

Titre:	Étude de l'effet des conditions thermiques de fabrication sur la vie en fatigue à grand nombre de cycles de l'alliage AISi7Mg produit par fabrication additive
Auteur:	Luiz Felipe Leitao Martins
Date:	2021
Type:	Mémoire ou thèse / Dissertation or Thesis
Référence:	Leitao Martins, L. F. (2021). Étude de l'effet des conditions thermiques de fabrication sur la vie en fatigue à grand nombre de cycles de l'alliage AISi7Mg produit par fabrication additive [Mémoire de maîtrise, Polytechnique Montréal]. PolyPublie. https://publications.polymtl.ca/6273/

Document en libre accès dans PolyPublie

Open Access document in PolyPublie

URL de PolyPublie: <https://publications.polymtl.ca/6273/>
PolyPublie URL:

Directeurs de recherche: Myriam Brochu, & Mathieu Brochu
Advisors:

Programme: Génie mécanique
Program:

POLYTECHNIQUE MONTRÉAL

affiliée à l'Université de Montréal

**Étude de l'effet des conditions thermiques de fabrication sur la vie en fatigue à
grand nombre de cycles de l'alliage AlSi7Mg produit par fabrication additive**

LUIZ FELIPE LEITAO MARTINS

Département de génie mécanique

Mémoire présenté en vue de l'obtention du diplôme de *Maîtrise ès sciences appliquées*

Génie mécanique

Avril 2021

POLYTECHNIQUE MONTRÉAL

affiliée à l'Université de Montréal

Ce mémoire intitulé :

Étude de l'effet des conditions thermiques de fabrication sur la vie en fatigue à grand nombre de cycles de l'alliage AlSi7Mg produit par fabrication additive

présenté par **Luiz Felipe LEITAO MARTINS**

en vue de l'obtention du diplôme de *Maîtrise ès sciences appliquées*

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

Farbod KHAMENEIFAR, président

Myriam BROCHU, membre et directrice de recherche

Mathieu BROCHU, membre et codirecteur de recherche

Franco CHIESA, membre

DÉDICACE

*À mon amour Caroline Martins,
mes parents Luiz Fernandes Martins et Heline Lins Leitao Martins,
mes frères Luiz Davi Leitao Martins et Luiz Paulo Leitao Martins.*

REMERCIEMENTS

Je voudrais premièrement remercier les universités Polytechnique Montréal et McGill University, ainsi que l'Association de l'aluminium du Canada, Bell Textron Canada, Renishaw, FusiA Group et Pratt & Whitney Canada qui ont rendu ce projet possible. Je veux également exprimer ma reconnaissance au Centre de Recherche sur l'Aluminium - REGAL pour l'aide financière et l'intérêt porté envers les travaux de recherche liés aux applications de l'aluminium dans les milieux académiques et industriels.

Je tiens tout particulièrement à remercier ma directrice de recherche à Polytechnique Montréal, Pre. Myriam Brochu, qui m'a accueilli au sein de son équipe, m'a confié cette étude et m'a fait confiance tout au long de ce projet de recherche. Son expérience et ses connaissances en métallurgie et fatigue des matériaux m'ont guidé tout au long du projet.

Je remercie aussi mon co-directeur de recherche à McGill University, Pr. Mathieu Brochu, et son groupe à McGill pour la production des échantillons et l'apport de connaissances par rapport à la méthode de fabrication additive utilisée.

De plus, parmi les membres du personnel de Polytechnique Montréal, je remercie Josée Laviolette pour sa disponibilité et son aide pour l'utilisation du Laboratoire de préparation et d'observation des matériaux - LAPOM. Je remercie aussi Paul Provencher et Simon Laliberté-Riverin pour leurs précieux conseils par rapport à la gestion des risques du projet. Un grand merci également à tout le groupe de recherche dirigé par Pre. Myriam Brochu pour l'esprit d'équipe et la bonne ambiance au travail.

Enfin, je voudrais remercier les membres du jury pour leur temps et leurs conseils afin que le contenu rédigé soit enrichi et publié.

RÉSUMÉ

Ce mémoire présente une étude expérimentale de l'effet de la microstructure et des discontinuités de solidification issus du procédé de mise en forme par fabrication additive (FA) de l'alliage d'AlSi7Mg sur la vie en fatigue. De ce fait, des échantillons produits par la méthode de fusion sélective par laser (de l'anglais Selective Laser Melting - SLM) ont été éprouvés dans le régime de fatigue à grand nombre de cycles (de l'anglais High-Cycle Fatigue - HCF). Cette méthode de mise en forme est une des candidates potentielles pour la fabrication des pièces de géométries complexes dans les industries du transport, plus spécifiquement dans le domaine aéronautique.

La revue de littérature démontre que les alliages d'Al-Si-Mg ont une microstructure dendritique très fine générée par le taux de refroidissement rapide lors de la fabrication additive. La température de la plateforme de fabrication peut influencer ce taux de refroidissement et conséquemment la taille de la microstructure obtenue. De plus, le traitement de durcissement structural T5 a été identifié comme étant efficace pour augmenter les résistances mécaniques des métaux ayant une microstructure fine, comme ceux produits par FA. D'un autre côté, la littérature révèle que les défauts de solidification peuvent avoir un effet dominant sur la résistance en fatigue, masquant les bénéfices d'un traitement thermique de durcissement. En revanche, certaines études récentes effectuées sur des pièces saines montrent que la microstructure de solidification peut avoir une influence significative sur la vie en fatigue. Le but de ce travail est donc d'explorer s'il est possible d'améliorer la tenue en fatigue d'un alliage d'aluminium produit par FA en optimisant les conditions thermiques de fabrication.

Pour atteindre ce but, la vie en fatigue de spécimens ayant des microstructures générées à partir d'une fabrication sur des plateformes à différentes températures et ayant suivi un traitement T5 a été quantifiée. Le travail expérimental a été réalisé sur des spécimens de fatigue en AlSi7Mg produits selon deux orientations de fabrication (X et Z). Un premier lot (#1) a été produit dans une plateforme de fabrication à 200 °C et 3 autres lots (#2, #3 et #4) ont été produits à 35 °C, 60 °C et 80 °C. La moitié des échantillons des lots #2, #3 et #4 ont été exposés à un traitement T5. Des essais de fatigue flexion rotative ($R = -1$) ont été conduits à 40 Hz. L'étude de vie en fatigue a été effectuée à partir des essais de fatigue à une amplitude de contrainte constante jusqu'à la rupture des spécimens ou jusqu'à 5×10^6 cycles.

Les microstructures obtenues diffèrent par la taille des dendritiques et la présence ou non de précipités de silicium. La fabrication à une température plus élevée conduit à un plus faible taux de refroidissement, ayant pour effet d'augmenter significativement la taille de la structure dendritique générée ($0,45 \mu\text{m}$ à 35°C contre $0,64 \mu\text{m}$ à 200°C). De plus, des précipités de silicium ont pu être observés dans la matrice d'aluminium après l'ajout du post-traitement thermique T5. Pour les spécimens produits selon l'orientation X à 35°C , 60°C et 80°C , les matériaux ayant subi le T5 démontrent une vie en fatigue supérieure de 3,17 ($6,84 \times 10^5$ cycles), 2,98 ($7,16 \times 10^5$ cycles) et 2,19 ($8,84 \times 10^5$ cycles) fois respectivement, lorsqu'ils sont comparés à ceux testés à l'état tel que fabriqué F. Pour ceux produits selon l'orientation Z et testés à l'état T5, la vie en fatigue est 1,01, 2,56 et 2,83 fois plus élevée pour une fabrication à 35°C , 60°C et 80°C , respectivement.

Les résultats sont cohérents avec les travaux antérieurs montrant que le refroidissement rapide durant la solidification affine la taille des dendrites, ce qui s'avère bénéfique pour augmenter la vie en fatigue. De plus, les résultats confirment l'effet bénéfique du post-traitement thermique T5 sur la vie en fatigue. Ainsi, il est possible de répondre par l'affirmative à la question de recherche. L'optimisation des conditions thermiques de fabrication a augmenté la vie en fatigue de spécimens en AlSi7Mg produis par FA. Dans les conditions de fabrication spécifiques à ce projet, l'utilisation du post-traitement thermique T5 sur les spécimens produits à 60°C et 80°C a permis d'augmenter la vie en fatigue de l'alliage étudié.

Enfin, du point de vue de la fabrication, il serait pertinent de réaliser une étude plus approfondie à d'autres températures de plateforme entre 80°C et 200°C . De plus, il est proposé d'étudier ces mêmes variables, mais sur la résistance en fatigue de spécimens ayant un état de surface brut de fabrication. Des caractérisations à plusieurs amplitudes et rapports de contraintes mèneraient à une compréhension plus approfondie du comportement en fatigue de cet alliage.

ABSTRACT

This project presents an experimental study of the effect of microstructure and discontinuities from additively manufactured (AM) AlSi7Mg alloy on fatigue life. Therefore, samples produced by the Selective Laser Melting (SLM) method have been tested on the High-Cycle Fatigue regime (HCF). This manufacturing process is one of the potential candidates for the production of parts with complex geometries for the transport industries, pointedly in the aeronautical field.

The literature review demonstrates that Al-Si-Mg alloys have a fine microstructure, due to the rapid cooling rate from the additive process. The temperature of the manufacturing platform can influence the cooling rate and consequently the size of the microstructure. In addition, the T5 microstructural hardening treatment has been identified in the literature as being effective in increasing mechanical strengths of metals having a fine microstructure, such as those produced by AM. On the other hand, the literature reveals that solidification defects can have a dominant effect on fatigue strength, obscuring the benefits of T5 heat treatment. Although, recent studies carried out on healthy parts, show that the microstructure and the Si precipitation can have a significant influence on the fatigue life. The aim of this work is therefore to explore whether it is possible to improve the fatigue life of an aluminum alloy produced by AM by optimizing thermal manufacturing conditions.

To achieve this goal, the fatigue life of specimens produced on platforms at different temperatures and post-treated T5 conditions was quantified. The experimental work was carried out from specimens produced according to two building orientations (X and Z). A first batch (# 1) was produced on a platform at 200 °C and 3 other batches (# 2, # 3, and # 4) were produced at 35 °C, 60 °C, and 80 °C. Half of the samples from batches # 2, # 3, and # 4 were submitted to a T5 heat treatment. Rotating-bending fatigue tests ($R = -1$) were carried out at 40 Hz. The fatigue life was studied at two constant stress amplitudes up to the failure or up to 5×10^6 cycles.

The microstructures obtained differ in terms of dendrites and the presence of silicon precipitates. Higher platform temperature results in a lower cooling rate, so the heating of the platform significantly increases the size of the dendritic structure (0.45 μm for the platform at 35 °C versus 0.64 μm for the platform at 200 °C). Also, silicon precipitates could be observed in the aluminum matrix on the specimens T5 heat treated. For specimens produced in the X orientation at 35 °C, 60

°C and 80 °C, specimens T5 treated obtained higher fatigue life in 3.17 (6.84×10^5 cycles), 2.98 (7.16×10^5 cycles), and 2.19 (8.84×10^5 cycles) times, respectively, when compared to those tested as as-built. For specimens produced in Z orientation and tested at T5 condition, the fatigue life is about 1.01 times higher for manufacturing at 35 °C, 2.56 times at 60 °C, and 2.83 times at 80 °C.

The results are consistent with the previous work that rapid cooling during solidification refines the size of the dendrites which is beneficial in increasing fatigue life. In addition, the results also confirm the beneficial effect of the T5 post-treatment on fatigue life. Therefore, the research question is assertively answered. The optimization of thermal manufacturing conditions increased fatigue life of AlSi7Mg specimens produced by additive manufacturing. From the manufacturing conditions specific to this project, it is possible to increase the fatigue life of the alloy studied by a production at usually called by cold-platforms (35 °C, 60 °C, and 80 °C), and an addition of a T5 post-treatment.

Finally, from the manufacturing point of view, it would be relevant to do a deep study at other platform temperatures between 80 °C and 200 °C. In addition, it is proposed to study these variables on the as-built condition. Eventually, characterizations at several stress amplitudes and ratios would lead to a more deeply understanding of the fatigue behavior of this alloy.

TABLE DES MATIÈRES

DÉDICACE.....	III
REMERCIEMENTS	IV
RÉSUMÉ.....	V
ABSTRACT	VII
TABLE DES MATIÈRES	IX
LISTE DES TABLEAUX.....	XII
LISTE DES FIGURES.....	XIV
LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS	XIX
LISTE DES SYMBOLES	XX
LISTE DES ANNEXES.....	XXIII
CHAPITRE 1 INTRODUCTION.....	1
CHAPITRE 2 REVUE DES CONNAISSANCES ET DE LA LITTÉRATURE	4
2.1 Procédé de fabrication additive par fusion sélective par laser	4
2.1.1 Matériau : AlSi7Mg	5
2.1.2 Discontinuités.....	6
2.1.3 Microstructure	10
2.2 Propriétés mécaniques.....	14
2.2.1 Généralités sur la fatigue.....	15
2.2.2 Fatigue des alliages d'aluminium produits par fabrication additive	16
2.3 Synthèse de la revue de littérature.....	23
CHAPITRE 3 MÉTHODOLOGIE ET ORGANISATION DU PROJET	28
3.1 Plan expérimental.....	28
3.2 Fabrication des matériaux et échantillons	29

3.2.1	Composition chimique	29
3.2.2	Fabrication additive des échantillons	30
3.3	Méthodologie expérimentale de caractérisation mécanique	31
3.3.1	Essais de dureté	31
3.3.2	Considération théorique de la fatigue flexion rotative	32
3.3.3	Conditions expérimentales de fatigue	34
3.3.4	Méthodologie d'analyse statistique des résultats de fatigue	36
3.4	Caractérisation microstructurale et fractographique des matériaux	38
3.4.1	Préparation métallographique	38
3.4.2	Analyses microscopiques	39
3.4.3	Caractérisation de l'amorçage	41
3.5	Validation de la méthodologie	42
3.5.1	Méthodologie de l'escalier	42
3.5.2	Résultats et discussion.....	44
CHAPITRE 4	ARTICLE 1: EFFECT OF PLATFORM TEMPERATURE AND POST-PROCESSING HEAT TREATEMENT ON THE FATIGUE LIFE OF ADDITIVELY MANUFACTURED ALSI7MG ALLOY.....	49
4.1	Abstract	49
4.2	Introduction	50
4.3	Materials and Methods	52
4.3.1	Material	52
4.3.2	Characterization	55
4.3.3	Probabilistic analysis.....	55
4.3.4	Fatigue life prediction	56
4.4	Results	56

4.4.1	Microstructure	56
4.4.2	Vickers hardness	62
4.4.3	Fatigue test results and probabilistic analysis	63
4.4.4	Features responsible for fatigue crack initiation	70
4.5	Discussion	72
4.5.1	Effects of stress intensity factor on fatigue strength	72
4.5.2	Estimation of fatigue life by stress intensity factor.....	75
4.6	Conclusion.....	79
4.7	Acknowledgements	80
4.8	Appendix A	81
CHAPITRE 5	DISCUSSION GÉNÉRALE	83
5.1	Effet du gradient thermique sur la microstructure de solidification.....	83
5.2	Effet du post-traitement thermique sur la vie en fatigue	85
5.3	Limites expérimentales et améliorations futures.....	87
CHAPITRE 6	CONCLUSIONS	90
RÉFÉRENCES	93	
ANNEXES	98	

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 2.1 Propriétés mécaniques de l'alliage d'AlSi10Mg produit par SLM, selon différentes stratégies thermiques de fabrication [23]	14
Tableau 2.2 Vies en fatigue de spécimens en AlSi12 à $\sigma_a = 120$ MPa pour un rapport de contrainte de $R = -1$, selon la condition thermique de fabrication (températures de plateforme : 0 °C et 200 °C ; Traitements thermiques F et SR) [22].....	23
Tableau 2.3 Variables d'intérêt en fatigue des alliages Al-Si-Mg produits par SLM.....	26
Tableau 3.1 Détails du plan expérimental.....	29
Tableau 3.2 Composition chimique des échantillons en alliage d'AlSi7Mg (en % massique) [46]	30
Tableau 3.3 Fonctions de densité de probabilité examinées	37
Tableau 3.4 Routine de polissage des spécimens métallographiques	39
Tableau 3.5 Liste d'événements de survie et rupture du lot standard, détaillée par le nombre de cycles à la rupture.....	45
Tableau 3.6 Calcul des coefficients N , A et B de l'escalier.....	46
Tableau 5.1 Taille des espacements des bras dendritiques des spécimens produits à 35 °C, 60 °C, 80 °C et 200 °C à l'état tel que fabriqué - F	84
Tableau 5.2 Résumé des résultats des vies en fatigue moyenne des spécimens produits à 35 °C, 60 °C, 80 °C à l'état tel que fabriqué - F, testés à $\sigma_a = 135$ MPa avec 50 % de probabilité de rupture avec 95 % de confiance	85
Tableau 5.3 Résumé des résultats de facteur d'intensité de contrainte $K_{I\max}$ par vie en fatigue moyenne à $\sigma_a = 135$ MPa avec 50 % de probabilité de rupture avec 95 % de confiance des spécimens produits à 35 °C, 60 °C, 80 °C.....	86

Table 4.1 Range of chemical composition in wt % of AlSi7Mg batches used and A357 alloy ASTM B108 [46] requirements.....	52
Table 4.2 Details of the batches of fatigue specimens	54
Table 4.3 Microstructural dendritic width parameter of AlSi7Mg batches	59
Table 4.4 Comparison of the distributions in terms of the coefficient of determination	65
Table 4.5 Parameters of log-normal distributions (μ and σ) applied to the fatigue life results presented in Figures 4.9 and 4.10. B-basis calculated for a 90 % probability of survival with a confidence level of 95 %	66
Table 4.6 Summary of features and their characteristics observed at crack initiation sites.....	71
Table 4.7 Paris coefficients and estimated fatigue models for the additively manufactured AlSi7Mg conditions tested in this work.....	78
Table 4.8 Table of nomenclature.....	81

LISTE DES FIGURES

Figure 2.1 Schématisation des composants principaux de la machine du procédé SLM (inspiré de l'image de Frazier [3]).....	5
Figure 2.2 Diagramme de phases du système binaire Al-Si, à l'aide de Thermo-Calc	6
Figure 2.3 Illustration des discontinuités ponctuelles et des lacunes de manque de fusion issues d'une mise en forme par SLM d'une pièce en AlSi10Mg [12].....	7
Figure 2.4 (a) Convention de Marangoni dans le bain de fusion; (b) Formation des discontinuités lors de la solidification d'une passe (inspiré de l'image de E. Louvis et al. [15])	8
Figure 2.5 Micrographies des régions de manque de fusion : (a) discontinuités préféablement perpendiculaires à la direction de fabrication, (b) région de manque de fusion avec deux spectres EDS, comparant les compositions chimiques du contour d'une discontinuité (spectre 1) et la matrice solide du matériau (spectre 2) [17].....	9
Figure 2.6 Micrographie d'une structure en écailles de poissons due au passage du laser dans le bain de fusion, (a) vue parallèle à la direction de fabrication et (b) vue perpendiculaire à la direction de fabrication d'un échantillon en AlSi10Mg [18]	10
Figure 2.7 Images au MEB de la structure cellulaire (a) prise sur le plan perpendiculaire à la direction de fabrication et dendritique (b) prise sur le plan parallèle à la direction de fabrication d'un échantillon en AlSi10Mg [20]	11
Figure 2.8 Microstructure de solidification dans des échantillons d'AlSi10Mg produits par SLM. (a) Image au MEB d'un échantillon produit à température ambiante; (b) image au MEB d'un échantillon produit à 160 °C; (c) image au MET d'un échantillon produit à 200 °C avec l'évidence des particules de Si sous la forme des précipités et phase Mg ₂ Si (au fond clair) [23, 24].....	12
Figure 2.9 Images au microscope optique des échantillons en AlSi10Mg produits par SLM. (a) à l'état thermique F; (b) à l'état thermique T6 [23]	13
Figure 2.10 Courbes S-N et limite d'élasticité de spécimens en AlSi10Mg produits par SLM selon les conditions thermiques F (As-built), SR, ST (ou T4) et T6, $R = -1$ [34]	17

Figure 2.11 Site amorce à la surface des spécimens d'AlSi10Mg produits par SLM. (a) spécimen à l'état F; (b) spécimen à l'état SR [34]	19
Figure 2.12 Aire d'un défaut à la surface d'un échantillon en traction, selon l'approche de Murakami (inspirée de Murakami et Endo [41])	20
Figure 2.13 Schéma de la littérature disponible sur la fatigue des alliages d'Al-Si-Mg produits par SLM.....	24
Figure 2.14 Diagramme d'Ishikawa résumant l'effet des variables étudiées par la littérature sur la résistance en fatigue des alliages d'aluminium produits par SLM.....	25
Figure 3.1 Directions de fabrication SLM : X et Z	31
Figure 3.2 Vue d'une plateforme d'échantillons bruts en X lors du SLM. La direction d'empilement des couches est perpendiculaire au plan XY	31
Figure 3.3 Machine R.R. Moore High-Speed Rotating Beam Fatigue Testing produite par INSTRON (SATP1962) [48]	32
Figure 3.4 Schéma de principe de chargement de la machine d'essai flexion rotative (inspiré de l'image de ISO 1143 [49])	33
Figure 3.5 Montage d'essai fatigue flexion rotative	34
Figure 3.6 Schéma des dernières étapes du polissage avec les pâtes de suspension de diamante de 6 µm et 3 µm	35
Figure 3.7 Étapes d'usinage et de polissage d'un spécimen de flexion rotative	35
Figure 3.8 Raies de polissage d'un spécimen à l'état poli (grossissement 20x)	35
Figure 3.9 (a) Découpe des plans XZ et XY d'un spécimen produit en Z pour l'observation microstructurale; (b) positionnement des échantillons dans la résine d'enrobage.....	38
Figure 3.10 Dimensions de longueur et largeur de la structure en écaille de poisson	40
Figure 3.11 Protocole de mesure de taille des défauts, selon Murakami : (a) défaut unique sub-surfacique; (b) défaut unique surfacique (inspirée de l'image de Murakami [55])	41
Figure 3.12 Résultats de fatigue à 10^6 cycles du lot standard, selon la méthode de l'escalier	45

Figure 3.13 Images fractographiques au microscope binoculaire, avec le détail du site d'amorce de rupture (grossissement 20 \times et 30 \times).....	47
Figure 3.14 Images au MEB du site d'amorce des spécimens numéro #3 (a) et #14 (b) du lot standard (grossissement 150 \times).....	48
Figure 4.1 Representation of the build orientations of the samples and the blank geometries. The first layers of the SLM process are depicted	53
Figure 4.2 Experimental setup. (a) Fatigue test specimen design, dimensions in mm. (b) Experimental assembly: (1) polished specimen, (2) bearing shafts, (3) load-bearing system	54
Figure 4.3 Typical microstructure of the AlSi7Mg Z built parts produced by SLM on the hot-platform at 200 °C; (a) 100 \times and (b) 1000 \times magnifications.....	57
Figure 4.4 Typical melt-pool microstructure of the AlSi7Mg X-built parts produced by SLM at: (a) 35 °C, (b) 60 °C, (c) 80 °C and (d) 200 °C; 200 \times magnification. Width and height measurements of an individual melt pool are annotated in (a). The build direction is vertical gravitationally and upwards on the page.....	58
Figure 4.5 High-magnification SEM images (10,000 \times and 50,000 \times) of the typical microstructure at 35 °C F (a), T5 (b) and 200 °C F (c) build conditions. The Al matrix is the dark phase and the lighter phase surrounding the Al matrix is Si particles. In (b) and (c), discrete Si precipitations were observed from thermal heat treatment	60
Figure 4.6 Optical micrograph of lack of fusion (LoF) representative discontinuity; (a) 500 \times and (b) 1,500 \times magnifications	61
Figure 4.7 Histograms of porosity size of AlSi7Mg X as-built parts produced by SLM at 35 °C (a), 60 °C (b), 80 °C (c) and 200 °C (d).....	62
Figure 4.8 Vickers hardness of X-built (a) and Z-built (b) batches, HV 100 gf	63
Figure 4.9 Fatigue life from rotating-bending fatigue tests at 135 MPa for 35 °C, 60 °C and 80 °C conditions (X and Z building conditions)	64
Figure 4.10 Fatigue life from rotating-bending fatigue tests at 130 MPa for 200 °C condition (X and Z building conditions)	64

Figure 4.11 Probability of failure (%) vs number of load cycles, N . The probability density function of log-normal distributions is fitted to each series of experimental results. The stress amplitude was 130 MPa for the 200 °C, X and Z building conditions	66
Figure 4.12 Probability of failure (%) vs number of load cycles, N . The probability density function of log-normal distributions is fitted to each series of experimental results. The stress amplitude was 135 MPa for the 35 °C, 60 °C and 80 °C, X (a) and Z (b) building conditions.....	67
Figure 4.13 Fatigue behavior of AlSi7Mg specimens from this work (built at 80 °C and 200 °C, and tested in F and T5 conditions) compared with polished additively manufactured AlSi10Mg specimens produced at 165 °C [26] and 200 °C [21]; with conventional permanent molding (PM); and with semi-solid molding (SSM) 357 cast alloy [83] from literature. The stress ratio is $R = -1$ in all cases	69
Figure 4.14 Digital optical microscope images of fatigue fracture surfaces (30 \times and 300 \times). (a) Surface defect; (b) sub-surface defect.....	71
Figure 4.15 SEM images of fatigue fracture surfaces. Features presumed from observations to be responsible for the fatigue crack initiation: (a) lack-of-fusion ($N_f = 4.41 \times 10^5$ cycles, $\sqrt{\text{area}} = 104 \mu\text{m}$); (b) oxide ($N_f = 3.25 \times 10^6$ cycles); (c) and (d) indefinite discontinuities	72
Figure 4.16 Fatigue results for X (a) and Z (b) specimens produced on a platform preheated at 200 °C presented in terms of maximum stress intensity factor ($K_{I\max}$) characterizing defects at crack origins and number of cycles to failure (N_f) for a stress amplitude of 130 MPa.....	73
Figure 4.17 Fatigue results for X (a) and Z (b) specimens produced on a platform preheated at 35 °C, 60 °C and 80 °C presented in terms of maximum stress intensity factor ($K_{I\max}$) characterizing defects at crack origins and number of cycles to failure (N_f) for a stress amplitude of 135 MPa.....	74
Figure 4.18 Relationship between number of cycles to failure (N_{fail}) and discontinuity size $\sqrt{\text{area}}$. The fitted line represents specimens produced on X and Z-built conditions at 200 °C. The stress amplitude is 130 MPa and $R = -1$	77
Figure 4.19 Relationship between number of cycles to failure (N_{fail}) and discontinuity size $\sqrt{\text{area}}$. The fitted line represents specimens produced on X and Z-built conditions at 60 °C and 80 °C. Filled symbols represent F specimens and open symbols represent T5 specimens. The	

results for the specimens produced at 35 °C (blue circles) were added to the graph for validation purpose. For all tests, the stress amplitude is 135 MPa and $R = -1$77

LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS

3D	Three-dimensional (tridimensionnel)
AM	Additive Manufacturing
ASTM	American Society for Testing and Materials
CAO	Conception assistée par ordinateur
DAS	Dendrite arm spacing (espacement des bras interdentrite) [μm]
EBSD	Electron backscatter diffraction (diffraction des électrons rétrodiffusés)
EDM	Electrical discharge machining (usinage par décharge électrique)
EDS	Energy-dispersive X-ray (rayons X par dispersion d'énergie)
FA	Fabrication additive
GEV	Generalized extreme value
HAZ	Heat affected zone (zone affectée thermiquement)
HCF	High-cycle fatigue (fatigue à grand nombre de cycles)
ISO	International Organization for Standardization
LCF	Low-cycle fatigue (fatigue à faible nombre de cycles)
LoF	Lack of fusion (manque de fusion)
MEB	Microscope électronique à balayage
MET	Microscope électronique en transmission
MO	Microscope optique
PBF	Powder bed fusion (fusion des lits de poudre)
SLM	Selective laser melting (fusion sélective par laser)
SR	Stress relief (relaxation des contraintes)
USAF	United States Air Force

LISTE DES SYMBOLES

λ	Espacement des bras primaires des dendrites
σ	Amplitude de contrainte nominale
$\hat{\mu}$	Résistance en fatigue moyenne
σ'	Amplitude de contrainte d'un défaut à la sub-surface
$\hat{\sigma}$	Écart-type
σ_0	Amplitude de contrainte initiale de départ
σ_a	Amplitude de contrainte
σ_f	Limite de fatigue à 10^7 cycles
σ_{f8}	Résistance en fatigue à 10^8 cycles
σ_m	Contrainte moyenne
σ_{max}	Contrainte maximale
σ_{min}	Contrainte minimale
a_i	Taille d'une fissure à l'amorce
a_c	Taille d'une fissure critique à la rupture
a_f	Taille de la fissure finale à la rupure
d_c	Diamètre de défaut équivalent
d_d	Distance du centre d'un défaut à la surface du spécimen
r_d	Mesure du rayon d'un défaut
N_{fail}	Estimation de la vie en fatigue
N_f	Nombre de cycles à la rupture
N_i	Nombre de cycles pour amorcer une fissure
$K_{I\max}$	Facteur d'intensité de contrainte maximal en mode I

R_e	Limite d'élasticité
R_m	Résistance mécanique en traction
S_0	Niveau de contrainte initial de l'escalier
S_i	Niveaux de contraintes de l'escalier
Y	Facteur de forme géométrique de la fissure et de la pièce
y_i	Valeur d'une mesure expérimentale
\hat{y}_i	Valeur prédite correspondante
\bar{y}	Moyenne des mesures
a	Paramètre de forme statistique
b	Paramètre d'échelle statistique
c	Paramètre de position statistique
C	Coefficient de la relation de Paris
d	Diamètre de la section réduite du spécimen de fatigue
D	Distance de la discontinuité à la surface du spécimen
E	Densité de l'énergie
f	Fréquence d'essai de fatigue
h	Distance interpassee du laser
K	Facteur d'intensité de contrainte
L	Distance entre l'application de la force et l'appui du système en flexion
l	Longueur de la section réduite du spécimen de fatigue
m	Coefficient de la relation de Paris
n	Nombre de mesures
P	Puissance du laser
R	Rapport de contrainte

R^2	Coefficient de détermination
r	Rayon de courbure du spécimen de fatigue
s	Pas d'échelonnemement
t	Épaisseur de la couche de poudre
V	Vitesse de balayage du laser
W	Poids du chargement
S-N	Stress-number of cycles to failure (graphique de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles à la rupture).

LISTE DES ANNEXES

Annexe A DESSIN DES SPÉCIMENS DE FATIGUE FLEXION ROTATIVE98

CHAPITRE 1 INTRODUCTION

Mise en contexte et problématique

La Fabrication Additive (FA) représente, depuis une trentaine d'années, une des méthodes de mise en forme prometteuses pour la production des pièces de géométrie complexe. Cette technique révolutionnaire de conception permet la fabrication de pièces complexes, présentant des cavités internes et des surfaces topologiquement optimisées, en une seule étape de fabrication et résultant en une faible perte de matériau [1, 2], c'est-à-dire que le ratio de la masse de la pièce initiale par rapport à la masse de la pièce finale, nommé en anglais « Buy-to-Fly ratio », est proche de l'unité. Par conséquent, il existe un fort intérêt lié à l'utilisation de ce procédé de mise en forme pour la fabrication des pièces d'ingénierie, notamment dans l'industrie aéronautique. En revanche, les pièces produites par FA ont une variabilité importante par rapport aux propriétés mécaniques [3]. Cette variabilité est la raison principale d'une implantation encore faible de ce mode de fabrication dans les industries aéronautiques. C'est pourquoi les efforts de recherches actuels dans la fabrication additive se concentrent sur l'approfondissement des connaissances relatives à l'effet des conditions de fabrication sur les propriétés mécaniques des matériaux.

Les alliages d'aluminium présentent un intérêt majeur pour les applications dans les industries du transport, attribuable à leur résistance spécifique et leur résistance à la corrosion atmosphérique. En effet, sa légèreté combinée à sa résistance mécanique permet à l'industrie du transport de proposer une conception économique en matière de poids des matériaux. De ce fait, plus de 50 % des pièces structurales d'un avion (comme le fuselage, les ailes, le train d'atterrissement et les rivets d'assemblage) sont fabriquées en alliage d'aluminium [4].

Étant donné les conséquences économiques, matérielles et humaines que les ruptures des pièces structurales d'un avion peuvent générer, les accidents dans l'industrie d'aviation ont souvent des conséquences catastrophiques. Parmi les modes d'endommagement des matériaux, il est bien connu que l'endommagement par fatigue cause 90 % des défaillances de pièces d'ingénierie. Dans le contexte d'aéronautique, la fatigue à grand nombre de cycles (de l'anglais High-Cycle Fatigue - HCF) est un des régimes d'efforts dynamiques dominants pour les composants structuraux [5]. Selon l'United States Air Force (USAF), ce type de sollicitation a été reconnu comme la cause

dominante des bris dans les flottes d'avions militaires pendant les années 1990 [6]. De ce fait, actuellement, une grande partie des projets de recherche dans le domaine de l'aviation est orientée vers l'obtention d'une meilleure connaissance sur la vie en fatigue à grand nombre de cycles des matériaux [7].

Le présent ouvrage constitue un des projets issus d'un programme de recherche collaboratif rassemblant l'expertise de Polytechnique Montréal, de l'Université McGill et des partenaires industriels : Association de l'aluminium du Canada, Bell Textron Canada, Renishaw, FusiA Group et Pratt & Whitney Canada. Ce programme s'inscrit directement dans le contexte de développement et de contrôle d'un procédé de fabrication additive, dans le but d'accélérer l'adoption de cette nouvelle technologie par l'industrie aéronautique.

En ce moment, de nombreux projets de recherche appliquant la fabrication additive au domaine aéronautique s'intéresse à l'acier inoxydable 316, le titane, l'inconel 718 et les alliages d'Al-Si-Mg. La grande majorité des résultats expérimentaux publiés se concentrent sur la caractérisation de la microstructure et des propriétés mécaniques monotones. Cependant, il existe moins d'études consacrées à la performance en fatigue de ces matériaux avancés, surtout dans le cas de l'alliage AlSi7Mg. L'alliage AlSi7Mg tire sa résistance mécanique d'un durcissement structural post-fabrication dont les conditions ont été optimisées pour des pièces de fonderie. Dans le contexte du développement des procédés de FA pour la mise en forme des alliages d'aluminium visant des applications où la résistance en fatigue est critique, la question de recherche suivante est formulée :

Est-il possible d'augmenter la tenue en fatigue de l'alliage d'AlSi7Mg produit par FA en optimisant les conditions thermiques de fabrication ?

Ce projet de recherche se concentre sur la caractérisation de l'effet de certaines conditions thermiques de fabrication sur la vie en fatigue de l'alliage AlSi7Mg. L'approche du projet est essentiellement de nature expérimentale. Elle consiste à identifier les caractéristiques microstructurales qui pilotent la vie en fatigue de l'alliage produit dans des conditions représentatives de celles qui sont accessibles dans un contexte industriel. Les résultats obtenus permettront d'augmenter la base de données existante sur le comportement en fatigue de ces alliages, en vue d'optimiser les conditions thermiques de fabrication. De plus, les connaissances

acquises partagées à travers la soumission d'un article scientifique permettront de pallier certaines lacunes de la littérature sur la vie en fatigue des alliages d'aluminium produits par FA.

Plan du mémoire

Pour répondre à la question de recherche énoncée, le mémoire est divisé en trois chapitres de contenus, suivis d'une discussion générale, d'une conclusion et de recommandations pour des travaux futurs. Le chapitre 2 présente les résultats d'une revue critique de la littérature sur les trois axes principaux du projet : l'alliage d'aluminium AlSi7Mg, la méthode de fabrication additive et la méthodologie de caractérisation par fatigue. L'influence des conditions de fabrication sur la microstructure et le comportement mécanique en fatigue est présentée. Le chapitre 3 définit la méthodologie du projet, c'est-à-dire les moyens utilisés pour atteindre les objectifs spécifiques de recherche révélés à la fin du chapitre 2. Ensuite, le chapitre 4, sous la forme d'un article scientifique, présente une étude de la tenue en fatigue des spécimens produits sur une plateforme de fabrication dont la température a été variée, soit de 35 °C, 60 °C, 80 °C et 200 °C, et testés aux états thermiques tels que fabriqués (F) et T5. La discussion générale présentée au chapitre 5 inclut une synthèse des résultats et énonce les limites expérimentales et la portée de l'étude. Enfin, le chapitre de conclusion tente de répondre aux objectifs de recherche et fournit des suggestions pour la poursuite des travaux de recherche sur ce sujet.

CHAPITRE 2 REVUE DES CONNAISSANCES ET DE LA LITTÉRATURE

Ce chapitre présente la base théorique nécessaire pour le développement de l'étude expérimentale subséquente. La revue de littérature décrit le procédé de mise en forme par fabrication additive, la caractérisation de fatigue à grand nombre de cycles et les notions d'intégrité d'une pièce lors de la mise en forme (microstructure et discontinuités) associées à la vie en fatigue. La fin du chapitre comporte une synthèse qui consiste en la formulation des objectifs spécifiques de recherche.

2.1 Procédé de fabrication additive par fusion sélective par laser

La norme ISO/ASTM 52900 [8], approuvée par le comité F42 d'American Society for Testing and Materials, définit la fabrication additive (FA) (de l'anglais Additive Manufacturing - AM) comme un procédé de fabrication qui forme une pièce à partir d'un modèle des données 3D couche par couche, par opposition aux méthodes de fabrication soustractives . La FA permet de créer des géométries extrêmement complexes avec des cavités internes et creuses, sans le besoin de post-étapes d'usinage et d'assemblage.

D'après la norme ISO/ASTM 52900 [8], les procédés de FA sont classifiés en 7 différentes catégories selon leurs sources d'énergie et matières brutes. Dans le cadre de cet ouvrage, le procédé de fusion sélective par laser (de l'anglais Selective Laser Melting - SLM) basée sur la fusion des lits de poudre (de l'anglais Powder Bed Fusion - PBF) est étudié. Ce processus additif utilise une technique dont une source d'énergie thermique consolide certaines régions sélectives de lit de poudre par fusion. Dans ce procédé, une pièce est conçue à l'aide d'un logiciel CAO et discrétisée dans une orientation et une séquence de tranches. Par la suite, ces tranches sont transformées par un contrôleur afin de créer le parcours du laser. Ensuite, un faisceau de laser effectue la fusion d'une fine couche de poudre lorsque le piston de fabrication se déplace. Le piston et le rouleau de distribution ajustent la hauteur de chaque couche pour une distribution uniforme. Le laser trace la deuxième couche et les zones fondues des deux couches sont jointes, de manière à ce que chaque couche soit déposée sur la précédente. Le processus procède jusqu'à la dernière couche de la pièce. Enfin, la pièce produite est enlevée de la plateforme de fabrication et subit des opérations de finition

de surface, au besoin. La Figure 2.1 suivante montre un schéma générique du procédé SLM afin que les composants principaux de la machine soient identifiés.

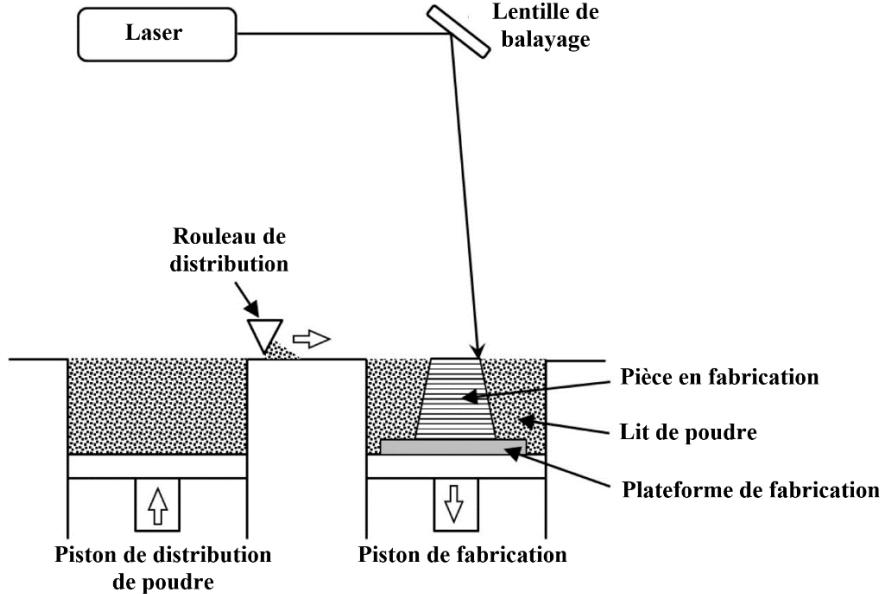


Figure 2.1 Schématisation des composants principaux de la machine du procédé SLM (inspiré de l'image de Frazier [3])

2.1.1 Matériau : AlSi7Mg

Le matériau étudié est l'alliage d'Aluminium (Al), 6,5-7,5 % Silicium (Si) et 0,4-0,7 % Magnésium (Mg); connu sous le nom d'AlSi7Mg, ou encore, 357, 357.0 et A357.0 [9]. Parmi les alliages d'aluminium traditionnels de fonderie, les alliages d'Al-Si-Mg sont les plus couramment utilisés dans la FA, en raison de leurs bonnes propriétés de coulabilité et du fait qu'ils sont peu sensibles à la fissuration lors de la solidification [10]. D'autres éléments peuvent être associés à l'alliage Al-Si afin d'ajouter des améliorations considérables sur les propriétés mécaniques. Des modifications microstructurales peuvent survenir comme l'affinage des grains, la réduction des inclusions et la formation de précipités. Dans le cas du projet, l'ajout de Mg (0,3-1,0 %) dans les alliages d'Al-Si a aussi un impact positif sur les propriétés mécaniques à partir du durcissement par précipitation de la phase Mg₂Si [11].

Dans ces alliages, plus la concentration de Si est proche du point eutectique à 12,6 %, plus la température de fusion de l'alliage est faible et l'intervalle de solidification petit. Ainsi, lors du procédé de fabrication additive, les passages de l'état solide (poudre) à l'état liquide (bain de fusion) et l'état solide (pièce) se font assez rapidement. Ce faisant, à la suite d'une transformation de phases (Figure 2.2) à partir du refroidissement d'une solution hypoeutectique d'Al-Si à l'état liquide (L), les cristaux d'une solution solide primaire pro-eutectique d'aluminium α (Al_α -proeutectique) sont précipités, selon $L \rightarrow L + \text{Al}_\alpha$ -proeutectique. Ensuite, au passage de la ligne isotherme d'eutectique à environ 577 °C, une solution solide eutectique d'Al-Si (Al_α -eutectique + Si_β -eutectique) se précipite en $L \rightarrow \text{Al}_\alpha$ -eutectique + Si_β -eutectique. À l'équilibre d'un refroidissement lent, il existe donc à l'état solide une matrice d'aluminium entourée par des particules en silicium de composition proche de celle de l'eutectique.

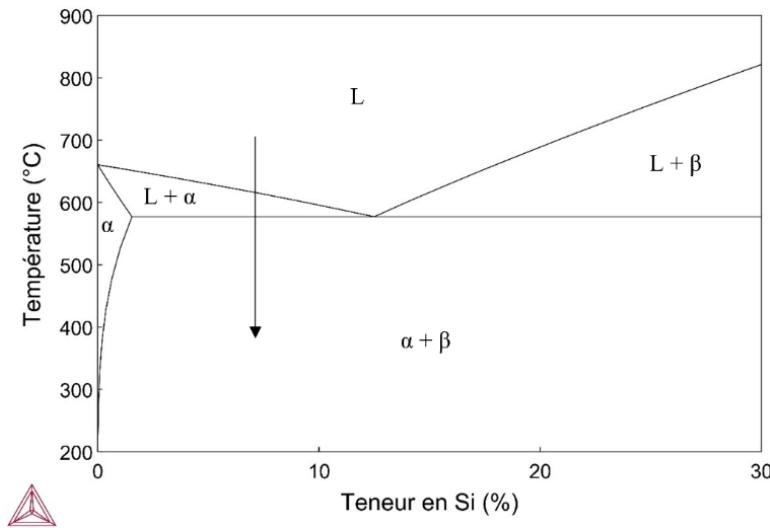


Figure 2.2 Diagramme de phases du système binaire Al-Si, à l'aide de Thermo-Calc

2.1.2 Discontinuités

Comme dans les procédés de fabrication traditionnels, des discontinuités sont fréquemment générées dans les pièces produites par SLM. Les défauts issus de la fabrication additive peuvent être clairement distingués selon la morphologie. Des discontinuités ponctuelles ou des pores sont souvent présents sur une forme sphérique dans les pièces produites par SLM. En revanche, des

discontinuités par lacunes de manque de fusion (de l'anglais Lack of Fusion - LoF) sont allongées et se forment principalement en raison du manque d'apport d'énergie au cours du processus de fusion des lits de poudres. La Figure 2.3 montre la distinction morphologique de ces deux types de discontinuités issues de la FA.

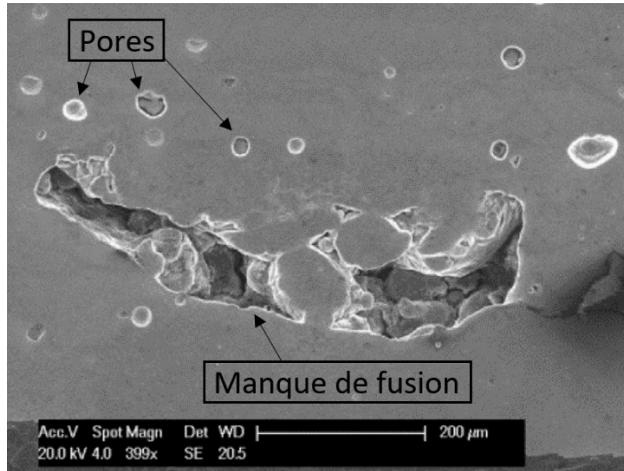


Figure 2.3 Illustration des discontinuités ponctuelles et des lacunes de manque de fusion issues d'une mise en forme par SLM d'une pièce en AlSi10Mg [12]

Des discontinuités ponctuelles ou des pores sont souvent présents sur une forme sphérique dans les pièces produites par SLM. Ces porosités sont principalement dues aux paramètres de déposition et fabrication additive. Elles peuvent notamment être générées par la vaporisation et projection des particules de poudres dans le bain de fusion. En outre, la granulométrie, la taille et la morphologie de la poudre sont liées à l'emprisonnement de gaz et par conséquent la densité relative des pièces produites. Une granulométrie fine expose généralement une plus grande surface de fusion et une granulométrie grossière mène la formation des pores dans les pièces produites. Cependant, l'utilisation d'une granulométrie fine peut générer une tendance à former des agglomérations de poudres et favoriser la formation des lacunes de manque de fusion en raison de la forme irrégulière des agglomérats [13].

Dans le cas des pièces en aluminium, le principal obstacle pour la fabrication des pièces saines est l'oxydation [14, 15]. La réflectivité élevée de l'aluminium impose également une barrière importante pour que la puissance du laser soit suffisante pour atteindre la fusion des poudres. La

formation d'un film d'oxyde à la surface des zones fondues forme une barrière pour la fusion des couches précédentes provoquant des discontinuités, comme des régions de manque de fusion. D'après la convention de Marangoni [15], la Figure 2.4 montre un schéma de la formation des discontinuités, à l'échelle microscopique. Dans l'image, il est possible d'observer que des films d'oxyde issus de la solidification de la phase de fusion précédente offrent des barrières à la cohésion entre les zones fondues au sens du bain de fusion ; en effet, des discontinuités sont générées lors de la consolidation d'un lit de poudres. La formation est due au fait que les poudres métalliques ne sont pas complètement fondues dans la déposition lors de la formation d'une nouvelle couche sur la couche précédente.

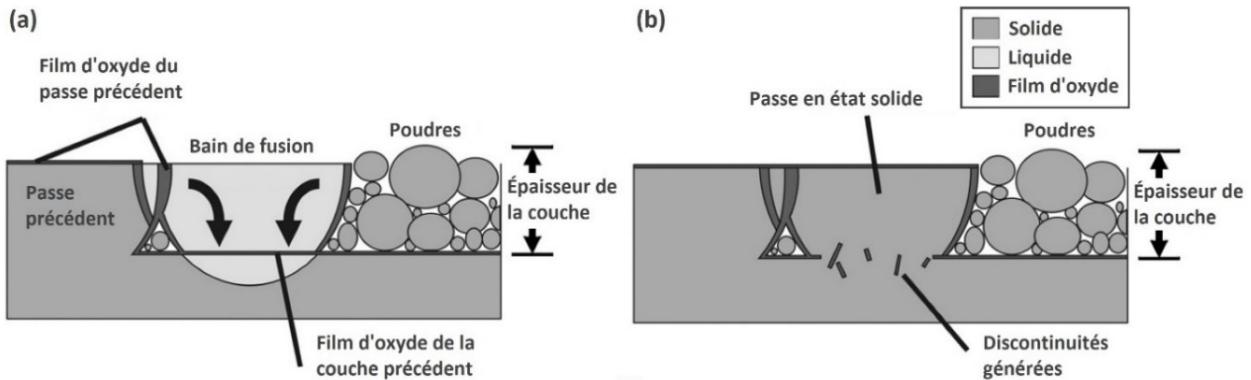


Figure 2.4 (a) Convention de Marangoni dans le bain de fusion; (b) Formation des discontinuités lors de la solidification d'une passe (inspiré de l'image de E. Louvis et al. [15])

Donc, les paramètres de balayage et d'énergie du laser doivent être optimisés afin de rendre une consolidation sans défauts dans les particules des matériaux. De ce fait, quelques paramètres de déposition sont cruciaux pour la consolidation d'une pièce saine. Ces paramètres ont tous une corrélation avec une variable de densité de l'énergie (E) par unité de volume de matériau, de sorte que :

$$E = \frac{P}{V \cdot h \cdot t} \quad (2.1)$$

Où E , en (J/mm^3), représente la densité d'énergie ; P , en (W), la puissance du laser ; V , en (mm/s), la vitesse de balayage du laser ; h , en (mm), la distance interpassé du laser; et t , en (mm), l'épaisseur

de la couche de poudre. Ainsi, il existe une fenêtre de choix de paramètres de déposition qui mène à la production d'une pièce saine (avec un minimum de discontinuités). Ce choix est évidemment spécifique à chaque matériau et modèle de machine de FA. D'une manière générale, des porosités par vaporisation et projection de matière au niveau du bain de fusion peuvent être générées à partir d'un apport d'énergie élevé. En revanche, un faible apport d'énergie peut réduire la génération des porosités, mais former des lacunes par manque de fusion [16].

La Figure 2.5 (a) est une image microscopique d'une région contenant des manques de fusion. Elle révèle que ces discontinuités sont allongées selon l'axe perpendiculaire à la direction de fabrication [17]. Une discontinuité de type manque de fusion est montrée à un plus fort grossissement à la Figure 2.5 (b). Deux spectres de rayons X par dispersion d'énergie (de l'anglais Energy-dispersive X-ray Spectroscopy - EDS) révèlent la présence d'un film d'oxyde (spectre 1) à la limite de la région de manque de fusion étudiée. Ainsi les manques de fusion sont souvent combinés à la présence de films d'oxyde.

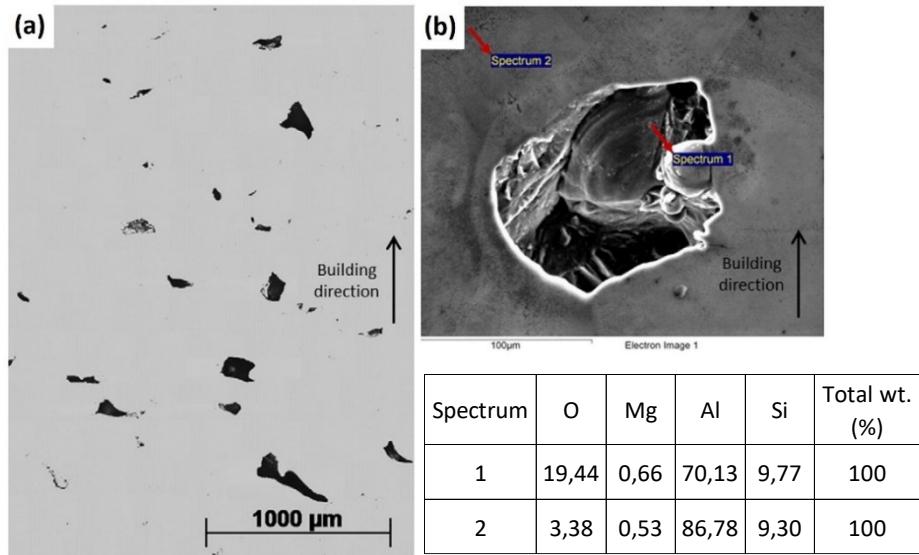


Figure 2.5 Micrographies des régions de manque de fusion : (a) discontinuités préféablement perpendiculaires à la direction de fabrication, (b) région de manque de fusion avec deux spectres EDS, comparant les compositions chimiques du contour d'une discontinuité (spectre 1) et la matrice solide du matériau (spectre 2) [17]

2.1.3 Microstructure

En raison du fort gradient thermique lors du procédé SLM, la microstructure de ces matériaux doit être étudiée sur plusieurs échelles. En raison d'un taux de refroidissement de l'ordre de 10^4 à 10^6 K/s au cours du SLM, la microstructure d'une pièce produite est généralement très fine. Les structures de solidification des pièces en aluminium produites par SLM sont de nature directionnelle ou colonnaire, issues du passage du laser et du recouvrement des zones de bain de fusion. Des structures appelées des structures en écailles de poissons sont générées par le gradient thermique de fusion de chaque couche et le besoin de faire refondre une certaine épaisseur de la couche précédente afin d'assurer une cohésion complète entre les couches. L'allure de cette structure diffère selon le plan d'observation. Dans le plan parallèle à la direction de fabrication, Figure 2.6 (a), les bains de fusion semblent avoir une forme de coupole avec une longueur et largeur définies. Ces dimensions de longueur et largeur sont le résultat direct de l'effet des paramètres de déposition SLM (la densité d'énergie, la puissance du laser, la vitesse de balayage du laser, la distance interpassé du laser et l'épaisseur de la couche de poudre) et de la stratégie de lasage pour la fusion des poudres. Dans le plan perpendiculaire à la direction de fabrication, Figure 2.6 (b), il est possible d'observer des ellipses complètes ou semi-complètes avec des angles entre eux.

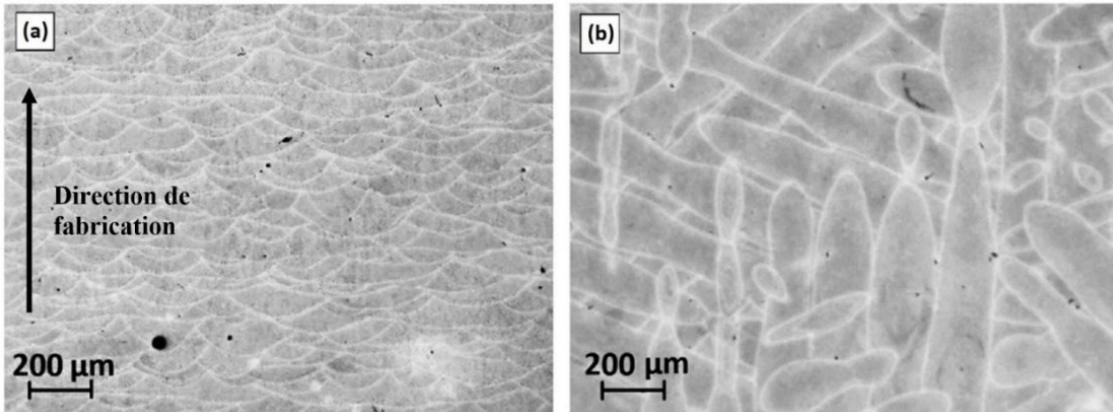


Figure 2.6 Micrographie d'une structure en écailles de poissons due au passage du laser dans le bain de fusion, (a) vue parallèle à la direction de fabrication et (b) vue perpendiculaire à la direction de fabrication d'un échantillon en AlSi10Mg [18]

Du point de vue de la structure produite lors de la fabrication, plusieurs travaux [14, 19-21] suggèrent une microstructure de solidification dendritique (aussi appelée cellulaire) générée lors du SLM de l'aluminium. M.Tang [20] propose une étude quantitative de la microstructure dendritique. Il caractérise la distance entre les murs de silicium qu'il assimile à la taille des bras primaires de dendrites, λ . Dans le cas de la FA, les bras secondaires des dendrites traditionnelles de fonderie n'ont pas le temps de se former en raison du refroidissement rapide [20]; ainsi, les dendrites ressemblent à des cellules dans le plan normal à la direction de fabrication. La Figure 2.7 montre les vues des plans de fabrication de la structure de solidification d'une pièce en AlSi10Mg, avec l'évidence d'une microstructure cellulaire dans le plan perpendiculaire à la direction de fabrication et d'une microstructure dendritique dans le plan parallèle à la direction de fabrication.

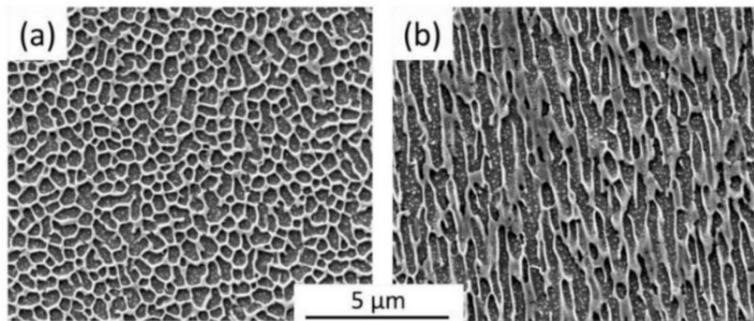


Figure 2.7 Images au MEB de la structure cellulaire (a) prise sur le plan perpendiculaire à la direction de fabrication et dendritique (b) prise sur le plan parallèle à la direction de fabrication d'un échantillon en AlSi10Mg [20]

La température de la plateforme de fabrication peut cependant affecter les caractéristiques microstructurales. Lors d'une fabrication à une température de plateforme élevée, le taux de refroidissement est réduit, conduisant à une diminution des distorsions issues des contraintes résiduelles. Il s'agit d'un effet désiré de la fabrication à plus haute température. Cependant, cette diminution du taux de refroidissement a aussi pour effet d'augmenter la taille des bras primaires de dendrites lors de la solidification [22]. De plus, des travaux récents réalisés sur l'alliage AlSi10Mg indiquent que la précipitation du silicium est aussi influencée par la température de la plateforme. La Figure 2.8 (a) montre que les particules de Si (phase claire) forment des murs majoritairement continus quand il n'y a pas de chauffage de la plateforme de fabrication. En

comparaison, à la Figure 2.8 (b) qui représente une microstructure formée à partir d'une plateforme chaude, on observe des précipités de Si sous la forme de particules situées dans les cellules d'aluminium en plus du silicium formant des murs plus épais et discontinus. En effet, la solidification à une température plus élevée entraîne une diffusion du Si, de sorte qu'un phénomène de précipitation de Si peut se produire pendant la fabrication [23]. À partir des images au microscope électronique en transmission - MET (de l'anglais Transmission Electron Microscopy - TEM) d'un échantillon en AlSi10Mg produit sur une plateforme à 200 °C, la Figure 2.8 (c) confirme la nature des précipités de Si et de Mg_2Si dans les cellules d'aluminium. Ces modifications de la microstructure pourraient entraîner une chute des propriétés mécaniques.

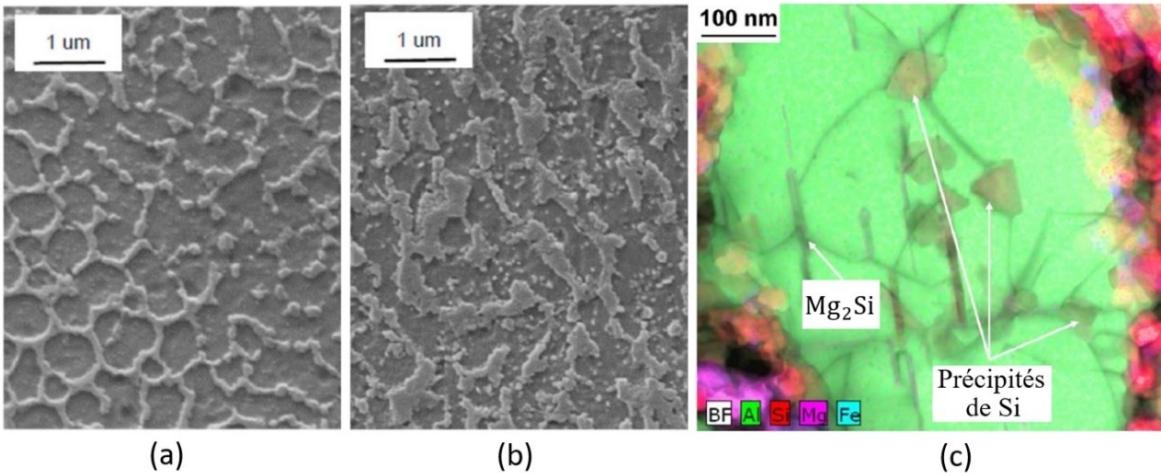


Figure 2.8 Microstructure de solidification dans des échantillons d'AlSi10Mg produits par SLM.

(a) Image au MEB d'un échantillon produit à température ambiante; (b) image au MEB d'un échantillon produit à 160 °C; (c) image au MET d'un échantillon produit à 200 °C avec l'évidence des particules de Si sous la forme des précipités et phase Mg_2Si (au fond clair) [23, 24]

Tout comme pour les pièces fabriquées par les méthodes conventionnelles de mise en forme, certains alliages d'aluminium produits utilisés en SLM peuvent être durcis par précipitation pour améliorer leurs résistances mécaniques. Cependant, le cycle thermique particulier vécu par chacune des couches déposées lors de la FA porte à croire que les traitements thermiques conventionnels de durcissement, de type T5 ou T6, ne sont pas optimaux pour ce procédé particulier. Les stratégies

de chauffe des plateformes de fabrication ayant pour but de diminuer les contraintes résiduelles sont donc susceptibles d'influencer la réponse des pièces aux traitements thermiques.

L'efficacité des traitements T5 et T6 a été examinée par différents groupes de recherche. Le traitement T5 consiste en une trempe à la suite de la mise en forme suivie d'un vieillissement artificiellement du matériau. Le traitement thermique T6 nécessite une étape supplémentaire de mise en solution à environ 530 °C (pour les alliages d'Al-Si-Mg), suivie d'une trempe et d'un vieillissement artificiel du matériau [25]. Les traitements T5 et T6 sont notamment les deux traitements les plus utilisés pour les pièces de FA. Le traitement T5 est d'ailleurs le moins coûteux, car l'étape de mise en solution n'est pas nécessaire. L'étude récente de Casati et al. [26] montre que l'utilisation du traitement T6 conventionnel engendre un grossissement significatif de la fine microstructure issue de la fabrication additive. De plus, lors de la mise en solution, la microstructure s'homogénéise, faisant disparaître les évidences des bains de fusion formés par le passage du laser. La Figure 2.9 montre une comparaison entre la microstructure d'un AlSi10Mg produit par SLM à l'état F, Figure 2.9 (a), et T6, Figure 2.9 (b). D'un autre côté lorsqu'un traitement thermique T5 est appliqué, la structure en écaille est conservée, mais de fins précipités de silicium se forment dans les cellules d'aluminium [23].

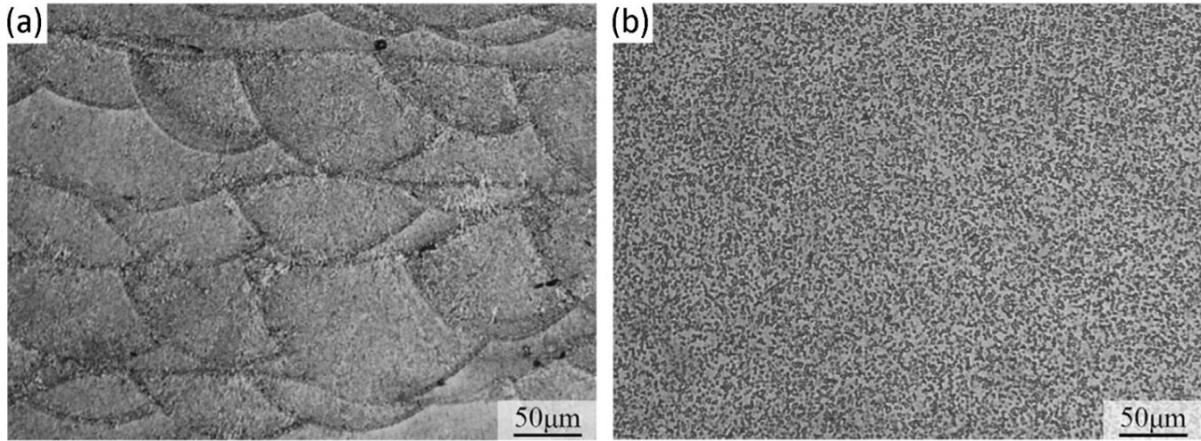


Figure 2.9 Images au microscope optique des échantillons en AlSi10Mg produits par SLM. (a) à l'état thermique F; (b) à l'état thermique T6 [23]

2.2 Propriétés mécaniques

Le Tableau 2.1 résume les propriétés mécaniques en traction monotone d'un alliage d'Al-Si-Mg produit par SLM, avec une emphase mise sur les stratégies thermiques de fabrication étudiées dans la section précédente.

Tableau 2.1 Propriétés mécaniques de l'alliage d'AlSi10Mg produit par SLM, selon différentes stratégies thermiques de fabrication [23]

Température de plateforme	État thermique	Résistance mécanique (MPa)	Allongement à la rupture (%)
Ambiante	T5	471	8,6
	T6	323	15,3
160 °C	F	386	8,6

Ces résultats révèlent que les propriétés mécaniques en traction monotone des spécimens en alliage d'Al-Si-Mg à l'état T5 surpassent celles des spécimens produits aux états F et T6 et que le traitement T6 a un effet délétère sur la résistance mécanique. Dans ce cas [23], l'état T5 a été obtenu par un vieillissement à 160 °C pendant 4 heures. Pour l'état T6, une mise en solution à 540 °C pendant 1 heure suivi du même vieillissement que celui du traitement T5. Seule l'étape de mise en solution a été ajoutée pour le traitement T6.

Casati et al. [26] ont poursuivi leurs travaux pour révéler les corrélations entre les propriétés mécaniques monotones et les états thermiques de fabrication. Ils se sont intéressés aux alliages d'aluminium AlSi7Mg et AlSi10Mg qu'ils ont caractérisés aux états F, T5 (vieillissement à 160 °C pendant 4 heures) et T6 (mise en solution à 540 °C pendant 1 heure et vieillissement à 160 °C pendant 4 heures). Ils ont ainsi formulé une hypothèse selon laquelle les particules de silicium qui forment des murs autour des cellules d'aluminium sont des barrières microstructurales qui agissent en retardant la mobilité des dislocations, ce qui contribue à l'augmentation de la résistance mécanique. Le traitement T5 permettrait d'ajouter des précipités de silicium dans la matrice d'Al, tout en préservant la structure très fine des cellules [23]. D'autre part, à la suite du traitement T6, les limites cellulaires de silicium seraient détruites, ce qui affaiblirait les propriétés mécaniques [26]. L'utilisation du traitement T5 serait donc plus appropriée que le traitement T6 pour augmenter

la résistance mécanique en sollicitation monotone des matériaux produits par SLM. Qu'en est-il de la résistance aux sollicitations cycliques en fatigue ?

2.2.1 Généralités sur la fatigue

La plupart des pièces d'ingénierie sont soumises à des charges cycliques qui peuvent entraîner des défaillances par fatigue. En effet, la rupture par fatigue représente environ 90 % des causes de rupture des pièces ou des structures mécaniques [27]. Il s'agit donc d'un des facteurs importants à considérer dans les analyses de risques de l'industrie aérospatiale, étant donné les conséquences économiques, matérielles et humaines catastrophiques que ces défaillances peuvent générer. Le mode de défaillance par fatigue a été identifié pour la première fois par J.V. Poncelet en 1839 [28]. L'étude de l'endommagement par fatigue a été accélérée à la suite du développement du transport par voie ferrée en raison de ruptures fréquentes en service. Ensuite, plusieurs défaillances d'aéronefs ont été associées à ce type de rupture [29]. Notons par exemple certaines catastrophes en plein vol d'avions commerciaux associées à l'endommagement par fatigue des fuselages [30].

La norme ASTM E1823 [31] définit la fatigue comme « un endommagement permanent et progressif d'une pièce, résultat d'un chargement cyclique à un ou plusieurs endroits, qui peuvent amorcer des fissures menant à la propagation et la rupture brutale de la pièce », de l'anglais « the process of progressive localized permanent structural change occurring in a material subjected to conditions that produce fluctuating stresses and strains at some point or points and that may culminate in cracks or complete fracture after a sufficient number of fluctuations ». En effet, à la suite de sollicitations répétées, une pièce est susceptible de se rompre par fatigue, même si la contrainte maximale appliquée est plus faible que la résistance mécanique en traction monotone. Il est donc important de caractériser la tenue en fatigue des pièces en identifiant le nombres de cycles (N_f) qui mènera à la rupture pour un chargement donné.

Un défi de prédiction est cependant lié aux mécanismes d'endommagement par fatigue. Comme il s'agit d'un mécanisme qui s'active à partir des maillons faibles microstructurales et géométriques d'une pièce, une large dispersion est observée dans les résultats des essais de fatigue. De ce fait, il existe toujours une distribution des résultats de fatigue que l'on traite à l'aide de loi de probabilité continue afin de déterminer avec un certain niveau de confiance le risque de rupture pour un

chargement et un nombre de cycles donnés. Le risque est ensuite modulé lors de la conception des composants selon la criticité de leur application. La tenue en fatigue et sa dispersion sont influencées par plusieurs facteurs, dont la nature du matériau et son procédé de fabrication.

2.2.2 Fatigue des alliages d'aluminium produits par fabrication additive

Il existe une vaste littérature traitant de la résistance en fatigue des métaux. Les publications se focalisant sur le comportement en fatigue des alliages d'aluminium produits par FA traitent essentiellement des alliages AlSi7Mg, AlSi10Mg et AlSi12. On compare généralement la vie en fatigue de ces alliages à celle d'alliages semblables produits par des méthodes conventionnelles comme les alliages A356, A357 et A360 mis en forme par divers types de fonderie. Cependant, la microstructure issue des procédés de fonderie est significativement différente de celle qui résulte de la FA invalidant l'extrapolation des modèles empiriques liant les caractéristiques microstructurales, les propriétés mécaniques en traction monotone et la résistance en fatigue des alliages conventionnels à leurs homologues de FA.

D'après Eles et Thurston [32], une estimation de la résistance en fatigue de plusieurs métaux peut être obtenue à partir de la résistance mécanique en traction monotone à l'aide de modèles empiriques. Selon François [33], pour les alliages d'aluminium conventionnels, il est possible d'estimer la résistance en fatigue à 10^8 cycles (σ_{f8}) à partir d'une mesure de la résistance mécanique en traction (R_m), selon les équations :

$$0,40R_m \leq \sigma_{f8} \leq 0,50R_m \quad (2.2)$$

pour les alliages d'aluminium corroyés ;

$$0,25R_m \leq \sigma_{f8} \leq 0,30R_m \quad (2.3)$$

pour les alliages d'aluminium corroyés à durcissement structural ;

$$0,30R_m \leq \sigma_{f8} \leq 0,45R_m \quad (2.4)$$

pour les alliages d'aluminium de fonderie.

À partir d'une étude de fatigue à $R = -1$ de spécimens polis en AlSi10Mg produits par SLM, Zhang et al. [34] affirment que la résistance en fatigue de ces alliages est liée à la limite d'élasticité (R_e). Les états thermiques F - tel que fabriqué (as-built), SR - détendu (stress relief à 300 °C pendant 2 heures, avec refroidissement au four), ST ou T4 (mise en solution à 530 °C pendant 1 heure, avec refroidissement dans l'eau) et T6 (mise en solution et vieillissement artificiel à 170 °C pendant 12 heures) ont fait partie de l'étude expérimentale. D'après leurs études, l'ajout de post-traitements SR, ST et T6 ont un effet de réduction des propriétés mécaniques de fatigue des matériaux. La Figure 2.10 montre la courbe S-N et les limites d'élasticité des conditions de fabrication étudiées.

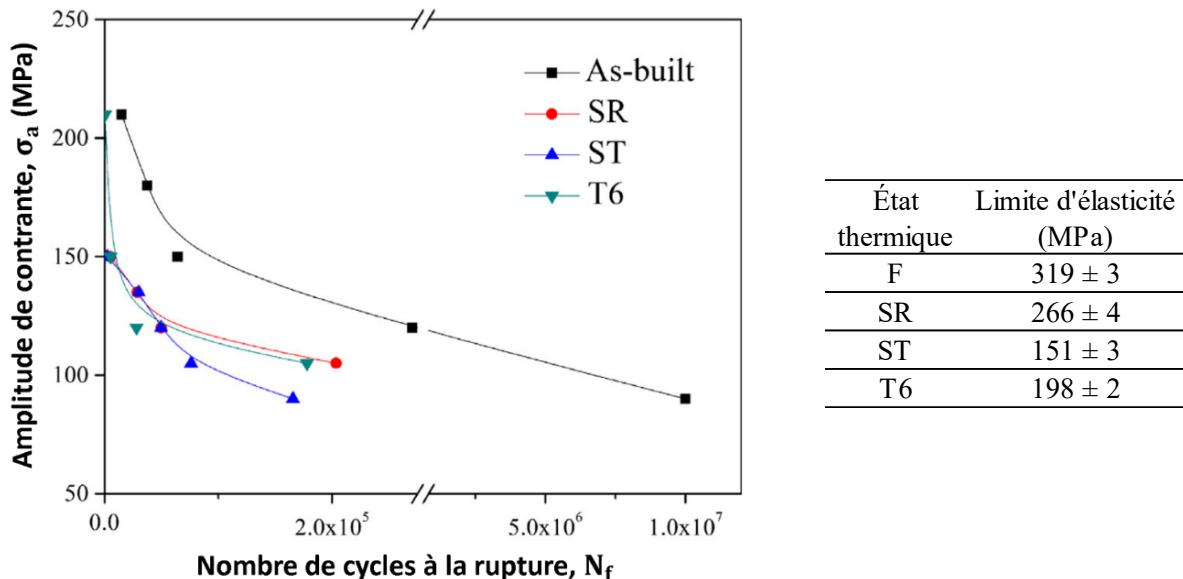


Figure 2.10 Courbes S-N et limite d'élasticité de spécimens en AlSi10Mg produits par SLM selon les conditions thermiques F (As-built), SR, ST (ou T4) et T6, $R = -1$ [34]

Sur le plan théorique, l'amorçage d'une fissure de fatigue dans les métaux est associé à de la plasticité locale, donc l'existence d'une corrélation entre la limite d'élasticité et la résistance en fatigue est intuitive. En revanche, la présence de défauts dispersés à l'échelle de la microstructure influence peu les propriétés mécaniques monotones (à moins que leur proportion soit significative), mais ceux-ci peuvent avoir une influence de premier ordre sur la résistance en fatigue. Ainsi, il est

attendu que l'existence de discontinuités inhérentes au procédé de fabrication additive influencera la calibration des relations empiriques liant la résistance en fatigue à la résistance mécanique.

La littérature récente révèle que même pour les pièces en alliage d'aluminium produit par SLM avec une densité supérieure à 99 %, des discontinuités de solidification, telles que des porosités et des manques de fusion, sont observées au sein de la microstructure des pièces [35]. Des études sur le comportement en fatigue de ces pièces montrent notamment que les défauts, même lorsque ceux-ci ont une présence marginale, affectent fortement les propriétés dynamiques du matériau. À partir d'essais en fatigue axiale à $R = 0,1$ réalisés sur des spécimens en AlSi10Mg produits par FA, Brandl et al. [35] rapportent que les défauts résiduels de solidification ont un effet dominant sur la résistance à la fatigue. Plusieurs auteurs [34-39] ont observé que l'amorçage des fissures en fatigue se produit généralement à partir de défauts localisés à la surface des spécimens ou positionnés en sous-surface. La Figure 2.11 montre deux exemples de défauts de type manque de fusion observés sur les surfaces rompues, aux sites d'amorce de l'endommagement par fatigue. Tang et Pistorius [14] ont constaté que les films d'oxydes générés lors de la mise en forme sont les responsables de la formation des manques de fusion dans la microstructure et se retrouvent donc eux aussi aux sites d'amorce.

De plus, la présence de défauts est considérée comme une des principales causes de l'augmentation de la dispersion des durées de vie en fatigue des spécimens issus de la FA, lorsqu'on compare les résultats à ceux d'alliages homologues corroyés [14, 18]. À partir d'une étude sur l'influence de la direction de fabrication sur la vie en fatigue, ils [14] soutiennent que les échantillons produits en X ont une résistance en fatigue plus élevée que les échantillons produits en Z en raison de l'orientation des défauts. Pour les échantillons produits en Z, l'orientation des défauts est parallèle à celle de la propagation de la fissure, ce qui conduit à une réduction de l'aire effective du matériau dans la section réduite des spécimens produits.

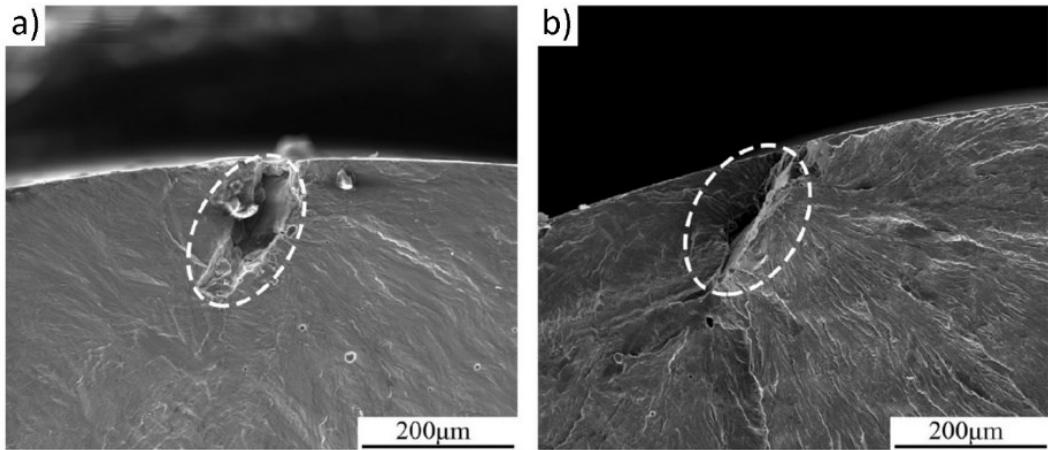


Figure 2.11 Site amorce à la surface des spécimens d'AlSi10Mg produits par SLM. (a) spécimen à l'état F; (b) spécimen à l'état SR [34]

Il est généralement accepté que les défauts de fabrication sont comparables à une fissure préexistante lorsque vient le temps d'estimer leur effet sur la vie en fatigue. Pour lier l'effet des défauts et la résistance en fatigue, le paramètre de taille de Murakami est certainement l'un des plus utilisés dans la littérature en fatigue des métaux. À partir d'essais de fatigue en flexion rotative ($R = -1$), Murakami et Endo [40] ont proposé que l'effet d'un défaut ayant une taille de l'ordre de celle des caractéristiques microstructurales peut être assimilé à celui d'une fissure, soumis au même chargement mécanique, et donc quantifié à l'aide du facteur d'intensité de contrainte maximale en mode d'ouverture I ($K_{I\max}$). Cependant, Murakami et Endo [40, 41] proposent d'utiliser comme caractéristique géométrique de sévérité du défaut la racine carrée de l'aire lorsque celle-ci est projetée sur un plan ayant pour normale la direction de la contrainte principale, selon la Figure 2.12.

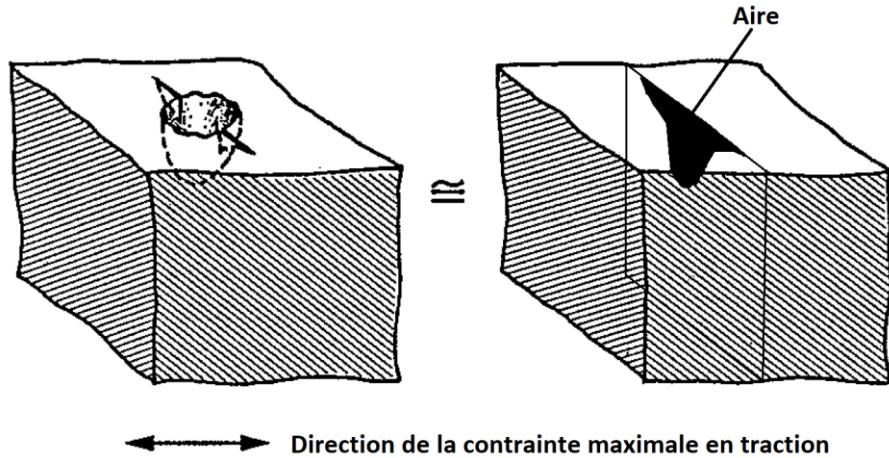


Figure 2.12 Aire d'un défaut à la surface d'un échantillon en traction, selon l'approche de Murakami (inspirée de Murakami et Endo [41])

Dans le cas des fissures, la profondeur sur un plan ayant pour normale la direction de la contrainte principale est le paramètre géométrique utilisé en mode I. Plus récemment, cette caractérisation de la sévérité des défauts a mené l'équipe de Murakami [42] à proposer un modèle de prédiction de la résistance en fatigue faisant intervenir l'aire du défaut et la dureté du matériau :

$$\sigma_f = Y(HV + 120)/(\sqrt{\text{aire}})^{1/6} \quad (2.5)$$

où, « σ_f », en MPa, est la résistance en fatigue à 10^7 cycles, « Y » vaut 1,43 pour un défaut au site débouchant à la surface et 1,56 pour un défaut interne, « HV », en kgf/mm², est la microdureté Vickers et « $\sqrt{\text{aire}}$ », en μm , représente la racine de l'aire projetée d'un défaut observée au site d'amorce. Ce modèle a été calibré sur des résultats obtenus par Masuo et al. [43] et Yamashita et al. [44] qui ont travaillé sur des spécimens de FA en alliages de Ti-6Al-4V et Ni 718, respectivement.

Des modèles quantitatifs de prédiction de la durée de vie en fatigue basés sur la quantification du facteur d'intensité de contrainte caractérisant un défaut ont aussi été proposés pour différents matériaux et procédés. La durée de vie en fatigue de l'alliage d'aluminium A356 à 120 MPa a été prédite avec une erreur absolue de 33,4 % en relation à la vie en fatigue appliquant la relation de Paris liant la vitesse de propagation des fissures à la variation du facteur d'intensité de contrainte

[45]. L'expression de la durée de vie, le nombre de cycles à la rupture (N_f), peut être obtenue par l'intégration de la relation de Paris (Équation 2.6) selon le développement suivant :

$$\frac{da}{dN} = C(K_{\text{Imax}})^m \quad (2.6)$$

$$K_{\text{Imax}} = Y\sigma' \sqrt{\pi \sqrt{\text{aire}}} \quad (2.7)$$

Où « K_{Imax} » est le facteur d'intensité de contrainte au mode I, « Y » est une valeur constante égale à 0,65 pour les défauts à la surface ou 0,50 pour les défauts à la sub-surface des spécimens testés, « σ' » est la contrainte locale et « $\sqrt{\text{aire}}$ » la taille du défaut. Dans les cas d'un défaut à la sub-surface, la valeur de σ' est égale à :

$$\sigma' = \sigma_{\max} \left(1 - \frac{2d_d}{d} \right) \quad (2.8)$$

Où « d_d » est la distance du centre de la discontinuité à la surface du spécimen; et « d » est le diamètre de la section réduite du spécimen. Ensuite, à partir de l'intégrale de l'équation de Paris (Équation 2.6), l'expression de la durée de vie à la rupture (N_f) (Équation 2.12), peut être obtenue par l'intégration de la relation de Paris selon le développement suivant :

$$\int_{N_i}^{N_f} dN = \frac{1}{C(Y\sigma'\sqrt{\pi})^m} \int_{a_i}^{a_f} a^{-m/2} da \quad (2.9)$$

$$N_f = \frac{2\sqrt{\text{aire}}}{(m-2)C(K_{\text{Imax}})^m} \left(1 - \frac{1}{\left(\frac{a_c}{\sqrt{\text{aire}}} \right)^{\frac{m}{2}-1}} \right) \quad (2.10)$$

$$N_f = \frac{2\sqrt{\text{aire}}}{(m-2)C(K_{\text{Imax}})^m} = \frac{2\sqrt{\text{aire}}}{(m-2)C \left(Y\sigma' (\pi \sqrt{\text{aire}})^{1/2} \right)^m} \quad (2.11)$$

$$N_f = \frac{2(\sqrt{\text{aire}})^{1-\frac{m}{2}}}{(m-2)C(Y\sigma')^m} \quad (2.12)$$

Où, « N_i » est le nombre de cycles pour débouter une fissure, dans le cas $N_i = 0$, étant donné qu'il s'agit d'une fissure qui résulte d'un défaut préexistant ; « N_f » est la durée de vie à la rupture ; « a_i » est la taille de la fissure à l'amorce, dans le cas de l'approche de Murakami $a_i = \sqrt{\text{aire}}$; « a_f » est la taille de la fissure critique à la rupture du spécimen, dans le cas $a_f = a_c$; et « C » et « m » représentent les coefficients de la relation de Paris.

Pour les alliages d'aluminium produits par FA, Tang et Pistorius [36] ont proposé deux modèles empiriques de prédiction de vie en fatigue, faisant intervenir le diamètre équivalent du défaut (d_c), défini par $d_c = \sqrt{4\text{aire}/\pi}$. Ces modèles sont cependant spécifiques aux amplitudes de contraintes $\sigma_a = 80 \text{ MPa}$ et $\sigma_a = 100 \text{ MPa}$ et au rapport de contrainte $R = 0,1$:

$$N_f = 6,0 \times 10^6 d_c^{-0,80} \quad (2.13)$$

pour les spécimens testés à $\sigma_a = 80 \text{ MPa}$;

$$N_f = 8,1 \times 10^5 d_c^{-0,62} \quad (2.14)$$

pour les spécimens testés à $\sigma_a = 100 \text{ MPa}$.

Les Équations 2.13 et 2.14 ont une loi de puissance de degré « n », $N_f = C \times \text{aire}^n$, comparable à celle de l'équation 2.12, avec $n < 0$ et égale à $n = 1/2(1 - m/2)$.

Outre la taille des défauts, certains paramètres microstructuraux peuvent influencer la tenue en fatigue des alliages de FA. Siddique et al. [22] ont étudié l'influence de la température de plateforme et d'un ajout d'un post-traitement de détente sur la vie en fatigue des échantillons produits de l'alliage d'aluminium AlSi12. D'après leurs résultats présentés au Tableau 2.2, des spécimens produits sans le chauffage de la plateforme ($0 \text{ }^\circ\text{C}$) ont une durée de vie moyenne en fatigue 1,62 fois plus élevée que ceux produits en chauffant la plateforme de fabrication à $200 \text{ }^\circ\text{C}$. Selon Siddique et al. [22], l'augmentation de la taille de la structure dendritique due au chauffage de la plateforme de fabrication a pour effet de réduire la vie en fatigue. En ce sens, l'espacement des dendrites primaires pour les échantillons produits à $0 \text{ }^\circ\text{C}$ est de $\lambda = 0,35 \mu\text{m}$, contre $\lambda = 0,56 \mu\text{m}$ pour des échantillons produits à une température de plateforme à $200 \text{ }^\circ\text{C}$ [22]. Il s'agit du seul article scientifique recensé sur ce sujet.

Tableau 2.2 Vies en fatigue de spécimens en AlSi12 à $\sigma_a = 120$ MPa pour un rapport de contrainte de $R = -1$, selon la condition thermique de fabrication (températures de plateforme : 0 °C et 200 °C ; Traitements thermiques F et SR) [22]

Amplitude de contrainte, σ_a	Température de plateforme	Post-traitement thermique	Nombre de cycles à la rupture, N_f	Écart-type (cycles)
120 MPa	0 °C	Tel que fabriqué - F	177.926	91.698
		SR à 240 °C	143.550	53.665
	200 °C	Tel que fabriqué - F	109.933	16.608
		SR à 240 °C	114.500	17.359

2.3 Synthèse de la revue de littérature

Dans ce chapitre, trois sujets principaux ont été étudiés afin d'orienter le travail expérimental subséquent : le procédé de fabrication additive par SLM, le matériau AlSi7Mg et l'endommagement par fatigue. Cette dernière section contient la synthèse de l'information disponible sur l'étude de la fatigue des alliages d'Al-Si-Mg produits par SLM.

La Figure 2.13 a été produite pour catégoriser les principales publications disponibles sur la fatigue des alliages d'Al-Si-Mg produit par SLM, selon le type d'alliage et le rapport de contrainte étudié. Cette figure révèle qu'une grande partie des études se concentrent sur la caractérisation en fatigue de l'AlSi10Mg. À ce jour, il n'existe que peu d'études sur les alliages AlSi7Mg et AlSi12.

En considérant les articles publiés, il a été possible d'identifier les principales variables susceptibles d'influencer la résistance en fatigue. Le diagramme d'Ishikawa, présenté dans la Figure 2.14, organise ces variables selon qu'elles interviennent durant la fabrication, les traitements post-fabrication ou les conditions d'utilisation.

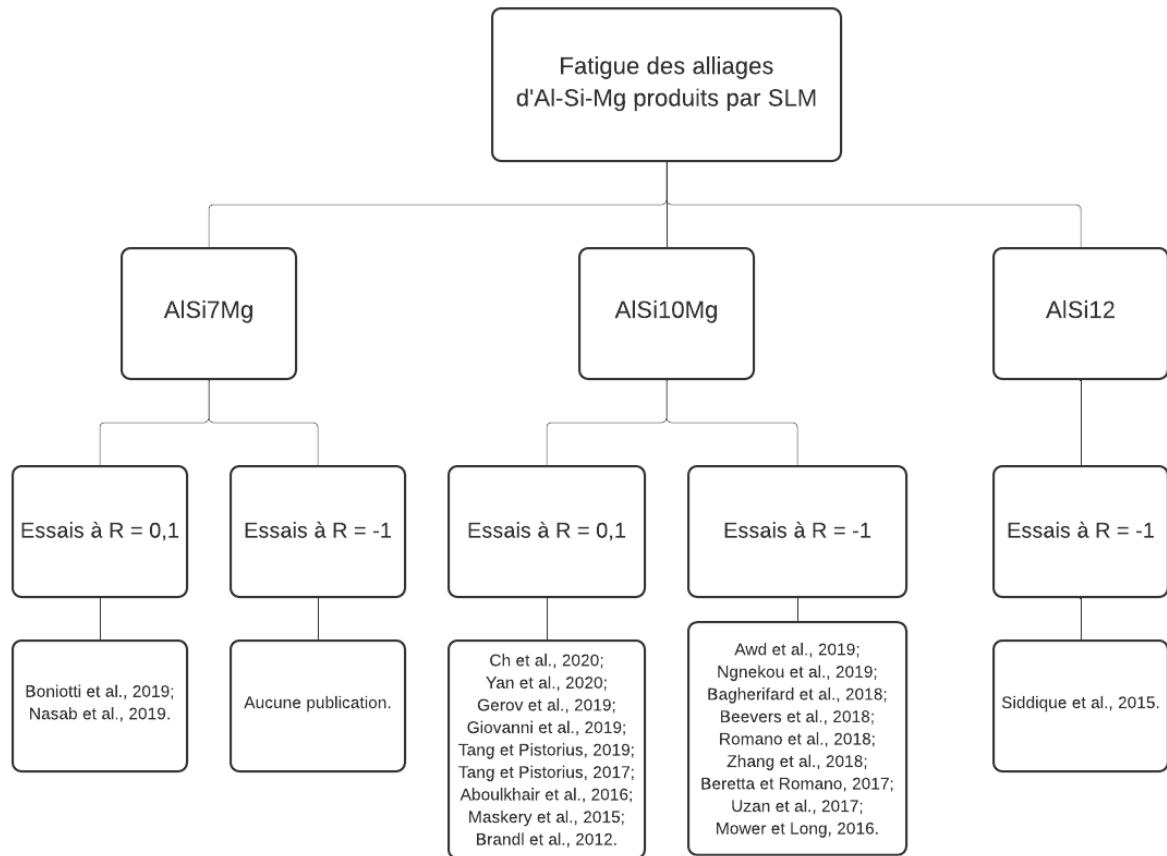


Figure 2.13 Schéma de la littérature disponible sur la fatigue des alliages d'Al-Si-Mg produits par SLM

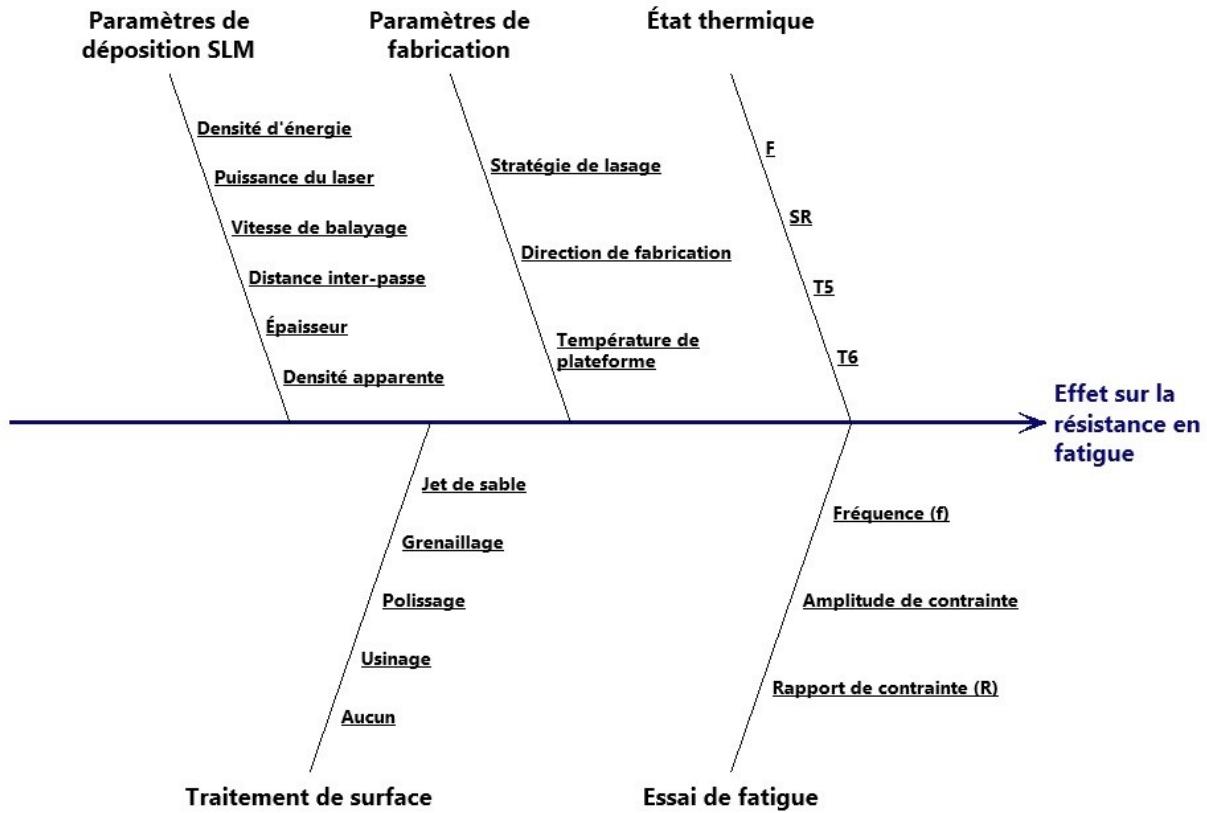


Figure 2.14 Diagramme d'Ishikawa résumant l'effet des variables étudiées par la littérature sur la résistance en fatigue des alliages d'aluminium produits par SLM

À partir d'une analyse de ces variables et des publications disponibles, il en ressort que les principales variables étudiées dans un contexte d'optimisation de la résistance en fatigue sont les paramètres de fabrication (la direction de fabrication et la température de plateforme) et les paramètres de post-traitement (le traitement de surface et le traitement thermique). Dans le Tableau 2.3, les états de fabrication des spécimens qui ont été sujets à des essais de fatigue depuis 2012 sont répertoriés.

Tableau 2.3 Variables d'intérêt en fatigue des alliages Al-Si-Mg produits par SLM

Publication	Paramètre de fabrication SLM		Post-traitement	
	Température de plateforme (°C)	Direction de fabrication	État thermique	Traitement de surface
SLM - AlSi7Mg				
Boniotti et al., 2019	N/A	N/A	F	Usiné
Nasab et al., 2019	N/A	X ; Z	T5	Aucun
SLM - AlSi10Mg				
Ch et al., 2020	300	X ; Z	F	Usiné
Yan et al., 2020	100	X ; Z	F	Aucun
Gerov et al., 2019	100	X ; Z	SR	Aucun
Di Giovanni et al., 2019	N/A	C(T)	F ; T6	Usiné
Tang et Pistorius, 2019	N/A	X ; Z	SR	Usiné
Tang et Pistorius, 2017	N/A	X ; Z	SR	Usiné
Aboulkhair et al., 2016	180	Z	F ; T6	Aucun ; Usiné
Maskery et al., 2015	180	Z	F ; T6	Usiné
Brandl et al., 2012	30 ; 300	X ; Z	F ; T6	Usiné
Awd et al., 2019	N/A ; 200	Z	F	Usiné
Ngnekou et al., 2019	200	X ; Z	SR ; T6	Aucun ; Usine
Bagherifard et al., 2018	150	Z	F ; T6	Jet de sable ; Grenaillage
Beevers et al., 2018	35 ; 165	X ; Z	F ; SR	Usiné ; Poli ; Jet de sable
Romano et al., 2018	165 ; 200	X ; Z	F	Usiné
Zhang et al., 2018	N/A	-	F ; T4 ; T6	Usiné
Beretta et al., 2017	165 ; 200	X ; Z	F	Usiné
Branda et al. 2017	35 ; 165	X ; Z	F ; SR	Aucun ; Poli
Uzan et al., 2017	35	Z	F ; SR	Aucun ; Usiné
Mower et al., 2016	200	X ; Z	SR	Aucun ; Poli
SLM - AlSi12				
Siddique et al., 2015	N/A ; 200	Z	F ; SR	Usiné

En utilisant les outils d'analyse de la littérature présentés aux Figures 2.13 et 2.14 et au Tableau 2.3, la portée de la question de recherche a été limitée à une combinaison de matériau-procéđé-traitement qui n'a pas encore été étudiée de façon à contribuer à la connaissance sur ce sujet. L'étude de la vie en fatigue en flexion-rotative ($R = -1$) de l'alliage AlSi7Mg produit par SLM, les températures de plateforme à 35 °C, 60 °C, 80 °C et 200 °C et des conditions thermiques F et T5 ont été choisies comme sujet d'étude dans cet ouvrage.

Ainsi, les objectifs spécifiques ciblés sont énoncés :

- i. Quantifier l'effet de la température de la plateforme de fabrication sur la vie en fatigue de l'alliage AlSi7Mg tel que fabriqué (F).
- ii. Quantifier l'effet d'un traitement thermique T5 sur la vie en fatigue de cet alliage fabriqué à différentes températures de plateforme.
- iii. Révéler les corrélations potentielles entre les conditions thermiques, les caractéristiques microstructurales et la vie en fatigue.

L'approche du projet sera essentiellement de nature expérimentale. Les résultats obtenus permettront d'enrichir la base de données existante sur le comportement en fatigue des alliages Al-Si-Mg, en vue d'optimiser les conditions thermiques de fabrication. Enfin, ce projet contribuera à une meilleure compréhension du triptyque procédé-microstructure-propriété mécanique spécifique à la fabrication additive.

CHAPITRE 3 MÉTHODOLOGIE ET ORGANISATION DU PROJET

Afin de pouvoir expliquer la vie en fatigue des alliages d'aluminium produits par FA, ce projet se base sur des essais mécaniques de fatigue de nature expérimentale. Ce chapitre présente le plan expérimental, la fabrication des matériaux et spécimens de fatigue, la méthodologie des essais, les techniques de caractérisation de la microstructure et la fractographie de rupture en fatigue. Une dernière section est dédiée à une étude de tenue en fatigue d'un lot, produit de manière standard, pour la validation de la méthodologie utilisée.

3.1 Plan expérimental

Pour quantifier l'effet de la température de la plateforme de fabrication sur la vie en fatigue de l'alliage AlSi7Mg, quatre températures de plateforme ont été identifiées par le collaborateur expert en fabrication additive, soit : 35 °C; 60 °C, 80 °C et 200 °C.

Pour quantifier l'effet d'un traitement thermique T5 sur la vie en fatigue des spécimens produits à 35 °C; 60 °C et 80 °C, les lots ont été testés aux états tels que fabriqués (F) et T5.

De plus, étant donné l'anisotropie des résistances en fatigue recensée dans la littérature, les essais de fatigue ont été effectués selon les deux directions principales, soit en alignant le vecteur force perpendiculaire à la direction d'empilement des couches (spécimens identifiés X) et en alignant le vecteur force parallèle à la direction d'empilement (spécimens identifiés Z).

Ainsi, 14 conditions de fabrication ont été étudiées. Pour chacune des conditions, il était prévu de répéter l'essai au moins 6 fois. Une vue d'ensemble des 108 essais de fatigue réalisés est donnée dans le Tableau 3.1. Le nombre élevé de spécimens à tester contextualise le choix de la méthode d'essai. La sollicitation en flexion rotative a été sélectionnée pour sa facilité de réalisation et sa rapidité. Cette méthodologie est décrite en détail à la section 3.3. Ces essais de fatigue sont effectués sur des spécimens cylindriques, ce qui explique le schéma de fabrication décrit dans la prochaine section.

Enfin, pour atteindre le sous-objectif iii), un examen détaillé de la microstructure des 14 lots éprouvés s'est avéré nécessaire. Les méthodes de caractérisation employées sont décrites à la section 3.4.

Tableau 3.1 Détails du plan expérimental

Lot	Température de la plateforme	Direction de fabrication	État thermique	Nombre d'échantillons
#1	200 °C	X	F	15
		Z	F	15
#2	35 °C	X	F	6
		Z	F	6
		X	T5	7
		Z	T5	7
#3	60 °C	X	F	6
		Z	F	6
		X	T5	7
		Z	T5	7
#4	80 °C	X	F	6
		Z	F	6
		X	T5	7
		Z	T5	7

3.2 Fabrication des matériaux et échantillons

3.2.1 Composition chimique

L'alliage d'aluminium étudié au sens du projet est l'alliage AlSi7Mg (A357), qui contient 6,5 à 7,5 % de Si et 0,40 à 0,70 % de Mg. Les teneurs de la composition chimique minimale requise de l'alliage conventionnel de fonderie (A357) sont spécifiées par la norme ASTM B108 [46]. Des analyses chimiques ont été réalisées afin de contrôler la composition chimique des échantillons produits. Selon le Tableau 3.2, les échantillons produits respectent la norme ASTM B108 et les valeurs maximales des concentrations massiques de chacun des éléments correspondent à des valeurs d'un alliage AlSi7Mg spécifié par la norme.

L'alliage d'aluminium étudié est le AlSi7Mg (A357), qui contient de 6,5 à 7,5 % massique de Si et de 0,40 à 0,70 % massique de Mg. La composition chimique de l'alliage A357 utilisé en fonderie est spécifiée par la norme ASTM B108 [46]. Des analyses chimiques par spectroscopie ont été réalisées sur les différents lots d'échantillons fabriqués afin de vérifier leur composition chimique. La gamme de résultats obtenue est donnée dans le Tableau 3.2. Les échantillons produits ont une composition chimique qui se situe dans la plage spécifiée recommandée par la norme ASTM B108 pour un alliage AlSi7Mg (A357).

Tableau 3.2 Composition chimique des échantillons en alliage d'AlSi7Mg (en % massique) [46]

Si	Mg	Fe	Cu	Mn	Ti	Zn	Others	Al	Source
6.78-7.08	0.58-0.67	< 0.12	< 0.01	< 0.01	< 0.10	< 0.01	< 0.15	Bal.	Lots #1, #2, #3 et #4
6.50-7.50	0.40-0.70	< 0.20	< 0.20	< 0.10	< 0.10	< 0.10	< 0.15	Bal.	ASTM B108

3.2.2 Fabrication additive des échantillons

Tous les échantillons ont été fabriqués à partir de deux machines SLM appelées EOS Conception et Renishaw Machine. Les pièces ont été produites à partir de poudres sphériques de 20 à 63 µm de diamètre. Les échantillons ont été fabriqués selon deux directions de fabrication X et Z, telles que montrées à la Figure 3.1. Outre les quatre températures de la plateforme (35 °C, 60 °C, 80 °C et 200 °C), les autres conditions de déposition menant à la production des échantillons sont des informations sensibles qui n'ont pas été dévoilées.

La Figure 3.2 est un exemple de la configuration spatiale des barreaux qui serviront à usiner les spécimens d'orientation X. La moitié des échantillons produits à 35 °C, 60 °C, 80 °C est traitée thermiquement à l'état T5 après l'usinage des échantillons. Le traitement de vieillissement artificiel T5 a été effectué dans un four à une température de 160 °C pendant 6 heures.

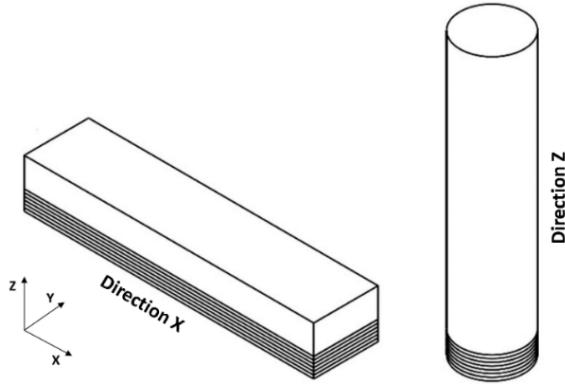


Figure 3.1 Directions de fabrication SLM : X et Z



Figure 3.2 Vue d'une plateforme d'échantillons bruts en X lors du SLM. La direction d'empilement des couches est perpendiculaire au plan XY

3.3 Méthodologie expérimentale de caractérisation mécanique

3.3.1 Essais de dureté

À partir des échantillons préparés selon la procédure de préparation métallographique expliquée dans la section 3.4.1, des essais de microdureté Vickers (HV) ont été réalisés dans une machine Akashi Mitutoyo MVK-HO Hardness Tester. Cinq indentations de microdureté ont été faites sous une charge de 100 gf pendant 10 secondes, selon les directives de la norme ASTM E92 [47].

3.3.2 Considération théorique de la fatigue flexion rotative

Afin de caractériser la vie en fatigue des spécimens produits, l'essai de fatigue flexion rotative a été choisi pour représenter les données en fatigue à grand nombre de cycles menant 10^6 cycles.

Les machines qui effectuent ce type d'essai sont basées sur le modèle de R.R. Moore de 1919 [48], dont le système d'essai consiste en un moteur électrique connecté à un arbre par un accouplement flexible. Une machine R.R. Moore High-Speed Rotating Beam Fatigue Testing produite par INSTRON (SATP1962) a été utilisée (Figure 3.3). La vitesse de rotation du système peut être réglée de 500 à 10000 rpm [48]. Le moteur démarre et atteint rapidement la vitesse de rotation choisie. La durée d'essai relatif au régime transitoire n'est pas significative, donc seul le régime à fréquence permanente est considéré dans le comptage des cycles à la rupture. La rotation du spécimen est poursuivie jusqu'à sa rupture. La machine R.R. Moore comporte un système d'interrupteur automatique de cycles qui arrête immédiatement le moteur en cas de rupture du spécimen. Dans ce cas, un compteur numérique montre le nombre de cycles à la rupture.



Figure 3.3 Machine R.R. Moore High-Speed Rotating Beam Fatigue Testing produite par INSTRON (SATP1962) [48]

L'essai consiste à soumettre des spécimens cylindriques à une rotation tout en suspendant une masse à leurs extrémités. Le spécimen est soumis à un chargement constant pendant toute la durée

de l'essai. Lors du chargement, des contraintes symétriques en traction et en compression, maximales en circonférence, génèrent une sollicitation cyclique caractérisée par un rapport de contrainte $R = -1$ (sollicitation purement alternée, de nature symétrique). L'amplitude de contrainte (σ_a), la contrainte maximale (σ_{\max}) et minimale (σ_{\min}) ont la même valeur, donc la contrainte moyenne $\sigma_m = 0$.

L'application du chargement est réalisée par un ensemble de rondelles intégrées à un système de poids dans la structure de la machine. Le poids de la structure du système de chargement totalise 5 kg. Le chargement en poids des rondelles est calculé à partir du diamètre (d) de la section réduite de chaque spécimen, selon la Formule 3.1, d'après [48, 49] :

$$\sigma_a = \frac{16WL}{\pi d^3} \quad (3.1)$$

Où, « σ_a », en MPa, est l'amplitude de contrainte ; « W », en N, est le poids du chargement ; « d », en mm, est le diamètre de la section réduite du spécimen ; « L », en mm, représente la distance entre l'application de la force due au chargement W et l'appui du système en flexion F (dans cette machine, $L = 101,60$ mm). Ce faisant, cet ensemble (les rondelles et la structure) est responsable de l'application des charges sur le spécimen, selon la Figure 3.4. La Figure 3.5 montre une image du montage d'essai avec un spécimen prêt pour l'essai.

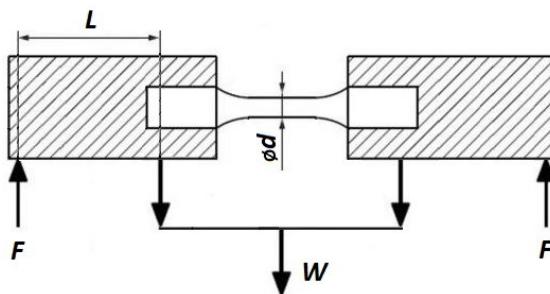


Figure 3.4 Schéma de principe de chargement de la machine d'essai flexion rotative (inspiré de l'image de ISO 1143 [49])

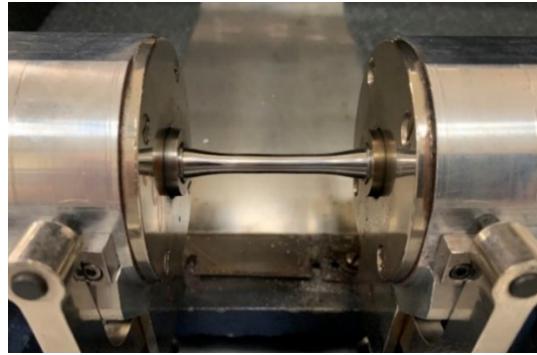


Figure 3.5 Montage d'essai fatigue flexion rotative

3.3.3 Conditions expérimentales de fatigue

Étant donné que l'essai de fatigue flexion rotative est réalisé dans une machine R.R. Moore, les spécifications de la géométrie et des dimensions des spécimens sont restreintes par la machine [48]. La géométrie et les dimensions choisies ont été basées sur la norme ASTM E466 [50], de manière à ce que les relations entre le diamètre de la section réduite du spécimen (d), la longueur de la section réduite (l) et le rayon de courbature (r) soient respectées, selon : $l \geq 3d$ et $r \geq 5d$. Les tolérances d'usinage ont été choisies selon le manuel d'opération de la machine [48], afin d'éviter les vibrations excessives au cours de l'essai de fatigue. Le dessin de la géométrie choisie avec les dimensions et tolérances est présenté dans l'Annexe A du mémoire.

Pour la fabrication des spécimens de fatigue, d'abord, la première étape d'usinage consiste en une étape de coupe des échantillons de la plateforme de fabrication SLM par la technique d'usinage par décharge électrique (de l'anglais Electrical Discharge Machining - EDM). Ensuite, une étape d'usinage au tour mécanique est requise afin d'obtenir la géométrie finale choisie. Puis, le polissage de la section réduite du spécimen est réalisé à l'aide d'un petit tour de polissage avec des papiers abrasifs de grades de SiC de 200, 400, 600, 800 et 1200 et pâtes de suspension de diamante de 6 μm et 3 μm . Pour les étapes de polissage avec les pâtes de suspension, une machine appelée Dremel est utilisée (Figure 3.6) afin que les raies de polissage parallèles à la direction de propagation de la fissure de fatigue soient les moins significatives possibles. La Figure 3.7 montre la séquence des états de fabrication, d'après les étapes de préparation (usinage et polissage) d'un des spécimens de flexion rotative. La Figure 3.8 montre l'état de polissage, à partir d'une image au microscope

binoculaire (grossissement 20x), de la section réduite d'un des spécimens à l'état poli prêt pour l'essai de fatigue.



Figure 3.6 Schéma des dernières étapes du polissage avec les pâtes de suspension de diamante de $6 \mu\text{m}$ et $3 \mu\text{m}$

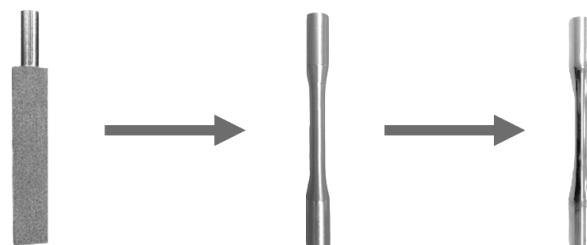


Figure 3.7 Étapes d'usinage et de polissage d'un spécimen de flexion rotative

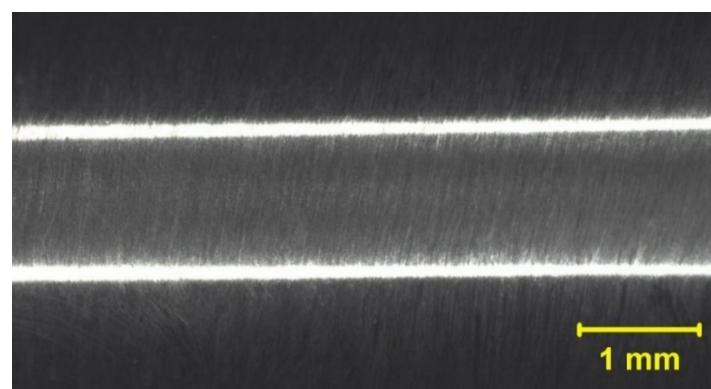


Figure 3.8 Raies de polissage d'un spécimen à l'état poli (grossissement 20x)

Les essais de fatigue ont été réalisés après l'étape de polissage, de manière à éviter qu'une détérioration de la surface n'ait lieu pendant la période de stockage des spécimens de fatigue.

D'après une étape de validation de la méthodologie, explicitée à la section 3.5, une amplitude de contrainte de départ a été déterminée comme étant $\sigma_0 = 110$ MPa pour débouter les essais des lots produits. D'après cette amplitude et un pas (s) de 5 MPa, les amplitudes de contraintes (σ_a) utilisées dans les essais des lots #1, #2, #3 et #4 ont été choisies à la rupture d'un des spécimens menant 10^6 cycles. Un maximum de 5×10^6 cycles a été établi pour l'arrêt de l'essai et le poursuivre au niveau d'amplitude de contrainte suivante (selon le pas de 5 MPa), jusqu'à la rupture du spécimen. Après 5 essais, l'amplitude de contrainte du lot #1 a été choisie en $\sigma_a = 130$ MPa. Ensuite, l'amplitude de contrainte choisie pour les lots #2, #3 et #4 a été fixée en $\sigma_a = 135$ MPa. Tous les essais de fatigue ont été réalisés à 2400 rpm (40 Hz) jusqu'à la rupture des spécimens ou jusqu'à un maximum de 5×10^6 cycles.

3.3.4 Méthodologie d'analyse statistique des résultats de fatigue

Les essais de résistance en fatigue à grand nombre de cycles ont généralement une importante dispersion dans les résultats de rupture. En effet, il n'est pas réaliste de faire une caractérisation de la tenue en fatigue par un seul essai. De ce fait, la durée de vie en fatigue est calculée à partir d'un nombre d'essais suffisant afin de valider statistiquement le résultat. La norme ASTM E739 [51] indique un nombre d'au moins 6 à 12 essais par condition pour une caractérisation fiable pour un projet de recherche. En général, la durée de vie en fatigue moyenne est donnée par une estimation de rupture à 50 % de probabilité de rupture. Cependant, dans l'industrie aéronautique, une analyse B-basis est généralement requise [52]. Dans ce cas, le B-basis considère un pourcentage de survie en fatigue à 90 % avec 95 % de confiance.

En théorie des probabilités, la fonction densité de probabilité $F(p)$ estime la probabilité d'une variable aléatoire d'être moins ou égale à une valeur « p » (de l'anglais p-value), selon la formule :

$$F(p) = \int_{-\infty}^p f(t)dt \quad (3.2)$$

Ce faisant, il est toujours possible d'associer une variable aléatoire à une loi de probabilité. Lorsque les variables, dans ce cas-ci les résultats des essais de fatigue, augmentent les fréquences observées, celles-ci tendent vers une distribution de probabilité plus représentative. Le Tableau 3.3 montre 4 différentes fonctions des modèles de distributions statistiques étudiés dans le projet.

Tableau 3.3 Fonctions de densité de probabilité examinées

Distribution	Fonction
GEV	$f(x; a, b, c) = \frac{1}{b} e^{-(1+a\frac{x-c}{b})^{-\frac{1}{a}}} \left(1 + a\frac{x-c}{b}\right)^{-1-\frac{1}{a}}$
Log-normal	$f(x; b, c) = \frac{1}{xb(2\pi)^{0.5}} e^{\frac{-(\ln(x)-c)^2}{2b^2}}$
Normal	$f(x; b, c) = \frac{1}{b(2\pi)^{0.5}} e^{\frac{-(x-c)^2}{2b^2}}$
Weibull	$f(x; a, b) = \frac{b}{a} \left(\frac{x}{a}\right)^{b-1} e^{\left(\frac{x}{a}\right)^b}$

Dans ce tableau, « a » est le paramètre de la forme, « b » est le paramètre d'échelle, « c » correspond à la position et « x » la variable aléatoire. Les paramètres d'échelle « b » et de position « c » correspondent à la dispersion et la moyenne des variables aléatoires, respectivement. Le paramètre de forme « a » est lié à la loi de probabilité. À partir des résultats de vie en fatigue obtenus, le modèle de détermination R^2 d'Anderson-Darling [53] (de l'anglais Anderson-Darling Goodness-of-fit Coefficient of Determination) a été utilisé pour déterminer la distribution plus ajustée aux données de rupture par fatigue. Il s'agit d'une mesure de la qualité de la prédiction d'une régression linéaire de probabilité qui est définie par :

$$R^2 = 1 - \frac{\sum_{i=1}^N (y_i - \hat{y}_i)^2}{\sum_{i=1}^N (y_i - \bar{y})^2}; \quad (3.3)$$

Où « n » est le nombre de mesures (dans les cas le nombre de ruptures), « y_i » la valeur d'une mesure expérimentale (la durée de vie en fatigue d'un des spécimens), « \hat{y}_i » la valeur prédictive correspondante par une distribution de probabilité et « \bar{y} » la moyenne des mesures (la moyenne des vies en fatigue).

3.4 Caractérisation microstructurale et fractographique des matériaux

3.4.1 Préparation métallographique

Les matériaux produits par FA ont plusieurs caractéristiques microstructurales qui les distinguent selon la condition de fabrication. De ce fait, un des objectifs d'analyse expérimentale du projet se concentre sur l'étude de la microstructure des échantillons produits. Pour caractériser la microstructure, quelques techniques de préparation spécifiques aux alliages d'aluminium ont été utilisées. Les spécimens rompus ont été coupés en deux sections : une perpendiculaire et une parallèle à la direction de fabrication, telles que représentées sur la Figure 3.9. Les surfaces de fracture ont été conservées intactes pour les observations des faciès de rupture aux microscopes binoculaire et électronique à balayage (MEB).

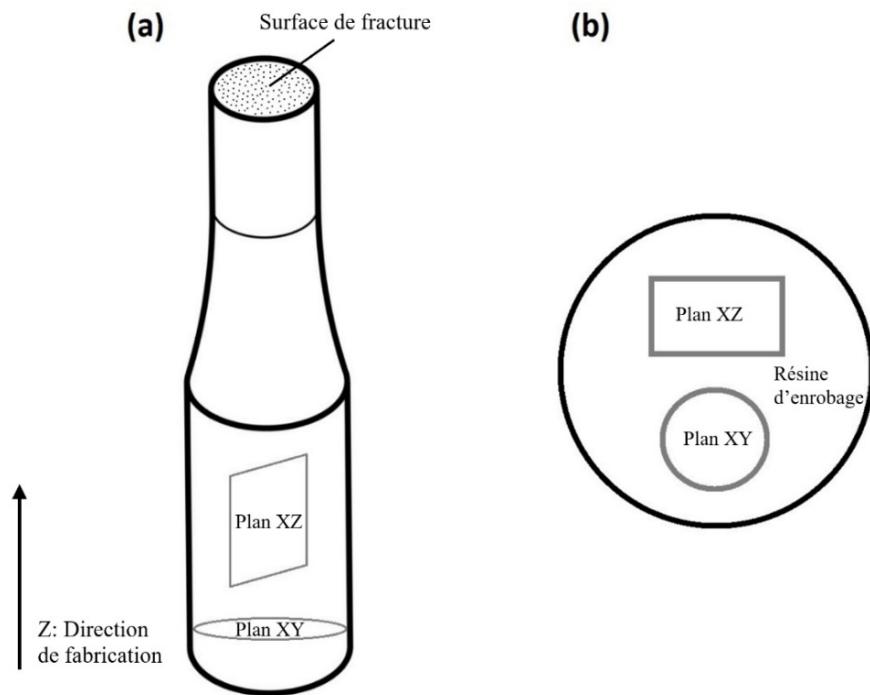


Figure 3.9 (a) Découpe des plans XZ et XY d'un spécimen produit en Z pour l'observation microstructurale; (b) positionnement des échantillons dans la résine d'enrobage

Ensuite, les sections ont été enrobées de résine pour faciliter la manipulation pour l'étape de polissage. Le polissage mécanique a été effectué à l'aide d'une polisseuse manuelle selon une routine de polissage décrite dans le Tableau 3.4.

Tableau 3.4 Routine de polissage des spécimens métallographiques

Grade	Liquide	Temps de polissage (s)
240 grit	Eau	120
400 grit	Eau	120
600 grit	Eau	120
800 grit	Eau	120
1200 grit	Eau	180
Suspension diamantée de 6 µm	Lubrifiant	180
Suspension diamantée de 3 µm	Lubrifiant	180
Suspension diamantée de 1 µm	Lubrifiant	180
Silice colloïdale de 0,05 µm	Aucun	180

3.4.2 Analyses microscopiques

3.4.2.1 Microscopie optique et binoculaire

Un microscope optique (MO) digital Keyence CHX7000 a été utilisé pour l'observation des plans préparés, afin de caractériser la microstructure et les discontinuités de mise en forme, telles que les défauts de manque de fusion. Pour les observations de la microstructure, une attache chimique de 10 secondes avec une solution de 10 % d'acide fluorhydrique (HF) dans l'eau a été effectuée afin de révéler la microstructure en écailles de poisson évoquée dans la revue de littérature. La caractérisation de la microstructure au MO a été faite en fonction de deux aspects : les dimensions des écailles de poisson et la densité des discontinuités.

L'étude des dimensions des écailles de poissons a été réalisée sur une population de 50 individus par condition de fabrication. La longueur et la largeur des structures de bain de fusion ont été mesurées selon la Figure 3.10.

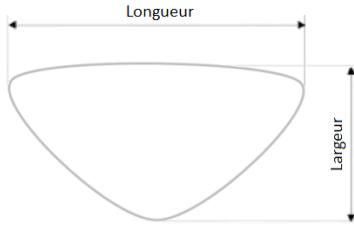


Figure 3.10 Dimensions de longueur et largeur de la structure en écaille de poisson

La caractérisation de la porosité des échantillons par coupes polies d'un spécimen ne donne qu'une caractérisation spécifique de la zone de coupe utilisée. Étant donné que la rupture des essais de fatigue par flexion rotative tend à s'amorcer à partir de la surface des spécimens, le but de la caractérisation de la porosité par des images métallographiques était de confirmer la qualité de la mise en forme obtenue et comparer la qualité de fabrication des conditions utilisées.

Le microscope digital Keyence et un microscope binoculaire à faible grossissement ont été utilisés afin d'observer les faciès de rupture des échantillons. D'après ces observations, il a été possible d'obtenir une image globale des faciès de rupture et d'identifier le nombre de sites d'amorce par rupture en fatigue.

3.4.2.2 Microscopie électronique à balayage

Un microscope électronique à balayage (MEB) JEOL JSM 7600-TFE a été utilisé pour observer les coupes métallographiques et les faciès de rupture de fatigue, afin de déterminer les caractéristiques microstructurales et la nature des sites d'amorce en fatigue des spécimens éprouvés. Les observations métallographiques et les analyses des images ont été effectuées afin d'étudier les paramètres microstructuraux selon les 2 aspects suivants : les espacements des bras primaires de la structure dendritique (λ) et la présence de précipitation des particules de Si dans la matrice d'aluminium.

Une analyse de la microstructure des échantillons a été réalisée pour révéler les structures dendritiques de mise en forme. Pour la mesure des distances des bras primaires (λ), la méthode d'intercepte proposée par la norme ASTM E112 [54] a été utilisée. Avec cette méthode, la distance moyenne par intercepte est calculée à partir d'au moins 50 intersections. Ensuite, des images à fort

grossissement ont été utilisées afin de vérifier la présence des précipités de Si dans les échantillons produits. Comme mentionné dans la revue de littérature, une précipitation des particules de Si dans la matrice d'aluminium lors d'un traitement thermique T5 et d'un ajout d'un chauffage à la température de plateforme est attendue.

La microscopie électronique à balayage permet aussi d'examiner les faciès de rupture à fort grossissement. Ainsi, des sites d'amorce de fissures peuvent être observés en détail et la nature des discontinuités à l'amorce a pu être révélée pour tous les spécimens rompus en fatigue.

3.4.3 Caractérisation de l'amorçage

Les discontinuités observées à l'amorce des faciès de rupture ont été quantifiées selon la méthode de Murakami, au moyen du paramètre géométrique égal à la racine de l'aire de la discontinuité. Dans le cas d'un seul défaut par site d'amorce, la méthode décrit que l'aire d'un défaut à la surface est donnée par l'aire du contour d'un défaut au site d'amorce. Dans le cas d'un défaut à la sub-surface, l'aire du contour est extrapolée, en incluant l'aire du ligament à la surface libre, selon la Figure 3.11. Dans les cas d'un défaut à la sub-surface, il faut que le défaut soit à une distance maximale de la surface de manière à ce que $r_d/d_d > 0,8$, où « r_d » corresponde à la mesure du rayon du défaut et « d_d » à la distance du centre de la discontinuité à la surface du spécimen.

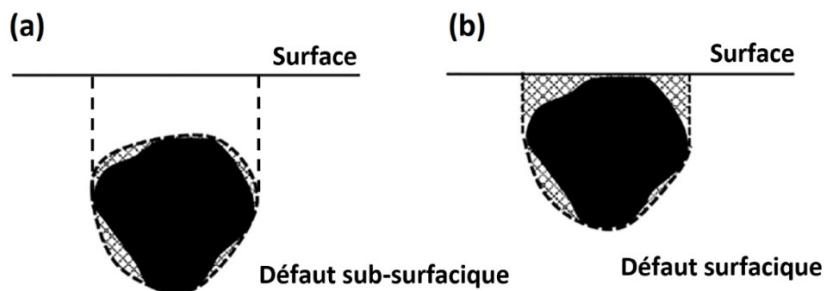


Figure 3.11 Protocole de mesure de taille des défauts, selon Murakami : (a) défaut unique sub-surfacique; (b) défaut unique surfacique (inspirée de l'image de Murakami [55])

3.5 Validation de la méthodologie

Comme expliqué précédemment dans la section 3.3, un lot standard de 15 spécimens en AlSi7Mg a été produit par SLM afin de faire la validation de certains paramètres expérimentaux de la méthodologie utilisée dans le projet. Il consiste à valider les paramètres de fabrication (de la géométrie et de la méthode de polissage) et l'amplitude de contrainte de départ des essais de fatigue. Pour ce faire, la méthodologie de l'escalier a été utilisée dans le but de trouver l'amplitude de contrainte de départ menant 10^6 cycles pour les essais de fatigue subséquents du projet.

3.5.1 Méthodologie de l'escalier

Les essais de résistance à l'infinie en fatigue visent à estimer la distribution statistique de rupture pour un nombre de cycles de vie spécifique. Pour y arriver, en 1948, Dixon et Mood [56] ont proposé la méthode dite de l'escalier (de l'anglais Staircase Method ou encore Up-and-down Method), basée par une séquence d'essais organisée de manière à ce qu'une seule réponse binaire soit trouvée : la rupture ou non-rupture du spécimen. La méthode permet de calculer la tenue en fatigue d'un matériau à partir de 5 spécimens testés [57]. Dans ce projet, le nombre de cycles a été fixé en 10^6 cycles et l'amplitude de contrainte (σ_a) a été variée selon un pas (s) d'échelonnement. Le pas est normalement tenu par rapport à l'ordre de grandeur de l'écart-type désiré à la moyenne de la tenue en fatigue [57]. L'essai de départ est effectué à un niveau de contrainte proche de celui estimé par des limites de fatigue de référence. Dans ce cas-ci, le niveau de contrainte a été choisi comme le niveau plus bas possible de la machine (d'après le poids déjà existant de 5 kg de la structure de poids de la machine). Si un spécimen se rompt, un deuxième spécimen est essayé au niveau de contrainte immédiatement inférieur; dans le cas contraire, il est testé au niveau immédiatement supérieur (en termes du pas). Ce processus se poursuit jusqu'à l'épuisement de tous les spécimens. De façon que S_i soit la valeur adoptée pour l'i-ième essai, selon :

$$S_{i+1} = S_i + s \quad (3.4)$$

si l'i-ième spécimen essayé n'a pas été rompu ;

$$S_{i+1} = S_i - s \quad (3.5)$$

si l'i-ième spécimen a été rompu.

Les niveaux de contraintes (S_i) sont formulés à partir d'un écart de pas (s), dont $i = 0$ est attribué à la valeur plus faible, soit (S_0), qui a été observé au moins une fois dans le plan d'expériences.

La méthode assume une distribution normale de rupture. Elle permet donc d'estimer la résistance en fatigue moyenne ($\hat{\mu}$) et l'écart-type ($\hat{\sigma}$); dont « $\hat{\mu}$ » correspond à l'amplitude de la contrainte pour laquelle la probabilité de rupture est de 50 % et « $\hat{\sigma}$ » l'écart-type associé à « $\hat{\mu}$ ». À partir de la détermination du type d'événement, rupture ou non-rupture, celui le moins fréquemment utilisé pour le calcul de la moyenne et de l'écart-type. Ces variables sont donc estimées en fonction des paramètres suivants :

$$N = \sum_{i=0}^{i_{max}} N_i \quad (3.6)$$

$$A = \sum_{i=0}^{i_{max}} iN_i \quad (3.7)$$

$$B = \sum_{i=0}^{i_{max}} i^2 N_i \quad (3.8)$$

L'estimation de la moyenne ($\hat{\mu}$) et de l'écart-type ($\hat{\sigma}$) est donc obtenue par les formules suivantes :

$$\hat{\mu} = S_0 + s \left(\frac{A}{N} \pm \frac{1}{2} \right) \quad (3.9)$$

Où $+\frac{1}{2}$ si le calcul est basé sur les contraintes d'essai des spécimens non rompus ou $-\frac{1}{2}$ s'il est basé sur les spécimens rompus, selon la valeur de N_i choisie.

$$\hat{\sigma} = 1,62s \left(\frac{NB - A^2}{N^2} + 0,029 \right) \quad (3.10)$$

si $\frac{NB - A^2}{N^2} \geq 0,3$, sinon :

$$\hat{\sigma} = 0,53s \quad (3.11)$$

Le niveau $i = 0$ est déterminé par la première amplitude de contrainte de l'escalier, dont le bris ou la survie a eu lieu. Par la suite, « N_i » correspond au nombre d'événements qui surviennent à chaque niveau « i ». Ensuite, le niveau de contrainte plus faible « S_0 » correspond à la contrainte au niveau $i = 0$. Il est possible que les essais initiaux soient probablement une série de non-ruptures, c'est-à-dire que la méthode commence par le premier essai dont il y a une rupture.

En résumé, la méthode de l'escalier a été réalisée en effectuant des essais autour d'un seuil de fatigue en variant les amplitudes de contrainte selon un pas de 5 MPa. Il y a été observé que la vibration du système est réduite, d'après l'utilisation d'un chargement en flexion plus élevé. Par conséquent, le diamètre de la section réduite des spécimens a été choisi le plus grand possible, afin que pour une amplitude de contrainte choisie, le chargement par le système de poids soit le plus grand possible, selon l'Équation 3.1. Le pas a été déterminé à partir des valeurs typiques des bandes d'amplitudes de contrainte en HCF de l'alliage utilisé [35]. Le nombre d'échantillons et le temps total disponible pour les essais ont été aussi considérés comme des contraintes pour le choix du pas. Enfin, la fréquence de l'essai de fatigue a été choisie en 40 Hz selon l'échéancier défini pour le projet, en conformité avec le manuel d'opération de la machine [48].

3.5.2 Résultats et discussion

Cette section révèle les résultats de fatigue obtenus lors de l'utilisation de la méthode de l'escalier, afin de donner suite à la réalisation des essais de fatigue à amplitude constante du projet. D'abord, les résultats d'essai de fatigue seront présentés selon le pas de l'escalier utilisé. La validation de la méthodologie viendra par la suite, à partir de l'analyse des résultats de fatigue et de l'observation des faciès de rupture.

3.5.2.1 Résultats de limite de fatigue

La résistance en fatigue à 10^6 cycles a été déterminée par la méthode de l'escalier, dont l'amplitude de contrainte de départ a été choisie à 100 MPa et le pas à 5 MPa. L'amplitude de contrainte initiale de l'escalier a été révélée à la rupture du spécimen #2 du lot standard : celle-ci était à 110 MPa. Le spécimen #1 n'a pas été testé en raison d'un défaut d'usinage. Dans les cas examinés, les essais

des spécimens 3 à 15 ont été considérés par l'étude de la résistance en fatigue, selon la méthode de l'escalier. Le Tableau 3.5 montre la liste des événements de survie et rupture des spécimens testés, avec le détail du nombre de cycles à la rupture des spécimens rompus. La Figure 3.12 montre le graphique des résultats de fatigue du lot standard selon la méthode de l'escalier.

Tableau 3.5 Liste d'événements de survie et rupture du lot standard, détaillée par le nombre de cycles à la rupture

Numéro de Spécimen #	Amplitude de contrainte [MPa]	Évènement	Nombre de cycles à la rupture (Nf)
1		Non testée	
2	110	Rupture	4.61E+05
3	110	Rupture	5.39E+05
4	105	Non rupture	-
5	110	Non rupture	-
6	115	Non rupture	-
7	120	Rupture	3.64E+05
8	115	Rupture	6.88E+05
9	110	Non rupture	-
10	115	Rupture	4.29E+05
11	110	Non rupture	-
12	115	Non rupture	-
13	120	Rupture	3.84E+05
14	115	Rupture	4.09E+05
15	110	Non rupture	-

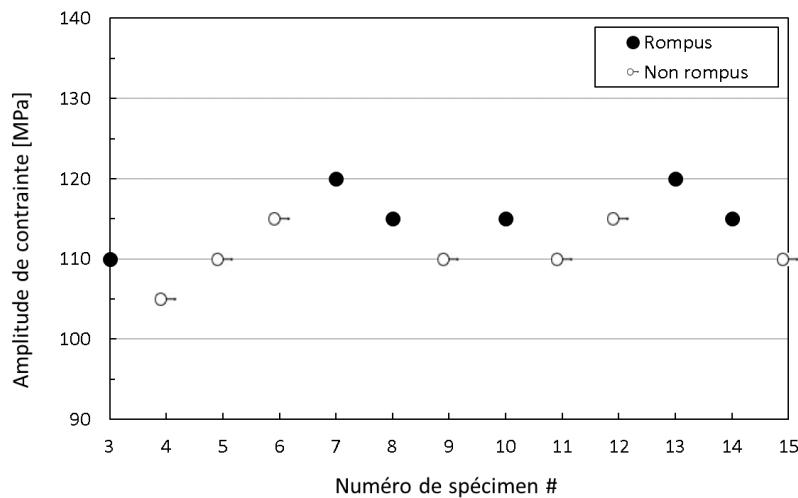


Figure 3.12 Résultats de fatigue à 10^6 cycles du lot standard, selon la méthode de l'escalier

Ces résultats d'essai de fatigue indiquent le $S_0 = 105$ MPa (spécimen #4), $s = 5$ MPa et un total de 13 essais de fatigue. Il est possible aussi de compter le numéro de spécimens rompus et non rompus et calculer les coefficients N (basés sur l'événement le moins fréquent), A et B ; selon les Équations 3.6, 3.7 et 3.8. Le Tableau 3.6 montre les valeurs calculées des coefficients N , A et B .

Tableau 3.6 Calcul des coefficients N , A et B de l'escalier

Amplitude de contrainte [MPa]	Spécimens rompus [i]	Spécimens non rompus [Ni]	i.Ni	i.i.Ni
120	2	0	0	0
115	3	2	6	18
110	1	4	4	4
105	0	1	0	0
$N = 6$		--	$A = 10$	$B = 22$

Donc, la moyenne et l'écart-type de la tenue de fatigue à 10^6 cycles peuvent être calculés, selon les Équations 3.9 et 3.10.

$$\hat{\mu} = S_0 + s \left(\frac{A}{N} \pm \frac{1}{2} \right) = 105 + 5 \left(\frac{10}{6} - \frac{1}{2} \right) = 110,8 \text{ MPa}$$

$$\hat{\sigma} = 1,62s \left(\frac{NB - A^2}{N^2} + 0,029 \right) = 1,62 * 5 \left(\frac{6 * 22 - 10^2}{6^2} + 0,029 \right) = 7,4 \text{ MPa}$$

L'amplitude de contrainte moyenne trouvée, $\hat{\mu} \approx 110$ MPa, a été validée pour être utilisée comme l'amplitude de départ pour les essais de fatigue à amplitude de contrainte constante du projet. Ensuite, le pas $s = 5$ MPa a été également utilisé afin de trouver la première rupture menant 10^6 cycles des lots #1, #2, #3 et #4 produits.

3.5.2.2 Analyse fractographique

Pour valider les paramètres de fabrication de la méthode de polissage, la nature des sites d'amorce par fatigue des spécimens a été révélée au moyen des images fractographiques des ruptures. À partir des images des faciès de rupture des spécimens rompus aux microscopes binoculaire et électronique à balayage, il a été possible de vérifier que les raies de polissage n'ont pas été la cause

de l'amorce des fissures de fatigue. La Figure 3.13 (a) montre une image d'un des faciès de rupture de fatigue, où il est possible d'identifier le site d'amorce de fatigue par une flèche. Par la suite, la Figure 3.13 (b) révèle que le site d'amorce n'a pas commencé avec une des raies de polissage visibles au microscope binoculaire.

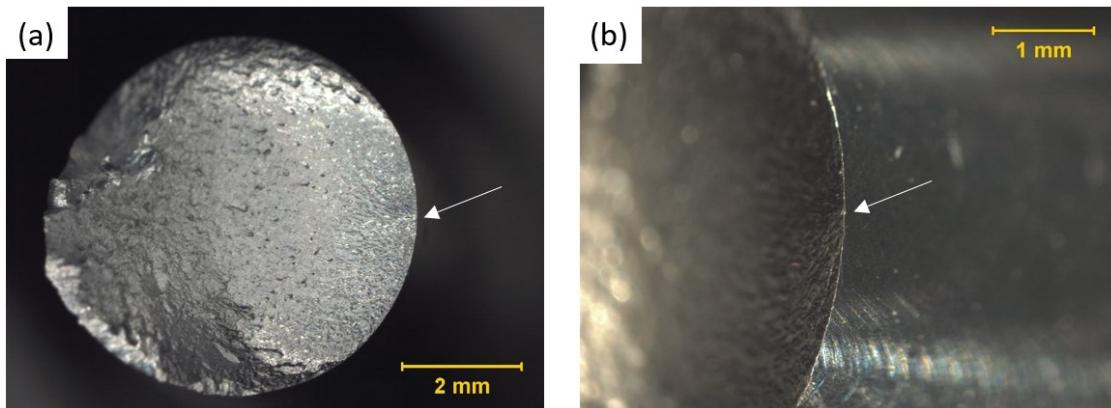


Figure 3.13 Images fractographiques au microscope binoculaire, avec le détail du site d'amorce de rupture (grossissement $20\times$ et $30\times$)

À partir des images à plus fort grossissement, il est possible d'affermir la nature des sites d'amorce de rupture de manière à ce que 100 % des spécimens testés aient des régions de manque de fusion à l'amorce des fissures en fatigue. Les Figures 3.14 (a) et (b) montrent deux représentations de sites d'amorce de rupture de spécimens du lot standard. D'après ces résultats, il est possible d'affirmer que l'amorçage des pièces produites commence toujours avec un défaut de solidification du matériau. Ainsi, la stratégie de polissage a été bien validée à partir des résultats de rupture de fatigue dans ce lot standard.

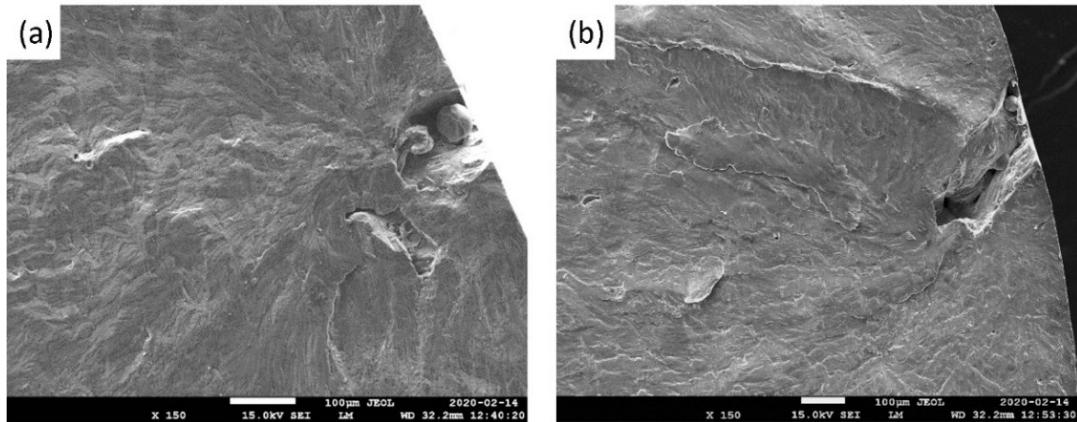


Figure 3.14 Images au MEB du site d'amorce des spécimens numéro #3 (a) et #14 (b) du lot standard (grossissement 150 \times)

CHAPITRE 4 ARTICLE 1: EFFECT OF PLATFORM TEMPERATURE AND POST-PROCESSING HEAT TREATEMENT ON THE FATIGUE LIFE OF ADDITIVELY MANUFACTURED ALSi7MG ALLOY

Luiz Felipe Leitao Martins, Paul R. Provencher, Mathieu Brochu, Myriam Brochu.

Cet article a été soumis à la section spéciale « Fatigue Behaviour of Additive Manufactured Metallic Materials » du journal « Metals », le 30 mars 2021.

4.1 Abstract

The effect of platform temperature combined with a T5 heat treatment on the fatigue life of additively manufactured aluminum alloy AlSi7Mg was characterized and understood. High-cycle fatigue tests were carried out on samples built with four platform temperatures (35 °C, 60 °C, 80 °C and 200 °C) and post-processing heat treatment strategies (F and T5). Microstructural and fractographic observations combined with microhardness measurements were performed. A log-normal statistical distribution regressed with 90% B-basis probabilities of survival revealed that specimens produced on a platform maintained at 80 °C and post-processed with a T5 heat treatment presented the highest fatigue life among the conditions tested. Precipitation of silicon within the aluminum cells during the T5 heat treatment is the proposed explanation for the improved fatigue life of the T5 samples. In the as-built condition, specimens produced at 200 °C were found to be less resistant to fatigue than the specimens built at lower temperatures. The coarser microstructure and lowest microhardness resulting from high-temperature manufacturing explain this reduced fatigue strength. All fatigue cracks initiated from manufacturing discontinuities. This led to a fatigue life prediction model based upon linear elastic fracture mechanics. The model was fitted to the experimental results of the F and T5 samples separately. With the exception of the 35 °C - T5 specimens, the predicted fatigue lives agree with the experimental results and literature.

4.2 Introduction

Selective laser melting (SLM) is the most adopted method of additive manufacturing (AM) for metals. This layer-by-layer process produces geometrically complex metal parts with minimal material waste. These characteristics make SLM attractive for several engineering applications, including for the aerospace industry. This sector imposes stringent design constraints to ensure reliability because the statistical spread of fatigue life is critical [58]. Stringent design for commercial and military aircraft structures and fastened joints drives the aeronautical and aerospace industries to use safety margins known as B-basis (90% survival estimate with 95% confidence) [52]. Hence, characterization and modeling of fatigue resistance of SLM built parts are central to the establishment of this technology in this industry.

Aluminum alloys are attractive in the transportation industry due to their high specific strength. SLM aluminum alloy parts with densities above 99% and fine microstructures have been successfully produced, although residual discontinuities, such as porosities and lack of fusion, are still observed [14, 34, 38, 59]. Previous work has shown that these discontinuities strongly affect dynamic properties and fatigue behavior in particular [18, 19, 34, 36, 38].

Previous publications studied the mechanical properties of metallic SLM parts, including 316 stainless steel [60, 61], Ti6Al4V [62-65], Inconel 718 [66] and aluminum alloys [10, 11, 14, 18, 19, 22, 23, 34-36, 38, 59, 67-73].

Siddique et al. [22] evaluated the influence of platform temperature on the microstructure, monotonic and cyclic properties of AlSi12 samples. Samples produced without platform heating had dendrite width $\lambda = 0.35 \mu\text{m}$, compared to $\lambda = 0.56 \mu\text{m}$ for samples produced at 200 °C [22]. Specimens produced without platform heating and post-processing stress-relief treatment have the best fatigue performance, albeit with greater fatigue life scatter. For specimens produced with platform heating, coarse microstructure caused by slower cooling rates negatively impacted the mechanical strength and fatigue life. The mechanical properties of aluminum alloys were reported in several papers and for a variety of platform temperatures: 30 °C [35], 35 °C [38, 71], 100 °C [72], 150 °C [73], 160 °C [23], 165 °C [18, 71], 180 °C [70], 200 °C [7,21,22] and 300 °C [35]. There is however limited data available on the fatigue properties of SLM parts manufactured from AlSi7Mg [37, 74] and nothing on the effect of platform temperature on mechanical properties for this specific alloy.

The microstructure and mechanical properties of AlSi7Mg and AlSi10Mg SLM parts precipitation hardened using a T6 heat treatment was recently studied [17,18,24,31]. Casati et al. [23] showed that the solution heat treatment suppresses the evidence of laser tracks and its related heat-affected zones. The fine Al cells surrounded by Si particles were replaced by a coarser grain structure and globular Si particles. Nevertheless, static mechanical properties, namely hardness, yield and ultimate strengths were reduced lower than the initial as-built levels [23]. To mitigate this deleterious effect of solution heat treatment, the response of AlSi7Mg SLM parts to T5 aging was investigated [18,19,31]. The data demonstrated that an ultimate tensile strength higher than that resulting from a T6 could be achieved. The T5 preserved the ultrafine Al cell structure while inducing the precipitation of strengthening phases [23]. Casati et al. [23] analyzed the effect of T5 treatment on aluminum specimens produced on platforms at room temperature (RT) and 160 °C. They showed that higher hardness and tensile strengths were measured upon T5 aging of specimens produced at RT. It was explained that long periods spent at high temperature during the AM process induced overaging (i.e., an excessive aging period) in the samples produced at 160 °C. Therefore, hot platform processing can attenuate the aging response and reduce the monotonic mechanical properties.

These recent publications indicate that the fine SLM microstructure associated with a T5 post-processing treatment is responsible for an augmentation of the monotonic mechanical properties. Nevertheless, there is a knowledge gap on the influence of a combined effect of cold platform temperature and T5 post-processing on the fatigue life of additively manufactured AlSi7Mg alloy. Therefore, the goal of the present work is to understand how thermal strategies combining controlled platform temperatures and a T5 heat treatment could be profitable for dynamic properties.

For this purpose, polished specimens of AlSi7Mg alloy produced at 35 °C, 60 °C, 80 °C and 200 °C were tested in rotating-bending fatigue (stress ratio $R = -1$) in F and T5 conditions with the intent of increasing the fatigue life in the high-cycle fatigue (HCF) regime. The scope was limited to material-process-treatment combinations that were not yet investigated by rotating-bending fatigue in order to provide original knowledge. Fatigue life results were analyzed using B-basis tolerance limits (95% confidence level on the 90% survival estimate) [58] to compare the lower bounds of the manufacturing conditions. Crack-initiating features were characterized in terms of nature, size and position. An estimation of the fatigue life based on the stress intensity factor at the

crack-initiating discontinuities is proposed. The effect of the microstructure resulting from the different heat treatment conditions is discussed. Table 4.8, in section 4.8 Appendix A, provides a list of nomenclature with symbols and abbreviations used in this document.

4.3 Materials and Methods

4.3.1 Material

The aluminum alloy investigated in this study is AlSi7Mg. This hypoeutectic alloy composition is close to the eutectic Al-Si composition, which is a class of alloys selected for good castability and solidification behavior among aluminum casting materials [10, 35]. Minor additions of magnesium (0.3–0.5 wt%) allow age-hardenability by natural or artificial aging that raises strength by Mg₂Si precipitation [11, 75]. Table 4.1 shows the range of chemical compositions of all the batches of aluminum alloy used in this study. They all comply with the A357 alloy ASTM B108 [46] chemical requirements.

Table 4.1 Range of chemical composition in wt % of AlSi7Mg batches used and A357 alloy
ASTM B108 [46] requirements

Si	Mg	Fe	Cu	Mn	Ti	Zn	Others	Al	Source
6.78-7.08	0.58-0.67	< 0.12	< 0.01	< 0.01	< 0.10	< 0.01	< 0.15	Balance	Batches
6.50-7.50	0.40-0.70	< 0.20	< 0.20	< 0.10	< 0.10	< 0.10	< 0.15	Balance	A357 ASTM B108

Samples were manufactured in an argon atmosphere with an EOS-brand machine operated with standard processing parameters as supplied by the manufacturer. The samples were manufactured using an AlSi7Mg powder composed of spherical particles with a particle size distribution ranging from 20 to 63 µm. Table 4.2 gives an overview of the manufacturing conditions and the number of specimens produced. The specimen blanks were printed in two main orientations (X and Z build directions) as can be seen in Figure 4.1. Their dimensions are slightly larger (rectangular bar: length 90.2 mm, width 10.3 mm and height 13.5 mm; cylindrical bar: length 90.2 mm and diameter 10.3 mm) than the fatigue specimen geometry presented in Figure 4.2. The thermal conditions considered in this investigation were selected with the intention of triggering the precipitation of

silicon to increase fatigue properties. The samples were produced using different build platform temperatures: 35 °C, 60 °C, 80 °C (cold platforms) and 200 °C (hot platform). Half of the cold platform samples were aged with a T5 heat treatment at 160 °C for 6 h. The cold platform temperatures were chosen to oversaturate the alpha phase with silicon and to minimize aging while manufacturing. On the other hand, the 200 °C platform temperature was intended to produce samples that would naturally age during AM processing. The samples produced at 200 °C were only tested in the as-built condition since further aging is unnecessary.

Samples were cut from the build plate by electrical discharge machining (EDM) and were then machined to the final geometry presented in Figure 4.2, in accordance with ASTM E466 design specifications [76]. The gauge surfaces were polished to below a 3 µm finish (mirror condition) using progressively finer grades of SiC followed by treatment with diamond suspensions. Figure 4.2 (b) shows the experimental assembly, composed of a polished specimen, two bearing shafts and a load-bearing system.

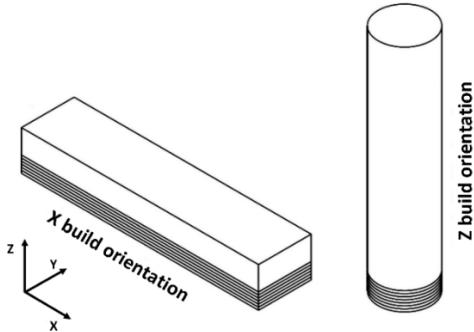
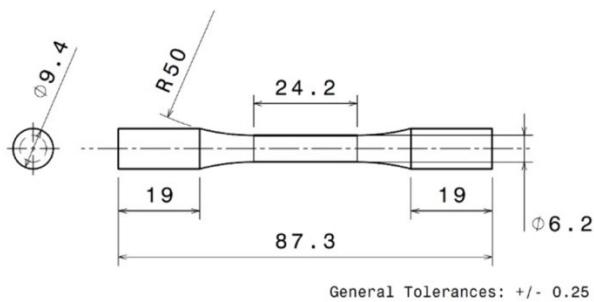


Figure 4.1 Representation of the build orientations of the samples and the blank geometries. The first layers of the SLM process are depicted

Table 4.2 Details of the batches of fatigue specimens

Platform Condition	Batch number	Platform temperature	Build direction	Thermal condition	Number of specimens
Hot-platform	#1	200 °C	X	F (as-built)	15
			Z	F (as-built)	15
	#2	35 °C	X	F (as-built)	6
			Z	F (as-built)	6
			X	T5	7
			Z	T5	7
	#3	60 °C	X	F (as-built)	6
			Z	F (as-built)	6
			X	T5	7
			Z	T5	7
Cold-platforms	#4	80 °C	X	F (as-built)	6
			Z	F (as-built)	6
			X	T5	7
			Z	T5	7



(a)

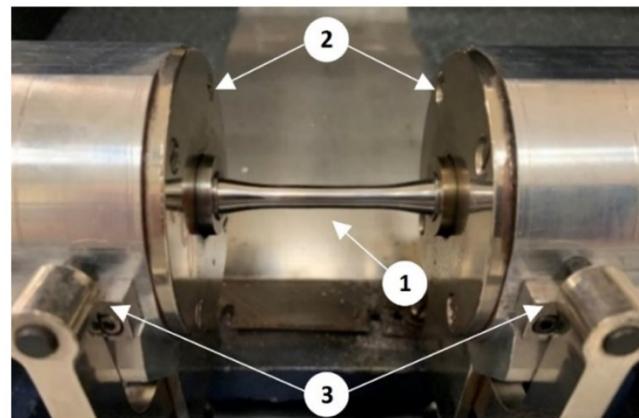


Figure 4.2 Experimental setup. (a) Fatigue test specimen design, dimensions in mm. (b) Experimental assembly: (1) polished specimen, (2) bearing shafts, (3) load-bearing system

4.3.2 Characterization

Microstructural characterization was performed by observing polished and etched samples. Vertical and horizontal cross-sections of the samples were ground and polished to a mirror finish with a manual polishing machine. The samples were polished using progressively finer grades of SiC paper followed by cloth polishing with diamond suspensions and a 0.05 µm colloidal silica suspension. Etching was then performed for 10 s using a solution of 10% vol. HF and 90% vol. H₂O. Microstructural characterization and fracture surfaces were examined using a digital microscope and a scanning electron microscope (SEM).

Vickers microhardness was measured on the polished surfaces by 5 indentations under a load of 100 gf applied for 10 s. High-cycle fatigue (HCF) tests were conducted in rotating-bending fatigue (stress ratio $R = -1$) at 40 Hz, in accordance with ISO 1143 [49]. The stress amplitude σ_a for cylindrical specimens was estimated as $\sigma_a = 16WL/\pi D^3$, where W is the load in N, L is the length in mm and D the sample diameter in mm. For each batch of material, the stress amplitude was selected to aim for an average fatigue life of 10^6 cycles. To minimize the number of specimens wasted to reach the targeted fatigue life, the first sample was tested at 110 MPa and increments of 5 MPa were applied when reaching 5×10^6 cycles without failure. The stress level that led to failure after 5×10^6 cycles or shorter was chosen to test the remaining samples of a given batch. Based on this methodology, the stress amplitude was 130 MPa for batch #1 and 135 MPa for batches #2, #3 and #4.

4.3.3 Probabilistic analysis

The statistical distribution that best described the data was identified with the Anderson-Darling goodness-of-fit coefficient of determination (R^2) [53]. The models considered were the generalized extreme value (GEV), log-normal, normal and weibull distributions. The log-normal distribution, frequently used to characterize fatigue life data of polished samples [28, 77], best fit the majority of the results as expanded upon in section 4.4.3. The probability density function $f^{\log\text{-normal}}(x)$ for a random variable x following the log-normal distribution is given by:

$$f^{\log\text{-normal}}(x) = \frac{1}{x} \frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{(\log(x - \mu))^2}{2\sigma^2}\right) \quad (4.1)$$

where μ (the mean) is the shape and σ (the standard variation) is the scale parameter of the natural logarithm function. This model was used for the B-basis evaluation. The B-basis value, adopted by the aerospace industry [58], is defined as a statistical prediction of the lower bound for 90% survival rate with 95% confidence level (on the conservative side) [58].

4.3.4 Fatigue life prediction

A crack propagation model correlating the defect area projected on the fracture surface and the fatigue life was used. The quantity \sqrt{a} defined by Murakami [78] produces good correlation for several metals between the fatigue life and the crack initiating feature. It was originally proposed to explain the effect of the size and location of small inclusions on the fatigue life of rotation-bending fatigue specimens manufactured from steel. In the case of a single defect, the area of a defect is given by the area of the convex shape contouring the defect projected on the fracture plane. In the event of a defect at the sub-surface, for $a/d > 0.8$, where a is the ratio of the crack radius and d is the distance from the specimen surface to the center of the defect, the area of the contour is extended to include the area of the ligament between the defect and the free surface.

Quantitative relationships between defect area and fatigue life have been studied for cast Al-Si alloys, particularly for A356 [79, 80]. The integration of Paris' equation, in which the initial crack length was replaced by the \sqrt{a} of the crack initiating defect resulted in a fair estimation of fatigue lives in the work of Saberifar et al. [81]. This approach was used to analyze the results reported in the present paper.

4.4 Results

4.4.1 Microstructure

The microstructure was characterized as a function of four main characteristics: (1) melt-pools, (2) aluminum dendritic structure, (3) presence of silicon precipitates and (4) porosity. Images of F and

T5 microstructure were taken for all manufacturing conditions. Figure 4.3 shows representative images of the top and the side of as-built microstructure of samples produced at 200 °C.

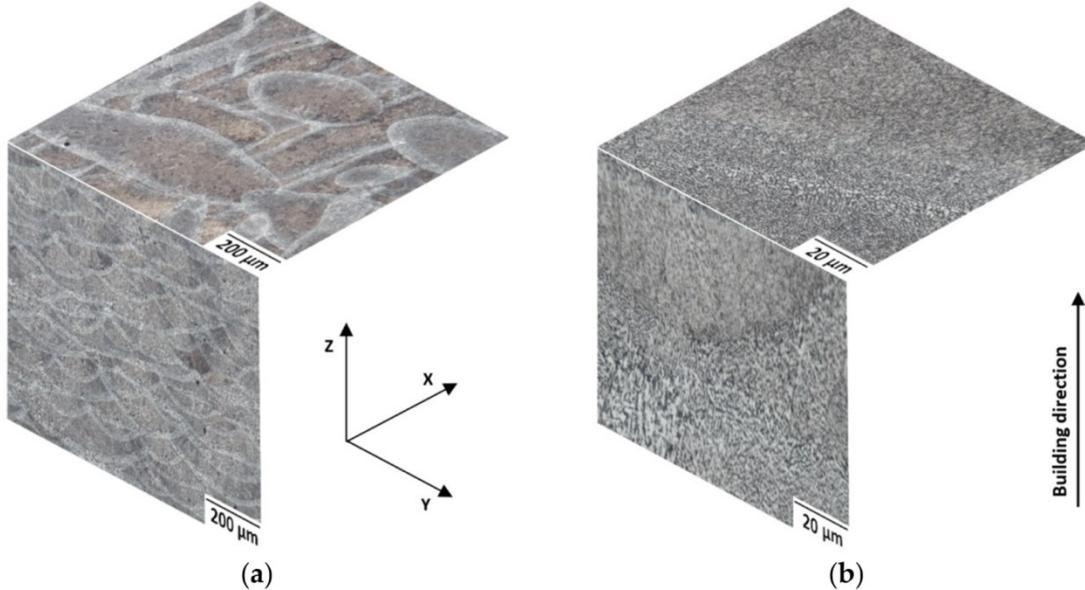


Figure 4.3 Typical microstructure of the AlSi7Mg Z built parts produced by SLM on the hot-platform at 200 °C; (a) 100 \times and (b) 1000 \times magnifications

Melt-pools

Similarly to previous works [68, 69], it is possible to see the laser traces made up of solidifications tracks of the melt-pools, especially from side views (parallel to the building direction). There was no difference in melt pool size from one batch to another, as seen by comparing the images in Figure 4.4 showing the typical microstructures of as-built samples produced at 35 °C, 60 °C, 80 °C and 200 °C. These half-cylindrical molten pools were $176 \pm 26 \mu\text{m}$ wide and $57 \pm 7 \mu\text{m}$ high.

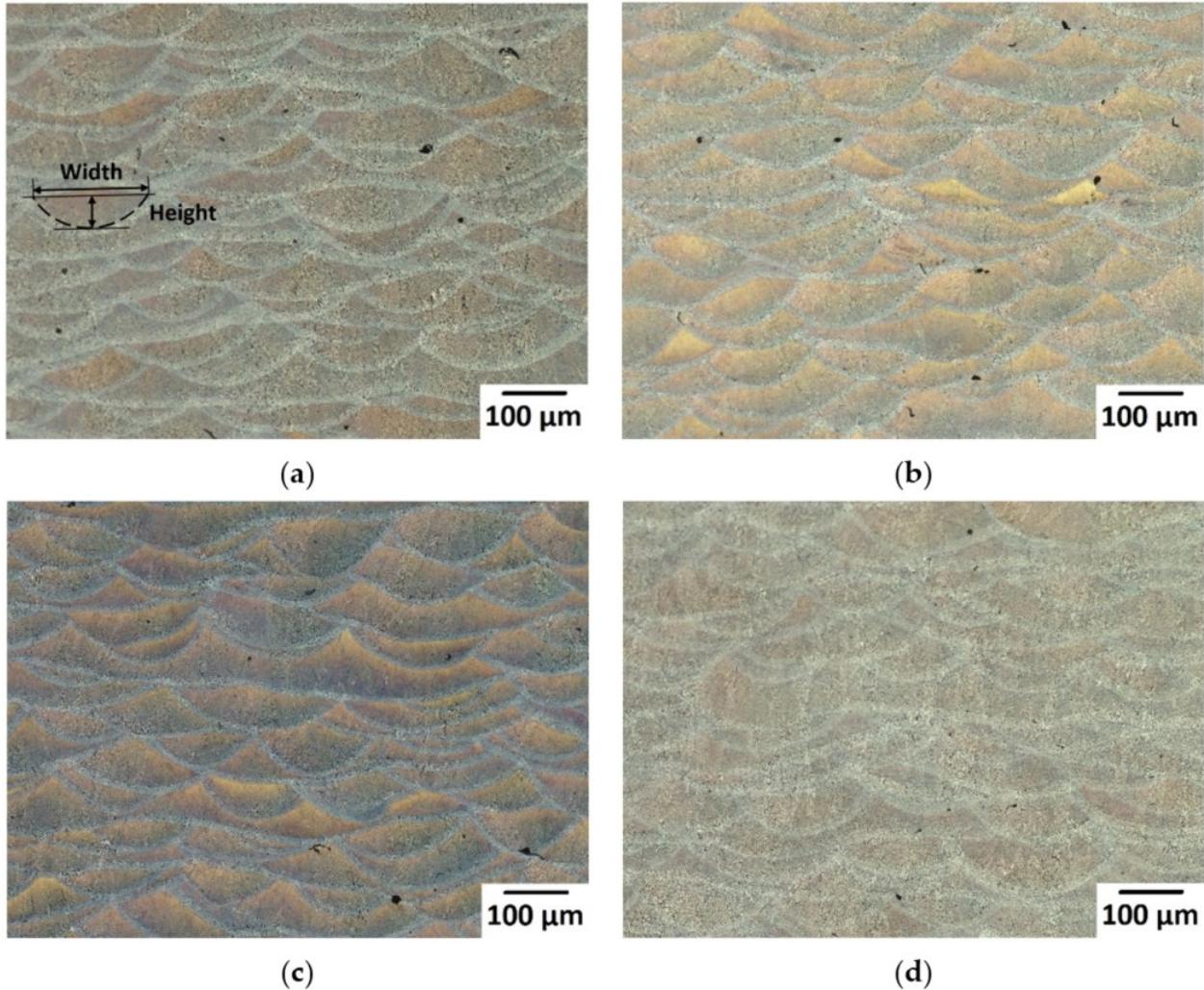


Figure 4.4 Typical melt-pool microstructure of the AlSi7Mg X-built parts produced by SLM at:
 (a) 35 °C, (b) 60 °C, (c) 80 °C and (d) 200 °C; 200 \times magnification. Width and height
 measurements of an individual melt pool are annotated in (a). The build direction is vertical
 gravitationally and upwards on the page

Dendritic structure

The microstructure inside a melt pool is composed of an Al matrix and Si particles. The dendritic structure, shown in Figure 4.5, was characterized by the size of the Al matrix surrounded by Si, called dendritic arm spacing (DAS) [19] or simply dendritic width [22]. The fast SLM solidification hinders the formation of secondary arms seen in the common cast aluminum structures [19]. Therefore, dendrites have a cellular shape on the plane normal to the building direction. SEM

observations at 5000 \times were used to measure DAS. The average DAS was measured by 50 intercepts on planes parallel to the building direction by the intercept method, following ASTM E112 recommendations [82]. Dendritic microstructural measurements of samples fabricated in the X direction are summarized in Table 4.3.

Table 4.3 Microstructural dendritic width parameter of AlSi7Mg batches

Platform Condition	Batch number	Platform temperature	Thermal condition	Dendritic width (μm)
Hot-platform	#1	200 °C	F	0.64 ± 0.04
	#2	35 °C	F T5	0.45 ± 0.01 0.43 ± 0.01
Cold-platforms	#3	60 °C	F	0.46 ± 0.01
			T5	0.43 ± 0.01
	#4	80 °C	F T5	0.47 ± 0.01 0.46 ± 0.01

Values published by Siddique et al. [22] were slightly smaller to those in the present work. Siddique et al. found DAS equal to $\lambda = 0.35 \mu\text{m}$ for samples produced without platform heating and $\lambda = 0.56 \mu\text{m}$ for samples produced on a platform temperature of 200 °C. This difference with our results could be explained by a difference in the specific process parameters used for sample manufacturing. However, in agreement with previous publications, the average DAS ranges between 0.43 μm and 0.64 μm with larger DAS for samples produced on heated platforms. Differences in dendritic width are attributed to difference in cooling rates as influenced by the platform heating. Cold platform resulted in higher cooling rates leading to a finer dendritic structure [22].

For the batches built at temperatures of 35 °C, 60 °C and 80 °C, no significant difference was observed in dendrite width. As expected, the T5 heat treatment did not modify the size of the DAS as shown by the results in Table 4.3.

Silicon precipitation

High-magnification SEM observations revealed microstructural differences between hot and cold platform samples and between as-built and T5 conditions. The Si walls looked continuous and thicker in the microstructure of the cold platform samples, while they were thinner and interrupted for the samples produced at 200 °C (see Figure 4.5). In addition, silicon precipitation was observed inside the dendrites in the latter sample. All samples heat treated T5 had a silicon distribution comparable to the samples produced at 200 °C: thin discontinuous silicon walls and silicon precipitation inside the dendrites. This is in good agreement with the results published by Casati et al. [23], who investigated the effect of heating the build platform to 160 °C on the solidification microstructure of AlSi10Mg alloy. For specimens built at 160 °C, the holding period at high temperature led to the precipitation of Si particles within the aluminum matrix.

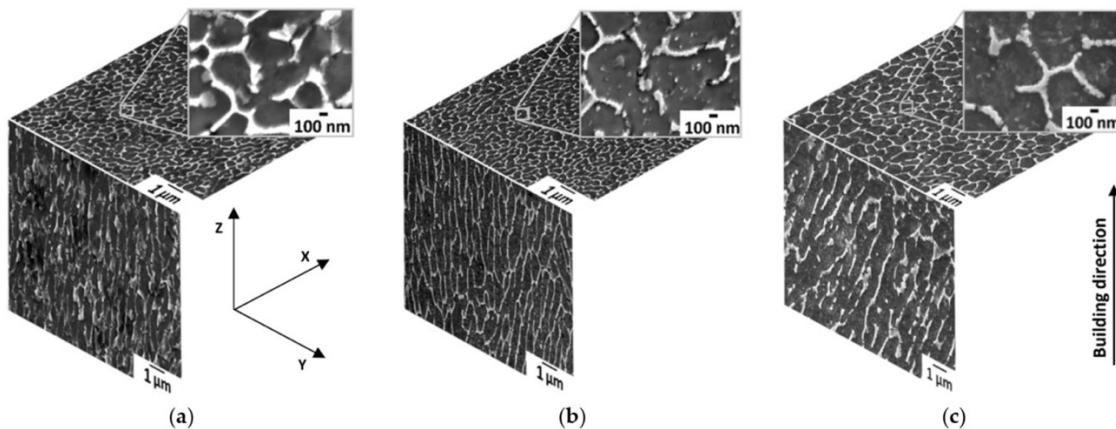


Figure 4.5 High-magnification SEM images ($10,000\times$ and $50,000\times$) of the typical microstructure at 35 °C F (a), T5 (b) and 200 °C F (c) build conditions. The Al matrix is the dark phase and the lighter phase surrounding the Al matrix is Si particles. In (b) and (c), discrete Si precipitations were observed from thermal heat treatment

Porosity

Examples of pores visible under optical microscopy at a magnification of $500\times$ are presented in Figure 4.6 (a). The size distributions of these discontinuities (larger than $10 \mu\text{m}$) observed on 25 mm^2 over cross sections of each batch of material are shown in Figure 4.7. The distributions show

comparable size ranges and counts within all batches. The larger discontinuities observed are lack of fusion (LoF), as shown in Figure 4.6 (b). Those LoF were mainly located at or close to the molten pool boundaries. Their elongated shape results in a larger projected area on a plane normal to the building direction. Therefore, it can be anticipated that these features will be more deleterious when load is applied parallel to the building direction (specimens referred to as Z).

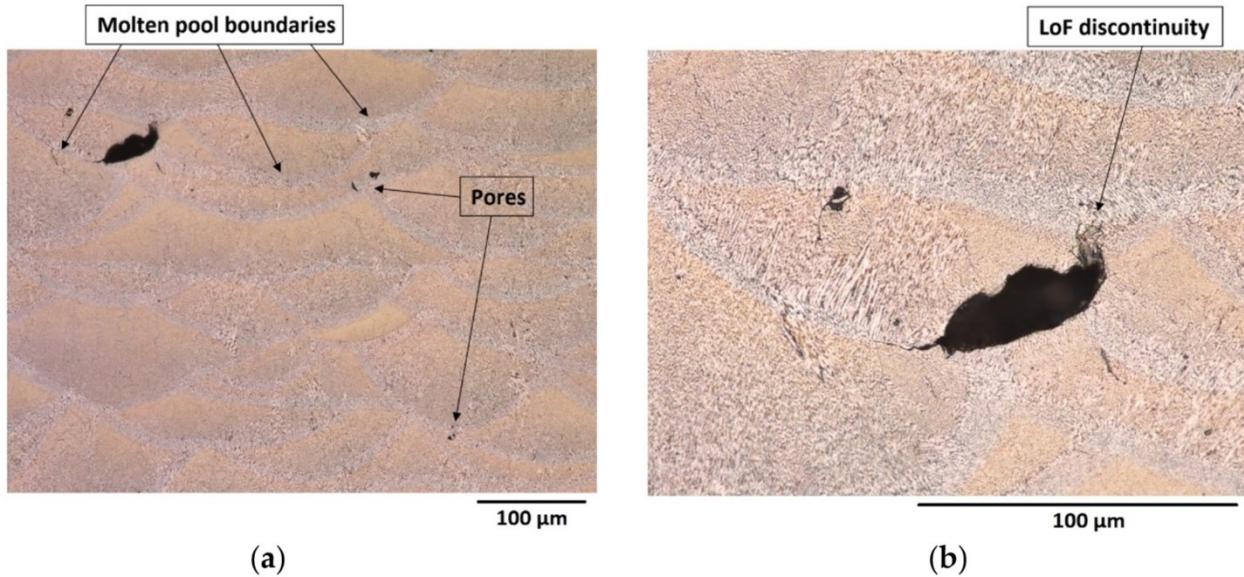


Figure 4.6 Optical micrograph of lack of fusion (LoF) representative discontinuity; (a) 500 \times and (b) 1,500 \times magnifications

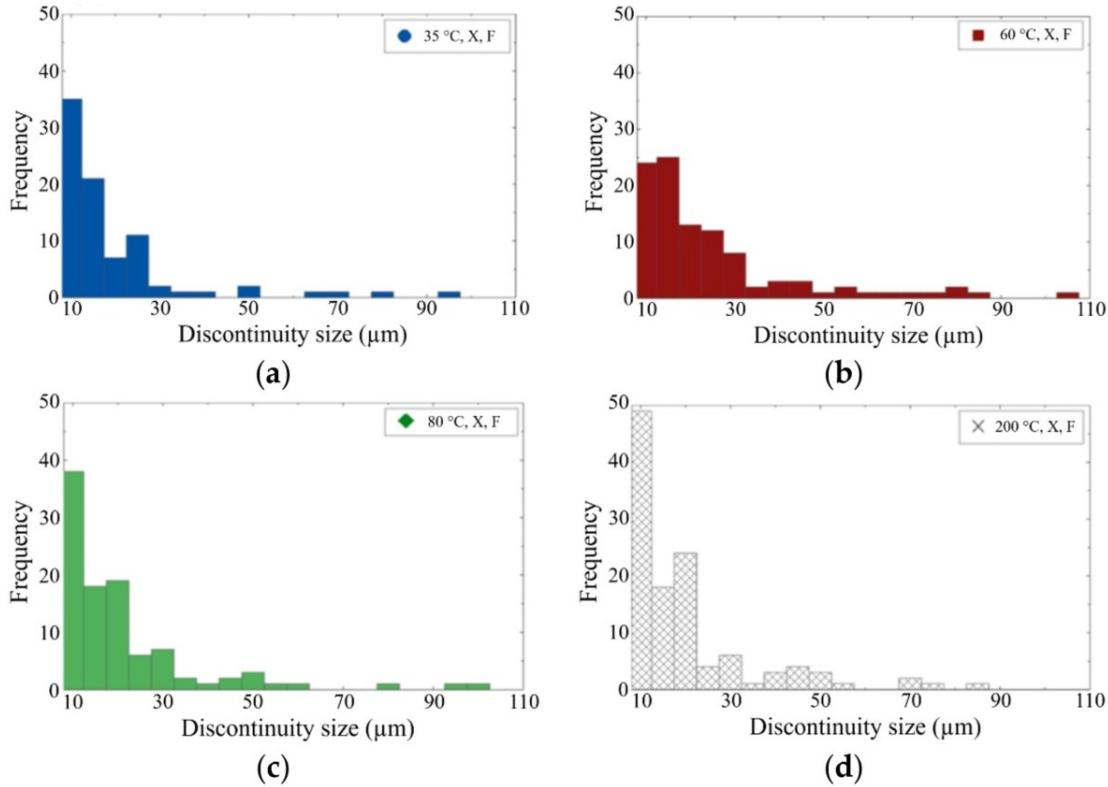


Figure 4.7 Histograms of porosity size of AlSi7Mg X as-built parts produced by SLM at 35 °C (a), 60 °C (b), 80 °C (c) and 200 °C (d)

4.4.2 Vickers hardness

The average Vickers hardness (HV) measurements of the different as-built samples are reported as the filled symbols in Figure 4.8. The values of X and Z-built samples are not significantly different as seen by comparing the graphs on Figure 4.8 (a) and (b). Theoretically, for samples produced on a hot platform, a lower hardness is expected since the resulting cooling rate of the fused metal is lower, which resulted in a coarser microstructure [23]. This trend was only evident for the samples produced at 200 °C, which have an average microhardness of about 99 HV compared to the averages of 117 HV, 124 HV and 122 HV measured on the as-built (F) samples produced at 35 °C, 60 °C and 80 °C, respectively. This is coherent with the microstructural observations showing no significant difference in the DAS between the 3 batches of material produced on the cold platform (35 °C, 60 °C and 80 °C) but a larger DAS for the samples produced at 200 °C (the DAS values are reported in Table 4.3).

The effect of the T5 heat treatment on hardness can be observed by comparing the filled and empty symbols presented in Figure 4.8. The artificial aging led to increased hardness compared to as-built (F) samples. This could be anticipated from the microstructure investigation that shows no microstructural coarsening but a precipitation of Si within the dendrite structure (the microstructures were presented in Figure 4.5). This is coherent with Casati et al. [23] who showed that samples produced on cold platforms could be directly hardened from the as built condition. In addition, Mg₂Si precipitates, not visible under SEM, may have contributed to this hardening, as proposed in the work of Siddique et al. performed on a comparable alloy manufacturer and heat treated in comparable conditions [22].

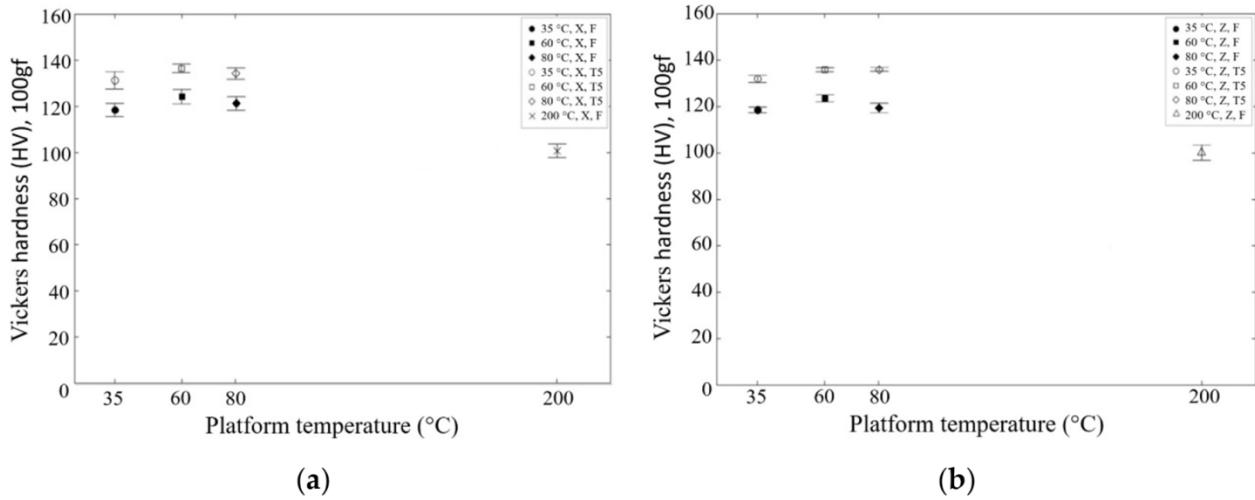


Figure 4.8 Vickers hardness of X-built (a) and Z-built (b) batches, HV 100 gf

4.4.3 Fatigue test results and probabilistic analysis

Figures 4.9 and 4.10 show fatigue data, obtained by rotating-bending fatigue tests ($R = -1$), at stress amplitudes of 135 MPa for the specimens manufactured on cold platforms and at 130 MPa for the platform preheated at 200 °C. The number of cycles to failure (N_f) is displayed on the abscissa for the corresponding SLM conditions reported as categories on the vertical axis.

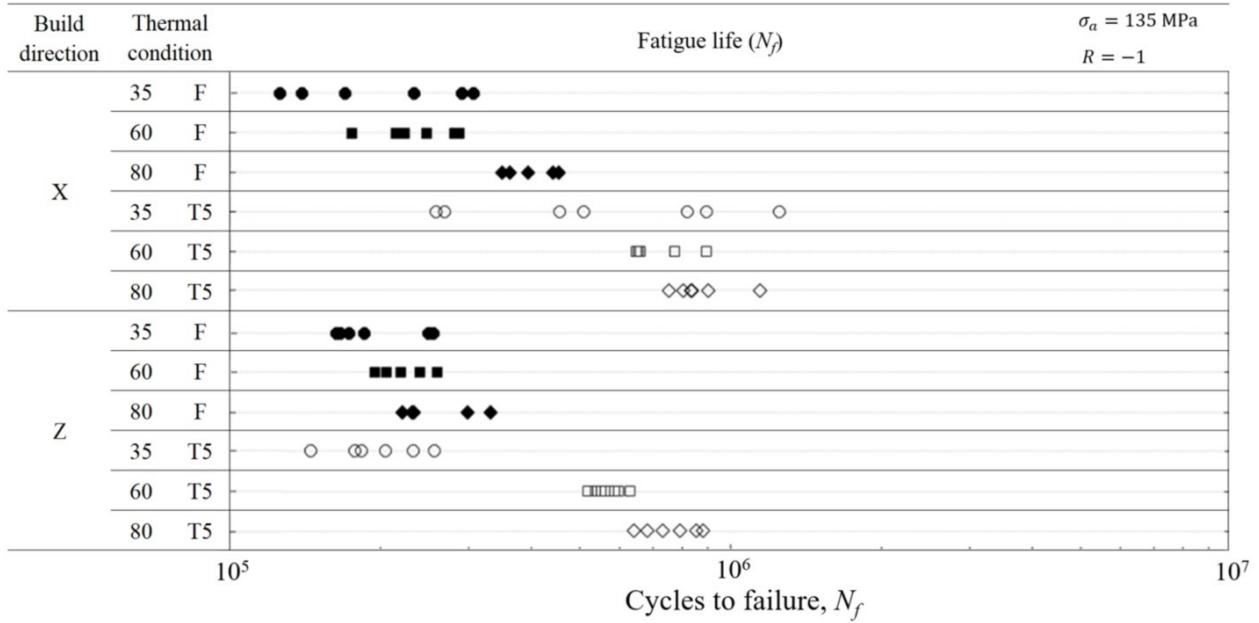


Figure 4.9 Fatigue life from rotating-bending fatigue tests at 135 MPa for 35 °C, 60 °C and 80 °C conditions (X and Z building conditions)

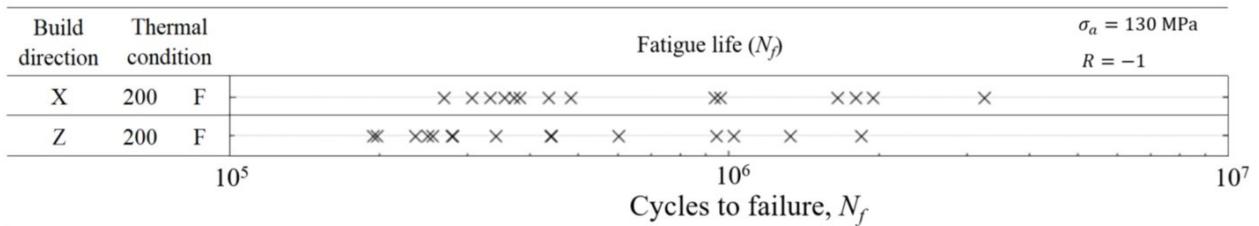


Figure 4.10 Fatigue life from rotating-bending fatigue tests at 130 MPa for 200 °C condition (X and Z building conditions)

Table 4.4 provides the coefficient of determination (R^2) for 4 statistical distributions investigated to fit the results. The coefficient of determination is greatest for the log-normal distribution for 11 series of fatigue tests out of 14, motivating the choice of working with log-normal distribution for the B-basis analysis. Figures 4.11 and 4.12 present probability density functions of log-normal distributions (Equation 4.1) fitted to the experimental outcome reported in the form of percentage of failed specimens, within a given series, as a function of the number of load cycles. Table 4.5

presents the regression parameters of these log-normal distributions from which the average fatigue lives and B-basis values for a 90% probability of survival were calculated.

Table 4.4 Comparison of the distributions in terms of the coefficient of determination

Platform temperature	Build direction	Thermal condition	GEV	Log-normal	Normal	Weibull
200 °C	X	F	0.788	0.945	0.878	0.888
	Z	F	0.784	0.953	0.878	0.892
35 °C	X	F	0.943	0.969	0.964	0.960
	Z	F	0.854	0.910	0.900	0.868
	X	T5	0.922	0.976	0.964	0.962
	Z	T5	0.977	0.991	0.992	0.988
60 °C	X	F	0.984	0.974	0.980	0.987
	Z	F	0.965	0.992	0.988	0.973
	X	T5	0.785	0.864	0.858	0.793
	Z	T5	0.965	0.993	0.990	0.972
80 °C	X	F	0.952	0.967	0.966	0.957
	Z	F	0.911	0.938	0.938	0.915
	X	T5	0.830	0.912	0.889	0.859
	Z	T5	0.876	0.985	0.986	0.981

Table 4.5 Parameters of log-normal distributions (μ and σ) applied to the fatigue life results presented in Figures 4.9 and 4.10. B-basis calculated for a 90 % probability of survival with a confidence level of 95 %

Platform temperature	Build direction	Thermal condition	Fitting log-normal parameters (MLE)		Average (x10 ⁵ cycles)	B-basis (x10 ⁵ cycles)	Stress amplitude (σ_a)
			μ	σ			
200 °C	X	F	13.44	0.83	9.63	2.34	130 MPa
	Z	F	12.99	0.73	5.77	1.69	
35 °C	X	F	12.20	0.42	2.16	1.16	135 MPa
	Z	F	12.18	0.21	1.99	1.48	
	X	T5	13.22	0.66	6.84	2.34	
	Z	T5	12.18	0.23	2.01	1.46	
60 °C	X	F	12.37	0.21	2.40	1.81	135 MPa
	Z	F	12.31	0.13	2.23	1.87	
	X	T5	13.47	0.13	7.16	5.99	
	Z	T5	13.25	0.07	5.70	5.17	
80 °C	X	F	12.89	0.13	4.03	3.39	135 MPa
	Z	F	12.49	0.18	2.71	2.11	
	X	T5	13.68	0.15	8.84	7.21	
	Z	T5	13.54	0.14	7.67	6.34	

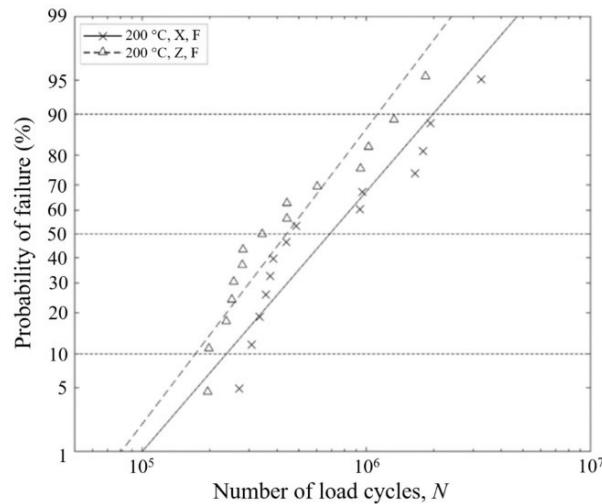


Figure 4.11 Probability of failure (%) vs number of load cycles, N . The probability density function of log-normal distributions is fitted to each series of experimental results. The stress amplitude was 130 MPa for the 200 °C, X and Z building conditions

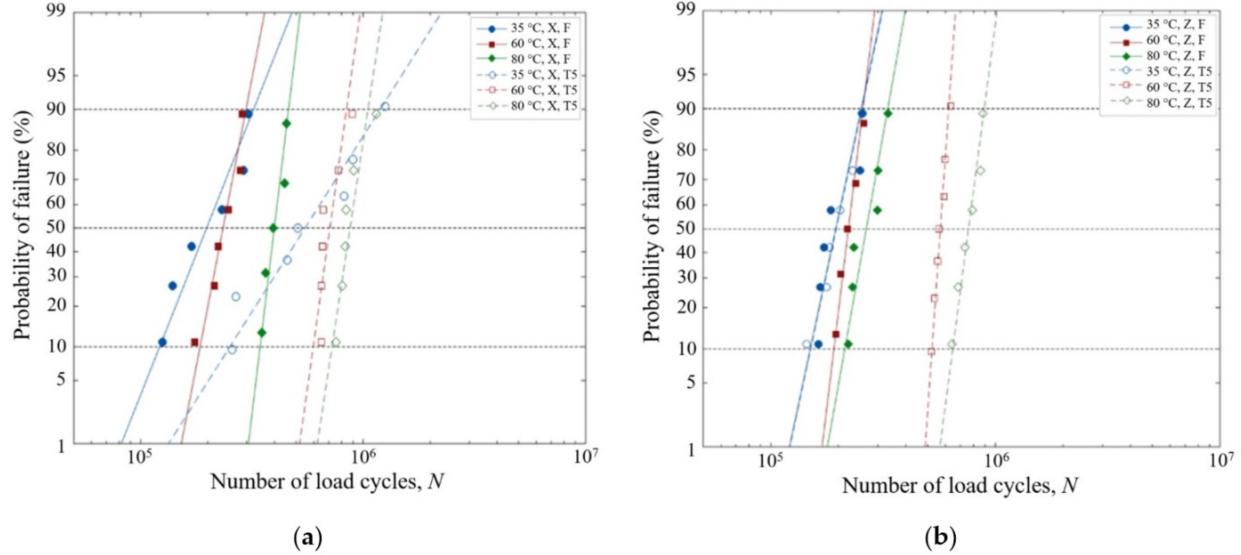


Figure 4.12 Probability of failure (%) vs number of load cycles, N . The probability density function of log-normal distributions is fitted to each series of experimental results. The stress amplitude was 135 MPa for the 35 °C, 60 °C and 80 °C, X (a) and Z (b) building conditions

According to the average fatigue lives reported in Table 4.5, for all AM conditions, X-built specimens sustained longer fatigue lives than Z specimens. As observed from the presented results and in accordance with previously mentioned studies [68], Z-built specimens tended to have shorter fatigue lives. The elongated shape of the largest discontinuities (LoF) as commented in section 4.4.1 could be responsible for reducing the life of specimens tested with the load parallel to the build direction. Comparing the specimens produced at 200 °C, the average fatigue life obtained from the X-built condition (9.63×10^5 cycles) was 1.67 times longer than the Z-built condition (5.77×10^5 cycles), although the greater statistical scatter was observed for the X-built condition. The B-basis value for the X-built condition (2.34×10^5 cycles) was only 1.38 times higher than the Z-built condition (1.69×10^5 cycles).

Nevertheless, the statistical scatter was generally greater for the X-built condition, with the exception of the as-built specimens produced at 80 °C. This difference in scatter between X and Z results caused the 90% probability of survival to be smaller for two batches of X specimens when compared to the Z specimens (as-built conditions produced at 35 °C and 60 °C). This is a marginal trend that could be reversed if a larger number of samples were tested.

Comparing the average fatigue lives of samples produced on cold platforms in the as-built conditions ($35\text{ }^{\circ}\text{C}$, $60\text{ }^{\circ}\text{C}$ and $80\text{ }^{\circ}\text{C}$), the highest average was found for the specimens produced at $80\text{ }^{\circ}\text{C}$ (4.03×10^5 cycles for X-built specimens and 2.71×10^5 cycles for Z-built specimens), while the lowest average for the specimens produced at $35\text{ }^{\circ}\text{C}$ X and Z conditions (2.16×10^5 cycles for X-built specimens and 1.99×10^5 cycles for Z-built specimens). The same trend was observed when comparing the B-basis values with the highest characterizing the specimens produced at $80\text{ }^{\circ}\text{C}$ (3.39×10^5 cycles for X-built specimens and 2.11×10^5 cycles for Z-built specimens), and the lowest for the $35\text{ }^{\circ}\text{C}$ conditions (1.16×10^5 cycles for X-built specimens and 1.48×10^5 cycles for Z-built specimens). In this range of cold platform temperature, the results showed a trend of longer fatigue lives for warmer conditions. Nevertheless, this trend is blended with the scatter of the results. For example, the cold platform sample that sustained the highest number of load cycles was built on a $35\text{ }^{\circ}\text{C}$ (not the warmest one).

When comparing as-built (F) and artificially aged (T5) specimens, the highest average and B-basis fatigue lives were systematically obtained for the batches of aged specimens. There is only one exception to this observation. In the Z-built condition, the samples produced at $35\text{ }^{\circ}\text{C}$ sustained 1.46×10^5 cycles against 1.48×10^5 cycles for the as-built condition, but this difference is insignificant. Microstructural observations presented in section 4.4.1 can be used to explain the difference between F and T5 samples. The T5 heat treatment resulted in the precipitation of Si particles, which may act as microstructural barriers to the mobility of dislocations, benefitting fatigue by delaying the accumulation of plastic damage. Finally, when analyzing the effects of sample orientation, platform temperature and T5 heat treatment, the T5 aged specimens built in the X direction at $80\text{ }^{\circ}\text{C}$ sustained the highest number of load cycles for a 90 % probability of survival. This is 1.20 and 3.08 times the number of cycles of that the T5 specimens built in the X direction at $60\text{ }^{\circ}\text{C}$ and $35\text{ }^{\circ}\text{C}$, respectively.

Figure 4.13 presents a comparison of our results with those published by Beevers et al. [71] (SLM built at $165\text{ }^{\circ}\text{C}$ - F), Mower et al. [67] (SLM built at $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ - SR, stress relief), and Brochu et al. [83] (permanent mold (PM) - F; PM - T6; semi-solid molding (SSM) - F; SSM - T5). The fatigue behavior of the specimens produced in this work falls in the range of the results reported by Mower et al. [67] and Beevers et al. [71] for AlSi10Mg additively manufactured alloy. It is also consistent with the fatigue strength reported for conventional and semi-solid 357 cast alloy studied by Brochu et al. [83].

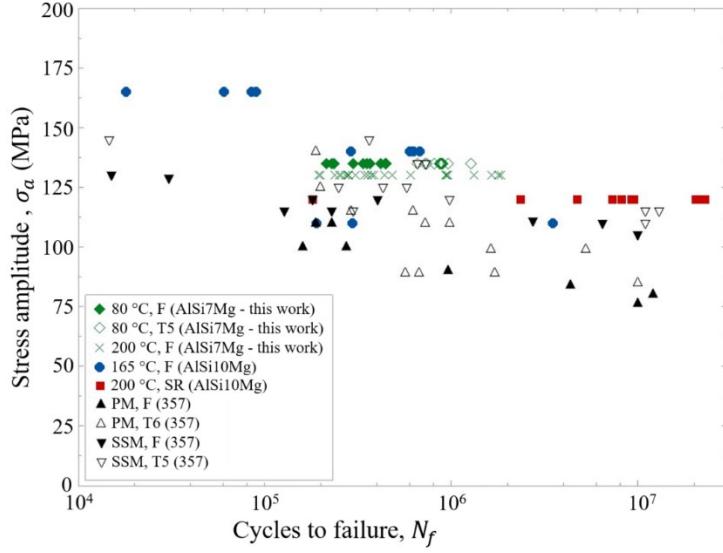


Figure 4.13 Fatigue behavior of AlSi7Mg specimens from this work (built at 80 °C and 200 °C, and tested in F and T5 conditions) compared with polished additively manufactured AlSi10Mg specimens produced at 165 °C [26] and 200 °C [21]; with conventional permanent molding (PM); and with semi-solid molding (SSM) 357 cast alloy [83] from literature. The stress ratio is $R = -1$ in all cases

The fatigue performance found in this research is within the expected fatigue strength for Al-Si-Mg parts produced by AM, conventional casting and semi-solid casting. From the data observed, only three specimens were tested at the same stress amplitudes applied in this work. Brochu et al. [83] reported 1.51×10^4 cycles for one specimen (SSM-F) tested at 130 MPa; and 6.59×10^5 cycles and 7.33×10^5 cycles for specimens (SSM-T5) tested at 135 MPa for samples tested in axial fatigue. In Mower et al. [67], polished AM AlSi10Mg specimens tested at 140 MPa had an average fatigue life lower than specimens produced on 80 °C and 200 °C and tested at 135 and 130 MPa in the present work. In contrast, comparing with Beevers et al. [71] results, specimens tested at 125 MPa have a greater average fatigue life.

4.4.4 Features responsible for fatigue crack initiation

Optical microscopy revealed fracture surfaces typical of fatigue damage, as seen in Figure 4.14. The features included ridge lines converging to the crack initiation site and a beach mark at the limit of the fatigue zone and the region of final failure. For the 97 specimens tested, each fatigue failure was associated with a unique initiation site located at the surface or sub-surface of the specimen, in its gauge length. Crack initiation from the surface is expected in rotating-bending load configuration since the stress amplitude is maximum at the surface.

The features responsible for crack initiation were investigated using SEM. Essentially, two types of feature were observed: lack-of-fusion and oxides, as is presented in Figure 4.15 (a) and (b), respectively. For 11 specimens, the feature at the crack initiation site was covered by rubbing marks and thus indefinite, as shown in Figure 4.15 (c) and (d). Images of the crack-initiating discontinuities were captured using the SEM and their area on the fracture plane was measured as explained in the methodology (section 4.3.4). Table 4.6 summarizes the average and range size, expressed as the square root of their area, of the discontinuities observed at the crack initiation sites. Spherical pores were also observed on the fracture surfaces, but they were not located at crack initiation sites. A comparison of the results reveal that the average size of the discontinuities measured on the Z specimens is always larger than on the X specimens. This is in agreement with the observations made by optical microscopy showing that the defects are elongated in the plane normal to Z (building direction). Another observation worth mentioning is the smaller average size of the discontinuities found on their fracture surface of the samples produced at 200 °C. This difference was not revealed by the microstructural investigation.

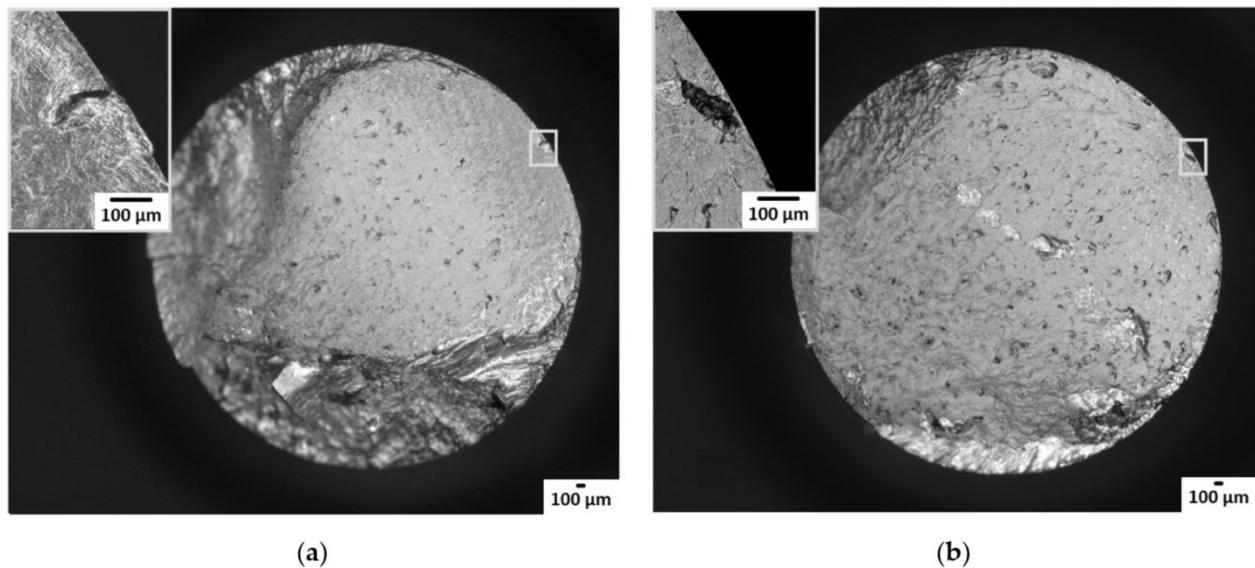


Figure 4.14 Digital optical microscope images of fatigue fracture surfaces (30 \times and 300 \times). (a) Surface defect; (b) sub-surface defect

Table 4.6 Summary of features and their characteristics observed at crack initiation sites

Platform temperature	Build direction	Thermal condition	Number of specimens analyzed	Discontinuity size (μm)	Average size (μm)
200 °C	X	F	10	47-78	56
	Z	F	13	48-129	84
35 °C	X	F	6	123-159	128
	Z	F	6	92-185	139
	X	T5	7	78-132	95
	Z	T5	6	86-166	121
60 °C	X	F	6	75-129	105
	Z	F	5	64-136	102
	X	T5	6	52-133	98
	Z	T5	7	90-114	106
80 °C	X	F	5	61-99	82
	Z	F	6	81-169	129
	X	T5	6	64-137	96
	Z	T5	6	94-180	131

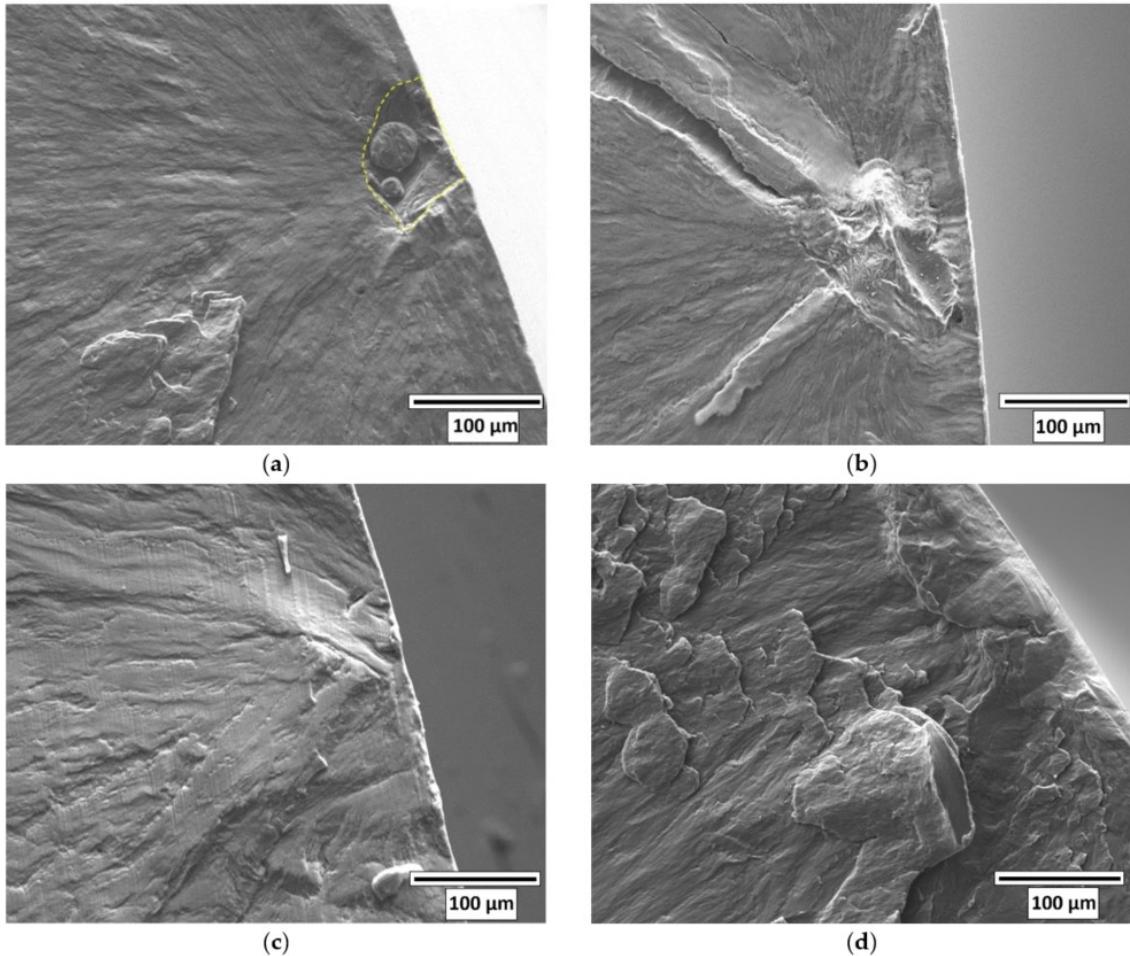


Figure 4.15 SEM images of fatigue fracture surfaces. Features presumed from observations to be responsible for the fatigue crack initiation: (a) lack-of-fusion ($N_f = 4.41 \times 10^5$ cycles, $\sqrt{\text{area}} = 104 \mu\text{m}$); (b) oxide ($N_f = 3.25 \times 10^6$ cycles); (c) and (d) indefinite discontinuities

4.5 Discussion

4.5.1 Effects of stress intensity factor on fatigue strength

Romano et Al. [18] and Tang and Pistorius [36] experimentally showed, for additively manufactured AlSi10Mg specimens, that the effect of discontinuities on fatigue life can be rationalized by calculating the maximum stress intensity range in mode I ($K_{I\max}$) following the Murakami approach [78], with the expression given in equation 4.2:

$$K_{\text{Imax}} = Y \sigma' (\pi \sqrt{\text{area}})^{1/2} \quad (4.2)$$

where Y is a geometrical factor and K_{Imax} is the maximum stress intensity factor characterizing a discontinuity calculated using the local stress σ' at the crack tip. For residual stress-free material and a cylindrical specimen in bending, σ' as the following equation:

$$\sigma' = \sigma_{\max} \left(1 - \frac{2d}{D}\right) \quad (4.3)$$

where σ_{\max} is the maximum stress at the outer surface of the specimen, d is the radial distance from the specimen surface to the discontinuity center; and D is the diameter of the fracture surface (usually the diameter in the specimen gauge length). The geometrical factor Y takes the values of 0.65 for surface discontinuities and 0.50 for interior discontinuities. Figures 4.16 and 4.17 present the fatigue lives of the tested specimens as a function of the K_{Imax} values calculated using equations 4.2 and 4.3 applied to the size and radial distance of the defects observed at the crack initiation site.

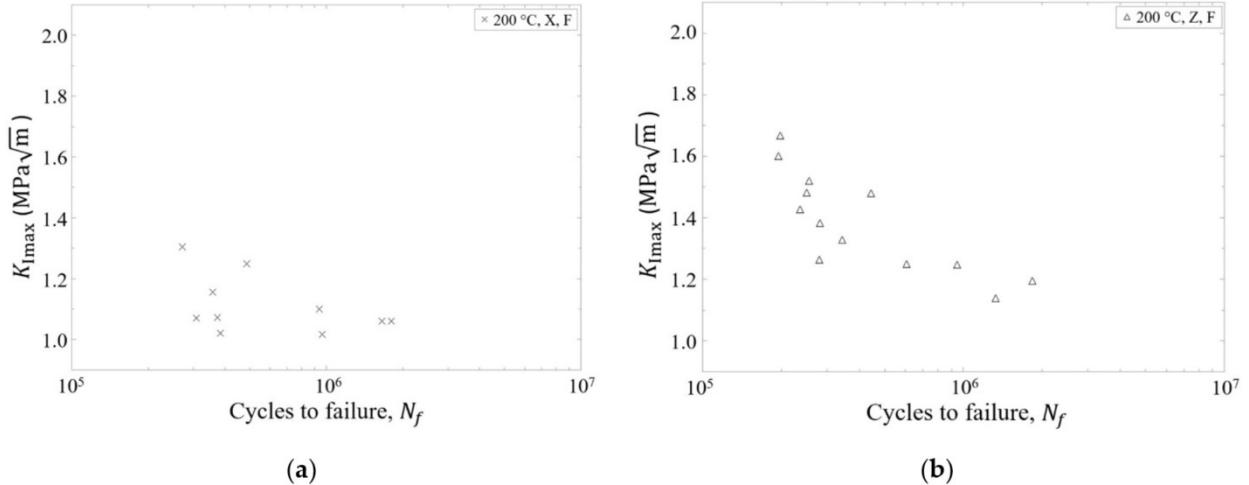


Figure 4.16 Fatigue results for X (a) and Z (b) specimens produced on a platform preheated at 200 °C presented in terms of maximum stress intensity factor (K_{Imax}) characterizing defects at crack origins and number of cycles to failure (N_f) for a stress amplitude of 130 MPa

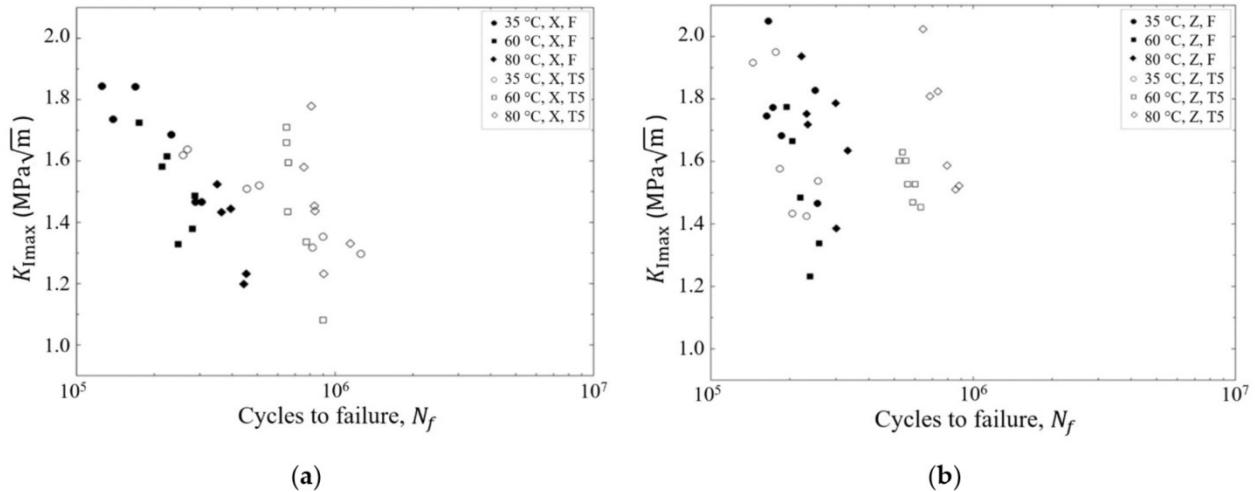


Figure 4.17 Fatigue results for X (a) and Z (b) specimens produced on a platform preheated at 35 °C, 60 °C and 80 °C presented in terms of maximum stress intensity factor ($K_{I\text{max}}$) characterizing defects at crack origins and number of cycles to failure (N_f) for a stress amplitude of 135 MPa

The $K_{I\text{max}}$ values of X and Z specimens confirm the anisotropic fatigue behavior of the material studied. The larger defects were systematically observed on the fracture surfaces of the Z specimens which lead to the maximum $K_{I\text{max}}$ value of 1.70 MPa $\sqrt{\text{m}}$ and 2.04 MPa $\sqrt{\text{m}}$, in the case of hot platform (200 °C - Z) and cold platforms (35 °C - Z) respectively. For the X-built specimens, as the discontinuities are not elongated in the plane normal to the load (during bending), their projected surface areas are smaller, leading to smaller $K_{I\text{max}}$ values and higher fatigue lives. Results presented in Table 4.6 confirm that X-built specimens have smaller discontinuity sizes, comparing all the average sizes of discontinuities at crack initiation sites, except for only one condition: as-built condition produced at 60 °C ($\sqrt{\text{area}} = 105 \mu\text{m}$ for X-built specimens and $\sqrt{\text{area}} = 102 \mu\text{m}$ for Z-built specimens).

The comparison of $K_{I\text{max}}$ values also confirms that larger defect areas were observed on the fracture surfaces of the specimens produced on the cold platforms. This trend is coherent with the work of Siddique et al. [22] who showed that slower cooling rates from platform heating lead to a reduction in the number of large pores. However, reducing the cooling rate leads to a coarse dendritic microstructure as presented in section 4.4.1.

Analyzing the results presented in Figure 4.17, it is apparent that for a given $K_{I\max}$, most specimens heat treated in the T5 condition failed at longer fatigue life. This is evidence that aging improved the material resistance to crack growth.

It is also of interest to analyze the $K_{I\max}$ lower bound value, as it indicates the crack propagation threshold of a material. Considering all results, this value is close to 1 MPa \sqrt{m} . In an extensive study performed on the fatigue behavior of cast and semi-solid cast 357 aluminum alloy, Brochu et al. [84] measured a long crack growth effective threshold ($\Delta K_{eff,th}$) of 1.5 MPa \sqrt{m} . The results are in agreement with each other.

4.5.2 Estimation of fatigue life by stress intensity factor

In the work of Brochu et al. [84], the tracking of crack initiation by the replica method showed that for the vast majority of the fatigue tests performed on A357 samples with polished surfaces, less than 10% of the total number of cycles to failure was attributed to crack initiation. Based on these observations, an attempt was made to predict the fatigue lives of the specimens tested herein strictly the number of cycles for crack propagation, N_{prop} (i.e., estimating that the number of cycles for crack initiation is 0). Such an approach was also used by Tang and Pistorius in 2019 on an aluminum alloy AlSi10Mg produced by additive manufacturing. For this purpose, the Paris equation (equation 4.4) was used with $\Delta K = K_{I\max}$ as recommended in standard ASTM E647 [85] for $R \leq 0$. The integral of equation 4.4 from an initial crack size equal to the area of the discontinuity found at the crack initiation site ($a_0 = \sqrt{\text{area}}$) up to a final crack size ($a_f = a_c$) and between $N = 0$ to failure ($N = N_{fail}$) is expressed in equation 4.5.

$$\frac{da}{dN} = C(K_{I\max})^m \quad (4.4)$$

$$N_{fail} = \frac{2\sqrt{\text{area}}}{(m-2)C(K_{I\max})^m} \left(1 - \frac{1}{\left(\frac{a_c}{\sqrt{\text{area}}}\right)^{\frac{m}{2}-1}}\right) \quad (4.5)$$

Assuming that the final crack size (a_c) is much larger than the size of the initial discontinuity (a_0), the first term of equation 4.5 predominates and is simplified by equation 4.7.

$$N_{\text{fail}} = \frac{2\sqrt{\text{area}}}{(m-2)C(K_{\text{Imax}})^m} = \frac{2\sqrt{\text{area}}}{(m-2)C(Y\sigma'(\pi\sqrt{\text{area}})^{1/2})^m} \quad (4.6)$$

$$N_{\text{fail}} = \frac{2(\sqrt{\text{area}})^{1-\frac{m}{2}}}{(m-2)C(Y\sigma')^m} \quad (4.7)$$

According to the work of Brochu et al. [84], the main difference in growth kinetics for cracks propagating in different microstructures of A357 aluminum alloy is related to roughness-induced crack closure, occurring at the scale of the grain and the alpha dendrites. Based on this conclusion, the results of the hot and cold platforms were analyzed separately since the DAS was found to be larger at 200 °C when compared to the other batches. In Figures 4.18 and 4.19, graphs presenting the $\log(N_{\text{fail}})$ as a function of the $\log(\sqrt{\text{area}})$, are plotted to analyze the capability of this model to explain the experimental results. The model yields fair predictions when calibrated on the F and T5 conditions separately. This is different from the observations of Brochu et al. [84] who used a unique calibration for F and T5 semi-solid cast 357 alloy. The m and C parameters from the Paris equation (Equation (4.4)) were calibrated using the fatigue results of specimens produced at 200 °C (Figure 4.18) and combining the results of the specimens produced at 60 °C and 80 °C (Figure 4.19) taking care to separate the F and T5 conditions. Three sets of m and C values, one for each batch of results, are given in Table 4.7, and the models are plotted as a straight line on the graphs. The values of m calibrated on the fatigue results, ranges from 3.15 to 5.40. Tang and Pistorius obtained values ranging from 3.20 to 3.60 using a similar methodology applied to AlSi10Mg [36], and Brochu [84] directly measured m values between 3.60 and 4.60 from long crack propagation tests.

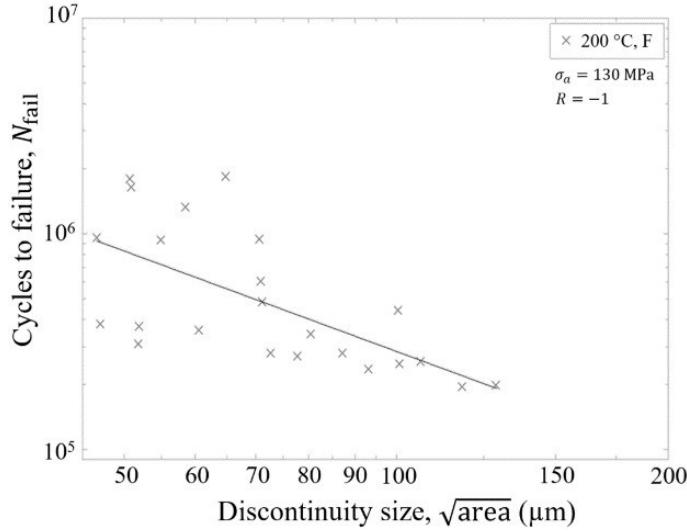


Figure 4.18 Relationship between number of cycles to failure (N_{fail}) and discontinuity size $\sqrt{\text{area}}$. The fitted line represents specimens produced on X and Z-built conditions at 200°C . The stress amplitude is 130 MPa and $R = -1$

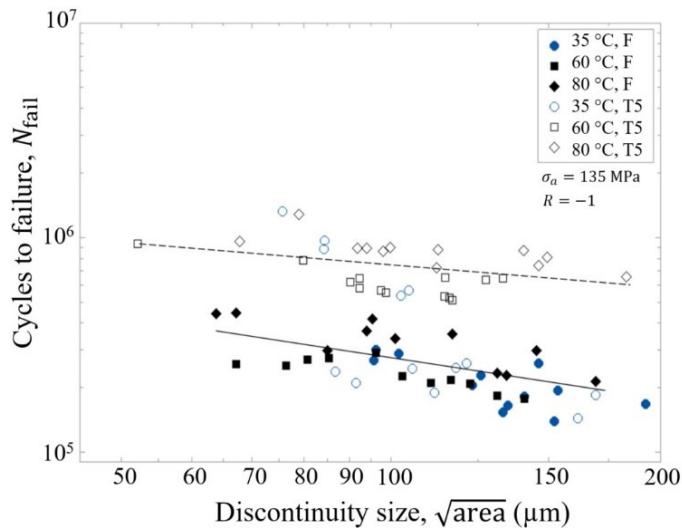


Figure 4.19 Relationship between number of cycles to failure (N_{fail}) and discontinuity size $\sqrt{\text{area}}$. The fitted line represents specimens produced on X and Z-built conditions at 60°C and 80°C . Filled symbols represent F specimens and open symbols represent T5 specimens. The results for the specimens produced at 35°C (blue circles) were added to the graph for validation purpose.

For all tests, the stress amplitude is 135 MPa and $R = -1$

Table 4.7 Paris coefficients and estimated fatigue models for the additively manufactured AlSi7Mg conditions tested in this work

Platform temperature	Build direction	Thermal condition	Paris parameters		Estimated fatigue model	Stress amplitude (σ_a)
			m	C		
200 °C	X Z	F	5.40	2.75×10^{-11}	$\frac{2\sqrt{\text{area}}}{9.35 \times 10^{-11} (K_{I\max})^{5.40}}$	130 MPa
60 °C 80 °C	X Z	F	3.34	1.24×10^{-13}	$\frac{2\sqrt{\text{area}}}{1.66 \times 10^{-13} (K_{I\max})^{3.34}}$	135 MPa
60 °C 80 °C	X Z	T5	3.15	8.32×10^{-11}	$\frac{2\sqrt{\text{area}}}{9.57 \times 10^{-11} (K_{I\max})^{3.15}}$	

The results obtained for specimens built at 35 °C were then added to the graph of Figure 4.19 for validation purposes. It is interesting to observe that results of the 35 °C - F samples fall close to the predictions for the other batches of F samples. On the other hand, the fatigue lives of most 35 °C - T5 specimens did not benefit from the heat treatment; their fatigue lives were in the same range as the F samples. This inefficiency of the T5 heat treatment to improve the fatigue lives was specifically observed for all the Z-built samples and two of the X-built samples.

The existence of a batch of material heat treated T5 but showing fatigue lives comparable to that of as-built specimens is curious. It could be that in the presence of large defects, the defects are the first order parameter limiting resistance to fatigue which hinders the beneficial effect of precipitation hardening. Alternatively, it could be that there are other microstructural features (sharpness of discontinuities) or mechanical characteristics (residual stresses) contributing to the decrease in fatigue lives but not accounted for in this work. Siddique et al. [22] have reported that high cooling rates could introduce residual stresses. In their study [22], comparing fatigue life of specimens produced without and with heating (200 °C), unheated specimens had the best fatigue performance, though larger fatigue scatter. This could be a counter side for producing samples on cold platforms.

4.6 Conclusion

Rotating-bending fatigue tests were performed on polished specimens built on platforms at temperatures ranging from 35 °C to 200 °C. The effects of the platform temperature combined with a post-processing T5 heat treatment on the fatigue life were surveyed. The fatigue results in combination with metallographic and fractographic observations led to the following conclusions.

- The stress amplitude to target an average fatigue life of 10^6 cycles was determined to be 130 MPa in the case of samples built on a platform heated to 200 °C. This is 5 MPa lower than the stress amplitude used to test samples built on platforms at 35 °C, 60 °C and 80 °C.
- Fatigue cracks initiated from SLM manufacturing discontinuities located at the surface or just beneath the surface. These discontinuities were mainly lack of fusion ranging in size from 47 μm to 185 μm .
- Specimens produced on cold platforms yielded longer fatigue lives when artificially aged. It is proposed that Si precipitates act as microstructural barriers to the movement of dislocations, increasing the material's resistance to crack propagation.
- The 90% probability of survival determined using a B-basis approach revealed that specimens produced on a platform maintained at 80 °C and post-processed with a T5 heat treatment presented the highest fatigue life.
- The Paris relationship was used to predict the number of cycles needed to cause specimen failure from discontinuities. Apart from the 35 °C - T5 specimens, the prediction of fatigue lives is in good agreement with experimental results.

This work is a further step towards fatigue life optimization and the prediction of aluminum components produced by additive manufacturing. Since defect size is the first-order parameter for the prediction of fatigue life, the practical application of this work measurement and prediction of defect size in components.

4.7 Acknowledgements

This work was financially supported by Bell Textron Canada Limited, Renishaw, FusiA Groupe, Pratt & Whitney Canada, Association de l’Aluminium du Canada and AluQuébec. We acknowledge the support of McGill laboratories for the production of the fatigue specimens. We acknowledge Polytechnique Montreal’s laboratories, the Centre for Characterization and Microscopy of Materials (CM)2 and Laboratory for Materials Preparation and Observation (LAPOM), for providing the fatigue test machine, the microscopy, and the fractography analysis. L.F. Leitao Martins is especially grateful to the Aluminum Research Centre—REGAL, who supported him and many aluminum researchers across Quebec, Canada.

4.8 Appendix A

Table 4.8 Table of nomenclature

Symbol	Definition	Unit
AM	Additive Manufacturing	-
DAS	Dendritic arm spacing or dendritic width	μm
EDM	Electrical discharge machining	-
F	As-built	-
GEV	Generalized extreme value	-
HCF	High-cycle fatigue	-
HV	Vickers microhardness	HV
LoF	Lack of fusion	-
RT	Room temperature	-
SEM	Scanning electron microscope	-
SLM	Selective Laser Melting	-
SR	Stress relief treatment	-
T5	Artificial aging treatment	-
T6	Solution annealing followed by aging treatments	-
a	Ratio of the crack radius	μm
C	Paris parameter	-
D	Specimen diameter	mm
d	Distance from the specimen surface to the center of the defect	μm
L	Machine length	mm
m	Paris parameter	-
N	Number of load cycles	cycles
R	Stress ratio	-
R^2	Coefficient of determination	-
W	Bending load	N
a_o	Initial crack site	μm
a_c	Critical crack size	μm
a_f	Final crack size	μm
$K_{I\max}$	Maximum stress intensity factor in mode I	$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
N_f	Fatigue life	cycles
N_{fail}	Number of cycles to failure	cycles
N_{prop}	Number of cycles for crack propagation	cycles
μ	Scale parameter	-
σ	Shape parameter	-
σ'	Local stress	MPa
σ_a	Stress amplitude	MPa

λ	Dendritic width	μm
Y	Geometrical factor	-
ΔK	Stress intensity range	$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
$\Delta K_{eff,th}$	Crack growth effective threshold	$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
\sqrt{area}	Discontinuity size	μm

CHAPITRE 5 DISCUSSION GÉNÉRALE

Ce chapitre offre une discussion générale de l'influence des stratégies thermiques de fabrication adoptées sur la vie en fatigue de l'alliage AlSi7Mg. Pour ce faire, l'effet du gradient thermique de solidification sur la microstructure et la tenue en fatigue est d'abord exposé. Par la suite, l'effet d'un ajout du post-traitement thermique T5 sur la vie en fatigue est discuté, de manière à révéler les corrélations potentielles entre les caractéristiques microstructurales et la vie en fatigue de ces matériaux. Enfin, les limites expérimentales et des suggestions de travaux futurs sont présentées.

5.1 Effet du gradient thermique sur la microstructure de solidification

Lors du procédé SLM, la microstructure du matériau devient dendritique, composée d'une matrice de solution solide d'aluminium entourée par des particules de silicium. Étant donné que la formation de ces structures dendritiques est liée à la vitesse de refroidissement durant la mise en forme, la température de plateforme joue un rôle important sur les espacements des dendrites. Dans le contexte du projet, les espacements des microstructures obtenus diffèrent selon la température de plateforme utilisée durant la mise en forme. Par conséquent, la taille des espacements dendritiques des échantillons tels que fabriqués produits à 200 °C ($\lambda = 0,64 \mu\text{m}$) est presque 1,5 fois plus élevée que celle de ceux produits à 35 °C ($\lambda = 0,45 \mu\text{m}$). En effet, comme il a démontré par la littérature, la fabrication à une température plus élevée occasionne une plus longue durée de solidification, ce qui aide à augmenter considérablement la taille des espacements des dendrites [22].

Dans la caractérisation de la tenue en fatigue, il a été possible de démontrer que cette différence de taille de dendrite a un effet sur les amplitudes de contraintes utilisées dans les conditions de fabrication. Comme explicité dans la méthodologie, à partir d'une séquence d'essais de fatigue, les amplitudes de contraintes ont été choisies et fixées à une contrainte spécifique, selon la rupture d'un des spécimens (par condition) menant 10^6 cycles. Ainsi, les spécimens produits à une température de plateforme moins élevée (35 °C, 60 °C et 80 °C) ont été testés à une amplitude de contrainte plus élevée ($\sigma_a = 135 \text{ MPa}$) que celle utilisée pour les spécimens produits à 200 °C ($\sigma_a = 130 \text{ MPa}$). Le Tableau 5.1 révèle la taille des espacements des bras primaires pour chaque

condition de température de plateforme utilisée. Donc, il est possible de suggérer que la taille des espacements des dendrites a une corrélation avec la résistance en fatigue de ces matériaux. Ainsi, un espacement plus petit a pour effet une résistance en fatigue plus élevée.

Par contre, considérant les résultats de vie en fatigue des spécimens produits à 35 °C, 60 °C et 80 °C, les différentes tailles des espacements n'ont pas affecté de manière substantielle leurs vies en fatigue. Le Tableau 5.2 compare les vies en fatigue moyenne des spécimens testés à l'état tel que fabriqué F à une amplitude de contrainte de 135 MPa. Il révèle que les vies en fatigue moyenne à 50 % de probabilité de rupture des échantillons produits à 60 °C et 80 °C sont toujours supérieures à celle des spécimens produits à 35 °C. Les spécimens produits à 60 °C et 80 °C en X ont les vies en fatigue moyenne d'environ 1,11 ($2,40 \times 10^5$ cycles) et 1,87 ($4,03 \times 10^5$ cycles) fois plus élevées respectivement que celle des spécimens produits à 35 °C ($2,16 \times 10^5$ cycles). Pour ceux produits en Z, les vies en fatigue moyenne sont d'environ 1,12 ($2,23 \times 10^5$ cycles) et 1,36 ($2,71 \times 10^5$ cycles) fois plus élevées pour les spécimens produits à 60 °C et 80 °C, respectivement.

Tableau 5.1 Taille des espacements des bras dendritiques des spécimens produits à 35 °C, 60 °C, 80 °C et 200 °C à l'état tel que fabriqué - F

Température de plateforme (°C)	Espacement des bras dendritiques, λ (μm)	Amplitude de contrainte, σ_a (MPa)
200	$0,64 \pm 0,04$	130
35	$0,45 \pm 0,01$	
60	$0,46 \pm 0,01$	135
80	$0,47 \pm 0,01$	

Tableau 5.2 Résumé des résultats des vies en fatigue moyenne des spécimens produits à 35 °C, 60 °C, 80 °C à l'état tel que fabriqué - F, testés à $\sigma_a = 135$ MPa avec 50 % de probabilité de rupture avec 95 % de confiance

Condition de fabrication	Vie en fatigue moyenne (cycles)	Amplitude de contrainte, σ_a (MPa)
35 °C, X, F	$2,16 \times 10^5$	
60 °C, X, F	$2,40 \times 10^5$	
80 °C, X, F	$4,03 \times 10^5$	
35 °C, Z, F	$1,99 \times 10^5$	135
60 °C, Z, F	$2,23 \times 10^5$	
80 °C, Z, F	$2,71 \times 10^5$	

5.2 Effet du post-traitement thermique sur la vie en fatigue

Comme évoqué dans la revue de littérature, l'avantage du traitement thermique T5 est qu'il permet que l'alliage d'Al-Si-Mg atteigne une résistance mécanique optimale associée à un coût de fabrication moins élevé. Dans le cas de la fabrication additive, Casati et al. [23] démontrent qu'il est possible d'obtenir des précipités de Si dans la matrice de structure dendritique d'Al, tout en préservant la très fine microstructure de la solidification.

Dans le contexte du projet, la Figure 4.5 montre, à partir des images prises au MEB, que des particules de Si ont été précipitées dans la matrice d'aluminium pour les échantillons subis au traitement thermique T5. La Figure 4.8 révèle que les échantillons produits à 35 °C, 60 °C et 80 °C subis au traitement thermique T5 ont la microdureté Vickers environ 1,1 fois plus élevée que ceux testés à l'état tel que fabriqué (F), ce qui confirme l'influence positive de la précipitation des particules de silicium pour la dureté de l'alliage.

Dans la caractérisation de la tenue en fatigue, à partir du graphique de la Figure 4.17 de facteur d'intensité de contrainte ($K_{I\max}$) par vie en fatigue (N_f) des spécimens produits à 35 °C, 60 °C et 80 °C et du Table 4.5, il est possible de souligner une performance supérieure en fatigue pour les spécimens traités thermiquement par le T5. Le Tableau 5.3 résume les facteurs d'intensité de contraintes ($K_{I\max}$) calculés et les vies en fatigue moyenne à 50 % de probabilité de rupture de tous les spécimens produits à 35 °C, 60 °C et 80 °C.

Tableau 5.3 Résumé des résultats de facteur d'intensité de contrainte $K_{I\max}$ par vie en fatigue moyenne à $\sigma_a = 135$ MPa avec 50 % de probabilité de rupture avec 95 % de confiance des spécimens produits à 35 °C, 60 °C, 80 °C

Spécimens à l'état F	Facteur d'intensité de contrainte, $K_{I\max}$	Vie en fatigue moyenne (cycles)	Spécimens à l'état T5	Facteur d'intensité de contrainte, $K_{I\max}$	Vie en fatigue moyenne (cycles)
35 °C, X, F	1,69 ± 0,13	2,16 x 10 ⁵	35 °C, X, T5	1,45 ± 0,12	6,84 x 10 ⁵
60 °C, X, F	1,53 ± 0,11	2,40 x 10 ⁵	60 °C, X, T5	1,46 ± 0,20	7,16 x 10 ⁵
80 °C, X, F	1,35 ± 0,12	4,03 x 10 ⁵	80 °C, X, T5	1,45 ± 0,14	8,84 x 10 ⁵
35 °C, Z, F	1,76 ± 0,13	1,99 x 10 ⁵	35 °C, Z, T5	1,64 ± 0,18	2,01 x 10 ⁵
60 °C, Z, F	1,50 ± 0,18	2,23 x 10 ⁵	60 °C, Z, T5	1,53 ± 0,05	5,70 x 10 ⁵
80 °C, Z, F	1,70 ± 0,13	2,71 x 10 ⁵	80 °C, Z, T5	1,71 ± 0,16	7,67 x 10 ⁵

Une analyse statistique de test d'équivalence des facteurs d'intensité de contraintes ($K_{I\max}$) comparant les conditions F et T5 ($H_0: \mu_F - \mu_{T5} = 0$ et $H_1: \mu_F - \mu_{T5} \neq 0$) indique que les valeurs des $K_{I\max}$ moyens des spécimens produits à 35 °C, 60 °C et 80 °C sont très semblables (p -valeur > 0,05), sauf pour ceux produits en X à 35 °C. Cependant, les résultats de vie en fatigue indiquent que les spécimens à l'état T5 ont toujours une durée de vie en fatigue moyenne plus importante que ceux testés à l'état F. Donc, il existe d'autres facteurs secondaires que le facteur d'intensité de contrainte associé à l'amorce de la fissure qui peuvent influencer la vie en fatigue des spécimens produits.

En effet, d'après les résultats de fatigue, les vies en fatigue moyenne des spécimens à l'état T5 produits en X sont de 3,17 (6,84 x 10⁵ cycles), 2,98 (7,16 x 10⁵ cycles) et 2,19 (8,84 x 10⁵ cycles) fois plus élevées que celles des spécimens à l'état F produits à 35 °C, 60 °C et 80 °C, respectivement. Pour ceux produits en Z, les vies en fatigue moyenne sont de 1,01 (2,01 x 10⁵ cycles), 2,56 (5,70 x 10⁵ cycles) et 2,83 (7,67 x 10⁵ cycles) fois plus élevées que celles des spécimens à l'état F produits à 35 °C, 60 °C et 80 °C, respectivement. Étant donné que le traitement T5 permet de durcir le matériau par précipitation des particules de silicium et de toujours garder les traces de la microstructure obtenue lors de la solidification, le traitement thermique T5 semble être très bénéfique du point de vue des propriétés mécaniques pour les spécimens produits en X et Z aux températures de plateformes de 35 °C, 60 °C et 80 °C.

L'analyse des résultats de calibration des modèles de prédiction de vie en fatigue, basée sur les spécimens produits à 60 °C et 80 °C (dans la section 4.5.2), montre que ceux produits à 35 °C et

testés à l'état F ont des vies en fatigue similaires des prédictions du modèle. En revanche, les résultats de calibration des modèles des spécimens à l'état T5 démontrent une inefficacité du traitement thermique T5 visant à augmenter la durée de vie des spécimens produits à 35 °C. Les spécimens produits en Z à 35 °C ont une vie en fatigue semblable à celle des spécimens testés à l'état F (tel que fabriqué). Pour ceux produits en X, deux des 6 spécimens à l'état T5 ont une vie en fatigue plus faible que la prévision du modèle, c'est-à-dire proche de $2,46 \times 10^5$ et $2,58 \times 10^5$ cycles. Selon le modèle, l'estimation des vies en fatigue de ces spécimens étaient $2,62$ ($6,76 \times 10^5$) et $2,77$ ($6,82 \times 10^5$) fois plus élevée. Dans ce cas, il est possible que des changements microstructuraux dus au fort gradient thermique ou encore la présence de contraintes mécaniques, telles que des contraintes résiduelles, contribuent à la diminution de la durée de vie en fatigue des spécimens produits à 35 °C.

Enfin, la condition de fabrication des spécimens produits à 80 °C traités thermiquement au T5 est la plus performante en vie en fatigue. D'après les résultats de vies en fatigue moyenne des spécimens traités thermiquement produits en X, les spécimens produits à 80 °C ont la vie en fatigue moyenne 1,29 et 1,23 fois plus élevée que celle des spécimens produits à 35 °C et 60 °C, respectivement. Pour ceux produits en Z à 80 °C, la vie en fatigue moyenne est également de 3,82 et 1,35 fois plus élevée que pour les conditions à 35 °C et 60 °C, respectivement.

Ainsi, à partir d'une optimisation des conditions thermiques de fabrication, il a été possible d'obtenir des pièces saines dont la microstructure du matériau joue un rôle important dans les performances en fatigue des matériaux. De ce fait, d'un point de vue pratique, il est possible d'augmenter la tenue en fatigue de l'alliage d'AlSi7Mg produit par FA à partir d'un ajout d'un chauffage de plateforme de fabrication à 80 °C et d'un ajout d'un post-traitement thermique T5 à 160 °C pendant 6 heures.

5.3 Limites expérimentales et améliorations futures

Dans cette section, des limites expérimentales et améliorations futures sont proposées dans le but de guider les prochains projets d'étude de fatigue sur le sujet présenté.

Étant donné que ce projet consiste en une étude de la microstructure et de la tenue en fatigue de 7 conditions thermiques de fabrication produites dans les directions X et Z, une des contraintes importantes de ce projet de maîtrise porte sur les limites de la démarche expérimentale.

Du point de vue de la fabrication, étant donné que la détermination des conditions de fabrication SLM fait partie du projet global NSERC EGP 505496-16 de l'Université McGill et des partenaires industriels du projet, le plan expérimental a été préalablement limité à 4 conditions de températures de plateforme (35 °C, 60 °C, 80 °C et 200 °C). Ce faisant, les conclusions de cette étude sont seulement valides pour les paramètres de déposition et la stratégie de lasage utilisés. Dans ce cas, la condition de fabrication des spécimens produits à 80 °C traités thermiquement au T5 était la plus performante en vie en fatigue. Sachant que le projet vise l'optimisation de la tenue en fatigue de l'alliage d'AlSi7Mg produit par FA à partir de l'étude de l'influence de la température de plateforme et du traitement thermique T5 sur la vie en fatigue, il serait donc pertinent de réaliser une étude plus approfondie sur d'autres températures de plateforme au-dessus de 80 °C. De même, pour expliquer les plus faibles vies en fatigue obtenues pour les spécimens produits à 35 °C, une analyse plus approfondie sur l'influence des contraintes résiduelles et zones de distorsions et préfissuration (issues du trop fort gradient thermique de solidification) sur la vie en fatigue était inévitablement requise.

Ensuite, dans le projet étudié, les spécimens ont été testés à l'état de surface poli afin d'étudier en profondeur les caractéristiques microstructurales de solidification des conditions de fabrication proposées. Cependant, sachant que les résultats de fatigue ont démontré que la porosité issue du procédé de fabrication est un des facteurs dominants à l'amorce de fissures sur les spécimens polis, Il serait souhaitable d'étudier la vie en fatigue de spécimens à l'état de surface tel que fabriqué. En effet, dans ce cas, la rugosité de surface issue d'une fabrication de façon additive peut servir comme des sites d'amorce d'une fissure en fatigue [42]. Donc, cette étude devrait mettre en lumière une compétition entre la rugosité de surface et les défauts de solidification du point de vue de l'amorce de la fissure en fatigue. Évidemment, pour cela, les variables qui contrôlent la déposition et la stratégie de fabrication doivent aussi être optimisées afin que les spécimens soient le moins rugueux possible.

Enfin, les essais de fatigue se résument à un seul mode de caractérisation de fatigue à une amplitude de contrainte constante en HCF. Éventuellement, des caractérisations et modèles globaux pour

plusieurs contraintes et rapports de contraintes en fatigue peuvent être proposés afin de prédire la vie en fatigue des pièces en aluminium produites par FA soumis à plusieurs conditions de sollicitations mécaniques afin qu'à partir d'un diagramme expérimental complet de Wöhler, l'étude du comportement de l'alliage puisse être maîtrisée. De ce fait, il faut compter au moins 6 spécimens par condition de fabrication.

CHAPITRE 6 CONCLUSIONS

En somme, le projet a présenté une étude sur la caractérisation de la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium AlSi7Mg produit de façon additive. Un article scientifique a été écrit dans le but de caractériser la vie en fatigue en fonction des conditions thermiques de fabrications. Les résultats obtenus ont permis de quantifier les caractéristiques microstructurales et la tenue en fatigue de l'alliage. Ensuite, un chapitre de discussion générale a été écrit dans le but d'évaluer l'influence des différentes températures de plateforme et un ajout d'un post-traitement T5 sur la vie en fatigue. Des limites expérimentales et des suggestions de sujets d'étude futurs ont évidemment été formulées.

Dans ce chapitre de conclusion, afin de remettre en contexte les objectifs spécifiques de recherche proposés, les conclusions de recherche finales sont présentées.

À ce fait, il a été proposé de :

- i. Quantifier l'effet de la température de la plateforme de fabrication sur la vie en fatigue de l'alliage AlSi7Mg tel que fabriqué (F).
- ii. Quantifier l'effet d'un traitement thermique T5 sur la vie en fatigue de cet alliage fabriqué à différentes températures de plateforme.
- iii. Révéler les corrélations potentielles entre les caractéristiques microstructurales et la vie en fatigue.

Pour ce qui est de la caractérisation du matériau, à partir de l'ajout d'un chauffage de plateforme et d'un post-traitement thermique, l'analyse des 7 conditions thermiques de fabrication a été faite. Pour ce faire, les échantillons ont été produits en X et Z et testés dans les conditions 35 °C (états thermiques F et T5), 60 °C (états thermiques F et T5), 80 °C (états thermiques F et T5) et 200 °C (état thermique F). Les résultats issus de la comparaison des microstructures obtenues lors de la fabrication sont les suivants :

- Les structures de solidification en écailles de poissons évoquées par la littérature sont présentes dans toutes les conditions de fabrication. Les observations au MO montrent que

les mesures de longueur ($176 \pm 26 \mu\text{m}$) et largeur ($57 \pm 7 \mu\text{m}$) des bains de fusions trouvées ont été très semblables dans toutes les conditions de fabrication étudiées.

- Des porosités inhérentes à la FA révélées par des images métallographiques d'échantillons polis indiquent une densité supérieure à 99 % pour toutes les conditions de fabrication.
- Des structures dendritiques issues du gradient thermique de solidification SLM sont observées à l'échelle du micromètre. Les résultats obtenus confirment que l'acte de chauffer la plateforme de fabrication a pour effet d'augmenter la taille des espacements dendritiques (λ). Ce faisant, les espacements des échantillons tels que fabriqués produits à 200°C ($\lambda = 0,64 \mu\text{m}$) sont presque 1,5 fois plus élevés que les espacements des échantillons produits à 35°C ($\lambda = 0,45 \mu\text{m}$).
- Les analyses au MEB ont révélé des précipités de silicium dans la matrice d'aluminium qui deviennent visibles après l'ajout du post-traitement thermique T5. Pour ces échantillons traités thermiquement, il a été donc possible d'obtenir des précipités de Si tout en gardant la fine microstructure issue de la solidification rapide.

Les différences de la microstructure entre les matériaux fabriqués par FA sont : la taille des structures dendritiques et la présence des précipités de silicium. En ce qui concerne les propriétés mécaniques de fatigue, à partir d'une analyse basée sur la fatigue des spécimens polis par flexion rotative ($R = -1$), les constats expérimentaux sont les suivants :

- À partir des observations fractographiques, il a été observé que 88 % des ruptures de fatigue des spécimens testés ont été amorcées par des défauts de manque de fusion en surface.
- Les spécimens produits à 200°C ont été testés à une amplitude de contrainte ($\sigma_a = 130 \text{ MPa}$) égale à 96 % de celle utilisée pour les spécimens produits à 35°C , 60°C et 80°C ($\sigma_a = 135 \text{ MPa}$). Donc, il est possible de suggérer que les espacements dendritiques issus de la solidification aient une corrélation avec la résistance en fatigue de ces matériaux.
- L'ajout d'un post-traitement T5 augmente la vie en fatigue moyenne des échantillons produits en X et Z. Pour les spécimens produits en X, la vie en fatigue a été multipliée par 3,17 pour les spécimens produits à 35°C , par 2,98 pour ceux produits à 60°C et 2,19 pour ceux produits à 80°C . Pour ceux en Z, le traitement T5 augmente la vie en fatigue moyenne

en 1,01, 2,56 et 2,83 fois pour les spécimens produits à 35 °C, 60 °C et 80 °C, respectivement. Lors du traitement T5, le durcissement du matériau par la précipitation des particules de silicium dans la matrice d'aluminium s'opère, tout en préservant la fine microstructure issue de la FA. Ce sont des barrières microstructurales qui agissent sur la mobilité des dislocations. Lors de la sollicitation mécanique, le mouvement de ces dernières est ralenti, ce qui contribue à l'augmentation de la vie en fatigue.

- La condition de fabrication des spécimens produits à 80 °C traités thermiquement au T5 est la plus performante en vie en fatigue. Le matériau présente une vie en fatigue moyenne de $8,84 \times 10^5$ cycles pour les spécimens produits en X et $7,67 \times 10^5$ cycles pour ceux produits en Z.
- Les résultats des analyses de vies en fatigue des spécimens produits à 35 °C, 60 °C et 80 °C indiquent que, même en présence de porosité résiduelle, il est possible d'augmenter la vie en fatigue à partir d'une optimisation des conditions thermiques de fabrication; dans le cas en spécifique à partir d'un ajout du post-traitement thermique T5.

RÉFÉRENCES

- [1] T. DebRoy *et al.*, "Additive manufacturing of metallic components Process, structure and properties," vol. 92, p. 112-224, 2018.
- [2] N. Gardan, "Knowledge Management for Topological Optimization Integration in Additive Manufacturing," vol. 2014, p. 1-9, 2014.
- [3] W. E. Frazier, "Metal additive manufacturing: A review," vol. 23, n°. 6, p. 1917-1928, 2014.
- [4] P. Rambabu *et al.*, "Aluminium Alloys for Aerospace Applications," 2017, p. 29-52.
- [5] S. Gürgen, M. Kushan et S. Diltemiz, "Fatigue failure in aircraft structural components," 2015, p. 261-277.
- [6] T. Nicholas, *High Cycle Fatigue*: Elsevier, 2006.
- [7] B. A. Cowles, "High cycle fatigue in aircraft gas turbines—an industry perspective," vol. 80, n°. 2, p. 147-163, 1996.
- [8] *ISO/ASTM 52900-15 Standard Terminology for Additive Manufacturing - General Principles - Terminology*, 2015.
- [9] J. Weritz, "Aluminum Alloy Nomenclature and Temper Designations[1]", dans *Aluminum Science and Technology*: ASM International, 2018, vol. 2A, p. 3-30. [En ligne]. Disponible: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v02a.a0006482>
- [10] T. Kimura et T. Nakamoto, "Microstructures and mechanical properties of A356 (AlSi7Mg0.3) aluminum alloy fabricated by selective laser melting," vol. 89, 2015.
- [11] R. Casati et M. Vedani, "Aging Response of an A357 Al Alloy Processed by Selective Laser Melting," vol. 21, 2018.
- [12] N. T. Aboulkhair *et al.*, "Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting," vol. 1-4, p. 77-86, 2014.
- [13] N. Aboulkhair *et al.*, *The role of powder properties on the processability of Aluminium alloys in selective laser melting*, 2015.
- [14] M. Tang et P. C. Pistorius, "Oxides, porosity and fatigue performance of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting," vol. 94, p. 192-201, 2017.
- [15] E. Louvis, P. Fox et C. J. Sutcliffe, "Selective laser melting of aluminium components," vol. 211, n°. 2, p. 275-284, 2011.
- [16] H. Gong *et al.*, "Analysis of Defect Generation in Ti-6Al-4 V Parts Made using Powder Bed Fusion Additive Manufacturing Processes," vol. 1-4, 2014.
- [17] U. Tradowsky *et al.*, "Selective Laser Melting of AlSi10Mg: Influence of Post-Processing on the Microstructural and Tensile Properties Development," vol. 105, 2016.
- [18] S. Romano *et al.*, "Fatigue properties of AlSi10Mg obtained by additive manufacturing: Defect-based modelling and prediction of fatigue strength," vol. 187, p. 165-189, 2018.

- [19] J. N. Domfang Ngnekou *et al.*, "Fatigue properties of AlSi10Mg produced by Additive Layer Manufacturing," vol. 119, p. 160-172, 2019.
- [20] M. Tang, "Inclusions, Porosity, and Fatigue of AlSi10Mg Parts Produced by Selective Laser Melting," 2017.
- [21] L. Thijs *et al.*, "Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder," vol. 61, n°. 5, p. 1809-1819, 2013.
- [22] S. Siddique *et al.*, "Influence of process-induced microstructure and imperfections on mechanical properties of AlSi12 processed by selective laser melting," vol. 221, p. 205-213, 2015.
- [23] R. Casati *et al.*, "Effects of Platform Pre-Heating and Thermal-Treatment Strategies on Properties of AlSi10Mg Alloy Processed by Selective Laser Melting," vol. 8, p. 954, 2018.
- [24] A. Hadadzadeh, B. S. Amirkhiz et M. Mohammadi, "Contribution of Mg₂Si precipitates to the strength of direct metal laser sintered AlSi10Mg," vol. 739, p. 295-300, 2019.
- [25] *ASTM F3318-18 Standard for Additive Manufacturing - Finished Part Properties - Specification for AlSi10Mg with Powder Bed Fusion - Laser Beam*, 2018.
- [26] R. Casati, M. Hamidi Nasab et M. Vedani, *Effect of Different Heat Treatment Routes on Microstructure and Mechanical Properties of AlSi7Mg, AlSi10Mg and Al-Mg-Zr-Sc Alloys Produced by Selective Laser Melting*, 2018.
- [27] W. D. Callister et D. G. Rethwisch, *Materials science and engineering : an introduction*, 2010.
- [28] N. E. Dowling, *Mechanical behavior of materials: engineering methods for deformation, fracture, and fatigue* ; Norman E. Dowling, 4^e éd. Boston: Pearson, 2013.
- [29] C. Bathias et A. Pineau, *Fatigue des matériaux et des structures: 1, Introduction, endurance, amorçage et propagation des fissures, fatigue oligocyclique et gigacyclique* ; sous la direction de Claude Bathias, André Pineau. Paris: Hermès Science, 2008.
- [30] D. François, *Endommagements et rupture de matériaux: Dominique François*. Les Ulis, France: EDP Sciences, 2004.
- [31] *ASTM E1823-20b Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing*, 2013.
- [32] E. G. Eeles et R. C. A. Thurston, "Fatigue properties of materials," p. 54, 1968.
- [33] D. François, *Essais mécaniques et lois de comportement: sous la direction de Dominique François*. Paris: Hermès Science, 2001.
- [34] C. Zhang *et al.*, "Effect of heat treatments on fatigue property of selective laser melting AlSi10Mg," vol. 116, 2018.
- [35] E. Brandl *et al.*, "Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior," vol. 34, p. 159-169, 2012.
- [36] M. Tang et P. C. Pistorius, "Fatigue life prediction for AlSi10Mg components produced by selective laser melting," vol. 125, p. 479-490, 2019.

- [37] L. Boniotti *et al.*, "Experimental and numerical investigation on compressive fatigue strength of lattice structures of AlSi7Mg manufactured by SLM," vol. 128, p. 105181, 2019.
- [38] N. E. Uzan *et al.*, "Fatigue of AlSi10Mg specimens fabricated by additive manufacturing selective laser melting (AM-SLM)," vol. 704, p. 229-237, 2017.
- [39] I. Maskery *et al.*, *Fatigue Performance Enhancement of Selectively Laser Melted Aluminium Alloy by Heat Treatment*, 2015.
- [40] Y. Murakami et T. Endo, "Effects of small defects on fatigue strength of metals," vol. 2, n°. 1, p. 23-30, 1980.
- [41] Y. Murakami et M. Endo, "Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength," vol. 16, n°. 3, p. 163-182, 1994.
- [42] Y. Murakami *et al.*, "Defect Analysis for Additively Manufactured Materials in Fatigue from the Viewpoint of Quality Control and Statistics of Extremes," vol. 19, p. 113-122, 2019.
- [43] H. Masuo *et al.*, "Influence of defects, surface roughness and HIP on the fatigue strength of Ti-6Al-4V manufactured by additive manufacturing," vol. 117, p. 163-179, 2018.
- [44] Y. Yamashita *et al.*, "Defect analysis and fatigue design basis for Ni-based superalloy 718 manufactured by selective laser melting," vol. 117, p. 485-495, 2018.
- [45] R. Hidalgo *et al.*, "Fatigue life estimation of cast aluminium alloys considering the effect of porosity on initiation and propagation phases," vol. 125, p. 468-478, 2019.
- [46] *ASTM B108 / B108M-19 Standard Specification for Aluminum-Alloy Permanent Mold Castings*, 2019.
- [47] *ASTM E92-17 Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials*, 2017.
- [48] INSTRON, *R.R. Moore High-Speed Rotating Beam Fatigue Testing Machine Operating Instructions*: Industrial Products Group, 2008.
- [49] *ISO 1143:2010 Metallic materials - Rotating bar bending fatigue testing*, 2010.
- [50] *ASTM E466-15 Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials*, 2015.
- [51] *ASTM E739-10 Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (ϵ -N) Fatigue Data*, 2015.
- [52] R. Rice *et al.*, "Development of MMPDS Handbook Aircraft Design Allowables," 2003.
- [53] T. W. Anderson, "Anderson–Darling Tests of Goodness-of-Fit," dans *International Encyclopedia of Statistical Science*, M. Lovric, Édit. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2011, p. 52-54.
- [54] *ASTM E112-13 Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*, 2013.
- [55] Y. Murakami, S. Kodama et S. Konuma, "Quantitative evaluation of effects of non-metallic inclusions on fatigue strength of high strength steels. I: Basic fatigue mechanism and evaluation of correlation between the fatigue fracture stress and the size and location of non-metallic inclusions," vol. 11, n°. 5, p. 291-298, 1989.

- [56] W. J. Dixon et A. M. Mood, "A Method for Obtaining and Analyzing Sensitivity Data," vol. 43, n°. 241, p. 109-126, 1948.
- [57] W. J. Dixon, "The Up-and-Down Method for Small Samples," vol. 60, n°. 312, p. 967-978, 1965.
- [58] *MIL-HDBK-5H Metallic Materials and Elements for Aerospace Vehicle Structures*, 2003.
- [59] K. Yang *et al.*, "Porosity formation mechanisms and fatigue response in Al-Si-Mg alloys made by selective laser melting," vol. 712, 2017.
- [60] A. Röttger *et al.*, "Microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel processed by different SLM devices," vol. 108, n°. 3, p. 769-783, 2020. [En ligne]. Disponible: <https://doi.org/10.1007/s00170-020-05371-1>
- [61] O. Andreau *et al.*, "Influence of the position and size of various deterministic defects on the high cycle fatigue resistance of a 316L steel manufactured by laser powder bed fusion," vol. 143, 11/16 2020.
- [62] P. Petroušek *et al.*, "Mechanical properties and porosity of Ti-6Al-4V alloy prepared by AM technology," vol. 2017, p. 1752-1755, 2017. [En ligne]. Disponible: https://doi.org/10.17973/MMSJ.2017_02_2016190
- [63] B. Ellyson, M. Brochu et M. Brochu, "Characterization of bending vibration fatigue of SLM fabricated Ti-6Al-4V," vol. 99, p. 25-34, 2017/06/01/ 2017. [En ligne]. Disponible: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112317300592>
- [64] E. Pessard *et al.*, "High-cycle fatigue behavior of a laser powder bed fusion additive manufactured Ti-6Al-4V titanium: effect of pores and tested volume size," p. 106206, 2021/03/06/ 2021. [En ligne]. Disponible: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106206>
- [65] T. Persenot *et al.*, "Fatigue performances of chemically etched thin struts built by selective electron beam melting: Experiments and predictions," vol. 9, p. 100589, 03/01 2020.
- [66] I. Polozov *et al.*, "Microstructure and Mechanical Properties of Inconel 718 Produced by SLM and Subsequent Heat Treatment," vol. 651-653, p. 665-670, 02/17 2015.
- [67] T. M. Mower et M. J. Long, "Mechanical behavior of additive manufactured, powder-bed laser-fused materials," vol. 651, p. 198-213, 2016/01/10/ 2016. [En ligne]. Disponible: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S092150931530530X>
- [68] M. Tang et P. Pistorius, "Anisotropic Mechanical Behavior of AlSi10Mg Parts Produced by Selective Laser Melting," vol. 69, 2017.
- [69] M. Wang *et al.*, "Effects of annealing on the microstructure and mechanical properties of selective laser melted AlSi7Mg alloy," vol. 739, p. 463-472, 2019.
- [70] N. T. Aboulkhair *et al.*, "Improving the fatigue behaviour of a selectively laser melted aluminium alloy: Influence of heat treatment and surface quality," vol. 104, p. 174-182, 2016/08/15/ 2016. [En ligne]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0264127516306426>
- [71] E. Beevers *et al.*, "Fatigue properties and material characteristics of additively manufactured AlSi10Mg Effect of the contour parameter on the microstructure, density,

- residual stress, roughness and mechanical properties," vol. 117, p. 148-162, 2018. [En ligne]. Disponible: <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.08.023>
- [72] Q. Yan, B. Song et Y. Shi, "Comparative study of performance comparison of AlSi10Mg alloy prepared by selective laser melting and casting," vol. 41, p. 199-208, 2020. [En ligne]. Disponible: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmst.2019.08.049>
- [73] S. Bagherifard *et al.*, "On the fatigue strength enhancement of additive manufactured AlSi10Mg parts by mechanical and thermal post-processing," vol. 145, 02/01 2018.
- [74] M. Hamidi Nasab *et al.*, "Combined effect of surface anomalies and volumetric defects on fatigue assessment of AlSi7Mg fabricated via laser powder bed fusion," vol. 34, 08/01 2020.
- [75] A. L. Kearney, "Properties of Cast Aluminum Alloys", dans *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, A. S. M. H. Committee, édit.: ASM International, 1990, vol. 2, p. 152–177. [En ligne]. Disponible: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v02.a0001062>
- [76] *ASTM E466-15 Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials*, 2015.
- [77] A. Bag *et al.*, "Effect of different shot peening conditions on the fatigue life of 300M steel submitted to high stress amplitudes," vol. 130, p. 105274, 2019.
- [78] Y. Murakami, *Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*: Elsevier, 2002.
- [79] B. Skallerud, T. Iveland et G. Härkegård, "Fatigue life assessment of aluminum alloys with casting defects," vol. 44, n°. 6, p. 857-874, 1993.
- [80] S. Barter *et al.*, "An experimental evaluation of fatigue crack growth," vol. 12, n°. 1, p. 99-128, 2005.
- [81] S. Saberifar *et al.*, "The interaction between non-metallic inclusions and surface roughness in fatigue failure and their influence on fatigue strength," vol. 35, p. 720-724, 2012.
- [82] *ASTM E112-13 Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*, 2013.
- [83] M. Brochu *et al.*, "High cycle fatigue strength of permanent mold and rheocast aluminum alloy 357," vol. 32, 08/01 2010.
- [84] M. Brochu, "Comportement en fatigue de l'aluminium 357 coulé par gravité et rhéocoulé," Ph.D., Ecole Polytechnique, Montreal (Canada), 2010.
- [85] *ASTM E647-15e1 Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*, 2015.

ANNEXE A DESSIN DES SPÉCIMENS DE FATIGUE FLEXION ROTATIVE

