une résistance en fatigue à 10^7 cycles :
 - 36 % supérieure à l'état F et $R = -1$,
 - 31 % supérieure à l'état durci et $R = -1$,
 - 66 % supérieure à l'état durci et $R = 0.1$.
- La résistance en fatigue la plus élevée, obtenue pour le matériau produit par MSS-T5, est de 113 MPa à $R = -1$ et 78 MPa à $R = 0,1$. Même à l'état T6, le matériau MC demeure moins résistant en fatigue que le matériau MSS durci à l'état T5.

- La modification de l'eutectique par l'ajout de Sr n'a pas permis d'augmenter la résistance en fatigue du matériau rhéomoulé au-delà de 113 MPa.
- Le matériau rhéomoulé a la même résistance en fatigue à 10^7 cycles qu'il soit à l'état T5 ou T6.

D'un point de vue pratique, ces résultats permettent de conclure que l'alliage 357 est plus résistant en fatigue lorsqu'il est rhéomoulé que lorsqu'il est moulé en coquille par gravité. De plus, il n'est pas nécessaire d'ajouter un modificateur d'eutectique et d'investir dans un traitement thermique avec mise en solution pour exploiter cet avantage.

L'observation fractographique des éprouvettes utilisées pour produire les courbes *S-N* apporte d'autres informations importantes :

- Pour les deux matériaux, la vie en fatigue des éprouvettes est nettement réduite si l'amorçage se fait à un défaut.
- Les éprouvettes produites par MSS contiennent des défauts moins nombreux et de plus petite taille que les éprouvettes produites par MC. Cela explique environ 10% de la différence de résistance en fatigue entre les matériaux.
- D'un autre côté, les résultats obtenus d'éprouvettes sans défaut montrent qu'il persiste une différence d'au moins 20% entre la résistance en fatigue des deux matériaux.

Pour expliquer la différence intrinsèque de résistance en fatigue, la propagation des fissures courtes et longues a été analysée. Voici les principales conclusions de ces analyses:

- Le matériau produit par MC est plus résistant à la propagation des fissures longues que le matériau produit par MSS puisque ce premier développe plus de fermeture.
- Le comportement des fissures longues ne peut donc pas expliquer la différence de résistance en fatigue entre les matériaux.
- Entre 10^5 et 10^7 cycles, la propagation des fissures courtes occupe la majorité de la durée de vie des éprouvettes.

- Au sein de la microstructure produite par MSS, les fissures interrompues à une barrière microstructurale sont plus courtes qu'au sein de la microstructure produite par MC.
- La principale barrière microstructurale est le joint de grain et le premier joint de grain est situé à environ $D/2$ du site d'amorçage des fissures.

Ces résultats ont permis de conclure que la différence de résistance en fatigue entre les matériaux s'explique par une différence de taille de grains. Cette conclusion est supportée par un modèle théorique montrant que la résistance en fatigue est proportionnelle à $\sqrt{1/D}$. Bien que simplifié, ce modèle permet d'aligner sur une même droite les résultats expérimentaux de cette étude avec ceux de la bibliographie. Toutefois, l'amélioration de la résistance par un affinement de la taille des grains n'est efficace que si les défauts restent confinés à l'intérieur d'un grain.

D'un point de vue pratique, la principale conclusion est que le rhéomoulage SEED est un procédé qui permet d'augmenter la résistance en fatigue de l'alliage 357 puisqu'il diminue à la fois la taille des grains et la taille des défauts. Une diminution de la taille des grains permettrait donc d'augmenter davantage la résistance en fatigue des produits rhéomoulés à condition que la quantité de films d'oxyde soit minimisée.

Des recommandations peuvent être formulées afin de guider les prochains travaux. Sur le plan expérimental, il serait pertinent d'étudier séparément l'influence de la taille des grains et de la taille des défauts. La méthode expérimentale pourrait être améliorée de façon à voir simultanément les joints de grain et les fissures courtes. Ensuite, d'autres rapports de contrainte pourraient être étudiés ainsi que l'influence de la microstructure en surface des pièces brutes de fonderie. En ce qui concerne la modélisation de la résistance en fatigue des éprouvettes, l'utilisation d'un paramètre de similitude MEPR permettrait d'obtenir une expression plus représentative du comportement des fissures courtes. Éventuellement, un modèle global de durée de vie incluant l'amorçage, la propagation des fissures courtes et la propagation des fissures longues devraient être développé.

RÉFÉRENCES

- Abdel-Raouf, H., Topper, T. H. et Plumtree, A. (1992). A model for the fatigue limit and short crack behaviour related to surface strain redistribution. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials & Structures*, 15(9), 895-909.
- Baxter, W. J. (1986). The growth of persistent slip bands during fatigue, in K. J. Miller et E. R. de los Rios, (eds.), *The behaviour of short fatigue cracks*. London: Mechanical engineering publications limited, pp. 193-202.
- Blom, A. F., Hedlund, A., Zhao, W., Fathulla, A., Weiss, B. et Stickler, R. (1986). Short fatigue crack growth behavior in Al 2024 and Al 7475, in K. J. Miller et E. R. de los Rios, (eds.), *The behaviour of short fatigue cracks*. London: Mechanical engineering publications limited, pp. 37-66.
- Bolingbroke, R. K. et King, J. E. (1986). A comparison of long and short fatigue crack growth in a high strength aluminium alloy, in K. J. Miller et E. R. de los Rios, (eds.), *The behaviour of short fatigue cracks* London, UK: Mechanical engineering publications, pp. 101-114.
- Brown, C. W. et Taylor, D. (1984). The effects of texture and grain size on the short fatigue crack growth rates in Ti-6Al-4V., in D. Davidson et S. Suresh, (eds.), *Fatigue crack growth threshold concepts*. Warrendale, Pennsylvania: TMS AIME.
- Brown, M. W. (1986). Interfaces between short, long and non-propagating cracks, in K. J. Miller et E. R. de los Rios, (eds.), *The behaviour of short fatigue cracks*. London: Mechanical engineering publications limited, pp. 423-439.
- Bruzzi, M. S. et McHugh, P. E. (2002). Methodology for modelling the small crack fatigue behaviour of aluminium alloys. *International Journal of Fatigue*, 24, 1071-1078.
- Buffiere, J.-Y., Savelli, S., Jouneau, P. H., Maire, E. et Fourgères, R. (2001). Experimental study of porosity and its relation to fatigue mechanisms of model Al-Si7-Mg0.3 cast Al alloys. *Materials Science and Engineering A*, 316, 115-126.
- Caton, M. J., Jones, J. W., Boileau, J. M. et Allison, J. E. (1999). The Effect of Solidification Rate on the Growth of Small Fatigue Cracks in a Cast 319-type Aluminum Alloy.

Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 30A(12), 3055-3068.

Caton, M. J., Jones, J. W., Mayer, H., Stanzl-Tschegg, S. E. et Allison, J. E. (2003). Demonstration of an endurance limit in cast 319 aluminum. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 34A, 33-41.

Couper, M. J., Neeson, A. E. et Griffiths, J. R. (1990). Casting defects and the fatigue behaviour of an aluminium casting alloy. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 13(3), 213-227.

Doutre, D. A., Hay, G., Wales, P. et Doutre, D. (2002). "Processing method of metallic alloy e.g. aluminum alloy, involves maintaining molten metallic alloy at temperature below liquidus temperature and above solidus temperature for preset time". City: ALCAN INT LTD (ALCN) DOUTRE D (DOUT-Individual) HAY G (HAYG-Individual) WALES P (WALE-Individual).

Dowling, N. E. (2007). *Mechanical behavior of materials : engineering methods for deformation, fracture, and fatigue* (3rd)^(eds.). Upper Saddle River, N.J.: Pearson Prentice Hall.

Elber, W. (1970). Fatigue crack closure under cyclic tension. *Engineering Fracture Mechanics*, 2, 37-45.

Espinosa, G. (1995). La propagation de fissures courtes à partir d'entailles. École Polytechnique de Montréal, Montréal.

Fan, Z., Fang, X. et Ji, S. (2005). Microstructure and mechanical properties of rheo-diecast (RDC) aluminium alloys. *Materials Science and Engineering A*, 412(1-2), 298-306.

Gabathuler, J.-P., Huber, H. et Erling, J. (1993). "Specific Properties of Produced Parts using the Thixocasting-Process"*International Conference OnAluminium Alloys: New process technologies*. City: AIM: Marina di Ravenna, pp. 169-180.

Gall, K., Biallas, G., Maier, H. J., Horstemeyer, M. F. et McDowell, D. L. (2005). Environmentally influenced microstructurally small fatigue crack growth in cast magnesium. *Materials Science and Engineering A*, 396(1-2), 143-154.

- Grillon, G., Leclere, A. et Garat, M. (2003). Weight Reduction Through Thixocasting Associated With Shot Peening: Part I. Properties of Automobiles Wheel Discs Made by Thixocasting. *Light Metal Age*, 61(7-8), 38-45.
- Han, S.-W., Kumai, S. et Sato, A. (2002). Effects of solidification structure on short fatigue crack growth in Al-7%Si-0.4%Mg alloy castings. *Materials Science and Engineering A*, 332, 56-63.
- Han, S. W., Kumai, S. et Sato, A. (2001). Fatigue crack growth behavior in semi-liquid die-cast Al-7%Si-4%Mg alloys with fine effective grain structure. *Materials Science and Engineering A*, 308(1-2), 225-232.
- Hayat, N., Toda, H., Kobayashi, T. et Wade, N. (2002a). Experimental investigations of fatigue characteristics of AC4CH cast aluminum alloys fabricated through rheocast and squeeze cast methods. *Materials Science Forum*, 396-402, 1353-1358.
- Hayat, N., Toda, H., Kobayashi, T. et Wade, N. (2002b). "Experimental investigations of fatigue characteristics of AC4CH cast aluminum alloys fabricated through rheocast and squeeze cast methods" *Aluminium Alloys 2002 Their Physical and Mechanical Properties: Proceedings of the 8th International Conference ICAA8*. City: Trans Tech Publications Ltd: Cambridge, United Kingdom, pp. 1353-1358.
- Hayat, N., Toda, H., Kobayashi, T. et Wade, N. (2002c). Study of damage behavior of cast aluminum alloys fabricated through rheocasting. *Proceedings of the 7th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, S2P 2002*, Tsukuba, Japan:
- Hobson, P. D., Brown, M. W. et de los Rios, E. R. (1986). Two phases of short crack growth in a medium carbon steel, in K. J. Miller et E. R. de los Rios, (eds.), *The behaviour of short fatigue cracks*. London: Mechanical engineering publications limited, pp. 441-459.
- Ishihara, S. et McEvily, A. J. (2002). Analysis of short fatigue crack growth in cast aluminum alloys. *International Journal of Fatigue*, 24(11), 1169-1174.
- Ishihara, S., Shiozawa, K. et McEvily, A. J. (2000). On the growth of small fatigue cracks in two squeeze-cast aluminum alloys. *Materials Science Forum*, 331-337, 1427-1432.

- James, M. N. et Sharpe, W. N., Jr. (1989). Closure development and crack opening displacement in the short crack regime for fine and coarse grained A533B steel. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials & Structures*, 12(4), 347-361.
- Juang, S. H., Wu, S.-M., Ma, C.-Y. et Peng, H. (2000). Study on mechanical properties of an A356 aluminum alloy with thixotropic properties. *Proceedings of the 6th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, S2P 2000*, Torino, Italy:
- Kendall, J. M., James, M. N. et Knott, J. F. (1986). The behaviour of physically short fatigue cracks in steels, in K. J. Miller et E. R. de los Rios, (eds.), *The behaviour of short fatigue cracks*. London: Mechanical engineering publications limited, pp. 241-258.
- Kirkwood, D. H. (1994). Semisolid metal processing. *International Materials Reviews*, 39(5), 173-189.
- Kitagawa, H., Suh, C. M., Nakasone, Y. et Takahashi, S. (1981). Mechanical and non-mechanical categories in fatigue study: a point of view for small surface crack problems. *American Society of Mechanical Engineers, Applied Mechanics Division, AMD*, 47, 167-184.
- Kitamura, K., Ando, Y., Hironaka, K., Yahata, S. et Yoshida, C. (1994). Die casting of aluminum alloy in semi-solid state. *Proceedings of the 3rd International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, S2P 1994*, Tokyo, Japan: M. Kiuchi.
- Knott, J. F. (1973). *Fundamentals of fracture mechanics* London: Butterworths.
- Kumai, S., Han, S.-W. et Sato, A. (2002). "Fatigue and fracture of Al-Si-Mg cast alloys produced by conventional and semi-liquid processes" *Aluminium Alloys 2002 Their Physical and Mechanical Properties: Proceedings of the 8th International Conference ICAA8*. City: Trans Tech Publications Ltd: Cambridge, United Kingdom, pp. 1255-1260.
- Lados, D. A. et Apelian, D. (2004). Fatigue crack growth mechanisms during dynamic loading of conventionally and SSM cast aluminum components. *Proceedings of the 8th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*, Limassol: D. Apelian, A. Alexandrou, G. Georgiou, J. Jorstad, and M. Makhoulouf.
- Lados, D. A., Apelian, D., Jones, P. E. et Major, J. F. (2007). Microstructural mechanisms controlling fatigue crack growth in Al-Si-Mg cast alloys. *Materials Science and Engineering A*, 468-470(SPEC. ISS.), 237-245.

- Lankford, J. (1985). Influence of microstructure on the growth of small fatigue cracks. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 8(2), 161-175.
- Lindley, T. C., Yi, J. Z. et Lee, P. D. (2006). The effect of metallurgical variables and porosity on fatigue behavior in aluminum-silicon alloys. *Fatigue 2006: 9th International Fatigue Congress*, Atlanta: G. I. o. Technology.
- Ludwig, W., Buffiere, J. Y., Savelli, S. et Cloetens, P. (2003). Study of the interaction of a short fatigue crack with grain boundaries in a cast Al alloy using X-ray microtomography. *Acta Materialia*, 51(3), 585-598.
- Masounave, J., Baïlon, J.-P. et Dickson, J.-I. (2008). Chapitre 6: Les lois de fissuration par fatigue, in B. C.etA. Pineau, (eds.), *La fatigue des matériaux et des structures 1*, 3^e édition. Éditions Hermès, Paris.
- Midson, S. P. (2006). Rheocasting processes for semi-solid casting of aluminum alloys. *Die Casting Engineer*, 50(1), 48-51.
- Minakawa, K. et McEvily, A. J. (1981). On crack closure in the near-threshold region. *Scripta Metallurgica*, 15, 633-636.
- Murakami, Y. (2002). Influence of Si-phase on fatigue properties of aluminium alloys, in Y. Murakami, (ed.), *Metal fatigue; effects of small defects and nonmetallic inclusions*. Oxford: Elsevier, pp. 217-239.
- Nadot, Y., Ranganathan, J., Mendez, J. et Béranger, A. S. (1997). A study of natural cracks initiated on casting defects by crack front marking. *Scripta Materialia*, 37(5), 549-553.
- Newman Jr, J. C. (1992). Fracture mechanics parameters for small fatigue cracks, in J. LarsenetJ. E. Allison, (eds.), *Small-crack test methods* Philadelphia: American Society for Testing and Materials, pp. 6-33.
- Nisitani, H. (1981). Unifying treatment of fatigue crack growth laws in small, large and non-propagating cracks. *AMD*, 47, 151-166.
- Nisitani, H. et Goto, M. (1986). A small-crack growth law and its application to the evaluation of fatigue life, in K. J. MilleretE. R. de los Rios, (eds.), *The behaviour of short fatigue cracks*. London: Mechanical engineering publications limited, pp. 461-478.

- North American Die Casting Association (2006). *NADCA Product specification standards for die castings produced by the semi-solid and squeeze casting processes* (4)th(eds.). USA: NADCA.
- Panasyuk, V. V., Andreykiv, O. Y., Ritchie, R. O. et Darchuk, O. I. (2001). Estimation of the effects of plasticity and resulting crack closure during small fatigue crack growth. *International Journal of Fracture*, 107(2), 99-115.
- Park, C., Kim, S., Kwon, Y., Lee, Y. et Lee, J. (2005). Mechanical and corrosion properties of rheocast and low-pressure cast A356-T6 alloy. *Materials Science and Engineering A*, 391(1-2), 86-94.
- Pearson, S. (1975). Initiation of fatigue cracks in commercial aluminium alloys and the subsequent propagation of very short cracks. *Engineering Fracture Mechanics*, 7, 235-247.
- Pederson, K. (1989). Fatigue crack growth of short cracks in an AlMgSi alloy, in C. Moura Branco et L. Guerra Rosa, (eds.), *Advances in fatigue science and technology*. Kluwer academic publishers, pp. 773-783.
- Plumtree, A. et Schäfer, S. (1986). Initiation and short crack behaviour in aluminium alloy castings, in K. J. Miller et E. R. d. l. Rios, (eds.), *The behaviour of short fatigue cracks* London, UK: Mechanical engineering publications, pp. 215-227.
- Seniw, M. E., Fine, M. E., Chen, E. Y., Meshii, M. et Gray, J. (1997). Relation of defect size and location to fatigue failure in Al alloy A356 cast specimens. *Proc. Symposium on high cycle fatigue of structural materials*, Indianapolis (IN): W. O. Soboyejo et T. S. Srivatsan.
- Shiozawa, K., Tohda, Y. et Sun, S.-M. (1997). Crack initiation and small fatigue crack growth behaviour of squeeze-cast Al-Si aluminum alloys. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials & Structures*, 20(2), 237-247.
- Shyam, A., Allison, J. E. et Jones, J. W. (2005). A small fatigue crack growth relationship and its application to cast aluminum. *Acta Materialia*, 53(5), 1499-1509.
- Skallerud, B., Iveland, T. et Harkegard, G. (1993). Fatigue life assessment of aluminum alloys with casting defects. *Engineering Fracture Mechanics*, 44(6), 857-874.

- Soniak, F. et Remy, L. (1986). Fatigue growth of long and short cracks in a powder metallurgy nickel base superalloy, in K. J. MilleretE. R. de los Rios, (eds.), *The behaviour of short fatigue cracks*. London: Mechanical engineering publications limited, pp. 133-142.
- Taylor, D. (1986). Fatigue of short cracks: the limitations of fracture mechanics, in K. J. MilleretE. R. de los Rios, (eds.), *The behaviour of short fatigue cracks*. London: Mechanical engineering publications limited, pp. 479-490.
- Taylor, D. (2002). Modelling of fatigue crack growth at the microstructural level. *Computational Materials Science*, 25(1-2), 228-236.
- Verreman, Y. (2008). Chapitre 7: Propagation des fissures courtes, in B. C.etA. Pineau, (eds.), *La fatigue des matériaux et des structures 2, 3^e édition*. Éditions Hermès, Paris.
- Wang, C. H. et Miller, K. J. (1992). The effects of mean and alternating shear stresses on short fatigue crack growth rates. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials & Structures*, 15(12), 1223-1236.
- Wang, Q. G., Davidson, C. J., Griffiths, J. R. et Crepeau, P. N. (2006). Oxide films, pores and the fatigue lives of cast aluminum alloys. *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*, 37(6), 887-895.
- Wu, X. R., Newman, J. C., Zhao, W., Swain, M. H., Ding, C. F. et Phillips, E. P. (1998). Small crack growth and fatigue life predictions for high-strength aluminium alloys. I. Experimental and fracture mechanics analysis. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 21(11), 1289-306.
- Yi, J. Z., Zhu, X., Jones, J. W. et Allison, J. E. (2006). A stochastic model of fatigue strenght at 10^8 cycles controlled by porosity population in cast 319-type aluminum alloy. *Fatigue 2006: 9th International Fatigue Congress Atlanta*: G. I. o. Technology.
- Yu, Y. (2002). Phenomenological observations on mechanical and corrosion properties of thixoformed 357 alloys: a comparison with permanent mold cast 357 alloys. *Metallurgical and Materials Transactions. Part A, Physical Metallurgy and Materials Science [H.W. Wilson - AST]*, 33A(5), 1399.

Zhu, Y., Tang, J., Xiong, Y., Wu, Z., Wang, C. et Zeng, D. (2001). The influences of the microstructure morphology of A356 alloy on its rheological behavior in the semi-solid state. *Science and Technology of Advanced Materials*, 2(1), 219-223.

ANNEXE A – DESSINS DE FABRICATION DES ÉPROUVETTES D'ESSAI

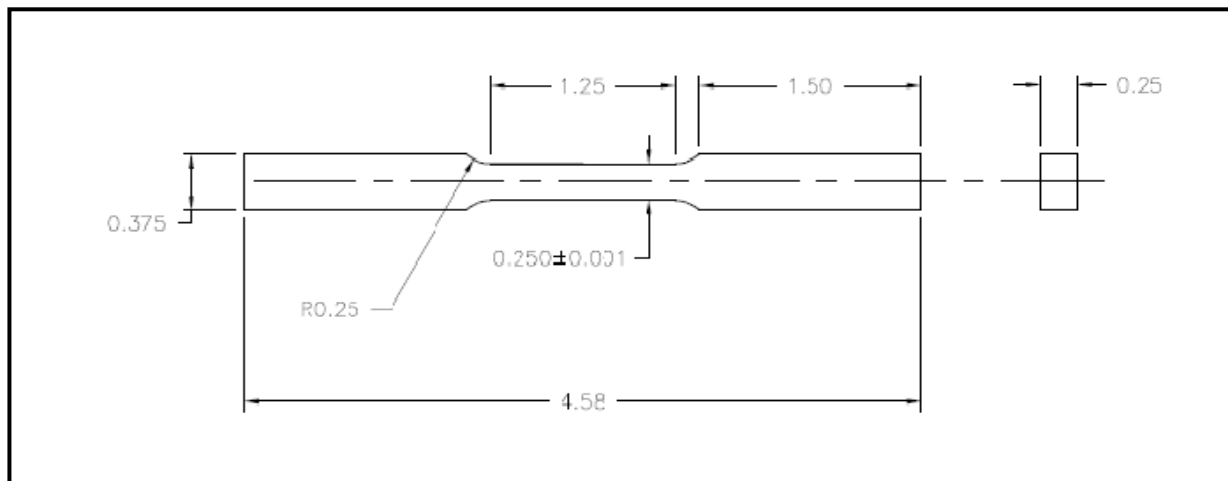


Figure A.1 Éprouvette de traction. Les dimensions sont en pouces

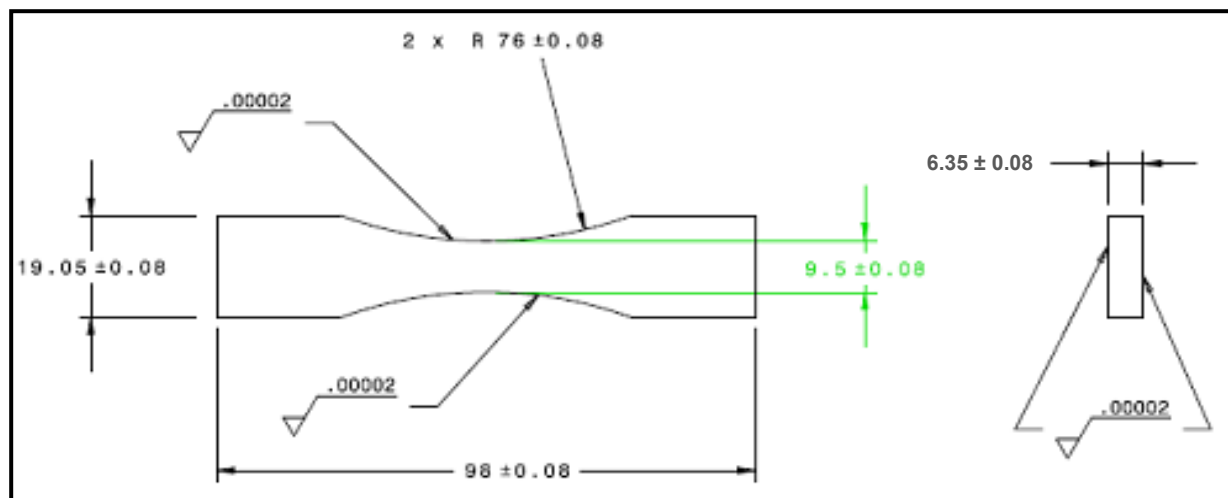


Figure A.2 Éprouvette de fatigue sur bord lisse. Les dimensions sont en millimètres

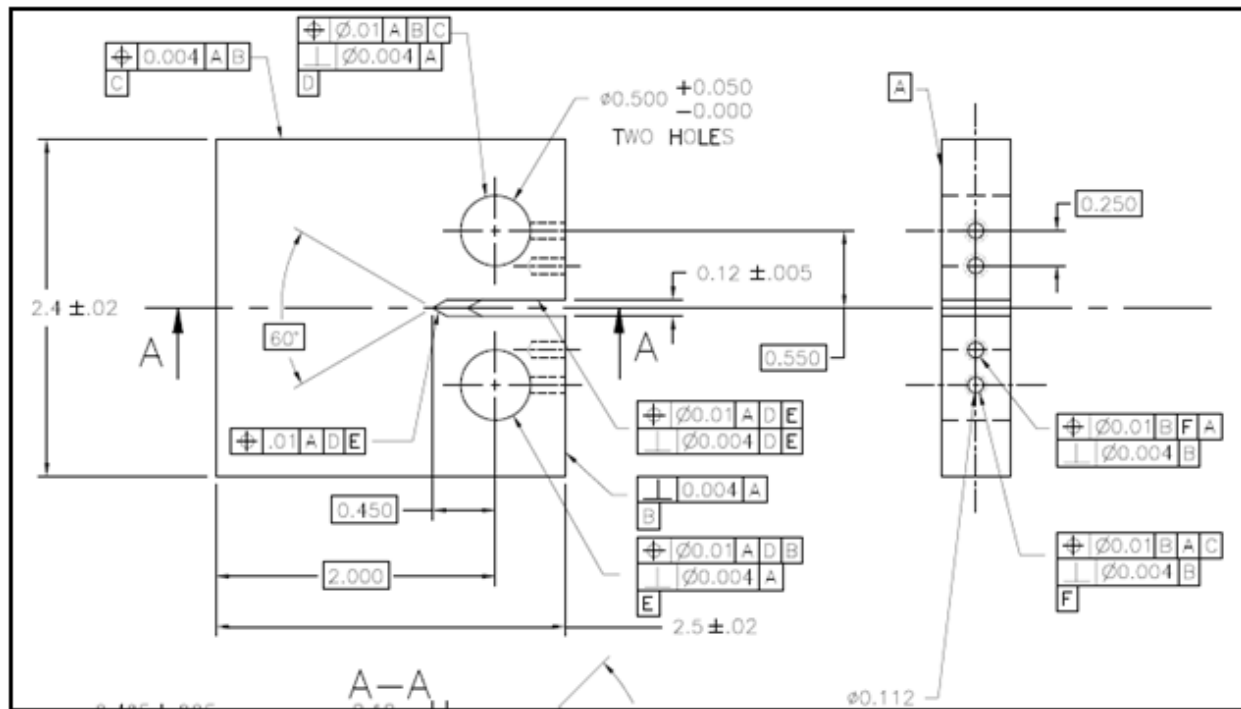


Figure A.3 Éprouvette CT. Les dimensions sont en pouces.

ANNEXE B – FATIGUE TESTING OF A CAST ALUMINUM ALLOY: EXPERIMENTAL CHALLENGES

Article présenté à l'International Conference on Fracture, ICF 12, le 07 juillet 2009.

Auteurs : Myriam Brochu, Yves Verreman, Franck Ajersch et Nicolas Charest

Abstract

This paper presents a description of the experimental conditions developed to measure high cycle fatigue resistance as well as to monitor small crack growth in cast aluminum alloys. Experiments and finite element analysis were carried out to justify the choice of a specimen geometry that facilitates small crack monitoring. Three different specimen shapes having dimensions in accordance with ASTM (American Society for Testing and Materials) standard E 466-07 were tested.

The experiments show that the specimen geometry and size influence the success rate, the cost and even the results of the tests. The hourglass specimens give an overestimation of the alloy fatigue strengths although they have a higher stress concentration. On the other hand, hourglass specimens have the advantage of confining crack initiation in a small area, which facilitates the production of replicas. Silicone replicas are proposed as an alternative to conventional acetate cellulose replicas. Finally, one example of small crack monitoring done under optimal conditions is presented.

B.1. Introduction

In structural applications subjected to high cycle fatigue, the generated cracks are often small for a significant fraction of component life [1]. Because the growth behavior of these micro-cracks is different from what can be predicted from conventional crack growth models, this behavior needs to be studied extensively. However, experimental data on this subject is lacking, especially for cast aluminum alloys such as 357 [2]. One reason for this is the complex and experimentally demanding character of small crack monitoring.

Some guidelines are proposed in ASTM E 647-08 standard [3] to facilitate small crack growth monitoring. Specimen geometries proposed often use induced flaws or notches in order to localize the crack initiation in a small region. However, naturally initiated cracks can behave

differently from those emerging from zones of stress concentration. The aim of this work is to choose the best possible specimen geometry, for high cycle fatigue testing of a cast aluminum alloy with two precise objectives: 1) studying the influence of microstructure on fatigue strength and 2) measuring the growth rates of small naturally initiated cracks.

Three specimen geometries proposed by ASTM E 466-07[4] were studied. First, the stress distribution in the specimens was modeled using finite element analysis to accurately determine the local stress at the crack initiation sites. Secondly, specimens were tested between 10^4 and 10^7 cycles and stress versus life ($S-N$) curves were compared for two specimen geometries. Moreover, initiation sites were observed to evaluate the possibility of small crack monitoring. The results demonstrate that it is possible to monitor naturally initiated small cracks on rectangular hourglass specimens as well to test materials according to ASTM E 466-07.

B.2. Experimental method

B.2.1 Specimen geometries

Three specimen geometries were chosen with specific experimental objectives. The first is to carry on constant amplitude fatigue tests (ASTM E 466-07) in order to produce $S-N$ curves. The second is to be able to easily monitor small crack growth. It is also important that the specimens be representative of the bulk material behavior.

Flat rectangular specimens were selected because they facilitate polishing and replication. Their dimensions were limited by the size of the cast plates from which they are machined. The overall specimen length needed to be smaller than 100 mm and the specimen thickness below 10 mm. The three geometries chosen are presented in Figure B.1. They all have a thickness of 6.35 mm and an overall length of 100 mm. Other dimensions were chosen according to ASTM E466-07 guidelines.

Specimen **A** has an uniform test section, which maximizes the length of the reduced section. However the gripping ends are shorter than recommended, which could cause slipping in the grip. To increase the gripping length and to avoid buckling, hourglass geometries were also selected (Fig.B.1 b and c). These specimens have a continuous radius between the ends, which confines the smallest cross-section at mid-length. This significantly reduces the material volume and surface stressed at nominal stress. Nominal stress (σ_{nom}) being the applied force divided by

the specimen smallest cross section. On the other hand, hourglass specimen will have the advantage of restricting failure to the center. This facilitates small crack monitoring. Specimen **C** was designed with a smaller reduced section width and smaller radius than specimen **B** to prevent failure in the grip. As for all rectangular specimens, there is a risk of edge failure, which gives results difficult to compare in terms of crack width.

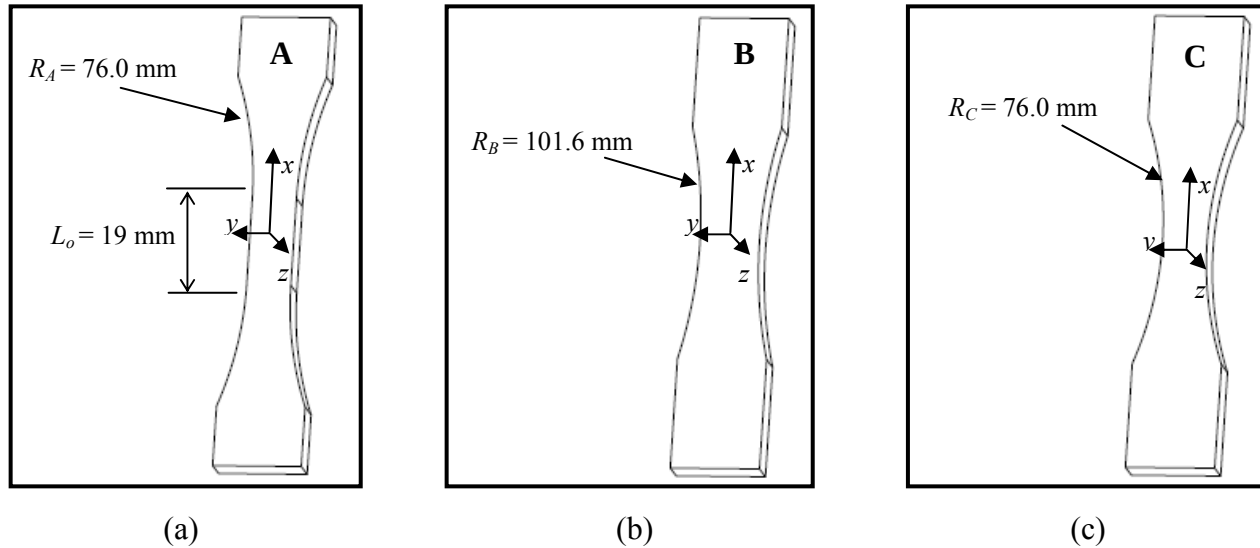


Figure B.1 Specimen geometries: (a) uniform test section (b) large hourglass and (c) thin hourglass.

B.2.2 Specimen preparation

Ten specimens of each geometry were machined from 357-F plates of cast quality ASTM B108-03a grade B or better [5]. Plates were gravity cast in preheated metallic molds tilted at 45° . Specimens were machined with their long axis parallel to the mold filling direction. All four surfaces were polished with a $1\mu\text{m}$ diamond paste and chemically attacked with a solution of 1% HCl. The average chemical composition and mechanical properties of as cast 357 are given in table 1 and 2. No eutectic structure modifier was added to the alloy.

Table B.1 Average chemical composition of 357 cast alloy (% mass)

Si	Mg	Fe	Ti	Cu	Mn	Zn	Sr	Al
7.71	0.55	0.10	0.09	< 0.01	< 0.01	< 0.01	<0.002	Bal.

Table B.2 Average mechanical properties of as-cast plates (357-F)

Young Modulus (GPa)	Yield Strength (MPa)	Ultimate strength (MPa)	Elongation (% on 25.4 mm)
69 ± 5	90 ± 7	177 ± 8	7.4 ± 0.8

A typical microstructure is shown in Figure B.2. It was observed that microstructure is homogeneous within the test section and from one specimen to another.

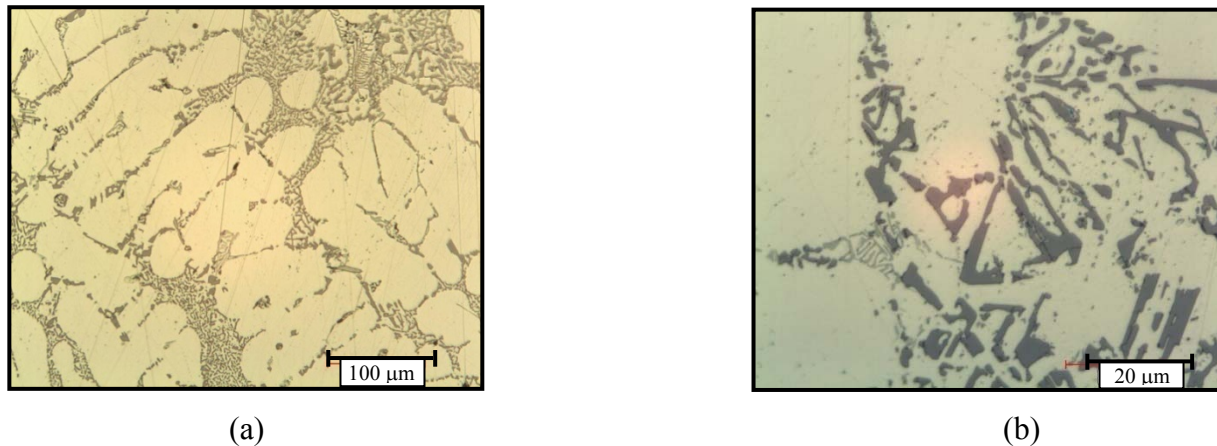


Figure B.2 Microstructure of the PM-F alloy (a) at low magnification and (b) at higher magnification. The primary aluminum phase is light gray and the silicon particles in eutectic constituent are dark grey.

B.2.3 Finite element analysis

The stress distribution in all three specimens was calculated using Ansys. One eight (1/8) of the specimen volume was meshed with eight-node brick elements of a maximum edge length of 1 millimeter. The element shape and size were chosen to obtain accurate stress distribution along a given axis. For simplicity, the volume in the grips was not modeled. A displacement along x axes was imposed to the specimen extremity. Specimen faces (y planes) and sides (z planes) were free to move. This represents loading conditions even in areas close to the grips. The prescribed displacement was such that a nominal stress of 1000 kPa was obtained at the samples mid-length.

B.2.4 Fatigue testing

Fatigue tests were performed on a servo-hydraulic machine having a capacity of 100 kN. Sinusoidal force functions were applied along specimen x -axis to obtain life duration between 10^4 and 10^7 cycles. Testing was done at a stress ratio of $R=-1$ with a frequency of 25 Hz. Special care was given to specimen alignment as recommended in ASTM E 466-07 practice. After testing, the coordinates of the initiation site were measured with an accuracy of 0.5 mm. With this information, the local stress at the initiation site was obtained using the finite element results.

According to ASTM E466-07 practice, all tests for which failure occurred outside the reduced section have to be discarded. For specimens of uniform section, this criterion indicates that failure must occur between the fillets (Fig.B.1a). However, for hourglass specimens, the criterion brings some ambiguity. If a failure occurs on a plane located at $x \neq 0$, it is not certain whether the fatigue stress should be reported as the average stress on the failure plane or as the nominal stress on the smallest cross-section. For our experimental purpose, the rejection criterion was modified as follows. All tests for which failure occurred on planes where the average stress ($\sigma_{av}=F/S_x$) is lower than 2% the nominal stress ($\sigma_{nom}=F/S_o$) were discarded. Based on this criterion, tests for which failure occurred outside the region delineated by the dotted lines drawn on Figure B.3 a, b and c were discarded.

B.3. Results

B.3.1 Stress distribution

As would be expected, the stress distribution in the specimen with a uniform section is homogeneous through its reduced section (Fig.B.3a). The fillets between the grip ends and the reduced section locally raise the stress with a stress concentration factor of 1.036.

For hourglass geometries, there is a stress gradient along x and y axes. Stress is at a maximum value at the center of the specimen side surfaces (y planes). The stress concentration factors in specimen B (12.7mm) and C (9.5 mm) are 1.037 (Fig.B.3b) and 1.048 (Fig.B.3c) respectively. This is slightly lower than the value proposed in other experimental studies [6] where a K_t value of 1.05 is commonly used for hourglass specimens.

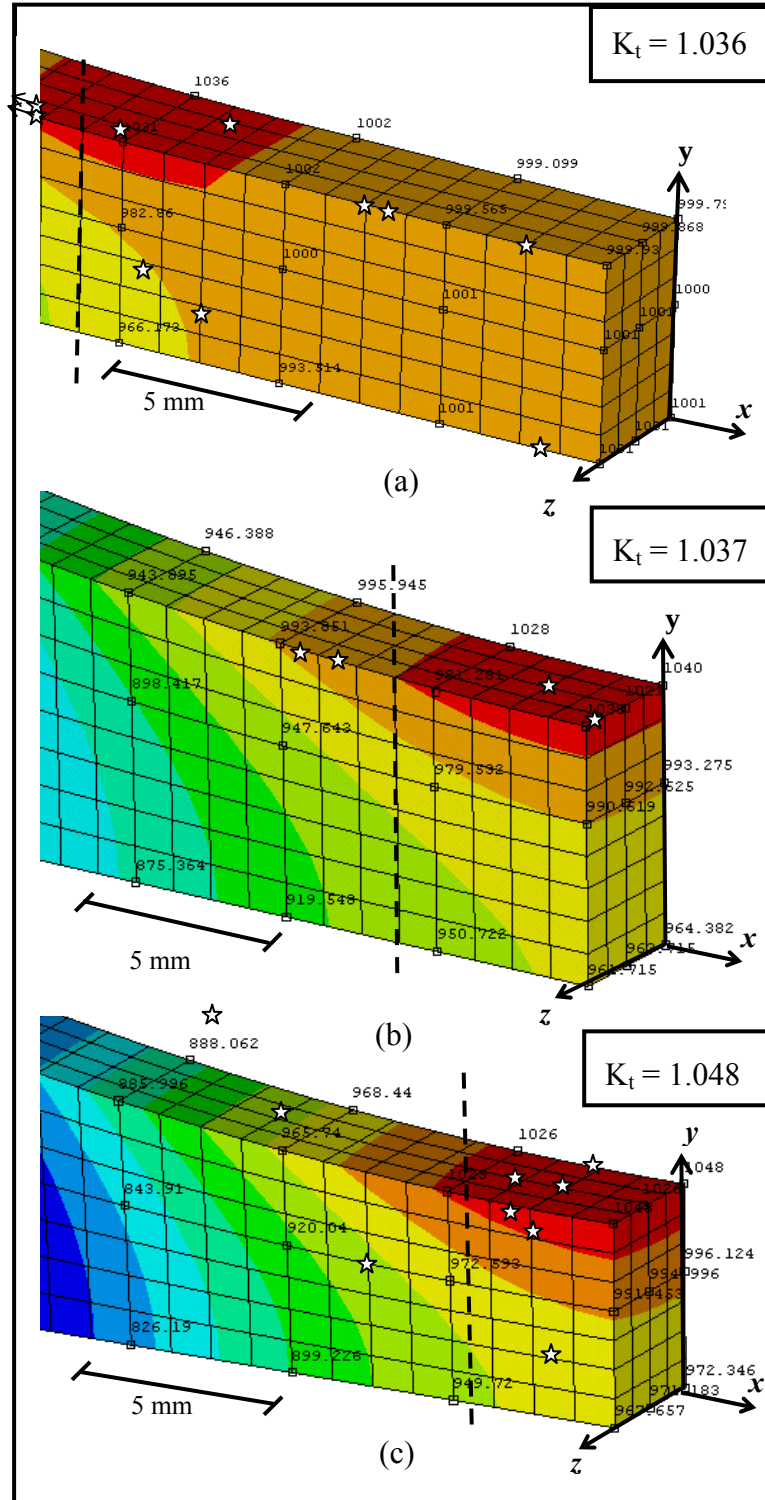


Figure B.3 Stress distributions (kPa) for a nominal stress of 1000 kPa in the specimens: (a) A (b) B and (c) C.

B.3.2 Fatigue tests

B.3.2.1 Failure location

For each specimen, the initiation sites are indicated by stars on Figure B.3 and the failure plane position is reported in table B.3 where grey background was used to identify discarded tests. The crack initiation site position is also identified as edge, face (z planes) or side (y planes). In table 4, the nominal stress amplitude (S_a) and the number of cycles to failure (N) are given for the tests reported in table 3.

Table B.3 Position of failure plane on x axis (in mm) and initiation site location

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Spec. A	-	-5.5	-	-	9.5	10.5	-	-1.5	-6.0	-2.0
	11.5	edge	10.5	15.5	face	face	19.0	face	edge	edge
	face		side	face			edge			
Spec. B	-	0.0	-	-2.0	-	-	10.0	-6.5	-	-7.5
	27.0	side	27.0	side	27.0	27.0	face	edge	27.0	edge
	grip		grip		grip	grip			grip	
Spec. C	No	No	2.5	2.0	6.0	-9.0	2.0	1.5	2.0	3.5
	Fail.	Fail.	face	side	face	side	side	face	face	side

Table B.4 Nominal stress amplitude (S_a) in MPa and number of cycles to failure (N) $\times 10^5$ cycles for tests reported in table B.3

		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Spec. A	S_a	80	81	90	90	95	95	100	100	110	110
	N	6.4	6.6	3.5	4.4	0.6	3.6	0.06	0.7	1.5	0.5
Spec. B	S_a	80	80	87	87	87	90	95	100	100	110
	N	11.6	19.9	12.7	4.2	1.23	1.1	4.8	0.6	4.8	1.9
Spec. C	S_a	77	80	84	88	90	90	100	100	110	110
	N	>100	>100	43.8	9.6	1.3	7.0	1.6	3.4	1.9	2.3

First of all, no correlation is found between data of Table 3 and 4. Failure location is independent of the stress amplitude and number of cycles to failure. The results given in table 3 clearly show that the specimen **B** shape is not suitable for fatigue testing of cast aluminum alloys. The ratio of areas between the grip and the reduced sections is too small resulting in 50% failures within the grips. Gripping was done using hydraulic wedge clamp with a pressure of 1000 psi.

According to the test validity criterion given in the previous section, the test success rate for both specimen **A** and **C** is 80%. However, there are significantly fewer edge failures in specimens **C**. Moreover, specimen **C** failures are located near the center, which increases the chance of success for monitoring small cracks. However, to choose between specimen **A** or **C**, it is also necessary to compare the fatigue strengths obtained for each geometry of specimen.

B.3.2.2 Fatigue strength

Valid results of fatigue tests are presented in Figure B.4a on a log-log plot of stress amplitude against cycles to failure. For the same stress amplitude, a longer fatigue life is always obtained with the specimens **C**. This effect cannot be attributed to the difference in stress distributions because stress concentration is higher in specimen **C** as indicated in Figure B.3a and b. In fact, higher stress amplitude should give shorter lifetime. In order to consider the effect of stress concentration, the local stress at initiation sites is reported in Figure B.4b. The results are presented on a log-log plot and linear regression was applied for each set of points.

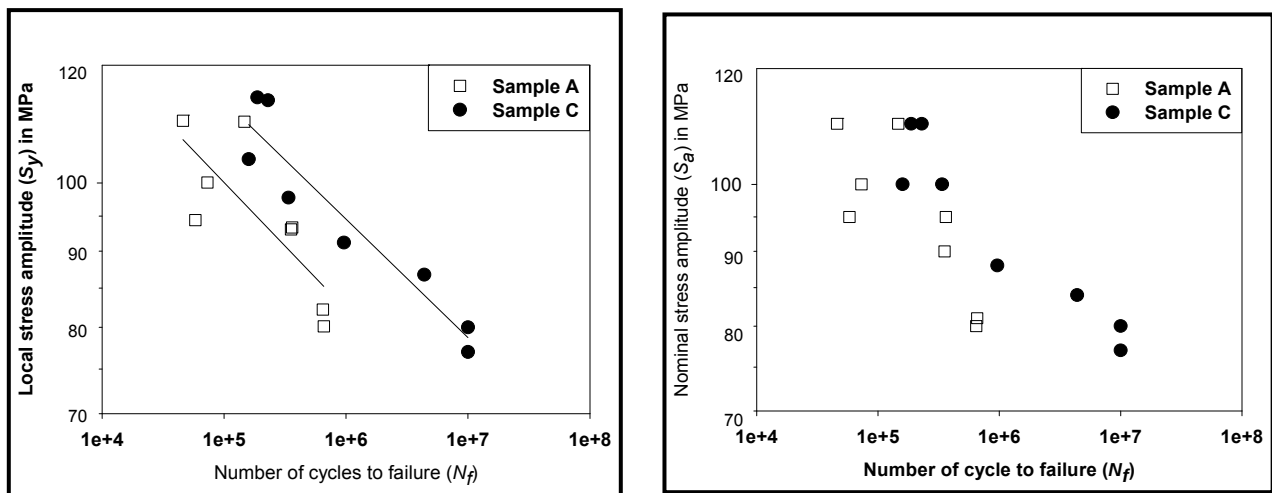


Figure B.4 S - N curves of alloy 357-F obtained with specimen geometries A and C expressed in:
(a) local stress amplitude and (b) in nominal stress amplitude.

It can be observed that slopes are comparable for specimen **A** and **C** but slightly lower than reported in the literature [7]. What is more important is the fact that tests done with the hourglass specimens resulted in fatigue life that is six times longer. For a life of 10^6 cycles, the fatigue strength is overestimated by nearly 15% when tests are done using specimen shape **C** rather than specimen shape **A**. This effect needs to be taken into account in studies where different specimen geometries and sizes have been used [8].

The difference in results obtained with specimen **A** and **C** can be explained by a statistical scale effect. The greater the volume of material tested, the greater the probabilities of crack initiating at a large discontinuity. Crack initiation at a large discontinuity shortens the specimen fatigue life. This effect is very important in the high cycle fatigue regime because fatigue life is mostly spent during crack initiation.

Based on the scale effect, the experimental results of this study can be well fitted with a power law relation. Since all the fatigue cracks initiated on specimen outside surfaces, a relation between the ratio of fatigue strength (S_i) and the ratio of the outside surface (A_i) in the reduced section, as delineated by the dotted lines shown on Figure B.3, is given in Eq.1.

$$S_2 = S_1 \left(\frac{A_2}{A_1} \right)^{-0.103} \quad \text{B.1}$$

The few valid results obtained with specimen **B** also confirmed the trend. A given stress amplitude resulted in a fatigue life between specimen **A** and **C**.

B.4. Discussion

B.4.1 Choice of specimen geometry

As described in section 3.2.1, the hourglass geometry of specimen **B** is not suitable to measure high cycle fatigue strength of cast aluminum alloys because it induces too many grip failures. For this specimen, the reduced section width was kept as large as possible, within the limits of ASTM E 466-07 practice, in order to test a volume that best represents the bulk material. However, it can be concluded that, for the cast aluminum alloy studied, the grip cross-sectional area should be more than 1.5 times the test section area in order to prevent failure in the grips. The uniform section specimen (specimen **A**) and the narrowest hourglass geometry (specimen **C**) both gave a test success rate of 80%. Two tests out of ten were discarded because failure occurred on a plane where the average stress was less than 2% the nominal stress. However, specimen **C** has one

main advantage over specimen **A**. Failure planes are mostly located within 3 millimeters of the specimen mid-length. This significantly reduces the area that needs to be examined during small crack monitoring. Choosing specimen **C** will reduce testing costs and observation time. However, it was clearly shown that results obtained with specimen **C** give an overestimation of the fatigue strength. For comparison purpose, this overestimation is not of great importance as long as the same specimen geometry is used with all materials. However, for design purpose, it is important to consider the scale of components.

B.4.2 Small crack monitoring

For all justifications presented above, the hourglass geometry of specimen **C** was found to be the best shape for small crack monitoring. Following this preliminary study, specimen **C** was then used in a wider study done on alloy 357 cast in three different conditions and heat treated for two metallurgical conditions. More than 80 specimens were machined from conventionally cast and rheocast plates. Our experimental target was to monitor at least one small crack for each material and for each heat treatment, at a fatigue life of about 10^6 cycles. Over the 80 tested specimens, 57 valid tests were obtained. The specimen for which failure occurred outside the validity limits, most had a large defect on their fracture surfaces. Thirty two (32) principal catastrophic cracks initiated at side surfaces in the stress concentration region. Only 7 edge cracks were observed and no failure occurred in the grips. Overall, the success rate of small crack monitoring with specimen **C** was lower (63%) than for the *S-N* results presented in section 3 (80%) but it was still found to be satisfactory.

For the stress amplitude corresponding to 10^6 cycles, replicas were taken at every 5×10^4 cycles on all four surfaces. Replicas were produced at 90% of the maximal cyclic load using a silicone paste. In general, two specimens needed to be tested to obtain a good set of replicas on which the main crack could be monitored from initiation to the specimen final failure. It was possible to measure the fatigue crack width ($2c$) on the replicas with a precision of 10 microns using an optical microscope. An example of a small crack observed in a rheocast 357-F alloy is given in Figure B.5.

In addition to the good resolution of replicas, there were other advantages in using silicone paste instead of acetate cellulose film as proposed in ASTM E 647-08. Silicone hardens in 3 minutes without using acetone, it is easy to handle without tearing and it is easy to observe by optical

microscopy. On the other hand, for observations by scanning electron microscopy, it was necessary to replicate the silicone replica with epoxy. The double replica also had a good resolution. Silicon particles in the size range of 1 to 10 microns could be clearly seen under a magnification of 4000 X.

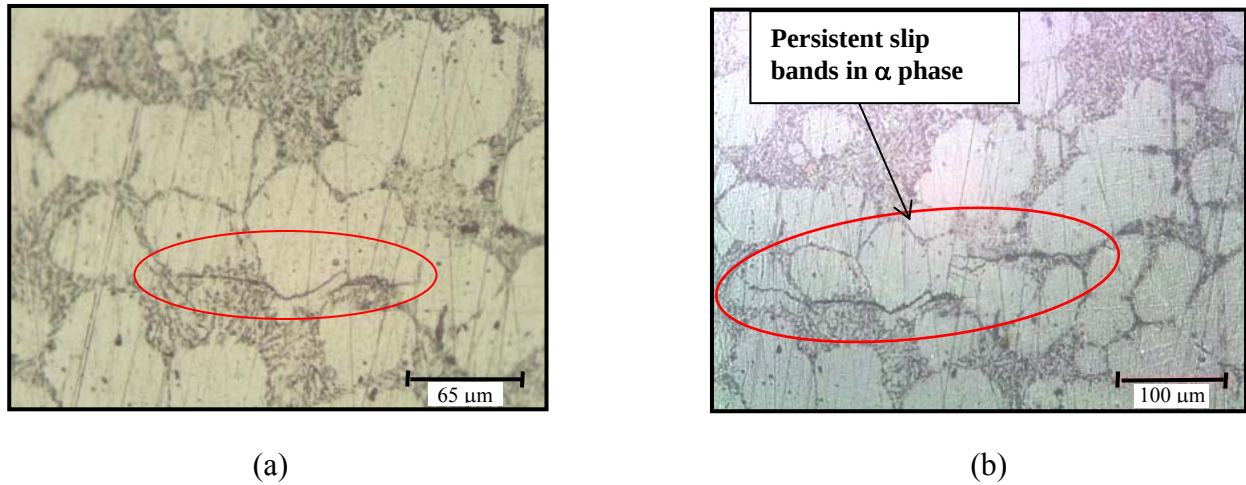


Figure B.5 Replicas of a small crack in a rheocast 357-F alloy at: (a) $N = 2\,146\,476$ cycles, $2c = 160\,\mu\text{m}$ and (b) $N = 2\,523\,558$ cycles, $2c = 425\,\mu\text{m}$.

Figure B.6 is the $2c$ - N curve that was obtained for the small crack presented in Figure B.5. The growth rate discontinuities observed can be attributed to the microstructural barriers to crack propagation. More than 80% of the specimen fatigue life was spent to produce a 0.2 mm crack.

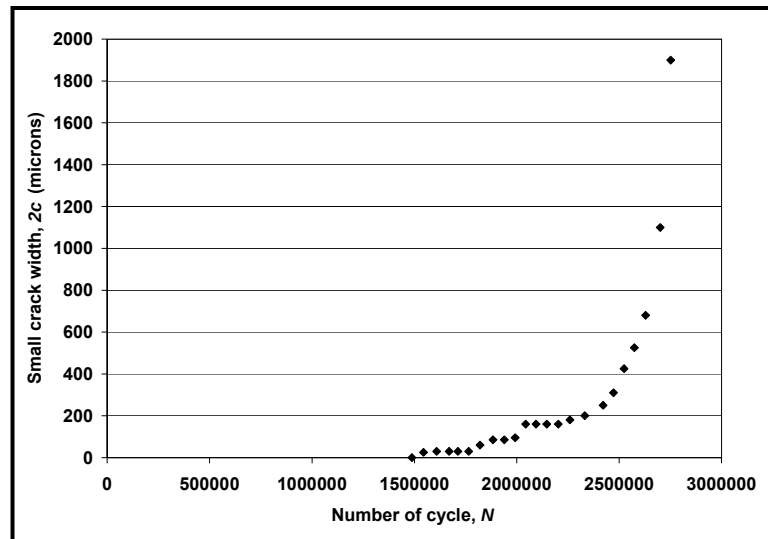


Figure B.6 Small crack width versus cycles in a rheocast 357-F alloy at $S_a = 110\,\text{MPa}$ and $R = -1$ ($N = 2\,789\,705$ cycles).

B.5. Conclusions

- For cast aluminum 357-F alloy, the ratio of area between the fatigue specimens grip and reduced section has to be more than 1.5 to prevent failure in the grips.
- Hourglass specimens have the advantage of confining crack initiation at the specimen center, which facilitates small crack monitoring.
- The use of hourglass specimen C gives a 15% overestimation of material fatigue strength, although this geometry has a stress concentration factor of 1.045.
- This overestimation is due to a statistical scale effect. It is thus important to consider this effect when comparing results from different experimental studies and when designing a component.
- The success rate for small crack monitoring is about 60% with specimen C.
- Silicone replicas are easier to make and to observe by optical microscopy than acetate cellulose film replicas.
- Finally, the developed experimental method makes it possible to monitor small cracks on a standardized specimen used for axial fatigue tests.

B.6. References

- [1] Y. Verreman, Propagation des fissures courtes, in Hermès (Eds), La fatigue des matériaux et des structures vol.2, Paris, 2008, pp.17-57.
- [2] M. Brochu, Y.Verreman, F.Ajersch, L.Bucher, Fatigue behavior of semi-solid cast aluminum: A critical review, Sol. St. Phen. (141-143) (2008) 7725-730.
- [3] ASTM, Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates (E 647-08), in ASTM standards (3.01) (2008) 671-715.
- [4] ASTM, Standard practice for conducting force controlled constant amplitude axial fatigue tests of metallic materials (E466-07), in ASTM standards (3.01) (2008) 564-568.
- [5] ASTM, Standard specification for aluminum-alloy permanent mold castings (B108-06), in ASTM standards (02.02) (2006) 80-92.

- [6] J. Linder., M. Axelsson, H. Nilsson, The influence of porosity on the fatigue life for sand and permanent mould cast aluminium, *Int. J. Fatigue* (28) (2006) 1752-1758.
- [7] J.-Y. Buffière, S. Savelli, P.H. Jouneau, E. Maire, R. Fougères, Experimental study of porosity and its relation to fatigue mechanisms of model Al-Si7-Mg0.3 cast Al alloys, *Mater. Sci. Eng. (A316)* (2001), 115-126.
- [8] S.C. Bergsma, M.Z. Wang, M.E. Kassner, The optimized tensile and fatigue properties of experimental semi-solid aluminum alloys, *Hot deformation of aluminum alloys III* (San Diego, USA 2003).

Acknowledgments

To CRSNG, FQRNT, REGAL and Rio-Tinto Alcan for funding this research

To René Séguin for the specimen preparation.

ANNEXE C – CALENDRIER D'ORGANISATION DU TEMPS

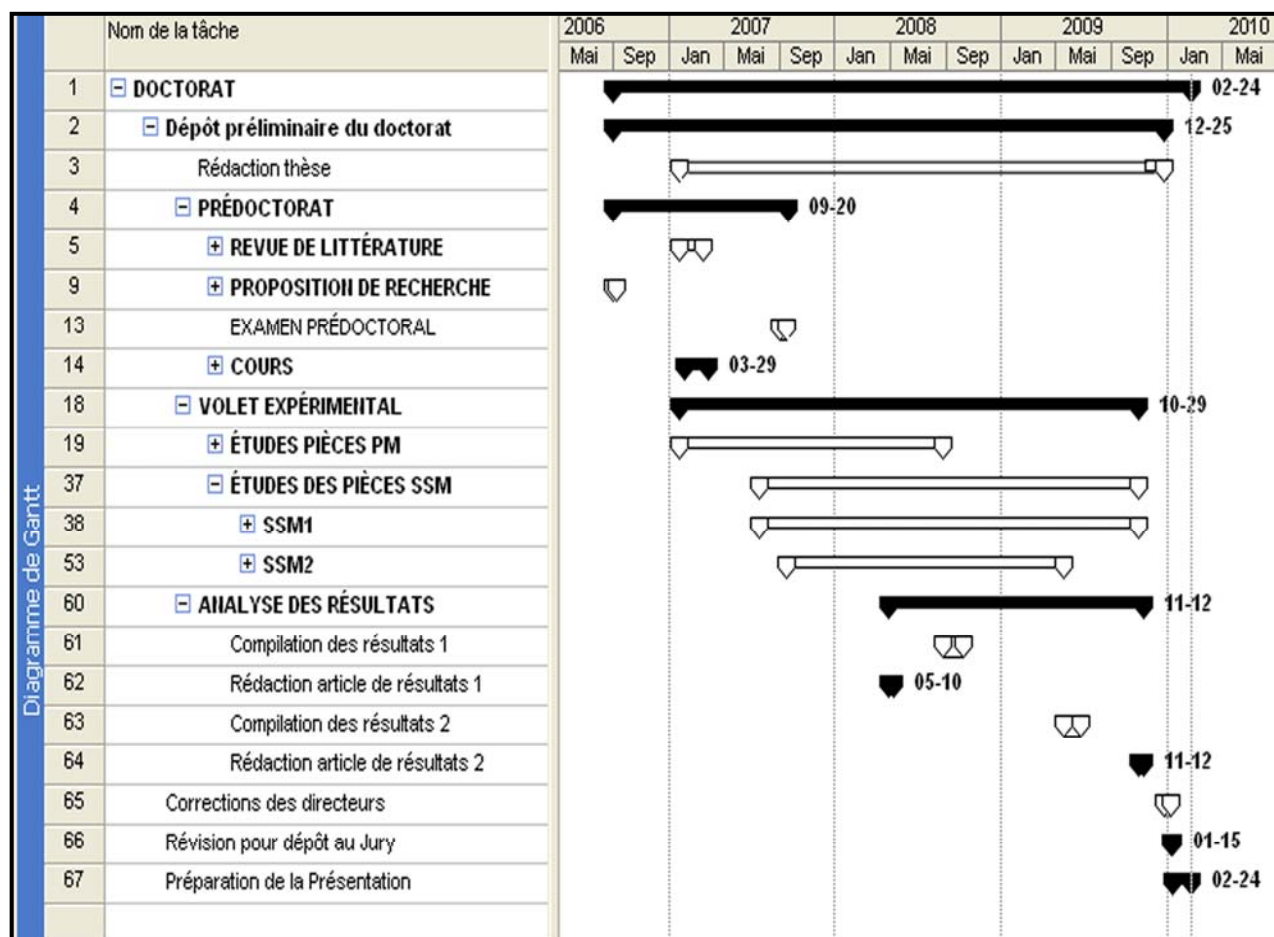


Figure C.1 Diagramme de Gantt du projet doctoral