

## NOTATIONS

Notation [unité]	Signification
$N_i$	Nombre de cycles pour amorcer une fissure
$N_f$	Nombre de cycles nécessaires pour atteindre la rupture $N_f$
$\sigma_a$ [MPa]	Amplitude de la contrainte
$R$	Rapport de la contrainte minimale sur la contrainte maximale
$N_r$	Nombre de cycle
$\varepsilon_p$	Déformation plastique
$\acute{\varepsilon}_f$	Coefficient de la ductilité à la fatigue
$c$	Exposant de ductilité à la fatigue
$\acute{\sigma}_f$	Coefficient de résistance à la fatigue
$b$	Exposant de résistance à la fatigue
$E$ [MPa]	Module de Young
$\varepsilon_e$	Déformation élastique
$\varepsilon_t$	Déformation totale
$\sigma_{moy}$ [MPa]	Contrainte moyenne
$R_m$ [MPa]	Résistance maximale en traction monotone
$RA$	Réduction d'aire utile à la striction
$\acute{\gamma}_f$	Coefficient de ductilité en cisaillement
$\acute{\tau}_f$	Résistance en fatigue en torsion
$G$	Module de cisaillement du matériau
$b_0$	Exposant de la résistance en fatigue en torsion
$c_0$	Exposant du coefficient de ductilité en cisaillement
$\gamma_a$	l'amplitude de déformation de cisaillement
$\bar{\sigma}_n$	Contrainte moyenne normale au plan de cisaillement critique
$\Delta\varepsilon_n$	L'étendue de la déformation normale au plan de cisaillement critique
$\acute{\nu}$	Coefficient de poisson effectif
$\mathbf{C}_a$	Amplitude du cisaillement

## TABLE DES MATIÈRES

<b>RÉSUMÉ</b> .....	<b>iii</b>
<b>ABSTRACT</b> .....	<b>vi</b>
<b>REMERCIEMENTS</b> .....	<b>ix</b>
<b>NOTATIONS</b> .....	<b>xi</b>
<b>TABLE DES MATIÈRES</b> .....	<b>xii</b>
<b>LISTE DES TABLEAUX</b> .....	<b>xv</b>
<b>LISTE DES FIGURES</b> .....	<b>xvi</b>
CHAPITRE 1.....	xx
<b>INTRODUCTION</b> .....	<b>2</b>
1.1    Problématique.....	3
1.2    Objectifs .....	4
1.3    Méthodologie.....	5
1.4    Originalité.....	9
CHAPITRE 2.....	9
<b>REVUE DE LITTÉRATURE</b> .....	<b>11</b>
2.1    Moulage des alliages d'aluminium.....	12
2.2    Mise en forme semi-solide .....	13
2.2.1    Thixomoulage.....	15
2.2.2    Rhéomoulage .....	15
2.2.3    Principe du procédé SEED .....	16
2.2.4    Avantages et inconvénients du moulage semi-solide.....	19
2.2.5    Alliages destinés au moulage semi-solide .....	21
2.2.6    Applications.....	22
2.3    Endommagement par fatigue, amorçage et propagation .....	22

2.4	Méthodes de prévision de durée de vie en fatigue.....	25
2.4.1	Approches en déformation.....	26
2.4.2	Approches en contrainte .....	30
2.4.3	Approche énergétique SWT .....	31
2.5	Conclusion.....	33
CHAPITRE 3.....		34
<b>PROCÉDÉ DE FABRICATION .....</b>		<b>35</b>
3.1	Procédure de conception.....	35
3.2	Conceptions proposées .....	37
3.2.1	Simulation de la résistance mécanique.....	39
3.2.2	Sollicitation selon l'axe vertical .....	40
3.2.3	Sollicitation selon l'axe horizontal.....	42
3.3	Simulation d'écoulement (remplissage du moule).....	44
3.3.1	Bras de suspension original .....	45
3.3.2	Bras de suspension avec toile en forme de Z.....	51
3.3.3	Bras de suspension avec toile épaissie au centre.....	54
3.3.4	Bras de suspension sans nervures et toile épaissie à 10 mm .....	57
3.4	Conclusion.....	58
CHAPITRE 4.....		60
<b>DÉVELOPPEMENT DU MODÈLE ANALYTIQUE DE FATIGUE.....</b>		<b>61</b>
4.1	Calcul des coefficients de fatigue: propriété d'écrouissage .....	62
4.1.1	Calcul de l'exposant et du coefficient de la résistance à la fatigue .....	65
4.1.2	Relation entre les différents paramètres du modèle analytique .....	75
4.2	Raffinage des résultats selon le traitement thermique .....	81
4.3	Conclusion.....	88
CHAPITRE 5.....		90
<b>PROCÉDURES EXPÉRIMENTALES.....</b>		<b>91</b>
5.1	Élaboration du bras de suspension.....	92

5.1.1	Composition chimique.....	92
5.1.2	Moulage .....	93
5.1.3	Traitements thermiques .....	95
5.2	Test de Fatigue .....	96
5.2.1	Conception du montage .....	96
5.2.2	Préparation des pièces .....	97
5.3	Caractérisation microstructurale.....	98
5.3.1	Préparation des échantillons. ....	100
5.3.2	Attaque chimique.....	104
5.4	Observations microscopiques .....	105
5.4.1	Microscope optique .....	105
5.4.2	Microscope électronique à balayage.....	105
5.5	Conclusion .....	106
CHAPITRE 6.....		107
<b>RESULTATS ET ANALYSE.....</b>		<b>108</b>
6.1	Essais de fatigue .....	108
6.2	Caractéristiques de traction et indice de qualité .....	114
6.3	Caractérisation microstructurale.....	120
6.3.1	Identification des phases.....	120
6.3.2	Fractographie .....	123
6.4	Caractéristiques des précipités .....	130
6.4.1	Conclusion .....	133
CHAPITRE 7.....		135
<b>CONCLUSION GÉNÉRALE .....</b>		<b>136</b>
<b>RÉFÉRENCES .....</b>		<b>140</b>

## LISTE DES TABLEAUX

Tableau 2.1: Alliages pour moulage semi-solide [4].....	21
Tableau 2.2 : Production de matériau thixoformable (Kiuchi and Kopp, 2002) [3]. .....	21
Tableau 3.1 : Bras de suspension à proposer pour remédier au problème de moulage.....	38
Tableau 3.2: Contraintes maximales pour le cas de sollicitation verticale $F = 5.5\text{kN}$ . .....	41
Tableau 3.3 : Contraintes maximales pour le cas de sollicitation horizontale $F = 2 \text{ kN}$ .....	43
Tableau 4.1 : Relations possibles entre les coefficients.....	63
Tableau 4.2 : Données des essais de fatigue CTA-CNRC A357 semi-solide. ....	64
Tableau 4.3 : Nombre de cycles moyens.....	64
Tableau 4.4 : Données nécessaires pour l'utilisation des méthodes de prévision [27]. .....	71
Tableau 4.5 : Propriétés en fatigue des alliages d'aluminium.....	73
Tableau 4.6: Classement des propriétés en fatigue des alliages d'aluminium en fonction du traitement thermique T6. ....	82
Tableau 4.7 : Comparaison entre les valeurs des coefficients avant et après raffinage. ....	86
Tableau 4.8: Paramètres finaux. ....	86
Tableau 5.1 : Composition chimique de l'alliage A357. ....	93
Tableau 5.2 : Propriétés mécaniques de l'alliage A357. ....	95
Tableau 6.1: Nombre de cycles obtenus pour les différentes conditions du test.....	108

## LISTE DES FIGURES

Figure 1.1: Organigramme de la méthodologie.....	8
Figure 2.1 : Principe du thixomoulage. (a) Chauffage jusqu' à l'état semi-solide, (b) chargement du lopin SS dans la machine à mouler, (c) moulage, (d) pièce finie. ....	14
Figure 2.2 : Principe du thixoforgeage. (a) Chauffage jusqu' à l'état semi-solide, (b) chargement du lopin SS dans la machine, (c) forgeage, (d) pièce finie. ....	14
Figure 2.3: Comparaison thixomoulage et rhéomoulage pour l'alliage AlSi7Mg 0,3 [5]. ....	16
Figure 2.4: Diagramme schématisant le procédé SEED (a-c), et le moulage à haute pression (d-e). .....	17
Figure 2.5: Alliage A356 traité par SEED, étalé avec une spatule [15]. ....	18
Figure 2.6 : Illustration schématique du processus SEED. (1) refroidir jusqu'à 30-40 % solide (2) égoutter l'excès de liquide pour former lingot autoportant (3) enlever le lingot du conteneur [15]. ....	19
Figure 2.7: Courbes de Wöhler relative au rhéomoulage, moulage en sable et au moulage à faible pression de l'alliage A356 [17]. ....	20
Figure 2.8 : Organigramme du déroulement de la méthode de Wang et Brown. ....	29
Figure 2.9 : Organigramme simplifié de la méthode de Robert. ....	31
Figure 3.1: Organigramme décrivant la méthodologie suivie pour la conception du nouveau bras. .....	37
Figure 3.2: Condition verticale de fixation et de simulation du bras de suspension. ....	39
Figure 3.3: Condition horizontale de fixation et de simulation du bras de suspension. ....	39
Figure 3.4 : Maillage et forme d'éléments du bras de suspension inférieur. ....	40
Figure 3.5 : Bras de suspension du départ (original) : $\sigma = 193$ MPa. ....	41
Figure 3.6 : Première modification (toile forme de Z) : $\sigma = 199$ MPa. ....	41
Figure 3.7 : Deuxième modification, toile centrale épaissie et renforcée $\sigma = 209$ MPa. ....	42
Figure 3.8 : Dernière modification, sans nervures : $\sigma = 203$ MPa. ....	42
Figure 3.9 : Bras de suspension du départ (original) : $\sigma = 297$ MPa. ....	43
Figure 3.10 : Première modification (toile forme de Z) : $\sigma = 301$ MPa. ....	43
Figure 3.11 : Deuxième modification : $\sigma = 233$ MPa. ....	44

Figure 3.12 : Dernière modification sans nervures : $\sigma = 235$ MPa. ....	44
Figure 3.13 : Exemples des allures de vitesse du piston utilisées pour le remplissage du moule. ....	45
Figure 3.14 : Séquences photographiques du remplissage du bras original, coulée latérale.....	46
Figure 3.15 : Séquences photographiques du remplissage du bras original, coulée latérale gauche. .....	48
Figure 3.16 : Séquences photographiques du remplissage du bras original, coulée bande supérieure.....	49
Figure 3.17 : Séquences photographiques du remplissage du bras original, coulée d'extrémité..	50
Figure 3.18 : Cheminement prévu pour le métal (vue de coupe écoulement 2D).....	51
Figure 3.19 : Séquences photographiques du remplissage du bras avec toile en Z, coulée latérale. ....	52
Figure 3.20 : Séquences photographiques du remplissage du bras avec toile en Z, coulée d'extrémité.....	53
Figure 3.21 : Séquences photographiques du remplissage du bras avec toile épaissie au centre, coulée latérale. ....	55
Figure 3.22 : Séquences photographiques du remplissage du bras avec toile épaissie au centre, coulée au centre. ....	56
Figure 3.23 : Séquences photographiques du remplissage du bras avec toile épaissie à 10 mm, coulée d'extrémité. ....	58
Figure 4.1 : Courbe S-N pour des éprouvettes en aluminium A357 Semi-solide. ....	65
Figure 4.2 : Courbe de Manson-Coffin-Basquin.....	65
Figure 4.3 : Coefficient de résistance à la fatigue. ....	68
Figure 4.4 : Courbe S-N de l'aluminium A357 SS après correction des coefficients sigma et b versus la courbe expérimentale.....	72
Figure 4.5 : Coefficient de résistance à la fatigue $\sigma'_f$ en fonction de la résistance maximale à la traction $\sigma_u$ .....	75
Figure 4.6 : Coefficient de résistance cyclique $\dot{H}$ en fonction de la résistance maximale à la traction $\sigma_u$ .....	76

Figure 4.7 : Exposant de la ductilité à la fatigue $C$ en fonction du coefficient de la ductilité à la fatigue $\epsilon_f$ .....	77
Figure 4.8 : Coefficient de résistance cyclique $\dot{H}$ en fonction de l'exposant de durcissement cyclique $\dot{n}$ . .....	77
Figure 4.9 : Exposant de résistance à la fatigue $b$ en fonction du coefficient de résistance à la fatigue $\sigma_f$ .....	78
Figure 4.10 : Coefficient de résistance cyclique $\dot{H}$ en fonction du coefficient de résistance à la fatigue $\sigma_f$ .....	79
Figure 4.11 : Exposant de durcissement cyclique en $\dot{n}$ en fonction de la résistance maximale à la traction $\sigma_u$ .....	79
Figure 4.12 : Coefficient de la ductilité à la fatigue $\epsilon_f$ en fonction de la résistance maximale à la traction $\sigma_u$ .....	80
Figure 4.13 : Exposant de la ductilité à la fatigue $C$ en fonction de la résistance maximale à la traction $\sigma_u$ .....	80
Figure 4.14: Coefficient de résistance à la fatigue $\sigma_f$ en fonction de la résistance maximale.....	83
Figure 4.15: Coefficient de résistance cyclique $\dot{H}$ en fonction de la résistance maximale à la traction $\sigma_u$ .....	83
Figure 4.16: Exposant de la ductilité à la fatigue $c$ en fonction du coefficient de la ductilité à la fatigue $\epsilon_f$ .....	84
Figure 4.17: Coefficient de résistance cyclique $\dot{H}$ en fonction de l'exposant de durcissement cyclique $\dot{n}$ . .....	84
Figure 4.18: Exposant de résistance à la fatigue $b$ en fonction du coefficient de résistance à la fatigue $\sigma_f$ . .....	85
Figure 4.19: Coefficient de résistance cyclique $\dot{H}$ en fonction du coefficient de résistance à la fatigue $\sigma_f$ . .....	85
Figure 4.20: Comparaison de la nouvelle courbe en bleu avec les échantillons du CTA en rouge, repère semi-log. ....	87
Figure 4.21: Comparaison de la nouvelle courbe en avec les échantillons du CTA en bleu, repère Log-Log. ....	87



Figure 5.1: Banc d'essai de fatigue (LM <sup>2</sup> SA-CURAL). .....	91
Figure 5.2 : Bras de suspension inférieur. ....	92
Figure 5.3: Courbes de vitesse et de pression [35]. ....	94
Figure 5.4 : Modèle d'un quart de suspension d'un véhicule [36]. ....	94
Figure 5.5 : Vue éclatée du montage. ....	96
Figure 5.6 : Montage pour le test de traction et compression.....	97
Figure 5.7 : Exemple de bras de suspension installé. ....	98
Figure 5.8 : Pièce usinée prête aux essais mécaniques.....	98
Figure 5.9: Organigramme de l'étude métallographique. ....	99
Figure 5.10: Exemple de zone de fissuration sous l'effet des efforts cycliques de fatigue. ....	100
Figure 5.11: Préparation des échantillons aux études métallographiques. ....	101
Figure 5.12: Coupeuse avec refroidissement à l'eau (Struers). ....	102
Figure 5.13: Polisseuse et support échantillons (Struers). ....	103
Figure 5.14: Pâte diamantée de polissage 6 et 1 $\mu\text{m}$ . ....	103
Figure 5.15: Attaque chimique au Keller. ....	104
Figure 5.16: Microscope optique Nikon Eclipse ME600. ....	105
Figure 5.17: Microscope électronique à balayage JSM-6480LV. ....	106
Figure 6.1 : Exemple de fissure au niveau de la fixation causée par l'essai de fatigue.....	110
Figure 6.2 : Exemple de fissure au niveau des nervures causée par l'essai de fatigue.....	111
Figure 6.3 : Nombre de cycles expérimental versus le déplacement du bras de suspension.....	112
Figure 6.4 : Comparaison des résultats analytiques selon la méthode M-C, les échantillons du CTA et du bras de suspension expérimental.....	113
Figure 6.5: Diagramme de l'indice de la qualité pour l'alliage 357 ; les lignes en pointillés sont générées en utilisant les équations 6.1 et 6.2. [41], [43].....	116
Figure 6.6: Effet des paramètres de traitement thermique sur la qualité de performance de l'aluminium A357. ....	118
Figure 6.7: Influence du temps de vieillissement sur les propriétés de traction et l'indice de qualité de l'alliage A357 .....	119

Figure 6.8: Micrographies MEB montrant les phases intermétalliques formées ; (a) 357 échantillons de type fonte d'aluminium et (b) 357 de type solution d'aluminium traité thermiquement (540 ° C / 8h).....	122
Figure 6.9: Effet du moulage Semi-solide selon le procédé SEED sur les caractéristiques microstructurales de l'aluminium A357-T6 utilisant la microscopie optique (A) et le MEB (B et C).....	123
Figure 6.10: Micrographies MEB montrant la surface de rupture de l'alliage A357. ....	124
Figure 6.11: Micrographie avec MEB montre le mécanisme de fracture et initiation de fissures de l'alliage A357-T6 semi-solide après test de fatigue.....	125
Figure 6.12: Micrographie de MEB illustrant une fracture débutée à partir des phases intermétalliques de fer de l'alliage A357 SS.....	126
Figure 6.13: Micrographie de MEB illustrant le mécanisme de rupture et d'amorçage des fissures dans quelques zones défectueuses dans la matrice $\alpha$ -Al.....	128
Figure 6.14: Micrographie de MEB illustrant l'initiation et la propagation des fissures dans la surface rompue de l'alliage A357 SS.....	128
Figure 6.15: Micrographie de MEB montre un amorçage et propagation d'une fissure transversale à travers les différentes phases formées dans la matrice $\alpha$ -Al.....	129
Figure 6.16: Micrographie de MEB illustrant l'initiation de la fissure en couleur brillante, débutée dans différentes phases et intermétallique.....	129
Figure 6.17: Micrographie de MEB illustrant le précipité $Mg_2Si$ avec une densité élevée et bien distribué dans la matrice $\alpha$ -Al de l'aluminium A367-T6 SS.....	131
Figure 6.18: Micrographie de MEB illustrant la formation du précipité $Mg_2Si$ et le spectre EDX de l'alliage A357-T6 SS.....	132

# **Chapitre 1**

## **INTRODUCTION**

## CHAPITRE 1

### INTRODUCTION

Le développement de structures mécaniques d'un poids toujours plus faible tout en conservant une résistance égale entraîne une utilisation croissante des alliages légers en particulier l'aluminium. La substitution des pièces mécaniques en acier par celles en alliages d'aluminium dans l'industrie de l'automobile est en effet la solution d'une panoplie de problèmes, entre autres, la réduction du poids des structures mécaniques.

Parmi ces structures, la suspension d'automobile représente une structure dynamique d'une grande importance car, cette dernière est la partie qui assure la sécurité, le confort des passagers, comme elle consiste également à maîtriser le contrôle du véhicule. Dans l'objectif d'améliorer et d'alléger les pièces constituant cette suspension, les recherches ont été orientées vers les fonderies d'aluminium. La diversité des propriétés physiques et mécaniques des alliages d'aluminium a également imposé à l'industrie de développer une multitude de procédés de fabrication tels que le procédé de moulage par voie semi-solide. Le procédé SEED du moulage semi-solide a l'avantage de fournir des pièces mécaniques en aluminium qui travaillent continuellement en dynamique, et qui peuvent remplacer celles en acier [1, 2].

## 1.1 Problématique

Ce projet évoque une problématique d'actualité qui vise plusieurs axes dans l'industrie moderne de l'automobile. En effet, la problématique qui se présente fait partie du programme de transformation de l'aluminium et d'amélioration des pièces constituant le véhicule. Actuellement, on ne cesse pas de développer les matériaux légers et leurs alliages, ainsi que les techniques de moulage et de mise en forme dans le but de rivaliser avec les caractéristiques physiques et les performances mécaniques de l'acier. En ce qui nous concerne, on sait que le procédé SEED du moulage semi-solide a fait ses preuves, et que son utilisation participe d'une façon remarquable à l'amélioration des propriétés mécaniques, entre autres, la résistance à la fatigue [3]. Mais c'est un procédé tout comme les autres. C'est-à-dire, il a ses faiblesses et ses limites tel que sa difficulté de couler à travers les épaisseurs minces ou la formation des replis dans le cas d'une géométrie complexe tel que la présence des trous ou des nervures par exemple. Ce qui fait, pouvoir faire face à ces complications et trouver une nouvelle conception du bras de suspension à notre disposition d'une façon à remédier à ces obstacles et détourner les imperfections de ce type de moulage, tout en conservant la résistance, la forme et le poids exigés dans le cahier de charge. Cela représente un grand défi pour nous. Le fait de réussir offre un nouveau souffle pour les producteurs de ce type de pièce, en particulier nos collaborateurs directs [1,4].

L'étude analytique prévue dans cette thèse, y compris le développement d'un modèle mathématique approché, offre également un grand intérêt. Car, avoir une idée sur l'endurance en fatigue d'une pièce quelconque avant d'entamer sa production est en elle-même une économie pour les fabricants. En effet, ceci donne l'occasion d'améliorer le produit à plusieurs reprises avant de se lancer dans le processus de fabrication finale.

Tel qu'indiqué, ce projet se base sur l'étude des bras de suspension. En collaboration avec le CTA-CNRC qui œuvre depuis quelques années sur le développement du procédé SEED, nous avons travaillé sur la conception et l'optimisation d'un nouveau bras de suspension inférieur tout en respectant les limites du moulage du procédé SEED et les difficultés rencontrées avec le moulage semi-solide. Ensuite, nous avons réalisé les essais mécaniques de caractérisation nécessaires sur ce bras expérimentalement et numériquement, nous faisons allusion ici aux essais de traction et de dureté, nous terminons avec les essais expérimentaux de fatigue pour déterminer la durée de vie en fatigue endurance de la pièce sous différentes sollicitations. Au cours du projet, une étude analytique sera établie. Elle consiste à étudier les différents modèles analytiques de prédiction de la durée de vie, d'en développer un nouveau modèle basé sur des approches existantes. Ce dernier sera adapté à notre cas d'une façon à prendre en considération le type de fatigue à appliquer lors des essais expérimentaux par rapport aux caractéristiques mécaniques et métallurgiques du bras de suspension.

## **1.2 Objectifs**

Le travail envisagé vise à déterminer le comportement en fatigue endurance d'un bras de suspension fabriqué en alliage d'aluminium semi-solide selon le procédé SEED. Pour cette fin, nous avons établi les objectifs suivants :

1. Étudier l'alliage utilisé pour la fabrication des bras de suspension ainsi que le procédé du moulage adopté ;

2. Concevoir et optimiser une nouvelle forme du bras de suspension qui répond à la fois aux exigences de l'alliage et du procédé utilisé, proposer ensuite une nouvelle conception du moule et optimiser le système de coulée ;
3. Étudier et développer d'une approche analytique avancée de calcul de la durée de vie ;
4. Caractériser les propriétés mécaniques du bras de suspension, et prédire sa durée de vie par simulation numérique ;
5. Caractérisation les propriétés mécaniques du bras de suspension d'une manière expérimentale, et déterminer sa durée de vie sous des sollicitations de fatigue;

### **1.3 Méthodologie**

Pour atteindre les objectifs fixés, la méthodologie du travail suivie englobera plusieurs étapes. Premièrement ; une étude bibliographique comprenant l'essentiel des travaux réalisés dans les domaines d'utilisation des alliages d'aluminium, du moulage par voie semi-solide et ce qui concerne la fatigue des pièces mécaniques en général et les bras de suspension en particulier. Ceci est dans le but de :

1. Cumuler un maximum de données sur les propriétés et les domaines d'utilisation des alliages d'aluminium. Ces données contribueront à nous aider à optimiser au mieux la géométrie du nouveau bras de suspension ;
2. Pouvoir offrir le meilleur compromis entre la forme du bras de suspension à réaliser et l'état semi-solide de l'alliage. Par conséquent, parvenir à trouver le meilleur écoulement qui génère un minimum de défauts ;

3. Différencier les techniques d'applications des efforts de fatigue, et du calcul du cumul s'il y a lieu.

Deuxièmement, la conception du nouveau bras se fait à l'aide du logiciel de conception mécanique 3D SolidWorks, les paramètres et les propriétés du bras de suspension à réaliser seront respectés selon les données fournies dans le cahier de charge. La simulation de la résistance mécanique et de l'écoulement pour validation seront établis en utilisant respectivement Abaqus et ProCAST.

Ensuite, la troisième étape consiste à étudier et évaluer les différentes méthodes analytiques de calcul de la durée de vie comme celles proposées par Smith Watson Topper ou encore par Manson Coffin Basquin. Développer par ailleurs une approche analytique qui convient à notre cas. Ceci tout en prenant en compte des paramètres et des propriétés de l'alliage utilisé et la forme du bras de suspension réalisé. Pour terminer, formuler cette dernière et l'adapter d'une façon à obtenir la durée de vie ou le nombre de cycles approximatif que peut atteindre le bras de suspension sous certaines sollicitations imposées. Ce calcul nous permet d'avoir une idée sur l'endurance de la pièce et sa résistance aux efforts de fatigue avant d'entamer les essais expérimentaux.

Puis, la quatrième partie représente l'étude numérique en utilisant un logiciel de calcul par éléments finis Abaqus. Cette partie comprend essentiellement la détection par simulation les zones et contraintes maximales susceptibles à amorcer une fissure. Ainsi que définir la résistance théorique maximale aux différents efforts appliqués en l'occurrence les efforts de fatigue.



On termine avec la préparation aux essais expérimentaux et aux tests de fatigue. En premier lieu, l'étude métallographique approfondie sur des échantillons tirés des pièces fissurées sera réalisée afin d'analyser l'initiation de la rupture par fatigue et le lien entre autres avec les phases intermétalliques fer- $\beta$ , et le traitement thermique. Toute cette partie aura lieu au CURAL dans le laboratoire de modélisation en mécanique des solides appliquée «LM<sup>2</sup>SA». Dans ce dernier se trouve le banc d'essai de fatigue développé par notre équipe de recherche. Ce banc d'essai est l'outil le plus important pour la caractérisation mécanique des pièces réelles en fatigue. Avant de pouvoir déterminer l'endurance des bras de suspension, l'étude expérimentale passe principalement par les points suivants ;

1. Préparation du banc d'essai de fatigue « calibration et étalonnage » ;
2. Instrumentation du bras de suspension selon les contraintes maximales obtenues par l'étude numérique ;
3. Réalisation d'un montage adapté à la pièce et au banc d'essai de fatigue d'une manière à réaliser les différents tests mécaniques ;
4. Préparation des pièces aux essais expérimentaux « par exemple : les travaux d'usinages sur les pièces pour les fixations si nécessaire, ou encore, utilisation des joints en téflon ou en caoutchouc afin de rendre l'expérience plus réelle, etc.... »
5. Analyse des contraintes (essais traction, compression, dureté, etc.)
6. Pour conclure, réalisation des essais de fatigue finaux. Comparer les résultats expérimentaux versus ceux du modèle analytique.

Un résumé de la méthodologie est représenté par la figure 1.1

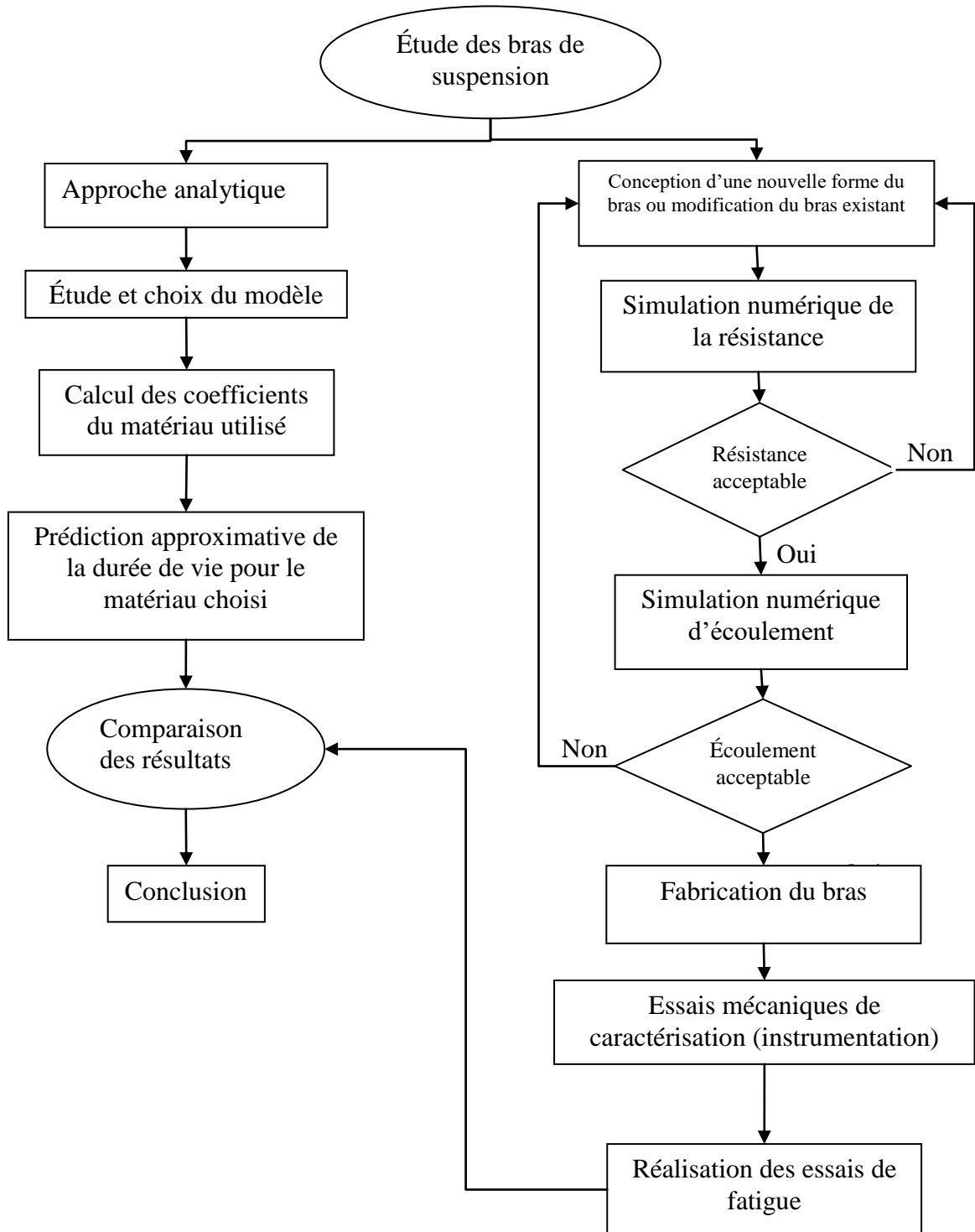


Figure 1.1: Organigramme de la méthodologie.

## 1.4 Originalité

Le projet vise plusieurs axes dont chacun représente une contribution dans le domaine de la mécanique et de la métallurgie de l'aluminium :

1. D'abord, ce projet a permis d'adapter et de valider une nouvelle formulation analytique de calcul de la durée de vie en fatigue qui soit liée directement aux paramètres de l'alliage utilisé.
2. Réaliser une nouvelle conception d'un bras de suspension qui est conforme avec les exigences du procédé SEED du moulage semi-solide. L'originalité ici réside dans le fait de réussir à fabriquer un bras de suspension en alliage d'aluminium, selon le procédé SEED, avec un meilleur: poids/résistance/écoulement.
3. Réalisation des essais de fatigue sur des pièces réelles (de vrais bras de suspension et non sur des échantillons standards) et estimation de leur durée de vie sous les différentes sollicitations.
4. Analyse microstructurale des échantillons tirés directement de la pièce réelle fissurée en utilisant les microscopes optique et électronique à balayage.

## **Chapitre 2**

# **REVUE DE LITTÉRATURE**

## CHAPITRE 2

### REVUE DE LITTÉRATURE

L'analyse bibliographique a été réalisée dans l'ordre chronologique selon les besoins exigés par ce projet. Dans l'ensemble, trois grands volets ont été explorés. En effet, le bras de suspension à étudier est en alliage d'aluminium A357 façonné en moulage par voie semi-solide selon le procédé SEED. Donc, ceci représente une première partie qui doit être bien éclairée et ce en partant du type du moulage au procédé utilisé. Ce procédé de moulage est une nouvelle technique qui a fait ses preuves et qui a réussi à apporter du changement au comportement des alliages métalliques, entre autres, à leur résistance à la fatigue. Néanmoins, ce type de moulage a présenté des inconvénients et des obstacles lors de la fabrication du bras de suspension qui doivent être surpassés. La seconde partie représente la plus lourde tâche dans l'ensemble de cette thèse. Elle est consacrée à l'étude et au développement d'une nouvelle formule analytique de prédiction de durée de vie en fatigue basée sur des approches déjà existantes, et qui soit adaptée à l'alliage utilisé pour le bras de suspension. Bien évidemment, le calcul analytique de la durée de vie sera accompagné, vers la fin des travaux envisagés, par des essais expérimentaux sur des bras de suspension fabriqués par le même procédé cité précédemment, ces essais seront considérés comme outil de comparaison et de validation du calcul analytique d'un côté et comme caractérisation et mesure de la durée de résistance de ces bras aux efforts cycliques de fatigue d'un autre côté.

## 2.1 Moulage des alliages d'aluminium

Plusieurs méthodes de mise en forme des alliages d'aluminium ont été développées, entre autres, le moulage conventionnel ou le moulage à l'état liquide. Cependant, ce dernier présente des inconvénients qui influencent la qualité et la quantité de production. En effet, des problèmes de ségrégation, de porosités ou de retassures sont sujet d'apparitions lors de la mise en forme des métaux à partir de l'état liquide, ce qui est le résultat, dans la plupart des cas, d'un remplissage des moules selon un écoulement turbulent. Pour que l'on puisse remédier à ces défauts, plusieurs recherches ont été menées durant plusieurs années qui avaient comme but d'injecter dans le moule un métal partiellement solidifié. Ce procédé est connu sous le nom du moulage par voie semi-solide [5]. Le moulage semi-solide est un procédé à haute pression à moule permanent, il n'a été développé qu'au début des années soixante-dix. Le moulage semi-solide est une méthode où le métal est partiellement liquide et partiellement solide, ce mélange est inséré dans le moule à haute pression. Il a été développé au MIT (Massachusetts Institute of Technology) comme une excroissance de recherche sur la formation des fissures dans des pièces métalliques coulées lors de la solidification à la suite de la contraction entravée nommée "hot tearing" en 1970.

L'expérience initiale aboutissant à l'invention du moulage semi-solide était réalisée par David Spencer dans le cadre de sa thèse de doctorat. Dans cette expérience, David découvre l'essentiel des propriétés rhéologiques des métaux. D'après ses recherches, il a effectué des essais industriels pour démontrer la faisabilité de ces deux routes, dont ils les avaient appelés « rhéomoulage » et « thixomoulage » ; il a aussi constaté que le métal partiellement solidifié est thixotrope. En plus, il peut être déformé sous pression.

Par la suite, et en se basant sur le comportement du métal à l'état semi-solide plusieurs techniques d'élaboration ont été développées, fondée sur le forgeage, moulage, extrusion, laminage et les hybrides de ces procédés. Il est intéressant d'étudier et de développer ce type de moulage, vu les améliorations des caractéristiques qui peuvent fournir sur le plan microstructural dont il possède un lien direct avec les propriétés mécaniques du matériau notamment la résistance à la fatigue [6, 7, 8, 9].

## **2.2 Mise en forme semi-solide**

Ce procédé repose sur la propriété de thixotropie que possèdent quelques alliages métalliques. Un corps est dit thixotrope lorsque sa viscosité diminue sous l'effet d'une contrainte de cisaillement. Les métaux semi-solides possèdent une consistance pâteuse leur permettant d'être injectés sous pression dans des moules avec un écoulement minimisant l'entraînement d'air. Les alliages d'aluminium se prêtent bien à ce type de mise en forme qui peut être effectué par thixomoulage ou par rhéomoulage [10].

L'étape de solidification de la pâte d'origine, soit dans une coulée continue ou coulée en forme, a été appelée « rhéomoulage ». Un processus d'élaboration pour le rhéomoulage directe comprend une agitation discontinue d'une petite confite du métal fondu pour obtenir la bonne structure, puis centrifugation de la pâte dans un creuset. Un autre est nommé « moulage par injection », ce processus qui, aujourd'hui, semble avoir de hautes promesses commerciales, ce sont ceux dans lesquels la structure non dendritique est obtenue d'abord dans la barre de coulée continue. Les petites billettes coupées de la barre continue sont ensuite réchauffées lors des procédés de fabrication, ce type est parfois appelé "thixofmage". Le procédé peut ressembler au moulage

sous pression ou au matriçage, ou être aussi un procédé hybride dans lequel une presse à forger est employée, le métal pénètre dans la cavité du moule à travers une "porte". D'autres types de procédés se sont également révélés pour être aptes à façonner le matériau semi-solide réchauffé, y compris l'extrusion et le laminage. Aujourd'hui, un terme générique largement utilisé pour tous ces processus connus sous le nom "moulage par voie semi-solide" [11].

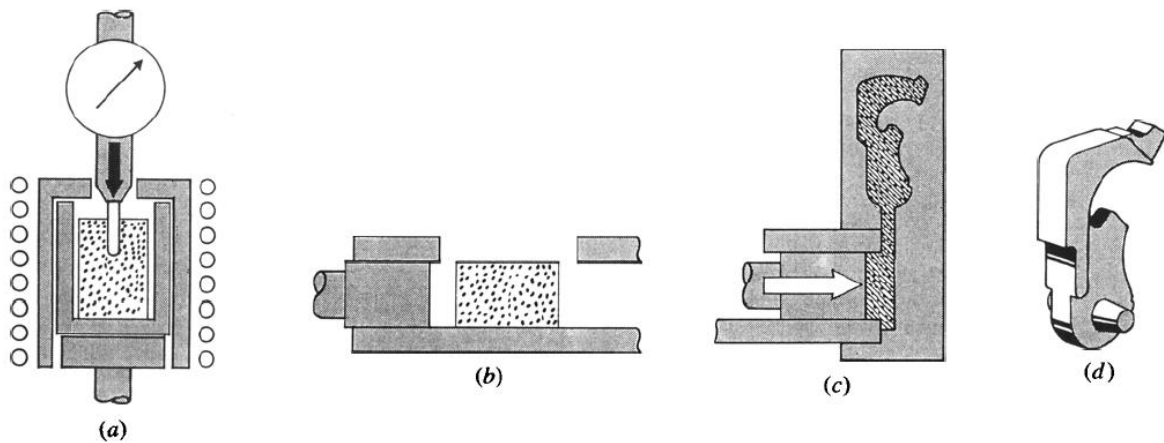


Figure 2.1 : Principe du thixomoulage. (a) Chauffage jusqu'à l'état semi-solide, (b) chargement du lopin SS dans la machine à mouler, (c) moulage, (d) pièce finie.

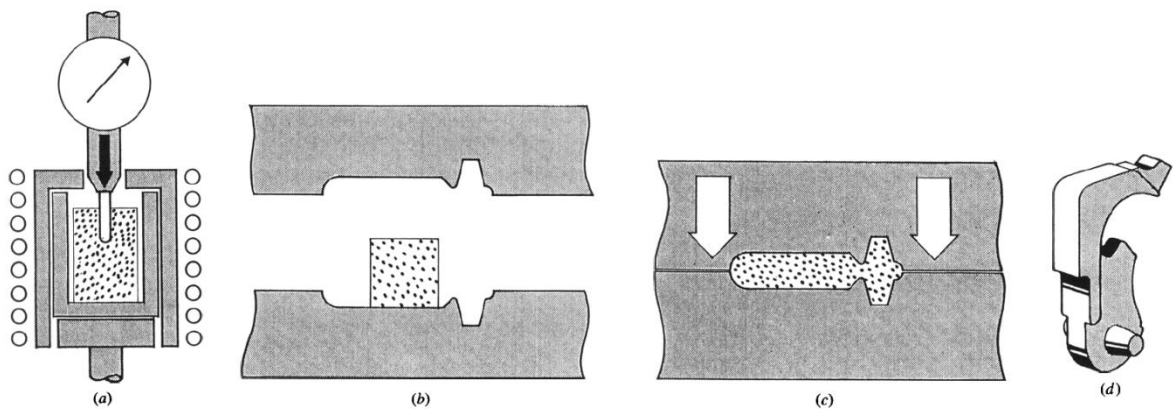


Figure 2.2 : Principe du thixoforgeage. (a) Chauffage jusqu'à l'état semi-solide, (b) chargement du lopin SS dans la machine, (c) forgeage, (d) pièce finie.



### **2.2.1 Thixomoulage**

Cette technique est destinée à la production des pièces finies à partir des alliages d'aluminium. Le semi-solide dans ce cas est obtenu à partir d'un solide réchauffé, la structure globulaire est obtenue par brassage électromagnétique dans l'intervalle de solidification d'une billette ou lingot coulé en continu. Ce brassage, effectué à une fraction solide de l'ordre de 50 %, provoque une fragmentation et un arrondissement progressifs des dendrites de la phase primaire  $\alpha$ -Al. Après refroidissement, la billette est découpée en lopins ayant la taille de la pièce à réaliser. Chaque lopin est alors réchauffé dans l'intervalle de solidification. La transformation de la structure dendritique en structure quasi sphérique se fait grâce à un maintien de quelques minutes à la température nécessaire à l'obtention d'une fraction liquide suffisante. Enfin, le lopin est injecté sous pression dans l'empreinte de la pièce à fabriquer [1].

On note un avantage du thixomoulage par rapport aux autres technologies de traitement semi-solide, car il combine parfaitement l'obtention de l'état pâteux et les opérations de moulage des composants en une seule étape. L'autre avantage réside dans l'élimination d'opération de traitement du métal liquide, créant de là un environnement de travail plus propre et plus sûr.

L'inconvénient majeur du thixomoulage est dans son coût de production élevé, non seulement le prix de la matière est cher, mais en plus il est difficile de pouvoir facilement recycler les rebuts du moulage [2].

### **2.2.2 Rhéomoulage**

Le semi-solide dans ce cas est obtenu à partir du liquide refroidi. Semblable au processus de thixomoulage, le rhéomoulage est une technologie adoptée du domaine de la transformation des polymères. Cependant, au lieu d'utiliser des puces d'alliage solides, comme dans le cas de

thixomoulage, le métal liquide est utilisé comme la matière première dans le rhéomoulage [12]. Le métal est porté à l'état liquide, maintenu à une température de quelques degrés au-dessus du liquidus, versé dans un creuset, puis refroidi d'une manière contrôlée jusqu'à une température pour laquelle la fraction liquide/solide est suffisante. Il est ensuite maintenu à cette température pour quelques dizaines de secondes dans le but de bien globulariser les grains de la solution solide. La microstructure dépend grandement du taux de refroidissement ainsi que du taux de cisaillement appliqué. Le mélange semi-solide peut être alors comme précédemment injecté sous pression dans l'empreinte de la pièce à réaliser. C'est le **rhéomoulage** ou **rhéocasting** [5] [13].

La figure 2.3 représente un schéma simplifié du traitement subi par le métal dans le cas du thixomoulage et du rhéomoulage avant d'être injecté dans le moule.

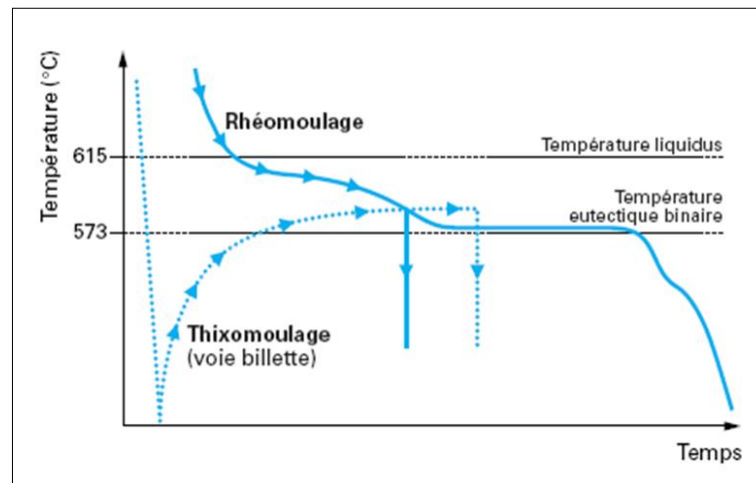


Figure 2.3: Comparaison thixomoulage et rhéomoulage pour l'alliage AlSi7Mg 0,3 [5].

### 2.2.3 Principe du procédé SEED

Récemment, une nouvelle méthode de mise en forme par semi-solide a été développée, le procédé SEED (Swirled Enthalpy Equilibration Device). Cette technologie, brevetée par Alcan

International Limited [11], est une variante du rhéomoulage et elle est dédiée principalement au moulage de pièces de hautes performances. Ce procédé est simple et efficace avec un meilleur rapport qualité-prix, il est utilisé pour produire des pâtes d'aluminium semi-solide par agitation mécanique du métal fondu [14]. L'aluminium liquide, de composition et température bien déterminées, est versé dans un creuset d'acier. Lors du refroidissement, le creuset est agité. Le mouvement permet d'abord d'obtenir une structure globulaire, mais aussi de favoriser l'équilibre thermique. Un temps de repos suit où tout le système est immobile. Ensuite, une valve située au fond du creuset est ouverte pour drainer l'aluminium liquide. Le drainage permet d'augmenter la fraction solide plus rapidement. Finalement, le lopin d'aluminium semi-solide est retiré du creuset et placé dans le moule. Le principal avantage du procédé SEED est qu'il ne requiert pas de contrôle des températures sophistiqués. Car le creuset, d'une masse déterminée, absorbe une quantité définie de chaleur pour atteindre l'équilibre thermique. Le transfert de chaleur peut donc être aisément contrôlé par la masse et le matériau du creuset. La simplicité du procédé le rend plus économique. Le procédé SEED est décrit en détail dans plusieurs articles [13, 14]. La figure 2.4 représente un schéma de différentes étapes nécessaires au rhéomoulage du procédé SEED.

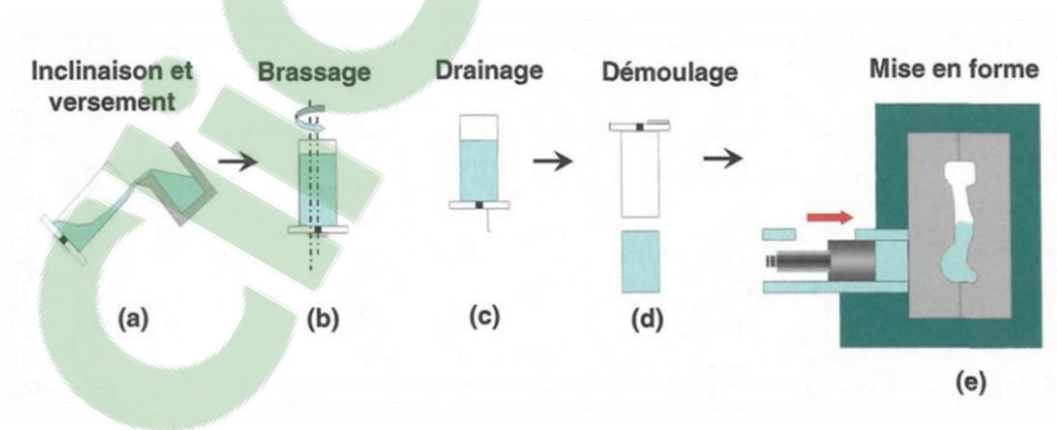


Figure 2.4: Diagramme schématisant le procédé SEED (a-c), et le moulage à haute pression (d-e).

En résumé, ce procédé se réalise en deux étapes, premièrement une extraction rapide d'une quantité de chaleur bien définie du métal liquide afin de produire un coulis liquide/solide, ensuite évacuer l'excès du liquide laissant derrière un métal pâteux sous forme d'une billette compacte autoporteuse que l'on peut ensuite manipuler et mettre en forme sous pression, figure 2.5.

En utilisant cette approche, il n'est pas nécessaire de mesurer la température du matériau pendant le traitement [12]. Ce procédé peut être appliqué à un grand nombre d'alliages d'aluminium, il peut aussi être facilement adapté pour produire une multitude de pièces.



Figure 2.5: Alliage A356 traité par SEED, étalé avec une spatule [15].

Les principales caractéristiques du procédé SEED sont schématisées dans la figure 2.6. La préparation de la pâte peut être divisée en trois étapes. Tout d'abord, l'aluminium fondu de la composition et de la température désirée est transféré dans un récipient dont la masse thermique est suffisante pour refroidir la masse fondue à une fraction solide qui peut se situer entre 30 et 45 %. Au cours de cette étape du procédé, le récipient et son contenu sont tourbillonnés à environ 200 tours par minute avec une excentricité de l'ordre de 12 mm. Ce mouvement tourbillonnaire permet de s'assurer que la phase solide primaire, générée au niveau des parois de la cuve, soit

répartie uniformément dans toute la cuve. La durée de cette étape dépend évidemment des dimensions du récipient et la masse de la charge, mais se situe généralement entre 30 et 60 secondes pour des diamètres allant de 70 à 110 mm et des masses variant entre 1 et 6 kilogrammes [15,16].

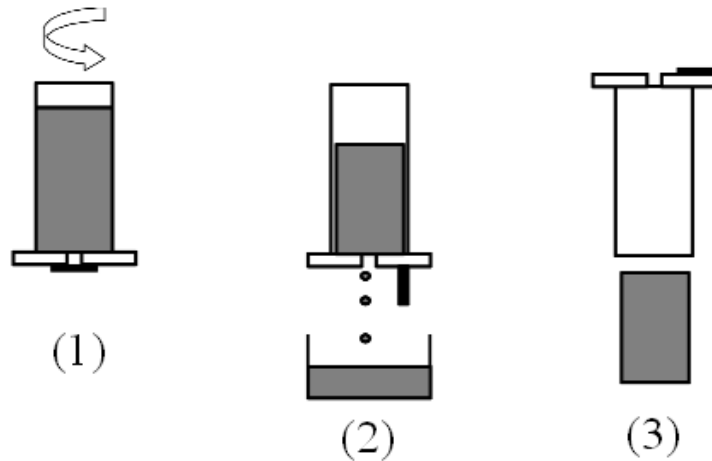


Figure 2.6 : Illustration schématique du processus SEED. (1) refroidir jusqu'à 30-40 % solide (2) égoutter l'excès de liquide pour former lingot autoportant (3) enlever le lingot du conteneur [15].

#### 2.2.4 Avantages et inconvénients du moulage semi-solide

Un avantage important du moulage de l'aluminium par voie semi-solide réside dans sa capacité d'obtenir des pièces de qualité supérieure destinées à des applications structurales. De plus, ce procédé :

- Diminue la présence des défauts, des porosités et des films d'oxyde (bon remplissage des moules minimisant la présence des bulles d'air);
- Améliore la résistance aux efforts mécaniques (résistance à la traction, et à la fatigue);
- Augmente la résistance aux hautes pressions;

- Offre la possibilité d'effectuer des traitements thermiques;
- Réduit le retrait de solidification;
- Permet le traitement à basse température;
- Prolonge la longévité des moules [13], [10].

La figure 2.7 représente des courbes S-N contrainte-nombre de cycles réalisées par Rosso en 2005 [17]. Ses expériences ont été menées sur des éprouvettes en alliage d'aluminium A356. L'auteur a réalisé une étude comparative du comportement en fatigue de trois différents procédés de moulage (moulage à faible pression, moulage en sable et rhéomoulage semi-solide). Les tests de fatigue traités étaient particulièrement associés à un nombre de cycles élevés, réalisés sur une machine servohydraulique.

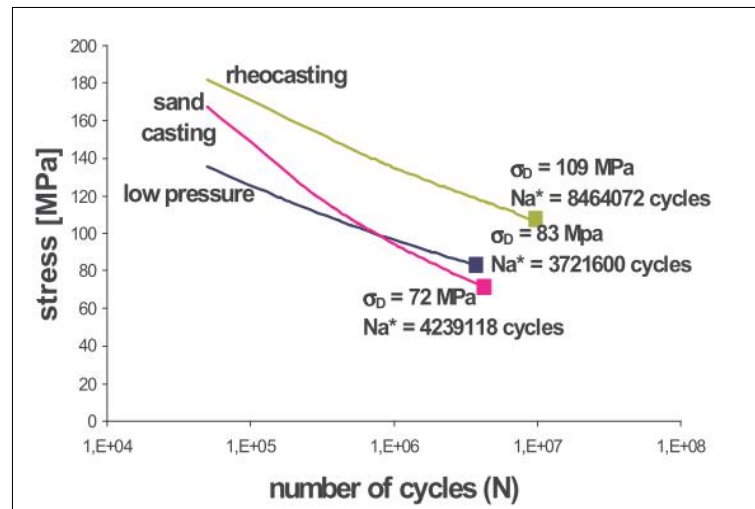


Figure 2.7: Courbes de Wöhler relative au rhéomoulage, moulage en sable et au moulage à faible pression de l'alliage A356 [17].

Tel que présenté sur la figure précédente, les expériences de l'auteur ont bien montré que le nombre de cycles obtenu pour le rhéomoulage est beaucoup plus élevé, et ce pour n'importe

quelle contrainte imposée, que ceux obtenu par le moulage en sable ou à basse pression, ce qui confirme effectivement que le moulage semi-solide contribue d'une manière significative à l'amélioration des propriétés de fatigue des échantillons en aluminium.

Un des inconvénients majeurs de ce type de moulage, c'est qu'il nécessite une préparation spéciale du métal avant l'opération de moulage. En effet, ce procédé exige une étape intermédiaire afin de transformer le métal liquide en une pâte semi-solide présentant une microstructure globulaire non dendritique [2].

### 2.2.5 Alliages destinés au moulage semi-solide

Les tableaux 2.1 et 2.2 montrent respectivement les alliages d'aluminium les plus utilisés dans le procédé de moulage semi-solide et le taux de production annuelle de matériau thixoformable.

Tableau 2.1: Alliages pour moulage semi-solide [4].

Type d'alliage	Propriétés/Caractéristiques
<b>Moulés</b> <b>A 356, A357, 319, 355, 390</b>	-Équilibre résistance/ductilité -Usure
<b>Forgés</b> <b>6xxx, 2xxx, 7xxx</b>	- améliore la résistance et la ductilité
<b>MMC</b>	-Module élevé -Usure

Tableau 2.2 : Production de matériau thixoformable (Kiuchi and Kopp, 2002) [3].

Alliage	Tonnes par année
A356	2400
A357	12800
Autres	800
Totales	16000

Les alliages A356 et A357 sont les plus utilisés, car ils répondent le mieux aux critères exigés par le moulage semi-solide et ils donnent ainsi les meilleures propriétés.

### **2.2.6 Applications**

La diversité des domaines d'application du moulage semi-solide est aussi une de ses caractéristiques avantageuses. Les pièces moulées en alliage d'aluminium par moulage semi-solide trouvent des applications où les propriétés mécaniques jouent un rôle capital, notamment dans le domaine du transport dont on peut citer ;

- Pièces à haute résistance telles que supports moteurs ;
- Bras de suspension ;
- Vérins et distributeurs hydrauliques ;
- Rampes d'injections de carburant ;
- Pièces à haute résistance à l'usure en alliage hyper-eutectique telles que les pistons, tambours de frein, leviers de changement de vitesse, etc;
- Pièces de pression étanche telles que les maîtres-cylindres de frein, rails de carburant, logement de compresseur d'air conditionné [13].

## **2.3 Endommagement par fatigue, amorçage et propagation**

Avant d'atteindre la rupture, les pièces mécaniques passent d'abord par trois phases : la première est un amorçage d'une fissure à partir d'un défaut, ensuite une propagation lente de cette fissure, et enfin une propagation rapide et brutale conduisant à la rupture.



Dans le but de mieux comprendre le phénomène de fissuration par fatigue et de parvenir à trouver les failles qui précipitent la rupture, Ouahabi et al [18] ont développé une technique de surveillance afin de détecter les dommages structuraux — fissure de respiration de fatigue — quand ils se produisent. Leur idée était d’injecter à la structure une excitation harmonique à la moitié de la première fréquence naturelle et d’effectuer une analyse temps-fréquence. D’après leurs résultats, une structure saine montre un signal harmonique pur à la fréquence d’excitation, par contre les structures endommagées montrent des harmoniques de la fréquence d’excitation dues au comportement non linéaire de la rigidité. Quand la fréquence d’excitation est à la moitié de la fréquence naturelle, la deuxième harmonique coïncide avec la fréquence naturelle ayant pour résultat l’amplification d’amplitude à cette fréquence. Adila Afzal [19] dans sa thèse a fait une étude comparative du comportement et des propriétés de fatigue entre les bielles en acier forgé et celles en poudre métallique. Elle a conclu que d’après un test de traction, la bielle en acier forgé est considérablement plus résistante que celle en poudre métallique, en montrant que sa limite élastique et sa résistance maximale à la traction sont supérieures de 19 % et 8 % respectivement. La résistance à la fatigue des matériaux en acier forgé est aussi plus élevée de (27 %) que ceux en poudre métallique soit de  $10^6$  cycles.

Nadot et Denier [20] ont étudié le phénomène de rupture par fatigue des bras de suspension automobile fabriqués en fonte grise à graphite nodulaire. Ils ont trouvé que les paramètres les plus influents sur la durée de vie sont les défauts de moulage. Ils ont déduit que le comportement de fatigue pour un nombre élevé de cycles est contrôlé principalement par les défauts de surface tels que les défauts de crasse et les oxydes. En revanche, pour un faible nombre de cycles il est régi par les multiples fissures qui s’amorcent indépendamment à partir des défauts de coulés.

Ohama et al [21] ont cherché les caractéristiques de fatigue d'un alliage d'aluminium AC2B-T6. Ils ont constaté que la fissure de fatigue amorce une entaille sur la surface de l'éprouvette et que le nombre de cycles pour amorcer une fissure  $N_i$  est négligeable devant le nombre de cycles nécessaires pour atteindre la rupture  $N_f$ , comme par exemple  $\frac{N_i}{N_f} = 0,01$  dans le cas où  $\sigma_a = 60\text{MPa}$ , et  $R = -1$ , avec  $\sigma_a$  et  $R$  sont l'amplitude de la contrainte et le rapport des contraintes respectivement.

Pour le cas des cycles de fatigue élevés Myriam Brochu et al [8] se sont basés sur l'étude de l'alliage d'aluminium A357 par moulage permanent et par rhéomoulage pour six différentes microstructures. Ils ont rapporté que la résistance à la fatigue de cet alliage est plus élevée dans le cas du rhéomoulage avec un traitement thermique T5 que dans le cas du moulage permanent avec un traitement thermique T6. En outre, ils ont constaté que dans les échantillons de moulage permanent les fissures s'amorcent le plus souvent à partir des cavités de retrait tandis que les fissures dans les échantillons moulage semi-solide s'amorcent depuis les inclusions d'oxydes. Ils sont arrivés à dire également que la taille des grains semble être une caractéristique microstructurale qui a un effet important sur la résistance à la fatigue. Car, les joints de grains forment une barrière microstructurale efficace. Dans l'ensemble, lorsque la taille des grains diminue, leur nombre augmente, ce qui fait que le nombre de joints de grains augmente, par conséquent, la résistance à la fatigue augmente.

## 2.4 Méthodes de prévision de durée de vie en fatigue

Dans cette partie, nous allons analyser quelques méthodes de prédiction de la durée de vie. À cet effet, nous allons examiner et évaluer les différentes méthodes existantes dans la littérature et qui lient le nombre de cycles  $N$  aux contraintes maximales et aux déformations. Ceci est dans le but de choisir la relation la plus adéquate à notre cas et de l'appliquer sur le modèle de la pièce de suspension à notre disposition. Le calcul du nombre de cycles  $N$  nous permet d'avoir une idée approximative sur la durée de vie du bras de suspension étudié, et qui nous facilitera par la suite l'analyse des résultats obtenus ultérieurement lors des essais expérimentaux.

Les méthodes de prévision de durée de vie en fatigue sont classées selon trois approches. Tout d'abord en déformation, en contrainte et pour conclure celles en énergie. Bien évidemment, chaque technique est propre à un domaine de fatigue, c'est-à-dire soit à la fatigue olygocyclique, endurance limitée ou limite d'endurance [22].

Les approches en déformation existantes sont:

- Celles qui dérivent de la courbe de Manson-Coffin-Basquin (1965).
- La proposition de Wang et Brown (1992).
- Celle de Fatemi et Socie (1988).

Les approches en contrainte sont celles de:

- Macha-Bedkowsky (1989).
- Robert (1996).
- Preumont Piéfort et Pitoiset (1994).
- Morel (1996).
- Stephanov (1993).

Les approches énergétiques évaluées sont :

- De Bannantine (critère de Smith-Watson-Topper (1974));
- Celle Lagoda et Macha (1997).

#### 2.4.1 Approches en déformation

Les approches en déformation sont généralement destinées à la fatigue à faible nombre de cycles. Probablement l'approche la plus répandue et la plus utilisée dans cette catégorie est celle développée par Manson-Coffin. Dans le domaine de la fatigue olygocyclique, les déformations plastiques sont les plus dominantes. Pour un état de contrainte uniaxial, leur courbe relie le nombre de cycles à la rupture à  $N_r$  à l'amplitude de la déformation plastique  $\frac{\Delta \epsilon_p}{2}$ .

$$\frac{\Delta \epsilon_p}{2} = \epsilon_f (2N_r)^c \quad 2.1$$

avec :

- $\epsilon_f$  : Coefficient de la ductilité à la fatigue ;
- $c$  : Exposant de ductilité à la fatigue.

Dans le cas où les déformations plastiques sont négligeables devant les déformations élastiques, le modèle de Basquin est utilisé. Ceci exprime la relation liant la contrainte à la durée de vie comme suit :

$$\frac{\Delta \sigma}{2} = \sigma_a = \sigma_f' (2N_r)^b \quad 2.2$$

avec :

- $\sigma_f'$  : Coefficient de résistance à la fatigue ;
- $b$  : Exposant de résistance à la fatigue.

Comme  $\sigma = E \cdot \varepsilon$  loi de Hooke; E étant le module de Young du matériau. alors

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_r)^b \quad 2.3$$

À partir des deux relations précédentes, on peut finalement tirer la relation de Manson-Coffin-Basquin qui donne la déformation totale « élastique et plastique » en fonction du nombre de cycles à la rupture  $N_r$ .

$$(\varepsilon_t)_{Manson-Coffin} = \varepsilon_e + \varepsilon_p = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_r)^b + \varepsilon_f (2N_r)^c \quad 2.4$$

On note que la dernière relation est valable pour  $R = -1$ . Plusieurs auteurs ont proposé de modifier la formule afin de considérer l'effet de  $R \neq -1$ , toutefois la formulation la plus simple est celle proposée par Morrow [23].

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = \frac{\sigma'_f - \sigma_{moy}}{E} (2N_r)^b + \varepsilon_f (2N_r)^c \quad 2.5$$

avec

$$\sigma_{moy} = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad 2.6$$

Suite à cette dernière relation, et après la réalisation d'un grand nombre d'essais de traction sur une multitude de matériaux métalliques, Manson, Muralidharan [22] et autres, ont pu formuler une relation généralisée sous forme empirique, en fonction de la résistance maximale en traction monotone  $R_m$  et de la réduction d'aire utile à la striction (RA) du matériau. Cette formule est appelée *penne universelle*.

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = \frac{19R_m}{E} (2N_r)^{-0.12} + 0.76 * \varepsilon_f^{0.6} * (2N_r)^{-0.6} \quad 2.7$$

où  $\varepsilon_f$  est la déformation vraie à la rupture, obtenue à l'aide de la relation  $\varepsilon_f = -\ln(1 - RA)$  [22]. Cette équation est utilisable dans le cas où les coefficients de la relation (2.5) ne peuvent pas être déterminés expérimentalement.

**Remarque** : l'équation proposée par Manson-Coffin-Basquin à une seconde forme propre aux essais de torsion pour  $R=-1$ .

$$\left(\frac{\Delta\gamma_t}{2}\right)_{Manson-Coffin} = \frac{\tau_f}{G} (2N_r)^{b_0} + \gamma_f (2N_r)^{c_0} \quad 2.8$$

Où

- $G$  : Module de cisaillement du matériau ;
- $\tau_f$  : Résistance en fatigue en torsion ;
- $\gamma_f$  : Coefficient de ductilité en cisaillement ;
- $b_0$  : Exposant de la résistance en fatigue en torsion ;
- $c_0$  : Exposant de ductilité en cisaillement.

$\frac{\Delta\gamma_t}{2}$  est l'étendue de la déformation totale en cisaillement  $2\Delta\varepsilon_{12} = \Delta\gamma_t$

Dans le même ordre d'idée, Wang et Brown [24] ont développé une seconde approche basée sur la déformation. Elle fait suite à des observations des fissures de fatigue amorcées sur des éprouvettes sollicitées en torsion par Brown et Miller, en imposant quelques hypothèses, les auteurs ont utilisé la courbe de Manson coffin en traction ( $R_\sigma = -1$ ) couplée à la correction de Morrow comme courbe de référence et ils proposent les relations suivantes ;

$$\gamma_a = S \cdot \varepsilon_{na} \leq C \quad 2.9$$

Où  $S$  et  $C$  sont des contraintes propres au matériau donné.

$$\varepsilon = \frac{\gamma_a + S\Delta\varepsilon_n}{1 + \dot{\nu} + s(1 - \dot{\nu})} = \frac{\sigma_f - 2\bar{\sigma}_n}{E} (2N_r)^b + \dot{\varepsilon}_f (2N_r)^c \quad 2.10$$

$$\dot{\nu} = \frac{\nu_e \varepsilon_e + \nu_p \varepsilon_p}{\varepsilon_e + \varepsilon_p} \quad 2.11$$

Où  $\bar{\sigma}_n$  : est la contrainte moyenne normale au plan de cisaillement maximum,  $\Delta\varepsilon_n$  est l'étendue de la déformation normale au plan de cisaillement maximum et  $\dot{\nu}$  est le coefficient de poisson effectif  $\sigma_f, \dot{\varepsilon}_f, b, c$  sont respectivement la résistance à la fatigue, le coefficient de ductilité et leurs exposants respectifs.

Le déroulement de la méthode de Wang et Brown est représenté sur l'organigramme de la figure 2.8.

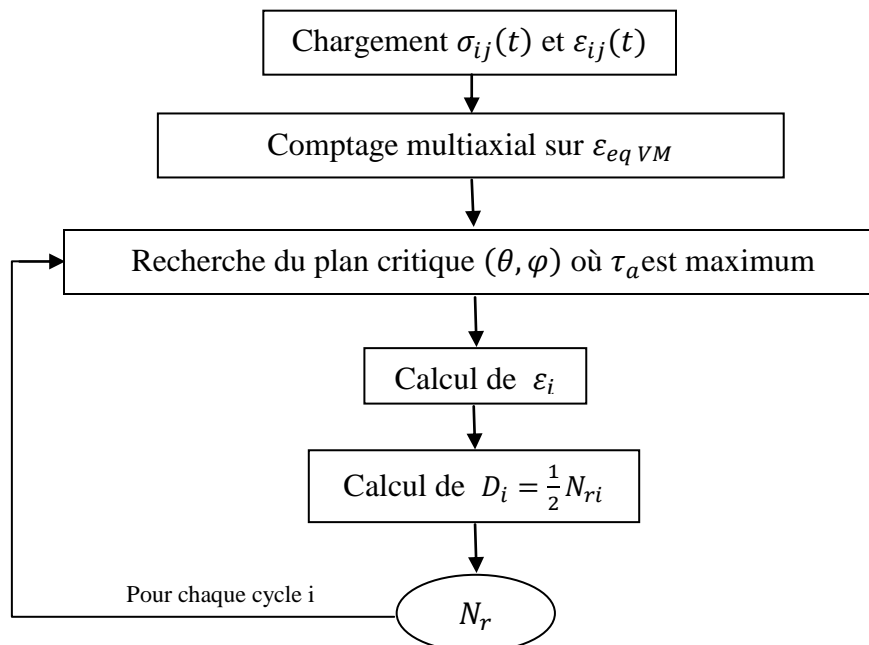


Figure 2.8 : Organigramme du déroulement de la méthode de Wang et Brown.

### 2.4.2 Approches en contrainte

Depuis sa première formulation, la méthode de prévision de durée de vie utilisant l'approche en contrainte de Robert a connu plusieurs évolutions successives. Cette méthode est destinée aux matériaux ductiles ou semi-ductiles pour le domaine de limite d'endurance. Son application nécessite trois courbes SN ;  $\sigma_{-1}(N_r)$ ,  $\sigma_0(N_r)$ ,  $\tau_{-1}(N_r)$ . Les derniers travaux sur cette méthode ont été réalisés par Weber. De sa part, Robert a défini une fonction d'endommagement  $E_{\bar{n}}$  (critère de fatigue défini pour une durée de vie fixée  $N_r$ ), par la combinaison linéaire de l'amplitude du cisaillement  $C_a$ , de l'amplitude  $\sigma_{na}$  et de la valeur moyenne de la contrainte normale au plan critique  $\bar{\sigma}_n$ . La fonction  $E_{\bar{n}}$  est comprise entre 0 et 1, elle est égale à 1 à l'amorçage d'une fissure [22] [24].

$$E_{\bar{n}}(N_r) = \frac{C_a + \alpha(N_r) \cdot \sigma_{na} + \beta(N_r) \bar{\sigma}_n}{\gamma(N_r)} \leq 1 \quad 2.12$$

Les paramètres  $\alpha$ ,  $\beta$  et  $\gamma$  sont identifiés à l'aide des limites de fatigue en traction alternée symétrique  $\sigma_{-1}(N_r)$ , en traction répétée  $\sigma_0(N_r)$  et en torsion alternée symétrique  $\tau_{-1}(N_r)$ .

$$\gamma(N_r) = \tau_{-1}(N_r) \sqrt{(\alpha(N_r))^2 + 1} \quad 2.13$$

$$\alpha(N_r) = \frac{2 \frac{\tau_{-1}(N_r)}{\sigma_{-1}(N_r)} - 1}{\sqrt{2 \frac{\tau_{-1}(N_r)}{\sigma_{-1}(N_r)} \left( 2 - 2 \frac{\tau_{-1}(N_r)}{\sigma_{-1}(N_r)} \right)}} \quad 2.14$$



$$\beta(N_r) = 2 \frac{\gamma(N_r)}{\sigma_0} - \frac{\sigma_0}{8\gamma(N_r)} - \alpha(N_r) \quad 2.15$$

Le domaine d'application du critère est défini par :

$$1 < \frac{\tau_{-1}}{\sigma_{-1}} < 2 \text{ et } 1 < \frac{\sigma_{-1}}{\sigma_0} < 2 \quad 2.16$$

L'inconvénient majeur de ce critère est qu'il a besoin de trois limites d'endurance, dont celle de traction répétée. L'algorithme simplifié de cette méthode est présenté sur la figure 2.9.

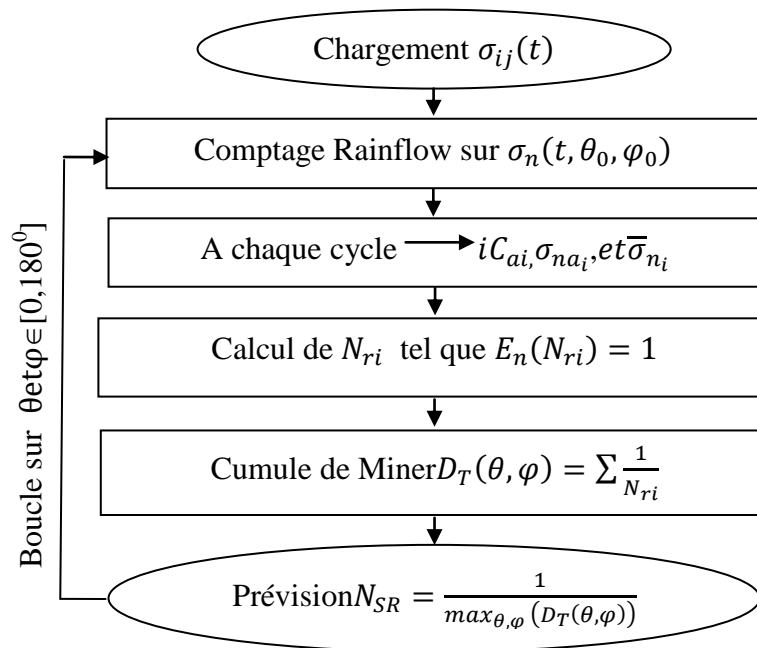


Figure 2.9 : Organigramme simplifié de la méthode de Robert.

### 2.4.3 Approche énergétique SWT

Smith, Watson et Topper (SWT) [25] ont développé une approche énergétique, basée sur l'utilisation d'une variable d'endommagement issue d'un produit contrainte-déformation.

L'hypothèse du départ exploitait une fonction unique qui pilote la durée de vie en fatigue des éprouvettes métalliques.

$$f(\sigma_{max}, \varepsilon) = \sqrt{\sigma_{max} \cdot \varepsilon \cdot E} \quad 2.17$$

Où E est le module de Young,  $\sigma_{max}$  et  $\varepsilon$  sont respectivement la contrainte maximale de traction du cycle et l'amplitude de déformation.

Les essais réalisés par SWT étaient sur des éprouvettes lisses pour une large gamme de matériaux métalliques. Les déformations et les contraintes étaient imposées pour différents rapports de charge, ces essais ont montrés que pour un nombre de cycles donné  $N_f$ , le produit  $\sigma_a \varepsilon_a$  pour un essai de fatigue en traction compression alternée est égal au produit  $\sigma_{max} \varepsilon_a$  « représente la densité d'énergie » pour un essai de traction ou compression ondulée. Dans le cas idéal le produit  $\sigma_{max} \varepsilon_a$  doit englober le cas particulier  $\sigma_a \varepsilon_a$ .

Dans le cas d'un chargement complètement renversé, le produit  $\sigma_a \varepsilon_a$  comprend, le produit de la relation de Manson-Coffin et la relation de l'extrapolation de la courbe de Wöhler. Aussi, en combinant les équations (2.3) et (2.17), on obtient.

$$\sigma_{max} \varepsilon_a = \frac{(\sigma_f')^2}{E} (2N_r)^{2b} + \sigma_f' \varepsilon_f' (2N_r)^{b+c} \quad 2.18$$

Il faut noter que : pour la méthode de Manson Coffin ou celle de SWT, les relations proposées sont destinées aux matériaux qui disposent d'une zone plastique non négligeable dont elle apparait clairement dans la courbe de contrainte-déformation des alliages d'aluminium.

Le calcul de la déformation totale  $\varepsilon_a$  pour ce type de matériaux est lié à la relation de Ramberg-Osgood.

$$(\varepsilon_a)_{\text{Ramberg-Osgood}} = \varepsilon_{\text{élastique}} + \varepsilon_{\text{plastique}} = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{H}\right)^{\frac{1}{n}} \quad 2.19$$

Avec :

- $H$  : Coefficient de résistance cyclique;
- $E$  : Module de Young;
- $n$  : Exposant de durcissement cyclique;
- $\sigma_a$  : Gamme de contraintes.

Dans le cas d'une contrainte locale sinusoïdale à amplitude constante :

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} \quad 2.20$$

## 2.5 Conclusion

D'après les cas étudiés précédemment, il devient clair que les méthodes les plus adéquates pour cette étude en terme de convenance d'une part, de simplicité d'application et de disponibilité de données d'une autre part, sont celles en déformation de Manson-Coffin-Basquin et l'approche énergétique de Smith-Watson-Topper. Cette conclusion est basée sur ; d'abord le fait qu'elles sont toutes les deux destinées pour des alliages avec une zone plastique significative de plus elles sont applicables dans la zone de fatigue olygocyclique c'est-à-dire un domaine où le nombre de cycles appliqués n'est pas trop élevé par rapport à la limite de fatigue des matériaux.

## **Chapitre 3**

# **PROCÉDÉ DE FABRICATION**

## CHAPITRE 3

### PROCÉDÉ DE FABRICATION

Ce chapitre est particulièrement consacré à l'étude du procédé de fabrication car d'après nos résultats des travaux antérieurs, il s'est avéré que le bras de suspension triangulaire présente des faiblesses et des imperfections qui se sont traduites par un allongement minimal désiré non atteint et une durée de vie en fatigue non satisfaisante. La cause principale de ces anomalies est résidée dans la complexité de la géométrie du bras et donc du moule qui, en présence des nervures, empêche l'écoulement uniforme du métal, ce qui conduit à la formation de replis, de divisions et de chevauchements des flux de métal et à la création de cavités au moment de la solidification.

#### 3.1 Procédure de conception

Pour commencer, une procédure de correction d'écoulement et par conséquent de la forme du bras de suspension au premier lieu sera établie, et ce, tout en conservant sa forme externe afin d'éviter tout problème ultérieur lors de son montage sur le banc d'essai. La problématique consiste alors à trouver une meilleure conception du bras de suspension de telle façon à remédier aux mauvais effets des nervures existantes dans le modèle original lors du son moulage à l'état semi-solide. Ces nervures provoquent au moment du moulage des défauts internes cités précédemment, et qui par conséquent affaiblissent la résistance aux efforts mécaniques.

Donc, l'objectif est de proposer des modifications de ces nervures ou de la structure du bras de suspension d'une manière à rendre l'écoulement du métal plus régulier afin d'augmenter résistance mécanique avec un poids égal ou inférieur.

Tout d'abord, et pour que l'on puisse réaliser des modifications sur la forme du triangle de suspension, la conception de la pièce a été refaite selon les mêmes dimensions que l'original, ceci en utilisant SolidWorks.

La procédure de la conception et de la validation suivie était faite selon les étapes suivantes.

- D'abord, proposer les modifications en tenant compte l'écoulement du métal en prévoyant le chemin le plus régulier possible pour le métal dans le moule.
- Ensuite, vérifier le poids de la pièce et faire des simulations préliminaires de vérification de la résistance mécanique. Ceci en utilisant le module de simulation intégré dans le même logiciel de conception SolidWorks.
- L'étape suivante comprend l'étude de la simulation fluide, c'est-à-dire, étudier le mouvement du métal lors du moulage de la pièce. Cela en se servant de deux logiciels de simulation, le premier est l'ICEM-CFD d'ANSYS pour le maillage. Ensuite, transférer le maillage obtenu vers le second logiciel ProCAST pour visualiser l'écoulement.
- Dans le cas où l'écoulement est bon, on passe à la dernière étape qui consiste à évaluer la résistance mécanique en utilisant cette fois Abaqus, sinon on revient vers la case de départ c'est-à-dire SolidWorks, et refaire le même cheminement jusqu'à obtenir la pièce idéale avec le meilleur rapport poids, écoulement et résistance

mécanique. Les étapes précédentes peuvent être résumées dans l'organigramme de la figure 3.1.

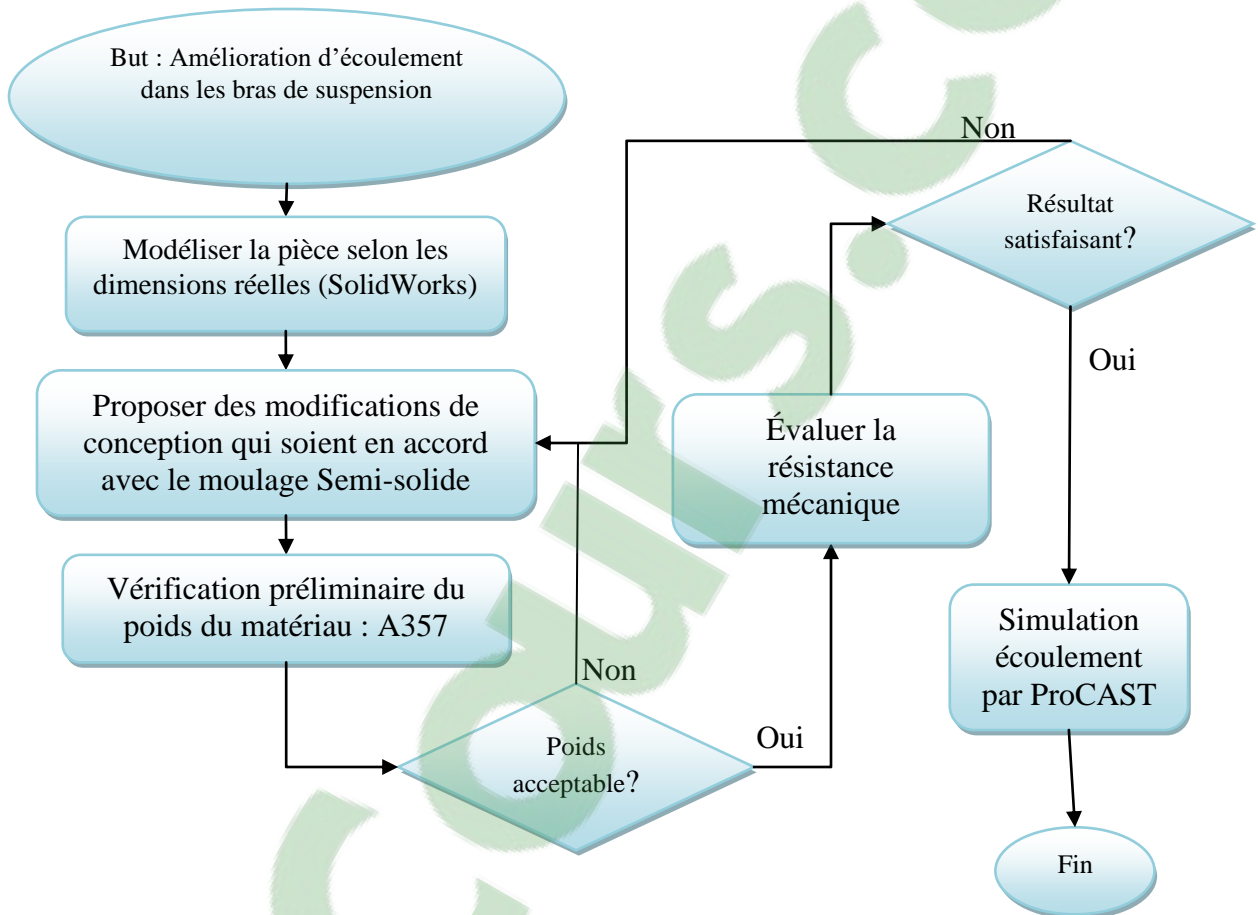
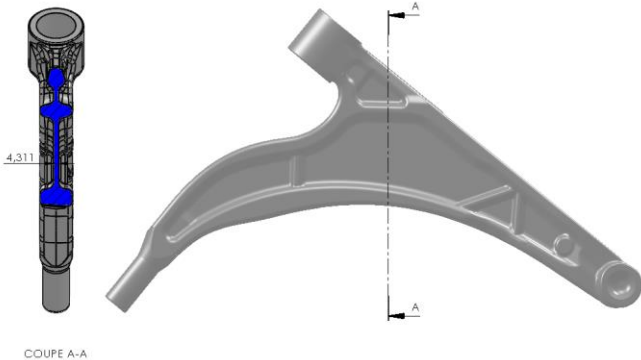
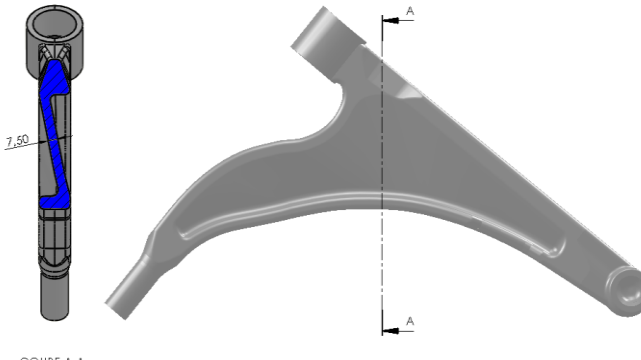
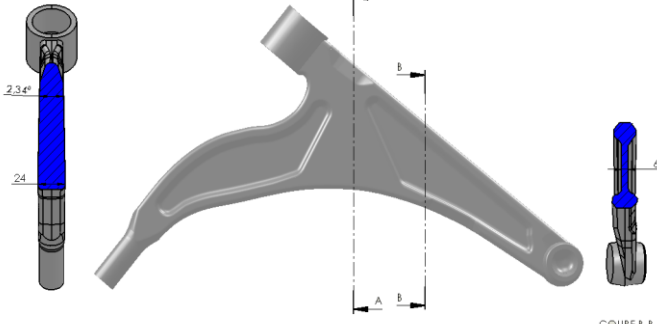
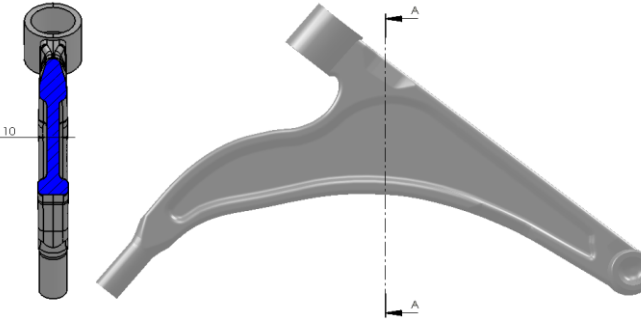


Figure 3.1: Organigramme décrivant la méthodologie suivie pour la conception du nouveau bras.

### 3.2 Conceptions proposées

Suite à cette étude, nous avons suggéré trois nouvelles conceptions pour le traitement du problème. De plus, retravailler la pièce originale pour des raisons de comparaison. Le tableau 3.1 englobe les formes proposées pour la rectification des défauts.

Tableau 3.1 : Bras de suspension originale et formes proposées.

<p>Bras de suspension du départ avec nervures</p> <p>Poids : 1200g</p>	 <p>COUPE A-A</p>
<p>Bras de suspension avec toile centrale sous forme de Z</p> <p>Poids : 1227g</p>	 <p>COUPE A-A</p>
<p>Bras de suspension avec toile centrale épaissie au milieu</p> <p>Poids : 1222g</p>	 <p>COUPE A-A</p> <p>COUPE B-B</p>
<p>Bras de suspension avec toile centrale épaissie à 10mm</p> <p>Poids : 1212g</p>	 <p>COUPE A-A</p>



Après avoir réalisé les modifications nécessaires par rapport au bras original, on débute l'étude mécanique où l'analyse des contraintes tout en utilisant le calcul numérique par éléments finis. Cette partie comprend la définition du matériau puis l'application des conditions aux limites appropriées (les fixations, et les chargements) et enfin le maillage. Dans notre cas, tel que cité précédemment, le matériau utilisé est l'alliage d'aluminium A357 semi-solide. Les efforts de sollicitation sont appliqués selon deux directions, figure 3.2 et figure 3.3. La première force est d'une valeur de 5.5 kN appliquée selon l'axe vertical, ces efforts sont directement liés à l'accélération, au freinage brusque de la voiture mais surtout en cas de choc. La seconde est d'une valeur de 2 kN agie selon l'axe horizontal simule le passage du véhicule par une route pavé ou un nid de poule.

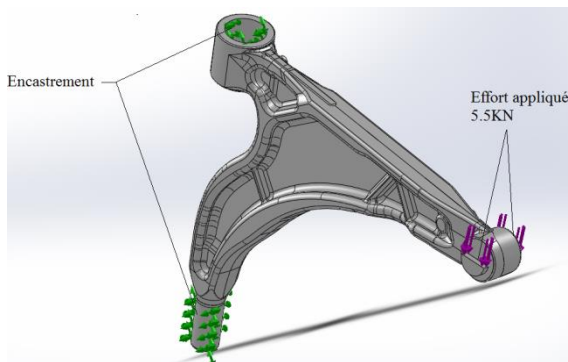


Figure 3.2: Condition verticale de fixation et de simulation du bras de suspension.

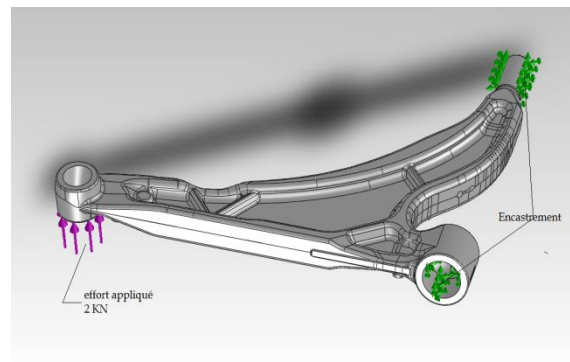


Figure 3.3: Condition horizontale de fixation et de simulation du bras de suspension.

- **Information sur le maillage :**

L'ordre de la taille globale des éléments dans le cas des quatre modèles est de 4 mm, avec une taille minimum de 0.1 mm prise par défaut. Les éléments pris sont de forme tétraédrique de type C3D4 standard avec une géométrie linéaire 3D stress. Le nombre

total des éléments varie selon le modèle de 74000 à 102400 éléments, et le nombre des nœuds est entre 16200 et 22679 (figure 4.3).

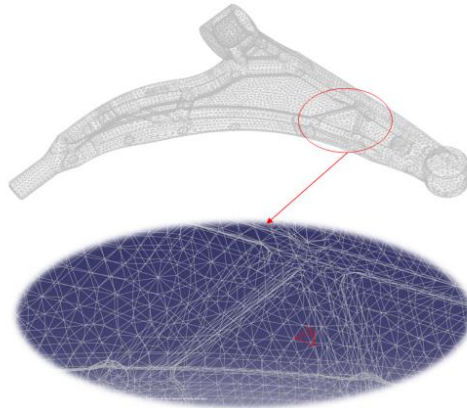


Figure 3.4 : Maillage et forme d'éléments du bras de suspension.

### 3.2.1 Simulation de la résistance mécanique

La première partie de ce paragraphe concerne la sollicitation selon l'axe vertical ensuite une seconde partie concerne la sollicitation selon l'axe horizontal. Pour les deux cas, les résultats seront présentés selon l'ordre donné dans le tableau 3.2 et tableau 3.2.

#### 3.2.2 Sollicitation selon l'axe vertical

Les zones ainsi que les valeurs des contraintes maximales obtenues par simulation numérique pour le cas de sollicitation verticale sont données au tableau 3.2. La simulation de la résistance mécanique par Abaqus pour le cas original sous un chargement vertical de 5.5 kN donne les valeurs des contraintes maximales présentées à la figure 3.5. La contrainte maximale est égale à 193 MPa. Celle-ci va être comparée avec celle obtenue pour les autres conceptions.

Le bras de suspension proposé avec toile forme de Z a montré une résistance, au même effort vertical appliqué, assez proche de celle de la pièce de départ avec une contrainte maximale au

même endroit de 199 Mpa. Quant à la seconde proposition, représentée à la figure 3.7, la contrainte résultante d'une force de 5.5 kN était légèrement supérieure de celle du bras original avec une contrainte de 209 MPa. La figure 3.8 est la 3<sup>e</sup> proposition éliminant les nervures tout en diminuant l'épaisseur du contour de la pièce et augmentant l'épaisseur de la toile centrale. Cette configuration a donné une contrainte maximale de 10 MPa de plus par rapport au bras original, soit une valeur de 203 MPa. Cette première sollicitation a donné des résultats acceptables et qui permettent de tester le second type de sollicitation.

Tableau 3.2: Contraintes maximales pour le cas de sollicitation verticale  $F = 5.5\text{kN}$ .

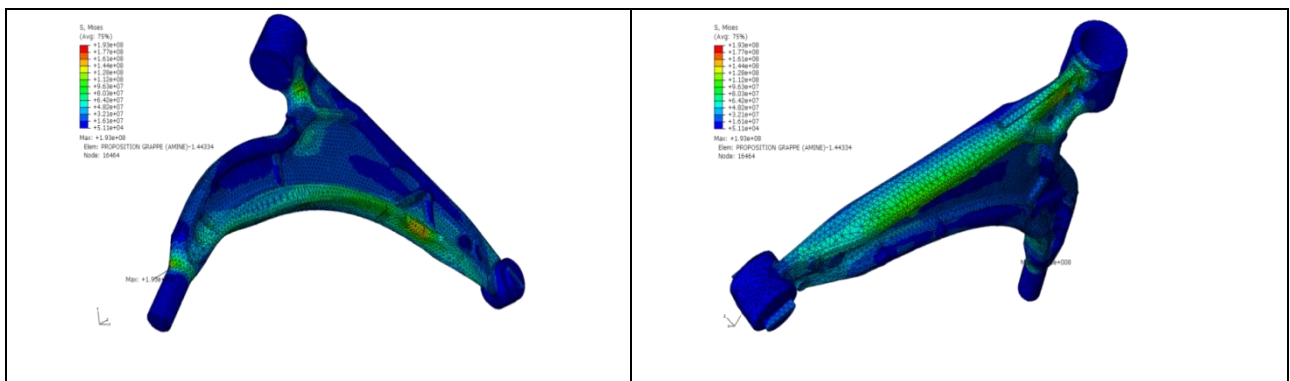


Figure 3.5 : Bras de suspension du départ (original) :  $\sigma = 193\text{ MPa}$ .

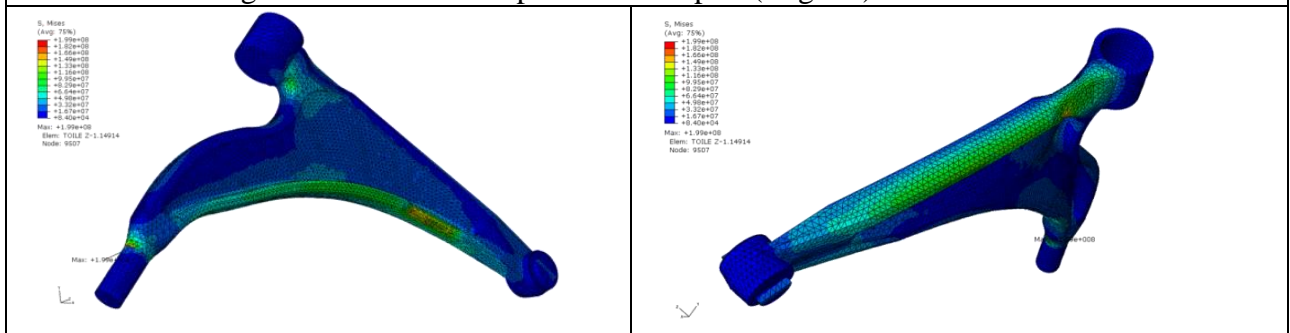


Figure 3.6 : Première modification (toile forme de Z) :  $\sigma = 199\text{ MPa}$ .

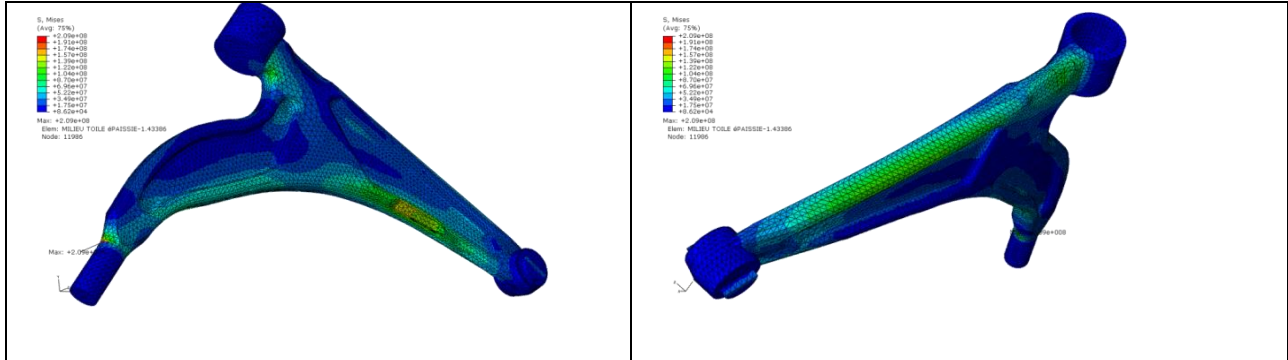


Figure 3.7 : Deuxième conception, toile centrale épaissie et renforcée  $\sigma = 209$  MPa.

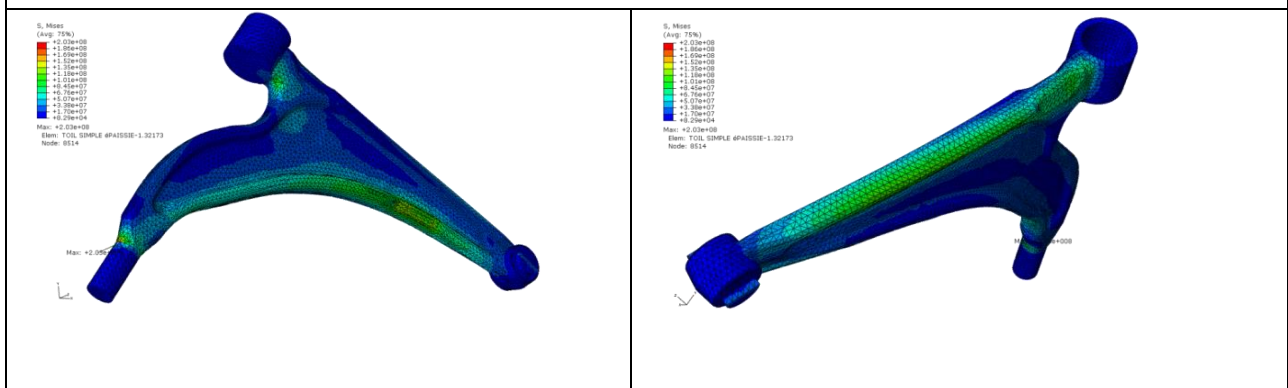


Figure 3.8 : Dernière modification, sans nervures :  $\sigma = 203$  MPa.

### 3.2.3 Sollicitation selon l'axe horizontal

Les zones ainsi que les valeurs des contraintes maximales obtenues par simulation numérique sont données au tableau 3.3.

Pour le cas de sollicitation selon l'axe horizontal, nous avons obtenu, en comparons toujours avec la forme de base, des résultats qui correspondent aux contraintes du bras original. Notons que pour cette situation, la contrainte maximale obtenue au départ était de 297 MPa pour la force imposée de 2 kN.

Le bras de suspension avec la toile forme de Z a donné pour la même force une contrainte maximale quasiment identique avec une valeur de 300 MPa. De même pour les deux autres

conceptions, que ce soit pour la pièce à toile centrale épaissie et renforcée au milieu, ou pour celle sans nervure avec toile épaissie à 10mm. Les résultats ont montré une meilleure résistance que les deux premières conceptions avec des valeurs de contraintes maximales respectives de 210 MPa et 235 MPa. Il ne nous reste alors que d'analyser le comportement de cette conception et celle de deux autres lors du remplissage sous pression au métal semi-solide.

Tableau 3.3 : Contraintes maximales pour le cas de sollicitation horizontale  $F = 2$  kN.

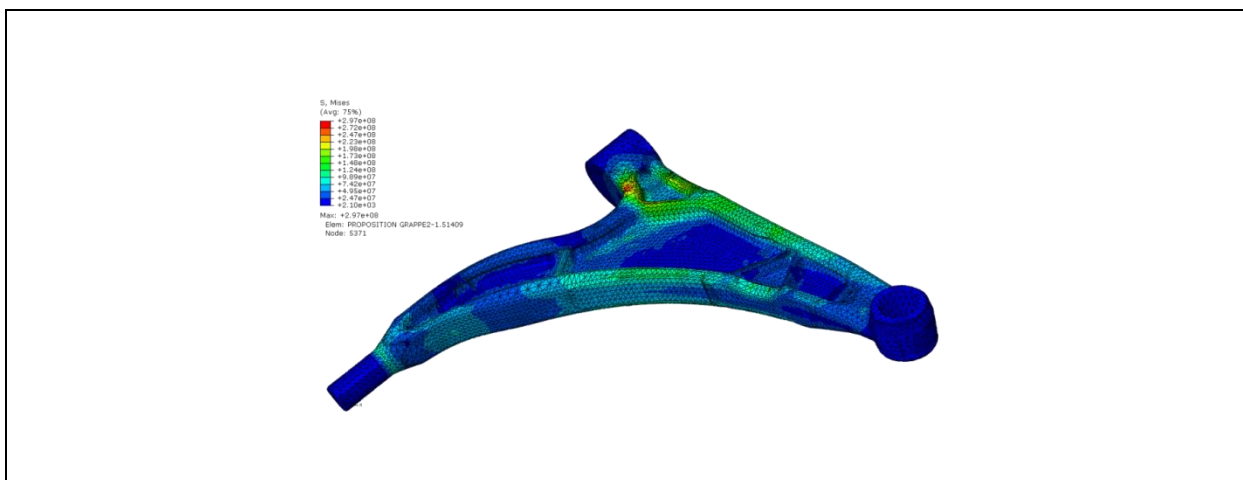


Figure 3.9 : Bras de suspension du départ (original) :  $\sigma = 297$  MPa.

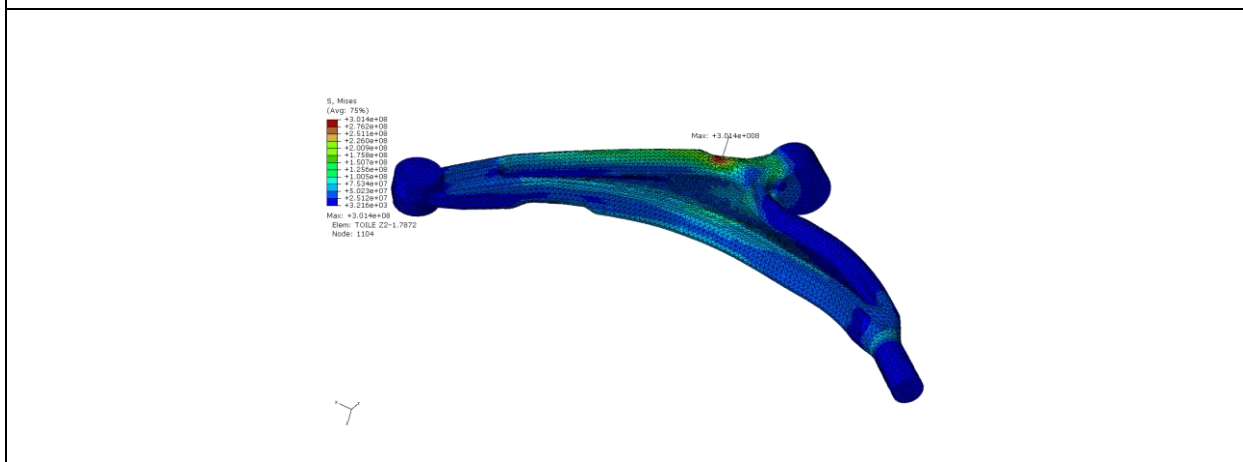


Figure 3.10 : Première conception (toile forme de Z) :  $\sigma = 301$  MPa.

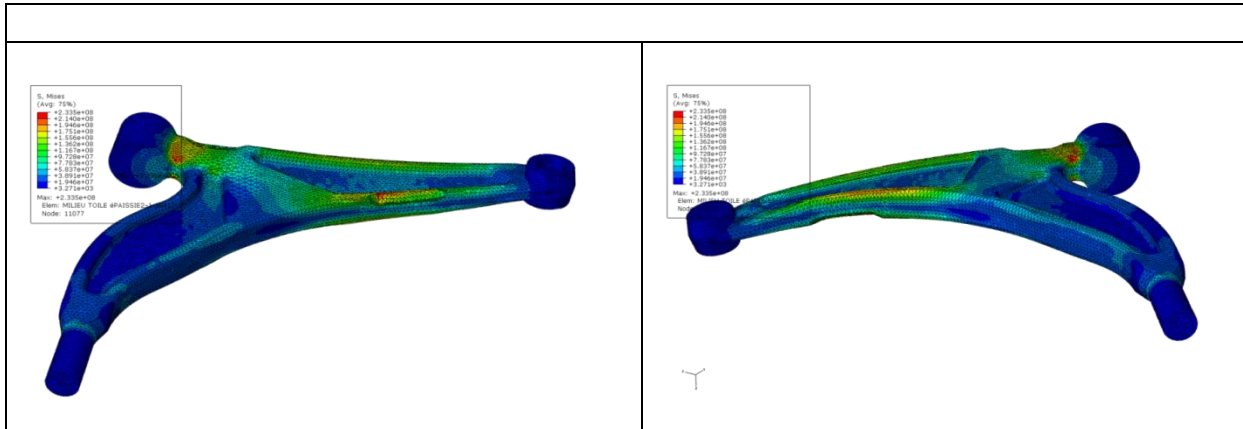


Figure 3.11 : Deuxième conception :  $\sigma = 233$  MPa.

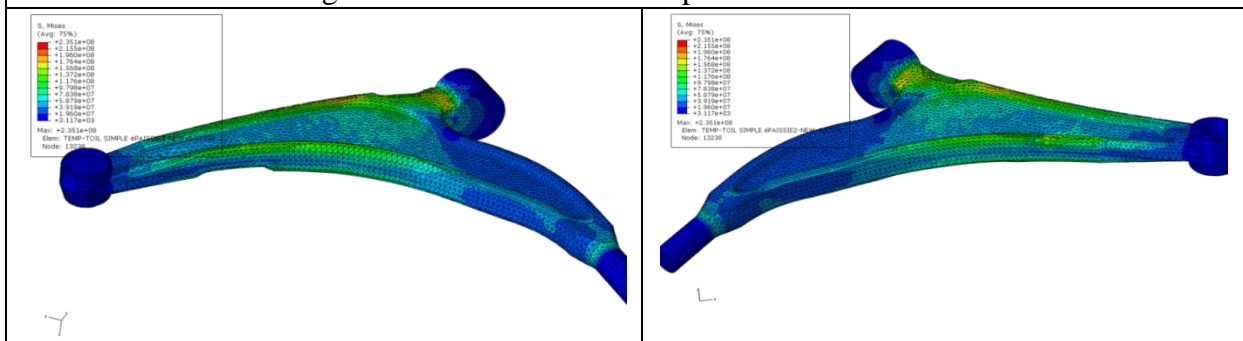
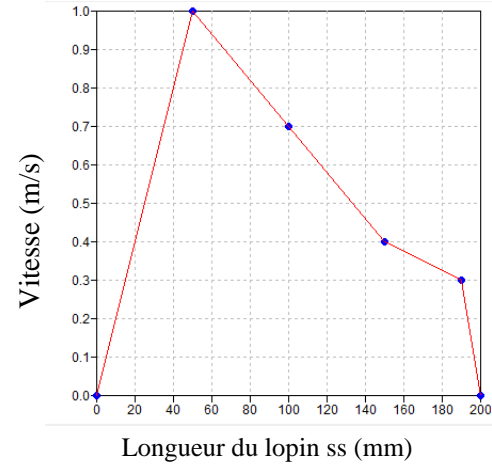
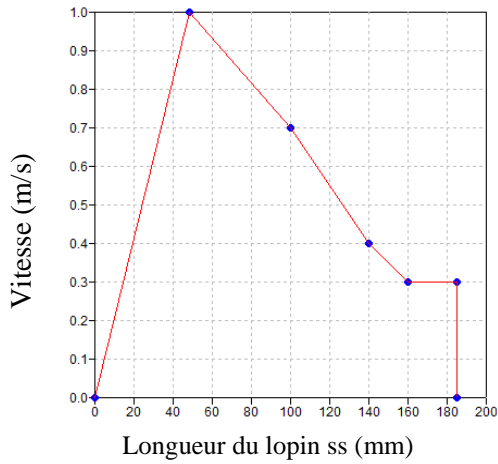


Figure 3.12 : Conception sans nervures :  $\sigma = 235$  MPa.

### 3.3 Simulation d'écoulement (remplissage du moule)

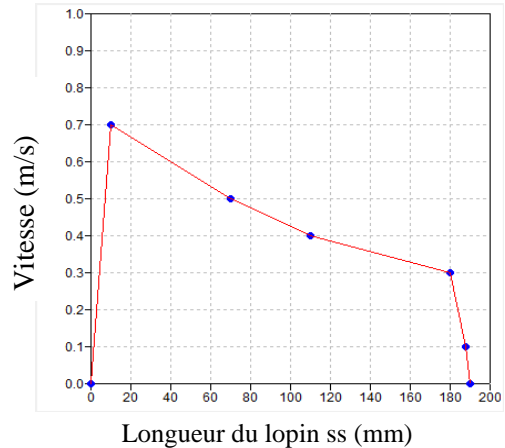
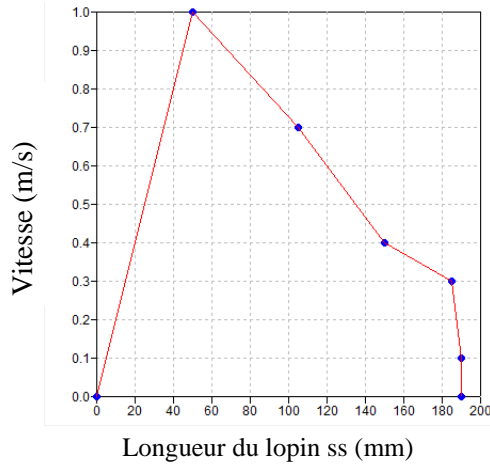
Cette étape comprend l'étude de la simulation fluidique, c'est-à-dire, étudier le mouvement du métal lors du moulage. Cela en se servant de deux logiciels de simulation, le premier est l'**ICEM-CFD** d'**ANSYS** pour le maillage. Ensuite, transférer le maillage obtenu vers le second logiciel **ProCAST** pour visualiser l'écoulement.

Pour cela, nous allons simuler le métal semi-solide à une température de  $585^{\circ}\text{C}$  poussé par un piston vers un moule vide ayant la forme de la conception réalisée. Ce dernier qui prend approximativement l'allure de la vitesse présentée dans le graphe de la figure 3.13, et ce dépendamment de la longueur du lopin semi-solide utilisé.



Cas du bras original, coulée latérale

Cas du bras original, coulée latérale gauche



Cas du bras avec toile en Z, coulée latérale et d'extrémité

Cas du bras sans nervures, coulée d'extrémité

Figure 3.13 : Exemples de vitesse du piston utilisé pour le remplissage du moule.

### 3.3.1 Bras de suspension original

Pour chaque conception plusieurs cas vont être étudiés, principalement nous allons modifier la zone d'entrée du métal et la transférer aux endroits qui peuvent améliorer l'écoulement et visualiser par la suite le comportement dans chaque cas tel que représenté dans les figures suivantes. Dans les séquences photographiques représentées par la figure 3.14, il est illustré la simulation d'écoulement du métal semi-solide dans le bras de suspension avec nervures réalisées



par ProCAST. D'après le moulage réalisé au laboratoire, lorsque le métal passe par les nervures, il crée une certaine turbulence qui provoque après refroidissement des défauts internes, des porosités et des hétérogénéités dans les propriétés de la pièce, et aussi des replis causés principalement par les changements de section.

Par simulation on a pu voir exactement ces phénomènes, mais avec une circulation et diffusion du métal légèrement différentes. Car, une raison parmi d'autres c'est qu'il est très difficile de définir à 100 % les propriétés du métal semi-solide avec le logiciel de calcul.

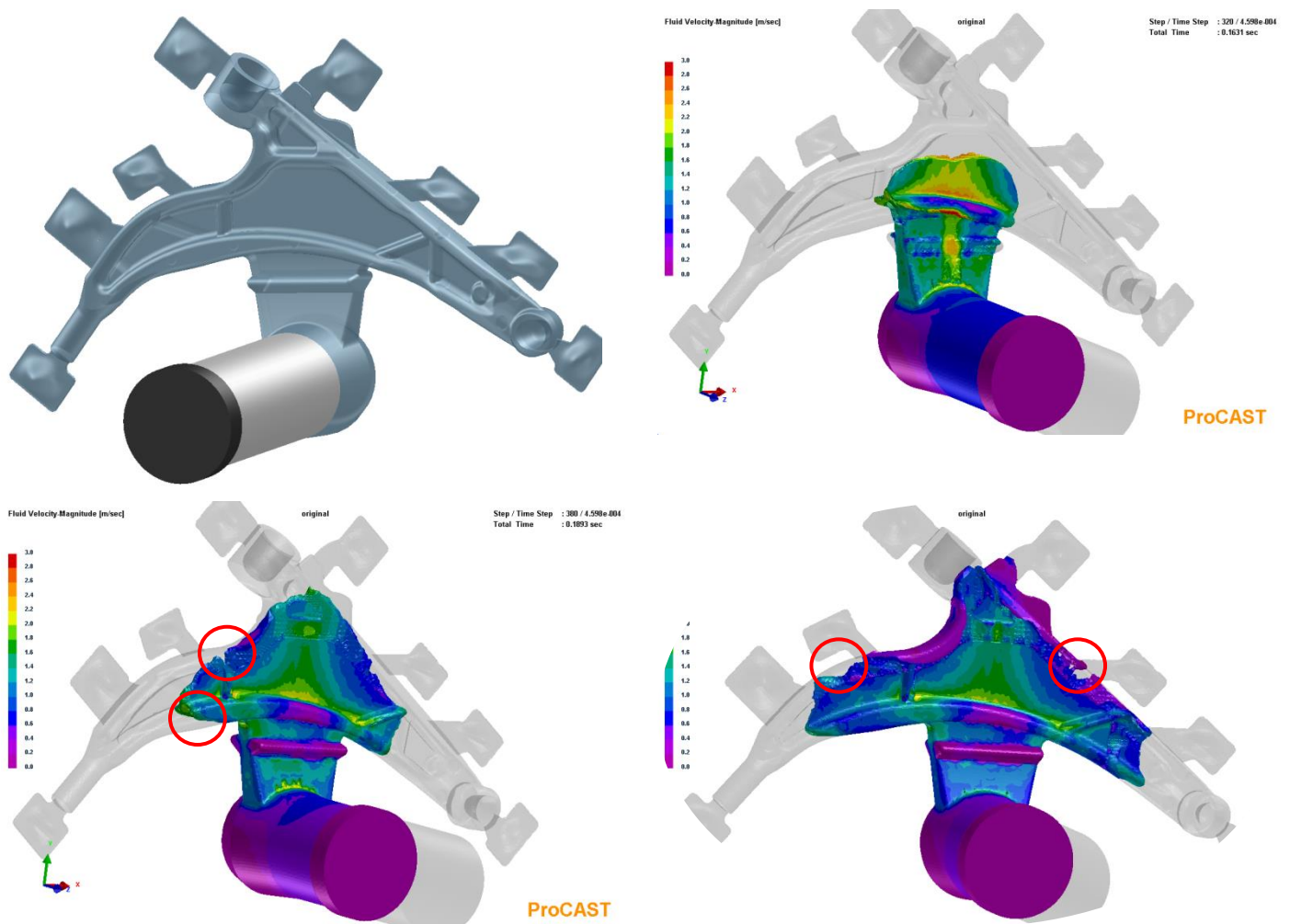
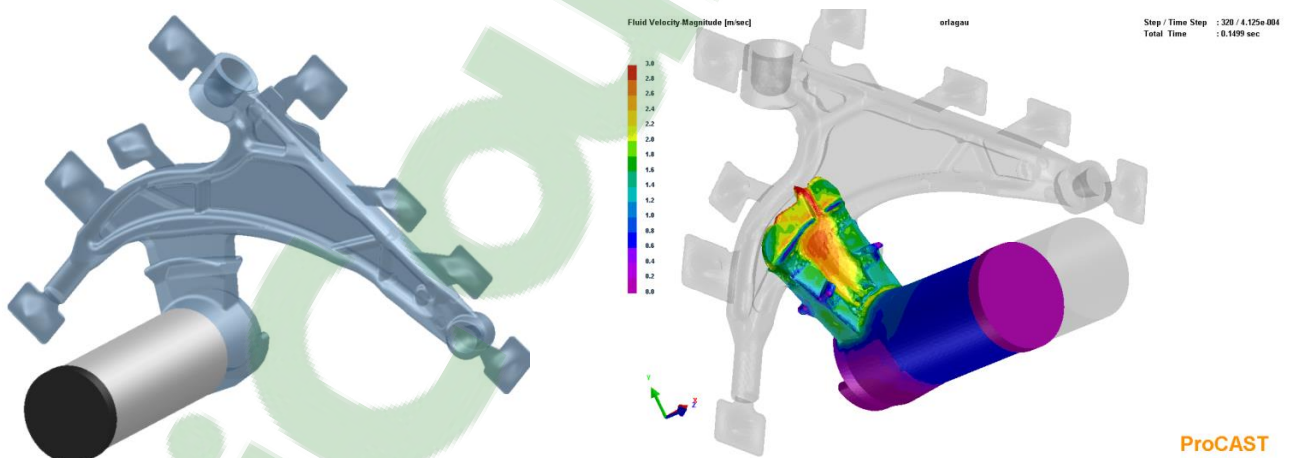


Figure 3.14 : Séquences photographiques du remplissage du bras original, coulée latérale.



Comme seconde proposition, nous avons pensé à décaler l'entrée du métal à gauche du premier cas tel que montré à la figure 3.15. Ceci d'après la forme de la pièce peut donner un meilleur résultat. Car, à cet endroit, le bras de suspension a l'épaisseur la plus élevée, par conséquent le changement de surface sera forcément vers une section moins épaisse, ce que son inverse représente un des inconvénients du moulage semi-solide.

Ces séquences photographiques montrent effectivement une nette amélioration de l'écoulement du métal malgré la présence des nervures, le problème qui pourrait se poser lors du moulage c'est la probabilité de création des replis au niveau du talon du bras de suspension (la zone encerclée en rouge).



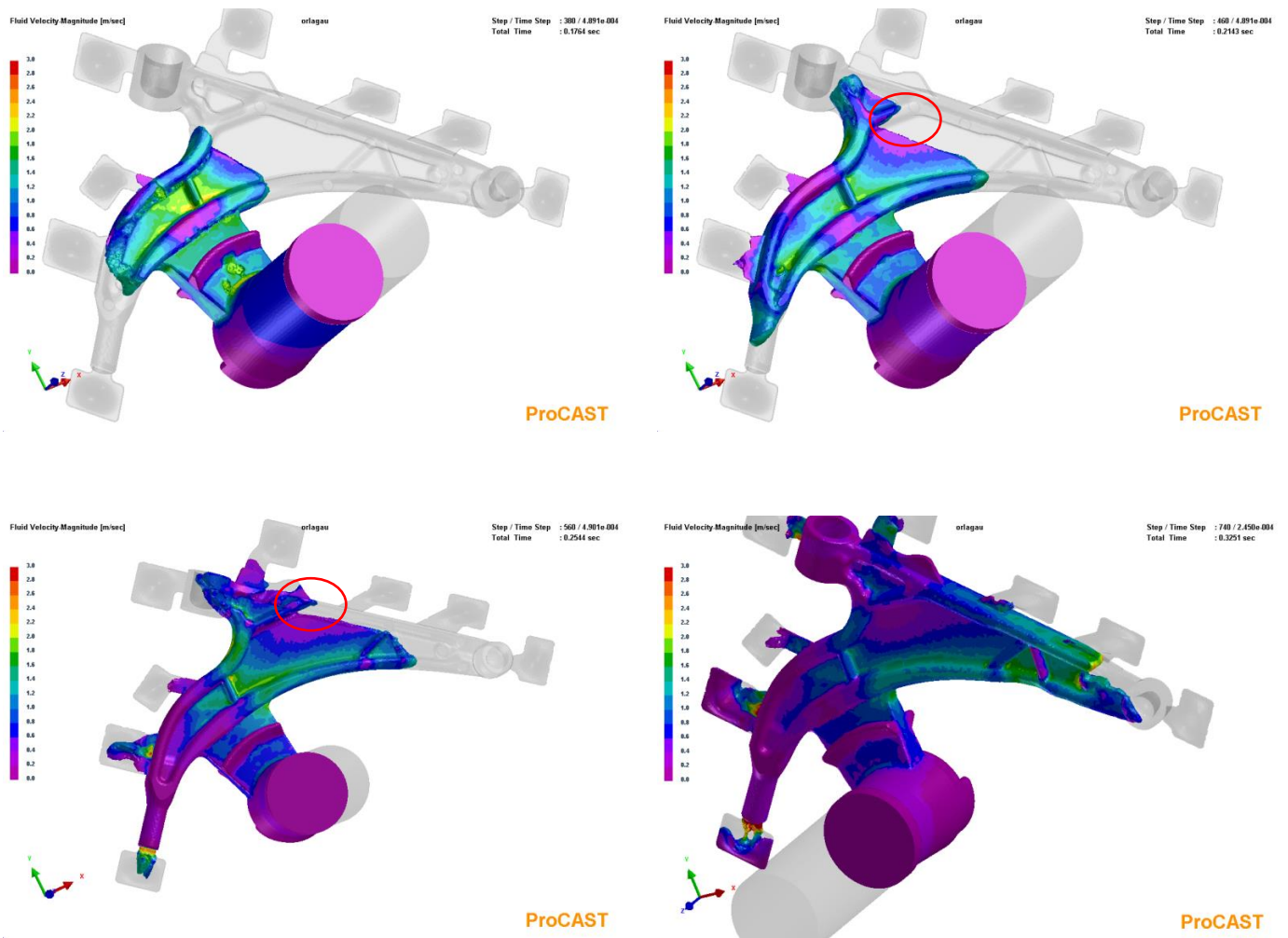


Figure 3.15 : Séquences photographiques du remplissage du bras original, coulée latérale gauche.

Pour les mêmes raisons que la deuxième proposition, nous avons remplacé le chemin d'écouement du métal sur la face supérieure de la bande du bras de suspension, cette proposition, telle que le montre la figure 3.16, est à éliminer. Car, d'après la figure, le premier contact du métal avec le fond de la pièce crée une dispersion du métal (écouement turbulent).

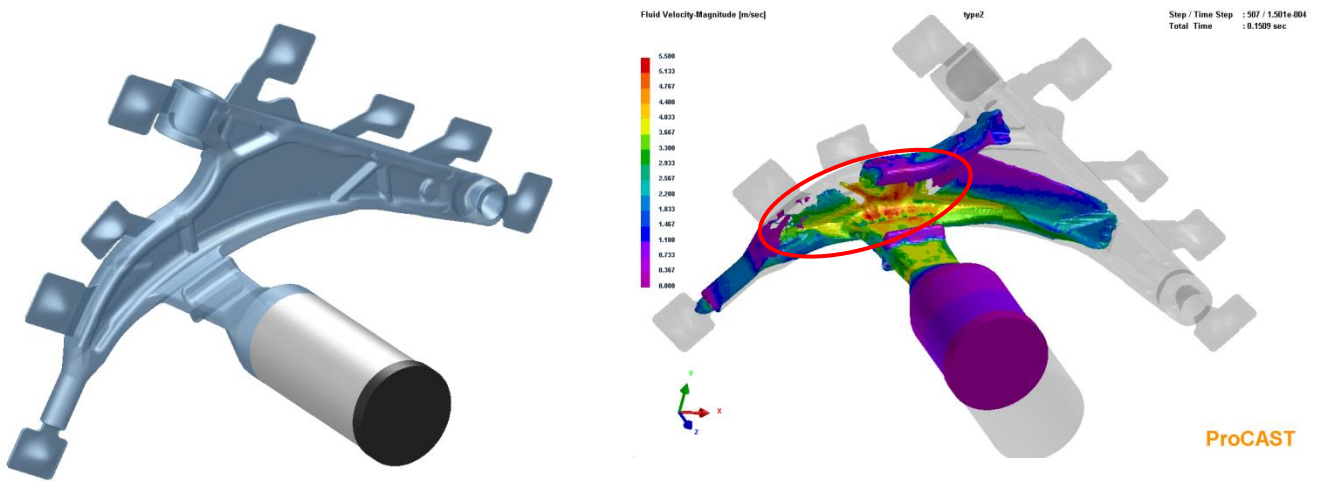


Figure 3.16 : Séquences photographiques du remplissage du bras original, coulée bande supérieure.

On termine avec les modifications du bras original par une dernière proposition du chemin de la coulée. Cette fois, on positionne ce dernier sur l'extrémité du bras tel qu'illustré à la figure 3.17.

À cause de la faible épaisseur de la toile centrale, le métal a trouvé une difficulté de passer à travers, par conséquent, il s'est trouvé un chemin plus aisé c'est de passer par les deux bandes latérales. Ce qui induit à une rencontre de deux flux de métaux qui créent par la suite des replis néfastes pour la pièce.

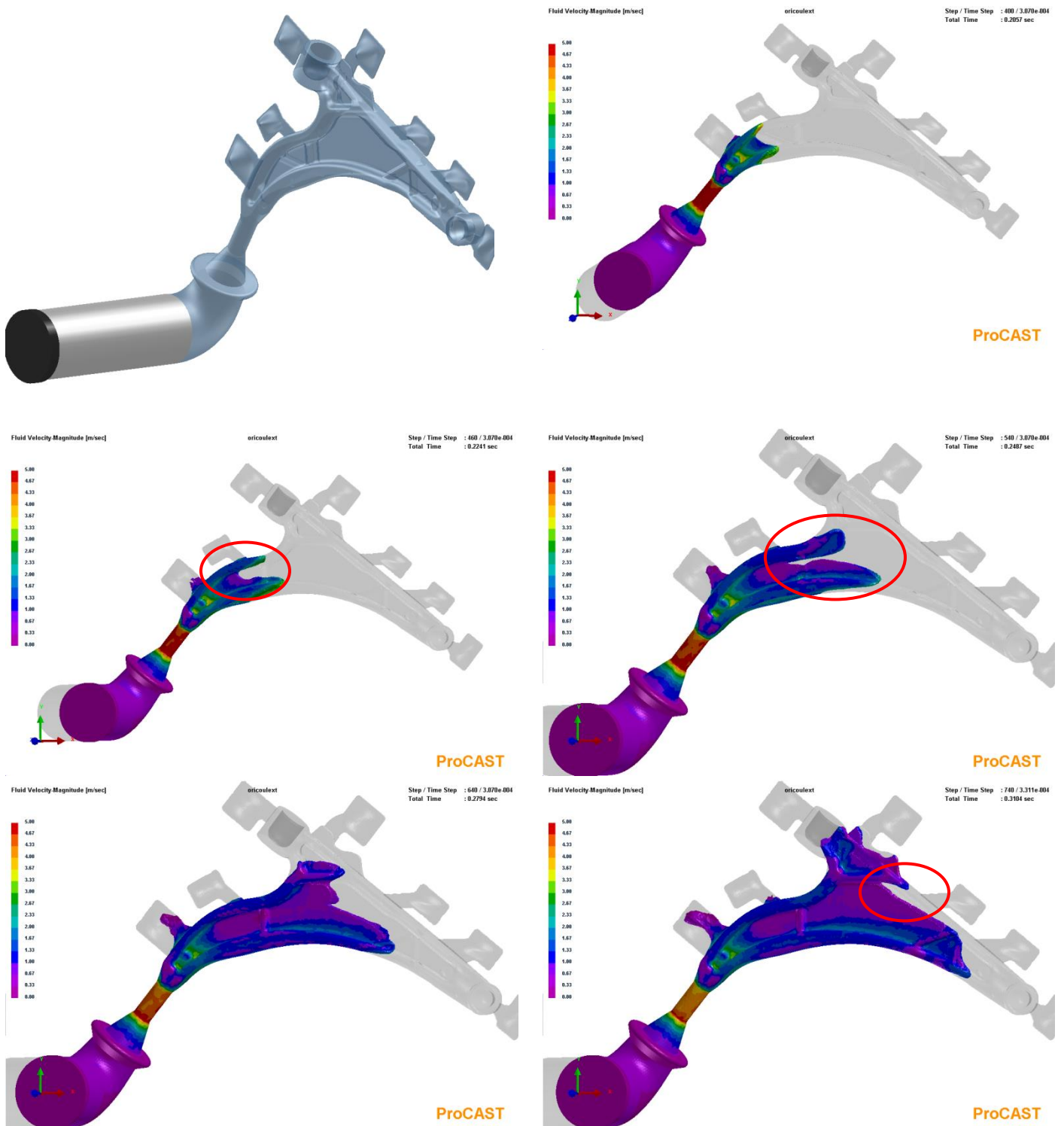


Figure 3.17 : Séquences photographiques du remplissage du bras original, coulée d'extrémité.

### 3.3.2 Bras de suspension avec toile en forme de Z

L'idée était de modifier le chemin du métal de telle façon à diminuer sa division au cours de son écoulement, comme le montre la figure 3.18.

Cette proposition représente une modification de la forme de la section toile centrale de **I** à **Z**. De plus, augmenter son épaisseur de 4.3 mm à environ 7.5 mm. Cette forme est caractérisée par un poids de 1227 g (2.68 lb). La toile en Z est une proposition qui rapporte une amélioration significative lors de l'écoulement, figure 3.19.

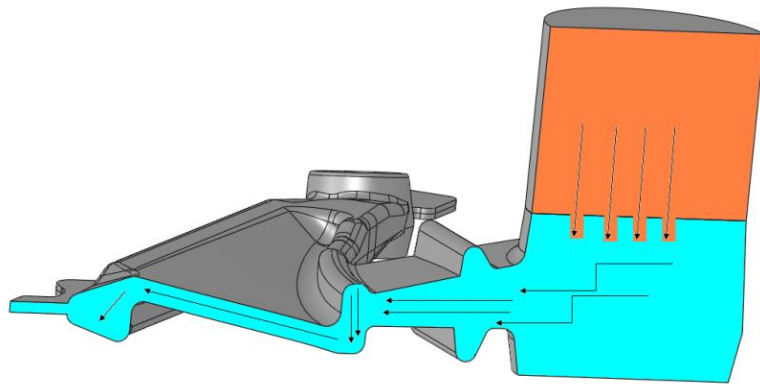
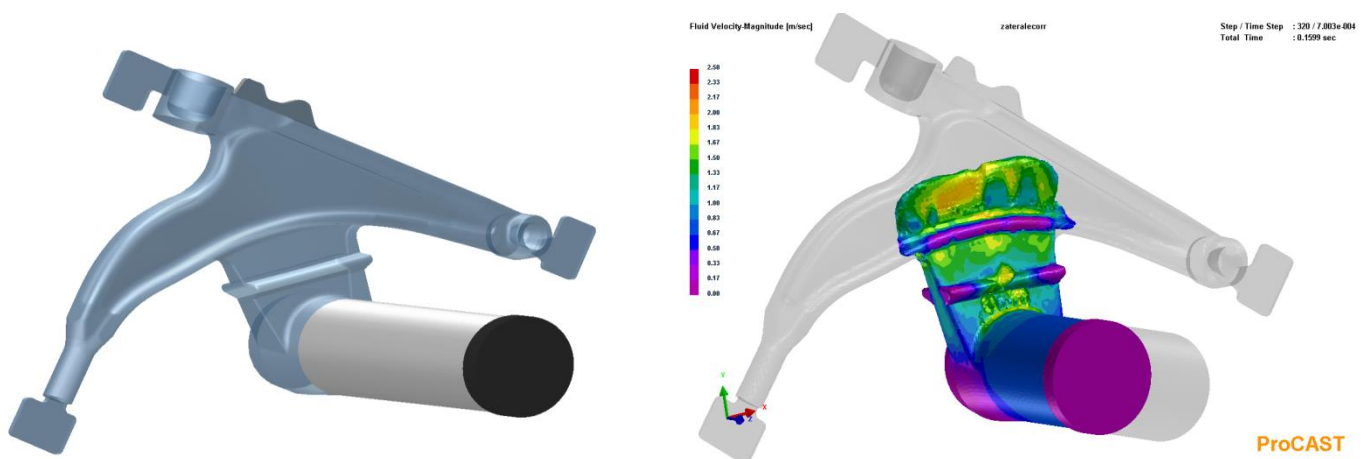


Figure 3.18 : Cheminement prévu pour le métal (vue de coupe écoulement 2D).





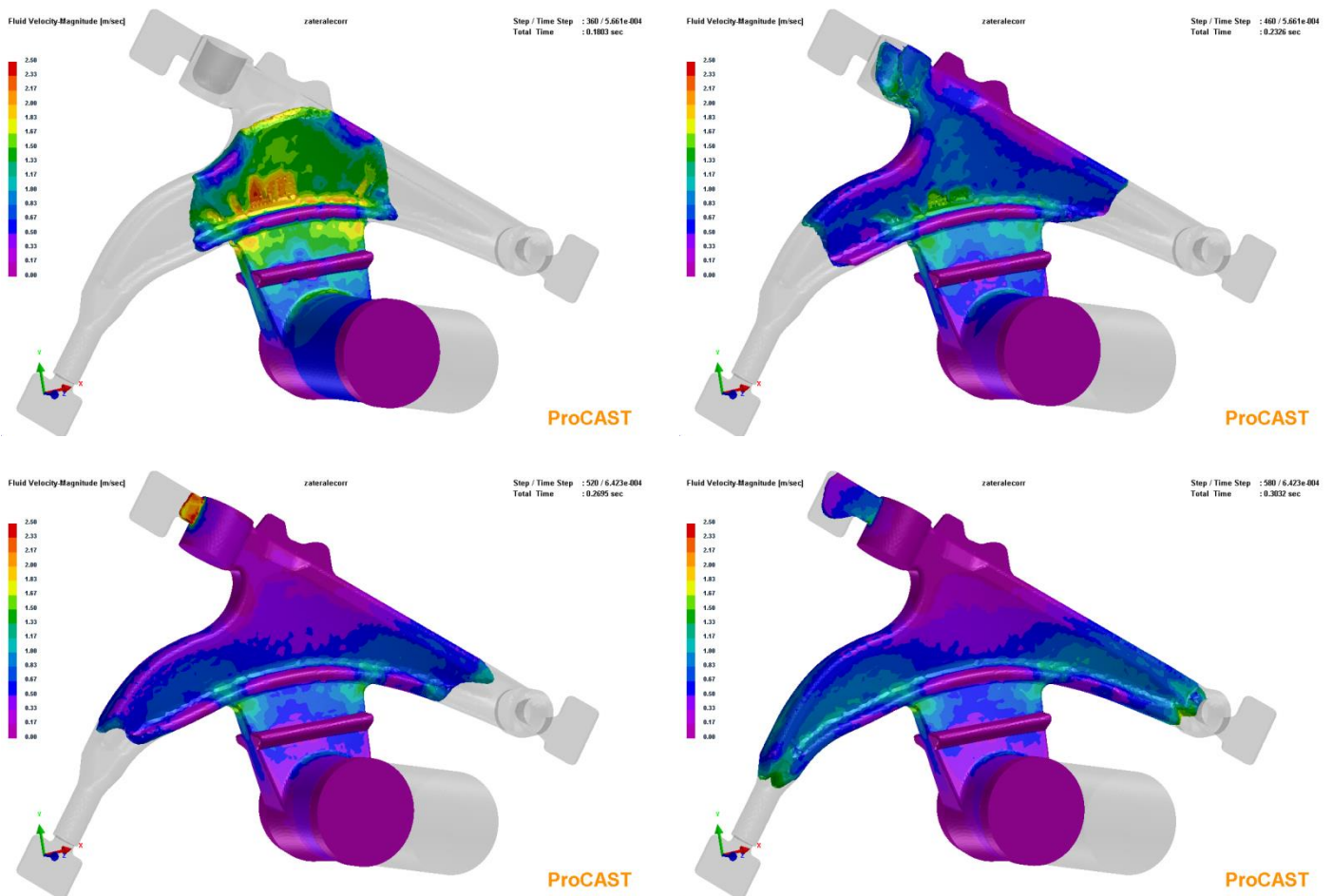


Figure 3.19 : Séquences photographiques du remplissage du bras avec toile en Z, coulée latérale.

Un second chemin pour la coulée a été étudié pour le bras à toile en Z, c'est de le placer sur l'extrémité (figure 3.20). En réalité cette forme est très intéressante, car d'après les séquences photographiques enregistrées, le métal semi-solide suit d'une façon presque parfaite le moule de la pièce et il épouse bien les courbures rencontrées. Le seul inconvénient de cette manière de faire demeure dans le temps de remplissage. Car ce cheminement est beaucoup plus long que celui du premier cas qui pourra se quantifier par le double. On note que le paramètre temps joue un rôle

très important lors du refroidissement et la solidification du métal. On note aussi qu'un repli pourra se former dans la zone encerclée en rouge.

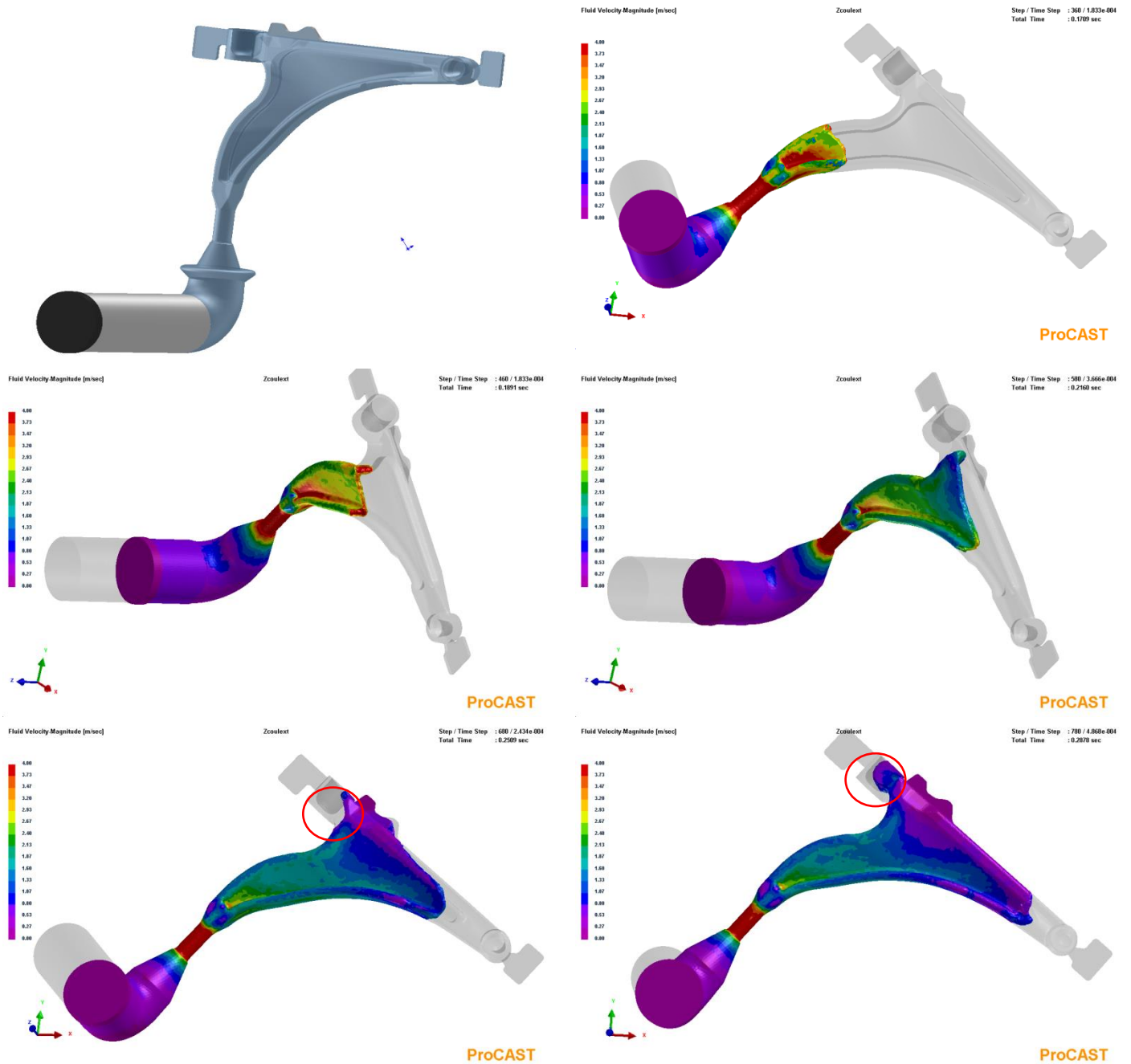
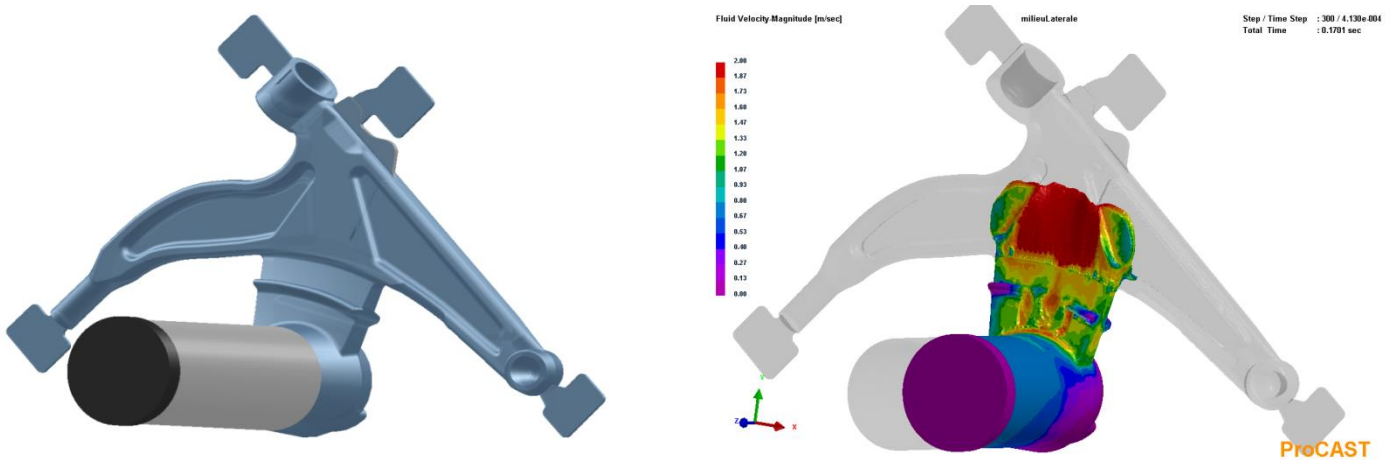


Figure 3.20 : Séquences photographiques du remplissage du bras avec toile en Z, coulée d'extrémité.

### 3.3.3 Bras de suspension avec toile épaisse au centre.

L'idée derrière cette conception était de créer un passage facile pour remplir le moule de la pièce d'abord par la largeur puis de le laisser se diviser en deux pour aller compléter le remplissage des deux extrémités restantes.

La première phase de remplissage n'était pas totalement satisfaisante. Car en observant les séquences photographiques de la figure 3.21, on remarque que le métal trouve des difficultés à remplir en un seul coup la plaque du milieu, mais juste après que cela est effectué, le métal poursuit sa voie vers les deux extrémités avec une allure très uniforme. Ce qui fait de cette forme ainsi l'emplacement du chemin de coulé une solution envisageable, à condition de fournir une correction pour améliorer la première phase du remplissage.





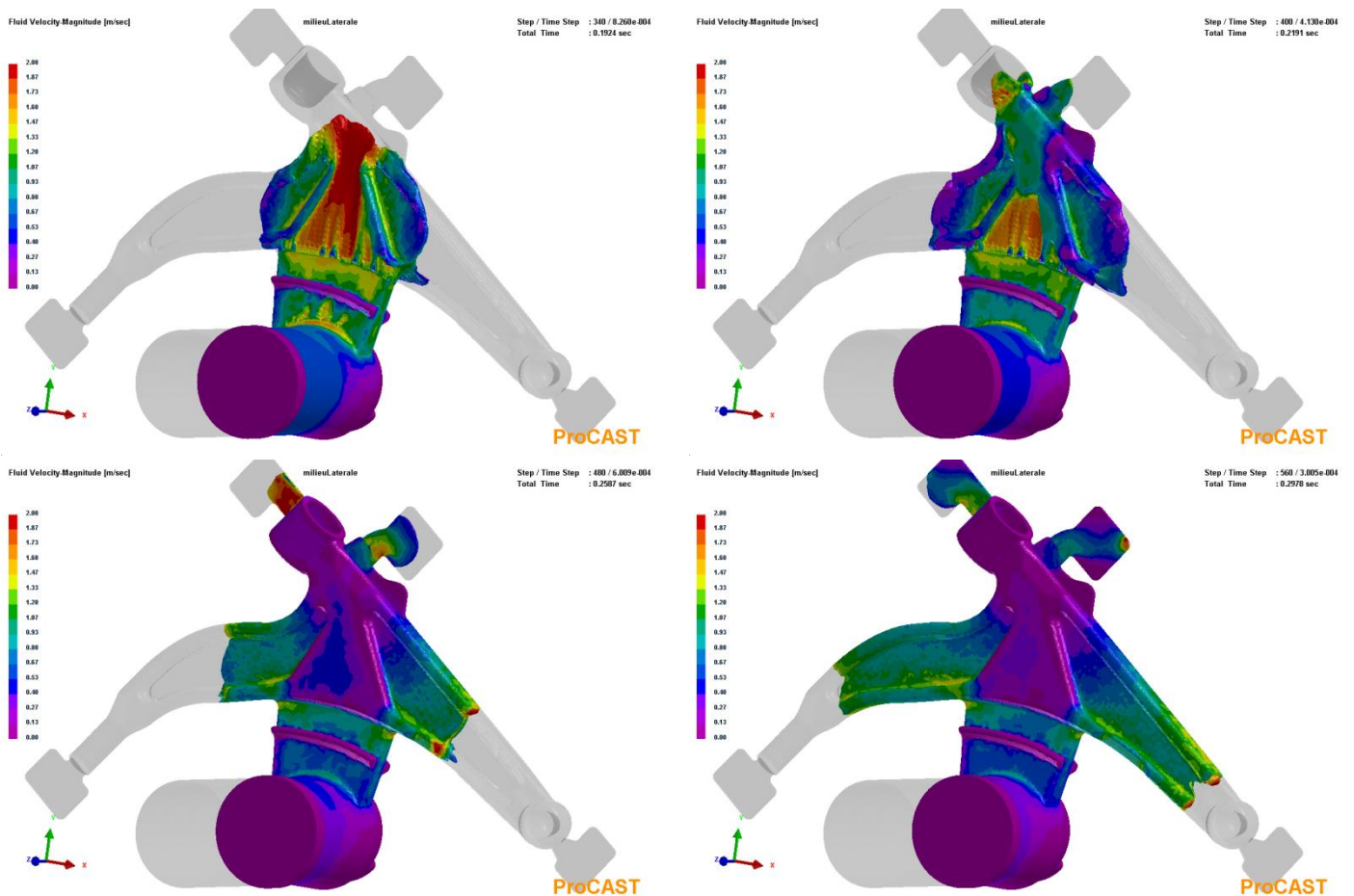


Figure 3.21 : Séquences photographiques du remplissage du bras avec toile épaisse au centre, coulée latérale.

Cette seconde et dernière proposition pour ce type de conception consistait à positionner le chemin de coulée directement au-dessus de la toile centrale de la pièce, figure 3.22. Il s'est avéré malheureusement que cette façon de remplir le moule est un échec, ce type ressemble d'une certaine manière au cas de remplissage de la pièce originale par la bande supérieure montrée à la figure 3.16, en effet, parce qu'il s'est confirmé qu'attaquer la pièce perpendiculairement est à éviter vu que le métal n'a pas assez d'espace pour circuler.

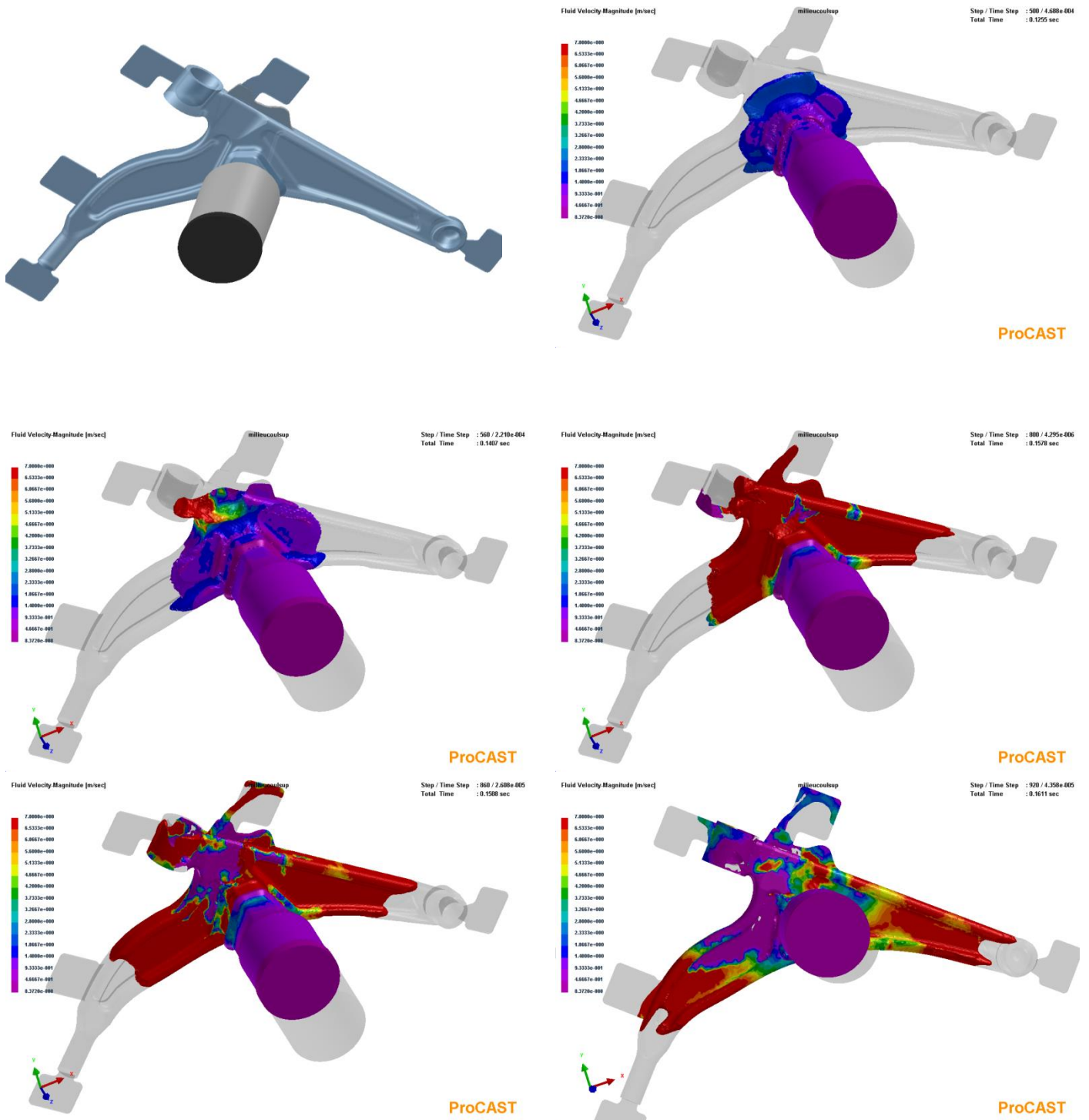
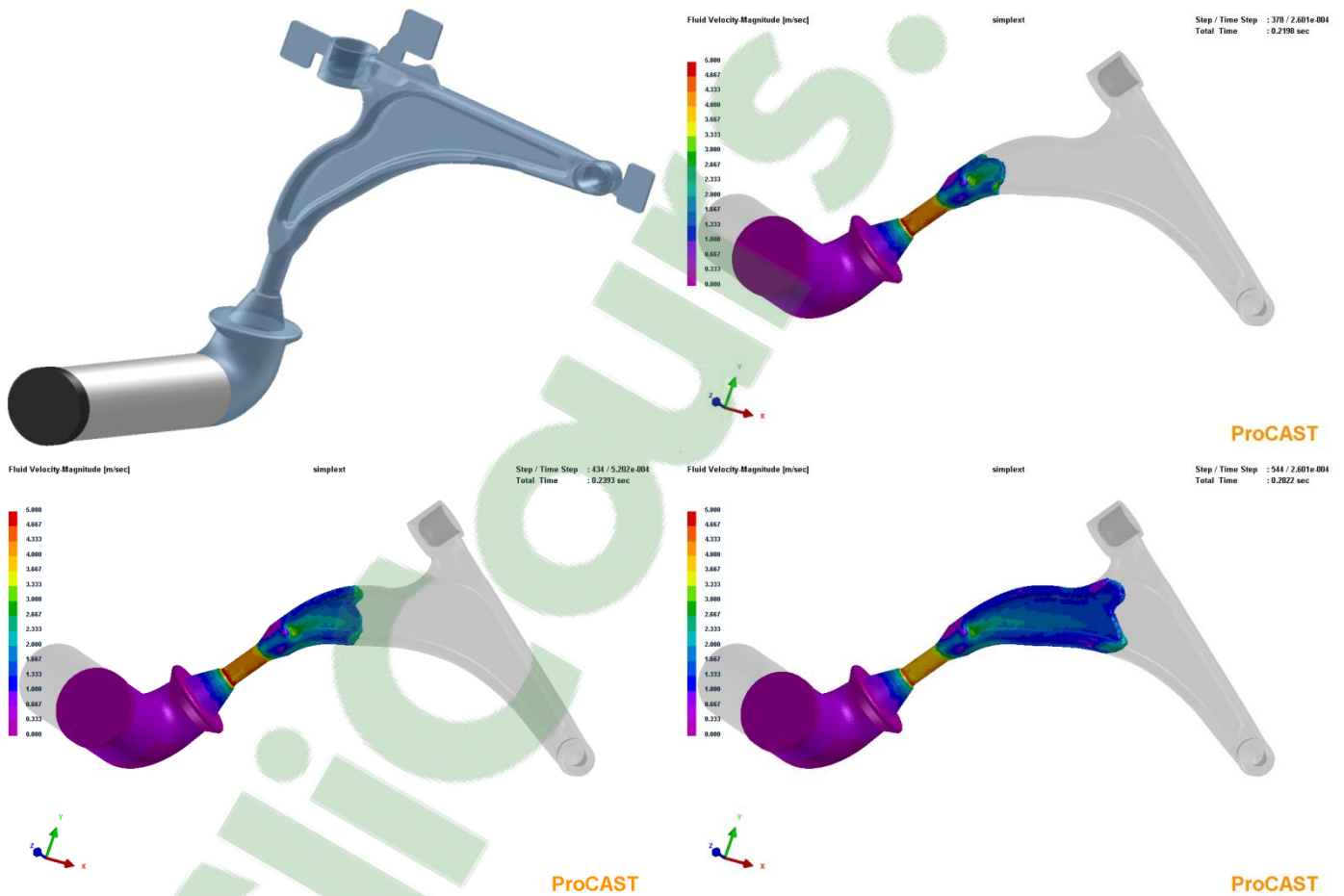


Figure 3.22 : Séquences photographiques du remplissage du bras avec toile épaissie au centre, coulée au centre.

### 3.3.4 Bras de suspension sans nervures et toile épaissie à 10 mm

Le remplissage de cette forme par l'extrémité représenté par la figure 3.23 fait rappel lui aussi au moule de la pièce forme de Z avec la même façon de moulage, le temps de remplissage est équivalent avec une allure d'écoulement similaire. La longueur du circuit reste également l'unique inconvénient pour les deux cas.



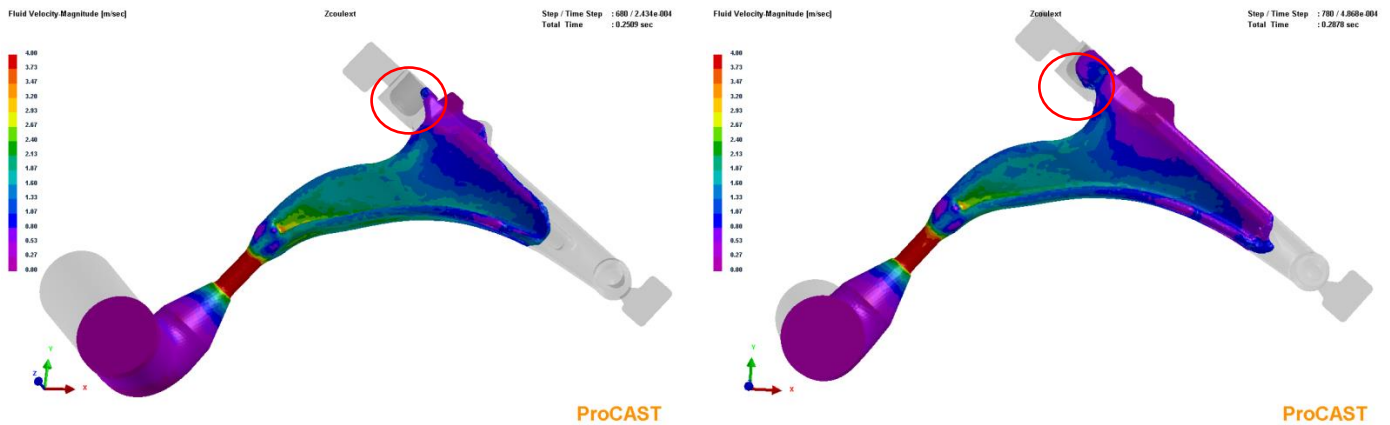


Figure 3.23 : Séquences photographiques du remplissage du bras avec toile épaissie à 10 mm, coulée d'extrémité.

### 3.4 Conclusion

Pour résumer cette partie, nous avons étudié au total quatre pièces dont une est la pièce originale. Les modifications apportées au départ étaient sur la forme et l'épaisseur de la toile centrale ainsi qu'à la bande autour de la pièce. Ensuite pour chaque conception proposée y compris le bras original nous avons joué sur l'emplacement du chemin de l'écoulement du métal, et au final nous nous retrouvons avec trois propositions pour le bras original, deux pour un bras de suspension avec la toile en forme de Z, deux pour le bras à toile épaisse au centre et un pour le bras sans nervures, ce qui donne huit propositions au total à discuter.

Concernant les cas à éliminer, il y a au premier lieu les deux bras originaux, celui du remplissage par la bande supérieure et celui du remplissage par l'extrémité figure 3.16 et figure 3.17, ces derniers ont respectivement présenté un problème exagéré de turbulence et de formation de replis. Un autre cas à éliminer est celui du bras avec toile épaissie au centre montré à la figure 3.22, celui-ci de son tour s'est présenté avec des turbulences et des replis.

La seconde catégorie des résultats est celle des conceptions qui ont démontré un écoulement passable du métal où une seconde rectification pouvant être une bonne solution pour la conception d'un nouveau moule.

Le premier de ces cas, est le cas de la figure 3.15. Le bras original avec remplissage latéral gauche. n'est pas la solution optimale, car, les nervures sont toujours présentes et la toile centrale est toujours mince. Mais l'écoulement est devenu moins turbulent. De même pour le bras avec toile en Z et toile sans nervures épaissie, vu que leur seul inconvénient est dans la longueur du circuit de remplissage et par conséquent un temps de remplissage plus long, si ce temps demeure toujours dans l'intervalle d'admissibilité alors ces deux conceptions peuvent être validées sinon elles sont à éliminer. Le dernier cas qui peut être cité dans cette catégorie est celui du bras avec la toile centrale épaissie, comme nous l'avons cité précédemment, le remplissage s'effectue en deux phases, et là, il est nécessaire d'améliorer la première phase pour valider la conception.

Pour finir il ne nous reste que le cas de la toile en Z à remplissage latérale, cette conception est de loin la meilleure vu qu'elle se présente avec un poids proche de celui de la pièce originale et une contrainte maximale semblable pour une même force appliquée et selon deux directions. De plus, l'écoulement du métal lors de son moulage présenté dans la figure 3.19 est meilleur avec une turbulence minime.

## **Chapitre 4**

# **DÉVELOPPEMENT DU MODÈLE ANALYTIQUE DE FATIGUE**

## CHAPITRE 4

### DÉVELOPPEMENT DU MODÈLE ANALYTIQUE DE FATIGUE

Les méthodes de prévision de durée de vie en fatigue sont classées par leurs auteurs selon trois approches. Tout d'abord en déformation, ensuite en contrainte et en fin celles en énergie. Bien évidemment, chaque technique est propre à un domaine de fatigue, c'est-à-dire à la zone de fatigue oligocyclique, à endurance limitée ou limite d'endurance [22].

Dans la littérature, il existe plusieurs méthodes liant le nombre de cycles  $N$  aux contraintes maximales et aux déformations. Ceci est dans le but de choisir la relation la plus adéquate au cas présent et de l'appliquer sur le modèle de la pièce de suspension disponible. Le calcul du nombre de cycles  $N$  nous permet d'avoir une idée approximative sur la durée de vie du bras de suspension, ce qui facilitera par la suite l'analyse des résultats obtenus lors des essais expérimentaux.

Les expériences qui mènent à l'obtention des courbes de type S-N sont une application très répandue. Plusieurs normes ASTM s'intéressent au test de fatigue à base de contrainte pour les métaux, spécialement la norme N° E466. Les résultats des essais sont largement disponibles dans diverses publications. La compréhension des bases de ce type de tests est utile afin d'employer d'une façon efficace leurs résultats dans l'ingénierie [26].

Le test de fatigue pour une force axiale est utilisé pour déterminer l'effet des variations du matériau, de la géométrie, de l'état de surface, de la contrainte et autres sur la résistance à la fatigue des matériaux métalliques soumis à une contrainte directe pour un nombre relativement élevé de cycles. Les résultats peuvent également être utilisés comme un guide pour la sélection des matériaux métalliques pour servir dans des conditions de contraintes directes répétées.

#### 4.1 Calcul des coefficients de fatigue: propriété d'écrouissage

D'après l'étude bibliographique réalisée à la fin du second chapitre, il est devenu clair que le modèle proposé par Manson Coffin est le plus proche pour prédire la durée de vie de l'alliage A357, rappelons ici que ce modèle est destiné aux alliages métalliques avec une large zone plastique telle que les alliages d'aluminium, et que les résultats qui offrent ce modèle sont meilleurs lorsque les essais de fatigue sont à faible nombre de cycle avec un chargement complètement renversé. La formulation de Manson Coffin est de la forme suivante ;

$$(\varepsilon_t)_{Manson-Coffin} = \varepsilon_e + \varepsilon_p = \frac{\sigma_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon_f' (2N_f)^c \quad 4.1$$

Les coefficients se trouvant dans la formule sont fixes pour un matériau donné (page 26), l'application du modèle exige que le matériau doit être totalement définis par ces coefficients, le problème qui se pose c'est que ces derniers n'existent pas pour l'alliage A357 semi-solide, ce qui fait, il est nécessaire au premier lieu de procéder à leur calcul. Hors présentons dans ce qui suit les détails.



D'une manière générale, il existe pour chaque coefficient une relation mathématique avec un autre facteur ou une autre propriété physique ou mécanique. Le tableau 4.1 résume ces différentes relations entre ces coefficients. Il est à noter que ces rapports donnent des résultats très approximatifs.

Tableau 4.1 : Relations possibles entre les coefficients.

Propriété	Relation	Remarques
$\varepsilon_f$ : Ductilité la rupture réelle ;	$\varepsilon_f = \text{Ln} \left( \frac{100}{100 - \%RA} \right)$	%RA : pourcentage d'élongation
$\dot{\varepsilon}_f$ : Coefficient de la ductilité à la fatigue	$\dot{\varepsilon}_f = \frac{\sigma_f (2N_t)^b}{E (2N_t)^c}$	$N_t$ : intersection de la droite de déformation plastique avec l'élastique
$b$ : Exposant de résistance à la fatigue	$b \approx \frac{-n'}{(1 + 5n')}$	
$c$ : Exposant de la ductilité à la fatigue	$c \approx \frac{-1}{(1 + 5n')}$	
$n'$ : Coefficient du durcissement cyclique	$n' = \frac{b}{c}$	
$\sigma_f$ : Coefficient de résistance à la fatigue	$\sigma_f \approx 4.25HB + 225$	Relations trouvées pour les aciers
	$\sigma_f = S_u + 345$	
$K'$ : Coefficient de résistance cyclique	$K' = \frac{\sigma_f}{(\dot{\varepsilon}_f)^{\frac{b}{c}}}$	
$N_t$ : Transition à la fatigue	$N_t = \frac{1}{2} \left( \frac{\sigma_f}{\dot{\varepsilon}_f * E} \right)^{1/(c-b)}$	Intersection entre la droite de déformation plastique avec l'élastique

À cause du manque d'informations sur l'alliage d'aluminium A357 semi-solide, les relations citées dans le tableau précédent ne peuvent pas être utilisées.

Expérimentalement, chacun des coefficients ou facteurs se calcul d'une façon propre à lui. D'une façon générale les valeurs trouvées découlent principalement à partir de la figure 4.2, mais pour le tracé, il doit y avoir préalablement pour le matériau désiré une courbe de fatigue réalisée sur des échantillons préparés d'une manière bien déterminée, et que les tests de fatigue réalisés doivent respecter certaines conditions. Les courbes tracées pour ces derniers doivent contenir des informations sur le nombre de cycles à la rupture par rapport aux contraintes et aux déformations.

Nos essais de fatigue réalisés sur les échantillons d'aluminium A357 semi-solide ont révélé les résultats donnés par le tableau 4.2. La courbe de contrainte en fonction du nombre de cycles est donnée par la figure 4.1.

Tableau 4.2 : Données des essais de fatigue CTA-CNRC A357 semi-solide.

Contraintes (MPa)	285	285	265	265	265	240	240	240	200	200	160	160
Nombre de cycles *10 <sup>3</sup>	4,15	9,6	11,3	12,7	13,9	27,7	28	38,1	44,1	82	160	203

120	120	120	100	100	90	90	90
370	374	425	2240	5540	4640	7820	9150

Pour des fins de calculs, chaque niveau de contrainte va être associé à la moyenne des durées de vie obtenues selon le nombre des essais effectués présentés au tableau 4.3.

Tableau 4.3 : Nombre de cycles moyens.

Contraintes (MPa)	285	265	240	200	160	120	100	90
Nombre de cycles moyen*10 <sup>3</sup>	6,875	12,63	31,26	63,05	181,5	390	3890	8485

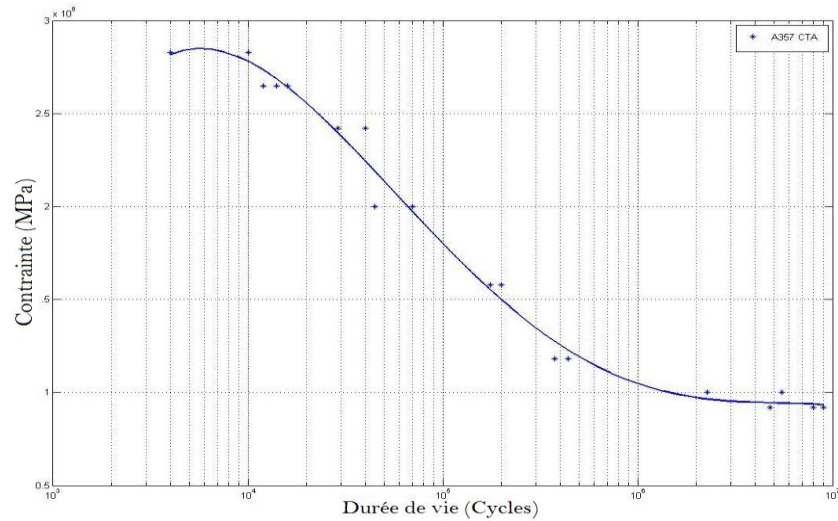


Figure 4.1 : Courbe S-N pour des éprouvettes en aluminium A357 Semi-solide.

#### 4.1.1 Calcul de l'exposant et du coefficient de la résistance à la fatigue

L'exposant de résistance à la fatigue  $b$ , aussi appelé l'exposant de **Basquin**, représente la puissance à laquelle la durée de vie en alternance est portée à être proportionnelle à l'amplitude de la contrainte. Ce facteur est pris comme la pente de la courbe  $\text{Log} \sigma_a$  en fonction de  $\text{Log} 2N_f$  figure 4.2 [22].

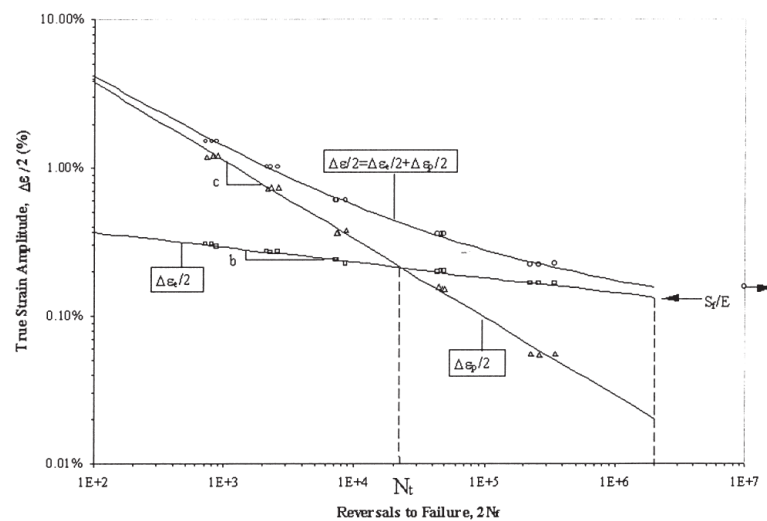


Figure 4.2 : Courbe de Manson-Coffin-Basquin.

Comme remarque, la valeur de l'exposant  $b$  obtenue peut atteindre un maximum -0.12 dans le cas des matériaux doux, elle diminue ensuite à son minimum pour atteindre une valeur d'environ -0.005, et ce, avec l'augmentation de la dureté. Il est possible que cet exposant reprenne une valeur plus élevée pour une dureté plus grande pour les matériaux traités thermiquement.

Le coefficient de résistance à la fatigue  $\sigma_a$  est la valeur réelle nécessaire pour causer une fracture en une seule alternance. Il est proportionnel à la résistance réelle à la rupture ;  $\sigma'_f \approx \sigma_f$ , pour des raisons pratiques l'intervalle entre elles est d'environ 100 et 500 ksi pour les matériaux traités thermiquement.

Pour résumer, la procédure suivie pour l'identification des paramètres  $b$  et  $\sigma'_f$  débute en utilisant les données du tableau 4.2. Ensuite le calcul du  $\text{Log}\sigma_a$  et du  $\text{Log} 2N_f$ . Tracer en dernier lieu le graphe du premier en fonction du second et finir par un calcul de la pente pour avoir l'exposant de la résistance à la fatigue  $b$ .

En général, l'équation donnée par Manson-Coffin-Basquin [25] est de la forme suivante :

$$(\varepsilon_t)_{\text{Manson-Coffin}} = \varepsilon_e + \varepsilon_p = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad 4.2$$

La déformation élastique  $\varepsilon_e$  d'après la loi de Hooke est donnée par:

$$\varepsilon_e = \frac{\sigma_a}{E} \quad 4.3$$

Alors, les deux équations précédentes seront :

$$\sigma_a = \sigma'_f (2N_f)^b \quad 4.4$$

$$\sigma_a = 2^b \sigma'_f (N_f)^b \quad 4.5$$

Cette dernière équation peut s'écrire sous la forme

$$\sigma_a = AN_f^B \quad 4.6$$

Le graphe tracé selon les données des tests de fatigue est montré à la figure 4.3. Les points ont tendance à suivre une ligne droite, le premier et le dernier point révèlent bien cette ligne. Notons ces deux points comme  $(\sigma_1, N_1)$  et  $(\sigma_2, N_2)$  et appliquons l'équation (4.6), ceci donne :

$$\sigma_1 = AN_1^B \text{ et } \sigma_2 = AN_2^B$$

Par la suite divisons le premier sur le second et nous introduisons le logarithme de part et d'autre de l'équation, alors ils deviennent :

$$\frac{\sigma_1}{\sigma_2} = \left(\frac{N_1}{N_2}\right)^B, \quad \log \frac{\sigma_1}{\sigma_2} = B \log \frac{N_1}{N_2} \quad 4.7$$

La résolution de cette équation donne la valeur de B;

$$B = \frac{\log \frac{\sigma_1}{\sigma_2}}{\log \frac{N_1}{N_2}} = \frac{\log \sigma_1 - \log \sigma_2}{\log N_1 - \log N_2} \quad 4.8$$

Si on considère les valeurs du premier et du dernier essai on a :

$$B = \frac{\log(285 * 10^3) - \log(90 * 10^3)}{\log 6875 - \log(8485 * 10^3)} = -0,1619 \quad 4.9$$

Une fois la valeur de l'exposant de la résistance à la fatigue  $b$  est identifiée,  $A$  peut-être calculé par n'importe quel point de la courbe.

$$A = \frac{\sigma_1}{N_1^B} = \frac{285 * 10^3}{6875^{-0,1619}} = 1191,51 MPa \quad 4.10$$

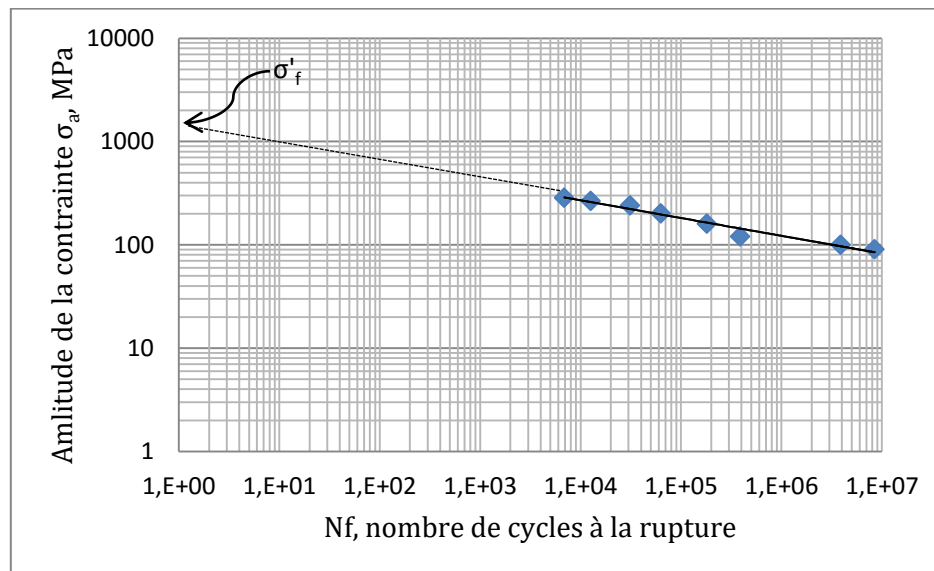


Figure 4.3 : Coefficient de résistance à la fatigue.

Il est possible d'obtenir une valeur raffinée de  $b$  et  $\sigma'_f$ . Pour cela, il faut procéder par la méthode des moindres carrés. Donc, poursuivre avec la résolution de l'équation (4. 3).

Introduisant le log dans chaque membre de l'équation

$$\log \sigma_a = b \cdot \log 2N_f + \log(\sigma'_f) \quad 4.11$$

Cette dernière équation peut être écrite sous la forme suivante :

$$y = a_1 \cdot x + a_0 \quad 4.12$$

Avec

- $y = \log \sigma_a$ ,  $x = \log 2N_f$ ,  $a_1 = b$ ,  $a_0 = \log \sigma_f$

$\log 2N_f$	4,138	4,402	4,796	5,100	5,559	5,892	6,890	7,229
$\log \sigma_a$	5,454	5,423	5,380	5,30	5,204	5,079	5	4,954

Maintenant, on veut retrouver la fonction linéaire  $y(x)$ . À cette fin, on utilise la méthode des moindres carrés qui représente le mieux la relation entre  $x$  et  $y$  pour l'ensemble de données disponibles. Afin de trouver cette ligne, nous devons identifier les valeurs optimales de  $a_0$  et  $a_1$ . Pour ce faire, nous construisons d'abord un système d'équations linéaires en remplaçant chaque point de données du tableau 4.2 dans l'équation (4.12). Le système d'équations sera :

$$\begin{aligned}
 a_0 + 4,138 \cdot a_1 &= 5,454 \\
 a_0 + 4,402 \cdot a_1 &= 5,423 \\
 a_0 + 4,796 \cdot a_1 &= 5,380 \\
 a_0 + 5,100 \cdot a_1 &= 5,301 \\
 a_0 + 5,559 \cdot a_1 &= 5,204 \\
 a_0 + 5,892 \cdot a_1 &= 5,079 \\
 a_0 + 6,890 \cdot a_1 &= 5 \\
 a_0 + 7,229 \cdot a_1 &= 4,954
 \end{aligned} \quad 4.13$$

Le système linéaire (4.13) peut être écrit sous la forme matricielle suivante :

$$X \cdot a = y \quad 4.14$$

Où :

$$X = \begin{bmatrix} 1 & 4,138 \\ 1 & 4,402 \\ 1 & 4,796 \\ 1 & 5,100 \\ 1 & 5,559 \\ 1 & 5,892 \\ 1 & 6,890 \\ 1 & 7,229 \end{bmatrix}, \quad a = \begin{bmatrix} a_0 \\ a_1 \end{bmatrix}, \quad \text{et } y = \begin{bmatrix} 5,454 \\ 5,423 \\ 5,380 \\ 5,301 \\ 5,204 \\ 5,079 \\ 5 \\ 4,954 \end{bmatrix}$$

Si on multiplie les deux termes de l'équation (4.14) par le  $X^T$ , on obtient.

$$X^T X \cdot a = X^T y \quad 4.15$$

Comme la matrice est une  $8 \times 2$ , sa transposée,  $X^T$ , est une  $2 \times 8$ . Donc, la multiplication est une matrice carrée  $2 \times 2$ .

$$\begin{bmatrix} 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 \\ 4,138 & 4,402 & 4,796 & 5,100 & 5,559 & 5,892 & 6,890 & 7,229 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 1 & 4,138 \\ 1 & 4,402 \\ 1 & 4,796 \\ 1 & 5,100 \\ 1 & 5,559 \\ 1 & 5,892 \\ 1 & 6,890 \\ 1 & 7,229 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} a_0 \\ a_1 \end{bmatrix}$$

$$= \begin{bmatrix} 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 \\ 4,138 & 4,402 & 4,796 & 5,100 & 5,559 & 5,892 & 6,890 & 7,229 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 5,454 \\ 5,423 \\ 5,380 \\ 5,301 \\ 5,204 \\ 5,079 \\ 5 \\ 4,954 \end{bmatrix} \quad 4.16$$



Ce qui donne ;

$$\begin{bmatrix} 8 & 44,0101 \\ 44,0101 & 250,9093 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} a_0 \\ a_1 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 41,805 \\ 228,4616 \end{bmatrix} \quad 4.17$$

La résolution de ce système pour l'obtention des valeurs de  $a_0$  et  $a_1$  se fait par l'utilisation de la méthode d'élimination de gauss.

$$\begin{bmatrix} a_0 \\ a_1 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 6.1753 \\ -0.1726 \end{bmatrix} \quad 4.18$$

En final, la meilleure équation qui représente la relation entre x et y est :

$$y = -0.172.x + 6.123 \quad 4.19$$

Sachons que :

- $a_1$  représente l'exposant de la résistance à la fatigue  $b$  donc elle est égale à (-0.172 valeur raffinée)
- $a_0 = \log \sigma_f = 6,123$  alors ( $\sigma_f = 1327$  MPa. valeur raffinée)

En dernier lieu, la relation entre la contrainte appliquée et le nombre de cycles obtenu pour l'alliage A357 semi-solide est reliée par la relation suivante :

$$\sigma_a = 1327(2N_f)^{-0,172} \quad 4.20$$

Tableau 4.4 : Données nécessaires pour l'utilisation des méthodes de prévision [27].

Alliage	$\sigma'_f(MPa)$	$\epsilon_f$	$b$	$c$
<b>A356</b>	594	0.027	-0.124	0.530
<b>A357 SS</b>	1327	e.a	-0,172	e.a

Pour cette première étape du calcul des coefficients d'écroutissage, concernant la  $\sigma'_f$  et le  $b$ , une nouvelle courbe comparative a été tracée à la figure 4.4, elle a pour but de visualiser les modifications apportées par rapport à la courbe des essais expérimentaux et le calcul analytique pour le matériau A356 réalisé au départ. Tel que la montre la figure ci-dessous, la courbe en bleu représente l'endurance obtenue expérimentalement des échantillons moulés et usinés [28], le matériau dans ce cas est le A357 semi-solide, similaire à celui des bras de suspension fabriqués. La courbe en rouge, compte à elle, représente un résultat analytique utilisant la formule de Manson-Coffin pour l'alliage A356 [29], en dernier lieu, la courbe verte est une correction de celle en rouge, dans ce cas deux des quatre paramètres définissant la formule de Manson-Coffin ont été modifiés et remplacés par ceux de l'alliage A357 semi-solide.

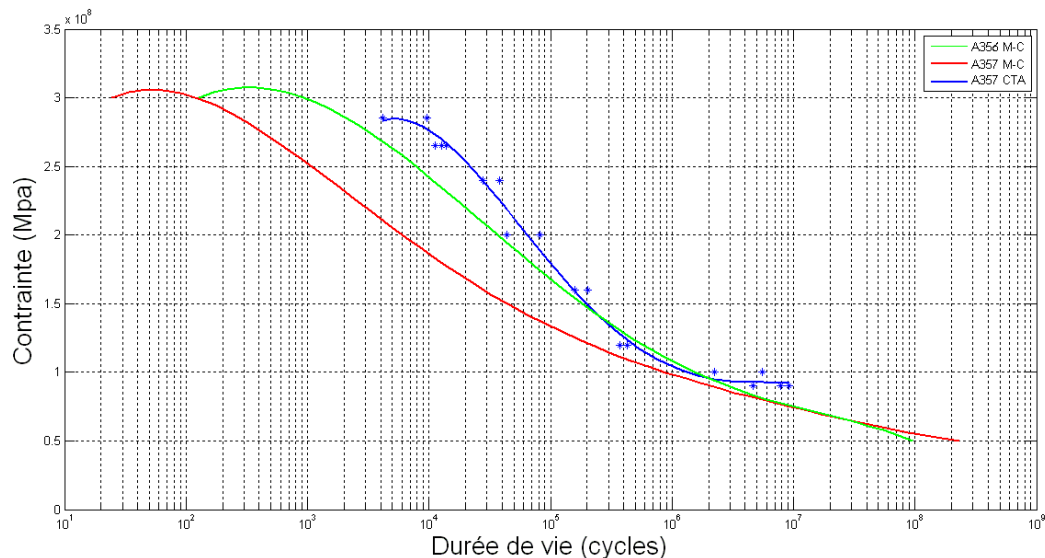


Figure 4.4 : Courbe S-N de l'aluminium A357 SS après correction des coefficients sigma et b versus la courbe expérimentale.

La suite des travaux consiste à définir les deux autres paramètres restants. Dans cette phase du projet, une large recherche bibliographique a été menée afin de cumuler un maximum de données

concernant les propriétés en fatigue des alliages d'aluminium. Et ce, dans le but de déduire ou d'établir des relations possibles entre les différents coefficients déduire vers les valeurs des propriétés de l'alliage A357 semi-solide.

Sachons que les coefficients d'écrouissage varient pour un même matériau en fonction du traitement thermique subit. Au total, la recherche bibliographique s'est achevée avec un tableau contenant 38 alliages d'aluminium y compris les différents traitements thermiques représentés au tableau 4.5. À titre d'exemple : les coefficients de fatigue pour l'aluminium 2024 ont été présentés sous trois traitements thermiques, on note le T3, T4, et le T351.

Lors de l'étude, toutes les combinaisons possibles ont été traitées et toutes celles qui ont révélé un résultat positif sont montrées. Par contre, seuls quelques tracés des combinaisons possibles seront montrés.

Tableau 4.5 : Propriétés en fatigue des alliages d'aluminium.

Alliage	$\sigma_u(MPa)$	$\sigma'_f(MPa)$	$\epsilon_f$	$b$	$c$		$H'$	$n'$	Réf
<b>A356</b>	283	594	0.027	-0.124	-0.530		379	0.043	[27]
<b>5456-H311</b>	400	826	1.076	-0.115	-0.797		817	0.145	
<b>2024T3</b>	469	1100	0.22	-0.124	-0.59		655	0.065	
<b>2024-T351</b>	455	662	0.409	-0.113	-0.713		662	0.07	[26]
<b>2024-T4</b>	476	738	0.327	-0.142	-0.645		738	0.08	
<b>7075-T6</b>	578	1466	0.262	-0.143	-0.619		977	0.106	
<b>6082-T6</b>	330	486.8	0.209	-0.07	-0.593		443.9	0.064	[30]
<b>6060-T6</b>	240	376.5	0.157	-0.084	-0.537		267.3	0.038	
<b>6061 T6</b>	301	648.3	4.34	-0.1	-1.01		365.5	0.031	[31]
<b>5182 recuit</b>	275	766.9	0.293	-0.114	-0.592		384.2	0.04	
<b>5454 recuit</b>	250	418.6	0.2	-0.077	-0.52		293	0.0439	

<b>6009-T4</b>	230	82.8	0.924	- 0.0983	-0.794				
<b>6009-T6</b>	230	85.2	0.561	- 0.0957	-0.746				
<b>6010-T4</b>	290	654.5	0.45	- 0.0935	-0.664				
<b>6010-T6</b>	379	871.7	1.366	-0.106	-0.869				
<b>6063-EP</b>	263	556	0.74	-0.107	-0.83		384	0.067	[32]
<b>A356-T6</b>	303	666	0.09	-0.117	-0.610		430	0.063	
<b>6260</b>	239	469	27.2	-0.09	-1.213		301	0.047	
<b>6063-ET</b>	192	295	0.91	-0.069	-0.706		245	0.068	
<b>5754-NG</b>	253	455	9.19	-0.074	-1.001		294	0.032	
<b>AlMg4.5Mn</b>	363	654	0.45	-0.089	-0.755		963	0.125	
<b>5456-H311</b>	400	702	0.2	-0.102	-0.655		636	0.084	
<b>7475-T761</b>	475	983	4.25	-0.107	-1.066		675	0.059	
<b>7075-T6</b>	572	776	2.57	-0.095	-0.987		521	0.045	
<b>7075-T651</b>	572	1231	0.26	-0.122	-0.806		852	0.074	
<b>7075-T7351</b>	462	989	6.81	-0.140	-1.198		695	0.094	
<b>2014-T6</b>	511	776	0.27	-0.091	-0.742		704	0.072	
<b>2024T3</b>	490	835	0.17	-0.096	-0.644		843	0.109	
<b>1100</b>	110	159	0.467	-0.092	-0.613		184	0.159	
<b>6082/2</b>	Nd	611	1.085	-0.099	-0.857		397	0.051	
<b>AlMgSi0.8</b> coldagehardned	260	481	1.095	-0.084	-0.867		392	0.06	
<b>AlMgSi0.8</b> Warm agehardned	329	542	0.7	-0.075	-0.816		451	0.05	
<b>AlMgSi1</b> coldagehardned	348	445	0.116	-0.054	-0.641		454	0.052	
<b>AlMgSi1</b> warmagehardned	383	554	5.375	-0.068	-1.208		478	0.046	
<b>AlMg4.5Mn</b> Renforcé à la dureté laminée	348	906	52.058	-0.148	-1.441		450	0.056	

<b>7075-T65</b>		1294	10.202	-0.125	-1.231		646	0.032	
<b>7075-T651</b>		1231	0.263	-0.122	-0866		852	0.074	
<b>AlCuMg1</b>		1209	0.189	-0.138	-0.597		1779	0.234	
<b>A357 SS</b>	353	1327	e.a	-0,172	e.a				

#### 4.1.2 Relation entre les différents paramètres du modèle analytique

La plupart des combinaisons dont le résultat avait un sens ont donné une relation linéaire entre les coefficients. Uniquement pour le cas de l'exposant de la ductilité à la fatigue  $c$  en fonction de son coefficient  $\acute{\epsilon}_f$  qui a révélé une relation logarithmique.

La première combinaison réalisée est du  $\acute{\sigma}_f$  en fonction de  $\sigma_u$ , le nombre d'échantillons utilisés est de 28, tel que montré à la figure 4.5, une relation linéaire est apparue entre ces deux paramètres donnant l'équation suivante avec un coefficient de détermination  $R^2=0.8$

$$\acute{\sigma}_f = 2.2617\sigma_u - 125.6 \quad 4.21$$

Étant donné que la contrainte ultime  $\sigma_u$  de l'aluminium A357 semi-solide est connue, alors la valeur approximative de  $\acute{\sigma}_f$  peut être déduite de l'équation précédente, ce qui fait  $\acute{\sigma}_f$  sera dans ce cas égale à 672.78 MPa

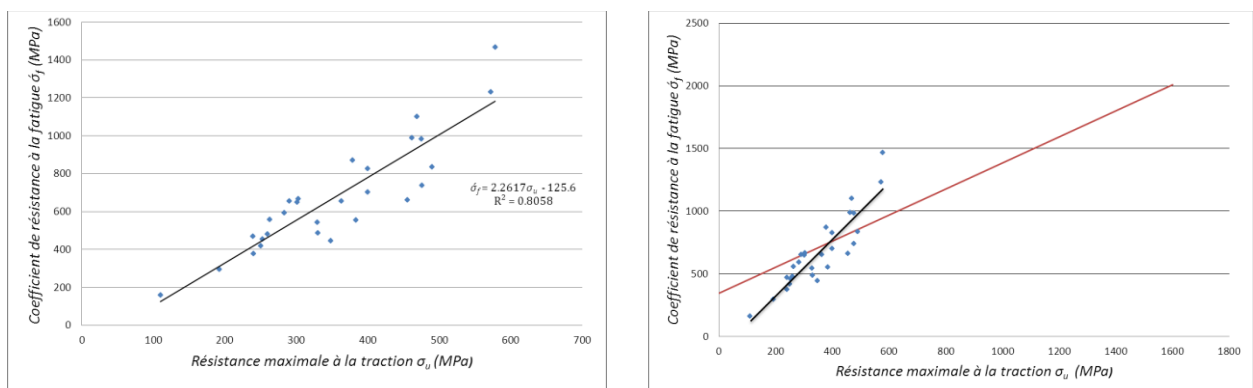


Figure 4.5 : Coefficient de résistance à la fatigue  $\acute{\sigma}_f$  en fonction de la résistance maximale à la traction  $\sigma_u$ .

De même pour ce second cas, une relation linéaire a été tirée entre le coefficient de résistance cyclique  $\dot{H}$  et la résistance maximale à la traction  $\sigma_u$ . Le nombre d'échantillons est de 27, un coefficient de détermination obtenue est plus élevé :  $R^2=0.94$  figure 4.6, la droite résultante suite l'allure de l'équation suivante :

$$\dot{H} = 1.6875\sigma_u - 93.127 \quad 4.22$$

Selon cette dernière équation, le coefficient de résistance cyclique  $\dot{H}$  pour notre matériau A357 semi-solide sera situé aux alentours de la valeur de 502.56 MPa.

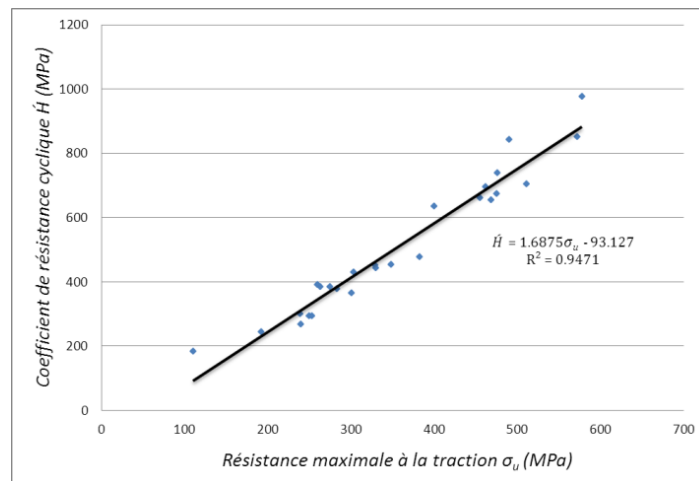


Figure 4.6 : Coefficient de résistance cyclique  $\dot{H}$  en fonction de la résistance maximale à la traction  $\sigma_u$ .

La combinaison entre l'exposant et le coefficient de la ductilité à la fatigue a été réalisée pour 37 échantillons figure 4.7. La courbe obtenue est sous forme logarithmique suivant l'équation ci-dessus, avec un coefficient de détermination satisfaisant soit  $R^2=0.88$  :

$$c = -0.127 \ln(\dot{\epsilon}_f) - 0.8398 \quad 4.23$$

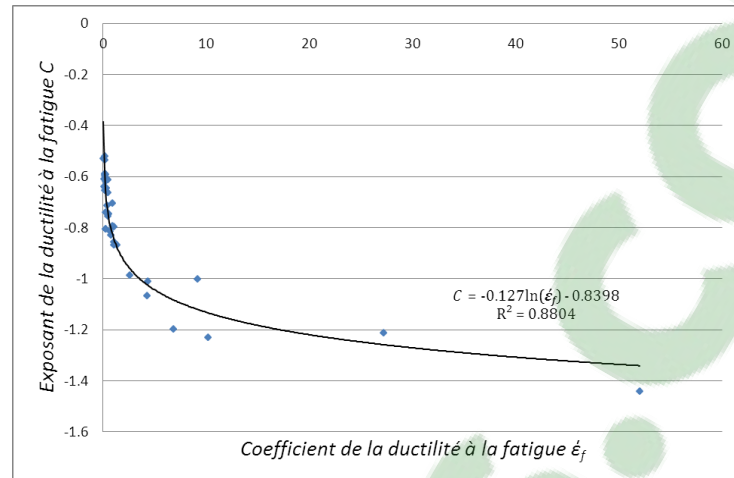


Figure 4.7 : Exposant de la ductilité à la fatigue C en fonction du coefficient de la ductilité à la fatigue  $\epsilon_f$ .

Pour 30 échantillons, le nuage de points résultant de la combinaison du coefficient de résistance cyclique  $\dot{H}$  avec l'exposant de durcissement cyclique  $\dot{n}$  donne une droite croissante, et le  $R^2=0.88$ , figure 4.8. L'équation de la droite est sous la forme.

$$\dot{H} = 7429\dot{n} + 76.712 \quad 4.24$$

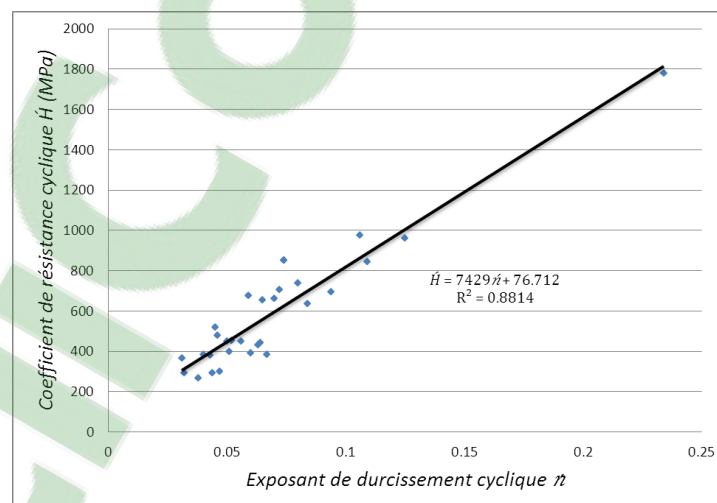


Figure 4.8 : Coefficient de résistance cyclique  $\dot{H}$  en fonction de l'exposant de durcissement cyclique  $\dot{n}$ .

Puisque la valeur de  $\dot{H}$  pour l'aluminium A357 semi-solide a été précédemment déduite à partir de la droite de la seconde combinaison citée plus haut. Par conséquent, avec cette valeur de 502.56 MPa l'exposant de durcissement cyclique  $\dot{n}$  aura pour valeur 0,057.

Concernant le cas suivant, l'exposant  $b$  et le coefficient de résistance à la fatigue  $\dot{\sigma}_f$ , ont montré une relation linéaire avec une dispersion plus au moins élevée des 31 échantillons sélectionnés. Le coefficient de déterminations présente avec la valeur la plus faible de tous les cas dévoilés jusqu'ici  $R^2=0.72$  figure 4.9. L'équation qui régit cette variation linéaire est sous la forme :

$$b = -6E-05\dot{\sigma}_f - 0.0555 \quad 4.25$$

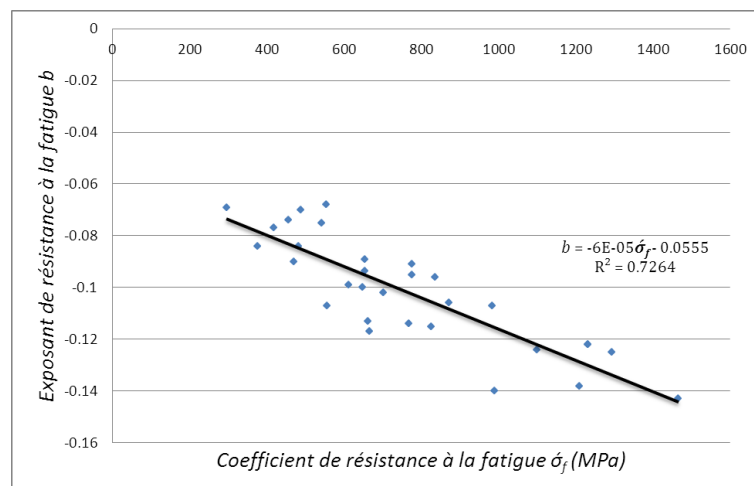


Figure 4.9 : Exposant de résistance à la fatigue  $b$  en fonction du coefficient de résistance à la fatigue  $\dot{\sigma}_f$ .

Selon la valeur du coefficient de résistance à la fatigue  $\dot{\sigma}_f$  calculé dans la première section, et suivant cette relation décrite entre lui et l'exposant de résistance à la fatigue,  $b$  sera dans ce cas égal à -0.0958.



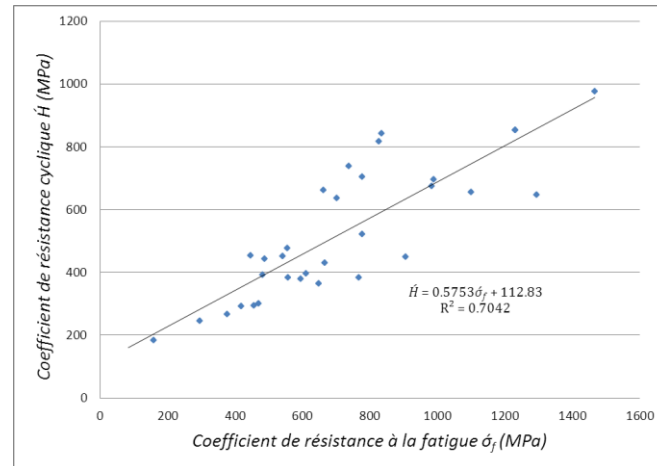


Figure 4.10 : Coefficient de résistance cyclique  $\hat{H}$  en fonction du coefficient de résistance à la fatigue  $\hat{\sigma}_f$ .

Les combinaisons restantes sont celles des coefficients dont nous n'avons déduit aucune relation directe apparente. Ces derniers sont d'abord entre  $\hat{n}$  et  $\sigma_u$  figure 4.11, ensuite entre  $\hat{\epsilon}_f$  et  $\sigma_u$  figure 4.12 et finalement entre  $c$  et  $\sigma_u$  figure 4.13. D'autres combinaisons de même type ont été effectuées également et qu'elles n'ont pas été mentionnées.

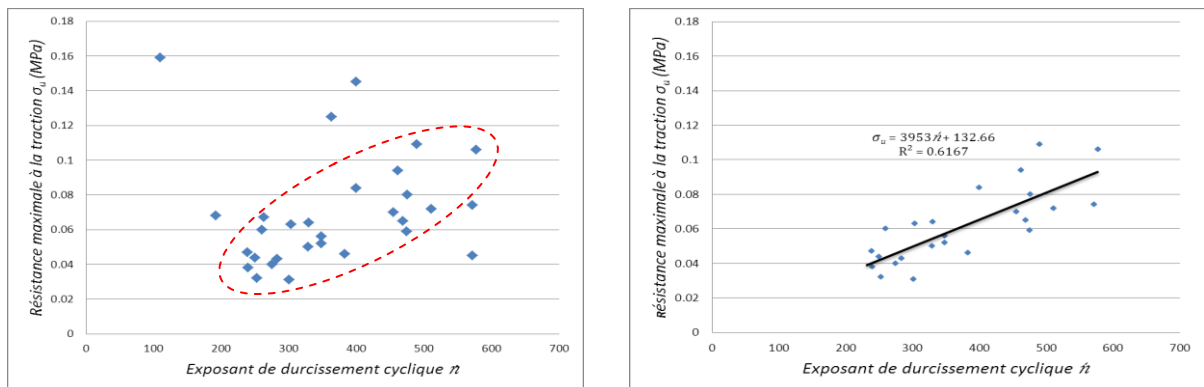


Figure 4.11 : Exposant de durcissement cyclique en  $\hat{n}$  en fonction de la résistance maximale à la traction  $\sigma_u$ .

Tel qu'il est montré sur les figures citées ci-dessus, premièrement entre  $\hat{n}$  et  $\sigma_u$ , la figure de gauche présente l'ensemble des 30 échantillons. Leur distribution est pratiquement aléatoire, mais

en observant soigneusement les points situés à l'intérieur du domaine en pointillé, ça donne l'air d'une relation linéaire. Cette relation qui mit en jeu 24 des 30 échantillons offre un coefficient de détermination égal à 0,61. La relation linéaire engendrée sera utilisée pour des fins de comparaison avec les combinaisons précédentes dans le cas où cela s'avérera nécessaire. L'équation linéaire est de la forme :

$$\sigma_u = 3953\dot{\epsilon}_f + 132.66 \quad 4.26$$

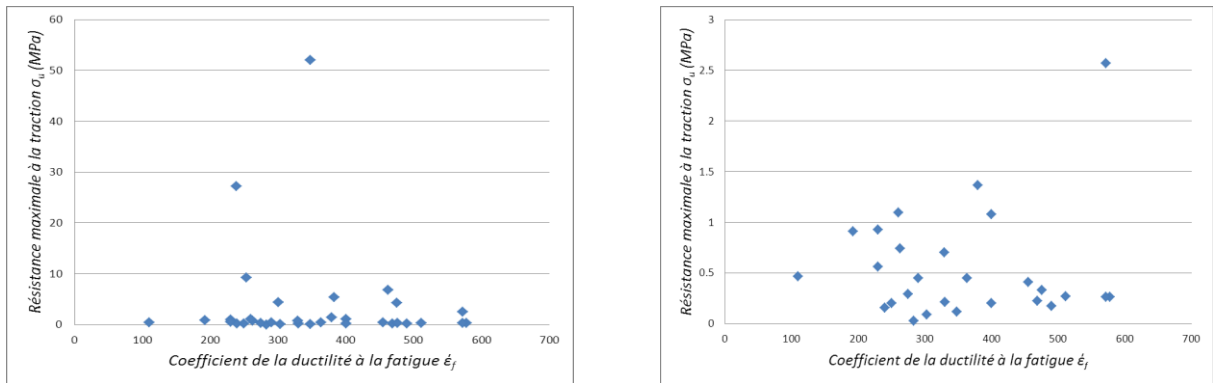


Figure 4.12 : Coefficient de la ductilité à la fatigue  $\dot{\epsilon}_f$  en fonction de la résistance maximale à la traction  $\sigma_u$ .

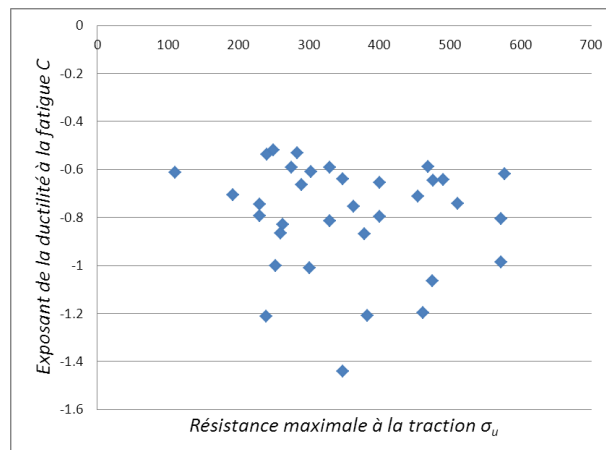


Figure 4.13 : Exposant de la ductilité à la fatigue C en fonction de la résistance maximale à la traction  $\sigma_u$ .

Jusqu'à présent, quatre des six paramètres de fatigue ont été clairement identifiés. Premièrement  $b$  et  $\sigma'_f$  ont été calculés par rapport aux essais expérimentaux de fatigue effectués sur des éprouvettes normalisées. Ensuite, en tenant compte des relations déduites entre la résistance maximale à la traction  $\sigma_u$  et coefficient de résistance cyclique  $\dot{H}$  d'un côté et entre ce coefficient  $\dot{H}$  et l'exposant de durcissement cyclique  $\dot{n}$  on a pu déduire leurs valeurs respectives. Ce qui manque à éclaircir pour le moment sont les valeurs de l'exposant de la ductilité à la fatigue  $c$  et du coefficient de la ductilité à la fatigue  $\dot{\epsilon}_f$ . Et pour ce faire, nous allons adopter la méthode suivante.

Sur le logiciel Matlab, lors de la variation des paramètres dans le programme établi, les coefficients  $\dot{H}$  et  $\sigma'_f$  et les exposants  $b$  et  $\dot{n}$  seront fixés aux valeurs calculées c'est-à-dire à 1327 MPa, 502.56 MPa, -0.172 et 0,057 respectivement. Et on variera les valeurs de  $\dot{\epsilon}_f$  et de  $c$  jusqu'à l'obtention d'une courbe qui se rapproche de la courbe expérimentale.

#### **4.2 Raffinage des résultats selon le traitement thermique**

Le traitement thermique subi aux bras de suspension après moulage est le T6. Dans les alliages choisis, se trouvent des traitements thermiques de type T6, T65 et T651. Ces traitements possèdent tous les mêmes propriétés chimiques et mécaniques. L'état T651 signifie ce que l'extrusion doit subir un étirement ou déformation permanente pour soulager les contraintes résiduelles pour un usinage uniforme. En dehors de cela, il n'y a pas de changement dans les propriétés chimiques ou mécaniques. L'Aluminium à l'état T6 est le même qu'à l'état T651, et l'utilisation de T6 au lieu de T651 n'affectera pas l'aspect fonctionnel du composant.

Un nouveau classement sera pris en compte selon le traitement thermique subit à l'alliage d'aluminium.

Tableau 4.6: Classement des propriétés en fatigue des alliages d'aluminium en fonction du traitement thermique T6.

Alliage	$\sigma_u(MPa)$	$\sigma'_f(MPa)$	$\dot{\epsilon}_f$	$b$	$c$	$H'$	$n'$
<b>A356 T6</b>	283	594	0.027	-0.124	-0.530	379	0.043
<b>7075-T6</b>	578	1466	0.262	-0.143	-0.619	977	0.106
<b>6082-T6</b>	330	486.8	0.209	-0.07	-0.593	443.9	0.064
<b>6060-T6</b>	240	376.5	0.157	-0.084	-0.537	267.3	0.038
<b>6061 T6</b>	301	648.3	4.34	-0.1	-1.01	365.5	0.031
<b>6009-T6</b>	230	85.2	0.561	-0.0957	-0.746		
<b>6010-T6</b>	379	871.7	1.366	-0.106	-0.869		
<b>A356-T6</b>	303	666	0.09	-0.117	-0.610	430	0.063
<b>7075-T6</b>	572	776	2.57	-0.095	-0.987	521	0.045
<b>7075-T651</b>	572	1231	0.26	-0.122	-0.806	852	0.074
<b>2014-T6</b>	511	776	0.27	-0.091	-0.742	704	0.072
<b>7075-T65</b>		1294	10.202	-0.125	-1.231	646	0.032
<b>7075-T651</b>		1231	0.263	-0.122	-0.866	852	0.074

Le même travail qui a été réalisé précédemment sera refait par rapport au tableau au complet spécifique aux alliages traités thermiquement suivant T6. Ce qui fait, tous les graphes qui ont été précédemment tracés vont être retracés afin de pouvoir observer l'effet du traitement thermique sur la précision des résultats.

Selon le même ordre que précédemment, les graphes suivants ont été tracés :

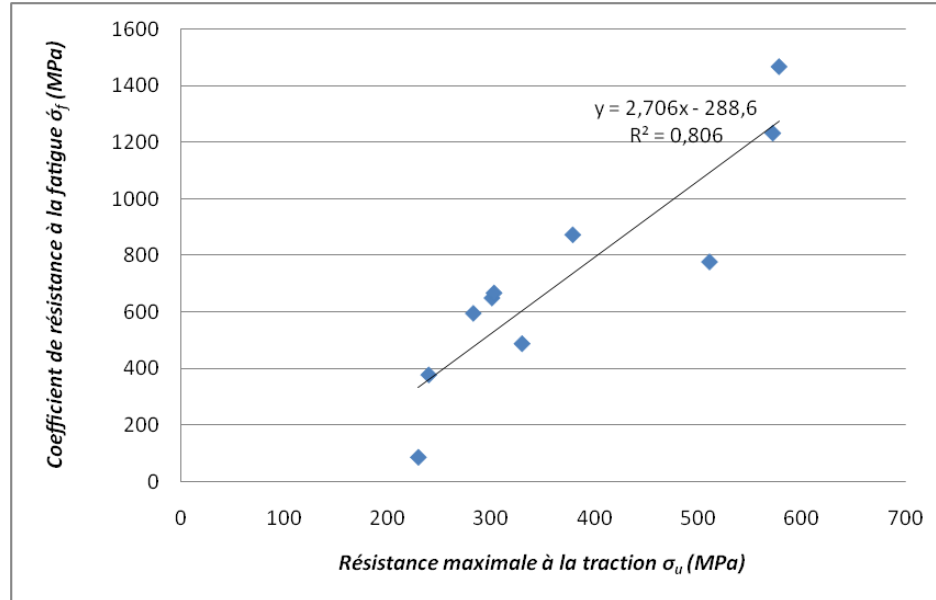


Figure 4.14: Coefficient de résistance à la fatigue  $\sigma_f$  en fonction de la résistance maximale à la traction  $\sigma_u$ .

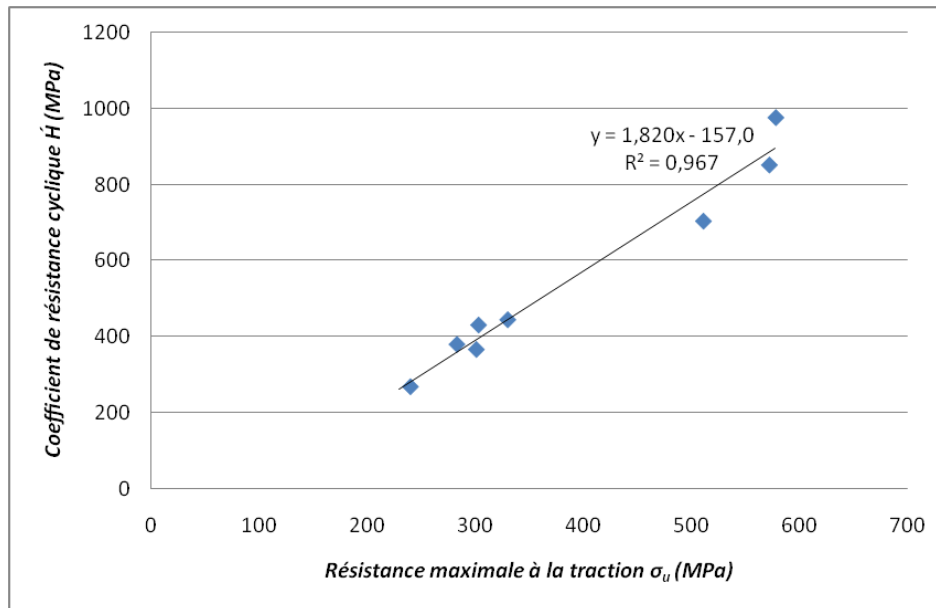


Figure 4.15: Coefficient de résistance cyclique  $H$  en fonction de la résistance maximale à la traction  $\sigma_u$ .

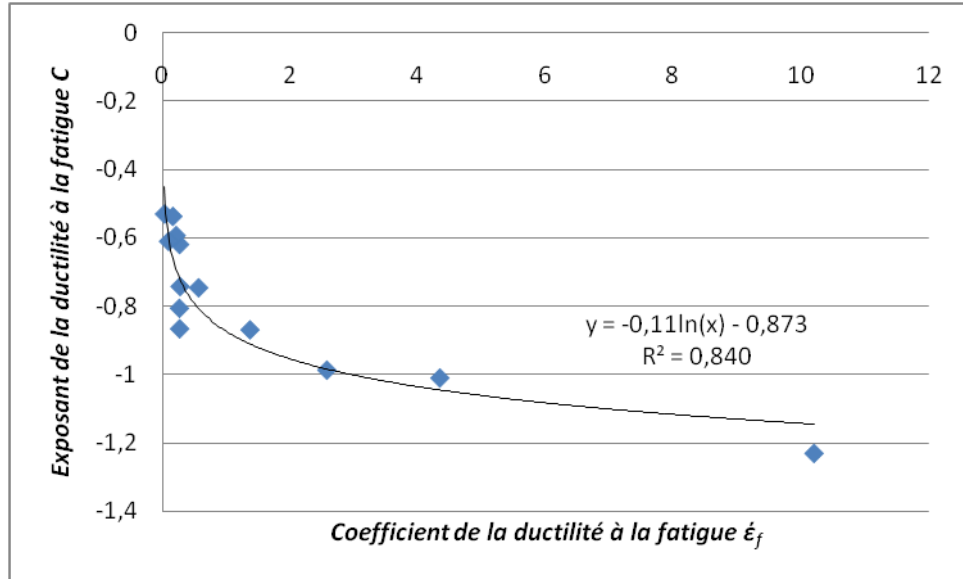


Figure 4.16: Exposant de la ductilité à la fatigue  $c$  en fonction du coefficient de la ductilité à la fatigue  $\epsilon_f$ .

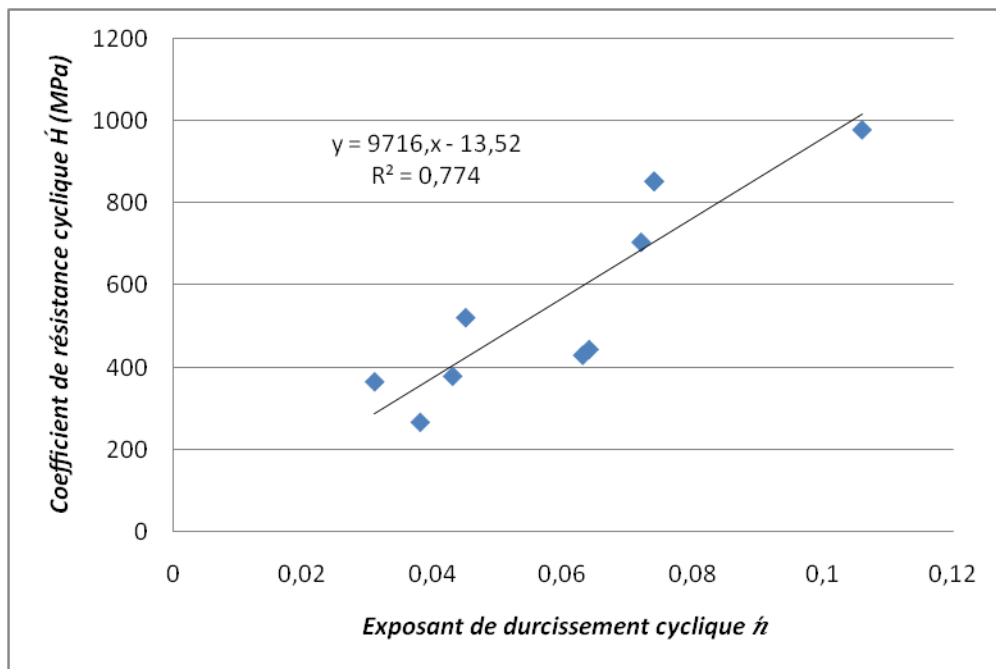


Figure 4.17: Coefficient de résistance cyclique  $\hat{H}$  en fonction de l'exposant de durcissement cyclique  $\hat{n}$ .

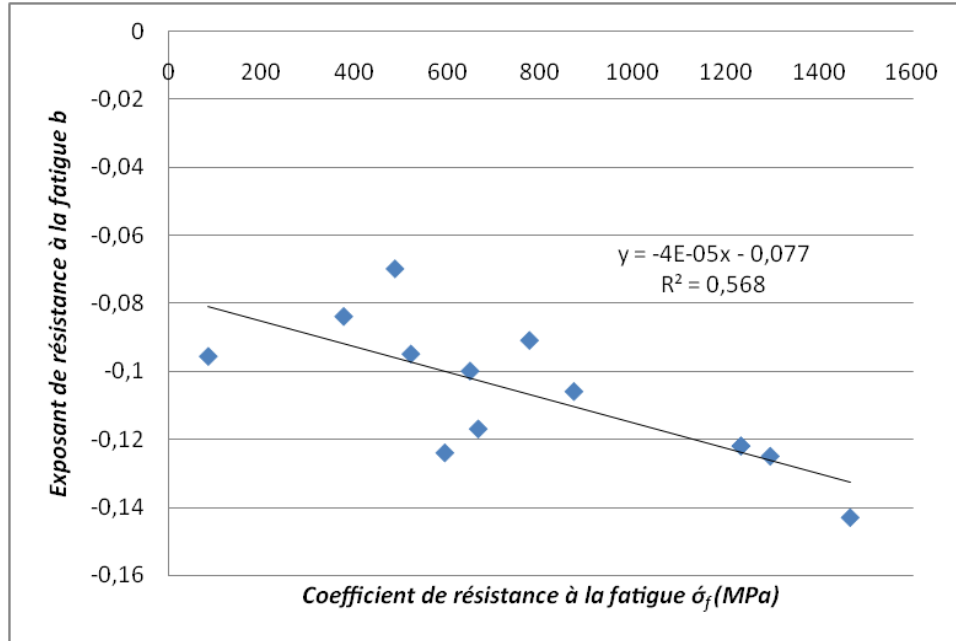


Figure 4.18: Exposant de résistance à la fatigue  $b$  en fonction du coefficient de résistance à la fatigue  $\sigma_f$ .

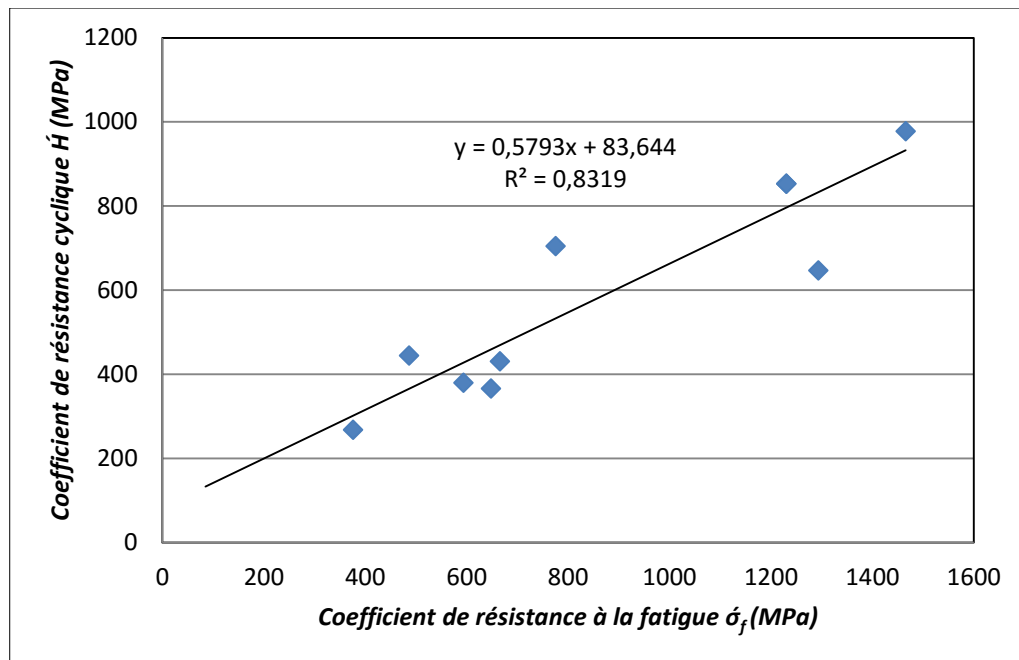


Figure 4.19: Coefficient de résistance cyclique  $H$  en fonction du coefficient de résistance à la fatigue  $\sigma_f$ .

Tableau 4.7 : Comparaison entre les valeurs des coefficients avant et après raffinage.

	<i>avant</i>	<i>après</i>	<i>Différence en pourcentage</i>
$\sigma'_f$ (MPa)	672.78	665.1	1.14 %
$H'$ (MPa)	502.56	485,46	3.4%
$b$	-0.0958	-0.0964	0.99%
$n'$	0,057	0.051	10.52%

D'après le tableau précédent ainsi que les valeurs des coefficients de fatigue tirés des graphes, on constate que la différence entre les résultats est pratiquement négligeable et que le triage des alliages d'aluminium selon le type du traitement subi ne révèle aucune exception.

Tableau 4.8: Paramètres finaux.

Alliage A357SS	$\sigma'_f$ (MPa)	$\epsilon_f$	$b$	$c$	$H'$	$n'$
Par expérience	1327		-0,174			
Via les tracés approximatifs	67278.		-0.0958		502.95	0.057
Via les tracés selon le traitement T6	665.1		-0.0964		485.46	0.051
Via programme Matlab		0.13		-0.6		
Valeurs optimisées	1327	0.13	-0.174	-0.6	455	-0.066

Finalement, la courbe de Wöhler pour le matériau A357 SS a été retracée afin de visualiser la différence entre ce résultat analytique et les expériences sur nos éprouvettes normalisées. Puisque, pour un échantillon donné, l'essai de fatigue ne donne jamais le même résultat deux fois alors, on considère que les courbes obtenues sont acceptables et que les coefficients tirés des données précédentes sont correctes, figure 4.20 et figure 4.21.



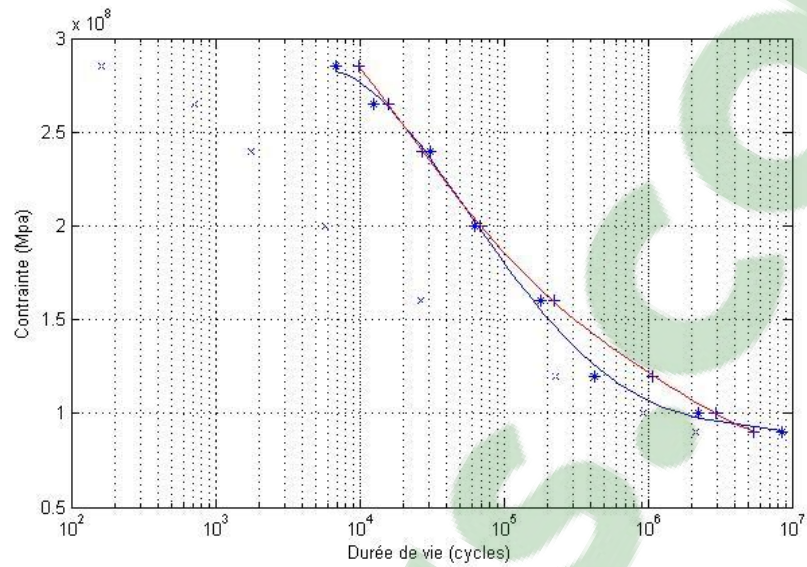


Figure 4.20: Comparaison de la nouvelle courbe en bleu avec les échantillons du CTA en rouge, repère semi-log.

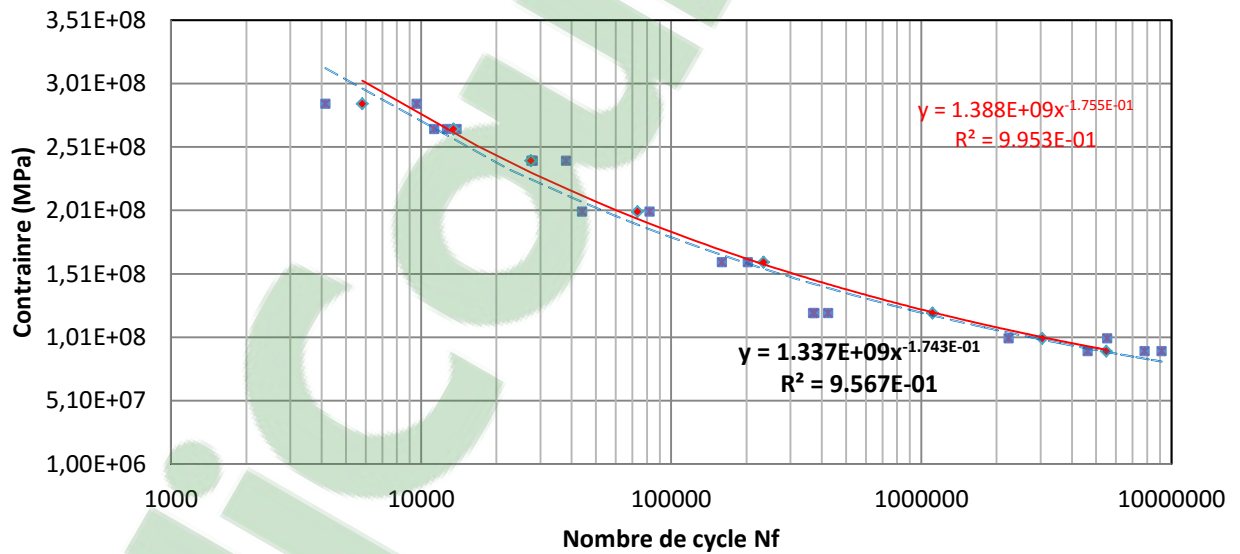


Figure 4.21: Comparaison de la nouvelle courbe en rouge avec les échantillons du CTA en bleu, repère Log-Log.

### 4.3 Conclusion

Le travail réalisé dans ce chapitre consiste à identifier les paramètres d'érouissage pour l'alliage d'aluminium semi-solide A357. La méthode la plus judicieuse est de réaliser les essais de fatigue sur des éprouvettes normalisées et tracer par la suite deux courbes de Wöhler, une du nombre de cycles en fonction de la contrainte et la seconde en fonction de la déformation. À partir de ces courbes et en suivant une certaine méthode décrite plus haut, certaines courbes sont tracées puis tirer l'ensemble de ces coefficients. Dans le cas présent nous n'avons pas le tracé du nombre de cycles en fonction de la déformation ce qui fait, nous avons opté plutôt pour des méthodes approximatives afin de déduire les valeurs des coefficients manquants.

Pour commencer, les six paramètres à déterminer étaient :  $b$ ,  $c$ ,  $\epsilon_f$ ,  $\sigma'_f$ ,  $H'$  et  $n'$ . Un premier essai a été effectué, c'est celui de trouver les relations mathématiques qui relient les propriétés du matériau, tableau 4.1, pour déduire les valeurs finales, mais cette procédure a donné des résultats différents de l'étude expérimentale réalisée sur les échantillons. Ensuite, nous avons opté pour une méthode qui par extrapolation nous mène à notre fin. Cette méthode consiste à analyser les différentes études réalisées sur les différents alliages d'aluminium et à trouver des relations s'il existe pour calculer vers la fin celle de l'alliage A357. Le travail alors a été fait pour une quarantaine d'alliages. Des relations linéaires et logarithmiques ont été déduites et nous avons pu tirer quelques résultats illustrés au tableau 4.7. Pour raffiner mieux ces résultats, un autre tableau a été dressé, ce dernier contient uniquement les alliages qui ont subi le même traitement thermique que notre alliage, c'est-à-dire le traitement T6. En suivant une procédure identique à la précédente, les valeurs des coefficients ont été recalculées et montrées sur le même tableau. Après comparaison, ce classement n'a rien montré de spécial et que les courbes obtenues sont

pratiquement semblables pour n'importe quel traitement thermique. Finalement, afin de définir au complet notre système de calcul, nous avons établi un programme Matlab d'une manière à introduire notre modèle du calcul de la durée de vie avec nos coefficients calculés, et par limitation progressive nous avons réussi à obtenir la convergence de nos deux paramètres restants, voir  $\dot{\epsilon}_f$  et  $c$ .

Les nouveaux paramètres calculés ont montré une nette amélioration de la courbe de fatigue vers la courbe expérimentale réalisée sur les échantillons en alliage d'aluminium A357 par rapport à la même courbe analytique pour l'alliage A356.

## **Chapitre 5**

# **PROCÉDURES EXPÉRIMENTALES**

## CHAPITRE 5

### PROCÉDURES EXPÉRIMENTALES

Ce chapitre comprend essentiellement les détails de l'étude expérimentale effectuée sur les bras de suspension. Comme prévu, ce dernier sera subdivisé en deux étapes. Une première, consacrée à l'identification des propriétés mécaniques entre autres, à la révélation de la résistance à la fatigue expérimentalement. Celle-ci se réalise sur le banc d'essai de fatigue développé par notre équipe de recherche et qui se situe au laboratoire LM<sup>2</sup>SA au CURAL, figure 5.1. Ensuite, une deuxième étape consacrée seulement à l'étude métallographique. Dans cette étape, nous allons approfondir notre analyse au niveau microscopique, afin de chercher les relations et les causes de rupture par rapport aux caractéristiques métallographiques et les conditions du moulage.



Figure 5.1: Banc d'essai de fatigue (LM<sup>2</sup>SA-CURAL).

## 5.1 Élaboration du bras de suspension

Le bras de suspension à tester en fatigue de la figure 5.2 est fabriqué en aluminium. L'alliage adopté à l'élaboration de ce dernier est le A357-T6. Ses propriétés mécaniques sont détaillées dans le tableau 5.2. En raison de ses excellentes propriétés qui comprennent la coulabilité, la soudabilité et la résistance à la fissuration à chaud, ce type d'alliage est largement utilisé dans les industries automobiles et aérospatiales. Ses propriétés mécaniques sont fortement influencées par la composition chimique, les impuretés, les traitements en fusion, les traitements thermiques et le taux de solidification [34]. Le bras de suspension original présenté à la figure 5.2 a une géométrie moyennement complexe et un poids aux alentours de 1.2 kg. L'obtention de cette forme par moulage selon le procédé SEED nécessite deux phases de fabrication, une première consiste à la préparation du lopin semi-solide, et une deuxième de l'injecter dans le moule.



Figure 5.2 : Bras de suspension inférieur.

### 5.1.1 Composition chimique

L'alliage A357 est essentiellement composé d'Aluminium, du Silicium, du Manganèse et du Fer en petites quantités. Le manganèse sert à augmenter la résistance mécanique à haute température des alliages de fonderie et à réduire le retrait lors de la solidification, par contre la

présence du fer est reconnue pour donner des structures grossières et fragiles. D'ailleurs, pour cette raison, la plupart des fissures proviennent des régions à forte teneur en fer. Le tableau 5.1 illustre le pourcentage de chaque élément contribuant à sa composition chimique.

Tableau 5.1 : Composition chimique de l'alliage A357.

Éléments	Si	Mg	Ti	Fe	Cu	Mn	Al
Composition %	6.5-7.0	0.6	0.12	<0.1	<0.05	<0.05	Balance

### 5.1.2 Moulage

La première étape commence par prendre l'aluminium liquide de composition chimique et température appropriées, et le verser dans un creuset en acier. Le refroidissement se fait ensuite dans ce même creuset accompagné d'agitation. Ce mouvement permet non seulement de changer la structure dendritique en une structure globulaire, mais aussi de favoriser l'équilibre thermique. Après un temps d'arrêt du système, la procédure se poursuit par un drainage à travers une valve située au fond du creuset, elle permet d'évacuer l'excès d'aluminium liquide. Le drainage facilite aussi l'augmentation de la fraction solide plus rapidement. Finalement, le lopin d'aluminium semi-solide est retiré du creuset et placé dans le moule.

La procédure de moulage semi-solide de sa part s'effectue en deux étapes : injection et compactage tel qu'illustré dans la figure 5.3. D'abord, le métal semi-solide précédemment préparé est injecté avec une vitesse prédéfinie  $VS_{JNJC}$ . Lorsque le vide est presque rempli, la vitesse diminue à la vitesse ralentie  $VS_{FREIN}$  à partir d'un point de transition  $P_{FREIN}$  nommé point de freinage. Une fois le vide soit rempli en entier, la pression de pré-compactage  $PRE_1$  est appliquée jusqu'à la formation d'une couche de solidification. Ensuite, la pression finale  $PRE_2$  est appliquée pour compacter les porosités. La durée de la pression de pré-compactage est le

délai\_1 (  $DL_1$  ). Le temps nécessaire pour que la pression passe de la pression de pré-compaction à celle de compactage est le délai\_2 (  $DL_2$  ) [35].

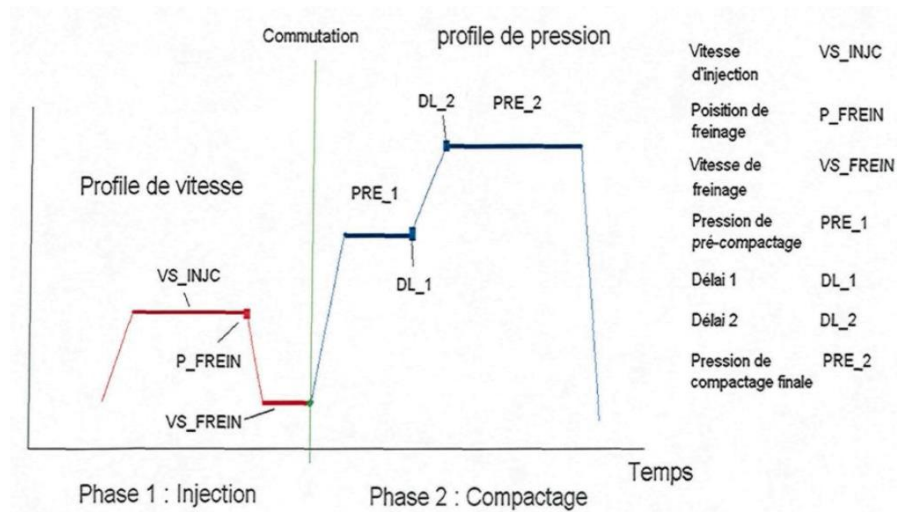


Figure 5.3: Courbes de vitesse et de pression [35].

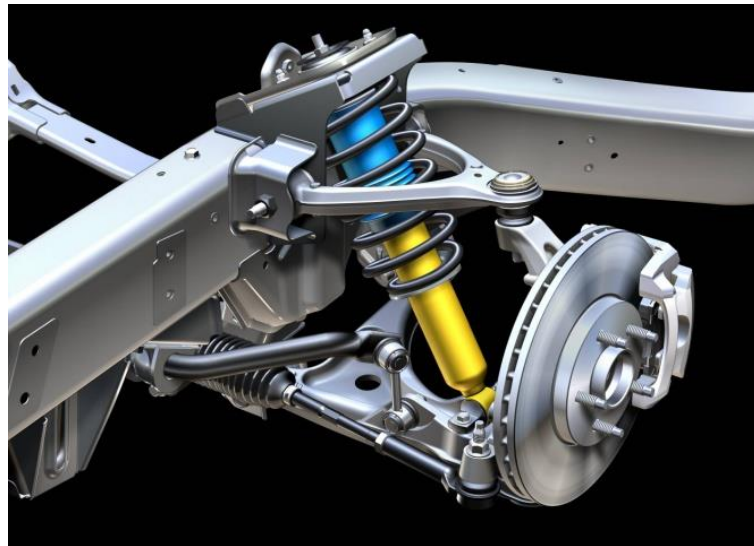


Figure 5.4 : Modèle d'un quart de suspension d'un véhicule [36].



### 5.1.3 Traitements thermiques

La densité des alliages A357 rhéomoulé semi-solide est supérieure à celle des alliages moulés. Ce type permet à la fois le traitement thermique T5 et T6 [37]. Le traitement thermique T6, qui est de loin le plus utilisé pour les alliages de fonderie en aluminium, est un compromis idéal entre la résistance mécanique et la ductilité du matériau. Dans le cas présent, le traitement T6 appliqué dans un four à air forcé où la circulation de l'air est assurée par un ventilateur, il se compose d'une mise en solution à la température de 540°C pendant deux heures, température optimale pour laquelle d'une part ; la dissolution complète des éléments de durcissement nécessaire au traitement de vieillissement soit assurée sans atteindre la température de fusion de l'aluminium. Ensuite une trempe dans l'eau à la température de 65 C pour diminuer l'effet du choc thermique. Finalement, Un traitement de vieillissement pendant six heures à la température de 170°C étape finale pour obtenir une bonne distribution des précipités Mg<sub>2</sub>Si de petite taille de l'ordre du nano. Les propriétés mécaniques de cet alliage obtenu après traitement thermique sont décrites dans le tableau 5.2.

Tableau 5.2 : Propriétés mécaniques de l'alliage A357.

Propriétés	
Coefficient de Poisson	0.33
Module d'élasticité (N/mm <sup>2</sup> )	72.2 x 10 <sup>9</sup>
Élongation (%)	11.3 ±1.4 %
Résistance élastique	298.1 ±6.9 MPa
Résistance maximale à la traction	353.8 ±5.0 MPa

## 5.2 Test de Fatigue

### 5.2.1 Conception du montage

À cette fin comme dans le cas du bras supérieur, nous avons utilisé le logiciel SolidWorks pour dessiner toutes les parties nécessaires menant à un montage adéquat. Le principe consiste à créer une fixation qui se rapproche le plus au montage de la pièce à l'ensemble de la suspension réelle du véhicule. La figure 5.5 est le montage que nous avons adopté pour la suite des tests.

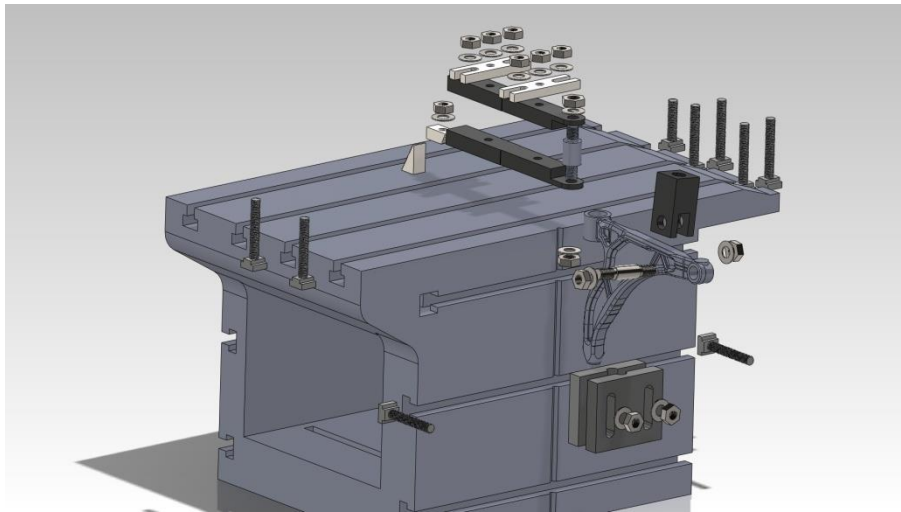


Figure 5.5 : Vue éclatée du montage.

Inspirer du mouvement du véhicule lors de son freinage brusque, notre bras de suspension sera sollicité dans un premier temps suivant l'axe vertical comme il est illustré dans la figure 5.6, ce qui représente le mouvement longitudinal du véhicule.

En ce qui concerne les tests de caractérisation, tel que montré dans la figure 5.6 la traction est vers le haut et la compression vers le bas. Le contrôle de la machine se fait par ordinateur à l'aide du logiciel DOLI test, ceci est pour deux raisons : la facilité de la manipulation et le contrôle de

la pompe hydraulique, d'un côté, et la possibilité d'observer le tracé des courbes au fur et à mesure que le test se déroule d'un autre côté.

Pour l'essai de fatigue, par contre, il est préférable lors de la manipulation d'utiliser le module de fatigue intégré dans l'automate lui-même. L'acquisition des données est assurée par le logiciel de lecture nommé DOLipat, où il enregistre les résultats dans un fichier texte. Les valeurs affichées, pour chaque intervalle, contiennent le nombre de cycles atteint, la durée du test, le déplacement en millimètre et les forces engendrées.

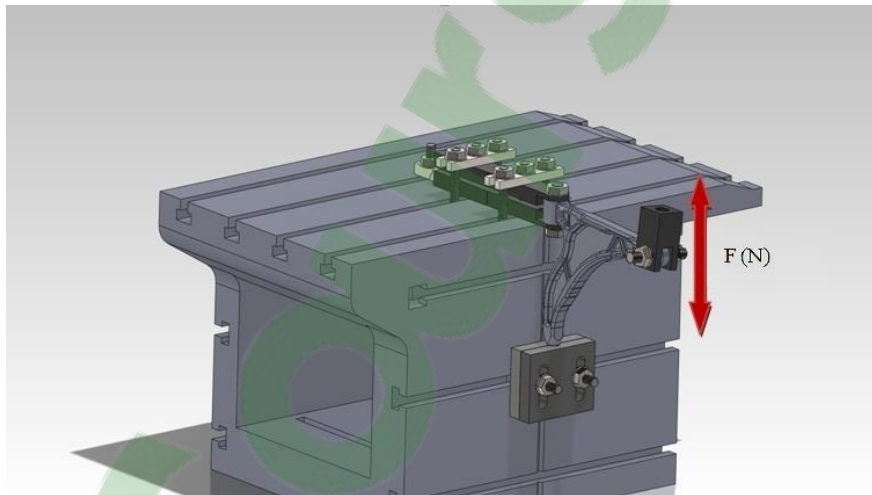


Figure 5.6 : Montage pour le test de traction et compression.

### 5.2.2 Préparation des pièces

Les bras de suspension avaient besoin d'un travail d'usinage au niveau des deux axes de fixation. Telle que montrée par la figure 5.7, le premier axe symbolise la fixation du bras au vérin « qui représente dans le cas réel la fusée de la roue », c'est la zone d'application de la force  $F$ . La seconde symbolise la fixation du bras avec la table « qui représente de sa part le châssis ». Le travail d'usinage réalisé sur le triangle de suspension est montré dans la figure 5.8.



Figure 5.7 : Exemple de bras de suspension installé.

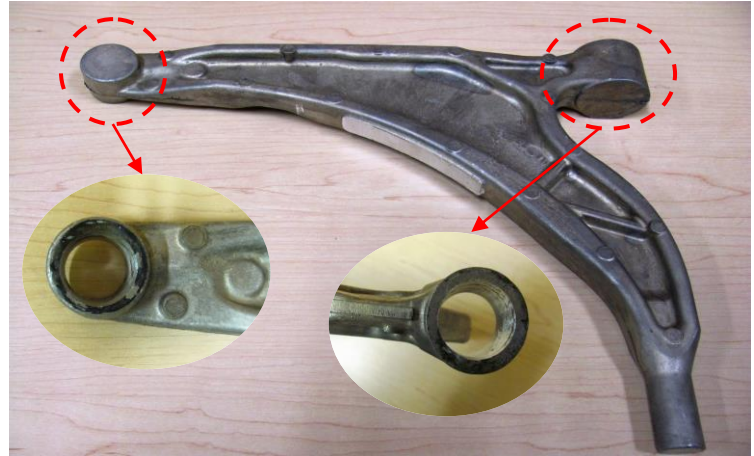


Figure 5.8 : Pièce usinée prête aux essais mécaniques.

### 5.3 Caractérisation microstructurale

Lors de la caractérisation microstructurale, effectuée au CURAL, des échantillons parmi les bras de suspensions rompus ont été choisis pour des observations microscopiques "optique et électronique" dans le but d'analyser des phases et des surfaces de rupture. Des procédures de préparation à l'examen micrographique ont été effectuées sur les échantillons, L'ensemble des étapes est expliqué en détail ci-après.

On sait que les caractéristiques microstructurales et le comportement mécanique des bras de suspension élaborés par moulage semi-solide sont visiblement différents par rapport à ceux réalisés par moulage conventionnel. La forme, le nombre et la taille de ces microstructures ou phases qui co-existantes dans l'alliage jouent un rôle crucial sur le comportement et les propriétés mécaniques. Le but de la métallographie ici englobe plusieurs points très pertinents les uns que les autres. Elle réside premièrement dans l'étude des effets du moulage semi-solide sur les caractéristiques microstructurales par rapport au moulage conventionnel, principalement son effet

sur le silicium, les phases intermétalliques et la taille des grains. Deuxièmement, l'étude de la microstructure des phases constituant l'alliage ainsi que leur distribution qui influe de sa part sur le comportement en fatigue et sur la durée de vie. L'étude métallographique nous aide également à révéler les zones de fractures et ainsi identifier les mécanismes de rupture, les causes de l'enclenchement des fissures et la façon de leur propagation. Finalement, l'analyse de la fractographie nous permet de connaître le type de rupture fragile ou ductile produit à la fin des essais de fatigue. L'organigramme ci-dessous de la figure 5.9 représente les étapes prises lors de notre étude métallographique.

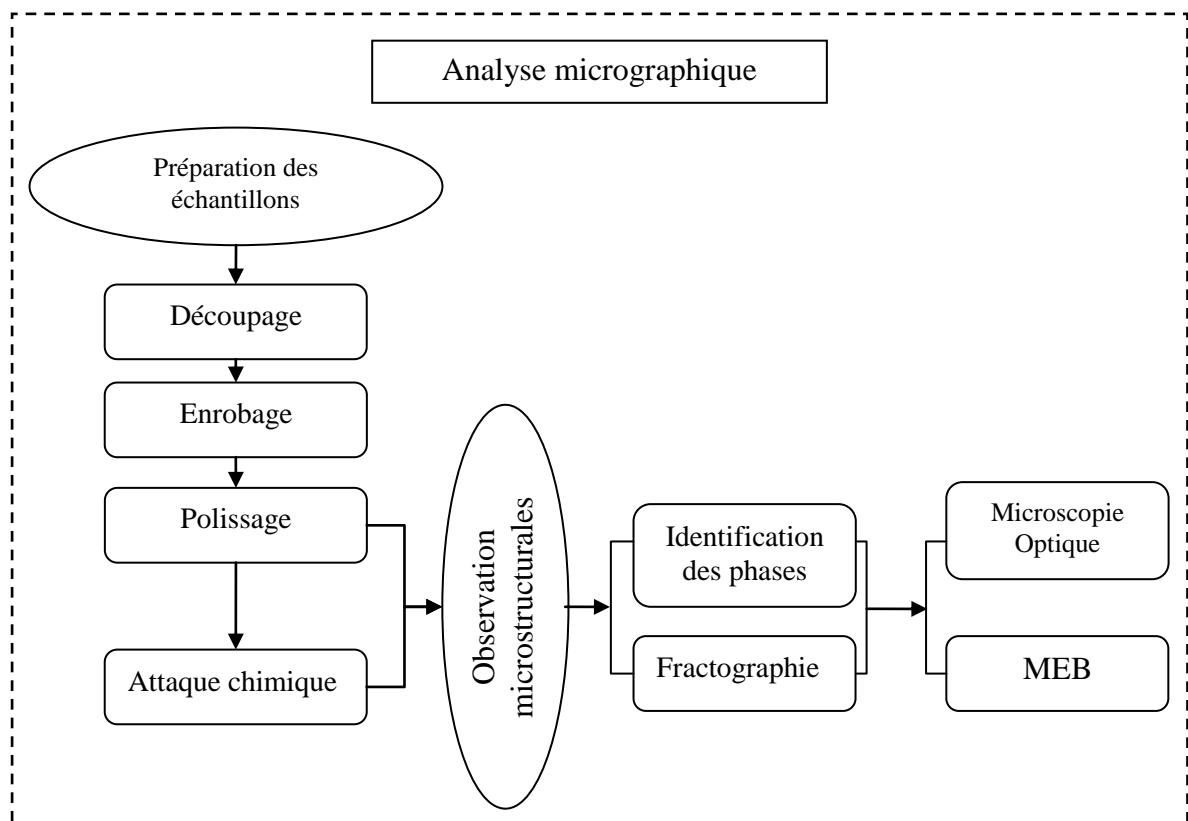


Figure 5.9: Organigramme de l'étude métallographique.

### 5.3.1 Préparation des échantillons.

À partir des bras de suspension précédemment rompus sous l'effet des essais de fatigue, des zones fissurées tel que celle montrée à la figure 5.10 ont été sélectionnées, en particulier dans deux endroits différents pour des fins d'études de la micrographie et la fractographie. Chaque zone a été délicatement découpée d'une manière à ne pas abîmer que ce soit la surface fissurée ou la microstructure. Enrober par la suite chaque petit morceau séparément, les polir pour en tirer des échantillons prêts à être visualisés via le microscope optique et électronique, figure 5.11.

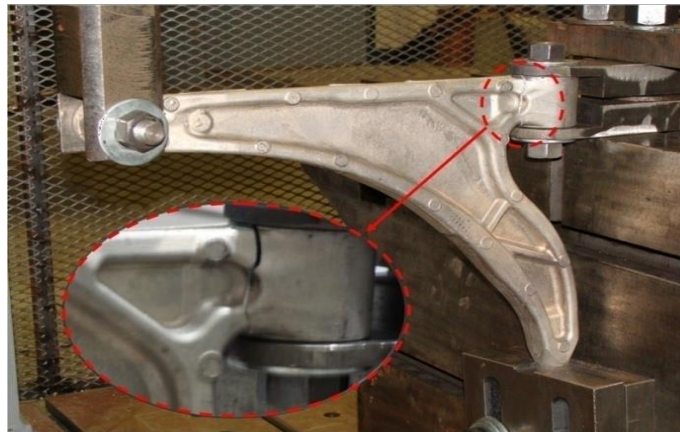


Figure 5.10: Exemple de zone de fissuration sous l'effet des efforts cycliques de fatigue.

La figure 5.11 montre en détaille les étapes d'extraction des échantillons à partir des bras de suspensions rompues. Deux types d'échantillons ont été distingués, un premier pour l'étude de tout ce qui concerne la microstructure, la spectroscopie, la taille et la forme des éléments et les phases qui coexistent dans la matrice. Le second est principalement pour l'étude de la fractographie. Au final, 10 échantillons au total ont été préparé aux analyses microscopiques.

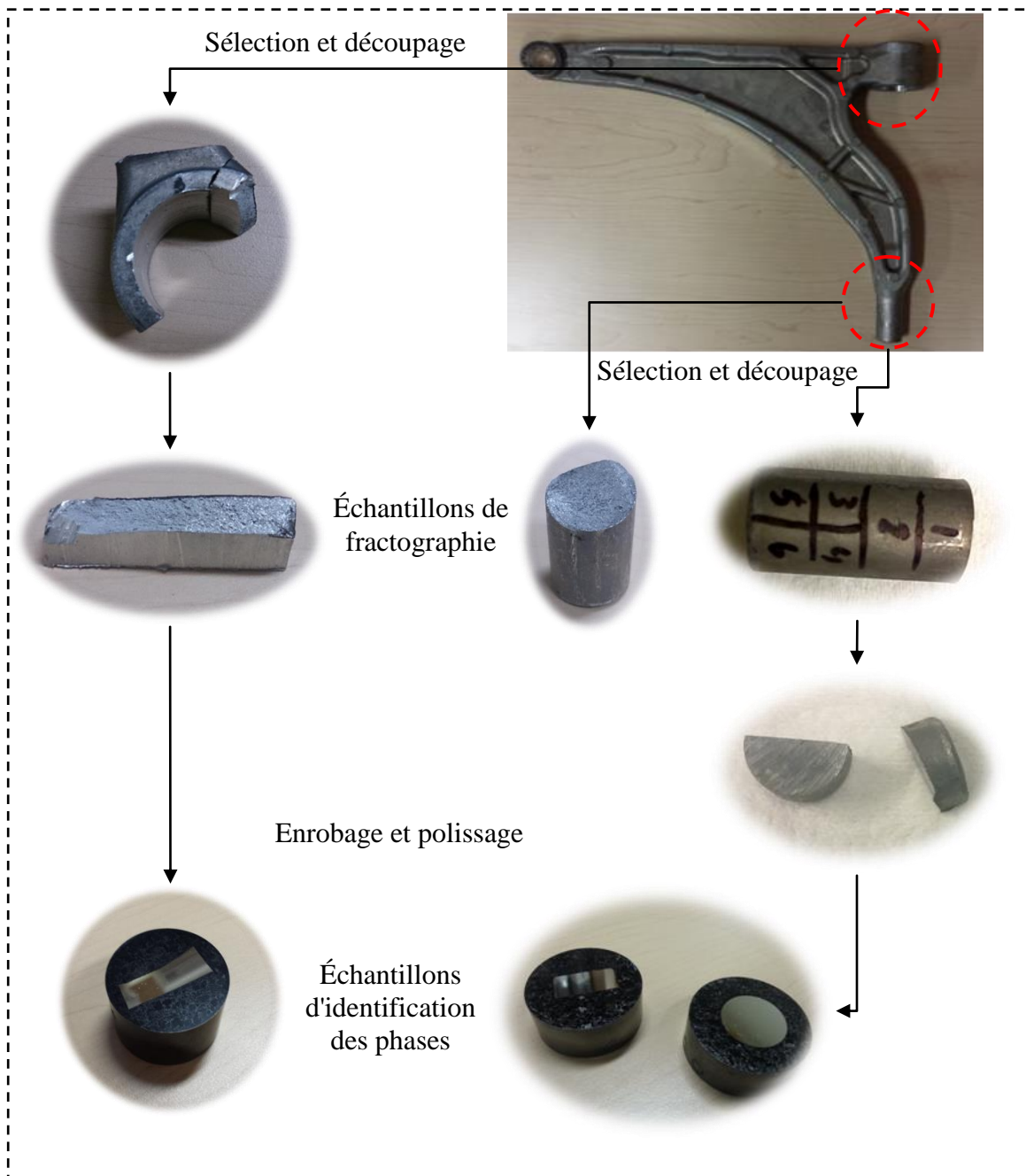


Figure 5.11: Préparation des échantillons aux études métallographiques.



Le découpage des échantillons se fait en deux étapes. D'abord, un prélèvement large de la partie fissurée du bras de suspension. Ceci est pour s'assurer que cette zone ne soit pas abîmée. Ensuite, un découpage de cette dernière en petits morceaux. Pour chaque étape, un type différent de machine a été utilisé tel qu'illustré à la figure 5.12. Chacune de ces machines utilisent un refroidissement continu à l'eau afin de garder une basse température à la surface de contact entre l'échantillon et le disque de découpage. Une augmentation non désirée de la température peut causer un endommagement ou un changement de la microstructure présente.



Figure 5.12: Coupeuse avec refroidissement à l'eau (Struers).



Le polissage comprend généralement deux étapes, un polissage grossier ou prépolissage et un polissage fin ou de finition. Son objectif réside dans l'obtention d'une surface plane de rugosité qui soit inférieure à  $0.1 \mu\text{m}$ , afin de révéler la véritable structure du matériau. Une machine de type Struers semi-automatique munie d'un porte-échantillon (5 maximum) est disponible au laboratoire, (figure 5.13). Le papier abrasif utilisé lors de la première phase du polissage était en carbure de silicium de granulométrie allant de 120 à 600. Le polissage de finition a été effectué sur un drap de feutre fin et doux fixé sur un disque métallique dur. Ce drap a été étalé avec une pâte diamantée de (6 et  $1 \mu\text{m}$ ) pour chaque étape.



Figure 5.13: Polisseuse et support échantillons (Struers).



Figure 5.14: Pâte diamantée de polissage 6 et  $1 \mu\text{m}$ .

### 5.3.2 Attaque chimique

Cette étape nous permet de différencier les constituants micrographiques de l'alliage choisit pour les bras de suspension, elle permet aussi de révéler les interfaces entre les phases, les joints de grains, leurs tailles etc. Dans notre cas, nous l'avons effectué afin d'identifier les précipités présents dans la matrice. Pour cela, nos échantillons polis ont été chimiquement attaqués en utilisant un réactif appelé KELLER qui est un mélange d'acide nitrique  $\text{HNO}_3$  2.5 %, l'acide chlorhydrique  $\text{HCl}$  1.5 % et l'acide fluorhydrique  $\text{HF}$  1 %, la procédure de l'attaque chimique avait durée entre 90 à 180 secondes dépendamment des échantillons, figure 5.15. Elle s'arrête à l'apparition des précipités, plus la durée de l'échantillon dans la solution augmente plus les précipités deviennent plus visibles et plus grands jusqu'à un certain seuil.



Figure 5.15: Attaque chimique au Keller.

## 5.4 Observations microscopiques

### 5.4.1 Microscope optique

Pour chacune des sections expérimentales, un microscope optique (Nikon Eclipse ME600) a été utilisé pour examiner les microstructures des alliages étudiés. Les échantillons ont été montés et polis de la manière décrite en détail dans la section 5.3.1. Des analyses quantitatives ont été effectuées en utilisant un microscope optique couplé à un analyseur d'image Clemex montré à la figure 5.16.



Figure 5.16: Microscope optique Nikon Eclipse ME600.

### 5.4.2 Microscope électronique à balayage

Un microscope électronique à balayage (MEB, JSM-6480LV) illustré à la figure 5.17 équipé de dispersion d'énergie spectroscopique des rayons X (EDS) à été également utilisé pour examiner la microstructure de l'alliage A357 utilisé pour les bras de suspension. Pour révéler la morphologie tridimensionnelle des constituants de la phase, les échantillons métallographiques ont été profondément gravés au Killer section 5.3.2. Un système HKL canal 5 EBSD fixé au MEB (JSM-6480LV) a été utilisé à des fins d'identification de phase des échantillons. Un

système HKL canal 5 EBSD fixé au MEB (JSM-6480LV) a été utilisé à des fins d'identification de phase.



Figure 5.17: Microscope électronique à balayage JSM-6480LV.

## 5.5 Conclusion

La préparation des échantillons destinés à la caractérisation métallographique c'est achevée avec un total de dix échantillons. Ces derniers étaient tirés à partir des zones là où les bras de suspension ont été fissurés. Sept d'entre eux étaient préparés pour des fins d'identification des phases dont deux ont été chimiquement attaqués au Killer pour la révélation des phases et des précipités au même temps. Les trois échantillons restants étaient spécialement préparés pour l'étude de la fractographie. Les résultats de l'ensemble de l'étude mécanique et des essais de fatigue ainsi que la caractérisation métallographique et leur analyse seront présentées dans le chapitre suivant.

## Chapitre 6

### RESULTATS ET ANALYSE

ClicCours.com

## CHAPITRE 6

### RESULTATS ET ANALYSE

#### 6.1 Essais de fatigue

Avant de commencer l'analyse des résultats, il est important de préciser que dans le cas idéal, les forces générées, lors des cycles de fatigue, sont égales. C'est-à-dire que le rapport des forces R est égale -1. La différence des forces rapportée dans le tableau 6.1 est due à la haute résistance du bras et la sensibilité élevée du détecteur de force. D'après les essais réalisés, nous avons constaté qu'une force de 500 N ne fait déplacer le bras que d'un dixième de millimètre. Par ce fait, on considère que les forces obtenues sont relativement égales.

Tableau 6.1: Nombre de cycles obtenus pour les différentes conditions du test.

N° test	Nom de la pièce	Poids (g)	Déplacement imposé	f (Hz)	F <sub>Moy</sub> (N) Traction	F <sub>Moy</sub> (N) Compression	N cycles
1	pièce (4138) cas particulier	1163.5	2 mm	1	6500	-6000	1.4*10 <sup>4</sup>
2	pièce (4136)	1161.5	2mm	1	6700	-6900	6.6*10 <sup>4</sup>
3	pièce (4134)	1185.5	2mm	1	6800	-7200	3*10 <sup>4</sup>
4	pièce (4152)	1168	1.5mm	1	4400	-4800	1.2*10 <sup>5</sup>

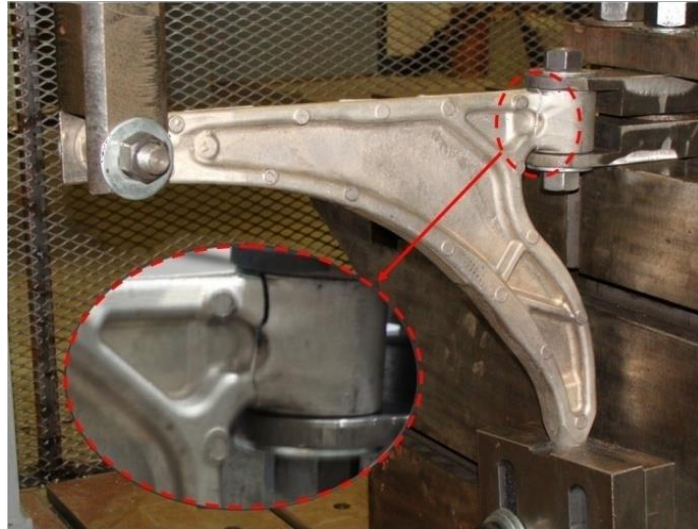
5	pièce (4140)	1183.5	1.5mm	1	4900	-5300	$1.05 \cdot 10^5$
6	pièce (4142)	/	1mm	1	3700	-3000	$3.12 \cdot 10^5$
7	pièce (4156)	1177.5	1mm	1	4000	-3600	$3.8 \cdot 10^5$

En général, les essais de fatigue réalisés ont tous révélé la même zone de rupture qui n'était pas envisageable au départ. Cette zone est située à la fixation supérieure du bras comme le montre la figure 6.1. Ceci est une cause purement géométrique. Car l'inclinaison de la tête libre du bras a créé une contrainte de torsion qui se maximise à cet endroit. Nous pensons que ce qui a aidé la fissure à s'initier à cette position, c'est la faible épaisseur de l'anneau de la fixation supérieure par rapport au corps de la pièce.



Fissure 1<sup>er</sup> type.





a. Fissure 1er type.

Figure 6.1 : Exemple de fissure au niveau de la fixation causée par l'essai de fatigue.

Le premier essai de fatigue concernant la pièce 4138 (tableau 6.1) est considéré comme un cas particulier, car: c'est un essai préliminaire de fatigue que nous l'avons appliqué sur une pièce qui a déjà subi un essai de compression. Ce qui fait, le bras avait été préalablement affaibli par une force de 21kN. Cette force a fait en sorte que le nombre de cycles soit plus faible avec seulement  $1.4 \cdot 10^4$  cycles, et que la force générée le soit également par rapport au second et au troisième essai pour le même déplacement imposé de 2 mm. Le point à noter ici est que la force du départ a affecté une seconde zone de rupture telle qu'il est montré à la figure 6.2-a par rapport à la figure 6.1-a ou b.

Un autre cas particulier s'est présenté lors d'un test de fatigue de 2 mm, c'est une apparition de la même fissure le long du bras sous les nervures figure 6.2-b, mais cette fois elle s'est apparue après la fissure située au niveau de la fixation supérieure d'environ 6000 cycles et elle progressait d'une manière moins rapide que la première fissure.



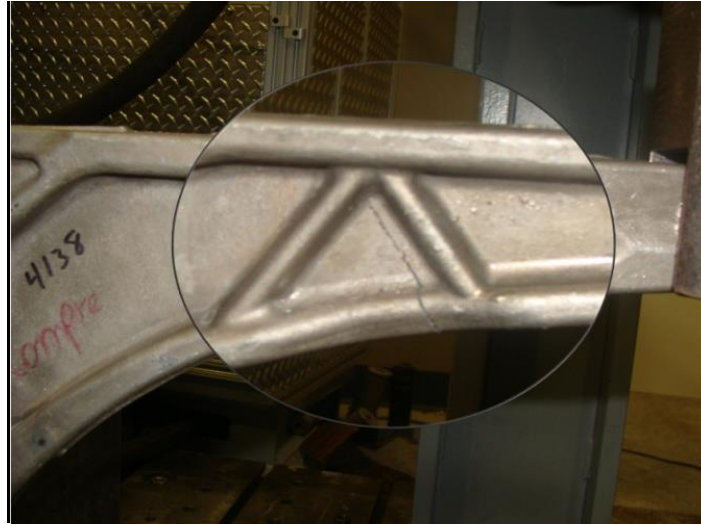
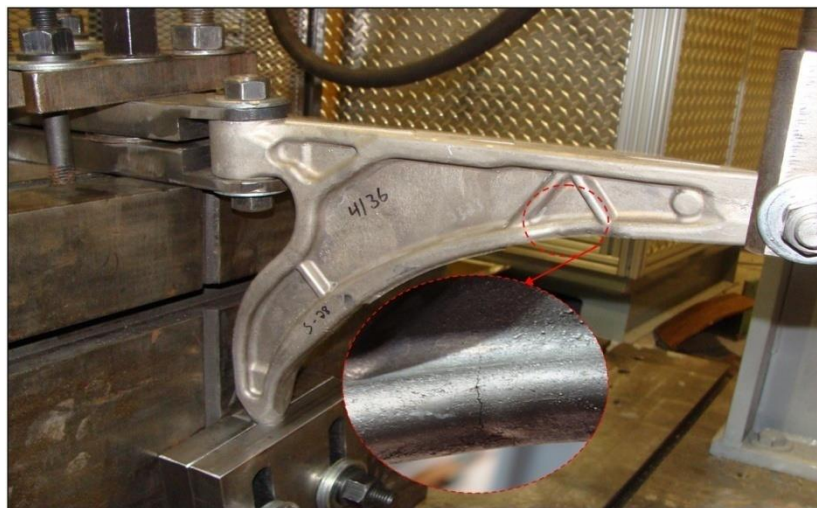
a. Fissure 2<sup>e</sup> type.b. Fissure 2<sup>e</sup> type.

Figure 6.2 : Exemple de fissure au niveau des nervures causée par l'essai de fatigue.

À l'aide des données du tableau 6.1, nous avons pu établir un graphique du déplacement imposé en fonction du nombre de cycles atteint illustré par la figure 6.3. Le bras de suspension a une résistance qui varie selon le cas entre  $10^4$  à  $4 \cdot 10^5$  cycles à la fissuration. Le graphe montre bien que le nombre de cycles augmente avec la diminution du déplacement et qu'il représente lui aussi une diminution de la force appliquée.

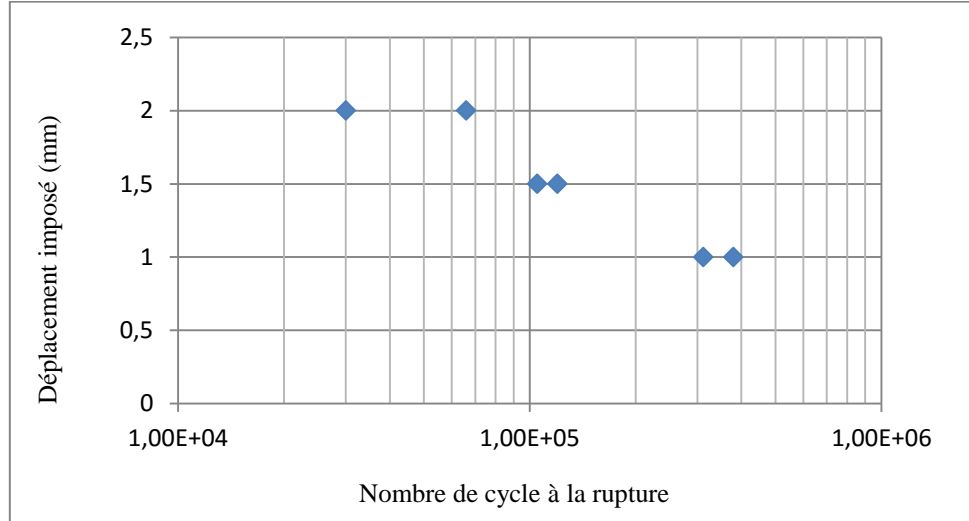


Figure 6.3 : Nombre de cycles expérimental versus le déplacement du bras de suspension.

D'après nos résultats expérimentaux, nous n'avons eu que deux points de comparaison avec la méthode analytique proposée. Cette situation est la cause de la force de torsion qui est venue modifier la zone prévue pour la rupture. Par conséquent, les uniques points de comparaison sont ceux du premier test concernant la pièce 4138 et du test N°2 de la pièce 4136. Le nombre de cycles expérimental à la fissuration est de  $1.4 \cdot 10^4$  pour le premier cas, et de  $6.6 \cdot 10^4$ , plus les 6000 cycles pour amorcer la seconde zone. Le total revient à  $7.2 \cdot 10^4$  cycles pour le deuxième cas. On sait d'après les simulations qu'une force de 7000 N a généré une contrainte de 200 MPa. Cette contrainte d'après le modèle de Manson-Coffin donne un nombre de cycles d'environ  $7 \cdot 10^3$ . On remarque également que le nombre de cycles obtenu expérimentalement est toujours plus élevé que l'analytique même dans le cas où la pièce est préalablement affaiblie. Ce résultat est logique et prévu pour plusieurs raisons ; la première est parce que les paramètres utilisés pour le modèle analytique sont ceux de l'alliage A356 qui a les mêmes propriétés mécaniques que celles de l'aluminium A357 l'alliage de notre pièce, mais légèrement plus faible à cause de la différence du taux du silicium présent dans chacun. De plus, les paramètres d'érouissage de

l'alliage A356 sont pris pour des échantillons moulés par moulage conventionnel. Par contre, le bras de suspension est réalisé avec le procédé SEED du moulage semi-solide qui a fait ses preuves d'être plus ductile et plus résistant des deux procédés. Dans la figure 6.4, nous avons repris la courbe de Wöhler qui compare la durée de vie analytique de l'alliage A356 à celle obtenue expérimentalement dans le laboratoire du CTA-CNRC pour l'alliage A357 semi-solide. Et nous avons rajouté nos deux points (en noir) trouvés par expérience pour une contrainte de 200Mpa.

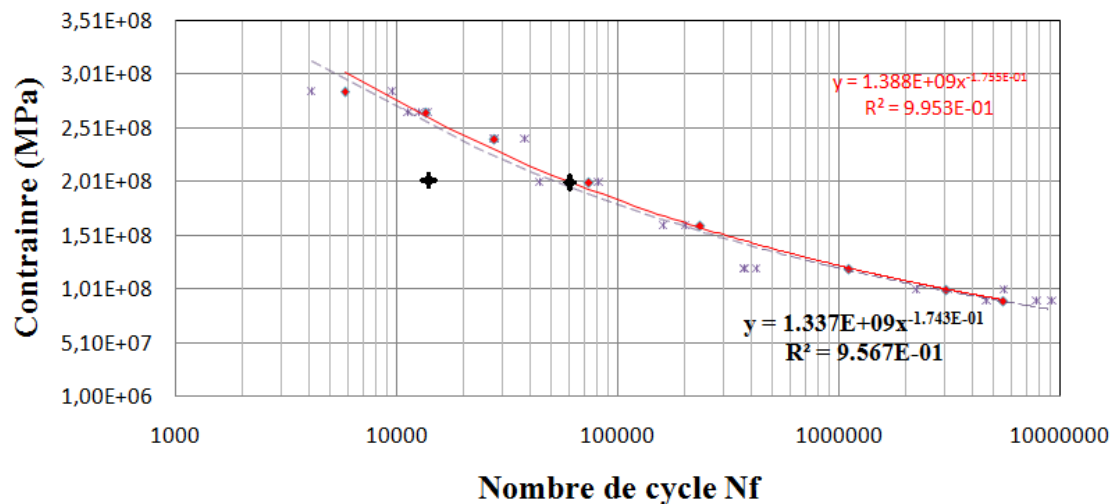


Figure 6.4 : Comparaison des résultats analytiques selon la méthode M-C, les échantillons du CTA et du bras de suspension expérimental.

Le premier point de  $1.4 \cdot 10^4$  n'est pas significatif dans ce cas. Comme nous l'avons expliqué, la pièce a été affaiblie au départ par la force de compression. Par contre, on remarque que le second point de même contrainte a un nombre de cycles de  $7.2 \cdot 10^4$ , se situe exactement dans l'intervalle des durées de vie des échantillons du même matériau. Il est nécessaire d'effectuer d'autre essai afin de pouvoir confirmer nos résultat, mais ceci n'empêche pas de dire que

procédure de calcul analytique ainsi que les travaux réalisés au laboratoire sont correcte et en concordance avec les expériences sur les échantillons.

## **6.2 Caractéristiques de traction et indice de qualité**

Il existe plusieurs paramètres affectant la qualité des pièces de fonderie moulées en Al-Si, tels que la composition chimique de l'alliage, le traitement de fusion et les conditions de traitement thermique appliqué. Il est possible de déterminer la qualité d'un alliage à l'aide des équations mathématiques particulières, où la résistance maximale la traction et les valeurs d'allongement peuvent être combinées pour exprimer la qualité des alliages en utilisant une seule valeur d'indice de qualité,  $Q$ . [38], [39], [40]. Les diagrammes de qualité générés en utilisant ces équations, sont utiles dans le choix des conditions optimales du traitement thermique nécessaire pour obtenir les propriétés ou qualités spécifiques pour un moulage particulier. Pour les mêmes raisons, ces graphiques de qualité ont souvent été utilisés en conjonction avec des études de traitement thermique des alliages d'aluminium.

Dans la présente étude, nous avons tenté d'éclaircir les effets des paramètres de traitement thermique sur les résultats des tests de traction et de qualité obtenus au moyen de tableaux de l'indice de la qualité. Les effets de la vitesse de refroidissement ainsi que du taux de chauffage - dans ces techniques de traitement thermique - sur la qualité de l'alliage ont été étudié en employant un traitement thermique T6, et en utilisant plusieurs conditions de traitement thermique. Les résultats ont été évalués en utilisant des tableaux de qualité provenant de deux modèles d'indices de qualité, à savoir, ceux de Drouzy et al [41] et Cáceres. [42].

Drouzy et al. [41] ont d'abord introduit le concept de l'indice de la qualité,  $Q$ , pour mieux exprimer les propriétés de traction des alliages Al-Si-Mg qu'ils ont examinés, au moyen duquel la «qualité» d'un alliage pourrait être déterminée en utilisant des équations mathématiques spécifiques pour générer les lignes iso- $Q$  et iso- $YS$  et ensuite construire un graphique de l'indice de qualité. Les lignes d'iso- $Q$  et iso- $YS$  ont été générés en utilisant les équations suivantes :

$$Q = P_{UTS} + d \log (S_f) \quad 6.1$$

$$P_{YS} = a P_{UTS} - b \log (S_f) + C \quad 6.2$$

Où  $Q$  est l'indice de qualité en MPa;  $P_{UTS}$  est la résistance à la traction en MPa;  $S_f$  est l'allongement à la rupture en pourcentage; et  $d$  est une constante du matériau ( $d = 150$  dans le cas des type d'alliages Al-Si-Mg utilisées par les chercheurs). Les coefficients  $a$ ,  $b$ , et  $c$  sont des paramètres dépendant de l'alliage; Al-Si-Mg, ils se sont expérimentalement obtenus et ont respectivement pris les valeurs 1, 60 et -13.

Le schéma de qualité généré en utilisant les équations 6.1 et 6.2 est représenté dans la figure 6.5. Ces tableaux sont très utiles pour déterminer le meilleur compromis possible entre les propriétés en traction et la qualité de l'alliage d'aluminium. Les propriétés qui peuvent être obtenues à partir des schémas de qualité construits en utilisant le modèle d'indice de qualité de Drouzy sont la résistance maximale à la traction et la limite élastique ( $UTS$ ,  $YS$ ), et l'allongement à la rupture, et la valeur de l'indice de la qualité,  $Q$ . Dans le diagramme de qualité montré à la figure 6.5, les lignes pointillées représentent les lignes iso- $Q$  et iso- $YS$  tel que déterminé en utilisant les équations 6.1 et 6.2, dans lesquelles les lignes iso- $YS$  sont identifiées par la valeur de contrainte élastique, tandis que les lignes iso- $Q$  sont identifiées par la valeur  $Q$  [41].[43].

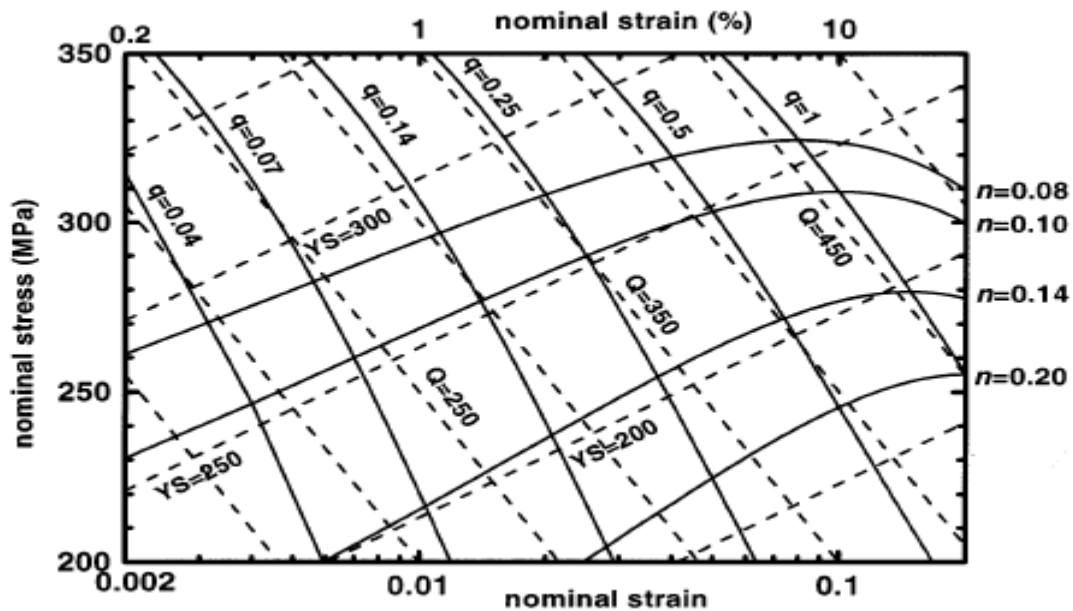


Figure 6.5: Diagramme de l'indice de la qualité pour l'alliage 357 ; les lignes en pointillés sont générées en utilisant les équations 6.1 et 6.2. [41], [43]

Même si le concept de l'indice de la qualité a été spécialement développé pour les alliages 356 et 357, il a été parfois appliqué à d'autres systèmes d'alliages également [44], [45]. Cependant, un certain nombre d'études sur les alliages Al-Cu-Mg-Ag, ont montré que, contrairement au comportement linéaire de l'alliage 357, un tracé de UTS vs  $S_f$  décrit un contour curviligne si le matériel a subi le vieillissement, comme cela a été observé à être le cas pour l'alliage aluminium cuivre type B201, [46] [42]. En outre, les paramètres qui interviennent dans les équations 1 et 2 ont affichés différentes valeurs numériques et varient avec les conditions de vieillissement en vigueur. Le contour curviligne dans les diagrammes présentés dans les alliages d'aluminium contenant du cuivre signifie que l'extension du concept d'indice de qualité pour des systèmes autres que les alliages Al-Si-Mg nécessite la détermination du comportement de la relation résistance/ductilité puisque le matériau subit le processus du vieillissement. Ces comportements

donnent à penser que le motif curviligne peut être une caractéristique de Cu contenant dans les alliages d'aluminium [47].

La figure 6.6 montre les effets du temps de traitement thermique de mise en solution, ainsi que le temps de vieillissement sur la qualité de l'alliage d'aluminium 357-T6. Il est à noter que l'augmentation du temps de traitement thermique de mise en solution à partir de 5 heures (points A, B) jusqu'à 8 heures (point C) apporte une amélioration dans les valeurs de qualité de l'alliage étudié. En ce qui concerne les effets du temps de vieillissement, on notera qu'il n'y a pas de changement significatif dans le comportement de la qualité sur toutes les périodes du temps de vieillissement. Les valeurs YS et UTS augmentent avec l'augmentation du temps de vieillissement sur les durées de traitement thermique de mise en solution. L'augmentation continue de la valeur de la résistance à travers tous les temps de vieillissement de 4 heures à 8 heures peut être attribuée à la formation d'une grande densité de zones GP, qui agissent en tant que sites de nucléation pour les précipités résultants formés dans les alliages d'aluminium A357. Ces précipités sont responsables de renforcer le mécanisme pour ce type d'alliages [48, 49, 50, 52, 53, 54]. Le traitement de vieillissement des alliages A357 se traduit par la formation de la phase  $Mg_2Si$  qui est raisonnable pour le processus de durcissement. Basé sur les propriétés de traction requises, les exigences de qualité et du coût, les paramètres optimaux de traitement thermique peuvent être sélectionnés pour les bras de suspension d'automobile fabriqués en alliages d'aluminium A357. En ce qui concerne la sélection des paramètres de traitement thermique pour les pièces automobiles, la condition C pour l'alliage A357 traités (8 heures traitement thermique de mise en solution suivies par 8 heures de vieillissement) montre une meilleure valeur d'indice de qualité (résistance et la ductilité). Pour les applications automobiles

qui requièrent une résistance et une ductilité modérées, il est recommandé de choisir le traitement thermique condition C pour ce type d'alliage. Pour avoir une résistance élevée au détriment de la ductilité et du faible coût, il est recommandé de choisir la condition "traitement thermique A" pour l'alliage étudié.

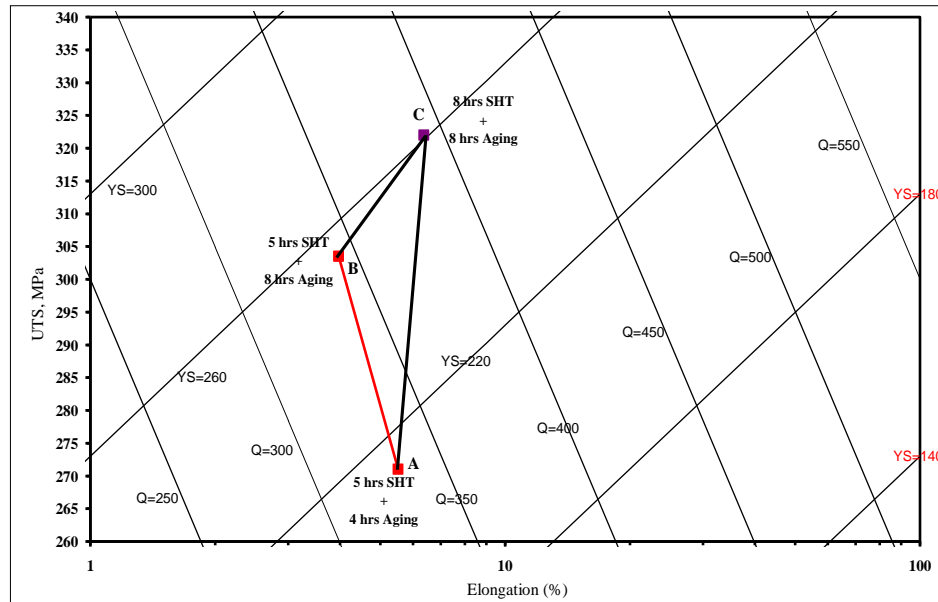


Figure 6.6: Effet des paramètres de traitement thermique sur la qualité de performance de l'aluminium A357.

La figure 6.7 montre l'effet du temps de traitement thermique de vieillissement sur la qualité de performance, ainsi que les propriétés de traction de l'alliage A357 semi-solide. Ces courbes révèlent les relations du temps de vieillissement avec la valeur d'indice de qualité (Q) et les propriétés de traction de ces pièces moulées. Les propriétés correspondantes fournies sur ces figures sont la résistance ultime à la traction (UTS), la limite d'élasticité (YS), et l'allongement à la rupture (Ef). La même figure montre que la prolongation du temps de traitement thermique de vieillissement conduit à une augmentation de la valeur de l'UTS et l'YS et des valeurs des indices de qualité de l'alliage A357 mais, à la diminution de la valeur de l'élongation. Ceci est relié à la



formation des précipités de durcissement, principalement  $Mg_2Si$  à cause du processus de vieillissement; ces précipités résistent au mouvement des dislocations provoquant le durcissement des alliages. Plus le temps de vieillissement augmente, la taille et/ou la densité des précipités de durcissement augmente, ce qui conduit à son tour à l'augmentation des valeurs de la résistance et l'indice de qualité au détriment de la ductilité ce qui confirme l'évaluation effectuée à l'aide du diagramme de l'indice de qualité représentée sur la figure 6.6. La procédure de traitement de vieillissement conduit à la fragmentation et de sphéroïdisation des intermétalliques ainsi que des particules de Si qui permettent d'améliorer la résistance, la ductilité et la qualité des alliages.

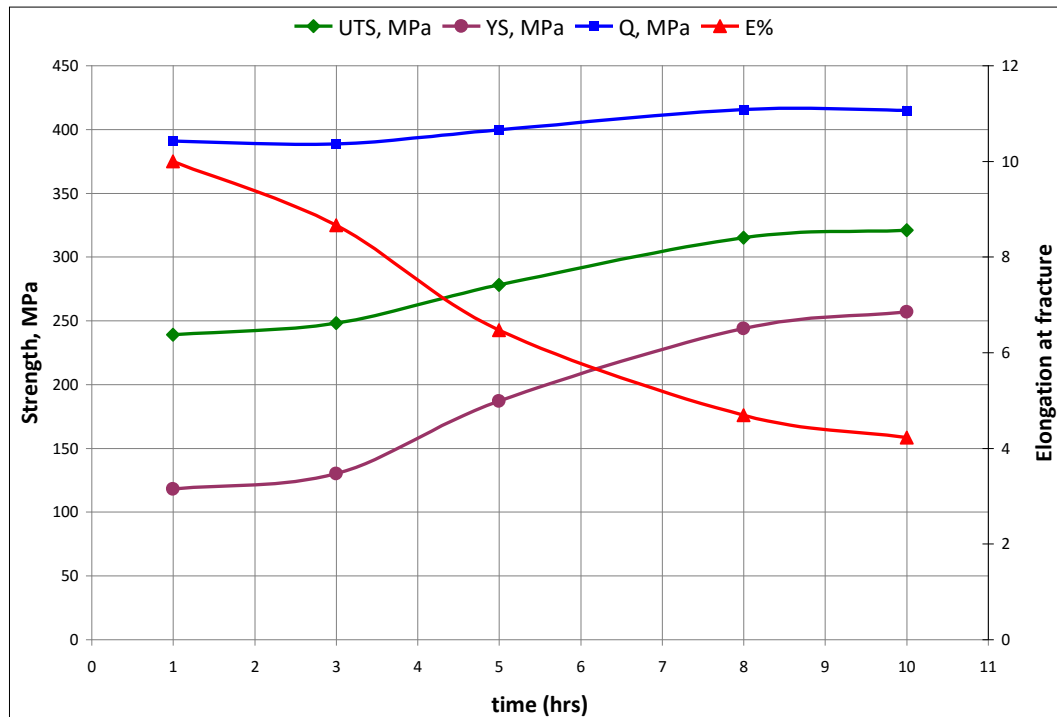


Figure 6.7: Influence du temps de vieillissement sur les propriétés de traction et l'indice de qualité de l'alliage A357

## 6.3 Caractérisation microstructurale

### 6.3.1 Identification des phases

Tel qu'a été indiqué, les mesures des caractéristiques de microstructure ont été réalisées en utilisant un microscope optique de marque Nikon et un logiciel d'analyse d'image Clemex. La microstructure de chaque échantillon analysé a été caractérisée par un examen métallographique des sections polies pour la microscopie optique et ensuite gravées pour la microscopie électronique. L'ensemble des échantillons ont montré une microstructure identique et homogène pour tous les types de plaques.

Pour les alliages étudiés, il convient de noter que les phases intermétalliques contenant du Fe, à savoir  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi et  $\pi$ -Al<sub>8</sub>Mg<sub>3</sub>FeSi<sub>6</sub> sont formées dans ces pièces moulées, Tel qu'indiqué sur la figure 6.8-a ; les phases intermétalliques ont été identifiées en utilisant les spectres MEB-EDX. La figure 6.8-b montre les phases partiellement solubles et/ou fragmentées restantes après le processus de traitement thermique de mise en solution à 540<sup>0</sup>C pendant 8 heures. La taille et la morphologie des phases contenant du Fe sont la principale source de l'effet non désiré sur l'indice de la qualité des pièces moulées. L'effet néfaste de ces phases intermétalliques est en relation avec ses formes de plaquettes et d'aiguille comme représenté sur la figure 6.8-a. Cette morphologie produit des concentrations de contraintes élevées et constitue une augmentation de contrainte qui en résulte dans une diminution de l'énergie d'initiation de la fissure et qui affecte négativement la ductilité et de la qualité des performances des alliages. Le traitement thermique de mise en solution pendant 8 heures conduit à une dissolution complète ou partielle de certaines phases, à savoir les phases Mg<sub>2</sub>Si ; il provoque également la fragmentation des autres phases intermétalliques comme celles qui contiennent le Fe qui sont difficiles à se dissoudre

complètement dans la matrice. Ainsi, l'application d'un traitement thermique de mise en solution pour une longue durée, de 5 à 8 heures, est fortement recommandé aux fins d'améliorer les propriétés de résistance et fatigue et pour obtenir des valeurs optimales de qualité dans ces pièces moulées.

La figure 6.9 montre les effets positifs de l'utilisation du moulage par voie semi-solide sur les phases intermétalliques formées dans l'aluminium A357-T6 ; il est facilement remarquable la sphéroidalisation des particules de silicium aciculaires et aussi celles de la phase intermétalliques fer- $\pi$ , ce qui par conséquent contribue à l'amélioration de la résistance à la fatigue, la résistance à la traction et de l'indice de qualité. Sur la même figure, il a été trouvé à travers les revues de littérature des autres études [51], [55-60] que la phase intermétallique fer- $\beta$ , ne peut être dissoute dans la matrice d'aluminium et ne peut être cassée facilement par l'utilisation d'un traitement thermique conventionnel ; malgré cela, l'utilisation d'une technique de moulage non-conventionnel entre autres d'un moulage semi-solide mène à la fragmentation de ses intermétalliques ferriques. On note également sur la figure 6.9 (C) le mécanisme de la fragmentation des phases intermétalliques Fer- $\beta$  causé par l'effet du moulage semi-solide,

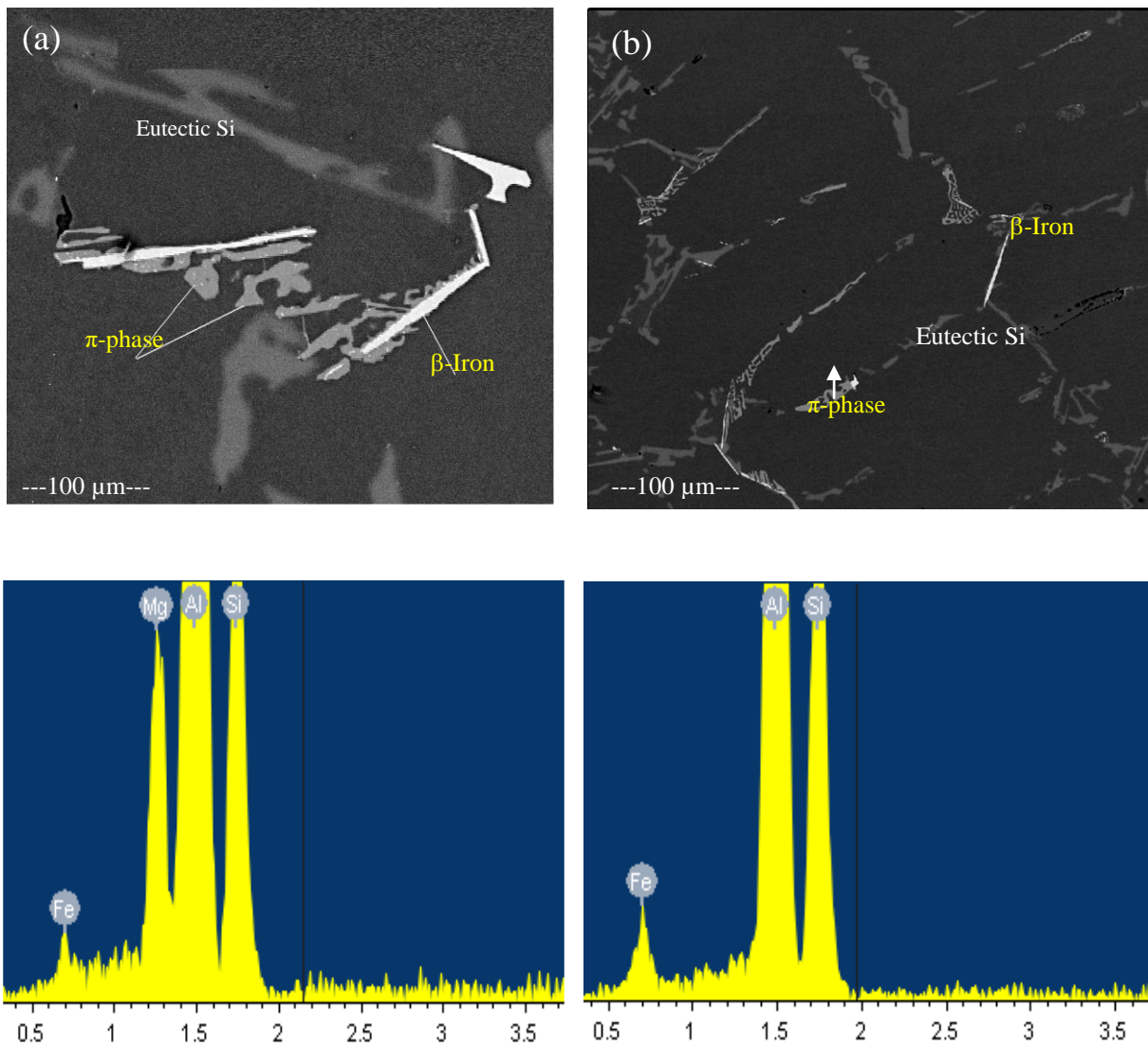


Figure 6.8: Micrographies MEB montrant les phases intermétalliques formées ; (a) 357 échantillons d'aluminium sans traitement thermique et (b) 357 de type solution d'aluminium traité thermiquement (540 ° C / 8h).

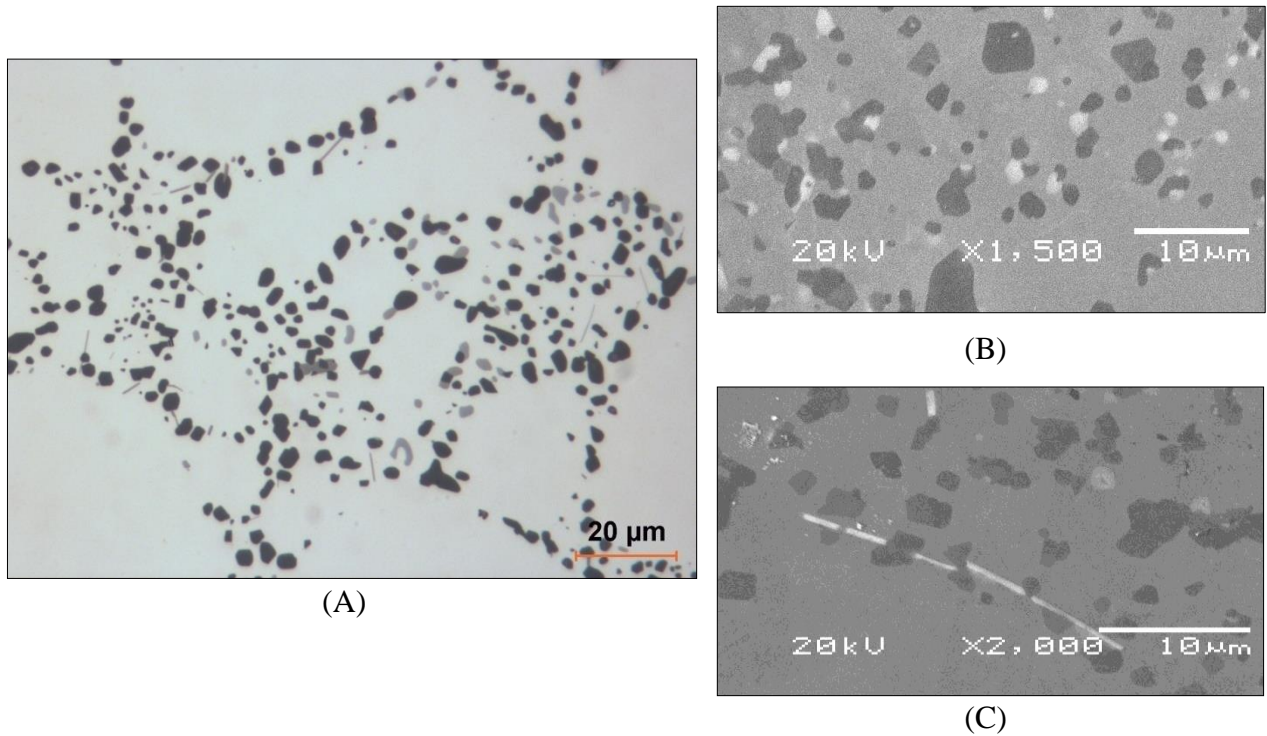


Figure 6.9: Effet du moulage Semi-solide selon le procédé SEED sur les phases intermétalliques de l'aluminium A357-T6 utilisant la microscopie optique (A) et le MEB (B et C).

### 6.3.2 Fractographie

La figure 6.10 montre l'examen de la surface de fracture par fatigue en utilisant un microscope électronique à balayage (MEB). Les échantillons observés sont en alliage A357 semi-solides, traité thermiquement sous les conditions T6. On peut noter la présence du mode de fractures mixtes illustrant les caractéristiques fragiles et ductiles. La fracture à l'intérieur de la matrice peut être citée trop près des phases lamellaires du fer- $\beta$  qui sont considérées comme une source de fissuration qui mène à la rupture ; les phases fer- $\beta$  ont été identifiées en utilisant les spectres EDX. Ce type de fracture se produit lorsque deux phases différentes coexistent et chacune a son propre mode de fracture, à savoir les phases dures lamellaires du fer- $\beta$  et ductiles de la matrice

Al-a. La matrice Al-a affiche un mode de rupture ductile à l'intérieur des cavités de forme ovale ; On peut observer la présence des fissures de clivage indiquant en l'occurrence la rupture fragile. La résistance à la fatigue peut être liée à la résistance à la traction et la ductilité des matériaux appliqués à la charge statique par les graphiques de qualité. La résistance à la fatigue obtenue pour l'alliage A357 est d'environ 150 Mpa ; on prévoit donc la résistance à la traction du même matériau à être plus élevée en appliquant des charges statiques par rapport à celle obtenue par application de charges cycliques.

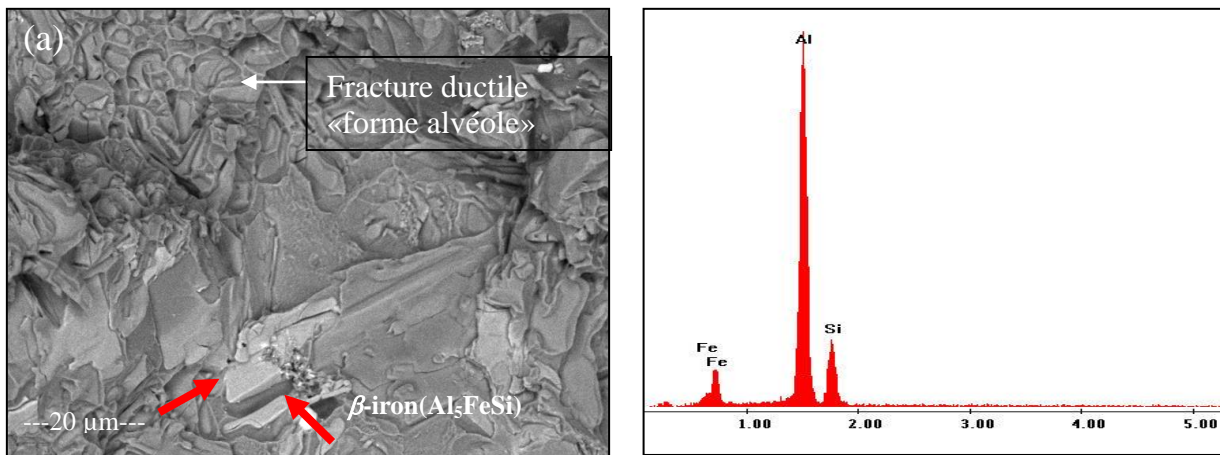


Figure 6.10: Micrographies MEB montrant la surface de rupture de l'alliage A357.

La figure 6.11 montre le mécanisme de fracture de l'alliage semi-solide A357-T6 ; on remarque que la rupture ductile est prédominante dans la matrice d'aluminium par la présence des structures sous forme de fossettes (dimpled structure), ceci peut être relié à la ductilité élevée de l'alliage A357 due par l'effet du moulage semi-solide et par le traitement thermique T6 effectué après moulage. Il est a noté également dans cette figure l'amorçage des fissures de fatigue qui se représente par les lignes claires brillantes.



Figure 6.11: Micrographie avec MEB montre le mécanisme de fracture et initiation de fissures de l'alliage A357-T6 semi-solide après test de fatigue.

La figure 6.12-a indique l'effet du moulage semi-solide sur la fragmentation des phases intermétallique du fer. On remarque que la fracture de fatigue est toujours affectée par la présence de ces genres de phases qui sont difficiles à se dissoudre dans la matrice d'aluminium, là où l'initiation des fissures commence. La figure 6.12-b révèle le début de fissuration à partir d'une phase fer- $\beta$  non-fragmenté, qui se présente par une forme d'aiguille, et qui à partir de cette dernière affecte d'une façon négative sur les performances mécaniques et l'indice de qualité de l'alliage étudié.

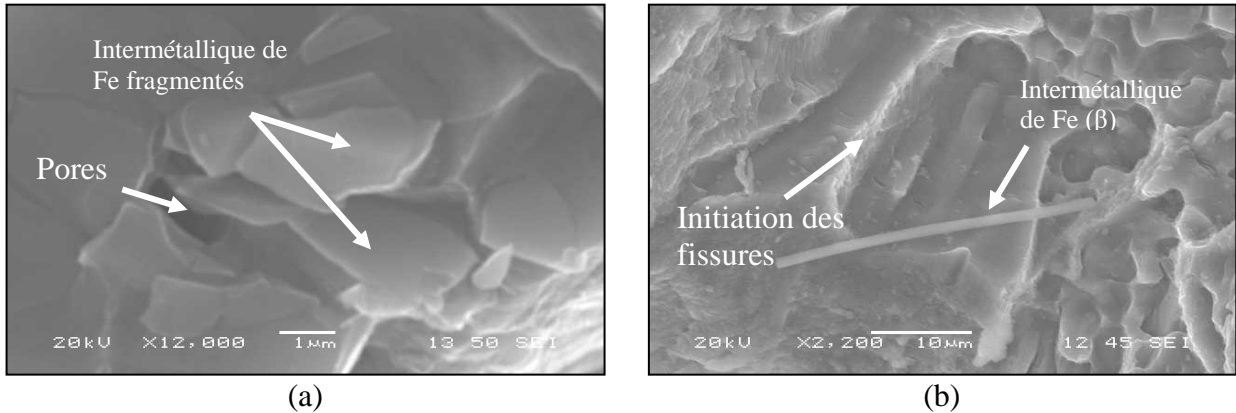


Figure 6.12: Micrographie de MEB illustrant une fracture débutée à partir des phases intermétalliques de fer de l'alliage A357 SS.

La figure 6.13 montre le mécanisme de fracture dans certains sites défectueux dans les bandes de glissement persistantes trouvées dans la phase  $\alpha$ . Ce qui conduit à la création de sites d'initiation de fissures les plus courantes. L'initiation et la propagation des fissures peuvent être présentées dans la figure 6.14; on souligne que le début des fissures au niveau des défauts d'oxydes crée un clivage, La direction de la propagation des fissures peut être clairement indiquée; la fissure a progressé à partir des défauts de coulée dans un plan cristallographique orienté à environ  $45^\circ$  par rapport à la direction de chargement où les fissures se développent le long du plans de contraintes de cisaillement maximales. On peut voir d'après la figure 6.14-b que les fissures se développent sans changer de direction en passant à traves plusieurs phases alpha séparées par des amas de particules de silicium. Ces courtes fissures sont observées dans les échantillons d'alliages semi-solides A357 qui se réfèrent à sa haute résistance à la fatigue. D'autres études [52,53], [61-65] appliquées sur le même alliage A357 ont indiqué que les joints de grains de la microstructure en MSS créent une obstruction faible à la propagation de ces courtes fissures. Il est évident que les joints de grains représentent de fortes barrières microstructurales à la propagation des fissures dans les matériaux moulées en semi-solide.



L'initiation de la fissure et sa propagation de façon transversale à travers la matrice et les particules de silicium peuvent être observées sur la figure 6.15. Les fissures sont sensibles à progresser à partir des défauts ainsi que sur les sites de composés intermétalliques (phase Fe- $\beta$  et Fe- $\pi$ ) qui conduisent à une rupture de fatigue tel que indiqué par la figure 6.16.

Il est donc conclu que les dommages de fatigue dans ce matériau sont contrôlés par deux mécanismes d'initiation de fissure de fatigue différents; le premier mécanisme est relativement associé à la présence d'oxydes et les micro-retractions. L'autre est contrôlé par l'hétérogénéité de la microstructure de la matrice (phases intermétalliques non dissoutes ou non fragmentées). Il est proposé que le premier mécanisme soit essentiellement un problème de propagation de la fissure, ou plus précisément, de l'arrêt ou de la non-propagation de fissure. Les fissures de fatigue s'amorcent très rapidement dans les pores des micro-retractions ou dans les oxydes et la résistance à la fatigue est alors commandée par la capacité de la microstructure à empêcher la propagation de ces fissures. Pour le second mécanisme, dans lequel l'endommagement par fatigue se produit à une plus petite échelle, il est supposé que l'initiation des fissures est contrôlée par la plasticité localisée, liée aux micro-hétérogénéités structurales, ou tout simplement le matériau de la matrice.

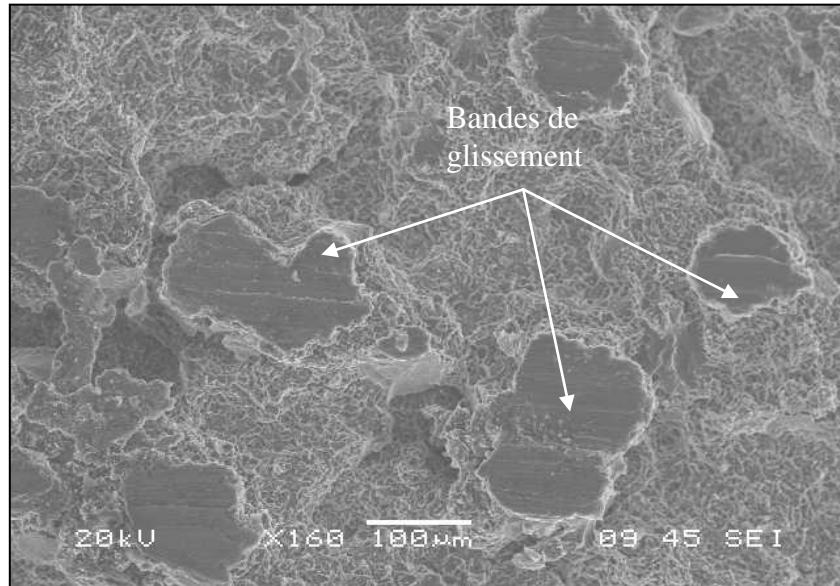


Figure 6.13: Micrographie de MEB illustrant le mécanisme de rupture et d'amorçage des fissures dans quelques zones défectueuses dans la matrice  $\alpha$ -Al.

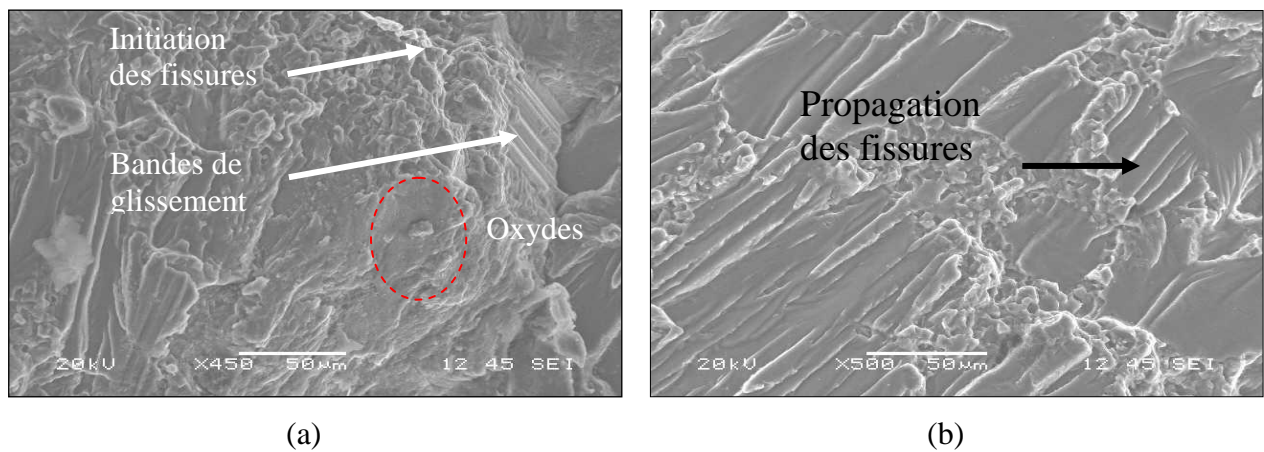


Figure 6.14: Micrographie de MEB illustrant l'initiation et la propagation des fissures dans la surface rompue de l'alliage A357 SS.

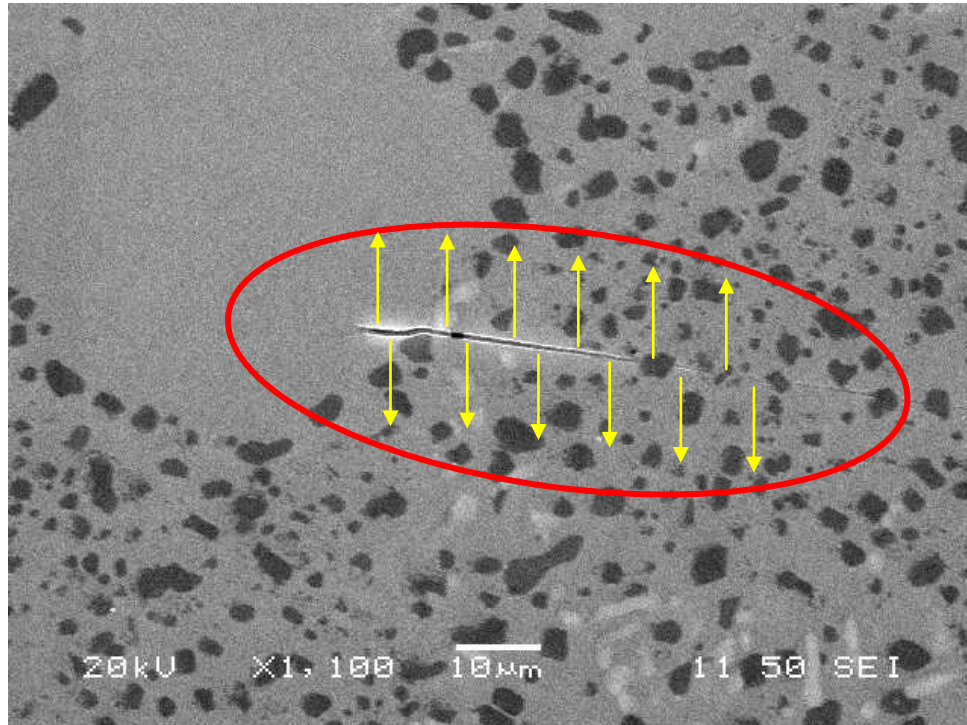


Figure 6.15: Micrographie de MEB montre un amorçage et propagation d'une fissure transversale à travers les différentes phases formées dans la matrice  $\alpha$ -Al.

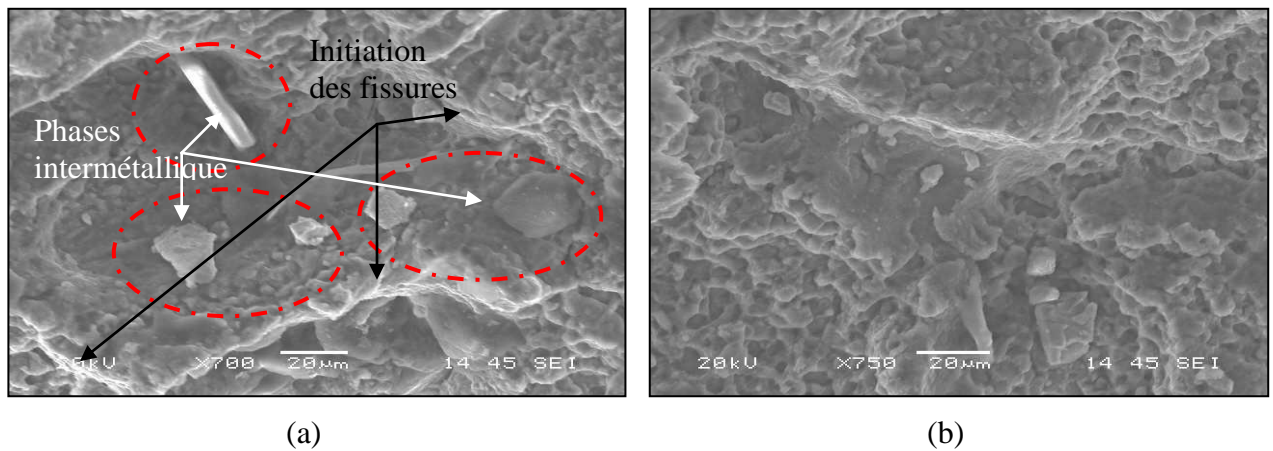


Figure 6.16: Micrographie de MEB illustrant l'initiation de la fissure en couleur brillante, débutée dans différentes phases et intermétallique.

#### 6.4 Caractéristiques des précipités

La figure 6.17 et la figure 6.18 montrent les images obtenues par MEB illustrant les caractéristiques du précipité  $Mg_2Si$  des alliages A357-T6 semi-solides traités thermiquement utilisant la chaleur par air chaud forcé dans un four conventionnel. Ces précipités ont été formés après 5 h de traitement thermique en solution et 5 h de vieillissement. Les particules de  $Mg_2Si$  ont été détectées à partir du spectre EDX, ce qui indique la présence de deux pics de Mg et de Si avec un rapport de 2:1, avec la présence d'un pic Al qui a été capté à partir de la matrice. Le spectre EDX (figure 6.18-b) a montré que les particules grises sont du Mg-Si contenant des précipités, ce qui dévoile la présence des phases  $Mg_2Si$ , où les particules grossières lumineuses sont les précipités du silicium formés au cours du processus de vieillissement dans l'étape finale de transformation de phase [66-70]. La précipitation du silicium dans les alliages Al-Mg-Si a été rapportée par Murayama et Coll [54], [69] et Gupta et al [55-70], où il a été observé que les précipités du silicium se forment pendant le cycle de vieillissement lors de l'étape finale du processus de transformation de phase comme le montre la figure 6.17-a.

Les microstructures révèlent que des particules  $Mg_2Si$  sont sous forme sphérique et uniformément distribuées; les particules  $Mg_2Si$  de forme similaire ont également été observées dans d'autres études [66].

Le renforcement des alliages 357 au cours du vieillissement résulte de la précipitation de la phase  $Mg_2Si$ . La composition de l'alliage 357 de type Al-Si-Mg contient deux éléments de durcissement efficaces, à savoir, le magnésium et le silicium. L'objectif de l'application de traitement de vieillissement est pour précipiter l'excès du Mg et du Si de la solution solide sursaturée sous la forme de phases de durcissement contenant Mg et Si;  $Mg_2Si$  est la phase de

durcissement principal obtenu concernant l'alliage 357-T6. Les précipités  $Mg_2Si$  peuvent être observés dans la matrice des échantillons vieillis, et apparaissent des particules grises en forme ovale; la forme ovale étant éventuellement liée à des effets du diamètre du faisceau de balayage du MEB utilisé pour détecter ces précipités.

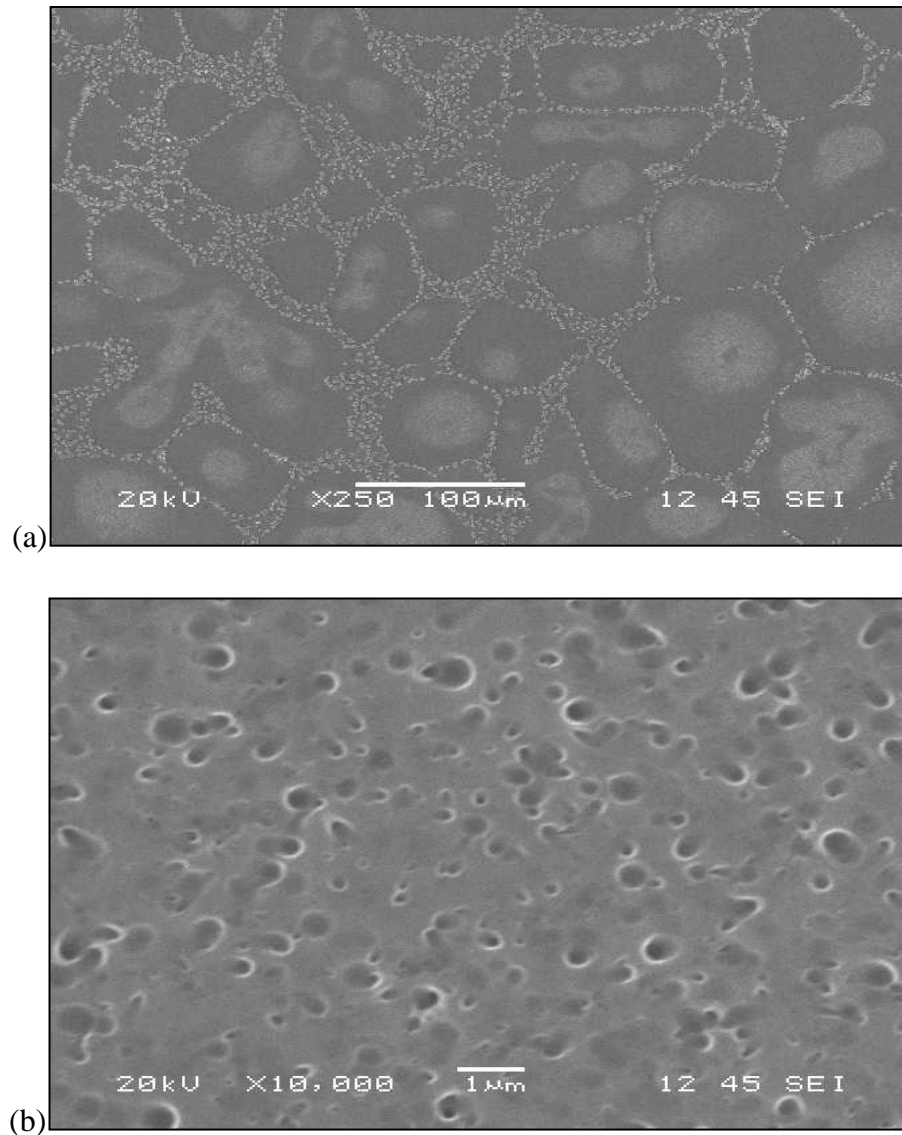
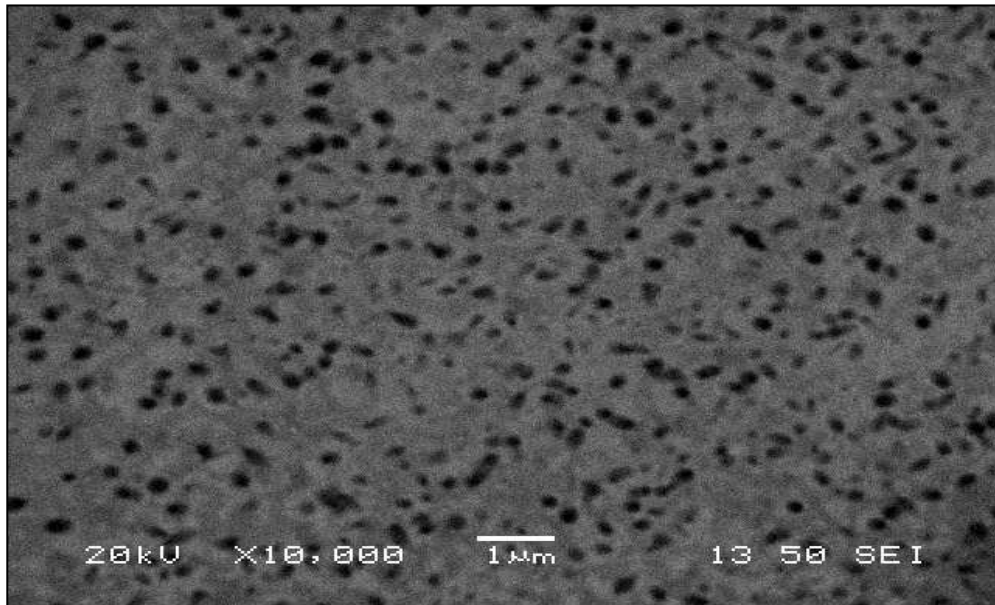
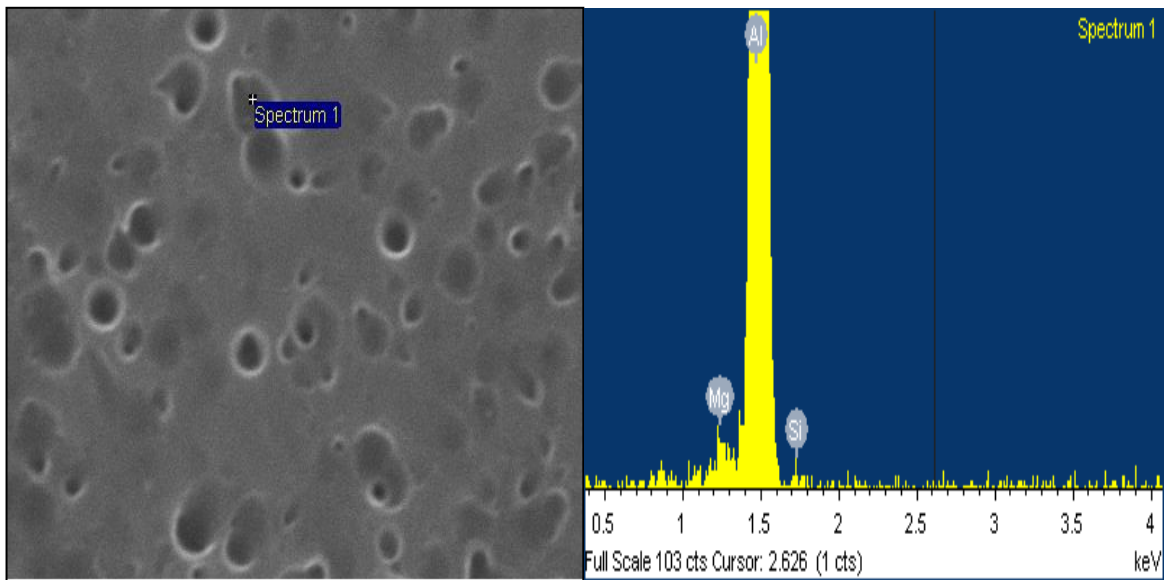


Figure 6.17: Micrographie de MEB illustrant le précipité  $Mg_2Si$  avec une densité élevée et bien distribué dans la matrice  $\alpha$ -Al de l'aluminium A367-T6 SS.





(a)



(b)

Figure 6.18: Micrographie de MEB illustrant la formation du précipité  $Mg_2Si$  et le spectre EDX de l'alliage A357-T6 SS.

### 6.4.1 Conclusion

Considérant les résultats décrits dans cette étude et en les comparant avec les données de la littérature, des conclusions sur les caractéristiques de fatigue et de qualité des alliages d'aluminium de type A357 peuvent être tirées comme suit.

- Les alliages semi-solides A357 traités thermiquement ont une résistance à la fatigue plus élevée par rapport aux résultats de l'approche mathématique (SWT) ainsi que la méthode de coulée conventionnelle (en moule permanent).
- Selon les résultats numériques, les zones à risque de rupture par fatigue ont été déterminées avec précision dans la partie inférieure du bras de suspension à la jauge 3 et 4 avec les contraintes maximales de 149 MPa à 170 MPa.
- Les résultats expérimentaux de la durée de vie en fatigue montrent que les contraintes maximales appliquées sur des zones de défaillance spécifiques du bras de suspension (des jauges 1, 2 et 4) sont en accord avec celles obtenues par les logiciels d'analyse ABAQUS.
- Les contraintes de fatigue expérimentales appliquées sur la zone de la jauge 3 présentent des valeurs différentes par rapport à celles obtenues par simulation. Ainsi, la géométrie de la pièce devrait faire l'objet de modifications de conception pour un meilleur remplissage de la matrice lors de la coulée, tout en conservant même poids et une meilleure résistance à la fatigue.
- La rupture par fatigue est liée à l'initiation de la fissure à partir de phases intermétalliques  $\text{Fe-}\beta$  qui sont partiellement fragmentés par un traitement thermique de mise en solution. La matrice  $\alpha$  de l'alliage d'aluminium traité présente un mode de rupture ductile à

l'intérieur de la formation des creux de forme ovale considérée comme une région de propagation stable.

- En l'absence de porosité de surface, d'autres défauts de coulée tels que les films d'oxyde près de la surface peuvent être responsables de l'initiation des fissures de fatigue.
- En plus de défauts de coulée (porosité et d'oxyde films), certaines caractéristiques microstructurales peuvent également agir en tant que sites d'initiation de fissure; les bandes de glissement agissent comme le site principal d'amorçage de fissures.
- Constituants des microstructures telles que les particules eutectiques Si, intermétalliques Fe et la taille des grains peuvent influencer la durée de vie et sont responsables de la propagation des fissures de fatigue.



## **Chapitre 7**

# **CONCLUSION GÉNÉRALE**

## CHAPITRE 7

### CONCLUSION GÉNÉRALE

Ce projet avait pour but d'étudier la résistance en fatigue d'un bras de suspension automobile fabriqué en alliage A357 moulé en semi-solide et traité à la condition T6. L'étude s'est réalisée sur deux plans : macro et microscopique, et selon trois voies : numérique, analytique et expérimentale. Le plan comprenait quatre volets. D'abord, la conception d'une nouvelle forme de bras de suspension et optimisation de son système d'écoulement du métal coulé. Ensuite, l'étude des différentes méthodes de calcul de la durée de vie en fatigue ainsi qu'une définition complète des paramètres du modèle choisis. Troisièmement, la caractérisation expérimentale des propriétés mécaniques de fatigue des bras de suspension et la détermination de la durée de vie sous un chargement cyclique. Au final, une étude métallographique afin de révéler les phases internes, les causes et les types des défaillances qui ont eu lieu.

En ce qui concerne le procédé du moulage et de conception de la nouvelle forme, nous avons réussi à développer une nouvelle géométrie de bras de suspension. D'après nos simulations, nous avons constaté des complications au niveau d'écoulement du métal lors de son passage à travers des épaisseurs minces et à travers les nervures. Alors, parmi les différentes conceptions proposées le cas de la toile en Z à remplissage latérale est la forme la plus prometteuse vue qu'elle se présente avec un poids et contrainte maximale semblable à celui de la pièce originale. De plus, l'écoulement du métal lors de son moulage figure 3.19 est meilleur avec une turbulence minime.

Afin de compléter l'étude et confirmer nos résultats, il sera intéressant de remouler un nouveau bras selon la nouvelle conception et refaire les essais expérimentaux de fatigue.

Le modèle analytique choisi pour le calcul de la durée de vie exige la détermination d'un certain nombre de paramètres et coefficients propre à l'alliage d'aluminium A357SS. Chacun de ces derniers s'identifie par une méthode bien déterminée. Dans le cas présent, nous avons utilisé la courbe de Wöhler « contrainte/nombre de cycles » pour déterminer le coefficient de résistance à la fatigue ainsi que son exposant. Ensuite, nous avons adopté une méthode analytique qui consiste à analyser les différentes études réalisées sur les différents alliages d'aluminium et à trouver des relations entre les différents coefficients. Cette méthode nous a permis de calculer le coefficient de résistance cyclique et l'exposant de durcissement cyclique. Finalement, afin de définir au complet notre système de calcul, nous avons établi un programme Matlab d'une manière à introduire notre modèle de calcul avec les coefficients déjà calculés. Par limitation progressive, on a réussi à obtenir la convergence de nos deux paramètres restants, à savoir le coefficient de la ductilité à la fatigue et son exposant. Les nouveaux paramètres calculés ont montré une nette amélioration de la courbe de fatigue vers la courbe expérimentale réalisée sur les échantillons en alliage d'aluminium A357 par rapport à la même courbe analytique pour l'alliage A356.

La comparaison des résultats de fatigue entre l'étude expérimentale et la méthode analytique révèle une certaine similitude. En observant les valeurs pour les mêmes efforts appliqués, on constate que l'ordre de grandeur du nombre de cycles est le même. D'ailleurs, cette différence est également présente entre deux essais expérimentaux réalisés avec les mêmes conditions. Ce qu'on peut déduire c'est que d'une part, le nombre de cycles obtenu par expérience est justifié

pour ce cas d'étude. Par conséquent, il peut être amélioré en corrigeant davantage les conditions du test tel que ré-instrumenter une nouvelle pièce dans la zone de fissuration pour confirmer la contrainte à cet endroit, et améliorer le montage en utilisant des joints en caoutchouc afin de se rapprocher du cas réel. Par rapport à la méthode analytique choisie, on peut toujours la modifier d'une manière à rajouter ou modifier des hypothèses. Ou encore, travailler de nouveau avec un modèle plus avancé.

L'étude métallographique a révélé que la rupture par fatigue a un lien direct avec l'initiation de la fissure au niveau des phases intermétalliques fer- $\beta$ , et que le traitement thermique de mise en solution a causé une fragmentation partielle de cette dernière. Il a été démontré également que mis à part les porosités de surface, il existe d'autres défauts de coulée tels que les films d'oxyde près de la surface qui peuvent être responsables de l'initiation des fissures de fatigue. En plus de ces défauts de moulage, certaines caractéristiques microstructurales peuvent agir en tant que sites d'initiation de fissure ; les bandes de glissement agissent comme le site principal d'amorçage de fissures. Également, parmi les constituants des microstructures entre autres : les particules eutectiques Si, les intermétalliques Fe et la taille des grains peuvent influencer la durée de vie et ils sont responsables de la propagation des fissures de fatigue.

Comme mentionné précédemment, ce projet est un travail actuel et complexe. Toutefois, des études plus approfondies et d'autres tests sont nécessaires. Jusqu'à présent, nous avons pu montrer que la durée de vie des bras de suspension moulés par le procédé SEED avoisine  $10^4$  à  $10^5$  cycles avant la rupture pour des déplacements cycliques appliqués de 1 à 2 mm. En général, ces pièces sont moulées en grandes séries, avec l'intention d'atteindre un grand nombre de cycles. En outre, une rupture par fatigue est due à l'initiation des fissures et la propagation provoquée par la

présence de discontinuités de surface en même temps que la présence de défauts microstructuraux, tels que des fissures de retrait et de porosité. La prochaine phase de ce projet est de raffiner les résultats obtenus et les observations faites. Des suggestions de travaux futurs sont données ci-dessous.

1. Investiguer sur la rupture à la fin du boulon creux du bras de suspension. Cela comprend un autre moyen de fixation du bras de façon à minimiser les forces et les couples résiduels ainsi que l'application de la charge sur l'extrémité libre du bras qui soit en ligne parallèle avec le reste du bras.
2. Appliquer les traitements de surface tels que le grenailage afin de minimiser les effets de discontinuité de surface sur la résistance à la fatigue des bras.
3. Abaisser le déplacement appliqué et observer toute augmentation du nombre de cycles. L'augmentation de la fréquence de 1 à 3 Hz, par exemple, peut aider à réduire le temps d'essai.
4. Effectuer d'autres essais sur la progression de la rupture par fatigue à des contraintes faibles pour les échantillons ASTM.
5. Utiliser la microscopie électronique à transmission à haute résolution pour étudier les effets de traitement thermique et de la technique de moulage semi-solide sur la caractérisation de la microstructure des alliages A357 et la comparer au moulage conventionnel.

## RÉFÉRENCES

---

- [1] Fan, Z. (2002). "Semisolid Metal Processing". IoM Communications Ltd and ASM International. International Materials Reviews. Vol. 47, No.2.
- [2] Sheehy, C. (2008). "Caractérisation des Coefficients D'interface en Moulage sous Pression de l'Aluminium Semi-Solide". Mémoire de Maîtrise. Université du Québec à Chicoutimi.
- [3] Kamran, M. (2009). "Semi-Solid Metal Processing-a Review". Journal of Quality and Technology Management, V.5, iss 1, pp 94-110.
- [4] Winterbottom, W. L. (2000). "Semi-Solid Forming Applications: High Volume Automotive Products". Metallurgical Science and Technology. Vol. 18 No.2. pp5-10.
- [5] Perrier, J.-J. and Jacob, S. (2013). "Moulage des Alliages d'Aluminium, Moules Permanents". Technique de l'ingénieur M3637.
- [6] Vinarcik, E. j. (2003). "High Integrity Die Casting Process". Edition John Wiley & Sons, Inc. New York.
- [7] Flemings, M. C. (2000). "Semi-Solid Forming : The Process and the Path Forward". Metallurgical Science and Technology. Vol.18 No.2. pp 3-4.
- [8] Brochu, M. Verreman, Y, & al. (2010). "High Cycle Fatigue Strength of Permanent Mold and Rheocast Aluminum, 357 Alloy". International Journal of Fatigue. No.32. pp 1233-1242.
- [9] Wannasin, J. and Thanaburmrungkul, S. (2008). "Development of a Semi-Solid Metal Processing Technique for Aluminum Casting Application". Songklanakarin journal of science and technology. Vol.30, (2), pp 215-220.
- [10] Centre des technologies de l'aluminium, C. d. t. d. "Moulage de L'aluminium Semi-Solide" <http://www.nrc-cnrc.gc.ca/fra/installations/imi/cta/moulage-aluminium.html>."
- [11] Flemings, M. (1991). "Behavior of Metal Alloys in the Semi-Solid State". Metallurgical Transactions A 22(5): 957-981.
- [12] Doutre, D. Langais, J. et al. "The SEED Process for Semi-Solid Forming".
- [13] Colbert, J. (2007). "Caractérisation de la Fraction Solide dans les Lopins Semi-Solides Produit par le Procédé SEED". Mémoire de Maîtrise. Université du Québec à Chicoutimi.

- 
- [14] Zheng, C. Q, Simard, A, & Laplume, F. (2007). "Optimization of the Process Parameters and Tooling Improvement for the Rheocasting of High Quality Aluminum Components Using the SEED Process". Transaction of Nonferrous Metals Society of China, s814-s817.
- [15] Doutre, D. Hay, G. Wales, P & Gabathuler, J. (2004). "SEED: A New Process for Semi-Solid Forming". Canadian Metallurgical Quarterly, 43(2), 265-272.
- [16] Ivanchev, L. Wilkins, D et al. (2008) "Rheo-Processing of Semi-Solid Metal Alloys: a New Technology for Manufacturing Automotive and Aerospace Components" South African journal of science Vol.104, pp 257-259.
- [17] Rosso, M. (2005). "The Influence of Casting Process on Quality and Performances On Al Based Automotive Components". 13<sup>th</sup> international scientific conference on achievements in mechanical and materials engineering Gliwice-Wista. Poland. pp 547-550.
- [18] Ouahabi, A. Thomas, M. et al (2006). " Détection de Fissures de Respiration de Fatigue par Excitation Harmonique et Analyse Temps Fréquence". In Compte rendu 24ième séminaire sur la vibration des machines Calgary, Canada pp 460-472.
- [19] Afzal, A. (2004). " Fatigue Behavior and Life Predictions of Forged Steel and Powder Metal Connecting Rods " the University of Toledo.USA.
- [20] Nadota, Y. and Denier, V. (2004). "Fatigue Failure of Suspension Arm: Experimental Analysis and Multiaxial Criterion ". Engineering Failure Analysis Vol.11 pp 485-499.
- [21] Ohama, S. Yoshimora, T et al. (2003). "Fatigue Characteristic of Aluminum Cast Alloy AC2B-T6 With Cast Skin". Fatigue Damage of Materials: Experiment and Analysis". pp55-63.
- [22] Banvillet, A. (2001). "Prévision de Durée de Vie en Fatigue Multiaxiale sous Chargements Réels : Vers des Essais Accélérés". Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure D'arts Et Métiers. France.
- [23] Manson, S. S. Halford, G. R. (2006). "Fatigue and Durability of Structural Materials Materials". Park, Ohio: ASM International.
- [24] Jabbado, M. (2006). "Fatigue Polycyclique des Structures Métalliques : Durée de Vie sous Chargements Variables". Thèse de doctorat, École Polytechnique Bordeaux. France.

- 
- [25] Bidouard, H. (2009). "Étude de L'effet de Surcharge sur la Tenue en Fatigue a Grande Durée de Vie d'un Acier Ferrito-Bainitique sous Chargement d'Amplitude Variable". Dr, École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers. France.
- [26] Norman E. Dowling. (1999). "Mechanical Behaviour of Materials, Engineering Method for Deformation, Fracture, and Fatigue". Second Edition. P655.
- [27] Stephens, R. I. Fatemi, A. et al. (2001). "Metal Fatigue in Engineering". 2<sup>nd</sup> Ed Lavoisier.
- [28] Samuel, E. Zheng, C. Q. Bouaicha, A. Bouazara, M. (2012). "Fatigue Behavior in Rheocast Aluminum 357 Suspension Arms Using the SEED Process". ICAA13, Carnegie Mellon University • Pittsburgh, Pennsylvania.
- [29] Bouaicha, A. Bouazara, M. Samuel, E. Zheng, C. Q. (2013). "Fatigue Study of an A357 Semi-Solid Aluminum Alloy Suspension Arm Using the SEED Process". CANSAM.
- [30] Borrego, L. P. Abreu, L. M et al (2004). "Analysis of Low Cycle Fatigue in Al-Mg-Si Aluminum Alloys". Engineering failure analysis, Ed Elsevier P76-725.
- [31] <http://idpsun.engin.umd.umich.edu:8080/isearch/Isearch-1.42/bin/>.
- [32] Fatemi, A. Plaseied, A. et al. (2005). "Application of Bilinear Log-Log S-N Model to Strain-Controlled Fatigue Data of Aluminum Alloys and its Effect on Life Predictions". International journal of fatigue 27. Ed Elsevier P 1040-1050.
- [33] Boller, CHR. Seeger, T. (1987). "Materials Data for Cyclic Loading-Part D: Aluminum and Titanium Alloys". Material science monographs. New York: Elsevier.
- [34] Yang, C.-Y. Lee, S.-L et al. (2005). "Effects of Be and Fe on the Mechanical and Corrosion Behaviours of A357 Alloys". Materials Chemistry and Physics Vol 93 pp412-419.
- [35] Zheng, C.Q. (2009). "Étude et Évaluation des Procédés de Fabrication des Pièces de Suspension d'Automobile en Alliage D'aluminium". Université du Québec à Chicoutimi. Québec, Canada.
- [36] <http://www.fiero.nl/cgi-bin/fiero/showThread.cgi?forum=1&thread=076069&style=printable>.
- [37] Basner, T. (2000). "Rheocasting of Semi-Solid A357 Aluminum". Delphi Automotive Systems, SAE World Congress.



- 
- [38] Jacob, S. (2000). "Quality Index in Predicting of Properties of Aluminum Castings-A Review". AFS Transactions, Vol. 108, pp. 811-818.
- [39] Alexopoulos, N. D. (2007). "Generation of Quality Maps to Support Material Selection by Exploiting the Quality Indices Concept of Cast Aluminum Alloys". Materials and Design, Vol. 28, pp. 534-543.
- [40] Alexopoulos, N. D. and Pantelakis, S. G. (2004). "Quality Assessment of Artificially Aged A357 Aluminum Alloy Cast Ingots by Introducing Approximate Expressions of the Quality Index QD". Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 35A, pp. 3079-3089.
- [41] Drouzy, M. Jacob, S. and Richard, M. (1980). "Interpretation of Tensile Results by Means of Quality Index and Probable Yield Strength". AFS International Cast Metals Journal, Vol. 5, pp. 43-50.
- [42] Cáceres, C. H. (1998) "A Rationale for the Quality Index of Al-Si-Mg Casting Alloys". International Journal of Cast Metals Research, Vol. 10, pp. 293-299.
- [43] Cáceres, C. H. (2000). "Microstructure Design and Heat Treatment Selection for Casting Alloys Using the Quality Index". Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 9 (2), pp. 215-221.
- [44] Cáceres, C. H. (2000). "Particle Cracking Damage and Quality Index of Al-Si-Mg Casting Alloys" AFS Transactions, Vol. 108, pp. 709-712.
- [45] Cáceres, C. H. and Barresi, J. (2000). "Selection of Temper and Mg Content to Optimize the Quality Index of Al-7Si-Mg Casting Alloy". International Journal of Cast Metals Research, Vol. 12, pp. 377-384.
- [46] Din, T. Rashid A.K.M.B. and Campbell, J. (1996). "High Strength Aerospace Casting Alloys: Quality Factor Assessment". Materials Science and Technology, Vol. 12, pp. 269-273.
- [47] Cáceres, C. H. Sokolowski, J. H and P. Gallo. (1999). "Effect of Aging and Mg Content on the Quality Index of Two Model Al-Cu-Si-Mg Alloy". Materials Science and Engineering A, Vol. 271, pp. 53-61.
- [48] Polmear, J. (2004). "Aluminium Alloys- A Century of Age Hardening", Materials Forum, Vol. 28.
- [49] Erhard Hornbogen, (2001). "Hundred Years of Precipitation Hardening", Journal of Light Metals, Vol. 1, pp. 127-132.

- 
- [50] Shabestari, S.G. and Shahri, F. (2004). "Influences of Modification, Solidification Conditions and Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of A356 Aluminum Alloy", *Journal of Materials Science*, Vol. 39, pp. 2023-2032.
- [51] Taylor, J. A. StJohn D.H. and Couper, M. J. (2001). "Solution Treatment Effects in Al-Si-Mg Casting Alloys: Part II: Solid Solution Chemistry," *Aluminum Transactions*, Vol. 4-5, pp. 111-124.
- [52] Shivkumar, S. Ricci, S. Jr. and Apelian, D. (1990). "Influence of Solution Parameters and Simplified Supersaturation Treatments on Tensile Properties of A356 Alloy". *AFS Transactions*, Vol. 98, pp. 913-992.
- [53] Emadi, D. Whiting, L.V. Sahoo, M. Sokolowski, J. H. Burke, P. and Hart, M. (2003). "Optimal Heat Treatment of A356.2 Alloy," *Proceeding of the 132<sup>th</sup> TMS Annual Conference, Light Metals, The Mineral, Metals & Materials Society, San Diego, CA, USA*, pp. 983-989.
- [54] Shivkumar, S Ricci, Jr. S. Keller, C. and Apelian, D. (1990). "Effect of Solution Treatment Parameters on Tensile Properties of Cast Aluminum Alloys". *Journal of Heat Treating*, Vol. 8 (1), pp. 63-70.
- [55] Shivkumar, S. Ricci, Jr. S. Steenhoff, B. Apelian, D and Sigworth, G. (1989) "An Experimental Study to Optimize the Heat Treatment of A356 Alloy". *AFS Transactions*, Vol. 97, pp. 791-810.
- [56] Closset, B. and Gruzleski, J. E. (1982). "Structure and Properties of Hypoeutectic Al-Si-Mg Alloys Modified with Pure Strontium". *Metallurgical Transactions A*, Vol. 13A, pp. 945-951.
- [57] DasGupta, R. Brown, C.G and Marek, S. (1988). "Analysis of over modified 356 Aluminum Alloys". *AFS Transactions*, Vol. 96, pp. 297-310.
- [58] Boileau, J.M. Zindel, J.W. and Allison, J.E. (1997). "The Effect of Solidification Time on the Mechanical Properties in a Cast A356-T6 Aluminum Alloy". *SAE Transactions*, Vol. 106 (5), 1997, pp. 63-74.
- [59] Oswalt, K. J. and Misra, M.S. (1980). "Dendrite Arm Spacing (DAS): A Nondestructive Test to Evaluate Tensile Properties of Premium Quality Aluminum Alloy (Al-Si-Mg) Castings". *AFS Transactions*, Vol. 88, pp. 845-862.
- [60] Apelian, D. Shivkumar, S and Sigworth, G. (1989). "Fundamental Aspects of Heat Treatment of Cast Al-Si-Mg Alloys". *AFS Transactions*, Vol. 97, pp. 727-742.

- 
- [61] Buffiere J-Y, Savelli S, Jouneau PH, Maire E, Fourgères R. (2001). "Experimental Study of Porosity and Its Relation to Fatigue Mechanisms of Model Al–Si7–Mg0.3 Cast Al Alloys". *Mater Sci Eng A*; 316: 115–26.
- [62] Murakami Y. (2002). "Influence of Si-Phase on Fatigue Properties of Aluminum Alloys: Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Non-Metallic Inclusions". Oxford: Elsevier; p. 217–39.
- [63] Han S-W, Kumai S, Sato A (2002). "Effects of Solidification Structure on Short Fatigue Crack Growth in Al–7%Si–0.4%Mg Alloy Castings". *Mater Sci Eng A*; 332: 56–63.
- [64] Caton MJ, Jones JW, Boileau JM, Allison JE. (1999). "The Effect of Solidification Rate on the Growth of Small Fatigue Cracks in A Cast 319-Type Aluminum Alloy". *Metal Mater Trans A*; 30A:3055–68.
- [65] Brochu M, Verreman Y, Ajersch F, Charest N. (2009). "Fatigue Testing Of A Cast Aluminum Alloy: Experimental Challenges. In: Proceedings of the 12th International Conference on Fracture". National Research Council Canada (Ed.), Ottawa.
- [66] Kh. A. Ragab, A. M. A. Mohamed, A. M. Samuel, F. H. Samuel and A. M. A. Al-Ahmari. (2012) "Effect of Rapid Heating on Quality Assessment of 356 and 319 Aluminum Cast Alloys Using Fluidised Bed". *International Journal of Cast Metals Research*. VOL 25 NO 3, pp. 129-143.
- [67] Han S-W, Kumai S, Sato A. (2002). " Effects of Solidification Structure on Short Fatigue Crack Growth in Al-7%Si-0.4%Mg Alloy Castings". *Mater Sci. Eng. A*; 332: 56-63.
- [68] Hayat N, Toda H, Kobayashi T, Wade N. (2002). "Experimental Investigations of Fatigue Characteristics of AC4CH Cast Aluminum Alloys Fabricated Through Rheocast and Squeeze Cast Methods". *Mater Sci Forum*; 396-402: 1353-58.
- [69] Murayama, M. and Hono, K. (1999). "Pre-Precipitate Clusters and Precipitation Processes in Al-Mg-Si Alloys", *Acta Mater.* 47, (5), 1537–1548.
- [70] Gupta, A. K. Lloyd, D. J. and Court, S. A. (2001). "Precipitation Hardening in Al-Mg-Si Alloys with and without Excess Si". *Mater. Sci. Eng. A*, A316, 11–17.