



Titre: Étude du comportement en fatigue vibratoire de l'alliage de titane
Title: TI-6Al-4V produit par fabrication additive

Auteur: Benjamin Ellyson
Author:

Date: 2016

Type: Mémoire ou thèse / Dissertation or Thesis

Référence: Ellyson, B. (2016). Étude du comportement en fatigue vibratoire de l'alliage de titane TI-6Al-4V produit par fabrication additive [Mémoire de maîtrise, École Polytechnique de Montréal]. PolyPublie. <https://publications.polymtl.ca/2437/>
Citation:

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

URL de PolyPublie: <https://publications.polymtl.ca/2437/>
PolyPublie URL:

Directeurs de recherche: Myriam Brochu
Advisors:

Programme: Génie mécanique
Program:

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉTUDE DU COMPORTEMENT EN FATIGUE VIBRATOIRE DE L'ALLIAGE DE
TITANE TI-6AL-4V PRODUIT PAR FABRICATION ADDITIVE

BENJAMIN ELLYSON
DÉPARTEMENT DE GÉNIE MÉCANIQUE
ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

MÉMOIRE PRÉSENTÉ EN VUE DE L'OBTENTION
DU DIPLÔME DE MAÎTRISE ÈS SCIENCES APPLIQUÉES
(GÉNIE MÉCANIQUE)
NOVEMBRE 2016

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

Ce mémoire intitulé :

ÉTUDE DU COMPORTEMENT EN FATIGUE VIBRATOIRE DE L'ALLIAGE DE
TITANE TI-6AL-4V PRODUIT PAR FABRICATION ADDITIVE

présenté par : ELLYSON Benjamin

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

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

M. YAHIA L'Hocine, Ph. D., président

Mme BROCHU Myriam, Ph. D., membre et directrice de recherche

M. NADOT Yves, Docteur ès Sciences, membre

DÉDICACE

*À mon amour Patricia,
sans qui je n'aurais jamais réussi à finir ce projet. . .*

REMERCIEMENTS

L’auteur voudrait remercier le CRIAQ (Consortium de recherche et innovation en aéronautique du Québec), l’École Polytechnique de Montréal et McGill University, ainsi que Bell Helicopter Textron Canada, Bombardier, Edmit, GE, Héroux-Devtek, Liburdi, MDA et Pratt Whitney Canada qui ont rendu ce projet possible. De plus, une mention spéciale vise Liburdi et Edmit pour la production des échantillons, GE Aviation pour l’utilisation de l’équipements du laboratoire de vibration et Héroux-Devtek pour l’utilisation du laboratoire de métallurgie.

De plus, l’auteur voudrait remercier la Professeure Myriam Brochu pour son assistance et son marrainage inestimable tout au long du projet. L’auteur souhaite aussi remercier les membres du laboratoire de vibration de GE Aviation à Bromont, notamment Dominique Beaudoin, Michel Perreault et Louis Lefebvre, qui ont accompli une partie critique du travail en produisant des résultats de qualité sans lesquels ce projet aurait été impossible. Ensuite, les étudiants collaborateurs, Justin Mezzetta, Nejib Chekir, Carine Dadzie et Jason Danovtich, méritent tous un remerciement sincère pour leurs contributions au contenu de ce mémoire tant par leurs idées que par les résultats qu’ils ont partagés. Enfin, l’auteur voudrait remercier les membres du jury pour leur temps, efforts et commentaires, ayant permis une amélioration importante de ce manuscrit.

RÉSUMÉ

Dans ce mémoire, la résistance à l’amorce de fissures de fatigue de spécimens à surface lisse sous environnement vibratoire pour un nombre de cycles à la rupture de 10^7 cycles est déterminée pour un alliage de titane, le Ti-6Al-4V, produit par fabrication additive (FA). Plus spécifiquement, deux procédés sont examinés, soit la fusion sélective à lit de poudre, de l’anglais Selective Laser Melting (SLM), et la déposition directe à fil, connue sous le nom de Wire Beam Deposition (WBD). Ces deux technologies sont considérées comme étant candidates pour la fabrication de pièces à géométries avancées dans le domaine aérospatial. De plus, plusieurs avantages sont communément associés à celles-ci, comme la diminution importante des pertes de matériaux bruts lors de la fabrication. Par contre, afin de présenter un intérêt pour les fabricants d’équipement d’origine (FEO), les propriétés mécaniques des matériaux produits par SLM et WBD doivent être quantifiées et si possible optimisées dans le but d’égaliser ou de surpasser celles du matériau homologue corroyé tout en maintenant les avantages sommairement cités plus haut.

La fatigue sous environnement vibratoire est connue comme étant une technique d’essai de fatigue qui génère les conditions les plus proches de celles que subissent les aubes et les vannes dans des turbines à gaz. Ainsi, ce projet vise à caractériser certains des facteurs contrôlant la résistance à l’amorce de fissures de fatigue de spécimens à surface lisse sous environnement vibratoire afin de découvrir s’il est possible de dépasser la performance du titane corroyé rencontrant la spécification AMS 4911.

La revue de littérature examine la théorie fondamentale traitant du Ti-6Al-4V, des deux procédés de FA considérés ainsi que de la fatigue conventionnelle et vibratoire de cet alliage. Il est expliqué que l’alliage Ti-6Al-4V est classifié $\alpha - \beta$. De plus, les traitements thermiques pour ce type d’alliage dépendent de la germination de la phase α par vieillissement, c.-à-d. de sa géométrie, de sa conformation et de sa proportion dans la microstructure finale.

Ensuite, la section traitant de la FA explique comment le SLM, procédé à base de lit de poudre, mène à un matériau contenant des pores avec une structure martensitique. Ce procédé nécessite en général un post-traitement important afin d’obtenir une microstructure apte aux applications structurales. Le WBD génère un matériau qui est moins homogène, mais sans défauts et plus performant, nécessitant peu de post-traitement. Par contre, ce pro-

cédé ne permet pas une aussi grande liberté en conception ni une aussi bonne résolution de détail que le SLM. Enfin, la revue de littérature expose les principes de base de la fatigue du Ti-6Al-4V produit de manière conventionnelle et par FA. Il est présenté que dans un matériau libre de pores, le domaine microstructural le plus large contrôle l’amorçage de fissures de fatigue en surface, par exemple le plus gros grain α dans le cas d’une structure équiaxe. Par contre, lorsque des pores ou d’autres discontinuités sont présents, ceux-ci mènent à une amorce prématurée de fissures de fatigue par effet de concentration de contrainte. Pour la fatigue du Ti-6Al-4V produit par FA, la littérature révèle que la porosité inhérente du SLM contrôle largement l’amorçage de fissures sauf si un cycle de pressage isostatique à chaud ou Hot Isostatic Pressing (HIP) est utilisé. Dans ce cas spécifique, les pores se referment et l’amorçage de fissures en surface est contrôlé par les caractéristiques microstructurales. Quant au WBD, le matériau tel que déposé par le procédé se révèle être aussi résistant à l’amorçage de fissures de fatigue que les homologues conventionnels qui y sont comparés.

Enfin, la revue de littérature met en évidence des lacunes de connaissance quant à la fatigue vibratoire du Ti-6Al-4V produit par FA. Premièrement, la fatigue vibratoire est très peu étudiée. Quant à la fatigue conventionnelle, il est montré que pour le SLM, l’effet de l’orientation ainsi que son interaction avec les post-traitements sur la résistance en fatigue n’ont pas encore été étudiés. Finalement, pour le WBD, la littérature révèle un manque de connaissance sur les mécanismes d’amorce prédominants, l’effet de l’orientation, la variation des paramètres de dépositions et l’interaction entre ces deux derniers. Ainsi, ces aspects sont choisis comme étant les objectifs spécifiques du travail expérimental.

Pour la méthodologie, une méthode d’essai de fatigue sous résonance est choisie. Cette technique utilise un pot vibrant électromagnétique afin de transmettre une force harmonique à une éprouvette plane en porte-à-faux de manière à exciter un mode de résonance transverse. En maintenant un état de résonance en régime permanent, il est possible de solliciter l’échantillon en fatigue. Cette technique utilise une boucle de contrôle afin d’asservir le déplacement maximal du mouvement vibratoire, de sorte que l’effort mécanique est maintenu au niveau voulu.

Les observations métallographiques et fractographiques permettent d’établir des liens entre la microstructure des matériaux et les mécanismes d’endommagement par fatigue afin d’approfondir la compréhension du comportement en amorce.

Un vibromètre laser 3D à effet Doppler est utilisé pour enregistrer la distribution des déplacements et des déformations modales des échantillons dans le but de comparer le comportement en résonance des matériaux enquêtés.

Deux articles scientifiques servent de sections de résultats et discussion de ce projet, le premier traitant des résultats relatifs au procédé de SLM et un deuxième pour le WBD. Dans l'article voué au SLM, il est démontré que l'anisotropie et le traitement thermique de HIP ont un effet important sur la résistance en fatigue, mais qu'aucune interaction entre les deux n'est présente. Le matériau ayant subi un cycle de HIP démontre une résistance à l'amorçage de fissures supérieur de 27 % à celle du matériau de référence. En fait, le traitement de HIP augmente la résistance à l'amorce de fissures du Ti-6Al-4V produit par SLM de plus de 200 % . Pour les deux traitements thermiques, la direction Z présente 85 % de la résistance à l'amorce de la direction X. L'étude fractographique permet de déduire que les pores issus de la fabrication sont responsables de plus de 70 % des amorces de fissures dans la série ayant subi une relaxation de contrainte sans HIP. Ces pores ont typiquement une taille de 50 micromètres de diamètre ou plus. Pour la série de SLM HIP, les pores résiduels sont aussi trouvés à l'amorce de plus de 66 % des fissures, bien que ces pores soient d'une taille inférieure à 5 micromètres. Cette diminution de la taille des pores explique l'augmentation en résistance à l'amorce de fissures en fatigue recensée.

Dans l'article de WBD, il est démontré que l'anisotropie dépend fortement de la vitesse de déposition utilisée. En fait, lorsque la vitesse basse est considérée, un effet d'anisotropie significatif est présent. La résistance en fatigue de la direction horizontale est 64 % celle de la direction verticale. Cette différence de résistance en fatigue n'est plus significative pour la haute vitesse de déposition. En effet, un matériau isotrope est alors produit et sa résistance en fatigue surpasse celle du matériau de référence de 10 %. De plus, en termes comparatifs, tous les matériaux produits par WBD, sauf celui dans la direction X à basse vitesse, égalent ou surpassent la résistance en fatigue du matériau témoin corroyé de spécification AMS 4911. L'étude fractographique a démontré que l'amorçage de fissures pour le WBD est principalement contrôlé par des hétérogénéités microstructurales provoquées par l'historique thermique propre au WBD. Plus précisément, les colonies de lamelles α favorablement orientées et qui intersectent une surface usinée servent de sites d'amorçage préférentiels.

Enfin, l'étude comparative utilisant le vibromètre laser 3D permet de conclure que le comportement modal des matériaux produits par SLM et WBD est similaire à celui du matériau

de référence. En effet, les différences remarquées lors de l'étude comparative demeurent inférieures aux marges d'erreur.

Ce projet permet d'approfondir la connaissance du comportement en fatigue vibratoire du Ti-6Al-4V produit par FA et de combler certains manques en connaissance quant à l'effet de l'anisotropie sur la résistance en fatigue. De plus, le projet permet également de conclure qu'il est possible de produire des matériaux dépassant la performance de matériaux homologues corroyés dans certaines conditions spécifiques. Ces conclusions ouvrent ainsi la voie à l'implémentation industrielle de ces technologies pour la fabrication de pièces critiques en fatigue.

ABSTRACT

This dissertation looks to characterize the bending vibration fatigue crack initiation behaviour of Ti-6Al-4V produced by means of Additive Manufacturing (AM). The high cycle fatigue regime is chosen and samples are tested to 10^7 cycles. Two processes are investigated, Selective Laser Melting (SLM) and Wire Beam Deposition (WBD). These two technologies are candidates for use in the aerospace industries, thus generating interest for research and development. Among other advantages, AM promises better buy-to-fly ratios and the possibility to generate advanced geometries without additional complex tooling. Durability of these materials is of great concern for Original Equipment Manufacturers and research efforts must reflect this reality. Important knowledge gaps are present that must be filled in order to reliably produce high-performance and durable materials using AM technologies. More specifically, vibration fatigue is known to be representative of turbine blade and vane High Cycle Fatigue (HCF) conditions. This projects aims to fill this specific knowledge gap in AM litterature. As such, this project aims to characterize certain factors controlling crack nucleation behaviour in smooth specimens under vibratory fatigue solicitation and, if possible, determine if crack nucleation resistance of conventional wrought AMS 4911 can be equaled or surpassed.

The litterature review is divided into the three main apsects of the projet, i.e. the material, Ti-6Al-4V, the test methodology and the AM processes. Ti-6Al-4V is classified as an $\alpha - \beta$ alloy. Heat treatment strategies for these alloys depend mainly on the controlled growth of the α phase through ageing and controlled cooling. In the section on AM, it is revealed that SLM tends to generate martensitic structures containing pores in the as-built condition that require post-processing for structural use. As for WBD, the as-built condition is shown to be fully dense and to have a satisfactory mechanical behaviour with minimal post-processing. Lastly, the litterature review presents fatigue of conventionnally and AM processed Ti-6Al-4V. It is shown that, when defect free, the largest microstructurally aligned domain controls crack nucleation. However, defects will dominate crack nucleation through stress concentration if introduced into the material. It is the case for SLM samples, where process-induced porosity dominates crack nucleation, necessitating a HIP cycle for microstructure to take-over crack nucleation behaviour. As for WBD, it is shown that the as-built condition leads to a fatigue resistance equal to conventional wrought materials, although nucleation mechanisms are not clearly identified.

The literature review concludes with a synthesis in order to identify the specific objectives and the general hypothesis of this project according to the aspects of AM fatigue found lacking or absent. In general, vibration fatigue of AM materials is relatively unreported in the literature. As for conventional fatigue, for SLM, the effect of build direction and post-processing have not been studied concurrently, and for WBD, the interaction between anisotropy and deposition parameters have not been addressed either. The research statement is to investigate crack nucleation resistance of these materials to see if AM materials can perform equally or better when compared to wrought counterparts and to identify the specific material aspects that control the fatigue crack nucleation behaviour. The specific objectives of this project are to study the effect of build direction for both processes as well as the effect of heat treatment and deposition parameters for SLM and WBD, respectively.

The methodology presents the detailed description and explanation necessary to replicate and understand the results presented hereafter. In brief, an electromagnetic shaker is used to excite a transverse resonant vibration in thin plate-type samples in order to generate HCF failure. Analysis of the results is completed by means of the staircase method to obtain the Failure Probability Distribution (FPD) at 10^7 cycles. These results are combined with microstructural characterization and fractography data to obtain a full understanding of the relationship between processing, microstructure, fatigue performance and failure mechanisms. Lastly, a 3D Scanning Laser Doppler Vibrometer (3D-SLDV) is used to measure the dynamic displacement and strain distribution of the investigated samples, states in order to validate the comparison of fatigue behaviour from a material point of view.

Two scientific articles are presented as results chapters, one per process. In the SLM article, both build direction and heat treatment are found to be highly significant in determining crack nucleation resistance. First off, for the stress relieved (SR) state, fatigue resistance is 52% of the reference material's. Fractography reveals that gas entrapment pores are mainly responsible for this performance, as more than 70% of initiations are attributable to these pores, often measuring between 50 and 70 microns. After a HIP, fatigue performance is more than doubled from the SR state while also exceeding the reference materials performance by 27% on average. The effect of build orientation is found to be independent of the heat treatment as in both cases, the Z direction presented 82% of the nucleation resistance of the X direction. Fractography data reveals that crack nucleation was attributable in 2/3 of the samples to residual porosity left over from the HIP process. These residual pores are never larger than 5 microns in size. This also leads to the conclusion that room for improvement remains. The elimination of the residual pores would allow crack nucleation to stem from

purely microstructural features, thus reaping the full benefits of the high cooling rates and high homogeneity typical of SLM fabrication and post-processing.

As for the WBD results, the major finding of this study pertains to a strong interaction found between deposition speed and orientation effects. In the low speed, the X direction shows only 64% of the fatigue resistance of the Z direction while the high speed presents an isotropic behaviour. In the case of the high speed, both directions exceed the performance of the reference material by 10% on average, while for the low speed only the Z direction equals the reference's nucleation resistance. Fractography and microstructural data reveals that crack initiation is mainly controlled by microstructural heterogeneities such as α colonies and elongated α plates found at prior β grain boundaries.

Lastly, the 3D-SLDV data shows that AM fabricated Ti-6Al-4V, both from SLM and WBD, presents a good level of agreement with the reference material when dynamic displacement and strain behaviour is compared. In fact, it is found that most differences that are found lie below the error margin of the data. In other words, although a certain consistency in differences is found across certain material states, these differences are not considered to be significant in the context of this project.

In summary, this project advances the understanding of vibration HCF behaviour of AM produced Ti-6Al-4V and fills specific knowledge gaps pertaining to the effect of the build orientation with respect to post-processing or deposition parameters. Also, this project shows that it is possible to generate material states exceeding the performance of wrought counterparts in certain specific conditions.

TABLE DES MATIÈRES

DÉDICACE	iii
REMERCIEMENTS	iv
RÉSUMÉ	v
ABSTRACT	ix
TABLE DES MATIÈRES	xii
LISTE DES TABLEAUX	xv
LISTE DES FIGURES	xviii
LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS	xxiii
LISTE DES SYMBOLES	xxv
CHAPITRE 1 INTRODUCTION	1
1.1 Mise en contexte et intérêt	1
1.2 Éléments du projet	3
1.2.1 Objectif de recherche	3
1.2.2 Plan du mémoire	3
CHAPITRE 2 REVUE DE LITTÉRATURE	5
2.1 Matériau : Ti-6Al-4V	5
2.1.1 Métallurgie	5
2.1.2 Effets microstructuraux des traitements thermiques et thermo-mécaniques	7
2.2 Fabrication additive	10
2.2.1 Selective Laser Melting	11
2.2.2 Wire Beam Deposition	17
2.3 Fatigue	21
2.3.1 Introduction à la fatigue conventionnelle	21
2.3.2 Fatigue conventionnelle du Ti-6Al-4V	22
2.3.3 Fatigue du Ti-6Al-4V produit par fabrication additive	26
2.3.4 Fatigue vibratoire et résonance	31

2.4	Synthèse	35
CHAPITRE 3 DÉMARCHE ET ORGANISATION DU TRAVAIL		41
3.1	Plan expérimental	41
3.2	Fabrication des matériaux et des échantillons	42
3.2.1	Fabrication additive et traitement thermique	42
3.2.2	Usinage des échantillons après la fabrication additive	45
3.2.3	Matériau de référence	45
3.3	Méthodologie expérimentale de fatigue	46
3.3.1	Considération théorique de la fatigue par résonance	46
3.3.2	Considérations expérimentales	48
3.3.3	Méthode d'analyse des résultats	52
3.3.4	Choix de géométrie et analyse modale	53
3.4	Modèle par éléments finis	57
3.5	Étude comparative de la méthode vibratoire	58
3.6	Caractérisation des matériaux et fractographie	59
3.6.1	Préparation métallographique	59
3.6.2	Microscopie optique	59
3.6.3	Microscope électronique à balayage	60
3.6.4	Caractérisation microstructurale et fractographique	60
3.7	Stratégie de publication	62
CHAPITRE 4 ARTICLE 1: CHARACTERIZATION OF BENDING VIBRATION FATIGUE OF SLM FABRICATED Ti-6Al-4V		64
4.1	Abstract	64
4.2	Introduction and Background	64
4.3	Material and Sample Fabrication	66
4.3.1	SLM Production	66
4.3.2	Sample Fabrication	67
4.4	Microstructural Characterization	68
4.5	Fatigue Testing Methodology	70
4.6	Results and Discussion	75
4.6.1	Tensile Properties	75
4.6.2	Fatigue Results and Statistical Analysis	75
4.6.3	Fractography	80
4.7	Comparative Study of Dynamic Strain Behaviour	83
4.8	Conclusion	86

4.9 Acknowledgments	87
CHAPITRE 5 ARTICLE 2: CHARACTERIZATION OF BENDING VIBRATION FATIGUE OF WBD FABRICATED Ti-6Al-4V	88
5.1 Abstract	88
5.2 Introduction and Background	88
5.3 Material and Sample Fabrication	90
5.4 Material Characterization	92
5.5 Fatigue Testing Methodology	95
5.6 Results and Discussion	96
5.6.1 Tensile Properties	96
5.6.2 Fatigue Results and Statistical Analysis	96
5.6.3 Fractography	101
5.7 Comparative Study of Vibration Fatigue Behaviour of SLM and WBD Ti-6Al-4V	104
5.8 Conclusion	106
5.9 Acknowledgments	107
CHAPITRE 6 DISCUSSION GÉNÉRALE	108
6.1 Effet de l'apport de matière première sur la présence de défauts internes . . .	108
6.2 Effet du taux de refroidissement sur la microstructure	109
6.3 Effet de l'anisotropie	110
6.4 Synthèse de la discussion	111
6.5 Limites expérimentales	112
CHAPITRE 7 CONCLUSION	114
7.1 Synthèse des travaux	114
7.2 Améliorations futures	116
RÉFÉRENCES	118

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 2.1	Tableau montrant le nombre de cycles à la rupture moyen pour 600 MPa d'amplitude de contrainte et pour un rapport de contrainte de $R = -1$ selon l'état de surface et le traitement post-fabrication (Kasperovich et Hausmann, 2015)	27
Tableau 2.2	Tableau montrant la résistance en fatigue à 10^7 et à 10^4 cycles pour un rapport de contrainte de $R = -1$ selon l'état de surface de l'échantillon ayant subi un pressage isostatique à chaud (HIP) (Kasperovich et Hausmann, 2015)	27
Tableau 2.3	Tableau montrant la résistance en fatigue à 10^7 cycles pour un rapport de contrainte de $R = -1$ selon le traitement thermique appliqué (Leuders <i>et al.</i> , 2014)	29
Tableau 2.4	Tableau montrant la contrainte maximale et le nombre de cycles à la rupture pour divers états avec un rapport de contrainte de $R = 0.1$ (Brandl <i>et al.</i> , 2010; Baufeld <i>et al.</i> , 2011)	31
Tableau 2.5	Tableau montrant le nombre de cycles à la rupture moyen à une amplitude de contrainte de 600 MPa selon la fréquence de sollicitation (Takeuchi <i>et al.</i> , 2008)	33
Tableau 2.6	Tableau montrant la résistance en fatigue à 10^7 cycles pour un rapport de contrainte de $R = -1$ selon la fréquence de sollicitation (Morrissey <i>et al.</i> , 1999)	33
Tableau 2.7	Tableau résumant les variables enquêtées en fatigue du Ti-6Al-4V produit par SLM selon la publication. Les publications citées dans ce tableau sont identifiées par sujet à la figure 2.23	37
Tableau 2.8	Tableau résumant l'effet des variables d'intérêt sur la résistance en fatigue à 10^7 cycles pour un rapport de contrainte de $R = -1$ pour le SLM et le WBD. L'effet sur la résistance en fatigue à 10^7 cycles est par rapport à la ligne "Aucun" de la même catégorie sauf indication contraire	38

Tableau 2.9	Tableau résumant les lacunes de connaissance dans la littérature pour la fatigue conventionnelle du SLM. Les cases correspondant à l'intersection d'une même variable indiquent si la variable elle-même a été étudiée. Les cases correspondant à l'intersection entre deux variables différentes indiquent si l'interaction entre celles-ci a été étudiée. Un OUI indique qu'au moins deux états pour chacune des variables en question ont été étudiés dans une même publication. Les cases en rouge indiquent les variables étudiées dans le cadre de ce projet . . .	38
Tableau 2.10	Tableau résumant les lacunes de connaissance dans la littérature pour la fatigue conventionnelle du WBD. Les cases correspondant à l'intersection d'une même variable indiquent si la variable elle-même a été étudiée. Les cases correspondant à l'intersection entre deux variables différentes indiquent si l'interaction entre celles-ci a été étudiée. Un OUI indique qu'au moins deux états pour chacune des variables en question ont été étudiés dans une même publication. Les cases en rouge indiquent les variables étudiées dans le cadre de ce projet . . .	39
Tableau 3.1	Tableau présentant les détails du plan expérimental. Le nombre d'échantillons est inscrit entre parenthèses dans la case correspondant à chaque série	42
Tableau 3.2	Tableau résumant les paramètres de HIP issus de la norme ASTM-F2924	43
Tableau 3.3	Tableau résumant la composition chimique du matériau de référence de spécification AMS 4911	45
Tableau 3.4	Tableau résumant les propriétés en traction monotone du matériau de référence de spécification AMS 4911	46
Tableau 3.5	Tableau présentant l'équipement utilisé lors des essais de fatigue	49
Tableau 3.6	Tableau des fréquences des trois premiers modes, selon une analyse modale numérique	56
Tableau 3.7	Tableau résumant les variables et les paramètres du modèle par éléments finis	57
Tableau 3.8	Tableau résumant la stratégie de polissage des spécimens métallographiques	59
Tableau 3.9	Tableau résumant les spécificités des mesures de caractérisation microstructurales	61
Tableau 3.10	Tableau résumant le nombre de spécimens observés pour les études microstructurale et fractographique	61

Tableau 3.11	Tableau résumant les sections des deux articles présentés aux chapitres 4 et 5	63
Table 4.1	Table presenting the experimental matrix of materials states tested. The number in parenthesis represents the total number of samples produced	72
Table 4.2	Table presenting the experimental parameters used in testing .	72
Table 4.3	Table presenting the tensile properties normalized against the performance of the reference series	75
Table 4.4	Mean stress amplitude and standard deviation of the FPD normalized against the performance of the reference series, i.e. all values are divided by the mean stress amplitude of the reference series (AMS 4911)	76
Table 5.1	Table showing the states of samples tested. The number of samples tested in each series is presented in parenthesis	91
Table 5.2	Table presenting the tensile properties of investigated materials normalized against the reference series (AMS 4911). This data was generated by Nejib Chekir	97
Table 5.3	Table presenting the mean and standard deviation normalized against the performance of the reference series, i.e. all values are divided by the mean stress amplitude of the reference series (AMS 4911)	97
Table 5.4	FPD parameters (mean and standard deviation) for SLM samples divided by the mean of the reference series FPD. These results are presented as a reminder for the comparative analysis and are taken from Ellyson et al. (Ellyson <i>et al.</i> , 2016)	105
Tableau 6.1	Tableau résumant les résultats du projet selon le procédé et l'état du matériau. Seules les amorces identifiées sont considérées, de sorte qu'une erreur sur la fraction des amorces est certainement présente. La dernière colonne présente la résistance à l'amorce moyenne relative à celle de la série de référence (AMS 4911). Seules quelques amorces ont été identifiées pour le WBD, étant donné l'état frotté des faciès suite aux essais	111

LISTE DES FIGURES

Figure 2.1	Diagramme de phase du système binaire titane-aluminium (Calphad, 2008)	6
Figure 2.2	Position des mesures par rayons X dans une lamelle α (Gil <i>et al.</i> , 2001)	8
Figure 2.3	Concentration des alliants principaux dans le Ti-6Al-4V (Gil <i>et al.</i> , 2001)	8
Figure 2.4	Évolution de la limite d'élasticité pour deux alliages $\alpha - \beta$ communs de titane (Lütjering, 1998)	9
Figure 2.5	Courbes d'endurance du Ti-6242 pour deux différents taux de refroidissement (Lütjering, 1998)	10
Figure 2.6	Schématisation du procédé de Selective Laser Melting (SLM) montrant tous les éléments d'un appareil typique (image par Materialize, 2008, par CC BY 3.0)	12
Figure 2.7	Microstructure martensitique d'un acier inoxydable PH1 produit par SLM (Rafi <i>et al.</i> , 2013)	13
Figure 2.8	Microstructure martensitique du Ti-6Al-4V produit par SLM (Rafi <i>et al.</i> , 2013)	13
Figure 2.9	Fléchissement d'une plaque produite par SLM causé par le rééquilibrage des contraintes résiduelles lors de l'usinage (Edwards et Ramulu, 2014b)	14
Figure 2.10	Microstructure en coupe transversale à la direction d'empilement d'un échantillon de Ti-6Al-4V. La présence de pores ainsi que des grains colonnaires issus de la solidification est notée (Edwards et Ramulu, 2014b)	15
Figure 2.11	Schéma générique du procédé de Wire Beam Deposition (WBD)	17
Figure 2.12	Macrostructure d'un bloc déposé par WBD (Brandl <i>et al.</i> , 2012b)	20
Figure 2.13	Macrostructure d'une section mince produite par WBD (Brandl <i>et al.</i> , 2012b)	20
Figure 2.14	Image optique d'une coupe transversale d'un bloc et d'une section mince de Ti-6Al-4V produit par WBD dont la macrostructure est révélée par attaque chimique	20
Figure 2.15	Microstructure de colonies de lamelles α dans la région des bandes inter-passes (Kelly et Kampe, 2004)	21

Figure 2.16	Microstructure Widmanstätten de $\alpha - \beta$ typique du centre des couches (Kelly et Kampe, 2004)	21
Figure 2.17	Graphique de la limite d'élasticité en fonction de la résistance en fatigue à 10^7 cycles pour diverses microstructures. Toutes les séries ont été vieillies à $932^\circ F$ pendant 24 heures (produit par Philo Blanche Donfack Djiazet à l'aide de données prises du MMPDS et du ASM Handbook)	23
Figure 2.18	Graphique de la résistance à l'amorce de fissures pour 10^7 cycles en fonction de la taille des plaquettes α et des grains α dans le cas des structures équiaxes (produit par Philo Blanche Donfack Djiazet à l'aide de données du ASM Handbook)	24
Figure 2.19	Schéma représentant la hiérarchie des mécanismes d'amorce dominants du Ti-6Al-4V selon les composantes présentes dans la microstructure du matériau	25
Figure 2.20	Sélection d'images montrant des mécanismes d'amorce selon divers types de microstructure du Ti-6Al-4V	26
Figure 2.21	Figure montrant des amorces de fissures depuis les aspérités de la surface (Kasperovich et Hausmann, 2015). La section présentée dans la figure représente une coupe transverse de l'échantillon	28
Figure 2.22	Schéma démontrant le phénomène d'instabilité en résonance du Ti-6Al-4V (George <i>et al.</i> , 2004)	34
Figure 2.23	Schéma résumant la littérature disponible sur la fatigue du Ti-6Al-4V produit par FA. Les références pour la fatigue conventionnelle du Ti-6Al-4V produit par SLM avec un ratio $R \approx 0$ peuvent être trouvées dans l'article de Li et al. (Li <i>et al.</i> , 2016)	36
Figure 3.1	Images montrant un échantillon brut de déposition issu du SLM	43
Figure 3.2	Image optique de plaques brutes de déposition du procédé de WBD	44
Figure 3.3	Diagramme présentant l'utilisation de la résonance pour solliciter un échantillon en fatigue	47
Figure 3.4	Figure présentant les deux premiers ordres de trois différents modes hors-plan pour une plaque en résonance	47
Figure 3.5	Image optique d'un échantillon poli avec une fissure s'étant visiblement amorcée dans l'entaille	51
Figure 3.6	Diagramme en bloc montrant la boucle de contrôle utilisée lors des essais de fatigue	52

Figure 3.7	Dessin de fabrication des spécimens utilisés pour les essais de fatigue	54
Figure 3.8	Graphique de la distribution de contrainte en surface du bord de l'entaille jusqu'au centre de la pièce	55
Figure 3.9	Gradient de contrainte à la surface le long du premier millimètre à partir du fond de l'entaille	55
Figure 3.10	Figure montrant le déplacement hors-plan (direction Z) de la géométrie (résultats du modèle numérique)	56
Figure 3.11	Figure montrant la distribution de la déformation principale (résultats du modèle numérique)	56
Figure 3.12	Maillage du modèle par éléments finis utilisé pour l'étude comparative	57
Figure 4.1	Schematic representation of the orientations tested relative to the build direction and local coordinates. The first set of blanks a) has the X axis perpendicular to the build direction and the second b) has the Z axis parallel to build direction. In all cases, the crack propagates in the XY plane in the X direction	67
Figure 4.2	Technical drawing of sample geometry showing position of instrumentation and clamped zone. All dimensions are in millimetres	68
Figure 4.3	Typical microstructures of starting materials investigated in this study	69
Figure 4.4	Illustration of macrostructural features observed in the SLM samples presented for ease of understanding (not to scale). The figure shows the orientation of the a) build-up layers, b) the approximate crack nucleation site and propagation direction, c) the pore bands in the SR state and d) the prior β columnar grains orientation	69
Figure 4.5	SEM micrograph of a polished and unetched section of an SLM HIP sample revealing residual porosity. The build direction is perpendicular to the image	70
Figure 4.6	Surface plots presenting FEA harmonic analysis results for chosen geometry	71
Figure 4.7	Graph presenting the stress gradient evolution from the free edge at the root of the notch to the centerline of the sample	71

Figure 4.8	Graph showing the relation of the strain to tip displacement for FEA results and experimental values. Trendlines are calculated for FEA results. The maximum and the root positions refer to positions labeled in Figure 4.9. Note the similarity between the trendlines at the notch root and the maximum position.	74
Figure 4.9	Value of calibration factor along the edge of the notch for a single displacement value. Note that the maximum is slightly away from the root of the notch	74
Figure 4.10	Graph of the mean stress amplitude of the FPD for 10^7 cycles relative to the yield and ultimate strength of each material state (AMS 4911). For each series, the black and checkered bars represent the mean stress amplitude for 10^7 cycles divided by each series' Ultimate Tensile Strength (S_u) and Yield Strength (S_y), respectively.	76
Figure 4.11	Illustration of the pore distribution found in the SLM SR X direction series. The plane of observation represents the YZ plane in the samples local coordinates	78
Figure 4.12	Graph of the predicted effect of build direction on failure probability at mean stress. Wald statistic $X^2(1) = 4.94$, $p = 0.026$, 95% C.I. (computed at global mean stress)	79
Figure 4.13	Graph showing the predicted effect of heat treatment on failure probability at mean stress. Wald statistic $X^2(1) = 6.47$, $p = 0.011$, 95% C.I. (computed at global mean stress)	80
Figure 4.14	Typical slip type initiation found for the reference series . . .	81
Figure 4.15	Typical initiation of the SLM SR series investigated in this study	81
Figure 4.16	Typical initiation of the SLM HIP investigated in this study. Images at different magnifications are presented here for clarity, due to the difference in scale of observed features	82
Figure 4.17	FEA mesh and element grid used in the comparative study . .	84
Figure 4.18	Examples of vibrometry scan data for X HIP 15 sample. . . .	86
Figure 5.1	Schematic representation of the extraction strategy used to obtain samples along two different build directions (not to scale)	91
Figure 5.2	Technical drawing of sample geometry showing position of instrumentation and clamped zone (measurements are in mm)	92
Figure 5.3	Microstructure of the WBD low ($83mm/min$) speed	94
Figure 5.4	Microstructure of the WBD high ($454mm/min$) speed	94

Figure 5.5	Optical image showing the columnar prior β grains of a high deposition speed plate	94
Figure 5.6	Optical image showing the columnar prior β grains and the transition of direction of a low deposition speed plate. This image was taken by Nejib Chekir	95
Figure 5.7	Illustration of the effect of mixed columnar prior β grain orientations and sample extraction from plates on the resulting macrostructure of the samples tested. Note how the bottom samples contain a mix of columnar orientations and the top samples contain only columnar grains aligned with the layers	99
Figure 5.8	Graph of the mean failure stress amplitude at 10^7 cycles normalized to the yield and ultimate strength of each material state . . .	100
Figure 5.9	Fracture surface of the high speed series investigated in this study	101
Figure 5.10	Fracture surface of the low speed series investigated in this study. Magnifications differing from Figure 5.9 are presented for purpose of clarity and due to the difference scales of presented features .	102
Figure 5.11	SEM image showing α platelet colonies of a high deposition speed plate. The red perimeter delineate separate examples of colonies	103
Figure 5.12	Surface plot of out-of-plane displacement	104
Figure 5.13	Surface plot of Z direction strain	104

LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS

3D-SLDV	3D Scanning Laser Doppler Vibrometer
AFRL	Air Force Research Laboratory
AM	Additive Manufacturing
AMS	Aerospace Material Specification
ASM	American Society for Metals
ASTM	American Society for Testing and Materials
BD	Build Direction
BPG	Bandes persistantes de glissement
CAO	Conception assistée par ordinateur
C.I.	Confidence Interval
DMLS	Direct Metal Laser Sintering
DPR	Distribution de probabilité de rupture
EDM	Electrical Discharge Machining
EL	Elongation
FA	Fabrication additive
FAA	Federal Air Administration
FEA	Finite Element Analysis
FEO	Fabricant d'équipement d'origine
FPD	Failure Probability Distribution
GE	General Electric
HCF	High Cycle fatigue ou fatigue à haut nombre de cycles
HIP	Hot Isostatic Pressing ou pressage isostatique à chaud
LCF	Low Cycle Fatigue ou fatigue à bas nombre de cycles
LENS	Laser Engineered Net Shape
MEB	Microscope électronique à balayage
MET	Microscope électronique à transmission
MMPDS	Metallics Materials Properties Development and Standardization
PID	Proportionnel-intégrateur-dérivateur
SEM	Scanning Electron Microscope
SLM	Selective Laser Melting
SR	Stress relief
USAF	United States Air Force
UTS	Ultimate Tensile Strength

WBD	Wire Beam Deposition
YS	Yield Strength

LISTE DES SYMBOLES

α	Phase hexagonale compacte du Ti-6Al-4V
β	Phase cubique centrée du Ti-6Al-4V
χ^2	Fonction Xi carré
$\hat{\mu}$	Estimateur de la moyenne
$\hat{\sigma}$	Estimateur de l'écart-type
E	Densité énergétique
h	Distance inter-passe du laser
i	Chiffre (1,2,3,..) associé au niveau de contrainte auquel un bris ou une survie survient
k_t	Facteur de concentration de contrainte
m_i	Nombre d'événements (bris/survie) par niveau i
p	P value
P	Puissance du laser
R	Rapport de contrainte alternante
R^2	Coefficient de corrélation
s	Pas constant entre les niveaux de contrainte
S_y	Limite d'élasticité
S_u	Résistance mécanique
S_0	Niveau de contrainte initial
t	Épaisseur de chaque couche de poudre
V	Vitesse de balayage

CHAPITRE 1 INTRODUCTION

1.1 Mise en contexte et intérêt

La fabrication additive (FA) est vue comme étant à l'origine d'une nouvelle révolution en fabrication, ainsi qu'un élément clé permettant d'atteindre la prochaine génération de technologies de turbine à gaz (Aviation Weekly, 2012; Air Force Research Laboratory (AFRL), 2014). Cette technique de fabrication permet aux ingénieurs, entre autres, de produire des pièces à grande complexité géométrique, avec des surfaces topologiquement optimisées et des canaux de refroidissement internes, sans nécessiter un outillage complexe (Scott-Emuakpor *et al.*, 2016). De plus, la possibilité d'une économie de temps sur toute la chaîne de production, couplée à une utilisation plus efficace de la matière, permet d'envisager une industrie plus durable et plus verte (Gibson *et al.*, 2009; Wong et Hernandez, 2012). Enfin, cette technologie ouvre la porte à l'optimisation de la microstructure selon la distribution des efforts mécaniques dans une pièce (Murr *et al.*, 2012).

Comme exemple de l'intérêt généré en industrie, GE Aviation a investi quelques 2 milliards de dollars par an depuis une décennie dans la recherche et développement en FA (Wohler, 2012). Ces efforts lui ont mérité la première pièce fabriquée par FA approuvée pour utilisation par la Federal Air Administration (FAA) (GE aviation, 2015). De plus, GE teste et développe un injecteur de carburant imprimé pour son nouveau moteur LEAP. Cet injecteur permet d'éliminer le problème de calaminage et remplace un assemblage de 18 pièces, sans oublier l'économie importante en poids (revue AMazing, 2013).

Frazier (Frazier, 2014) rapporte que, dans un rassemblement d'experts et de parties prenantes de l'industrie, une des lacunes principales de cette gamme de technique de fabrication est la variabilité importante des propriétés mécaniques et le manque de confiance qui en découle. De plus, dans le domaine aérospatial, la certification est incontournable pour le développement des nouvelles technologies. Actuellement, une grande partie des efforts est orientée vers l'obtention d'une meilleure connaissance de l'effet des paramètres de fabrication et d'un contrôle *in situ* du procédé et des matériaux. En fait, Frazier (Frazier, 2014) rapporte que ces deux points sont primordiaux pour l'adoption de la technologie au sein de l'industrie.

Or, la durabilité des turbines à gaz est un souci de première importance pour un fabricants

d'équipement d'origine (FEO). En fait, la fatigue à grand nombre de cycles (HCF) est un facteur dominant parmi les cas de rupture de flottes commerciales et militaires. Par exemple, en 2002, jusqu'à 56 % des défaillances de classe A (les plus sérieuses) dans le United States Air Force (USAF) ont été imputables à la HCF (Bartsch, 2002). Il va sans dire que le domaine aérospatial concentre ses efforts à quantifier et à comprendre les défaillances en HCF étant donné que les autres types de rupture par endommagement cyclique ont été progressivement contournés dans les générations de turbine plus récentes (AFRL, 2014). Les efforts de recherche en FA ne font pas exception à cette tendance.

Récemment, la fatigue à haute fréquence par sollicitation modale s'est révélée une méthode plus représentative de la HCF pour les aubes de turbine (George *et al.*, 2004). Cette technique permet, entre autres, une importante économie de temps et une flexibilité accrue due aux différents modes susceptibles d'être excités (George *et al.*, 2004).

De ce fait, il y a un intérêt à caractériser le comportement HCF en sollicitation modale de matériaux fabriqués par FA. Les connaissances acquises serviront à accélérer l'adoption des technologies de FA pour la fabrication de pièces tournantes dans les turbines à gaz au moyen de données de HCF représentatives. Quelques études de caractérisation de la sorte ont été publiées (Scott-Emuakpor *et al.*, 2014, 2016), mais plus de travail est nécessaire afin de comprendre la résistance à l'amorce de fissures de fatigue des matériaux produits par FA.

Plus spécifiquement, cet ouvrage est motivé par un projet collaboratif au sein de la province de Québec. Le projet, intitulé MANU601, est supporté par le Consortium de Recherche et d'Innovation en Aérospatiale du Québec (CRIAQ). Il a pour but de familiariser les producteurs de FA avec les FEO présents au Québec afin d'accélérer l'intégration de cette nouvelle technologie dans leurs pratiques de conception. Une des finalités du projet est de produire une base de données de matériaux ainsi qu'une méthode de certification. Dans le but de produire cette base de données, plusieurs tâches du projet sont consacrées à caractériser et à comprendre les liens procédé-propriétés. Ce mandat inclut aussi la fatigue à haut nombre de cycles et, de manière plus spécifique, la fatigue à haut nombre de cycles sous excitation modale.

1.2 Éléments du projet

1.2.1 Objectif de recherche

Ce projet de recherche se concentre sur la caractérisation du comportement en fatigue à haut nombre de cycles sous sollicitation modale, pour des échantillons de titane 6 % aluminium 4 % vanadium produits par FA. Ce travail se divise en plusieurs sous-aspects. Premièrement, il est désiré d'obtenir la distribution de probabilité de rupture pour un nombre de cycles équivalent à 10^7 cycles, c'est-à-dire obtenir les paramètres nécessaires à la définition complète de cette distribution. Cette information est obtenue pour divers états de déposition et pour deux procédés, de telle sorte que l'influence de ces variables sur le comportement HCF puisse être quantifiée. De plus, la résistance à l'amorce de fissures de fatigue de chacun des états étudiés est comparée à une série témoin choisie afin de représenter l'état de l'art actuel. Il est alors possible de déterminer quel état candidat démontre une amélioration en résistance à l'amorce de fissures de fatigue vis-à-vis le standard industriel actuel. Ensuite, une étude fractographique est complétée afin d'identifier les mécanismes de rupture propres à cette technique de fabrication et à cet alliage en plus des éléments microstructuraux dominant l'amorce des fissures. Finalement, une brève étude comparative entre les résultats de simulation par éléments finis et les mesures par vibromètre laser est effectuée dans le but de mettre en évidence les différences entre les résultats des modèles numériques et le comportement des matériaux produits par FA.

1.2.2 Plan du mémoire

Le mémoire est divisé en trois parties. La première partie correspond au chapitre 2 et est constitué de revue de littérature qui examine les trois axes principaux du sujet : l'alliage de titane Ti-6Al-4V, la fabrication additive ainsi que la fatigue sous environnement vibratoire. Ensuite, la deuxième partie (chapitre 3), la méthodologie, présente les aspects techniques qui sont nécessaires à la compréhension et à la reproduction des essais de cette étude. Enfin, les trois derniers chapitres forment la partie finale du mémoire. Les chapitres 4 et 5 sont constitués de deux publications de l'*International Journal of Fatigue* qui font office de section des résultats et d'analyse. Les titres de ces deux articles sont : *CHARACTERIZATION OF BENDING VIBRATION FATIGUE OF SLM FABRICATED Ti-6Al-4V* et *CHARACTERIZATION OF BENDING VIBRATION FATIGUE OF WBD FABRICATED Ti-6Al-4V*. Une discussion générale est incluse afin de comparer les procédés et de fournir une vision globale des résultats du projet. Finalement, une conclusion fait la synthèse de la totalité du projet.

Dans les deux articles, une introduction et une section sur la méthodologie renchérissent le contenu du mémoire. L'introduction présente une courte mise en contexte suivi d'une revue de littérature sommaire permettant de mettre à la lumière les manques en connaissance que la publication vise à remplir. Il est aussi question des matériaux étudiés, c.-à-d. de la fabrication des échantillons et d'une caractérisation microstructurale détaillée. Ensuite, les résultats ainsi qu'une analyse statistique sont présentés afin de comparer la résistance à l'amorce de fissures de fatigue des matériaux produits par FA aux témoins conventionnels. Les résultats d'une étude fractographique servent à alimenter la discussion et l'analyse des résultats des essais de fatigue pour faire le lien entre la microstructure, le comportement en fatigue et les mécanismes d'endommagement.

Dans le premier article, la méthodologie fait état des techniques utilisées pour produire les résultats présentés par la suite. Plusieurs résultats servant à valider la technique expérimentale tels que la calibration et la distribution de contrainte dans l'échantillon sont inclus dans l'article. La conception de la géométrie de l'échantillon est aussi expliquée. Ces informations ne sont pas répétées dans le deuxième article, ce dernier faisant plutôt référence au premier article à ce sujet. Enfin, dans le premier article, une étude critique de la méthode de fatigue vibratoire est présentée au moyen de résultats de vibrométrie par laser. Cette dernière partie permet de conclure quant à la fidélité des méthodes de simulation numérique à représenter le comportement dynamique des matériaux produits par FA et de comparer ces derniers au matériau conventionnel. De même, le deuxième article contient une étude comparative des résultats des deux procédés permettant de mettre en valeur les similarités et les différences.

CHAPITRE 2 REVUE DE LITTÉRATURE

Le sujet de ce chapitre se décompose en trois grands axes :

- Le matériau : l'alliage de titane 6 % aluminium 4 % vanadium ;
- Le procédé de fabrication : la FA ;
- La méthode de caractérisation : la fatigue à haut nombre de cycles sous environnement vibratoire.

Les sections de ce chapitre traitent de chaque axe du projet respectivement. Une synthèse permet d'explicitier la question de recherche à étudier afin d'orienter le travail expérimental subséquent.

2.1 Matériau : Ti-6Al-4V

Le matériau étudié est l'alliage de titane 6 % aluminium 4 % vanadium, plus connu sous le nom de Ti-64, Ta6v ou Ti-6Al-4V. Le titane est un élément métallique connu dans le domaine de l'aérospatiale et du biomédical pour sa résistance spécifique élevée et son excellente résistance à la corrosion.

2.1.1 Métallurgie

Le titane pur prend la forme d'un cristal à maille hexagonale compacte (communément dénommé α) jusqu'à une température de 882 °C et subit par la suite une transformation allotropique en maille cubique centrée (connue sous le nom β) avant de subir la fusion. Différents éléments d'alliage peuvent y être ajoutés afin de modifier ses propriétés mécaniques. Ces éléments alliant sont divisés en trois catégories :

- Alphagènes (ex. Al, O, C, N) ;
- Betagènes (ex. V, Mo, Ni, Fe) ;
- Éléments de durcissement par solution solide (ex. Sn, Zr).

Il est possible de produire des alliages contenant une part importante de phase β à l'équilibre, voire même en totalité selon les éléments alliant présents.

Dans le cas du Ti-6Al-4V, cet alliage est classifié $\alpha - \beta$. L'addition d'aluminium, élément alphagène, permet de durcir la phase α (entre autre par solution) et la présence de vanadium (bétagène) permet de stabiliser une partie de la phase β à l'équilibre sans que la concentration soit suffisante pour causer une fraction volumique importante. Précisément, cet alliage a tendance à former une certaine fraction volumique de β par ségrégation du vanadium lorsque l'équilibre microstructural est permis.

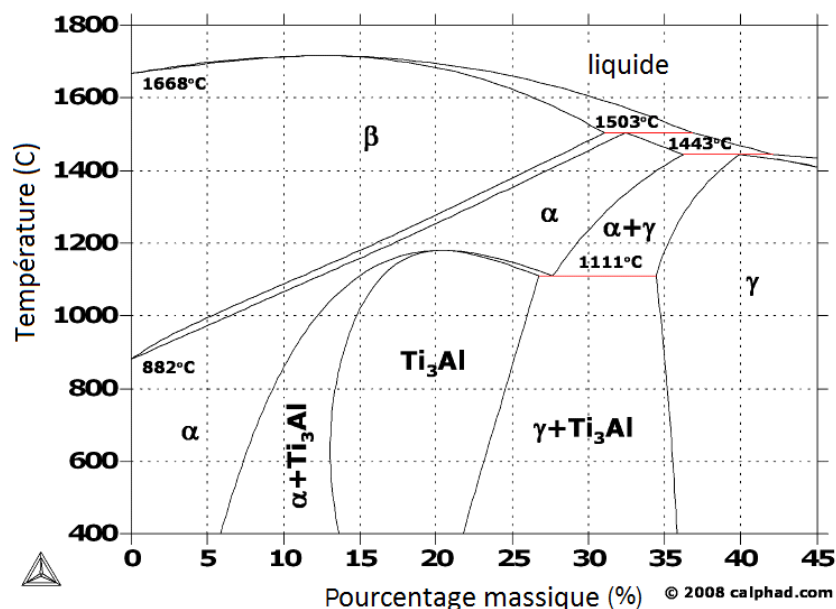


Figure 2.1 Diagramme de phase du système binaire titane-aluminium (Calphad, 2008)

Il est montré à la figure 2.1 qu'une concentration de 6 % d'aluminium correspond au niveau de saturation d'aluminium en dissolution dans la maille avant de causer une précipitation d'alumine de titane dans l'alliage. De plus, on sait que 15 % de vanadium est nécessaire afin de maintenir une phase β stable à basse température dans le système binaire de titane-vanadium (Combres, 2013). La présence de phase β est possible par ségrégation lorsque la diffusion thermique est activée. Comme indiqué plus haut, la diffusion permet au vanadium de se concentrer au contour des plaquettes α et de faire précipiter la phase β lorsque la concentration est suffisante.

2.1.2 Effets microstructuraux des traitements thermiques et thermo-mécaniques

Il est indiqué dans le document de Combres (Combres, 2013) que l'effet de trempe comme mécanisme de durcissement est très limité pour les alliages de titane incluant le Ti-6Al-4V. De plus, un aspect majeur qui différencie la métallurgie du titane de celle, plus traditionnelle, de l'acier est l'absence de mécanisme de germination homogène diffusif lors de changement de phase. En d'autres termes, il n'y a aucune possibilité de normalisation purement thermique pour les alliages de titane. Ceci explique en partie l'importante hérédité microstructurale que possèdent ces alliages.

Le titane peut subir une transformation martensitique. Cette transformation suit les mêmes mécanismes que le zirconium, tel qu'élucidé par Burgers, selon Combres (Combres, 2013). La transformation est caractérisée par une orientation précise de la maille cubique centrée dans la maille hexagonale compacte :

- Les plans $\{110\}_\beta$ deviennent les plans $\{0001\}_\alpha$;
- Les directions $\langle 111 \rangle_\beta$ deviennent les directions $\langle 1120 \rangle_\alpha$.

De plus, il a été observé que les plaquettes α formées par mécanismes diffusionnels (isotherme ou refroidissement lent) partagent la même relation cristallographique que lors de la transformation martensitique. Même si jusqu'à 57 orientations sont possibles lors d'un passage $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$, une seule est observée en pratique (Combres, 2013), témoignant ainsi de la forte hérédité microstructurale de cette famille d'alliages. À cet effet, il est intéressant de noter que les frontières des grains β sont souvent évidentes dans la structure stable même lorsqu'il y a conversion complète en phase α ou α' martensitique.

Combres (Combres, 2013) indique les différentes microstructures résultant d'un traitement thermique depuis différents domaines de température des alliages de titane. Premièrement, une mise en solution, se faisant toujours dans le domaine β , suivie d'une trempe mène à une structure complètement martensitique. Ensuite, plusieurs morphologies de structures lamellaire ou mixte sont possibles selon le taux de refroidissement appliqué, toujours depuis le domaine β (si l'on y substitue la trempe). Ceci pointe au fait que les mécanismes d'évolution microstructurale sont thermiquement activés et diffusifs en nature. La majorité des traitements thermiques reconnus pour les alliages $\alpha-\beta$ se base sur la germination de grains/lamelles α dans la matrice β métastable ou martensitique α' . En somme, les traitements thermiques activent la diffusion thermique à partir d'une température minimale, menant à la ségrégation des éléments alliant et à une structure tendant vers l'équilibre. À titre de démonstration,

Gil et al. (Gil *et al.*, 2001) illustrent le résultat du mécanisme de décomposition α/β par la ségrégation de vanadium et d'aluminium au moyen d'un profil de concentration obtenu par spectrométrie par rayons X dans un microscope électronique à transmission (MET). La figure 2.2 montre une image MET à fort grossissement de l'interface entre une plaquette α et la phase β avec les positions des spectres de rayons X indiquées au moyen des chiffres 1 à 5. La figure 2.3 présente la concentration massique d'aluminium et de vanadium à chaque position respective. L'augmentation graduelle de vanadium et la diminution d'aluminium lorsque la sonde du MET s'approche de la phase β témoigne de la ségrégation des éléments alliant.

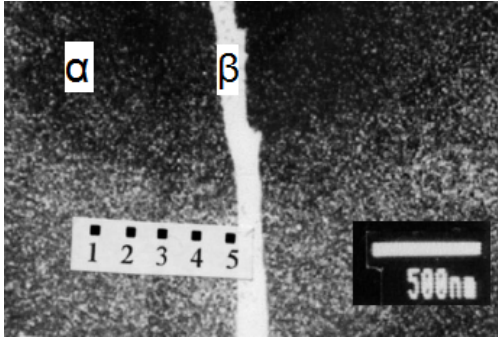


Figure 2.2 Position des mesures par rayons X dans une lamelle α (Gil *et al.*, 2001)

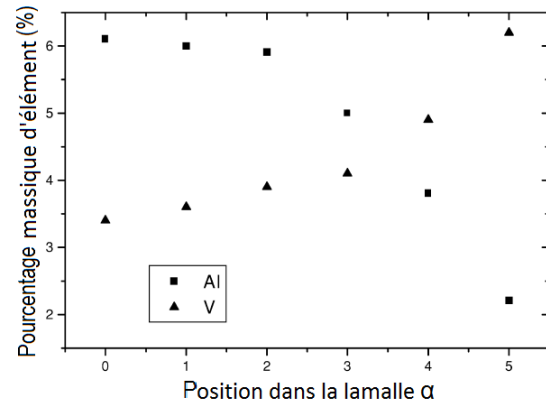


Figure 2.3 Concentration des alliants principaux dans le Ti-6Al-4V (Gil *et al.*, 2001)

La publication de Lütjering (Lütjering, 1998) sur l'effet du procédé et l'histoire thermomécanique de la microstructure du Ti-6Al-4V permet de bien comprendre cette relation. Il est indiqué qu'un traitement purement thermique mène toujours à une structure lamellaire ou mixte dans cet alliage. En fait, la structure mixte est obtenue en permettant à certaines lamelles de grossir jusqu'à devenir des grains équiaxes dans une matrice lamellaire au moyen d'un maintien dans le domaine $\alpha - \beta$. De plus, pour les structures purement lamellaires, le taux de refroidissement depuis le domaine β est responsable de la dimension des lamelles α . La relation établie est de dépendance inverse, c'est-à-dire que plus le taux de refroidissement est élevé, plus les lamelles sont fines et ce jusqu'à la limite des plus petites lamelles qui correspond à une structure martensitique. Les taux de refroidissement seuils pour ce type de structure sont de l'ordre de 10^4 K/s.

De plus, Lütjering (Lütjering, 1998) établit que la caractéristique principale ayant un effet

sur la limite d'élasticité est la taille des plaquettes α , notamment la largeur. Cette mesure détermine la distance maximale de mobilité des dislocations avant de rencontrer un obstacle, représenté par un joint de grain. En effet, la limite d'élasticité et l'amorce de micro-fissures sont intrinsèquement liées à cette distance. La question est approfondie dans la section 2.3.2.

Aussi, Lütjering (Lütjering, 1998) établit une corrélation entre la limite d'élasticité et le taux de refroidissement dans les alliages de titane et il étend cette relation à la résistance en HCF. Les figures 2.4 et 2.5 illustrent bien le lien entre les deux quantités pour l'alliage Ti-6242 et la corrélation s'applique aussi au Ti-6Al-4V. Par ailleurs, l'article de Gil et al. (Gil *et al.*, 2001) présente des conclusions similaires entre le taux de refroidissement, la largeur des plaquettes α et les propriétés mécaniques (contraintes élastique et ultime).

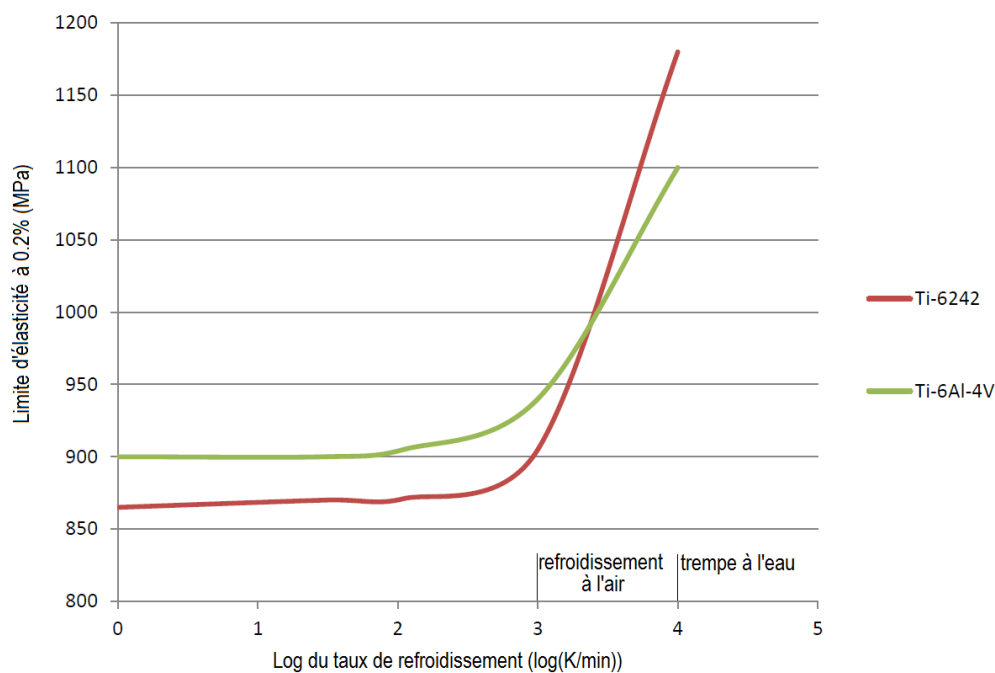


Figure 2.4 Évolution de la limite d'élasticité pour deux alliages $\alpha - \beta$ communs de titane (Lütjering, 1998)

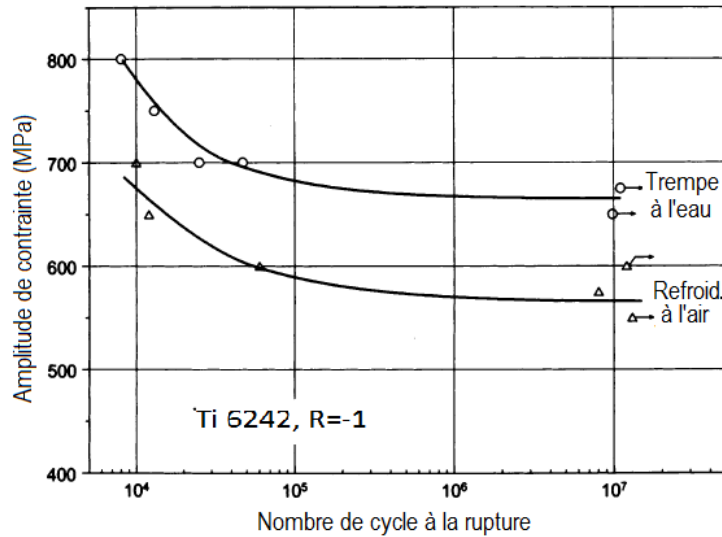


Figure 2.5 Courbes d'endurance du Ti-6242 pour deux différents taux de refroidissement (Lütjering, 1998)

2.2 Fabrication additive

En 2009, l'American Society for Testing and Materials (ASTM), voyant une accélération dans le développement du domaine de la FA, forme le comité F-42. Ce comité a pour but de définir et de normaliser les pratiques de l'industrie de la FA. Il définit la FA comme étant un procédé visant à consolider un matériau à partir d'un modèle 3D, habituellement couche par couche, par opposition à une méthodologie soustractive (ASTM-F2792, 2012). En effet, le paradigme actuellement dominant en fabrication consiste à enlever de la matière à un bloc monolithique pour en obtenir la géométrie finale. La fabrication soustractive comporte plusieurs limitations que la FA peut surmonter. Par exemple, afin de créer des évidements, la fabrication soustractive nécessite des cavités ouvertes pour y introduire l'outillage nécessaire, alors que la FA peut les produire avec un minimum de considérations spéciales.

En somme, le procédé générique de FA peut être décrit comme suit :

1. La géométrie est générée à l'aide d'un logiciel de conception assistée par ordinateur (CAO) ;
2. Subséquemment, cette géométrie est discrétisée dans une orientation en une série de tranches ;
3. Les tranches sont transformées par le contrôleur de l'appareil afin d'obtenir un par-

- cours pour l'outil permettant de consolider tous les points appartenant à cette tranche ;
4. Par la suite, la source d'énergie suit le parcours ainsi généré pour consolider tous les points de la couche en cours de fabrication ;
 5. Ces deux dernières étapes sont répétées afin que chaque couche, une par une, soit ajoutée à la pièce en construction, jusqu'à la couche finale ;
 6. La pièce consolidée est extraite et subit des opérations de finition si nécessaire.

Selon Gibson et al. (Gibson *et al.*, 2009), diverses technologies de fabrication additive sont en utilisation industrielle depuis les années 1980. Les premières générations de ces technologies servaient principalement au prototypage rapide, comme la stéréolithographie de Charles Hull. Ce type de procédé permet aux concepteurs de rapidement produire des prototypes fonctionnels et non structurels en polymère.

Le développement de plusieurs technologies clés (lasers et robotique) a permis la création de procédés de FA qui rendent la consolidation de matériaux métalliques possible. Ainsi, le prototypage rapide donna lieu à la FA de pièces pouvant être fonctionnelles et structurelles.

Les procédés de FA peuvent être divisés en 7 grandes familles selon les sources d'énergie et de matières brutes qui sont utilisées (Gibson *et al.*, 2009; Herderick, 2011). Dans le cadre de cet ouvrage, seules deux classes de procédés sont étudiées, soit le "laser powder bed fusion", dorénavant nommé le SLM, et un procédé de dépôt énergétique direct qui est le Wire Beam Deposition (WBD). Chacune de ces technologies sera décrite séparément dans les sections 2.2.1 et 2.2.2, avec un accent sur les microstructures obtenues en fonction des paramètres de déposition.

2.2.1 Selective Laser Melting

Ce procédé se base sur le système de "powder bed fusion", défini par l'ASTM comme étant une technique par laquelle une énergie thermique consolide sélectivement par fusion des régions d'un lit de poudre (ASTM-F2792) . Le SLM est caractérisé par l'utilisation d'un laser optique comme source d'énergie. Le terme lit de poudre réfère au système qui applique une mince couche uniforme de poudre à chaque tranche de déposition. En d'autres mots, chaque couche recouvre complètement la surface de l'espace de déposition. Par contre, seules les zones balayées par le laser sont consolidées et feront partie de la géométrie finale, d'où le terme "sélectif". Le procédé générique est schématisé à la figure 2.6 de sorte qu'il est possible

d'identifier le rôle des éléments principaux décrits plus haut en plus des systèmes auxiliaires comme le rouleau de distribution et les pistons servant à ajuster la hauteur du lit de poudre et assurant une distribution uniforme.

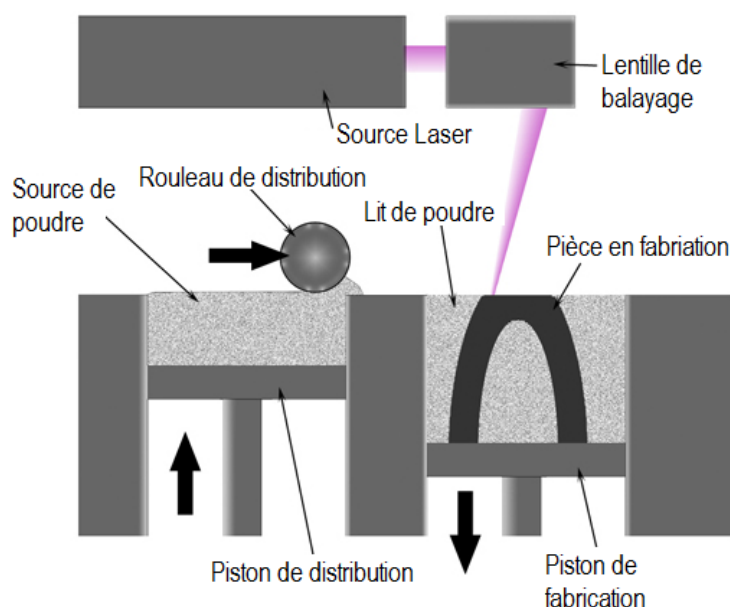


Figure 2.6 Schématisation du procédé de SLM montrant tous les éléments d'un appareil typique (image par Materialgeezza, 2008, par CC BY 3.0)

Plusieurs paramètres de déposition sont cruciaux pour obtenir un produit sans défauts. Cette contrainte est commune à tous les procédés à lit de poudre. Pour le SLM, ces paramètres incluent entre autres la puissance du laser, la vitesse de déplacement, la distance inter-passe et l'épaisseur des couches de poudre. Par contre, comme l'indiquent Sterling et al. (Sterling *et al.*, 2015), plusieurs "minuties" autres que les paramètres principaux de déposition sont nécessaires afin d'obtenir non seulement une déposition minimisant les discontinuités et stable, mais aussi d'optimiser la microstructure et les propriétés d'intérêt. À cet effet, la plus grande partie des travaux antérieurs s'est concentrée à optimiser les propriétés en traction monotone et la microstructure des matériaux. Il est important de noter que les paramètres de déposition ne sont pas à l'étude dans cet ouvrage, ayant été préalablement étudiés et optimisés dans un projet inclu dans le programme de recherche MANU601.

Comme tout procédé de FA, les matériaux produits par SLM sont caractérisés par une microstructure de solidification. Ceci est dû au fait que la poudre est consolidée par fusion

à chaque passage du laser. La microstructure typique est composée de dendrites primaires fines et de dendrites secondaires extrêmement fines ou absentes, indicatif d'une solidification rapide. Ceci est rapporté pour plusieurs alliages, tels que l'aluminium (Brandl *et al.*, 2012a) et les superalliages (Wang, 2012; Brodin *et al.*, 2013). Le taux de refroidissement typique des matériaux produits par SLM est tel qu'on y observe une transformation martensitique complète (voir figures 2.7 et 2.8) dans les alliages le permettant, comme les aciers inoxydables et le titane (Rafi *et al.*, 2013). On rapporte des taux de refroidissement de l'ordre de 10^4 - 10^6 K/s (Frazier, 2014), menant parfois à des structures hors équilibre (Murr *et al.*, 2012).

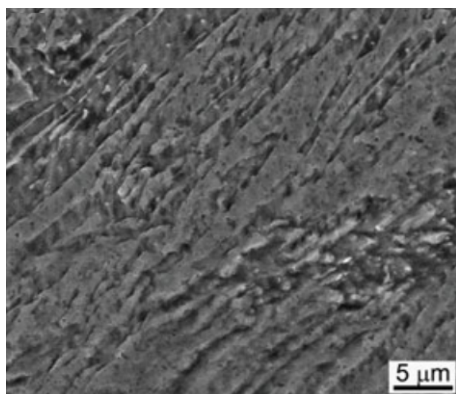


Figure 2.7 Microstructure martensitique d'un acier inoxydable PH1 produit par SLM (Rafi *et al.*, 2013)

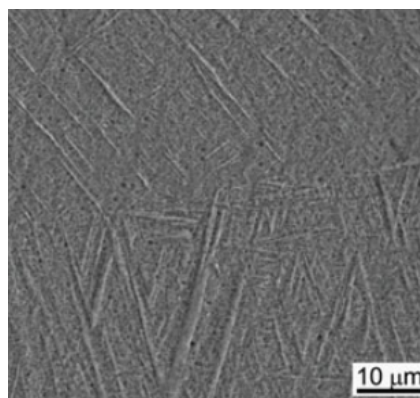


Figure 2.8 Microstructure martensitique du Ti-6Al-4V produit par SLM (Rafi *et al.*, 2013)

Par ailleurs, les structures de solidification des matériaux produits par FA sont de nature directionnelle ou colonnaire. D'après Murr et al. (Murr *et al.*, 2012), des structures colonnaires (de grains ou de précipités) ont été rapportées par plusieurs chercheurs pour une gamme d'alliages. Les grains colonnaires sont omniprésents dans le Ti-6Al-4V produit par SLM.

En fait, la combinaison de deux phénomènes produit ce type de structure. Premièrement, l'extraction de chaleur se fait principalement par la masse déjà consolidée des couches antérieures. Deuxièmement, il est nécessaire de faire refondre une certaine épaisseur, souvent plus qu'une couche de profondeur, afin d'assurer une cohésion complète entre les couches. La littérature indique que ceci mène à une germination depuis les dernières couches et à une croissance épitaxiale des grains dans le bain de fusion. En plus, Murr et al. (Murr *et al.*, 2012) font allusion à la possibilité de spécifiquement concevoir la directionnalité et la croissance des grains en utilisant le balayage du laser afin de contrôler le gradient d'extraction de chaleur et du même coup l'orientation de la structure de solidification.

De surcroît, la solidification rapide a une grande influence sur l'état du matériau une fois fabriqué. Il est rapporté que la FA mène en général à d'importantes contraintes résiduelles par le mécanisme de gradient thermique (Leuders *et al.*, 2013; Edwards et Ramulu, 2014a). Ce phénomène est généralisable à la majorité des alliages ou des métaux (Shiomi *et al.*, 2004; Mercelis et Kruth, 2006) qui sont produits par SLM. En fait, il est rapporté que ces contraintes peuvent atteindre 77 % (Leuders *et al.*, 2013) de la limite d'élasticité pour le Ti-6Al-4V. La majorité des ouvrages rapporte qu'un recuit de détente est nécessaire avant l'usinage de finition afin d'éviter des déformations importantes comme celles montrées à la figure 2.9, voire même la rupture des échantillons dans certains cas.



Figure 2.9 Fléchissement d'une plaque produite par SLM causé par le rééquilibrage des contraintes résiduelles lors de l'usinage (Edwards et Ramulu, 2014b)

Ensuite, des discontinuités ponctuelles sont souvent générées lors de la consolidation par fusion d'un lit de poudre. Ainsi, des pores sont retrouvés dans tous les produits de SLM. Ce phénomène est dû, entre autres, à une sensibilité élevée du procédé aux paramètres de déposition, menant à une marge de manoeuvre très restreinte (Gong *et al.*, 2014). Les mécanismes de formation de ces défauts sont multiples. Ils incluent notamment : l'emprisonnement de gaz, le manque de fusion, des effets de mouillabilité délétères, la projection de particules, la vaporisation au niveau du bain de fusion et d'erreur lors de la mise en couche.

Précisément, la densité apparente du lit de poudre est déterminée par le système de distribution de poudre ainsi que par les caractéristiques physiques et rhéologiques de la poudre. Ceci implique que pour une poudre et un système donné, les paramètres de balayage et d'énergie doivent être optimisés afin de rendre la consolidation sans défauts. Dans leur ouvrage, Gong et al. (Gong *et al.*, 2014) font une étude systématique des mécanismes de génération de défauts, notamment les pores, dans les procédés par lit de poudre. Les résultats pour le SLM sont clairs : une fenêtre de paramètres restreinte permet une déposition sans défauts. Ces paramètres peuvent être résumés en une variable communément nommée la densité d'énergie, qui représente l'énergie appliquée par unité de volume matériel :

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

où

- E représente la densité d'énergie ;
- P , la puissance du laser ;
- V , la vitesse de balayage du laser ;
- h , la distance inter-passe du laser ;
- t , l'épaisseur de la couche de poudre.

Gong et al. (Gong *et al.*, 2014) indiquent que, pour un h et un t constants, la variation de V et P forme une réponse qui ne dépend pas linéairement de la densité d'énergie. En fait, un trop grand apport d'énergie cause de la porosité par l'encaissement de matière vaporisée ou même de la projection de matière en fusion. Ensuite, un trop faible apport d'énergie cause des lacunes par manque de fusion et des effets de mouillabilité entre le bain de fusion et l'environnement solide. Il est évident que la fenêtre est spécifique à chaque modèle de machine SLM. Par contre, il est clair que ces résultats sont qualitativement généralisables au procédé de SLM.

En somme, on retrouve des caractéristiques communes aux matériaux produits par SLM comme la solidification directionnelle, les pores ainsi que la présence de structures de solidification rapide. Pour illustrer ceci, la figure 2.10 démontre une structure de déposition typique obtenue avec le Ti-6Al-4V et la structure colonnaire des grains β antérieurs, les pores et la structure martensitique sont visible.

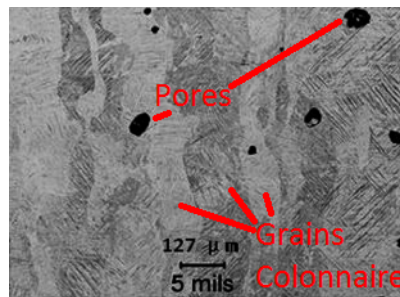


Figure 2.10 Microstructure en coupe transverse à la direction d'empilement d'un échantillon de Ti-6Al-4V. La présence de pores ainsi que des grains colonnaires issus de la solidification est notée (Edwards et Ramulu, 2014b)

Dans plusieurs études, il a été montré que les microstructures brutes de SLM ne sont pas optimales pour des applications structurellement critiques (Leuders *et al.*, 2013; Rafi *et al.*, 2013; Edwards et Ramulu, 2014b). Ainsi, il est nécessaire d'appliquer des post-traitements afin d'amener les propriétés au niveau souhaité. Par exemple, pour le Ti-6Al-4V, on obtient une structure martensitique qui est caractérisée par une résistance élevée, mais une faible ténacité et une ductilité réduite. De plus, les pores et les contraintes résiduelles réduisent encore plus la ténacité et la ductilité. En fait, aucun ouvrage ne rapporte qu'un matériau brut atteint la ductilité minimum prescrite par la norme des produits corroyés (AMS 4911) ou même la norme régissant les produits du SLM, la norme ASTM-F2924, soit 15 et 10 % respectivement.

Dans l'optique d'améliorer les propriétés brutes du SLM, divers post-traitements ont été enquêtés, selon l'aspect délétère à éliminer. Les contraintes résiduelles sont assez importantes pour nécessiter un traitement de relaxation de contrainte afin d'éviter des déformations trop importantes lors de la séparation de la pièce du substrat ou lors de l'usinage de surfaces fonctionnelles. Ce traitement consiste en une chauffe et un maintien de la température à 595 °C pendant quelques heures (de 2 à 4 heures) selon la norme AMS 2801. Il permet ainsi une détente des contraintes résiduelles en minimisant l'évolution de la microstructure.

De plus, le HIP, procédé connu dans l'industrie de la fonderie et de la métallurgie des poudres (ASTM-A1080; ASTM-B0367), est utilisé pour fermer les pores inhérents au SLM (ASTM-F2924). Le HIP nécessite un maintien à haute température et à haute pression dans une atmosphère inerte. Ce traitement thermo-mécanique mène à la fermeture des pores ainsi qu'à une évolution de la microstructure. Typiquement, les pores résiduels ne font pas plus de 5 micromètres de diamètre (Li *et al.*, 2016). La microstructure résultante se compose typiquement de phases α et β avec une structure complètement lamellaire lorsque la température demeure en-dessous du domaine β .

Enfin, il a été rapporté qu'il est possible de choisir les paramètres de déposition pour faire en sorte que le traitement thermique soit appliqué au matériau dans la même opération que la déposition (Xu *et al.*, 2015). Ainsi, aucun post-traitement thermique ne serait nécessaire. Xu et al. (Xu *et al.*, 2015) démontrent qu'une décomposition *in situ* de la structure martensitique d'échantillons de Ti-6Al-4V produits par SLM est possible. Il en résulte un matériau tenace et résistant, dépassant les exigences de la norme ASTM-F2924. Il est donc possible d'entrevoir une sélection optimale des paramètres du procédé de SLM qui ne nécessiterait aucun post-traitement et produirait une microstructure menant à des propriétés dépassant

la résistance à l'amorce de fissures de fatigue de matériaux conventionnels.

2.2.2 Wire Beam Deposition

Le comité F-42 de l'ASTM définit ce type de procédé comme suit (ASTM-F2792) : "An additive manufacturing process in which focused thermal energy is used to fuse materials by melting as they are being deposited". En d'autres termes, la matière brute est introduite dans le bain de fusion localement et de manière progressive. Par contre, la forme que prend la matière brute et la source d'énergie n'est pas spécifiée pour cette technique. Certains procédés utilisent une source optique, à électrons ou à l'arc électrique. En fait, le WBD est similaire à la soudure robotisée conventionnelle. Dans le cas étudié ici, la matière brute prend la forme d'un fil de titane et la source de chaleur est optique, d'où la dénomination de "Wire Beam Deposition" ou WBD. Le schéma de la figure 2.11 montre sommairement la disposition des éléments du procédé générique de dépôt à énergie directe par fil. La figure 2.11 met en évidence le rayon de laser déplacé au moyen du système de balayage et le dévidoir à fil qui alimente le bain de fusion en matériau d'apport. Cette action débute sur le substrat et permet de successivement générer les couches formant le matériau monolithique final.

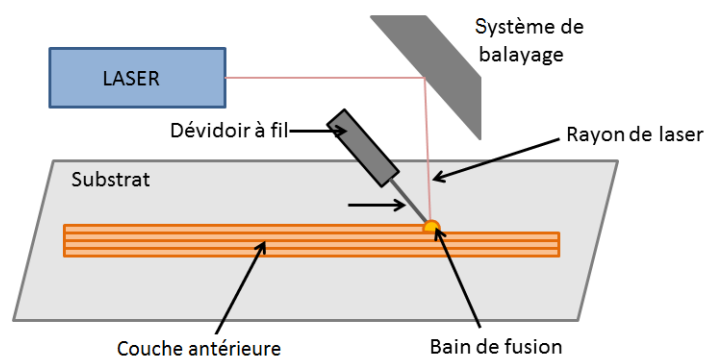


Figure 2.11 Schéma générique du procédé de WBD

Brandl et al. (Brandl *et al.*, 2012b) révèlent qu'une totalité de 71 paramètres doivent être équilibrés pour leur procédé de WBD afin de rendre la déposition stable et répétable sur plus d'une couche. Ce nombre donne une idée de la complexité du procédé à contrôler. Cette complexité provient de l'équilibre dynamique qui s'établit au niveau du bain de fusion entre les forces d'écoulement liquide et la solidification du matériel. Il faut faire en sorte que la

surfusion soit suffisante pour générer un matériel sans défauts, mais que la solidification soit assez rapide pour empêcher un écoulement excessif du matériel depuis le bain de fusion.

Les avantages communément cités du WBD par rapport au SLM sont un taux de déposition élevé, menant à une productivité accrue, et un plus grand volume de construction. Ces avantages découlent principalement du fait que le matériel d'apport est directement ajouté au bain de fusion, par opposition au procédé à lit de poudre qui nécessite un remplissage complet du volume de production. Par contre, le procédé de dépôt à énergie directe a une capacité de résolution spatiale grossière comparativement au SLM. Le bain de fusion est typiquement plus gros, menant à des passes plus larges. L'épaisseur de couche est de l'ordre du millimètre (Brandl *et al.*, 2012b) par opposition aux couches de moins de 100 micromètres typiquement rencontrées en SLM (Li *et al.*, 2016). Tandis que le procédé de WBD n'ajoute que la matière qui fera partie de la géométrie finale, le SLM offre la possibilité d'ajouter des supports mécaniques sacrificiels dans le SLM augmente la complexité des structures qui peuvent être générées par ce dernier comparativement au WBD.

En ce qui a trait à la structure résultante de la consolidation du WBD, elle présente les mêmes caractéristiques prévalentes que celles rencontrées en SLM et en FA :

- Une structure de solidification rapide ;
- Une solidification directionnelle ;
- Un cyclage thermique complexe.

Par opposition, ce qui distingue ce procédé des procédés à lit de poudre est la différence de taux d'extraction de chaleur et l'apport d'énergie nécessaire à la fusion pendant la déposition. En fait, les différences sont subtiles, mais elles mènent à une microstructure généralement différente qui exige peu voir aucun post-traitement afin d'obtenir des propriétés s'approchant ou dépassant les normes actuelles (Li *et al.*, 2016). Ces différences sont principalement attribuables au fait que la matière première est sous forme de fil, mais aussi du fait que le lit de poudre n'est pas présent pour contribuer à l'extraction de chaleur.

Afin d'illustrer la contribution du fil aux différences microstructurales, les procédés de déposition direct à base de poudre et à base de fil sont examinés. Wang et al. (Wang *et al.*, 2006a) établissent que la poudre nécessite moins d'énergie à masse égale afin de maintenir un apport de matériel en fusion dû sa surface spécifique plus élevée. Ceci implique que l'énergie thermique du bain de fusion est plus élevée pour le fil et que le refroidissement subséquent est plus lent. Comme mentionné dans la section 2.1.2, Wang et al. indiquent que ce refroi-

dissement plus lent mène en général à une décomposition *in situ* de la martensite en $\alpha - \beta$ et à une largeur de lamelle α plus grande.

Plus précisément, les travaux de Kelly et Kampe (Kelly et Kampe, 2004) sont d'une grande aide dans la compréhension de l'évolution de la microstructure du Ti-6Al-4V produit par dépôt énergétique direct. En somme, ils trouvent que chaque nouvelle couche de déposition amène un apport d'énergie thermique aux couches précédentes, permettant ainsi une évolution microstructurale depuis l'état tel que déposé jusqu'à l'état final. Dans cette étude, les effets thermiques de chaque couche de déposition sont ressentis jusqu'à quatre couches de profondeur. Cet apport cyclique d'énergie équivaut à plusieurs traitements thermiques de courte durée, de sorte qu'un nombre fini et connu de couches sépare le bain de fusion de la couche où se trouve la microstructure à l'équilibre. De plus, Kelly et Kampe indiquent que la dernière déposition ayant un effet non négligeable (la 4e dans leur cas) ne fait qu'altérer une portion de l'épaisseur de la dernière couche affectée, de sorte qu'une "bande" ayant une morphologie différente se forme au sein de cette couche. En d'autres termes, un gradient de microstructure s'établit au sein de chaque couche une fois l'équilibre atteint. Les figures 2.12 et 2.13 offrent une visualisation des microstructures résultant de ce phénomène.

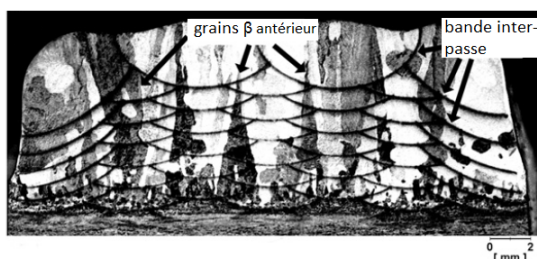


Figure 2.12 Macrostructure d'un bloc déposé par WBD (Brandl *et al.*, 2012b)

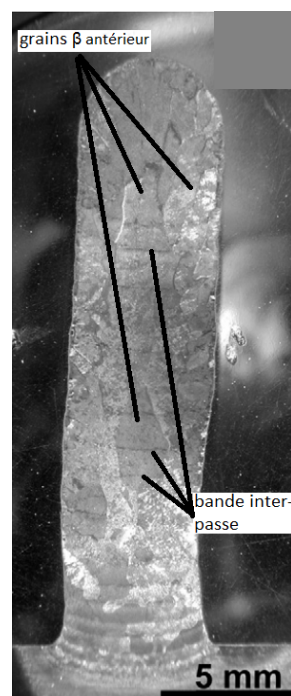


Figure 2.13 Macrostructure d'une section mince produite par WBD (Brandl *et al.*, 2012b)

Figure 2.14 Image optique d'une coupe transversale d'un bloc et d'une section mince de Ti-6Al-4V produit pas WBD dont la macrostructure est révélée par attaque chimique

Il est important de remarquer que les grains β antérieurs ont une morphologie colonnaire, caractéristique commune du WBD et du SLM et typique des pièces de titane produites par FA. De plus, les bandes inter-passes sont clairement visibles. Ces structures permettent de distinguer clairement la frontière entre différentes passes du laser et les limites de l'effet thermique de chaque passe. En fait, la seule différence entre ces bandes et les autres régions "nominales" est purement morphologique selon Kelly et Kampe (Kelly et Kampe, 2004), n'ayant détecté aucune différence en dureté ou en composition chimique lors de leurs analyses. Afin de mieux illustrer ces différences morphologiques, les figures 2.15 et 2.16 témoignent de la structure dans ces deux régions. La figure 2.15 représente bien l'arrangement des plaquettes α , dit en "colonie", dans la région des bandes, et la figure 2.16 montre une morphologie dite de Widmanstätten typiquement retrouvée dans les zones à l'équilibre dans le restant de la couche.

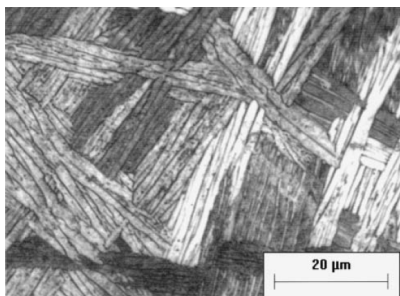


Figure 2.15 Microstructure de colonies de lamelles α dans la région des bandes inter-passes (Kelly et Kampe, 2004)

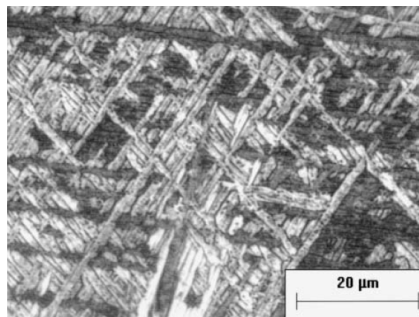


Figure 2.16 Microstructure Widmanstätten de $\alpha-\beta$ typique du centre des couches (Kelly et Kampe, 2004)

2.3 Fatigue

2.3.1 Introduction à la fatigue conventionnelle

La fatigue est généralement définie comme l'accumulation de l'endommagement dans un matériau causée par un chargement cyclique, menant à l'amorçage et à la propagation de fissures. Depuis près de 200 ans, ce mécanisme de défaillance est connu des ingénieurs. Par ailleurs, les ouvrages dans le domaine ne cessent de se multiplier et de se spécialiser. De nouvelles branches de cette discipline sont encore en création. De façon générale, la fatigue est classifiée de plusieurs manières, mais seules deux sont d'intérêt pour cet ouvrage.

Brièvement, la première classification du comportement en fatigue provient des étapes distinctes de l'évolution du défaut, de l'amorçage à la propagation, jusqu'à la rupture finale. Il est souvent question de régime d'amorçage et de fissures courtes par opposition à celui de fissures longues. Tout défaut s'étant propagé jusqu'à une longueur critique voit son comportement se modifier d'un régime à l'autre. Un autre type de classification, au sein du régime d'amorçage, repose sur la durée de vie considérée : alors c'est la fatigue à bas nombre de cycles (LCF) ou à grand nombre de cycles (HCF). Un nombre de cycles à la rupture en dessous de 10^4 cycles est généralement considéré dans le domaine du LCF et au-delà de cette durée de vie, c'est le domaine de HCF qui prévaut. Le critère quantitatif permettant de trancher repose sur la proportion de chaque cycle de chargement en déformation élastique ou en déformation plastique. Lorsque la déformation plastique fait place à la déformation élastique comme mécanisme de déformation majoritaire à chaque cycle, le LCF fait place au HCF.

Enfin, la fatigue est aussi un phénomène probabiliste de nature. Ceci est dû au fait qu'un nombre important de facteurs à différentes échelles affecte le comportement en fatigue des matériaux. Chacun de ces facteurs, ayant un effet plus ou moins important selon la vie de la fissure, rend la quantification et la modélisation de ce comportement complexes. Il est souvent question de probabilité de rupture, ou de nombre de cycles estimé avant la rupture, qui nécessitent l'utilisation de plusieurs techniques statistiques. De ce fait, une quantité d'intérêt en fatigue est la distribution de la probabilité de rupture. Cette distribution caractérise la fréquence d'un événement selon la valeur considérée, soit le nombre de cycles ou l'amplitude de contrainte, et permet de quantifier un niveau de confiance d'un matériau en amorçage de fissures.

2.3.2 Fatigue conventionnelle du Ti-6Al-4V

La littérature sur la fatigue des alliages de titane abonde et s'accumule depuis déjà près de 50 ans. Par contre, l'information sur la fatigue vibratoire est lacunaire à plusieurs égards. Ainsi, afin de se renseigner sur ce comportement, des lois générales et des tendances observées en fatigue conventionnelle de cet alliage doivent être utilisées. La première partie de cette section traite des caractéristiques microstructurales dominant le comportement en fatigue et la deuxième section cherche à établir quelques corrélations entre les diverses propriétés en traction monotone et la vie en fatigue des alliages de titane.

Premièrement, dans la section 2.1.2, Lütjering (Lütjering, 1998) suggère que la limite d'élasticité soit la propriété mécanique qui corrèle le mieux avec la résistance en fatigue. Il avance que la résistance à l'amorce de fissures sur une surface lisse dépend principalement du mouvement des premières dislocations, donc de la limite d'élasticité. En effet, la mobilité des dislocations, qui provoque la plasticité, se déclenche seulement lorsqu'une certaine énergie élastique est emmagasinée dans la structure cristalline. De plus, Suresh (Suresh, 1998) indique que l'irréversibilité du mouvement cyclique des dislocations mène éventuellement à la germination de fissures à la surface de matériaux sans défauts par la formation de bandes persistantes de glissement (BPG). En pratique, le lien entre la limite d'élasticité et la résistance en fatigue se révèle difficile à modéliser, autant pour le titane que pour d'autres matériaux. Par contre, il est clair qu'une tendance se dégage lorsque les deux quantités sont comparées l'une à l'autre, comme le montre la figure 2.17.

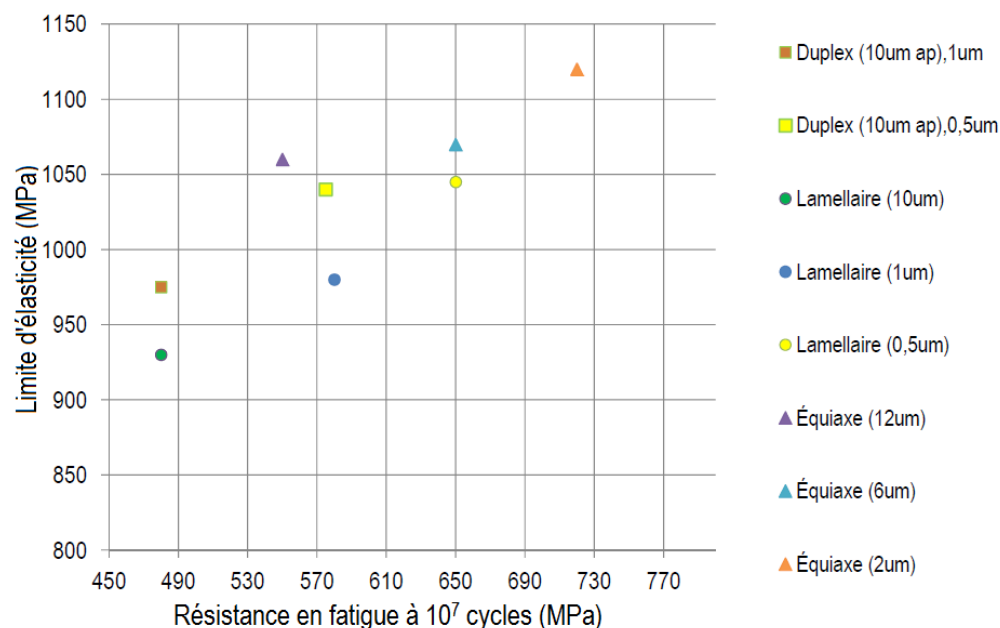


Figure 2.17 Graphique de la limite d'élasticité en fonction de la résistance en fatigue à 10^7 cycles pour diverses microstructures. Toutes les séries ont été vieilles à $932^{\circ}F$ pendant 24 heures (produit par Philo Blanche Donfack Djiazet à l'aide de données prises du MMPDS et du ASM Handbook)

Les diverses microstructures que peut prendre le Ti-6Al-4V produisent une variation importante de la résistance en fatigue à 10^7 cycles pour une variation relativement faible de la limite d'élasticité. Une dispersion plus importante est présente lorsque le même type de comparaison est faite entre la résistance en fatigue et la résistance mécanique. Il devient évident que ce type de corrélation n'est pas significatif pour cet alliage de titane, conclusion que la littérature supporte (ASM, 1996; Lütjering, 1998; Li *et al.*, 2016).

Par contre, une analyse plus pointue permet de dégager une tendance lorsque les microstructures sont regroupées en catégorie. À la figure 2.17, les trois grandes catégories de microstructures du Ti-6Al-4V sont regroupées par symbole : équiaxe (triangle), lamellaire (cercle) et duplex/bi-modale (carré). La limite d'élasticité et la résistance en fatigue à 10^7 cycles augmentent lorsque la taille des lamelles (ou des grains pour l'équiaxe) diminue. Ce phénomène est connu sous le nom de l'effet Hall-Petch dans le cas où il y a corrélation entre la taille des grains et la limite d'élasticité. Ce mécanisme se rapporte au parcours libre moyen des dislocations, c'est-à-dire à la distance moyenne du glissement avant de rencontrer un joint de grains qui représente un obstacle au mouvement des dislocations. En d'autres termes, plus les grains sont petits, plus la densité volumique des joints de grains croît au

sein du matériau. Ces joints de grains inhibent la mobilité des dislocations dans la structure cristalline, de sorte que la plasticité généralisée est retardée et la limite d'élasticité augmente.

Par opposition, la tendance manifestée par la résistance en fatigue à 10^7 cycles n'est pas aussi évidente à établir. Les différentes sources de la littérature s'accordent sur le fait qu'un mécanisme similaire à l'effet Hall-Petch influence l'amorce des fissures, mais une démonstration quantifiée est impossible à recenser. En effet, il est possible de mettre en évidence cette tendance en observant les données présentées dans le ASM Handbook (ASM, 1996). La figure 2.18 présente la résistance à l'amorce de fissures pour 10^7 cycles pour un rapport de contrainte de $R = -1$ en fonction de la taille des phases α .

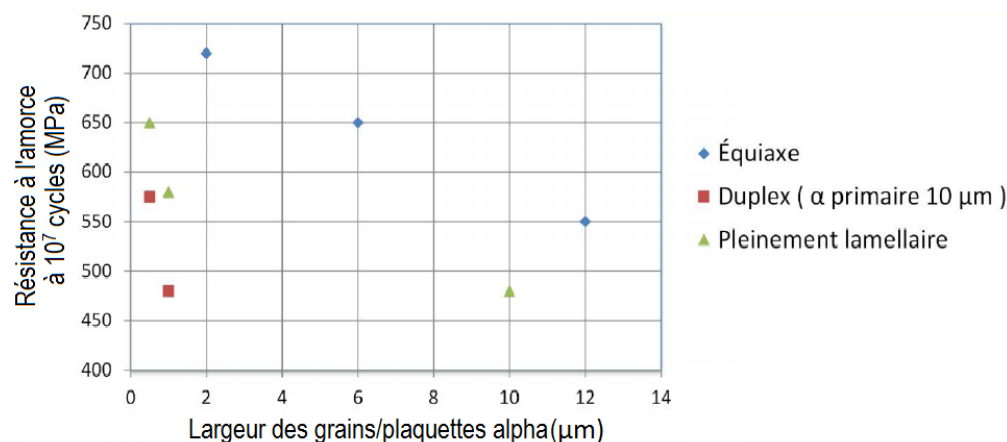


Figure 2.18 Graphique de la résistance à l'amorce de fissures pour 10^7 cycles en fonction de la taille des plaquettes α et des grains α dans le cas des structures équiaxes (produit par Philo Blanche Donfack Djiazet à l'aide de données du ASM Handbook)

L'hypothèse dominante propose que la phase microstructurale (α) ayant la plus grande taille domine le comportement en amorçage des fissures. Dans le cas des structures équiaxes, la taille des grains α les plus gros détermine la résistance en fatigue. Quant aux structures duplex, diverses échelles d'une hiérarchie de structures sont en compétition pour déterminer la résistance à l'amorce. Outre la largeur des lamelles α de la matrice lamellaire, il y a la taille et la proportion volumique des grains α primaires qui influencent le comportement en amorçage de fissures. Ensuite, les structures pleinement lamellaires peuvent présenter des grains β antérieurs et des colonies de lamelles α alignées comme phases d'amorçage préférentielles. La taille de ces phases alignées détermine effectivement le parcours libre moyen des dislocations (de manière analogue à l'effet Hall-Petch) et guide ainsi la résistance à la for-

mation de fissures. La figure 2.19 résume la hiérarchie de dominance en fonction des aspects microstructuraux présents.

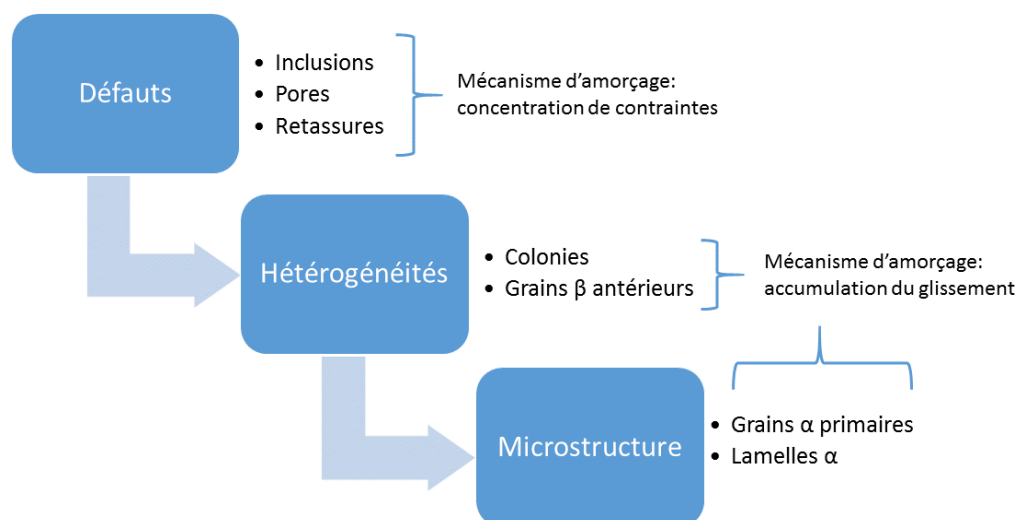
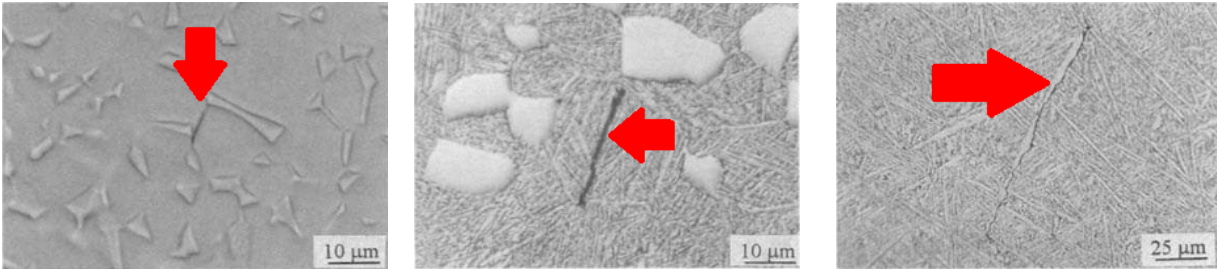


Figure 2.19 Schéma représentant la hiérarchie des mécanismes d'amorce dominants du Ti-6Al-4V selon les composantes présentes dans la microstructure du matériau

En somme, cette conception du "maillon faible" dans les diverses microstructures du Ti-6Al-4V est directement liée aux mécanismes d'amorce retrouvés. Dans le cas d'une structure équiaxe, l'amorçage de fissures se fait toujours au sein d'un grain α au moyen de bandes de glissement ou alternativement par décohésion à une interface α/α (figure 2.20a), mais est toujours précédée d'une concentration du glissement à l'interface. Les structures duplex présentent des mécanismes d'amorce similaires aux structures équiaxes, vu leur contenu en grains équiaxes, mais peuvent présenter des fissures s'amorçant dans la matrice lamellaire (figure 2.20b). La compétition des deux mécanismes d'amorce dépend fortement de la proportion de chaque phase dans la microstructure et de leur taille respective. L'amorçage de fissures dans les structures pleinement lamellaires est contrôlée principalement par la largeur des lamelles α (figure 2.20c), tant que celles-ci ne sont pas regroupées en colonie ou orientées parallèlement au sein de grains β antérieurs. C'est alors la taille de ces derniers qui détermine le parcours libre moyen des dislocations et l'amorce de fissures.



(a) Exemple d'amorce typique trouvée dans les microstructures équiaxes (ASM, 1996) (b) Exemple d'amorce typique trouvée dans les microstructures duplex (ASM, 1996) (c) Exemple d'amorce typique trouvée dans les microstructures lamellaires (ASM, 1996)

Figure 2.20 Sélection d'images montrant des mécanismes d'amorce selon divers types de microstructure du Ti-6Al-4V

2.3.3 Fatigue du Ti-6Al-4V produit par fabrication additive

Environ une quinzaine de publications traitent du comportement en fatigue du Ti-6Al-4V produit par FA, dont une seule traitant de fatigue sous excitation vibratoire (Scott-Emuakpor *et al.*, 2016). L'article de Li *et al.* (Li *et al.*, 2016) fait une synthèse de la majorité des résultats en fatigue axiale qui sont disponibles pour les procédés à base de lit de poudre, à laser et à électrons, ainsi que les quelques articles qui ont été publiés sur le dépôt à énergie direct. Cette publication est essentielle pour comprendre l'influence des divers facteurs communs à la FA sur le comportement en fatigue du Ti-6Al-4V.

La caractéristique dominante des résultats recensés par cet auteur demeure sans doute leur grande dispersion. Celle-ci est attribuée à la large gamme de paramètres de fabrication possibles, au manque de connaissance dans le domaine de la FA et à l'absence de système de contrôle *in situ* des procédés (Frazier, 2014). Évidemment, il faut aussi considérer la panoplie de post-traitements thermiques et surfaciques appliqués aux échantillons après la déposition. Enfin, il y a aussi les multiples conditions d'essai de fatigue qui complexifient encore les comparaisons. Malgré ceci, Li *et al.* réussissent à donner une image cohérente de la fatigue du Ti-6Al-4V produit par FA.

D'après Li *et al.* (Li *et al.*, 2016), deux auteurs ont produit des données de fatigue à un rapport de contrainte de $R = -1$, soit Leuders *et al.* (Leuders *et al.*, 2013, 2014) et Kasperovich et Hausmman (Kasperovich et Hausmann, 2015). Les tableaux 2.1 et 2.2 présentent les don-

nées des travaux Kasperovich et Hausmann (Kasperovich et Hausmann, 2015) et démontrent clairement l'effet des divers post-traitements typiquement appliqués en SLM. Premièrement, peu importe l'état interne du matériau, c.-à-d. les défauts ou la microstructure, c'est l'état de surface, lorsque telle que déposée, qui domine le comportement en amorçage des fissures. En fait, la différence en résistance à l'amorce de fissures de fatigue entre une surface usinée et tel que déposé varie de 120 % pour des échantillons ayant subi un post-traitement de HIP (tableau 2.2) à 300 % pour ceux n'ayant pas subi de post-traitement (tableau 2.1) autour de 10^4 cycles selon le post-traitement. Cette différence augmente à plus grand nombre de cycles. Kasperovich et Hausmann avancent que cet effet est dû à la forte rugosité que présentent les surfaces produites par SLM. En effet, la rugosité agit comme concentrateur de contrainte, d'où les fissures s'amorcent de façon prématurée, comme le montre la figure 2.21.

Tableau 2.1 – Tableau montrant le nombre de cycles à la rupture moyen pour 600 MPa d'amplitude de contrainte et pour un rapport de contrainte de $R = -1$ selon l'état de surface et le traitement post-fabrication (Kasperovich et Hausmann, 2015)

État de surface	Traitement post-fabrication	Nombre de cycles à la rupture
Usiné	Référence	1 100 000
Tel que déposé	Non	4 700
Usiné	Non	14 900
Usiné	Oui	20 000
Usiné	Oui (HIP)	249 000

Tableau 2.2 – Tableau montrant la résistance en fatigue à 10^7 et à 10^4 cycles pour un rapport de contrainte de $R = -1$ selon l'état de surface de l'échantillon ayant subi un HIP (Kasperovich et Hausmann, 2015)

État de surface	Résistance en fatigue à 10^7 cycles (MPa)	Résistance en fatigue à 10^4 cycles (MPa)
Tel que déposé	70	536
Usiné	453	728

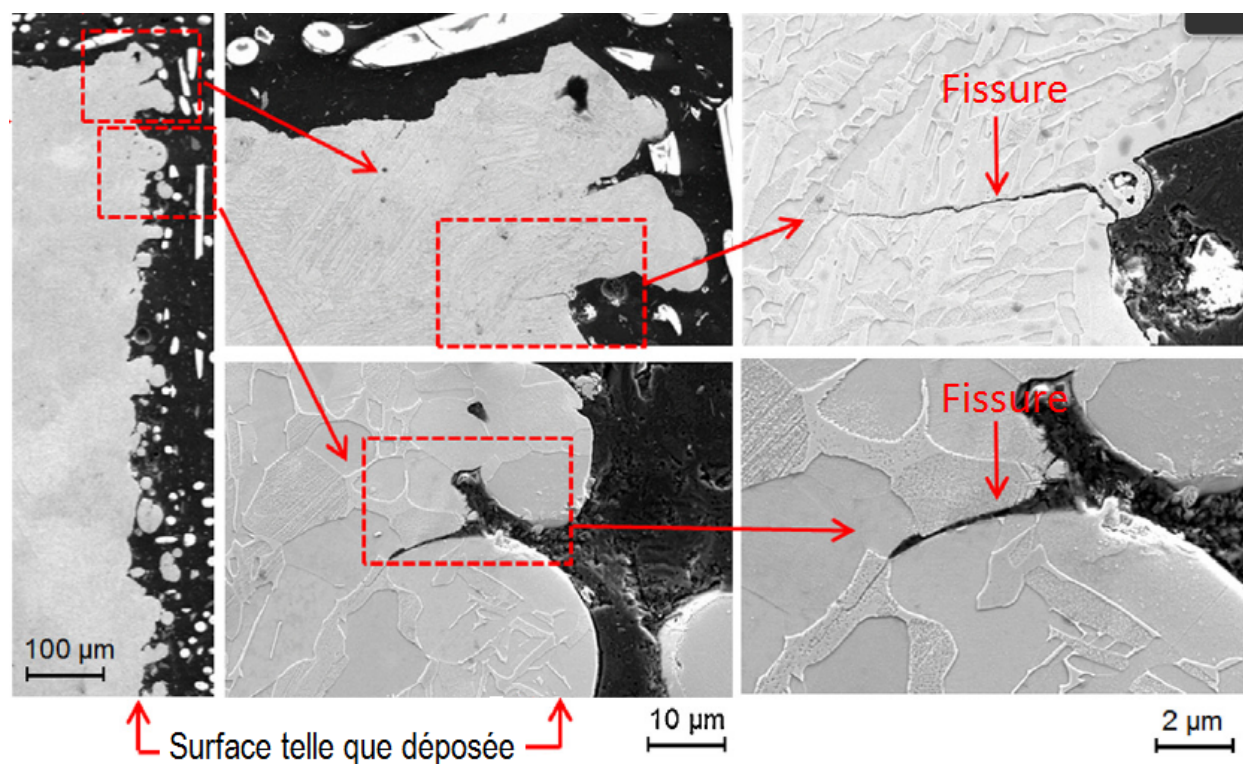


Figure 2.21 Figure montrant des amorfes de fissures depuis les aspérités de la surface (Kasperovich et Hausmann, 2015). La section présentée dans la figure représente une coupe transverse de l'échantillon

L'effet du traitement thermique peut aussi être inféré à partir des données de Kasperovich et Hausmann. Lorsque la surface est usinée, les caractéristiques internes, telles que la microstructure ou les discontinuités, sont à l'origine de l'amorçage des fissures. En premier lieu, l'amorce des fissures se produit aux pores, tant que ces derniers ne sont pas fermés par un traitement de HIP. En effet, seul un travail thermo-mécanique permettant de réduire la porosité permet à des échantillons de dépasser le seuil des 10^5 cycles dans les données de Kasperovich et Hausmann (Kasperovich et Hausmann, 2015). Pour avoir une idée plus complète de l'effet des traitements thermiques sur le comportement en amorce de fissures du Ti-6Al-4V produit par SLM, les données de Leuders et al. (Leuders *et al.*, 2014) doivent être analysées, celles-ci ne comportant que des échantillons ayant été usinés et ayant subis divers traitements thermiques.

Dans leur article, Leuders et al. (Leuders *et al.*, 2014) enquêtent sur les traitements thermiques et thermo-mécaniques afin de déterminer l'effet que ceux-ci ont sur la résistance à l'amorçage de fissures. Tous les échantillons étudiés ont une surface usinée. À l'aide des don-

nées présentées dans leurs travaux, il est possible de trouver l'amplitude de contrainte à la rupture pour 10^7 cycles des matériaux enquêtés au moyen de courbes de tendance de Basquin et les résultats sont rapportés dans le tableau 2.3.

Tableau 2.3 – Tableau montrant la résistance en fatigue à 10^7 cycles pour un rapport de contrainte de $R = -1$ selon le traitement thermique appliqué (Leuders *et al.*, 2014)

Post-traitement appliqué	Résistance en fatigue à 10^7 cycles (MPa)
Tel que déposé	84
800 °C	274
1050 °C	104
HIP à 920 °C et 100 MPa	653
HIP à 1050 °C et 100 MPa	357

Les résultats montrent que la contribution du travail mécanique à chaud sous forme de pression augmente la résistance en fatigue des matériaux SLM pour atteindre de celle des matériaux corroyés (données présentées à la figure 2.17). En effet, les traitements thermiques n'augmentent que légèrement la résistance à l'amorce de fissures de fatigue par rapport à celle de l'état tel que déposé ne s'approchant pas de celle des matériaux conventionnels. L'état tel que déposé et les traitements de 800 °C et 1050 °C ne dépassent même pas la résistance à l'amorce de fissures de fatigue des pièces coulées (Li *et al.*, 2016). Même si l'évolution de la microstructure causée par les traitements thermiques modifie la résistance en fatigue, les pores demeurent le principal site d'amorce des fissures. Les résultats d'autres auteurs recensés par Li et al. qui ont fait des essais avec différents rapports de contrainte confirment ces observations. Li et al. spécifient que les pores d'où les bris s'amorcent ont en général entre 20 et 200 micromètres de diamètre. Il poursuit en avançant l'hypothèse qu'un pore de taille inférieure à 20 micromètres ne représente pas un site favorable à l'amorce, puisqu'aucun n'a été observé.

Par opposition, il est important de noter que la température du traitement HIP doit être optimisée afin de permettre une évolution de la microstructure sans pour autant causer une croissance des phases qui pourrait s'avérer délétère, comme le démontre les résultats du HIP à 1050 °C (tableau 2.3).

En somme, pour le SLM, l'amorçage de fissures de fatigue est dicté en premier lieu par l'état de surface tel que déposé, en second lieu par les défaut internes et finalement par la morphologie de la microstructure. Les mêmes corrélations entre la taille des phases et la résistance

en fatigue sont utilisées pour le Ti-6Al-4V conventionnel et celui produit par FA.

Dans le cas des données de SLM, aucune étude systématique sur l'effet de la direction d'empilement n'a été répertoriée à $R = -1$. Pour toutes les données de fatigue sur bords lisses, une seule équipe (Edwards et Ramulu, 2014a) inclut cet effet dans son étude. Par contre, ils ne considèrent aucun post-traitement et les résultats présentés sont loin d'être conclusifs. En fait, un effet d'orientation est clairement présent d'après leurs résultats, mais la nature de celui-ci demeure inconnue. À la lumière de la macrostructure directionnelle et des structures alignées de défauts que présentent ces matériaux, l'effet de la direction d'empilement sur la fatigue, particulièrement en amorçage, doit être caractérisé.

Ensuite, le WBD est examiné par Li et al. (Li *et al.*, 2016), malgré que très sommairement, en se basant sur les travaux de Brandl et al. et Baufeld et al. (Brandl *et al.*, 2010; Baufeld *et al.*, 2011). Ces derniers sont les seuls à avoir publié des résultats de fatigue pour le WBD. Dans leurs articles, Brandl et al. et Baufeld et al. font état d'un matériau sans défauts qui rencontre ou dépasse la résistance à l'amorçage de fissures en fatigue des matériaux corroyés. Ils ont tous deux fait des essais de fatigue en sollicitation axiale avec un rapport de contrainte de $R = 0.1$, rendant difficile une comparaison avec la résistance à l'amorce de fissures de fatigue sous chargement complètement renversé. De plus, les données présentées ne démontrent aucune tendance quantitative claire, le coefficient de corrélation (R^2) étant trop faible lorsqu'une courbe de basquin y est appliquée. Tout de même, il est possible d'extraire des tendances qualitatives de ces résultats. Le tableau 2.4 présente les résultats des essais de fatigue de Brandl et al. et Baufeld et al. (Brandl *et al.*, 2010; Baufeld *et al.*, 2011). Ces données montrent bien que la résistance en amorce du Ti-6Al-4V produit par WBD est supérieure à celle des matériaux conventionnels. Chacun des échantillons dans l'article de Brandl et al. (Brandl *et al.*, 2010) dépasse la résistance à l'amorce de fissures de fatigue du matériau corroyé. De plus, un effet d'anisotropie en fatigue est révélé par ces résultats. En effet, pour une même amplitude de contrainte, le nombre de cycles à la rupture est toujours supérieur pour une fissure propageant parallèle la direction d'empilement (Baufeld *et al.*, 2011).

En somme, leurs échantillons présentent une microstructure similaire à celle décrite dans la section 2.2.2 et démontrent une résistance en fatigue comparable au Ti-6Al-4V corroyé conventionnel, nécessitant seulement un revenu. Il est intéressant de noter que leurs résultats sont parmi les meilleurs répertoriés dans la littérature, n'étant égalisés que par le meilleur cas du SLM, soit les échantillons de Leuders et al. (Li *et al.*, 2016). Dans tous les cas, il est

Tableau 2.4 – Tableau montrant la contrainte maximale et le nombre de cycles à la rupture pour divers états avec un rapport de contrainte de $R = 0.1$ (Brandl *et al.*, 2010; Baufeld *et al.*, 2011)

Publication	Direction d'empilement	Contrainte maximale (MPa)	Nombre de cycles à la rupture
Brandl <i>et al.</i> (2010)	Référence	700	1 000 000
	X	800 à 850	600 000 à 1 800 000
	Z	750 à 800	25 000 à 5 000 000
Baufeld <i>et al.</i> (2011)	X	875	750 000
	Z		31 000
	X	850	3 100 000
	Z		850 000

possible de conclure que la microstructure est définitivement le facteur principal contrôlant la résistance à l'amorce de fissures de fatigue des matériaux produits par WBD lorsque ceux-ci sont usinés. Les résultats révèlent aussi que le post-traitement nécessaire à une résistance à l'amorce de fissures élevée est minimal pour ce procédé.

Enfin, un élément qui est manquant dans la littérature de la fatigue du Ti-6Al-4V produit par FA concerne l'identification des mécanismes d'amorçage. Dans la majorité des publications recensées, cette information est sommairement abordée sinon absente. Il est connu que les défauts de fabrication gouvernent l'amorçage des fissures de fatigue des échantillons produits par SLM, mais une caractérisation des sites d'amorce et des mécanismes à l'origine des fissures n'a pas encore été publiée. Cette lacune est aussi présente pour le WBD.

2.3.4 Fatigue vibratoire et résonance

La fatigue par résonance a longtemps été connue des ingénieurs comme une méthode permettant de solliciter des éprouvettes en fatigue aléatoire et modale. Plus récemment, un groupe de l'Ohio State University (Seidt, 2001) a fait état d'une technique utilisant une excitation à haute fréquence par le moyen d'un agitateur électromagnétique et permettant un contrôle automatique des essais. Cette technique impose une excitation en porte-à-faux, c'est-à-dire que l'axe d'excitation du secoueur se trouve perpendiculaire à la direction de sollicitation. Cette disposition permet essentiellement à plusieurs déformées d'être obtenues par le même appareillage, selon le mode excité (George *et al.*, 2004).

George *et al.* (George *et al.*, 2004) indiquent que les données de fatigue conventionnelle

(axiale, rotative, etc.) sont insuffisantes pour bien représenter les conditions de sollicitation typiquement rencontrées dans des composantes de turbine comme les disques, les vannes et les aubes. Dans ces applications, les défaillances en HCF sont souvent causées par une combinaison de flexion et de torsion à ordre élevé, à fréquence élevée et à contrainte moyenne élevée. Ce type de sollicitation est difficile, voire impossible à reproduire fidèlement avec les techniques d'essai de fatigue conventionnelles.

Dans plusieurs cas, des nouveaux comportements sont mis en évidence par leur aspect non-conventionnel. Un effet de fréquence peut influencer la durée de vie en fatigue selon le matériel testé (comme dans le cas du Ti-6Al-4V). En fait, l'influence des sollicitations vibratoires sur les mécanismes d'amorçage n'est pas encore claire. En somme, une quantité de recherche additionnelle est nécessaire afin de quantifier et de comprendre les particularités de la fatigue sous environnement vibratoire. Ces points sont approfondis dans la section suivante.

Considérations spéciales de la fatigue vibratoire du Ti-6Al-4V

Le titane présente certains comportements particuliers lorsqu'il est assujéti à une sollicitation à haute fréquence. Ces comportements mènent à des considérations spéciales telles qu'indiquées par Morrissey et al. et George et al. (Morrissey *et al.*, 1999; George *et al.*, 2004). Selon ceux-ci, le Ti-6Al-4V démontre deux comportements spécifiques :

1. Une dépendance du comportement mécanique au taux de déformation ;
2. Une non-linéarité de la réponse modale selon la fréquence.

Pour le premier aspect, Morrissey et al. ainsi que Takeuchi et al. (Morrissey *et al.*, 1999; Takeuchi *et al.*, 2008) démontrent bien l'effet que le taux de déformation a sur le comportement en fatigue de cet alliage. Ils montrent clairement que plus la fréquence de chargement augmente, plus le nombre de cycles à la rupture augmente. En effet, Takeuchi et al. (Takeuchi *et al.*, 2008) concluent que pour les fissures s'amorçant en surface lisse et sans concentration de contrainte, la fréquence a un effet non négligeable sur la vie en fatigue du titane. Le tableau 2.5 présente l'augmentation du nombre de cycles à la rupture moyen en fonction de la fréquence croissante pour des éprouvettes testées à une amplitude de contrainte de 600 MPa (Takeuchi *et al.*, 2008). Leurs résultats montrent aussi qu'en présence d'une amorce interne ou qu'en présence d'une forte concentration de contrainte ($k_t = 3$), l'effet ne se manifeste pas. Il avance l'hypothèse que cette augmentation de la durée de vie est due au retardement

de la formation d'une zone de plasticité locale à la surface. Selon lui, ceci est dû à un effet de la fréquence sur la mobilité des dislocations.

Tableau 2.5 – Tableau montrant le nombre de cycles à la rupture moyen à une amplitude de contrainte de 600 MPa selon la fréquence de sollicitation (Takeuchi *et al.*, 2008)

Fréquence (Hz)	Nombre de cycles à la rupture moyen
120	90 000
600	165 000
20 000	345 000

Morrissey et al. (Morrissey *et al.*, 1999) concluent également que la vie en fatigue se voit augmentée avec la fréquence. Dans leur article, ils construisent un diagramme Goodman selon trois rapports de contrainte pour une résistance en fatigue à 10^7 cycles. Leurs données permettent de retrouver l'effet de fréquence à un rapport de contrainte de $R = -1$ au moyen d'une régression linéaire (tableau 2.6). Il est clair d'après ces résultats qu'un effet de fréquence est présent à $R = -1$, de même qu'à tous les autres rapports de contrainte. Il faut noter que cet effet semble s'estomper plus le rapport de contrainte s'approche de 1 et semble être à son maximum à $R = -1$, une conclusion que Morrissey et al. partagent (Morrissey *et al.*, 1999).

Tableau 2.6 – Tableau montrant la résistance en fatigue à 10^7 cycles pour un rapport de contrainte de $R = -1$ selon la fréquence de sollicitation (Morrissey *et al.*, 1999)

Fréquence (Hz)	Résistance en fatigue à 10^7 cycles (MPa)
70	502
400	576
1800	828

Enfin, Morrissey et al. font référence aux travaux de Nicholas (Nicholas, 1981) qui démontrent clairement une dépendance du comportement mécanique du titane selon le taux de déformation, quantité qui est directement reliée à la fréquence de cyclage en fatigue.

Ce sujet laisse encore place à la discussion sur la nature exacte des mécanismes causant l'augmentation de la durée de vie en fonction de la fréquence de sollicitation. Par contre, un aspect semble bien clair : le phénomène est intimement lié à la structure cristallographique

des matériaux considérés et aux différences en mécanisme de plasticité qui en découlent (Papakyriacou *et al.*, 2001).

Pour le deuxième aspect, George *et al.* (George *et al.*, 2004) révèlent que le Ti-6Al-4V manifeste un comportement de non-linéarité en résonance. En somme, lorsque la fréquence de sollicitation s'approche de la fréquence exacte de résonance, cette dernière augmente, de sorte que deux réponses en amplitude sont possibles pour une fréquence donnée, comme montré à la figure 2.22. Un état instable s'installe où le système oscillatoire peut "décrocher" de la résonance de manière instantanée.

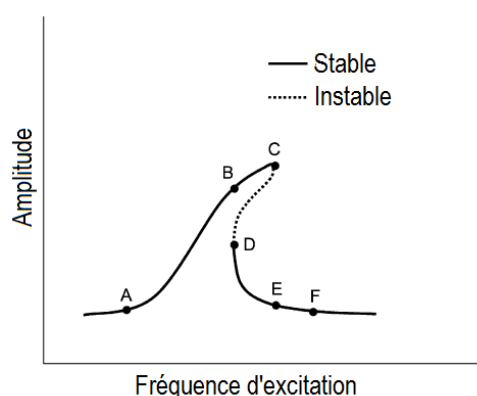


Figure 2.22 Schéma démontrant le phénomène d'instabilité en résonance du Ti-6Al-4V (George *et al.*, 2004)

À la figure 2.22, lorsque la fréquence passe du point A au point B, le système reste dans un état stable et l'amplitude augmente normalement à l'approche de la fréquence de résonance. Par contre, à l'approche du point C, la fréquence correspondant à l'amplitude maximale augmente de sorte que le point C se déplace vers des fréquences plus élevées et "surplombe" une partie de la réponse fréquentielle, de sorte qu'un état instable existe où deux amplitudes (les points C et E par exemple) sont possibles pour le système. Dans cette situation, un changement d'amplitude spontané peut se produire du point C au point E. Inversement, en descendant graduellement la fréquence pour obtenir la résonance, le comportement suivi par le système suit le chemin F-E-D-B-A, de sorte qu'il faut entamer une augmentation en fréquence pour retrouver le point C. Afin de réussir des essais de fatigue vibratoire, la solution proposée George *et al.* (George *et al.*, 2004) est de demeurer un peu avant le point B (où l'on observe une superposition avec le point D), pour faire en sorte que l'instabilité ne soit pas initiée. Par contre, ceci implique une puissance plus grande afin d'atteindre la consigne

d'amplitude étant donné que la fréquence de résonance réelle n'est pas atteinte (le système est alors en état de quasi-résonance).

Aucune explication n'est donnée pour comprendre ce phénomène expérimental. Par contre, l'hypothèse avancée par George et al. (George *et al.*, 2004) est qu'un mécanisme d'augmentation de la rigidité dynamique se produit dans le matériau lorsque la réponse en amplitude augmente, en atteignant la résonance. Cette hypothèse suit la logique qu'une augmentation dynamique et temporaire de la rigidité mène nécessairement à une augmentation de la fréquence de résonance et que ce phénomène est non-linéaire en nature (dépendant de la réponse vibratoire). Dans tous les cas, ce comportement se manifeste constamment de manière à rendre les essais expérimentaux instables et difficiles à contrôler.

Enfin, les comportements présentés dans cette section sont propres aux alliages de titane et se manifestent principalement à haut taux de déformation. Il sembleraient que ceux-ci sont liés à une viscoplasticité qu'exprime les alliages de titane. des effets inverses sont reportées en fluage à basse température. Pour ces raisons, entre autres, les données issues d'essais de fatigue conventionnelle sont insuffisantes pour caractériser entièrement les particularités du comportement des pièces tournantes comme les turbines à gaz.

2.4 Synthèse

Dans ce chapitre, trois sujets ont été plus spécifiquement étudiés : le matériau (Ti-6Al-4V), les procédés de fabrication additive (le SLM et le WBD) et la méthode expérimentale (la fatigue vibratoire). Chacune de ces sections comporte des éléments théoriques nécessaires à la description d'objectifs spécifiques et originaux. Cette dernière section vise à faire la synthèse de l'information disponible au sujet de la fatigue du Ti-6Al-4V produit par FA.

Avant de déterminer les objectifs spécifiques de recherche, la question de recherche principale est formulée. Cette question de recherche découle directement de la définition du projet MANU601 au sein duquel la résistance en fatigue vibratoire à grand nombre de cycles du Ti-6Al-4V produit par SLM et WBD doit être caractérisée. Les deux énoncés suivants représentent les intérêts industriel et académique motivant ce projet et forment ainsi la question de recherche principale :

Est-ce que la résistance en fatigue du Ti-6Al-4V produit par SLM ou WBD peut égaler ou dépasser celle du Ti-6Al-4V corroyé ?

Et

Quelles caractéristiques propres à ces matériaux contrôlent l'amorce des fissures de fatigue à grand nombre de cycles, en sollicitation vibratoire ?

Le schéma présenté à la figure 2.23 catégorise les publications utiles pour la fatigue du Ti-6Al-4V produit par FA selon le sujet et les spécificités de la FA.

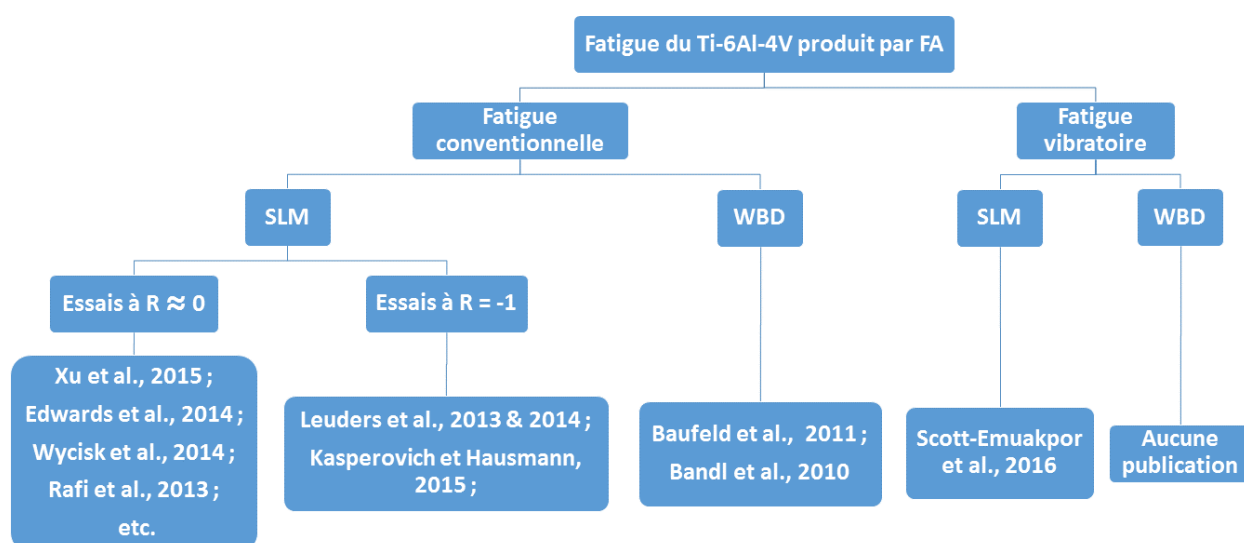


Figure 2.23 Schéma résumant la littérature disponible sur la fatigue du Ti-6Al-4V produit par FA. Les références pour la fatigue conventionnelle du Ti-6Al-4V produit par SLM avec un ratio $R \approx 0$ peuvent être trouvées dans l'article de Li et al. (Li *et al.*, 2016)

Ensuite, le tableau 2.7 résume les variables étudiées dans chacune des publications d'intérêt catégorisées dans la figure 2.23.

En considérant les articles présentés à la figure 2.23 et au tableau 2.7, il est possible d'identifier les tendances générales de l'effet des variables de fabrication principales du domaine de la FA. Ces variables sont les suivantes : la gamme de paramètres de déposition utilisée lors de la fabrication du matériau (incluant la stratégie de lasage), le traitement thermique imposé suite à la déposition, le traitement de surface appliqué et l'orientation de la sollicitation par rapport à la direction d'empilement des couches déposées. Le tableau 2.8 résume l'effet de ces quatre variables sur la résistance en fatigue à 10^7 cycles. Ces effets sont présentés comme

Tableau 2.7 – Tableau résumant les variables enquêtées en fatigue du Ti-6Al-4V produit par SLM selon la publication. Les publications citées dans ce tableau sont identifiées par sujet à la figure 2.23

Publication	Variable d'intérêt			
	Paramètres de déposition	Traitement de surface	Traitement thermique	Orientation
Leuders <i>et al.</i> (2013, 2014)	Constant	Usiné	Aucun, sub- β , relaxation de contrainte, sur- β , HIP	Z
Kasperovich et Hausmann (2015)	Constant	Aucun, usiné	Aucun, sub- β , relaxation de contrainte, HIP	Z
Edwards et Ramulu (2014a) (essais à $R \approx 0$)	Constant	Aucun	Aucun	X et Z
Scott-Emuakpor <i>et al.</i> (2016)	Constant	Usiné	HIP	Z
Baufeld <i>et al.</i> (2011)	Constant	Usiné	Aucun, relaxation de contrainte	X et Z
Brandl <i>et al.</i> (2010)	Constant	Usiné	Aucun, relaxation de contrainte	X et Z

des tendances générales afin d'alléger le contenu de la synthèse. L'analyse quantitative est présentée en détail à la section spécifique à la fatigue du Ti-6Al-4V produit par FA (section 2.3.3).

Afin de déterminer quelles variables seront étudiées dans le but d'établir des objectifs spécifiques de recherche ciblés et originaux, les tableaux 2.9 et 2.10 présentent les lacunes de connaissance dans la littérature traitant de la fatigue du Ti-6Al-4V produit par FA. Il faut rappeler que ces tableaux présentent seulement les lacunes de connaissance de la fatigue conventionnelle étant donné que la littérature en fatigue vibratoire du Ti-6Al-4V est quasiment absente.

Tableau 2.8 – Tableau résumant l'effet des variables d'intérêt sur la résistance en fatigue à 10^7 cycles pour un rapport de contrainte de $R = -1$ pour le SLM et le WBD. L'effet sur la résistance en fatigue à 10^7 cycles est par rapport à la ligne "Aucun" de la même catégorie sauf indication contraire

Variable d'intérêt		Effet sur la résistance en fatigue à 10^7 cycles	
		SLM	WBD
Paramètres de déposition		Généralement constant pour une même étude	
Stratégie de lasage		Généralement constant pour une même étude	
Traitement thermique	Aucun	< que corroyé	\approx à corroyé
	Relaxaton de contrainte	\approx	\approx
	Sub- β	\approx	N/D
	Sur- β	\searrow	N/D
	HIP (sub- β)	\nearrow	N/D
Traitement de surface	Aucun	< que corroyé	N/D
	Usiné	\nearrow	\nearrow
	Grenaillé	\approx à usiné	N/D
Orientation	X	N/D	< que Z
	Z	N/D	> que X

Tableau 2.9 – Tableau résumant les lacunes de connaissance dans la littérature pour la fatigue conventionnelle du SLM. Les cases correspondant à l'intersection d'une même variable indiquent si la variable elle-même a été étudiée. Les cases correspondant à l'intersection entre deux variables différentes indiquent si l'interaction entre celles-ci a été étudiée. Un OUI indique qu'au moins deux états pour chacune des variables en question ont été étudiés dans une même publication. Les cases en rouge indiquent les variables étudiées dans le cadre de ce projet

SLM	Paramètres de déposition	Traitement thermique	Traitement de surface	Orientation de la sollicitation
Paramètres de déposition	NON	NON	NON	NON
Traitement thermique		OUI	OUI	NON
Traitement de surface			OUI	OUI
Orientation de la sollicitation				NON

Tableau 2.10 – Tableau résumant les lacunes de connaissance dans la littérature pour la fatigue conventionnelle du WBD. Les cases correspondant à l'intersection d'une même variable indiquent si la variable elle-même a été étudiée. Les cases correspondant à l'intersection entre deux variables différentes indiquent si l'interaction entre celles-ci a été étudiée. Un OUI indique qu'au moins deux états pour chacune des variables en question ont été étudiés dans une même publication. Les cases en rouge indiquent les variables étudiées dans le cadre de ce projet

WBD	Paramètres de déposition	Traitement thermique	Traitement de surface	Orientation de la sollicitation
Paramètres de déposition	NON	NON	NON	NON
Traitement thermique		OUI	NON	OUI
Traitement de surface			NON	NON
Orientation de la sollicitation				OUI

Les tableaux 2.9 et 2.10 permettent d'isoler les combinaisons de variables d'intérêt qui n'ont pas encore été étudiées. Dans les deux cas, les paramètres de déposition représentent l'avenue d'étude la plus intéressante de par leur aspect novateur. Cependant, dans le cas du SLM, les spécificités du programme de recherche MANU601 limitent la flexibilité et imposent des paramètres de déposition préalablement déterminés. De ce fait, le traitement thermique et l'effet de l'orientation sont donc choisis comme variables d'étude pour ce procédé. Pour le WBD, il a été possible d'étudier deux ensembles de paramètres de déposition, et l'effet de l'orientation y est ajouté afin de caractériser son interaction avec ces derniers.

Les objectifs spécifiques à l'étude du HCF vibratoire du Ti-6Al-4V produit par SLM découlent directement de l'information présentée dans le tableau 2.9 et prennent la forme des énoncés suivants :

1. Quel est l'effet de l'orientation de la sollicitation cyclique relative à la direction d'empilement des couches sur la résistance à l'amorce de fissures sous environnement vibratoire à grand nombre de cycles ?
2. Quel effet un post-traitement de HIP a-t-il sur la fatigue vibratoire à grand nombre de cycles et quelle interaction ce traitement peut-il avoir avec l'effet de l'orientation ?

Les objectifs spécifiques à l'étude du HCF vibratoire du Ti-6Al-4V produit par WBD découlent directement de l'information présentée dans le tableau 2.10 et prennent la forme des énoncés suivants :

1. Quel est l'effet d'une variation des paramètres de déposition sur la fatigue vibratoire à grand nombre de cycles du Ti-6Al-4V produit par WBD ?
2. Quel est l'effet d'une variation des paramètres de déposition sur l'anisotropie en fatigue que démontre le Ti-6Al-4V produit par WBD ?

Enfin, un autre objectif spécifique s'est ajouté suite à la revue de littérature qui a trait à la méthode d'essai par fatigue vibratoire :

Est-ce que le Ti-6Al-4V produit par FA présente un comportement modal comparable à celui des matériaux conventionnels ?

CHAPITRE 3 DÉMARCHE ET ORGANISATION DU TRAVAIL

Ce chapitre détaille, en ordre de présentation, le plan expérimental, la fabrication des matériaux et des échantillons, la méthodologie des essais de fatigue, les techniques de caractérisation microstructurale et fractographique et la stratégie de publication.

3.1 Plan expérimental

Pour apprécier le plan expérimental, les objectifs spécifiques sont rappelés ci-dessous :

- Pour le SLM, il est souhaité de quantifier l'effet de l'orientation (1) et celui du post-traitement (2) sur la résistance en fatigue à 10^7 cycles ;
- Pour le WBD, il est souhaité de quantifier l'effet de l'orientation (3) et celui de la vitesse de déposition (4) sur la résistance en fatigue à 10^7 cycles ;
- Globalement, il est souhaité de vérifier que le comportement modal des matériaux fabriqués par SLM et WBD est comparable au matériau de référence étudié (5).

De plus, la question principale de ce projet se divise comme suit :

- Est-il possible de générer par fabrication additive un matériau ayant une résistance en fatigue qui égale ou dépasse celle du matériau de référence (AMS 4911) ?
- Pour chaque matériau étudié, quelles caractéristiques microstructurales contrôlent l'amorce de fissures et dominant le comportement en fatigue à grand nombre de cycles ?

Afin de répondre au premier aspect de la question de recherche, l'amplitude de contrainte à la rupture en HCF doit être quantifiée. Pour répondre au deuxième aspect, la microstructure ainsi que les mécanismes d'endommagement doivent être caractérisés.

Par la suite, les variables du plan expérimental sont choisies de telle sorte que les objectifs spécifiques 1 à 4, préalablement décrits dans la section 2.4, soient atteints.

Afin d'aborder la nature probabiliste de la fatigue, une méthode de quantification statistique est utilisée. La méthode de l'escalier de Dixon-Mood (Dixon et Mood, 1948), permet de quantifier les paramètres contrôlant la distribution de probabilité de rupture (DPR). Étant donné la quantité limitée de matière première, il a été décidé de faire les essais avec un échantillonnage de 10 éprouvettes par condition et 15 éprouvettes pour la série de référence. La forme

finale du plan expérimental est présentée dans le tableau 3.1.

Tableau 3.1 – Tableau présentant les détails du plan expérimental. Le nombre d'échantillons est inscrit entre parenthèses dans la case correspondant à chaque série

	Référence	SLM		WBD	
Direction de σ_{11}	au laminage	à Z (et au BD)	à X (et au couches)	à Z (et au BD)	à X (et au couches)
État	Recuit (15)	SR (10)	SR (10)	83.82 <i>mm/min</i> (10)	83.82 <i>mm/min</i> (10)
		HIP (10)	HIP (10)	454.66 <i>mm/min</i> (10)	454.66 <i>mm/min</i> (10)

Dernièrement, afin d'approfondir la compréhension de l'amorçage de fissures de fatigue, il est souhaitable de caractériser la microstructure ainsi que les principaux mécanismes d'endommagement en jeu. Ceci est fait au moyen d'enquêtes métallographiques et fractographiques, respectivement.

De plus, afin d'attaquer l'objectif spécifique globale (5), un vibromètre laser à effet Doppler est utilisé afin de mesurer la déformée des pièces en résonance dans le but de comparer s'il y a une différence dû aux matériaux.

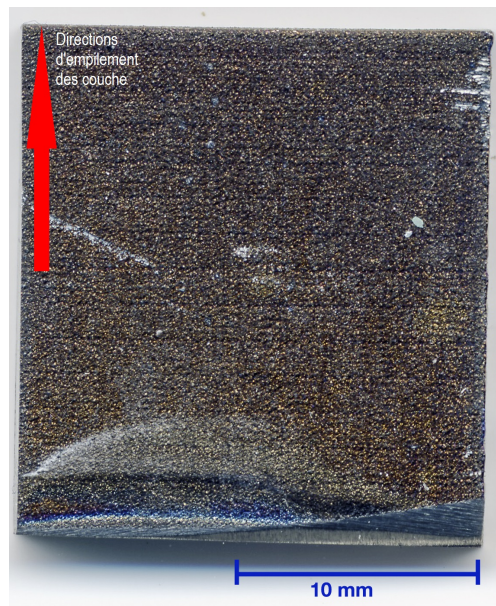
3.2 Fabrication des matériaux et des échantillons

3.2.1 Fabrication additive et traitement thermique

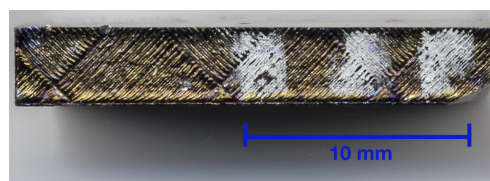
La fabrication des échantillons n'est pas directement un objet d'étude de ce projet. En fait, les paramètres de déposition utilisés pour générer les matériaux sont issus des projets de N. Chekir (Chekir et al.) et de J. Mezzetta, aussi impliqués dans le programme de recherche MANU601. La nature confidentielle du projet empêche la publication de la majorité des paramètres de fabrication des éprouvettes. Les informations moins sensibles sont présentées dans cette sous-section.

Tous les échantillons de SLM ont été fabriqués dans une seule opération par une machine de Conceptlaser GmbH. Cette machine utilise une poudre provenant de la compagnie même, dans un environnement inerte et contrôlé. Les paramètres de déposition ont tous été sélectionnés de façon à demeurer dans la gamme de valeurs suggérée par le fabricant.

Les figures 3.1a et 3.1b présentent un spécimen brut et ayant subi une relaxation de contrainte, respectivement. Les traitements thermiques subis suivent les recommandations de la norme AMS 2801 pour le traitement de relaxation de contrainte et la norme ASTM-F2924 (ASTM-F2924, 2016) pour le HIP. Les plages de valeurs typiques données pour la norme ASTM-F2924 sont résumées dans le tableau 3.2. Les détails du traitement de relaxation de contrainte sont pour une température de 595 °C pour 2 à 4 heures.



(a) Figure montrant une image de la vue de face d'un échantillon brut de SLM. La direction d'empilement des couches est vers le haut dans cette image. Les couches d'empilement sont clairement visibles, ainsi que la rugosité de surface causée par la fusion de la poudre



(b) Figure montrant une image de la vue du haut d'un échantillon brut de SLM. La direction d'empilement des couches est perpendiculaire au plan. Les lignes de fusion du passage du laser de la dernière couche sont visibles. Les "îlots" carrés que forment les ensembles de lignes parallèles sont caractéristiques de la stratégie de balayage en "îlots" des machines SLM de Conceptlaser

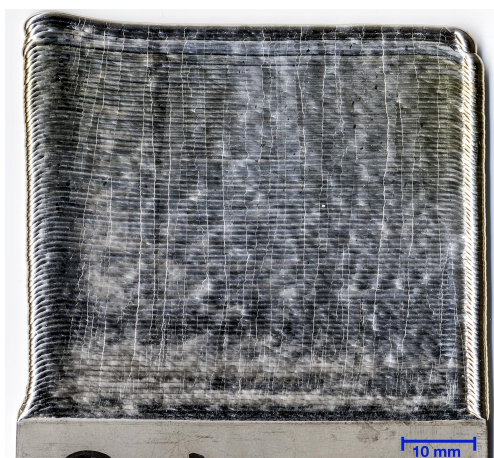
Figure 3.1 Images montrant un échantillon brut de déposition issu du SLM

Tableau 3.2 – Tableau résumant les paramètres de HIP issus de la norme ASTM-F2924

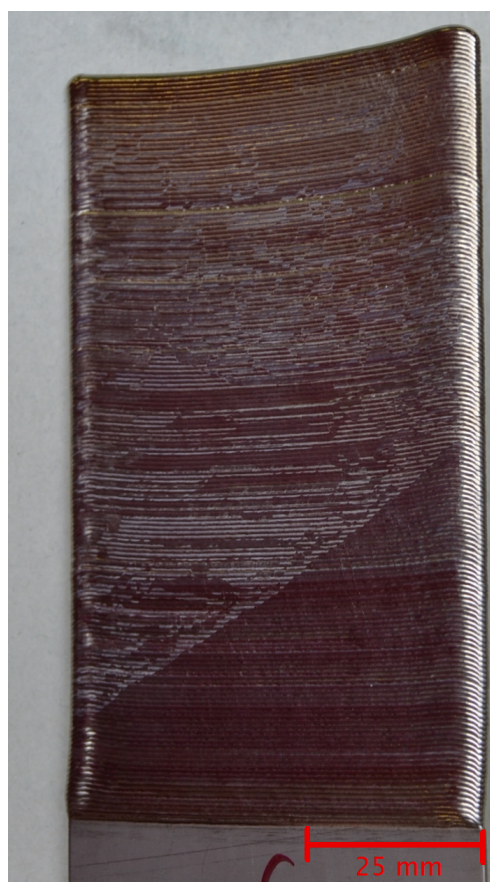
Norme	Temps	Température	Pression
ASTM-F2924	120 à 240 min	895 à 955 °C	> 100 MPa

Pour le WBD, la machine utilisée est une machine de soudure automatisée LAWS 1000 qui opère avec un Laser YAG de 1 kW dans une boîte à argon ouverte et qui utilise un fil de

Ti-6Al-4V ELI. Les deux vitesses de déposition sont de 83 mm/min et 429 mm/min . Les échantillons ont tous subi un traitement thermique de relaxation de contrainte selon la norme AMS 2801 (595°C pour 2 à 4 heures). Cinq plaques différentes ont été utilisées pour générer les éprouvettes pour chaque vitesse de déposition respective. En d'autre termes, dix plaques au total sont utilisées. Les figures 3.2a et 3.2b montrent un exemple d'une plaque produite par WBD et ayant subi un traitement de relaxation de contrainte pour la haute et la basse vitesse de déposition respectivement.



(a) Figure montrant une image de la vue de face d'un échantillon brut de WBD pour la haute vitesse. La direction d'empilement des couches est vers le haut dans cette image. Les grains colonnaires y sont clairement visibles



(b) Figure montrant une image de la vue de face d'un échantillon brut de WBD pour la basse vitesse. La direction d'empilement des couches est vers le haut dans cette image. La zone de transition de direction des grains colonnaires y est clairement visible

Figure 3.2 Image optique de plaques brutes de déposition du procédé de WBD

3.2.2 Usinage des échantillons après la fabrication additive

Après avoir été imprimés et traités thermiquement, les barreaux rectangulaires bruts du SLM et les plaques brutes du WBD ont été usinés pour obtenir la géométrie finale décrite à la figure 3.7.

La première étape consiste en un meulage de surface pour obtenir l'épaisseur finale de 1.59 mm . La surépaisseur d'usinage dans chaque cas est de 2.5 mm pour les barreaux de SLM, de 1.27 mm pour le WBD et de 1.59 mm pour la référence. La plaque de référence était originalement une plaque de 3.175 mm de AMS 4911.

Ensuite, une étape d'usinage par électroérosion ou Electrical Discharge Machining (EDM) est utilisée pour obtenir le contour tel qu'indiqué à la figure 3.7. Une fois cette opération complétée, la dernière étape consiste à obtenir un fini de surface poli la totalité de l'échantillon. Premièrement, une étape de culbutage vibratoire dans un médium en céramique a été complétée pour émousser les coins et enlever une première épaisseur de la zone de refusion laissée par l'usinage par électroérosion. Ensuite, les éprouvettes subissent plusieurs polissage avec des papiers de grade de plus en plus fins de SiC et de suspension d'alumine. L'étape finale utilise une suspension d'alumine de $5\text{ }\mu\text{m}$. De plus, le polissage est accompli de manière à ce que les raies de polissage soit perpendiculaire à la direction de propagation de la fissure.

3.2.3 Matériau de référence

La chimie et les propriétés mécaniques de la plaque de référence de spécification AMS 4911 sont présentées aux tableaux 3.3 et 3.4 respectivement. Ces valeurs proviennent d'une analyse d'un laboratoire indépendant et du certificat de moulin de la plaque.

Tableau 3.3 – Tableau résumant la composition chimique du matériau de référence de spécification AMS 4911

Norme	Fe	V	Al	C	O	N	Y	Ti
AMS 4911	0.18	4.0	6.38	0.018	0.18	0.007	< 0.0005	Balance

Tableau 3.4 – Tableau résumant les propriétés en traction monotone du matériau de référence de spécification AMS 4911

Norme	Limite d'élasticité	Résistance mécanique	Allongement à la rupture
AMS 4911	950 MPa	999 MPa	15 %

3.3 Méthodologie expérimentale de fatigue

3.3.1 Considération théorique de la fatigue par résonance

La résonance mécanique est le principe fondamental de la fatigue sous environnement vibratoire. C'est essentiellement un phénomène vibratoire permettant l'accumulation d'énergie dans un oscillateur lorsque l'énergie est appliquée à une fréquence précise. Cette vibration prend la forme d'une oscillation symétrique de part et d'autre d'un point d'équilibre.

La figure 3.3 démontre comment une excitation harmonique peut être utilisée afin de générer un endommagement par fatigue. En bref, lorsque la résonance est atteinte et maintenue dans un échantillon d'un matériau élastique quelconque, la déformation génère un certain état de contrainte dans le volume du matériau, selon la loi de Hooke. Ainsi, par sa nature cyclique, la variation périodique de la déformée de la pièce incite un chargement alternant qui mène à un endommagement par fatigue. Par ailleurs, étant donné que la vibration par résonance est de nature symétrique, le rapport de contrainte est toujours de $R = -1$, de sorte que la contrainte maximale est toujours égale à la contrainte minimale. De plus, l'amplitude des oscillations en résonance est déterminée par l'équilibre qui s'établit entre la force harmonique et les forces dissipatives dans le système vibratoire.

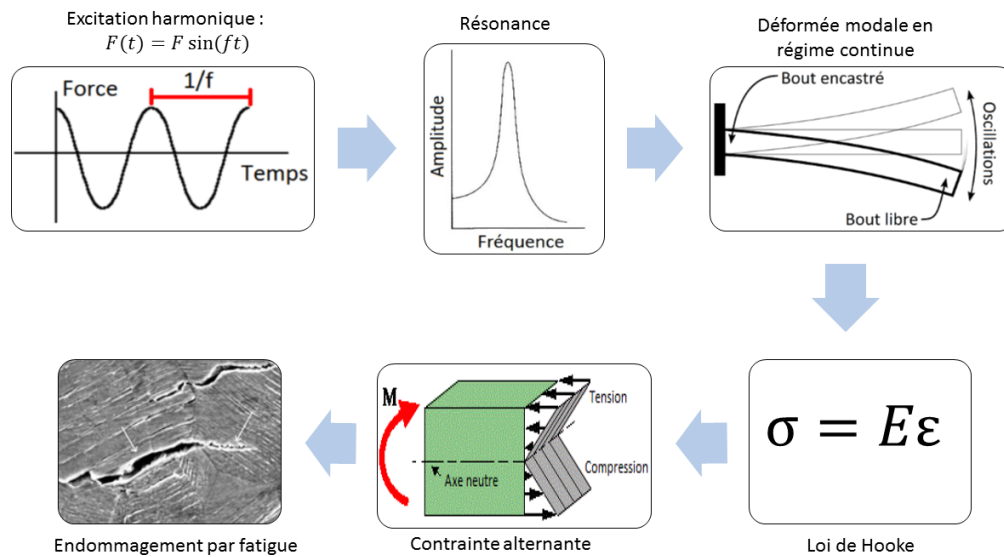


Figure 3.3 Diagramme présentant l'utilisation de la résonance pour solliciter un échantillon en fatigue

Un autre aspect fondamental de la résonance mécanique est la multiplicité des modes de résonance. Il est question de plusieurs ordres d'un même mode et de plusieurs modes ayant chacun une infinité d'ordres. La figure 3.4 démontre bien comment différents modes et ordres peuvent être obtenus avec la même géométrie.

	Premier ordre	Deuxième ordre
Flexion transverse		
Flexion longitudinale		
Torsion		

Figure 3.4 Figure présentant les deux premiers ordres de trois différents modes hors-plan pour une plaque en résonance

3.3.2 Considérations expérimentales

Équipement

La technique demande de pouvoir exciter un mode de résonance choisi dans un échantillon et de le maintenir en régime permanent jusqu'à la rupture. Pour produire l'excitation modale, un montage expérimental ayant la capacité de générer une force harmonique d'amplitude et de fréquence suffisante pour exciter le mode d'intérêt est nécessaire. Le montage doit aussi permettre de diriger cette force de manière rigide avec un minimum de perte vers l'échantillon. Enfin, le montage doit être instrumenté pour mesurer de l'amplitude, la fréquence et la phase de la vibration et permettre une modification de la fréquence et l'amplitude du signal d'excitation en temps réel de manière à maintenir le régime permanent. Ce régime permanent est dicté par la consigne en amplitude et doit être maintenu malgré la variation des propriétés du système vibratoire au cours de l'essai. Le système doit aussi permettre d'arrêter le test dès que la rupture survient.

Plusieurs éléments technologiques sont nécessaires afin de satisfaire les critères énoncés plus haut. Ceux-ci sont présentés au tableau 3.5.

Tableau 3.5 – Tableau présentant l'équipement utilisé lors des essais de fatigue

Type d'équipement	Description	Marque de l'équipement utilisé	Modèle
Agitateur électromagnétique	Sert à générer une force harmonique au moyen d'un signal électrique. Cet élément du montage transforme le signal analogue électrique en force mécanique. L'agitateur se compose principalement d'un solénoïde, un bâti, une table de montage et d'appareillage de refroidissement.	M B Mfg.	C10E
Mors	Un assemblage permettant de fixer l'échantillon à l'agitateur de manière à ce que l'accélération générée par ce dernier puisse être complètement transférée à l'échantillon afin d'exciter la résonance et de minimiser les pertes.	Mors usinés sur mesure en acier	
Générateur de signal	Sert à produire un signal électrique ayant la forme, la fréquence et l'amplitude voulues.	Carte VB8E	SCM05V
Amplificateur de signal	Permet d'accroître l'amplitude électrique du signal à la tension nécessaire afin d'activer l'agitateur à la consigne, sans déformer ou autrement modifier le signal.	Dodson DTS	D6-C10E
Capteur de déplacement	Permet de mesurer l'amplitude de la vibration. Dans ce cas-ci, un vibromètre laser sert de capteur. Ce vibromètre est pointé vers un endroit précis de l'échantillon et une calibration est établie entre le signal du vibromètre et la déformation à l'endroit critique de la pièce.	Keyence 1D-SLDV	LK-082
Accéléromètre	Permet de connaître l'amplitude de la force générée par l'agitateur.	PCB	352A60
Logiciel de contrôle	Permet d'opérer une boucle de contrôle afin de maintenir l'échantillon en régime permanent et de respecter la consigne établie.	Scadas Mobile	
Jauge de déformation	Sert à établir un facteur de proportionnalité entre le déplacement mesuré par le vibromètre et la déformation au site d'amorce.	Micro-Measurements	SG-32

Calibration

La méthode d'essai de fatigue vibratoire est, par nature, contrôlée en déplacement étant donné que seul le déplacement est mesuré et contrôlé par l'instrumentation. Conséquemment, une relation empirique entre le déplacement et la contrainte doit être calibrée. Cette calibration est effectuée à l'aide de jauges de déformation. Il a été démontré (George *et al.*, 2004) que le déplacement (et la vitesse) de tout point de l'échantillon est proportionnel à la déformation à l'endroit d'intérêt, de sorte que la calibration se fait au moyen d'une pente linéaire. Par ailleurs, les jauges ont des limites de déformation nécessitant que la calibration

soit réalisée à basse amplitude. De cette manière, le déplacement mesuré par le laser est lié à la déformation mesurée par la jauge au moyen d'un facteur de proportionnalité qui est utilisé par la suite à plus haute amplitude lors des essais.

Dans le mémoire de Seidt (Seidt, 2001), la validité de la calibration est démontrée au moyen d'une étude comparative entre les résultats de la calibration expérimentale et les résultats d'analyses numériques obtenues d'un modèle par éléments finis. Une étude similaire a été produite dans ce projet de manière à valider la relation entre le déplacement et la déformation dans les plages où les données sont acquises. Cette étude critique de la calibration est décrite dans le chapitre 4.

Détection de l'endommagement

Dans le domaine de la fatigue par résonance, il est connu que les paramètres permettant de maintenir la résonance sont sensibles à la rigidité du système et donc à l'évolution d'une fissure. Une fois initiée, la propagation de la fissure modifie la fréquence de résonance de l'échantillon. En fait, la présence de la fissure entraîne une baisse locale en rigidité et, une baisse en fréquence de résonance, de sorte qu'il est possible de détecter et de suivre l'évolution de la fissure. Dans cette étude, le critère d'arrêt des essais correspond à une chute de fréquence de 2 %, ce qui correspond à une longueur de fissure d'environ 5 *mm*.

Détection de fissure

La figure 3.5 montre une image optique d'un spécimen s'étant rompu lors d'un essai de fatigue. Cette image démontre que la fissure est visible à l'oeil nu. Par ailleurs, c'est une vérification visuelle qui a permis de valider l'amorce d'une fissure détectée par le système de contrôle, et ce pour tous les échantillons, sans exception. De plus, l'état de surface suite au polissage est également visible sur cette image.

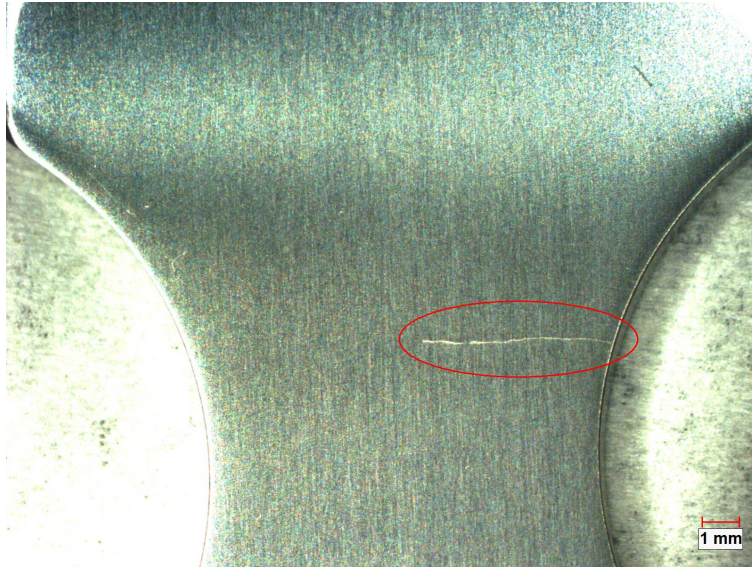


Figure 3.5 Image optique d'un échantillon poli avec une fissure s'étant visiblement amorcée dans l'entaille

Boucle d'automatisation

La dernière considération à aborder est la boucle de contrôle qui sert à maintenir l'état de résonance. La figure 3.6 présente le diagramme en bloc qui établit la boucle de contrôle du système. La boucle de rétroaction entre le vibromètre laser et le contrôleur qui sert à l'asservissement du système est un aspect saillant du schéma.

La figure 3.6 démontre comment la consigne s'ajoute au déplacement mesuré par le vibromètre laser pour donner le signal d'erreur que le module de contrôle proportionnel-intégrateur-dérivateur (PID) utilise pour générer le signal d'excitation. Ce signal est à son tour amplifié avant d'atteindre le pot vibrant qui le transforme en force harmonique et le transmet à l'échantillon en résonance.

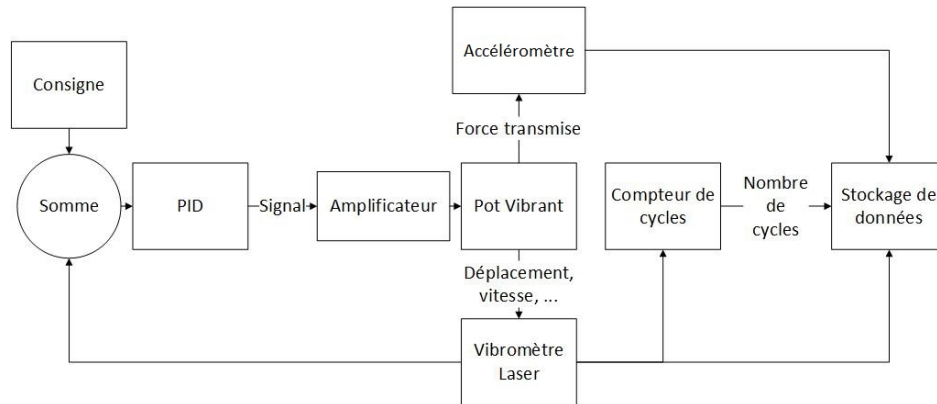


Figure 3.6 Diagramme en bloc montrant la boucle de contrôle utilisée lors des essais de fatigue

3.3.3 Méthode d'analyse des résultats

Originellement développée par Dixon et Mood en 1948 (Dixon et Mood, 1948), la méthode de l'escalier qui sert à obtenir et à analyser des données de réponse à un stimulus a été utilisée dans ce projet. La méthode est proposée comme une alternative à la méthode classique (méthode Probit) et permet une économie de spécimens. La méthode de l'escalier est de nature séquentielle. La réponse des spécimens est donc le bris ou la survie (réponse binaire) pour un nombre de cycles donné ou alternativement pour une contrainte donnée. Dans chaque cas, une variable, soit le nombre de cycles ou la contrainte à la rupture, est gardée constante et l'autre varie. La méthode dicte qu'un niveau initial et un pas constant soient choisis *a priori*. Selon s'il y a survie ou non, le niveau du prochain échantillon est élevé ou abaissé du pas constant. Dans le cas présent, le nombre de cycles est fixé à 10^7 et la contrainte est variée d'un écart constant de 5 % du niveau de la rupture initiale.

Dixon et Mood développent la méthode de calcul à l'aide de plusieurs hypothèses. Ils assument une distribution normale de la population et cherchent à calculer les paramètres de cette distribution, soit la moyenne ($\hat{\mu}$) et l'écart-type ($\hat{\sigma}$). Ils recommandent un échantillonnage d'environ 40 à 50 spécimens afin de conserver une fiabilité élevée. Par contre, il est indiqué dans la thèse de Pollak (Pollak, 2005) que la méthode de Dixon-Mood peut être fiable pour un échantillonnage aussi petit que 5 à 10 spécimens. Spécifiquement, l'estimation de la moyenne est robuste dans des cas où l'échantillonnage est petit, mais l'estimateur de l'écart-type est facilement biaisé.

Selon la méthode de Dixon-Mood, l'analyse des résultats inclut le calcul de la moyenne ($\hat{\mu}$)

et de l'écart-type ($\hat{\sigma}$) :

$$A = \sum_{i=0}^{i_{max}} m_i \quad B = \sum_{i=0}^{i_{max}} i m_i \quad C = \sum_{i=0}^{i_{max}} i^2 m_i \quad (3.1)$$

$$\hat{\mu} = S_0 + s \cdot \left(\frac{B}{A} \pm 0.5 \right) \quad (3.2)$$

$$\hat{\sigma} = \begin{cases} 1.62 \cdot s \cdot \left(\frac{A \cdot C - B^2}{A^2} + 0.029 \right) & \text{si } \frac{A \cdot C - B^2}{A^2} \geq 0.3 \\ 0.53 \cdot s & \text{si } \frac{A \cdot C - B^2}{A^2} < 0.3 \end{cases} \quad (3.3)$$

Le niveau $i = 0$ est déterminé par le premier niveau de contrainte où un bris ou une survie survient, selon celui qui est le moins fréquent. Ensuite, m_i correspond au nombre d'évènements qui surviennent à chaque niveau i , encore une fois selon lequel est le moins fréquent. Aussi, l'addition est utilisée dans l'équation 3.2 lorsque les bris sont plus communs et la différence lorsque c'est la survie qui domine. Enfin, le niveau initial S_0 correspond à la contrainte du niveau $i = 0$ et s représente le pas constant de contrainte entre chaque essai.

3.3.4 Choix de géométrie et analyse modale

Étant donné que la procédure d'essai de fatigue sous environnement vibratoire n'est pas normalisée, la géométrie d'échantillon doit être développée et optimisée pour chaque application. Dans le cas présent, il est souhaité de comparer les résultats à ceux d'essais de fatigue rotative obtenus avec des matériaux similaires. De plus, la géométrie doit permettre l'excitation des modes de résonance transverses avec l'équipement expérimental disponible. De ce fait, une plaque mince et longue est choisie afin de faciliter l'excitation de la résonance transverse, même si les arêtes vives influencent l'amorçage de fissures de fatigue.

La géométrie choisie est présentée à la figure 3.7 avec les tolérances de fabrication utilisées. Une légère entaille y est introduite afin de remplir deux rôles : le premier est d'éloigner la zone de contrainte maximale du bord encastré et le deuxième est de répliquer le gradient de contrainte en surface d'un échantillon de fatigue rotative selon la géométrie standard des essais R.R. Moore.

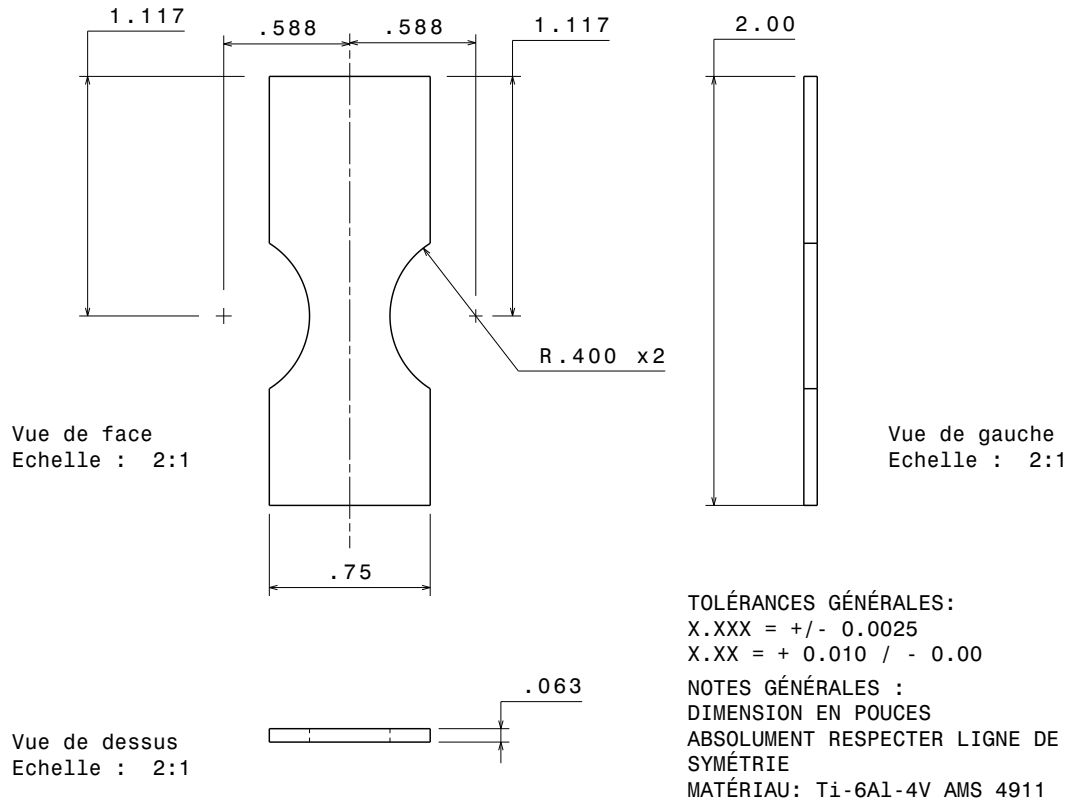


Figure 3.7 Dessin de fabrication des spécimens utilisés pour les essais de fatigue

À l'aide d'un procédé itératif par éléments finis, le rayon et la profondeur de l'entaille ont été choisis pour s'approcher du gradient de contrainte d'un échantillon en flexion rotative. Les résultats de ce procédé d'analyse itératif sont présentés aux figures 3.8 et 3.9. La figure 3.8 montre la distribution de contrainte qui a été calculée à l'aide d'un modèle d'éléments finis (décrit à la section 3.4). Cette distribution met en évidence l'effet de concentration de contrainte qu'engendre l'entaille. Un facteur de concentration de contrainte de $k_t = 1.48$ caractérise l'éprouvette, ce qui est suffisant pour obtenir le gradient souhaité (82 MPa/mm), tel que montré à la figure 3.9. De plus, ces résultats permettent d'observer que pour le premier 50 micromètres, l'écart est inférieur à 5 %. En fait, l'écart croît à un taux d'approximativement 1 % par 10 micromètres de distance du bord. Cela montre que la fissure demeure dans une zone de gradient de contrainte comparable à un échantillon de flexion rotative, au moins pendant les premiers 200 micromètres, ce qui est un critère suffisant pour comparer le comportement des fissures s'amorçant dans les deux types d'éprouvette (Wu *et al.*, 2013).

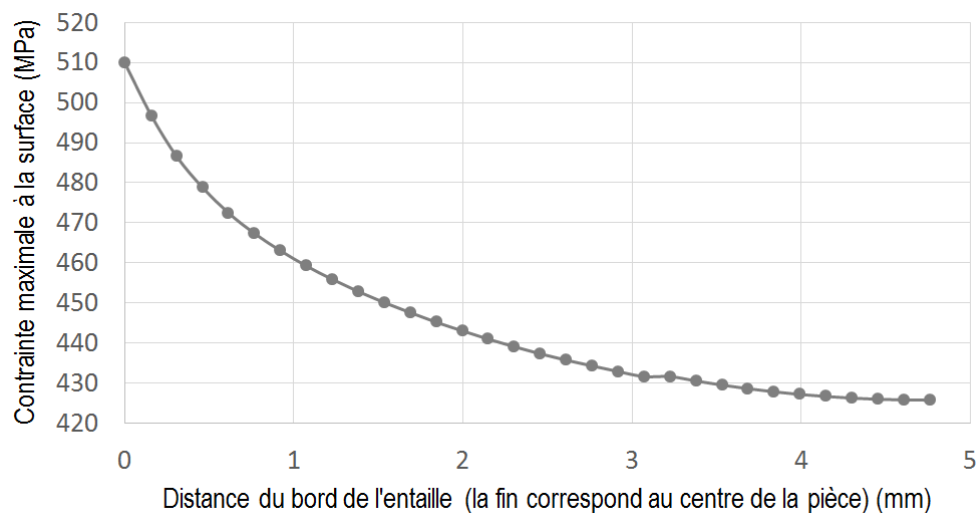


Figure 3.8 Graphique de la distribution de contrainte en surface du bord de l'entaille jusqu'au centre de la pièce

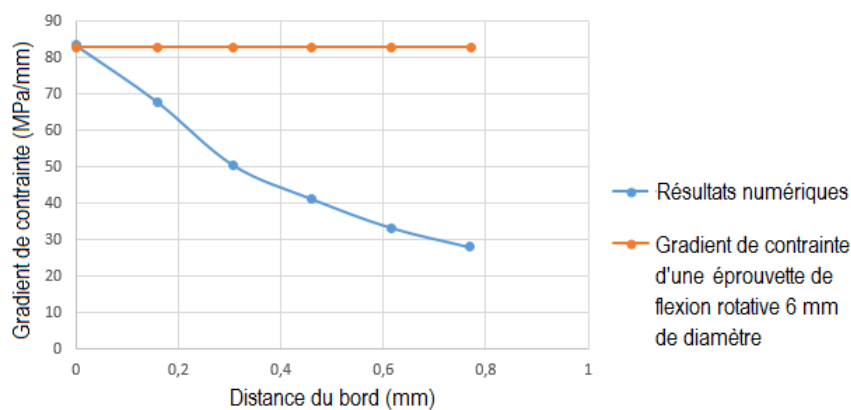


Figure 3.9 Gradient de contrainte à la surface le long du premier millimètre à partir du fond de l'entaille

Ensuite, une analyse modale de la géométrie sélectionnée montre que le premier mode de flexion est éloigné en fréquence des autres modes (tableau 3.6). Ce résultat indique qu'il y a très peu de possibilités de résonance en mode mixte.

Tableau 3.6 – Tableau des fréquences des trois premiers modes, selon une analyse modale numérique

Mode	Fréquence (Hz)
1 ^{er} en flexion	959
1 ^{er} en torsion	3659
2 ^{ième} en flexion	7055

Enfin, la déformée du mode ainsi que la distribution de déformation principale sont présentées aux figures 3.10 et 3.11, respectivement. Ces figures assurent donc que le premier mode en flexion est excité et que la fissure s’amorce à l’entaille puisque la contrainte est maximale à cet endroit. Ces résultats servent aussi à positionner la jauge de déformation (voir l’emplacement à la figure 4.2) afin d’obtenir la calibration la plus précise possible pour l’estimation de l’amplitude de contrainte (relation déplacement-déformation-contrainte).

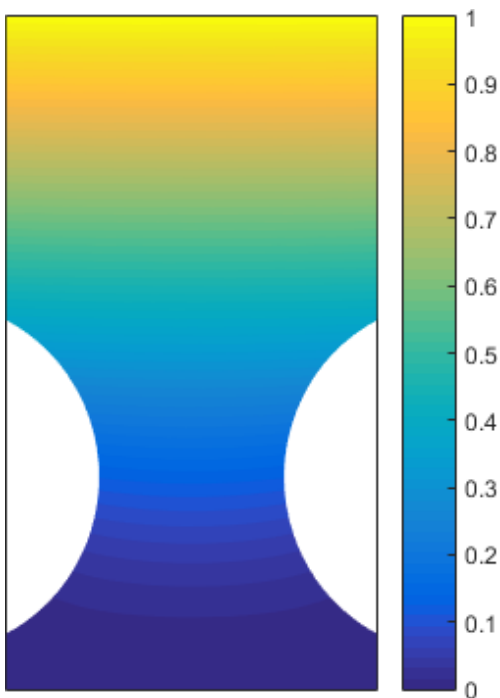


Figure 3.10 Figure montrant le déplacement hors-plan (direction Z) de la géométrie (résultats du modèle numérique)

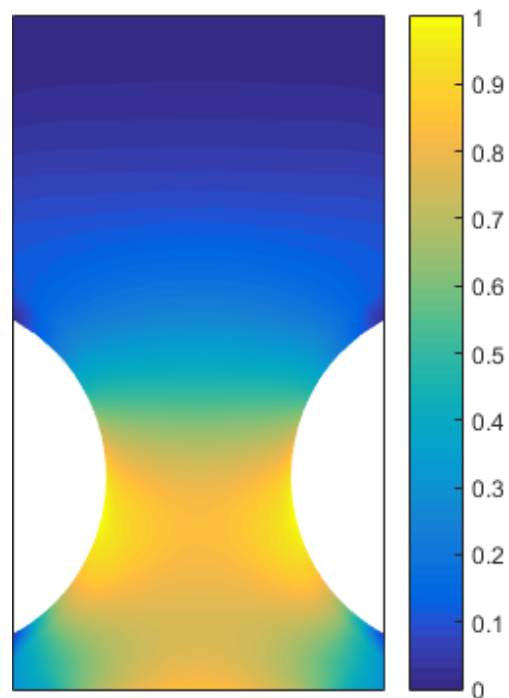


Figure 3.11 Figure montrant la distribution de la déformation principale (résultats du modèle numérique)

3.4 Modèle par éléments finis

Pour la sélection de la géométrie ainsi que pour l'étude comparative des distributions des déplacements modaux, un modèle par éléments finis est utilisé afin de simuler le comportement modal et dynamique de l'échantillon. Un modèle simple a été développé sur ANSYS à partir du dessin de détail présenté à la figure 3.7. Le maillage est présenté à la figure 3.12. Les détails du modèle et des paramètres de simulations sont présentés dans le tableau 3.7. Une étude de convergence a permis de démontrer que le modèle est raffiné de manière adéquate afin de représenter les contraintes fidèlement. En effet, étant donné que des éléments ayant un polynôme d'interpolation quadratique sont utilisés, les erreurs d'interpolation sont négligeables.

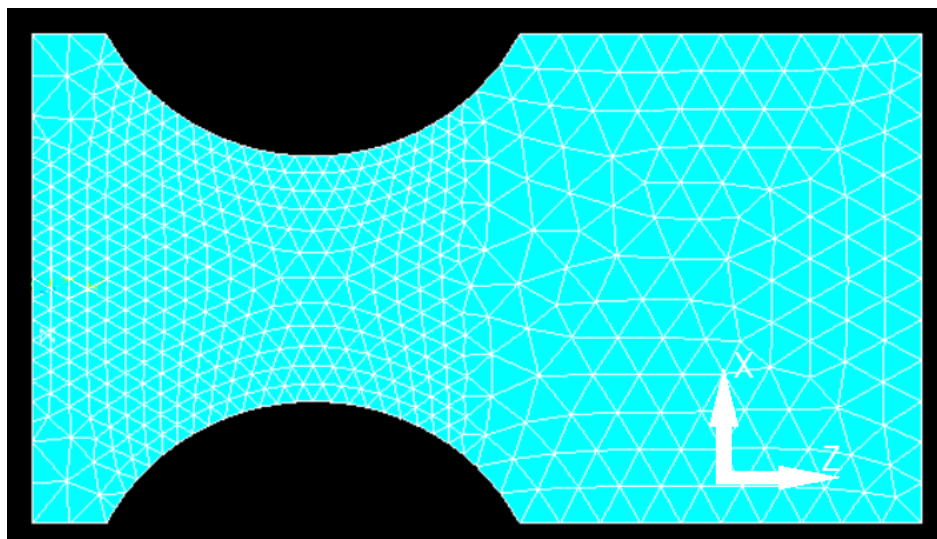


Figure 3.12 Maillage du modèle par éléments finis utilisé pour l'étude comparative

Tableau 3.7 – Tableau résumant les variables et les paramètres du modèle par éléments finis

Type d'éléments	Shell 281
Polynôme d'interpolation	Parabolique
Condition aux frontières	Encastré (1 côté seulement)
Système d'unités	m - kg - s
Module de Young	112.5 GPa
Coefficient de Poisson	0.31
Densité	4420 kg/m^3
Épaisseur des éléments	1.5875 mm
Taille des éléments	1 à 2 mm
Type d'analyses effectuées	Statique, modale et harmonique

3.5 Étude comparative de la méthode vibratoire

L'étude de validité de la méthode de fatigue vibratoire présentée dans les chapitres 4 et 5 utilise des mesures de champ de déplacement dynamique des éprouvettes. Afin d'accomplir ceci, la pièce doit être mesurée pendant qu'elle est en régime permanent de résonance. Une technique de mesure, utilisant le principe de vibromètre laser à effet Doppler 3D (3D-SLDV) est capable de remplir ce mandat et, par différence finie, d'en extraire le champ de déformation. Cette technique permet de mesurer les déplacements dans trois directions à plusieurs endroits d'une pièce et de reconstruire le déplacement tridimensionnel de la surface entière de celle-ci à partir d'interpolation entre les points de mesure. Pour ce projet, un appareil Polytec, modèle PSV-400-3D avec un montage PSV-A-T34, est utilisé.

La technique de vibrométrie laser par effet Doppler est en utilisation depuis les années 1990. Par contre, son utilisation se limitait à un seul appareil à la fois, permettant ainsi une seule direction de mesure. La mesure tridimensionnelle est un développement récent, initialement proposé par Cazzolato et al. (Cazzolato *et al.*, 2008). Les publications de Cazzolato et al. et de Vuye et al. (Cazzolato *et al.*, 2008; Vuye *et al.*, 2011) permettent de comprendre les bases expérimentales et théoriques de la technique.

Cette technique utilise trois lasers qui sont triangulés au même point de manière à mesurer le déplacement selon trois directions différentes. Ceci permet de mesurer le mouvement dans l'espace tridimensionnel de chaque point du maillage au moyen d'une décomposition orthogonale. Ces mouvements relatifs peuvent être interprétés et transformés en déformation par un logiciel de post-traitement, ce qui est essentiellement le même travail qu'une simulation par éléments finis, mais les déplacements et les déformations des points sont mesurés en temps réel au lieu d'être calculés selon un modèle numérique.

Un autre atout de cette technique est la possibilité d'exporter le maillage d'un logiciel de modélisation numérique et de l'importer dans le logiciel du vibromètre. De cette manière, les mesures prises par le vibromètre sont faites exactement au même endroit de la géométrie que les résultats calculés par le modèle d'éléments finis. Étant donné que la stratégie d'interpolation est similaire dans les deux cas (Vuye *et al.*, 2011), il est évident que les erreurs sont minimisées.

3.6 Caractérisation des matériaux et fractographie

3.6.1 Préparation métallographique

Afin de pouvoir caractériser la macrostructure et la microstructure, ainsi que d'identifier les mécanismes de rupture des matériaux enquêtés, plusieurs techniques de préparation d'échantillon et d'observation ont été utilisées.

Des sections de chaque matériau ont été coupées dans chacune des directions principales : transversale et longitudinale pour le matériau de référence ainsi que parallèle et perpendiculaire à la direction d'empilement des couches pour le SLM et le WBD.

Par la suite, ces sections ont été enrobées de résine pour faciliter la manipulation et le polissage. Le polissage a été effectué à l'aide d'une polisseuse automatique en utilisant la stratégie décrite dans le tableau 3.8.

Tableau 3.8 – Tableau résumant la stratégie de polissage des spécimens métallographiques

Grade	Liquide	Temps
240 grit	Eau	120 s
400 grit	Eau	120 s
600 grit	Eau	120 s
800 grit	Eau	120 s
1200 grit	Eau	180 s
Suspension diamantée de 5 μm	Lubrifiant	180 s
Suspension diamantée de 3 μm	Lubrifiant	180 s
Suspension diamantée de 1 μm	Lubrifiant	180 s
Silice colloïdale de 0.05 μm	Aucun	180 s

3.6.2 Microscopie optique

Un microscope optique à observation inversée équipé d'une caméra numérique a été utilisé pour observer les plans préparés. Ces sections polies ont été observées afin de déterminer la présence de défauts dans la microstructure tels que des inclusions ou des pores. Ensuite,

les sections ont été attaquées chimiquement à l'aide d'une solution de Krohl, composée de 2 % HF et de 5 % HNO_3 , afin de révéler la microstructure. Une solution de 5 % HF et de 10 % HNO_3 a été utilisée afin d'exposer la macrostructure. Dans les deux cas, la solution d'acide est appliqué par immersion pour 20s.

Un microscope binoculaire à faible grossissement a été utilisé afin d'observer les faciès de rupture des échantillons. Cette technique de fractographie permet d'avoir une image tridimensionnelle globale du faciès et d'en identifier les éléments macroscopiques intéressants.

3.6.3 Microscope électronique à balayage

Un microscope électronique à balayage (MEB) HITACHI S-3700 a été utilisé pour observer les coupes métallographiques et les faciès de rupture à un grossissement allant jusqu'à 20 000 fois.

Dans le cas de l'observation microstructurale, le capteur d'électrons rétrodiffusés en mode composition permet de produire des images ayant un contraste chimique assez élevé, de sorte que des caractéristiques microstructurales que l'imagerie optique ne capte pas sont révélées.

Pour l'observation fractographique, la microscopie électronique à balayage permet d'examiner les faciès à fort grossissement et de profiter de la grande profondeur de champ typiquement associée à cette technique. Ainsi, des images à fort grossissement des sites d'amorce de fissures peuvent être produites afin d'identifier les mécanismes d'amorce. Typiquement, ces sites d'amorce peuvent n'être que de quelques micromètres en taille.

3.6.4 Caractérisation microstructurale et fractographique

La caractérisation microstructurale est accomplie pour tous les matériaux enquêtés en utilisant une technique spécifique pour chacun. L'utilisation d'une technique normée pour le calcul de la largeur des plaquettes α s'est avérée impossible dû à la géométrie lamellaire de la microstructure. En effet, les techniques encadrées par la norme ASTM-E112 portent à surestimer la taille de grain dans le cas de structure purement lamellaire. Ainsi, la taille des plaquettes α est déterminée en calculant la taille moyennée à partir de mesures faites manuellement sur un certain nombre de plaquettes à partir d'images de microstructure. Cette technique est utilisée pour tous les échantillons de SLM et de WBD. Quant à la mesure de

la largeur de grain du matériau de référence, la norme ASTM-E112 est utilisée. Les détails des calculs des diverses phases d'intérêts sont résumés dans le tableau 3.9.

Tableau 3.9 – Tableau résumant les spécificités des mesures de caractérisation microstructurales

Série	Caractéristique	Nombre de mesures	Nombre de champs	Technique
SLM SR	Aiguille α	50	3	MEB
SLM SR	Pore	72	10	MEB
SLM HIP	Plaquette α	100	5	Optique
WBD haute	Plaquette α	N/D	N/D	Optique
WBD basse	Plaquette α	N/D	N/D	Optique
AMS 4911	Grain α	668	7	Optique

Ensuite le tableau 3.10 résume le nombre d'échantillon qui ont été observé pour l'étude métallographique et fractographique.

Tableau 3.10 – Tableau résumant le nombre de spécimens observés pour les études microstrucurale et fractographique

Série	Nombre de spécimen métallographique	Nombre de faciès de rupture observés
SLM SR	2	8
SLM HIP	1	8
WBD haute	2	12
WBD basse	1	13
AMS 4911	7	10

3.7 Stratégie de publication

Premièrement, les résultats du projet ont été divisés en deux, selon chacun des procédés de FA. La revue de littérature révèle que les deux procédés ont des particularités différentes et qu'une analyse commune de ceux-ci ne permettrait pas de révéler les particularités propre à chacun. Cependant, la structure des articles et la méthode expérimentale sont quasiment identiques. Seuls les résultats et les mécanismes d'amorçage identifiés sont propres à chacun des procédés.

Dans chacun des articles, la question de recherche est abordée de deux manières différentes. Premièrement, une série d'éprouvettes produites à partir d'un matériau conventionnel, soit une tôle de AMS 4911, est étudiée afin de produire des résultats de référence. Ainsi, il est possible de comparer la résistance à l'amorce de fissures de fatigue de la série de référence à celle des matériaux produits par FA de manière à conclure si ces derniers surpassent les matériaux conventionnels. Deuxièmement, la caractérisation microstructurale et l'étude fractographique permettent d'identifier les paramètres microstructuraux responsables de l'amorçage des fissures afin d'expliquer les différences et les similarités en comportement entre les matériaux produits par FA et l'alliage corroyé.

Dans le premier article, l'étude comparative utilisant le 3D-SLDV permet de comparer le comportement modal des matériaux produits par FA avec celui du matériau témoin et les résultats des simulations numériques afin de conclure quant à l'applicabilité des techniques de modélisation numérique à ces nouveaux matériaux et à la similarité que ces derniers présentent avec le matériau conventionnel.

En bref, chacun des objectifs spécifiques est ciblé par un aspect de la structure des articles. De plus, la structure globale des articles et chacun des éléments d'analyse mènent à pouvoir formuler une réponse complète à la question de recherche du projet. Le tableau 3.11 présente les sections de chacun des articles, mettant en évidence les similarités et les différences de ces derniers.

Tableau 3.11 – Tableau résumant les sections des deux articles présentés aux chapitres 4 et 5

Article SLM	Article WBD
Abstract	
Introduction and Background	
Material and Sample Fabrication	
<ul style="list-style-type: none"> • SLM Production • Sample Fabrication 	
Microstructural Characterization	
Fatigue Testing Methodology	
Results and Discussion	
<ul style="list-style-type: none"> • Tensile Properties • Fatigue Results and Statistical Analysis • Fractography 	
Comparative Study of Dynamic Strain Behaviour	Comparative Study of Vibration Fatigue Behaviour of SLM and WBD Ti-6Al-4V
Conclusion	
Acknowledgments	

CHAPITRE 4 ARTICLE 1: CHARACTERIZATION OF BENDING VIBRATION FATIGUE OF SLM FABRICATED Ti-6Al-4V

Benjamin Ellyson¹, Mathieu Brochu² and Myriam Brochu¹ Cette article a été soumis au International Journal of Fatigue, le 11 octobre 2016.

4.1 Abstract

Additive Manufacturing (AM) is a novel process that promises an increased efficiency in material use, while allowing the production of advanced topologies and the seamless integration of inner cavities and pathways without the use of complex tooling. As of now, little work has been done on the fatigue performance of these materials. Concurrently, an interest in understanding fatigue behaviour specific to turbine and compressor blades has been expressed by original equipment manufacturers. This type of fatigue solicitation is characterized by high frequency, short wavelength stress states as well as mixed mode loading. It has been found that conventional fatigue data is inadequate in representing this type of fatigue solicitation. In response, a vibration based fatigue technique has presented itself as a viable alternative. In this work, the vibration based fatigue behaviour of Ti-6Al-4V is studied in an effort to address the use of AM for the production of compressor parts. Samples produced by Selective Laser Melting (SLM) are cycled in the first bending mode to quantify the average stress amplitude at failure for 10^7 cycles using the staircase method. Subsequent fractography and statistical analysis are used to determine the dominant failure mechanisms and the effect of chosen variables, respectively. The effect of the build direction and post-build heat treatment are examined. Lastly, 3D laser vibrometry data is used to critically assess the vibration test method relative to AM materials and Finite Element Analysis (FEA) data. The study concludes that fatigue life can be greatly increased by proper heat treatment, even surpassing wrought alloy performance, and that build direction has a significant effect of fatigue performance. Also, the vibrometry data indicates that AM and conventional materials behave similarly.

4.2 Introduction and Background

AM is gaining increasing attention within the aerospace community in light of efficiency and performance gains. Specifically, AM opens the way to ease of construction of superior parts with or without complex topologies and repair of high added-value components. These ca-

pabilities include the ability to integrate seamlessly internal cavities and organic contoured pathways without additional complex tooling. SLM is an AM process consisting of superimposing thin layers of metallic powder which are in turn selectively melted and solidified together so as to generate a consolidated part. The melting events use a laser, typically an Nd:YAG fiber laser of less than $1kW$, that selectively scans over the surface of the powder bed automatically. The entire consolidation process is completed in an enclosed inert and controlled environment.

Despite these advantageous prospects, AM suffers from a lack of knowledge-based understanding, data availability and repeatability. These aspects remain as major obstacles to the technological readiness levels and confidence necessary for the production of structurally critical parts (Department of Defense, 2002).

Ti-6Al-4V is a candidate material that has been highly studied for use in SLM mainly due to its adoption in aerospace and biomedical industries as a light, high strength and corrosion resistant alloy. Recently, many studies have been published on the link between process parameters, microstructure and tensile properties for this alloy (Wang (2012); Brodin *et al.* (2013); Edwards et Ramulu (2014b), among others) wherein the influence of parameters on process-induced porosity and residual stresses, as well as the importance of post-process heat treatment are highlighted. Other studies concentrate on minimizing porosity, through optimization of the process parameters (Thijs *et al.*, 2010; Gong *et al.*, 2014). In all cases, porosity which is found to be highly deleterious to mechanical behaviour, is nearly impossible to eliminate in-process, leading to the necessity of thermo-mechanical post-processing to mitigate its effect (Leuders *et al.*, 2013; Kasperovich et Hausmann, 2015; Rekedal et Liu, 2015). Characterization of the fatigue behaviour has also began for this alloy. Authors report the importance of surface condition in controlling fatigue crack nucleation since the as-built surface roughness leads to low crack nucleation resistance and is dominant over internal defects and microstructural features (Rafi *et al.*, 2013; Edwards et Ramulu, 2014a; Kasperovich et Hausmann, 2015). The effect of process-induced porosity was also demonstrated by almost all authors investigating fatigue behaviour (Rafi *et al.*, 2013; Leuders *et al.*, 2013, 2014; Edwards et Ramulu, 2014b,a; Kasperovich et Hausmann, 2015; Wycisk *et al.*, 2015; Xu *et al.*, 2015; Li *et al.*, 2016). Leuders et al. and Kasperovich and Hausmann (Leuders *et al.*, 2013, 2014; Kasperovich et Hausmann, 2015) showed, by testing machined only and as-built/machined samples respectively, the necessity of including a pressure component to the post-processing treatment if conventional wrought fatigue performance is to be equaled or surpassed, pointing again to the controlling aspect of porosity, even over microstructure.

As for anisotropy, well documented for tensile properties and microstructure (Murr *et al.*, 2012; Rafi *et al.*, 2013; Leuders *et al.*, 2013), only Edwards and Ramulu (Edwards et Ramulu, 2014a) characterized this behaviour for fatigue crack nucleation resistance and only in the as-built condition. They found that the build direction has a significant effect on fatigue crack nucleation. Study of the fatigue behaviour of SLM processed Ti-6Al-4V is clearly gaining attention but few knowledge gaps remain. The study of build orientation on high cycle fatigue (HCF) and its interaction with post-processing, shown to be a necessity, is still to be seen. Lastly, vibrational fatigue characterization, known to be highly representative of gas turbine blade and vane HCF solicitation (Seidt, 2001; George *et al.*, 2004; Scott-Emuakpor *et al.*, 2014, 2016) has only been briefly addressed by Scott-Emuakpor et al. for Direct Metal Laser Sintering (DMLS) Ti-6Al-4V (Scott-Emuakpor *et al.*, 2016) and requires more work for full understanding to be reached.

To focus on the use of AM for gas turbine compressor applications, this study investigates the vibration bending fatigue performance of Ti-6Al-4V produced by SLM and performs a comparison with a conventional wrought material. A vibration based technique is used to obtain the fatigue results. Sample fabrication is described in detail and microstructural characterization shows typical SLM macro and microstructural features for Ti-6Al-4V. The fatigue methodology is also described and validation results are shown for various aspects concerning the testing method. Afterwards, the fatigue results presented are acquired and analyzed by means of the Dixon-Mood staircase method (Dixon et Mood, 1948). Additional analysis is performed using a logistic regression model to confirm the significance of the tested variables. Also, fracture analysis is used to supplement the fatigue data and identify the main fracture mechanisms guiding vibration fatigue behaviour as well as permitting a correlation between the fatigue data, microstructural and fractographic information. Finally, to characterize the applicability of the vibration based method to AM materials, a comparative study using a 3D laser vibrometer data is presented.

4.3 Material and Sample Fabrication

4.3.1 SLM Production

Rectangular plates were printed using a Conceptlaser SLM machine and proprietary Ti-6Al-4V powder. The specimen blanks were printed in two orientation as can be seen on Figure 4.1. These two orientations were chosen to vary the direction of solicitation relative to the direc-

tion of layering, commonly referred to as the build direction. In one case, the build direction is parallel to the sample's X direction (Figure 4.1a) and in the other, the build direction is parallel to the sample's Z direction (Figure 4.1b). Standard processing parameters supplied by the manufacturer were used.

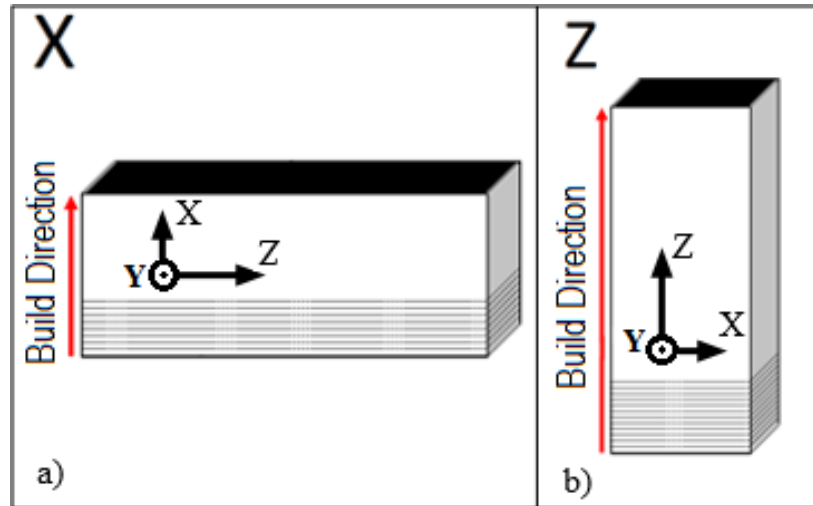


Figure 4.1 Schematic representation of the orientations tested relative to the build direction and local coordinates. The first set of blanks a) has the X axis perpendicular to the build direction and the second b) has the Z axis parallel to build direction. In all cases, the crack propagates in the XY plane in the X direction

4.3.2 Sample Fabrication

Once the blanks were printed, the samples, while still attached to the built plate, underwent a stress relief (SR) heat treatment as per the AMS 2801 standard. Afterwards, the blanks were separated from the built plate and a randomly selected half of the plates underwent a typical Hot Isostatic Pressing (HIP) treatment as per standard ASTM-F2924 (ASTM-F2924, 2016).

Lastly, the blanks were surface ground to final thickness (1.59mm), then Electrical Discharge Machined (EDM) cut to the final geometry presented in Figure 4.2. Gauge surfaces on the sample were polished down to below a 5 micron finish, using progressively finer grade of SiC sand paper followed by alumina suspensions. The EDM affected zone (typically 50 microns) was completely removed by polishing. The reference samples are processed in the exact same manner but from a wrought AMS 4911 titanium alloy plate.

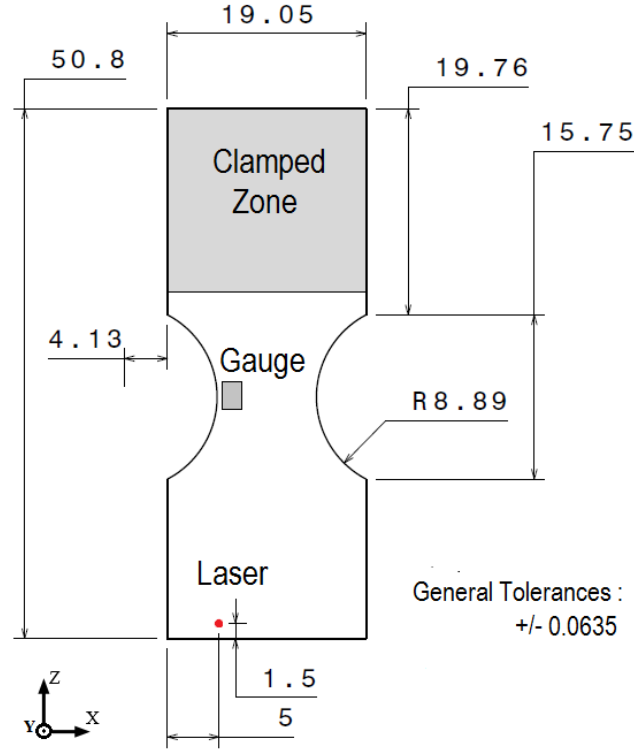
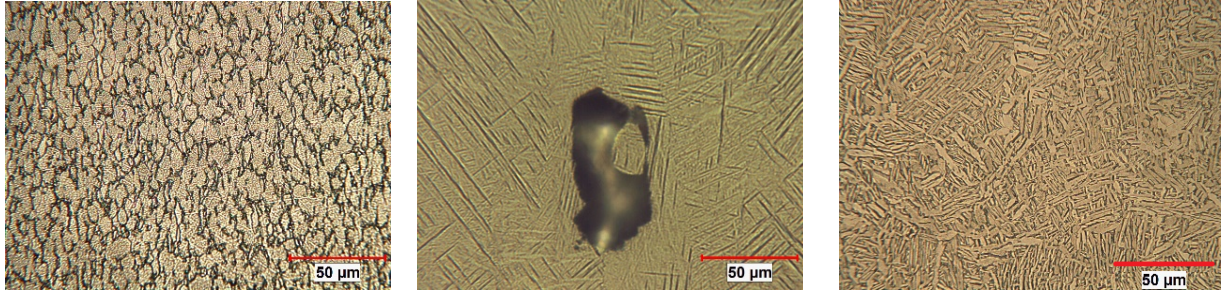


Figure 4.2 Technical drawing of sample geometry showing position of instrumentation and clamped zone. All dimensions are in millimetres

4.4 Microstructural Characterization

Microstructural characterization was completed by observing polished and etched samples under optical microscope and polished unetched samples in a Scanning Electron Microscope (SEM). The reference samples (AMS 4911) have an equiaxed $\alpha - \beta$ microstructure with slightly elongated grains and an average diameter of 15 microns, as shown in Figure 4.3a. They contained no observable porosity under optical or SEM observation. The SLM samples present a typical AM microstructure of long columnar prior β grains. The axis of which are parallel of the build direction due to the epitaxial growth of the β phase from the previous layer during solidification, as illustrated in Figure 4.4d. More specifically, the stress relieved samples have a typical as-built microstructure found in the literature : a fully martensitic structure with average α plate thickness of 0.35 microns and populated by pores of varying size (50 – 100 μm , average 50 μm) (Figure 4.3b), most of them due to gas entrapment (Gong *et al.*, 2014). By contrast, the microstructure of the SLM samples having gone through the HIP cycle is a typically fine Widmanstätten $\alpha - \beta$ with average α plate width of 2.34 microns (Figure 4.3c). Although density was measured to be 100% and no pores were observed by

optical means, SEM observation revealed residual porosity, as can be seen in Figure 4.5. It is well known that the thermo-mechanical work of the HIP cycle reduces the pore size, leaving a mainly defect free material (Leuders *et al.*, 2013). In this case, the residual pores are never larger than $5\mu\text{m}$ in size and irregular in shape.



- (a) Typical microstructure of AMS 4911 plate used for reference samples. Rolling direction is aligned with the top-bottom direction of the image
- (b) Microstructure of SLM SR samples including a pore. The build direction is towards the top of image
- (c) Typical microstructure of SLM HIP samples. The build direction is towards the top of image

Figure 4.3 Typical microstructures of starting materials investigated in this study

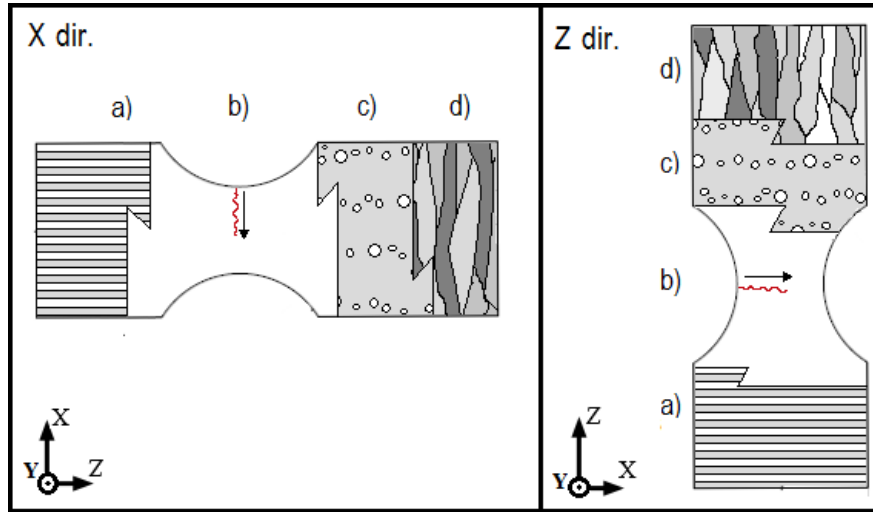


Figure 4.4 Illustration of macrostructural features observed in the SLM samples presented for ease of understanding (not to scale). The figure shows the orientation of the a) build-up layers, b) the approximate crack nucleation site and propagation direction, c) the pore bands in the SR state and d) the prior β columnar grains orientation

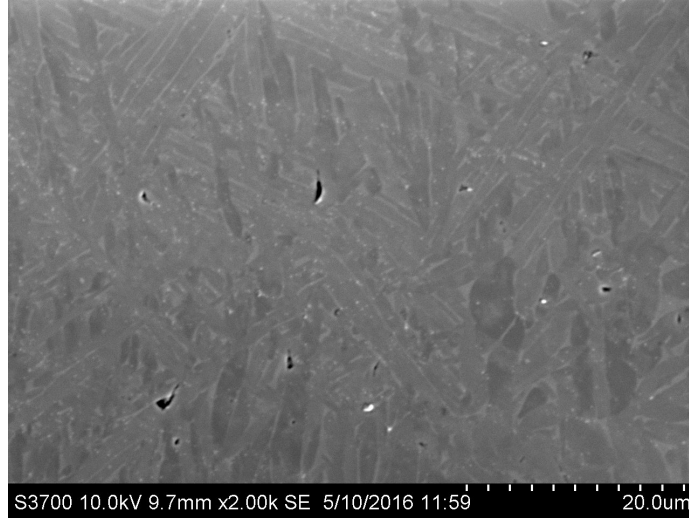


Figure 4.5 SEM micrograph of a polished and unetched section of an SLM HIP sample revealing residual porosity. The build direction is perpendicular to the image

4.5 Fatigue Testing Methodology

The method used herein studies the fatigue behaviour of smooth specimens in HCF conditions similar to cold-section blades and vanes. An electro-magnetic shaker provides base excitation to a cantilever mounted sample to produce resonant conditions. The ensuing cyclic deformation is a result of maintaining resonance through a closed-loop control scheme where the force and frequency of the base excitation is controlled against the displacement of a point on the sample. The displacement is measured via a 1D laser vibrometer and the shaker force by an accelerometer. The equipment used during the testing consists of a MB mfg 1200lbs shaker using a Dodson DTS signal amplifier. The instrumentation used in the control loop is a Keyence LK-H082 laser vibrometer, a PCB 352A60 accelerometer and 32SG Micro-Measurements strain gauges.

As stated by George et al. (George *et al.*, 2004), this versatile technique allows for many deformed shapes to be achieved and multiple stress states to be solicited through careful design and optimization of sample geometry, and chosen resonance mode. In this study, a simple cantilever rectangular plate was designed with a shallow notch. The first bending mode (displacement field shown in Figure 4.6a) was chosen for its ease of excitation and similarity to other conventional cantilever bending testing techniques. Also, a shallow notch was designed to ensure crack initiation away from the clamped end.

The stress concentration factor of this notch is roughly equal to $k_t = 1.48$. In fact, the highest

stress at the notch edge is only 20

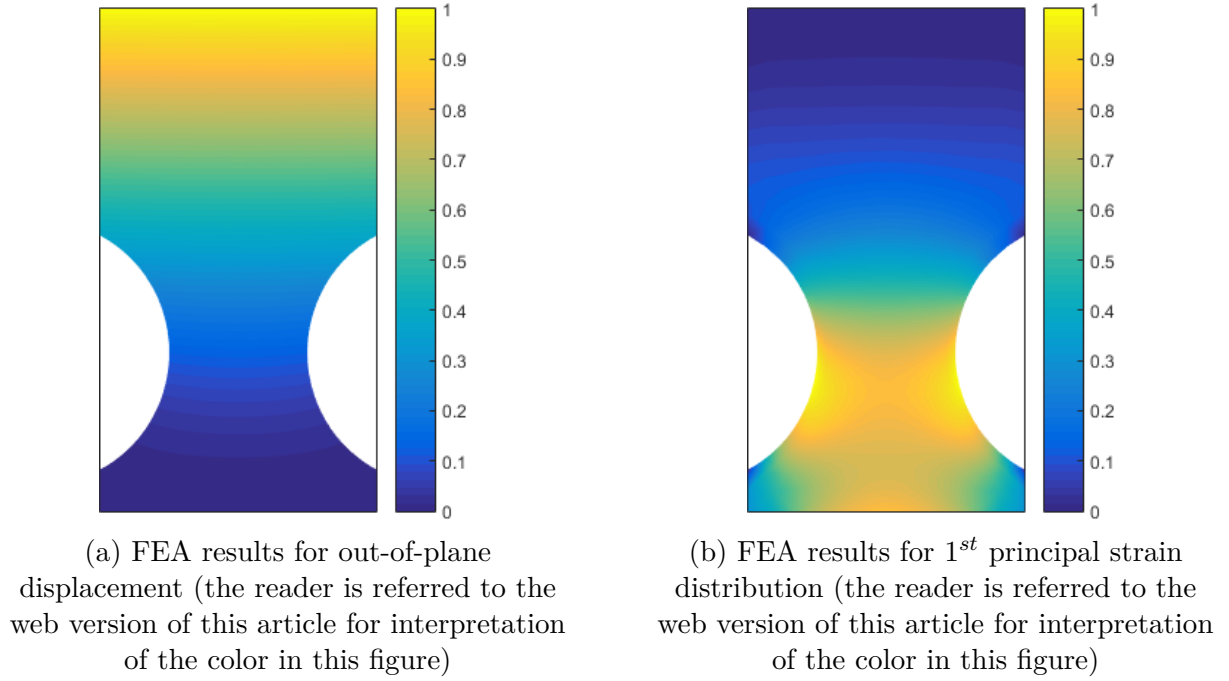


Figure 4.6 Surface plots presenting FEA harmonic analysis results for chosen geometry

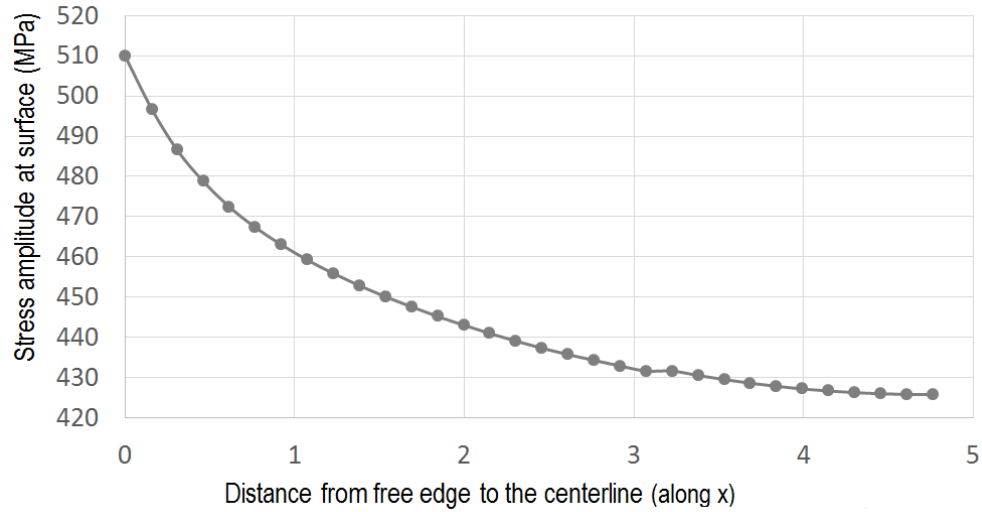


Figure 4.7 Graph presenting the stress gradient evolution from the free edge at the root of the notch to the centerline of the sample

It is also well reported in the literature that a crack appearing in a plate under modal excitation will modify its resonance conditions (George *et al.*, 2004; Wang *et al.*, 2006b; Yun *et al.*,

2012). The resonance frequency tends to drop as the bending stiffness of the plate diminishes due to the shortening portion of sound material. The stopping criterion is determined by this drop in resonant frequency caused by the propagating crack. In this study, the criterion was chosen to be a relative frequency drop of 2%, which is equivalent to a crack length of roughly $5mm$.

The vibration based technique is used in concordance with the staircase method developed by Dixon and Mood in 1948 (Dixon et Mood, 1948) to calculate the fatigue rupture stress at 10^7 cycles. It allows for the mean and standard deviation of the Failure Probability Distribution (FPD) to be estimated while permitting an economy in samples of 30 to 40% compared to other methods such as the Probit method (Dixon et Mood, 1948). The method assumes an FPD following a normal distribution. Originally, Dixon and Mood based their analysis on large sample theory (40 to 50 samples), but it was proven afterwards that this assumption is not necessary and that the method is robust for samples numbers as small as 5 to 10 coupons (Pollak, 2005). More specifically, the mean estimation remains accurate if the testing starts close to the true mean stress. It is the standard deviation estimator that breaks down for small samples. Another important assumption relies on the fact that the constant step size must be less than twice the actual standard deviation of the tested population. With this in mind, the experimental matrix and test variables are presented in Tables 4.1 and 4.2, respectively.

Table 4.1 – Table presenting the experimental matrix of materials states tested. The number in parenthesis represents the total number of samples produced

	Reference	SLM	
Direction of σ_{11}	\parallel to rolling direction	\parallel to Z	\parallel to X
State	Annealed (15)	SR (10)	SR (10)
		HIP (10)	HIP (10)

Table 4.2 – Table presenting the experimental parameters used in testing

Resonance mode	First bending
Frequency	Roughly $800Hz$
Initial stress amplitude	Determined by step test of first sample
Step size	5% of initial stress
Stopping criteria	2% drop in resonance frequency

An important consideration that must be mentioned pertains to the stress amplitude control. As stated in Seidt and George *et al.* (Seidt, 2001; George *et al.*, 2004), this method is displacement controlled and a calibration factor must be used to estimate the developed strain according to the displacement imposed by the control loop. This is done through the use of strain gauges placed on the critical area where crack nucleation is predicted to occur and by measuring a calibration factor between the two signals. Since the strain gauges cannot survive the strain amplitudes and number of cycles that the tests demand, the calibration factor is calculated from lower values of displacement and used to estimate strain at failure levels. This method has been validated in George *et al.*'s work (George *et al.*, 2004). The calibration value corresponds to the slope of the relation between the strain and tip displacement which is known to be constant (George *et al.*, 2004). Accordingly, these results have been validated in this study, as can be seen on Figure 4.8.

There is another important experimental particularity which must be addressed. It can be seen in Figure 4.2 that the gauge is placed at the root of the notch and that the location of maximum strain, corresponding to the highest calibration value, is shown to be slightly closer to the clamped end, as can be seen in Figure 4.9. However, the trendlines for the strain to tip displacement relation at the root of the notch and the position of the maximum, shown in Figure 4.8, highlight the negligible difference between the two positions. This allows for the same calibration value to be used for both positions with negligible error in stress estimation.

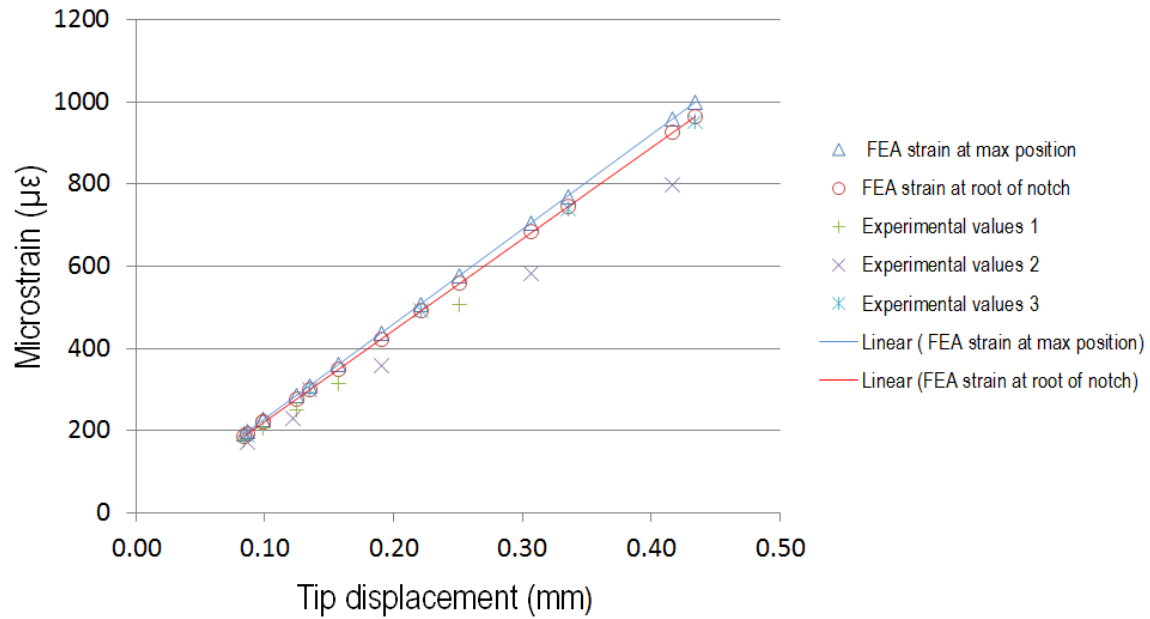


Figure 4.8 Graph showing the relation of the strain to tip displacement for FEA results and experimental values. Trendlines are calculated for FEA results. The maximum and the root positions refer to positions labeled in Figure 4.9. Note the similarity between the trendlines at the notch root and the maximum position.

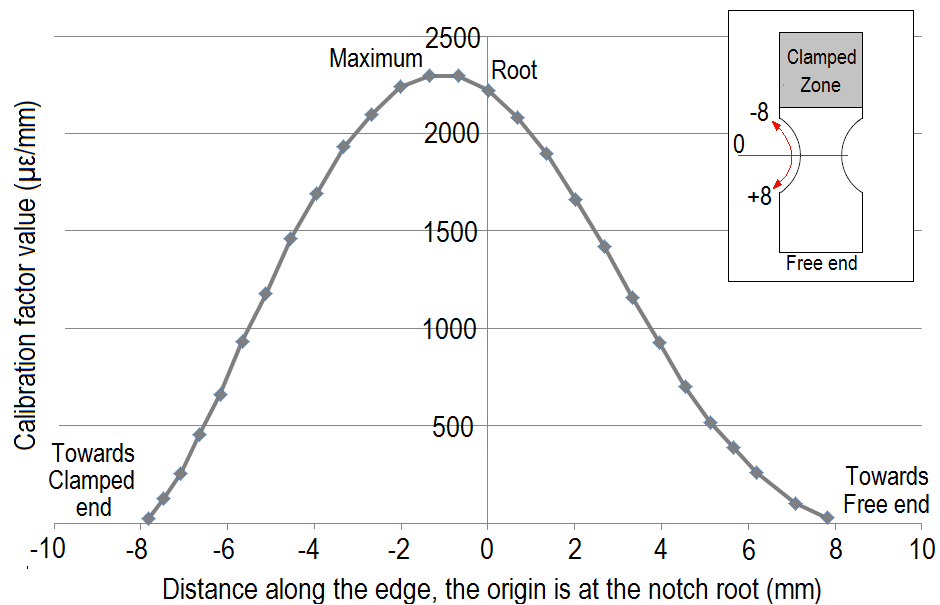


Figure 4.9 Value of calibration factor along the edge of the notch for a single displacement value. Note that the maximum is slightly away from the root of the notch

4.6 Results and Discussion

4.6.1 Tensile Properties

The relative values of the tensile properties of all investigated materials are presented in Table 4.3. The tensile properties are as expected from the microstructural results shown in section 4.4. The SLM SR state, presenting a martensitic and porous microstructure, shows a high yield strength while demonstrating poor ductility. After a HIP cycle, microstructural evolution and pore closure lowers yield strength and raises ductility to a level on par with the AMS 4911 wrought material. It must be mentioned that the reference material tensile properties meet or exceed the AMS 4911 minimum specifications as does the SLM HIP material, while also meeting or exceeding ASTM-F2924 minimum specifications for a class A material.

Table 4.3 – Table presenting the tensile properties normalized against the performance of the reference series

Series	Normalized YS (%)	Normalized UTS (%)	Normalized EL (%)
AMS 4911 Long	100	100	100
Z SLM SR	139	136	16
X SLM SR	140	141	21
Z SLM HIP	105	110	108
X SLM HIP	109	113	79

4.6.2 Fatigue Results and Statistical Analysis

The mean stress at failure and the standard deviation of the FPD for all 5 series are calculated and are presented in Figure 4.10 and Table 4.4. A noteworthy aspect for the interpretation of these results is presented in Figure 4.10 pertaining to the comparability of results from differing fatigue techniques. The reader will notice the line marked for the $20Hz$ MMPDS data on the reference series bar. This bar shows the frequency and shape/loading effect encountered during the fatigue testing in this project. Ti-6Al-4V has been shown to demonstrate a frequency dependency for fatigue performance (Nicholas, 1981; Morrissey *et al.*, 1999; Takeuchi *et al.*, 2008), while it is well known that thins samples tested in beding show higher fatigue lives than axial samples. In this study, the stress at failure was found to be roughly 30% higher than conventional fatigue literature data at $20Hz$.

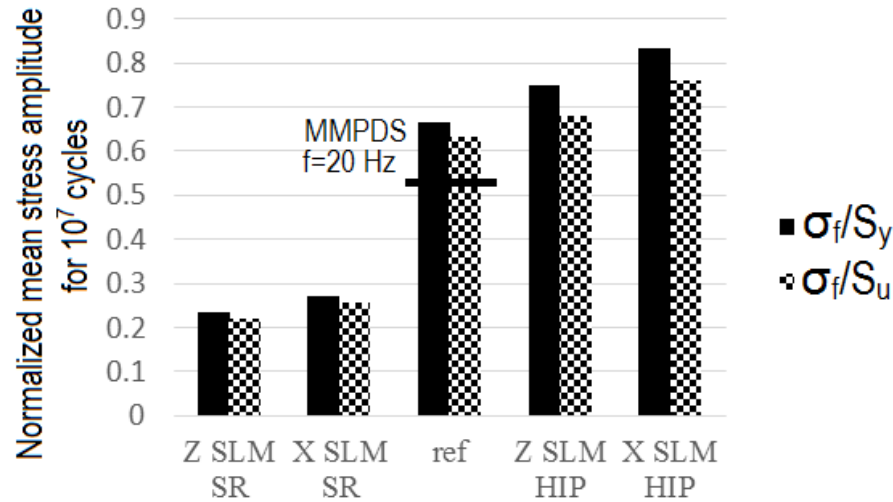


Figure 4.10 Graph of the mean stress amplitude of the FPD for 10^7 cycles relative to the yield and ultimate strength of each material state (AMS 4911). For each series, the black and checkered bars represent the mean stress amplitude for 10^7 cycles divided by each series' Ultimate Tensile Strength (S_u) and Yield Strength (S_y), respectively.

Table 4.4 – Mean stress amplitude and standard deviation of the FPD normalized against the performance of the reference series, i.e. all values are divided by the mean stress amplitude of the reference series (AMS 4911)

Serie	Normalized mean (%)	Normalized standard deviation (%)	Number of tests
Reference	100	4.9	14
Z SLM SR	47	6.4	10
X SLM SR	57	6.4	10
Z SLM HIP	118	4.8	9
X SLM HIP	136	4.8	10

It can be seen that the performance of the SLM SR state is roughly half that of the reference series. Also, it is interesting to note that the mean fatigue life of the SLM SR series represents less than 30% of its yield strength. An explanation of this large difference in performance when compared to the reference material is the presence of pores in the SLM SR material. It is well documented that the martensitic structure of this material accounts for the relatively high yield strength and the pores for the low crack initiation strength, this behaviour is also visible in Table 4.3. Figure 4.3b shows the microstructure along with a typical pore that can be found dispersed throughout the material volume. These pores are known to have a deleterious effect on fatigue life, being a preferential point of initiation (Leuders *et al.*, 2013).

This hypothesis is confirmed in section 4.6.3.

The results presented in this section also indicate the presence of an anisotropic behaviour varying according to the build direction. The differences are statistically significant for both heat treatments. First off, the samples built in the X direction seem consistently more resistant. This behaviour might be due to the columnar nature of the microstructure or other microstructural characteristics that are conserved throughout heat treatments. The fact that the strongest direction is parallel to the columnar grains would seem to indicate that the long interfaces between prior β grains are not preferential sites for crack nucleation. This hypothesis is reinforced by the fact that the difference in build direction performance is not aggravated by the HIP heat treatment, which causes grain coarsening, including the interface phase. However, no conclusions can be made from the available data because of the competing effect of porosity closure. In other words, the effect of microstructural coarsening could be convoluted with the effect of pore closure, thus masking the full extent of each mechanism. This point is explored more in depth in section 4.6.3. Li et al. (Li *et al.*, 2016) supports that the effect of a martensitic structure on fatigue behaviour is hard to untangle from other competing effects. However, in Leuders et al.'s work (Leuders *et al.*, 2013), a heat treatment causing martensitic decomposition (and coarsening) without pore closure did not affect fatigue performance significantly, pointing towards the dominant aspect of pores in this respect.

In a concurrent study on the same samples (Danovitch et al.), it was found that the SLM SR samples contained regularly aligned pore structures. The alignment of the pore structures coincides with the laser tracks, this same phenomenon was also presented by Thijs et al. (Thijs *et al.*, 2010). In other words, they found long bands of pores (Figure 4.4c) that are aligned with the layers (Figure 4.4a) and spaced in such a way as to echo the laser tracks following the pattern of the "island" scanning strategy. These results, analyzed more in-depth in Danovitch et al.'s publication (Danovitch et al.), present a strong hypothesis explaining the anisotropy results found in this study for the SLM SR samples. Pursuing this line of thinking, it can be argued that the weakest direction for crack nucleation is on a plane perpendicular to the deposition layers as it is the plane of intersection presenting the highest surface density of pores. Hence, a Z direction sample has a higher statistical chance of having a pores near the maximum strain zone of the root of the notch since pores are randomly and evenly distributed across each layer, along laser tracks. This idea is illustrated in Figure 4.4c, where it can be seen that pore tracks are perpendicularly intersected by the notch and aligned with the direction of propagation. In this scenario, the spacing between the bands is less than the layer thickness. While in the X direction, the notch intersects a checkered pat-

tern of pore tracks and pore free "columnar zones" (Figure 4.11) resulting from the layering of islands, each having alternating laser track directions. In this case, pore band spacing is approximately equal to the hatching distance which is more than double the layer thickness used in this study, which leads to an overall lower surface pore density for the plan at which nucleation occurs, for this series.

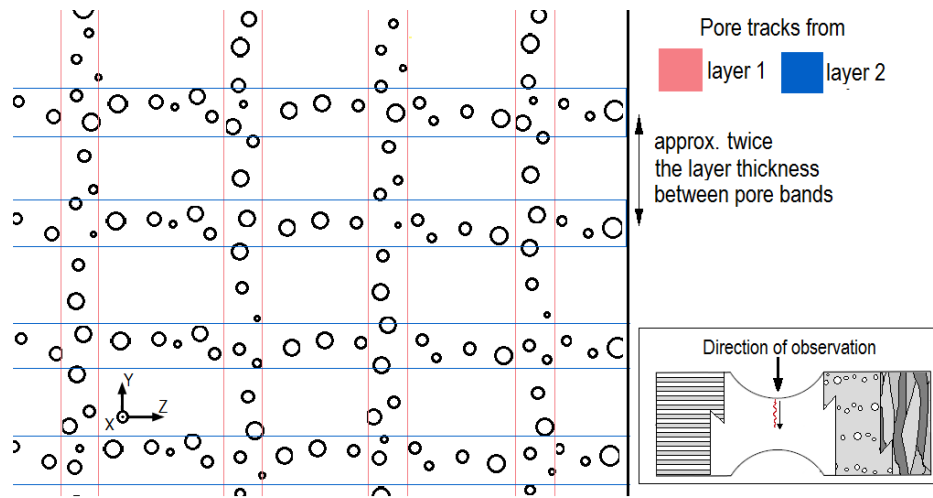


Figure 4.11 Illustration of the pore distribution found in the SLM SR X direction series. The plane of observation represents the YZ plane in the samples local coordinates

Lastly, the effect of the HIP heat treatment on the fatigue behaviour is evident from the results presented in this section. The relative increase in performance is 252% and 238% for the Z and X directions respectively. Additionally, the fatigue performance of these series surpasses the performance of conventional wrought materials by a significant factor of roughly 30%, all directions considered. Also, even though Pollak (Pollak, 2005) indicates that the standard deviation estimator of the Dixon-Mood method is prone to over-estimation and low confidence for small samples, the standard deviation results still allow a conclusion to be made as to the effect of the HIP treatment on the spread of results. It is quite certain that the HIP treatment reduces the standard deviation, and thus spread, of the FPD at 10^7 cycles, although to quantify the difference would be grossly over-estimated at best (by a factor of almost two in Pollak's simulation work (Pollak, 2005)). There is no doubt that the most dominant factor playing a role in the strong fatigue performance of the SLM HIP series comes from the pore closure effect. All authors (Li *et al.*, 2016) having investigated the effect of the HIP heat treatment on fatigue unanimously agree and corroborate the conclusions found in this study as to that aspect. However, publications on conventional fatigue of Ti-6Al-4V show an inverse correlation between the crack initiation strength and the α plate

width, which is at a minimum for martensitic structures (Lütjering, 1998). There remains little doubt that the microstructural coarsening that occurs in the HIP cycle has a mitigating effect on fatigue performance, although to which degree requires more investigation.

To confirm the results obtained by the Dixon-Mood staircase method, a logistical regression analysis was performed on the data. The data was structured so as to consider the build direction and heat treatment as two categorical predictors having two levels each, as well as the stress to be a continuous predictor. The number of cycles to failure is conditioned as a binary response for failure or survival. The model finds that both effects are to be considered as having a significant impact on the response variable. The heat treatment has the strongest effect of all, while the influence of the build direction is still significant (see Figures 4.12 and 4.13). In brief, the logistical regression supports the conclusion of the Dixon-Mood analysis.

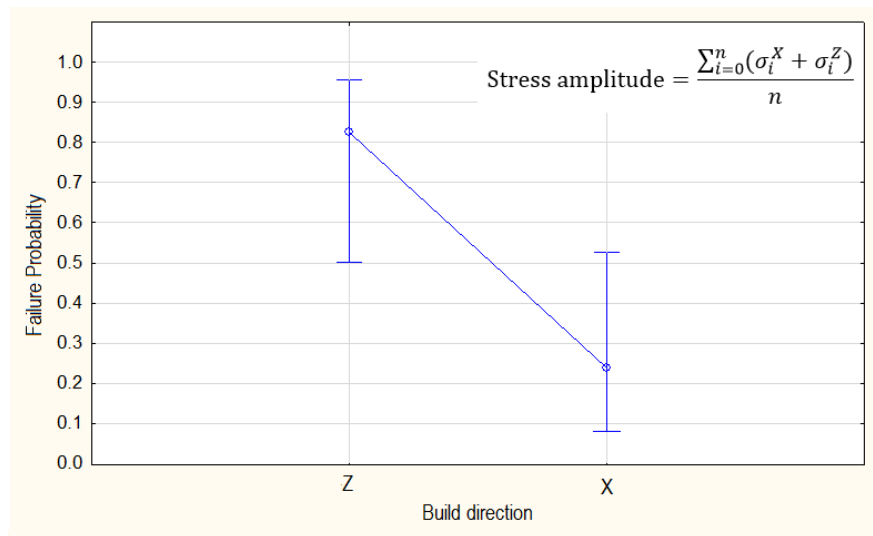


Figure 4.12 Graph of the predicted effect of build direction on failure probability at mean stress. Wald statistic $X^2(1) = 4.94$, $p = 0.026$, 95% C.I. (computed at global mean stress)

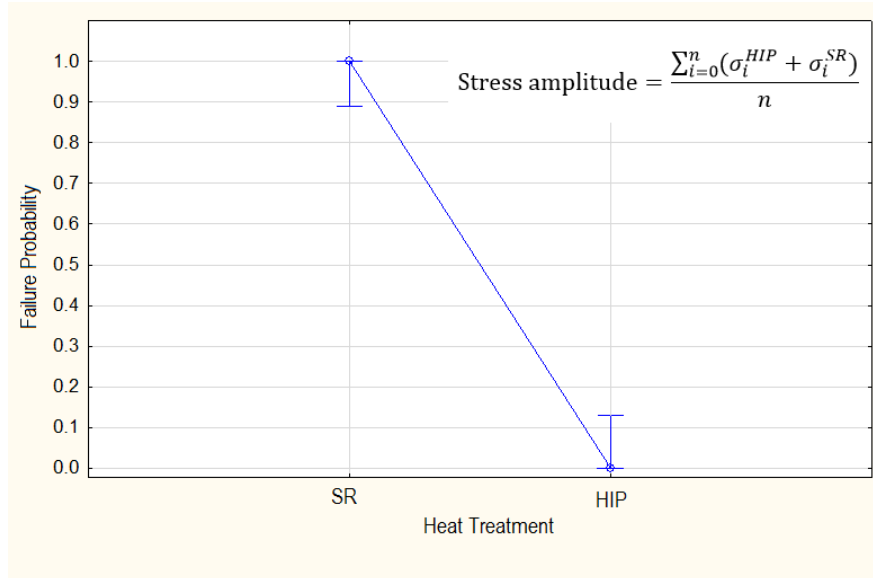
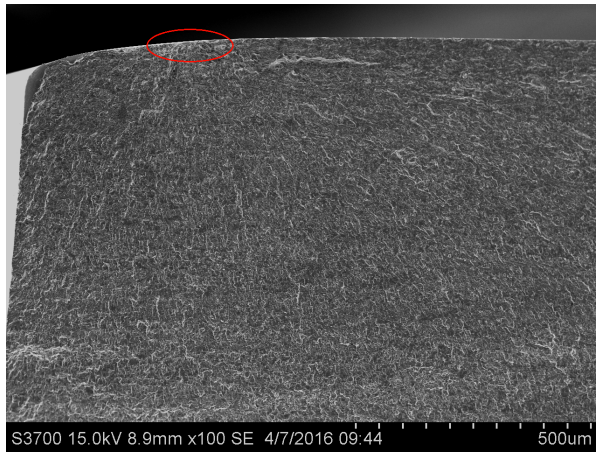


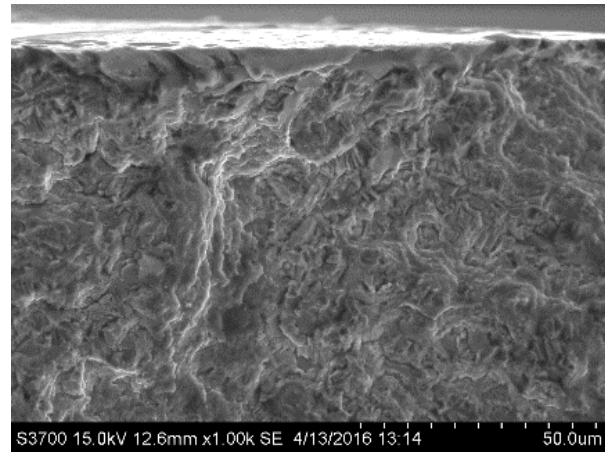
Figure 4.13 Graph showing the predicted effect of heat treatment on failure probability at mean stress. Wald statistic $X^2(1) = 6.47$, $p = 0.011$, 95% C.I. (computed at global mean stress)

4.6.3 Fractography

Figures 4.14a, 4.15a and 4.16a show selected crack initiation sites taken by Scanning Electron Microscope (SEM) on reference sample #27, SLM SR X sample #11 and SLM HIP Z sample #1. These images were chosen to represent the typical crack nucleation sites found on the majority of samples of the same series.

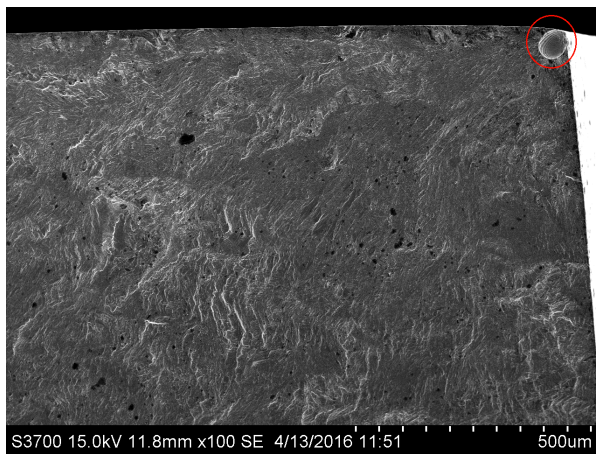


(a) Typical fracture surface found for the reference series showing the initiation site circled in red

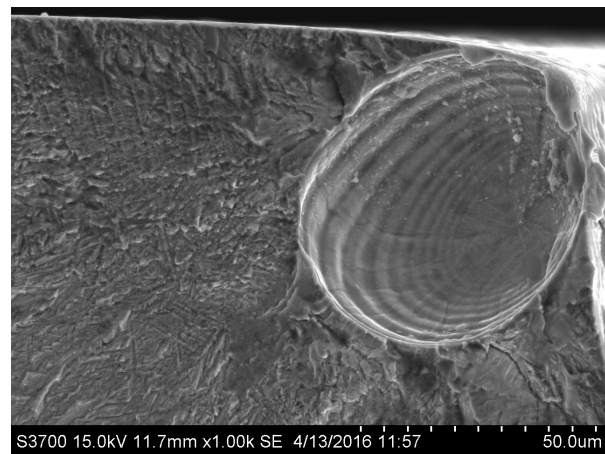


(b) A magnification of the circled area in Figure 4.14a showing the nucleation site

Figure 4.14 Typical slip type initiation found for the reference series

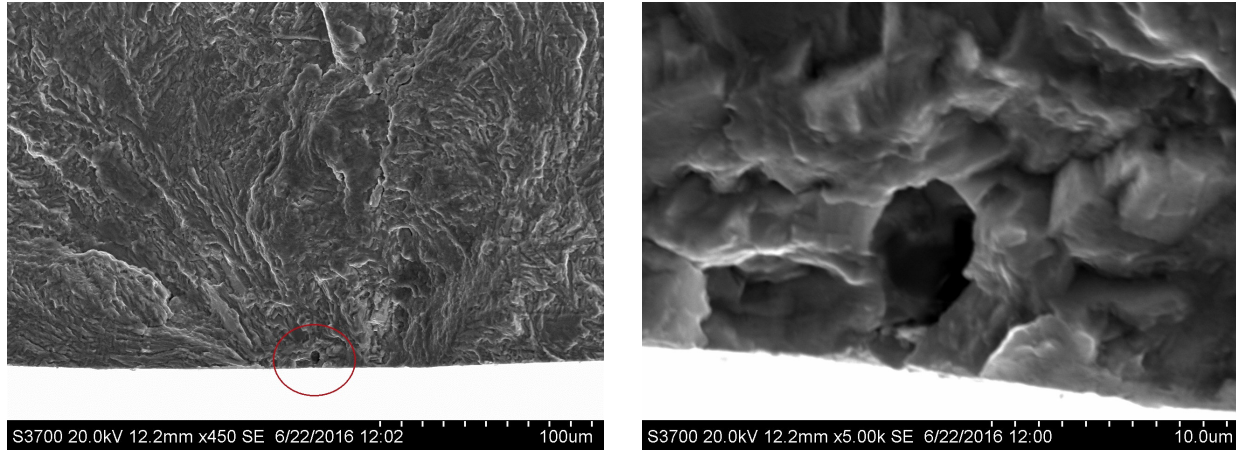


(a) Typical initiation site for the SLM SR series, showing a gas entrapment pore as the crack nucleation site



(b) A magnification of the circled area in Figure 4.15a showing the nucleation site

Figure 4.15 Typical initiation of the SLM SR series investigated in this study



(a) Typical initiation site found on SLM HIP series, showing a residual pore as the initiation site

(b) A magnification of the circled area in Figure 4.16a, showing a residual pore as the initiation site

Figure 4.16 Typical initiation of the SLM HIP investigated in this study. Images at different magnifications are presented here for clarity, due to the difference in scale of observed features

As can be seen in Figure 4.14b, the nucleation site of the reference series presents what appears to be slip planes contained within an α grain cut by the surface. Average α grain size in this alloy is 15 microns, although standard deviation of the grain size distribution is roughly 5 microns so that 67% of grains are between 10 and 20 microns in diameter. The slip markings can be recognized by the set of smooth planes oriented at 45° from the surface and are usually of consistent size when compared to grains size distribution. These slip markings indicate that the corresponding grain was favourably oriented to create a localized zone of high plasticity, thus maximizing slip. The irreversibility of this plasticity mechanism eventually leads to the nucleation of the crack (Suresh, 1998). However, it must be noted that no evidence of slip bands was found on the lateral surfaces, most probably due to lack of adequate surface preparation.

Figure 4.15a presents a typical initiation site for the SLM SR series. It is evident that the crack nucleated from a gas entrapment pore at the corner surface. The pore is open to the surface. It allows it to act as a strong stress concentrator, leading to premature crack nucleation and shortened fatigue life. It was found that at least 70% of the SLM SR series, all direction considered, initiated in a pore near or intersected by a surface. In all cases, the pores were at least 50 microns in size and never larger than 100 microns. This seems to agree with conclusions stated by Li et al. in his recent review article (Li *et al.*, 2016).

Lastly, Figure 4.16a shows an initiation site from the HIP series. This sample survived roughly 10^5 cycles. It was found that the SLM HIP samples that survived less than 10^6 presented a small residual pore directly under the surface as the crack nucleation site. By contrast, of the samples that failed passed the 10^6 cycles marks, only one initiated at a residual pore, while for two the other samples, crack nucleation mechanisms were not clearly identifiable. These findings implicate that the smooth surface fatigue performance of the SLM HIP material can be further optimized by eliminating the effect of these residual pores. All residual pores identified as crack initiators are typically 5 microns in diameter, leading to the hypothesis that this corresponds to the critical defect size for this material state. Interestingly, this critical defect size is on the same length scale as the $\alpha - \beta$ microstructure composing the SLM HIP samples (as can be seen in Figure 4.5).

4.7 Comparative Study of Dynamic Strain Behaviour

A Polytec 3D Vibrometer (3D-SLDV) is used to acquire scans of the samples under low amplitude modal excitation. This method of acquiring dynamic strain distributions has been found to be highly accurate even at very low strain amplitudes (Vuye *et al.*, 2011). A single candidate is chosen from each series to be scanned. The first bending mode is excited using a speaker and the parts were scanned using a grid exported from ANSYS, the same grid forming the mesh in the numerical simulations used for comparison and presented in Figure 4.17. Afterwards, Matlab post-processing is used to create normalized contour plots of both FEA and scan results. Relative difference plots are generated to highlight the similarities and differences. Only a small sample of the results generated in this comparative study can be presented here for sake of conciseness and clarity.

For additional information on the 3D-SLDV technique, the reader is referred to the works of Cazzolato *et al.* (Cazzolato *et al.*, 2008) and Vuye *et al.* (Vuye *et al.*, 2011) for the technical aspects and finite difference formulation used to calculate the strain fields. Lastly, the publication of Schüssler *et al.* (Schüssler *et al.*, 2011) is very useful in understanding the limits of the 3D-SLDV technique and how it compares to FEA results and strain gauge data. In essence, Cazzolato *et al.* (Cazzolato *et al.*, 2008) and Vuye *et al.* (Vuye *et al.*, 2011) develop the finite difference equations used with the triangular linear elements so as to be able to calculate strain data for the 3D displacement field. While Schüssler *et al.* (Schüssler *et al.*, 2011) showed that the 3D-SLDV technique is very accurate with respect to strain gauges while being able to measure strain data below the microstrain level. Also, the strain and

displacement data is shown to be in agreement with the numerical FEA data. Further detail on this subject is beyond the scope of this paper.

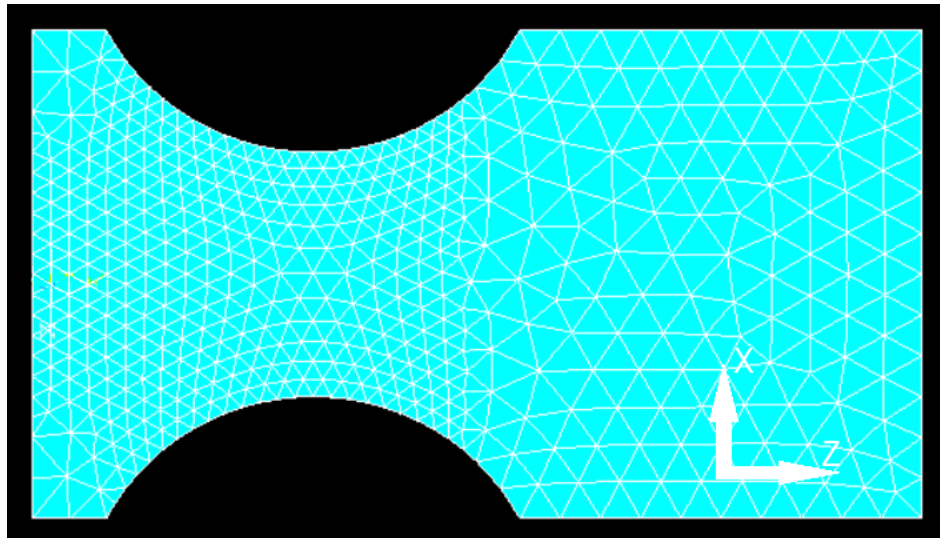


Figure 4.17 FEA mesh and element grid used in the comparative study

Figure 4.18a shows the out-of-plane displacement of the X direction SLM HIP series sample #15. This series is presented as a typical result, as all samples scanned presented a similar behaviour. The displacement field shown in Figure 4.18a clearly represents the first transverse bending mode being excited at roughly 800Hz . Note the high degree of symmetry shown by the deformed shape.

The strain scan and simulation data are compared to one other since these quantities are closest to the displacement, which is the actual quantity measured, and are obtained by differentiation with respect to all three nodes attached to each element (Cazzolato *et al.*, 2008; Vuye *et al.*, 2011). By contrast, to compare stress data would require detailed knowledge of the elastic constants of the test materials. In addition, the accuracy of an isotropic elastic model for AM numerical stress calculations is still an open question.

The Figure 4.18b shows the Z strain distribution for the scan of a sample from the X SLM HIP series. The biggest differences are at the clamped and free edge. At the clamped edge, there is no high strain zone near the middle of the edge in comparison to the numerical data. This indicates that the clamping isn't as near perfect as in the numerical simulation, and points to the presence of localized slipping at the clamped edge. This result goes to show how

important clamping strategy choice and design is for adequate representation by means of numerical simulation. At the free edge, the non-zero strain state measured by the scan shows a slight break in symmetry which could be caused by misalignment in the experimental setup. Unfortunately, it is not possible to conclude to which degree misalignment contributes to this behaviour. However, it is interesting to note that a check of symmetry for the out-of-plane displacement on the scan data indicates to a highly symmetric deformed shape (less than 5% difference).

By contrast, SLM scan data shows a slightly higher free edge strain and a higher degree of asymmetry than the reference sample data. All things being equal, this would lead to the conclusion that some material difference contributes to a higher degree of free edge strain and asymmetry seen for the SLM samples when compared to the reference sample. Although no conclusions can be made, AM materials are known to be structurally anisotropic and it seems that this characteristic contributes to the modal strain distribution. Specifically, the X SLM HIP sample shows the lowest degree of free edge strain and a lower global difference when compared to the reference sample in displacement and strain distribution, while the SR samples are the most dissimilar. While this behaviour is notable, the exhibited differences remain small in absolute terms.

In summary, it can be said that numerical simulation must be specifically optimised to represent experimental dynamic strain distributions adequately. Specific elements such as mixed-mode contribution and imperfect clamping and free edge curvature must be taken into account. Also, it can be concluded that SLM materials do not differ highly from conventionally processed materials as to the dynamic strain behaviour, the closest resemblance being for the X direction in the HIP material states and the least similar being for the SLM SR state.

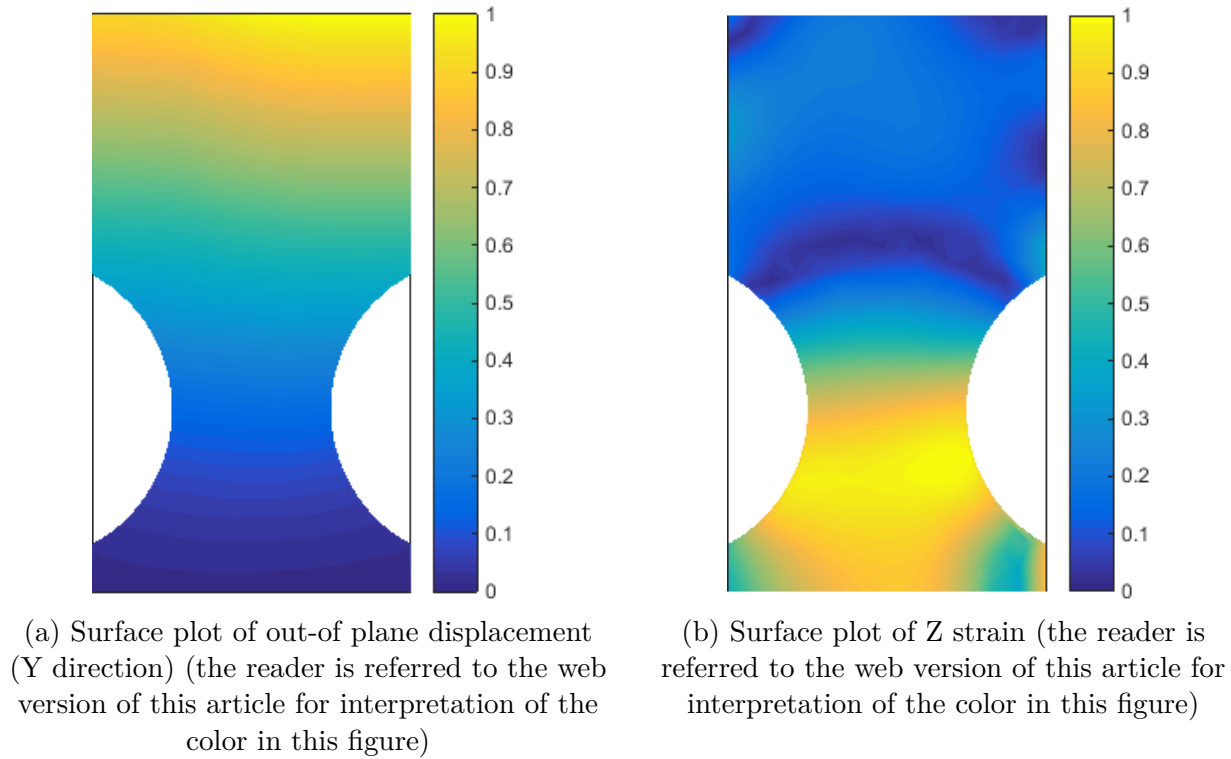


Figure 4.18 Examples of vibrometry scan data for X HIP 15 sample.

4.8 Conclusion

Vibratory fatigue of AM fabricated Ti-6Al-4V is characterized in this study and fractographic information is used along with microstructural data to provide an understanding of underlying causes to the different fatigue performances found. Lastly, 3D vibrometry results are used to critically assess the method for application to AM materials.

This project aimed to study the vibration HCF behaviour of SLM produced Ti-6Al-4V in comparison with conventional wrought counterparts as well as to understand the microstructural features and dominant failure mechanisms controlling this behaviour. The results presented in herein lead to the several conclusions:

1. SLM materials show a vibration fatigue strength at 10^7 that is highly dependant on post-build heat treatment exhibiting performance both below and above wrought data, for the SR and HIP state respectively;
2. The SLM HIP material state has a mean fatigue rupture stress at 10^7 cycles that exceeds conventional wrought materials, in essence due to the slightly finer and near

defect-free lamellar microstructure resulting from SLM and HIPing;

3. Porosity, inherent to SLM, is highly detrimental to fatigue performance, even at very low occurrence (less than 1%), leading to crack initiation at a pore in 7 out of 10 samples in the SLM SR state, and even dominating fatigue performance after a HIP cycle;
4. HIP post-build heat treatment more than doubles fatigue performance for SLM Ti-6Al-4V, mainly due to pore closure effects, while fatigue crack nucleation is still found to be controlled by residual pores, of around 5 microns in diameter;
5. Fatigue results also showed a strong anisotropy in fatigue performance with no significant interaction with the heat treatments, the weakest direction corresponding to crack initiation and propagation parallel to the build layers and pore tracks;
6. AM materials show a similar dynamic strain behaviour when compared to a conventionally processed material under equivalent modal solicitation;

As closing remarks, this study points the way to future work in the AM and vibration fatigue fields. For AM, anisotropy contribution to fatigue performance needs to be better understood as well as factors not considered here such as surface finish and porosity spatial distribution, such as near surface porosity. Systematic studies on the effect of post-build heat treatment parameters are also needed to help in the development of model-based understanding and optimisation. In addition, Xu et al. (Xu *et al.*, 2015) hint at a novel post-build heat treatment free deposition that could revolutionize current SLM paradigms. For vibration fatigue, a systematic and quantified study utilizing the 3D vibrometry technique should be made to develop understanding of the effect of deposition parameters on dynamic strain distribution.

4.9 Acknowledgments

The author is grateful to the "Consortium de recherche et innovation en aéronautique du québec" (CRIAQ), the École Polytechnique de Montréal and McGill University, as well as Bell Helicopter Textron Canada, Bombardier, Edmit, GE, Héroux-Devtek, Liburdi, MDA and Pratt Whitney Canada for their financial support and involvement in projet MANU601. A special mention is reserved for GE Aviation for the use of their testing equipment, Edmit for the production of the samples and Héroux-Devtek for the use of their characterization equipment.

CHAPITRE 5 ARTICLE 2: CHARACTERIZATION OF BENDING VIBRATION FATIGUE OF WBD FABRICATED Ti-6Al-4V

Benjamin Ellyson, Nejib Chekir, Mathieu Brochu and Myriam Brochu Cette article a été soumis au International Journal of Fatigue, le 26 septembre 2016.

5.1 Abstract

Wire Beam Deposition (WBD) is an Additive Manufacturing (AM) technique used in creating thick or thin geometries from wire stock. This technique has recently generated interest in the aerospace field for its potential to fabricate high performance, defect-free materials while minimizing post-processing and achieving high buy-to-fly ratios. In this work, cantilever vibration bending fatigue of Ti-6Al-4V produced by WBD is studied. Vibration fatigue is a technique used to generate fatigue data representative of turbine blade and vane High Cycle Fatigue (HCF) failure conditions. Tensile strength results are also briefly presented. Specifically, the Failure Probability Distribution (FPD) for 10^7 cycles is quantified using the staircase method. Additionally, fractography and microstructure data are used to supplement fatigue results and contribute to understanding the failure mechanisms of the studied material states. Lastly, SLM fatigue and 3D vibrometry data is used to perform a comparative analysis of vibration fatigue performance of these two AM processes. The study finds that high deposition speeds lead to high fatigue performance. The material deposited at $454.66\text{mm}/\text{min}$ had a performance nearly isotropic in nature and surpassing that of the reference material (AMS 4911). It was also found that WBD produced Ti-6Al-4V has a slightly lower crack nucleation resistance than the best-case SLM material, while showing a narrower spread for failure probability.

5.2 Introduction and Background

AM technologies have been gaining attention over the past years for their promise of heightened material and time efficiency. These technologies also unlock advanced topological design methods and permit the generation of complex geometries unattainable with previous fabrication paradigms. As a novel process, AM still lacks the necessary data and model-based understanding needed to maintain a high level of confidence necessary for aerospace applications. In fact, it has been stated (Frazier, 2014) that high inter- and intra-process variability has been the main factor holding back the industrial implementation of AM. Also, Frazier

(Frazier, 2014) adds that the development of in-process control systems and batch based certification processes are key in the future of AM and that these must rely on extensive material properties databases and model-based understanding of mechanical behaviour.

WBD is a direct energy deposition process wherein material (in wire form) is directly added to a melt pool maintained by a laser (or an e-beam). Through this method, thin or thick geometries can be build up continuously or in a layer by layer method (Brandl *et al.*, 2010) to generate shell sections with minimal material waste. WBD is a promising candidate for industrial application for the capacities above mentioned, allowing for lower buy-to-fly ratios in fabricating complex thin-sectioned parts. It has also been shown to be able to produce material states that either equal or surpass the performance of conventional counterparts with little to no post-processing, as demonstrated for Ti-6Al-4V (Brandl *et al.*, 2010; Baufeld *et al.*, 2011). Kelly and Kampe (Kelly et Kampe, 2004) showed how heat extraction through previously deposited layers allows for cyclic heat treatment causing *in situ* martensitic decomposition and microstructural evolution. This intrinsic heat-treatment combined with mainly defect-free solidification means that minimal post-deposition heat treatment is necessary (Kelly et Kampe, 2004; Wang *et al.*, 2006a; Brandl *et al.*, 2010; Baufeld *et al.*, 2011) contrarily to Selective Laser Melting (SLM).

This can also be extended to conventional fatigue performance (Li *et al.*, 2016). Although little work has been published on the subject, WBD fatigue characterization is crucial if it is to be used to generate fatigue critical aerospace parts. Brandl *et al.* and Baufeld *et al.* (Brandl *et al.*, 2010; Baufeld *et al.*, 2011) investigated HCF smooth surface fatigue strength of WBD samples and found that different orientations of the build direction relative to solicitation had different fatigue strengths. It was reported that crack nucleation resistance perpendicular to the build direction was the greatest. However, since only a single material state was investigated, it is still unknown how other deposition parameters affect HCF performance and if any interaction effect is present between anisotropy of fatigue strength and deposition states. Also, failure analysis was only briefly addressed and failure mechanisms were only partially identified. Furthermore, vibration fatigue performance of these materials has not been reported to the best knowledge of the author.

To address the use of this AM technology for the fabrication of fatigue critical cold-section components in gas turbine applications, a vibration-based fatigue method is used to characterize the HCF behaviour of thin-section samples. As mentioned by Scott-Emuakpor et

al. (Scott-Emuakpor *et al.*, 2016), conventional fatigue data is misrepresentative of actual HCF solicitation conditions of turbine blades, where high rotational speeds generate high frequency and generally mixed-mode resonant stress states. Thus, by means of the vibration-based fatigue technique, it is possible to generate steady state resonant solicitation close to actual HCF failure conditions for these types of applications.

This publication is a continuation of a previous study (Ellyson *et al.*, 2016) that is based on the same test methodology and analysis. First, the fabrication of the samples and the microstructural characterization is presented. Afterwards, the vibration-based fatigue test method is quickly summarized, having already been presented in the previous publication. The ensuing results are analysed using the Dixon-Mood staircase method and show that a higher deposition speed leads to near isotropic performance exceeding wrought material counterparts. Additionally, the results of the fractography study supplement the discussion, enabling an understanding of the link between microstructure, fatigue performance and failure mechanisms. Lastly, a comparative analysis of the modal strain distributions of WBD materials shows that these materials have a dynamic behaviour comparable to conventional materials.

5.3 Material and Sample Fabrication

The samples were deposited using a LAWS 1000 automated welding system equipped with a 1kW YAG solid fiber laser. The deposition uses Ti-6Al-4V ELI wire and is completed in an open argon-flooded box. Further details on the deposition parameters are subject to limited disclosure. However, any further information can be found in the manuscript pertaining to the process/microstructure optimisation study performed on this process (Chekir *et al.*).

Some microstructural parameters play an important role in determining fatigue performance of Ti-6Al-4V, namely the α plate width in lamellar structures (Lütjering, 1998). Samples having differing microstructures are fabricated using separate sets of deposition parameters. To synthesize the two different sets of deposition parameters, the deposition speed is used as a calculated quantity. For clarity purposes, the two speeds are referred to as high and low henceforth, and they are equal to 454mm/min and 83mm/min, respectively.

WBD materials are known to have directional macrostructures and anisotropic mechanical

properties, including fatigue performance (Li *et al.*, 2016). The effect of Build Direction (BD) relative to the 1st principal stress is studied here. The BD is varied according to the orientation in which the samples are extracted from the plates. The two orientations studied are shown in Figure 5.1.

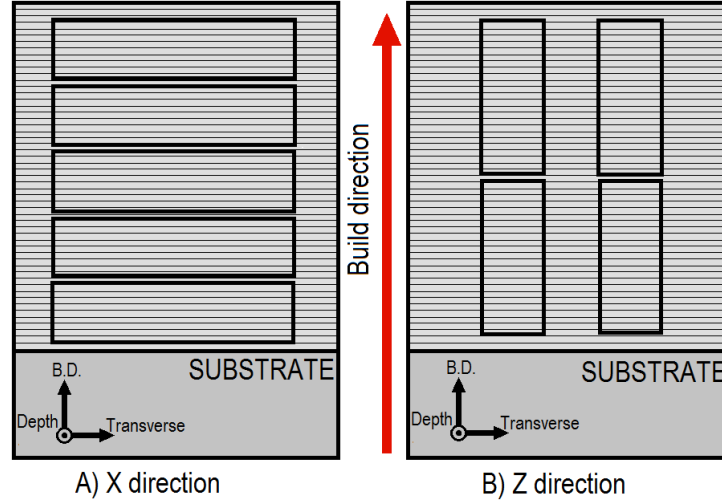


Figure 5.1 Schematic representation of the extraction strategy used to obtain samples along two different build directions (not to scale)

Before sample extraction, all plates were stress relieved as per AMS2801. This heat treatment was chosen so as to conserve the effect of deposition parameters on the microstructure, in other words to minimize microstructural evolution while still alleviating residual stress.

A total of 5 plates per deposition speed are used to obtain the samples necessary for both build orientations : 3 plates for the Z direction samples, for a total of 12 samples; 2 plates for the X direction, for a total of 10 samples. This leads to 10 plates being used to generate 44 samples in total. The different sample sets are presented in Table 5.1.

Table 5.1 – Table showing the states of samples tested. The number of samples tested in each series is presented in parenthesis

Direction of σ_{11}	\parallel to Z	\parallel to X
State	83mm/min (12)	83mm/min (10)
	454mm/min (12)	454mm/min (10)

The samples are grinded flat to a final thickness of 1.59mm and are then cut to specification

(see Figure 5.2) using Electrical Discharge Machining (EDM). Following this, the samples were polished using the following steps:

1. Vibratory tumbling in ceramic media for a preliminary sanding and to round corners;
2. Sanding down using progressively finer SiC papers to 1200 grit;
3. Polishing using alumina suspension down to $5\mu m$.

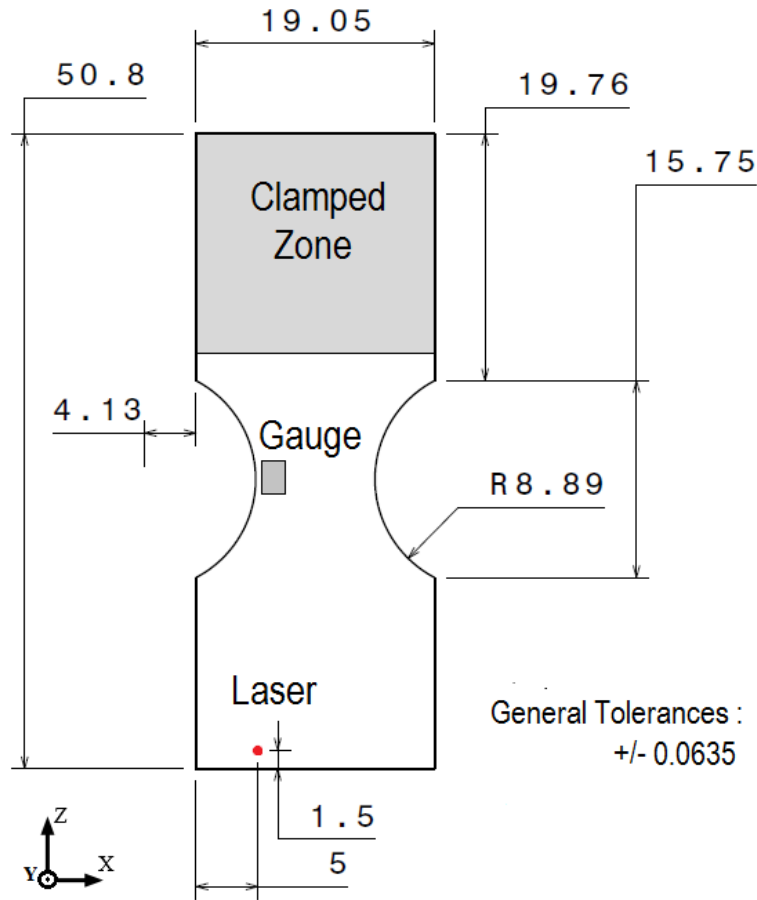


Figure 5.2 Technical drawing of sample geometry showing position of instrumentation and clamped zone (measurements are in mm)

5.4 Material Characterization

The tested materials' microstructures were characterized by observing polished sections. Sections were cut from plates for both speed and in turn mounted and polished using colloidal silica for microstructural observation. Both optical and Scanning Electron Microscopes (SEM) were used on etched (Kroll's etchant) and un-etched samples respectively. Only SEM images

are presented herein. Also, optical imaging techniques were used to observe the macrostructural features of the unaltered plates. Figure 5.5 was created using a blind reader in a typical document scanner and Figure 5.6 was taken with a digital camera.

Microstructural investigation revealed, for all WBD sample states, that the samples exhibit a columnar macrostructure typically found in AM of Ti-6Al-4V due to rapid solidification and epitaxial growth from previous layers (Kelly et Kampe, 2004; Baufeld *et al.*, 2011; Brandl *et al.*, 2011, 2012b). Figure 5.5 shows an optical image highlighting the columnar microstructure of a high deposition speed plate, clearly showing the grains aligned with the build direction. The grains are prior β grains formed in the temperature interval between solidification and the β transus during cooling. The inside of these grains is then transformed into a fully $\alpha - \beta$ structure through the subsequent thermal cycling caused by the following layers being deposited (Kelly et Kampe, 2004). A typical $\alpha - \beta$ basketweave microstructure was found (as shown in Figures 5.3 and 5.4 for the low and high speed microstructures, respectively). The α plate average width in the steady-state region varies slightly from $0.5\mu m$ to $0.8\mu m$ (Chekir et al.) for the high to low speed, respectively.

Also, it is interesting to note, that for the low deposition speed, the residence time in the β temperature domain was long enough to allow recrystallization of the columnar grains partway through the build, leading to a change in prior β columnar grain orientation from parallel to the BD to perpendicular to the BD, as presented by Chekir et al. (Chekir et al.). As it can be seen in Figure 5.6, the columnar grains are vertically oriented at the beginning of the deposition but change orientation abruptly, partway through the deposition, due to the heat input of the following deposition layers (Chekir et al.). It can also be seen that the vertical columnar grains tend to slant in the direction of deposition slightly before the transition, as highlighted by the green circle in Figure 5.6.

The WBD vibration fatigue data is compared to the same reference data as the one used in Ellyson et al. (Ellyson *et al.*, 2016). The reference series is produced from a cold-rolled annealed plate of Ti-6Al-4V as per AMS 4911 specifications. This plate showed a typical microstructure of equiaxed primary α grains of 15 microns in diameter, evenly distributed in a retained β matrix. The α grains are slightly elongated in the rolling direction.

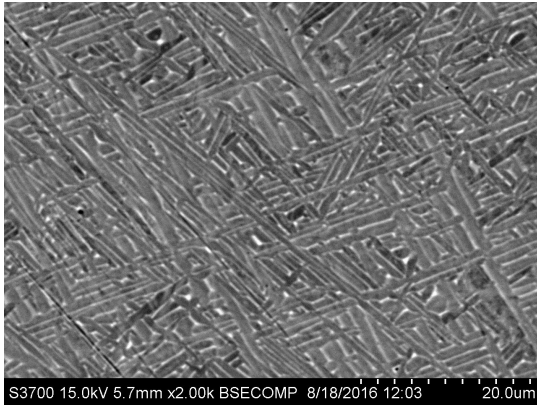


Figure 5.3 Microstructure of the WBD low (83mm/min) speed

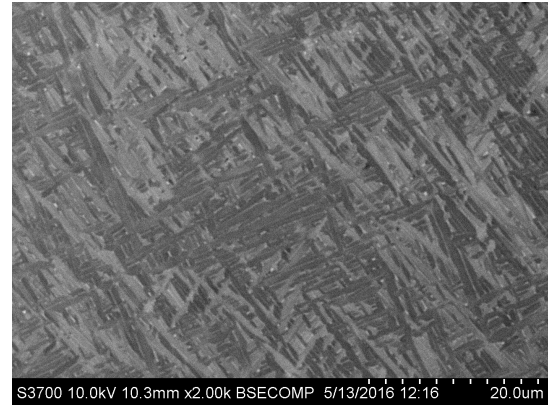


Figure 5.4 Microstructure of the WBD high (454mm/min) speed

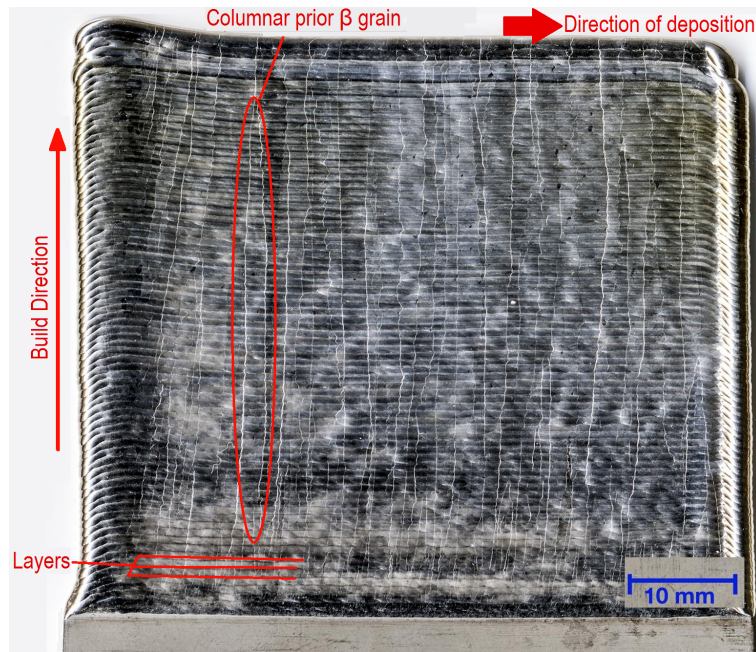


Figure 5.5 Optical image showing the columnar prior β grains of a high deposition speed plate

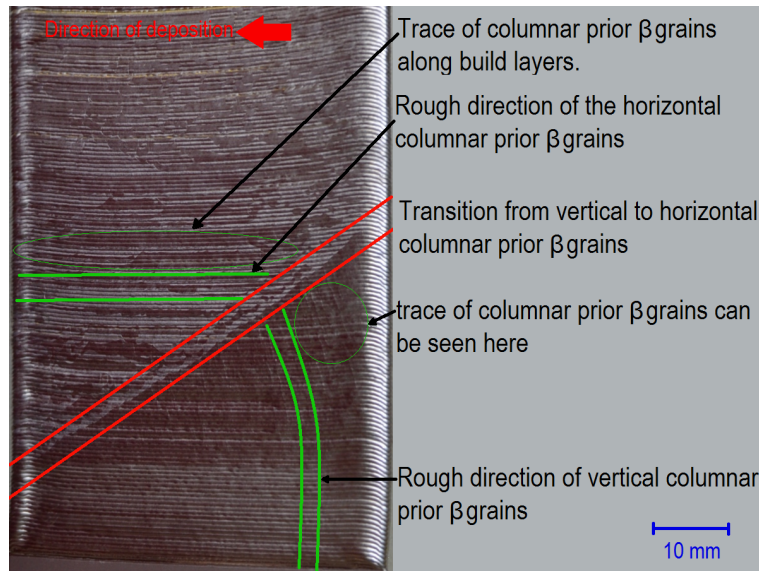


Figure 5.6 Optical image showing the columnar prior β grains and the transition of direction of a low deposition speed plate. This image was taken by Nejib Chekir

5.5 Fatigue Testing Methodology

The method uses an electromagnetic shaker to maintain a steady state resonant vibration in order to fatigue a cantilever sample. A closed-loop control system is used where the displacement is measured by a 1D laser vibrometer in order to control the magnitude and frequency of the force generated by the shaker. The feedback loop also allows resonant frequency tracking providing a means to automatically detect the formation of a crack and stop the testing. A crack that initiates and propagates in a sample lowers the natural resonant frequency and increases dissipation in the system (George *et al.*, 2004; Yun *et al.*, 2012).

Moreover, being a displacement controlled technique, it is necessary to use a calibration factor to calculate the strain amplitude in the location of crack nucleation (George *et al.*, 2004). This is accomplished through the use of strain gauges positionned as shown in Figure 5.2. The calibration is averaged over short cycle counts (typically 2000) at low displacement and different amplitudes.

This testing technique is used in concordance with the staircase method of Dixon and Mood (Dixon et Mood, 1948) to determine the controlling parameters (mean and standard deviation) of the Failure Probability Distribution (FPD) for 10^7 cycles.

A more detailed explanation of the methodology as well as validation of different experimental aspects are presented in the previous manuscript of this study (Ellyson *et al.*, 2016). For additional information on the technique and underlying theory, please refer to the works of Seidt, George *et al.*, Wang *et al.*, Yun *et al.*, and Scott-Emuakpor *et al.* (Seidt, 2001; George *et al.*, 2004; Wang *et al.*, 2006b; Yun *et al.*, 2012; Scott-Emuakpor *et al.*, 2014, 2016).

5.6 Results and Discussion

5.6.1 Tensile Properties

The relative tensile properties shown in Table 5.2 are taken from Chekir *et al.*'s publication (Chekir *et al.*). The data from each column was divided by the value of the reference series to obtain relative property values and thus are referred to as "normalized". An aspect of note is the nearly isotropic mechanical strengths demonstrated by these materials. In contrast, the elongation shows pronounced anisotropy at low speeds. The reason behind this difference in elongation is likely due to the anisotropic macrostructure, i.e. the columnar prior β grains as low elongation is usually a sign of microstructural heterogeneities. This aspect is discussed in section 5.6.2 and in Chekir *et al.*'s publication (Chekir *et al.*). It seems that columnar grains that are aligned with the deposition layers leads to premature rupture and low elongation, pointing to the controlling aspect of these microstructural heterogeneities. For both high speed direction and the low speed in the X direction, this aspect is present when compared to the reference materials, which is known to be highly homogeneous and isotropic, but almost absent when compared amongst themselves. However, the most pronounced difference in elongation is seen for the low speed in the Z direction. Logically, this behaviour points to microstructural heterogeneities orientated along the fracture plane (XY plane in Figure 5.2 or transverse-depth plane in Figure 5.1). This conclusion is reinforced by the fatigue results as shall be shown in section 5.6.2. Lastly, it must be mentioned that the reference material's tensile properties meet or exceed the AMS 4911 minimum specifications.

5.6.2 Fatigue Results and Statistical Analysis

Table 5.3 shows the parameters characterizing the FPD for 10^7 cycles, in other words the mean and standard deviation. The performance of each series is assumed to follow a normal distribution (Dixon *et al.* Mood, 1948).

The results show that the low speed shows a lower performance in the X direction when

Table 5.2 – Table presenting the tensile properties of investigated materials normalized against the reference series (AMS 4911). This data was generated by Nejib Chekir

Speed	BD	Normalized YS (%)	Normalized UTS (%)	Normalized EL (%)
Reference		100	100	100
Low	Z	88	90	23
	X	90	91	50
High	Z	98	101	66
	X	103	104	51

Table 5.3 – Table presenting the mean and standard deviation normalized against the performance of the reference series, i.e. all values are divided by the mean stress amplitude of the reference series (AMS 4911)

Speed	BD	Normalized mean (%)	Normalized standard deviation (%)	Sample size
Reference		100	4.9	14
Low	Z	100	4.0	11
	X	64	7.0	10
High	Z	111	2.9	9
	X	109	3.0	9

compared to the reference series and an equal performance in the Z direction. The X direction is only 64% the strength of the Z direction. This is the largest difference in performance among all the series tested. Three aspects are thought to contribute to the lower performance of the low speed compared to the reference and high speed, and the lower overall performance of the X direction:

1. The change of columnar grain orientation from parallel to the BD to perpendicular to the BD;
2. The presence of long α grains at columnar prior β grain boundaries;
3. The coarsening of the microstructure by longer high-temperature residence times.

First off, the fact that the low speed plates contain a mix of columnar grains both parallel and perpendicular to the build direction (Figure 5.6) leads to a higher chance of obtaining a weakened orientation from a single plate, depending on the zone in which the sample is extracted, as is illustrated in Figure 5.7. This is due to the recrystallization behaviour outlined by Chekir et al. (Chekir et al.). The low deposition speed leads to enough excess heat to allow for a recrystallization of the layers. This effect is especially present for the X direction in the low speed since the reoriented columnar grains, are intersected by the notch and tangent to the notch root. Logically this also contributes to increase the spread of results

for this direction. Secondly, the long α grains at columnar prior β grain boundaries should logically play a role in the nucleation of a crack. They can be seen as a preferential site for nucleation since the crystallographic orientation is conserved along its length. It would stand to logic that one of these long grains favourably orientated at the surface leads to premature crack nucleation within the context of a "weakest link" behaviour. These elongated phases are known to follow the prior β grain boundaries (Baufeld *et al.*, 2011; Brandl *et al.*, 2012b). As it is shown in Figures 5.6 and 5.7, the low speed X direction samples contain a mix of these columnar prior β grains both perpendicular and parallel to the build direction. The reoriented columnar grains generate an altogether higher statistical chance of long α grains traversing high stress zone at the root of the notch. Thirdly, it is quite obvious that the excess heat leads to the presence of coarsened α plates as well as allowing the growth of alpha colonies, as stated in section 5.4, and this in turns produces a weaker crack nucleation resistance as the α plate and colony width is known to be a controlling factor in Ti-6Al-4V fatigue behaviour (Hall, 1997; Lütjering, 1998). In summary, It can be said that for the low speed samples, the recrystallization behaviour produces a material where macro and microstructural heterogeneities (i.e. layer bands and columnar interface α) are all aligned, wherein all contribute to weaker crack nucleation resistance.

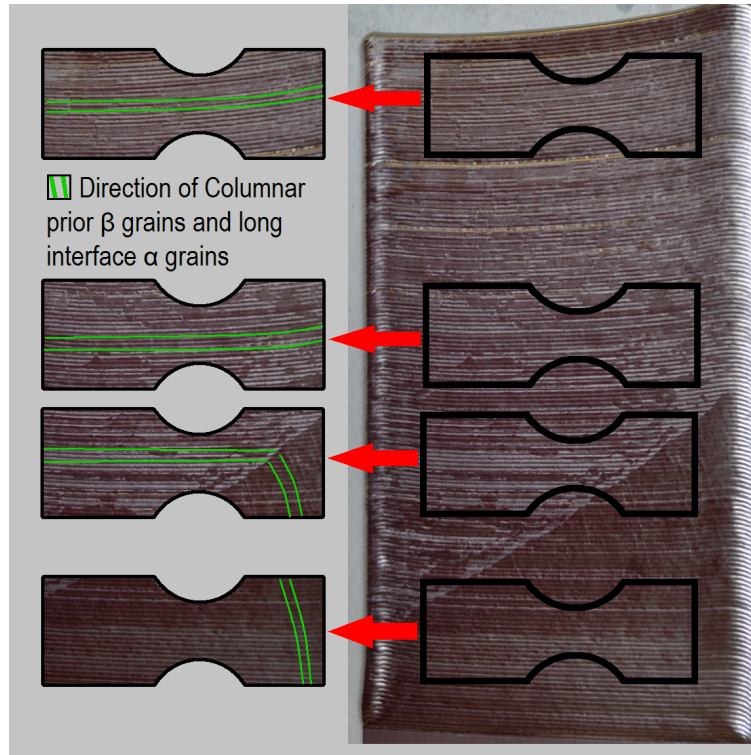


Figure 5.7 Illustration of the effect of mixed columnar prior β grain orientations and sample extraction from plates on the resulting macrostructure of the samples tested. Note how the bottom samples contain a mix of columnar orientations and the top samples contain only columnar grains aligned with the layers

When the high speed alone is considered, the build direction does not significantly contribute to fatigue performance. As such, this material state is considered isotropic for HCF performance. Also, the results show that this material state exceeds the performance of conventional cold-rolled counterparts by 10% when both directions are averaged.

Considering the effects of both parameters, it must be noted that a strong interaction effect is present between both the build direction and speed. Clearly, the effect of the BD disappears at the high speed, leading to the conclusion that deposition speed affects the degree of anisotropy demonstrated. The relationship between the two effects is inverse, where higher speeds leads to lessened anisotropy. In this study, the high speed is fast enough that complete isotropy is obtained.

Also, even though the Dixon-Mood method is known to grossly over-estimate the standard deviation of the FPD for small samples (Pollak, 2005), the results in Table 5.3 allow to con-

clude relative differences at least. In this sense, the high speed can also be said to lower the spread of the FPD relative to the low speed. This is to be expected in light of the more consistent macrostructure and finer microstructure found in the high speed samples as well as its effect on microstructural heterogeneity population and size.

Moreover, Figure 5.8 shows the mean stress amplitude at 10^7 cycles normalized against their yield and ultimate strengths for all tested series. It is interesting to note that the trends emerging in this graph echo the relative performance seen in Table 5.3. In other words, the strongest performing series also have the highest fatigue performance relative to their respective yield strengths. Also of note, the Z low speed series has a fatigue to yield strength ratio higher than the reference series even though they performed equally in fatigue trials (Table 5.3). This indicates that the yield and ultimate strength of this series is lower than that of the reference series.

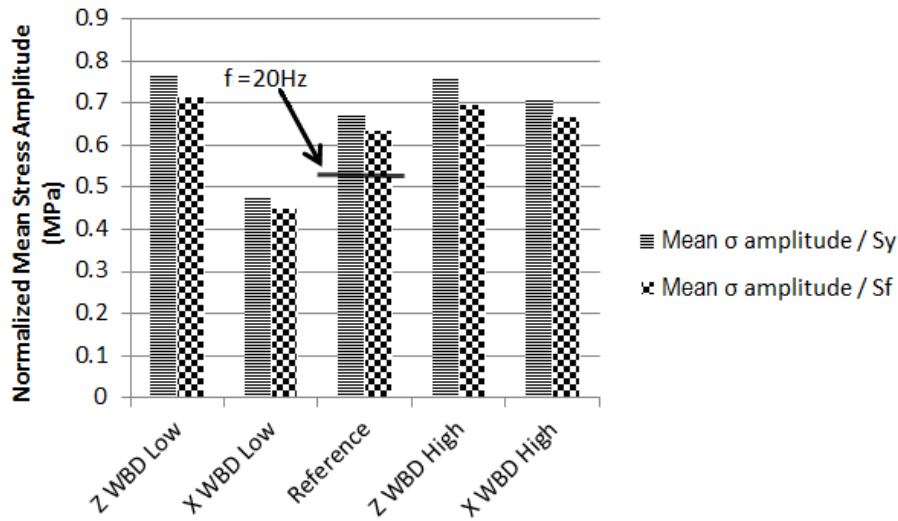
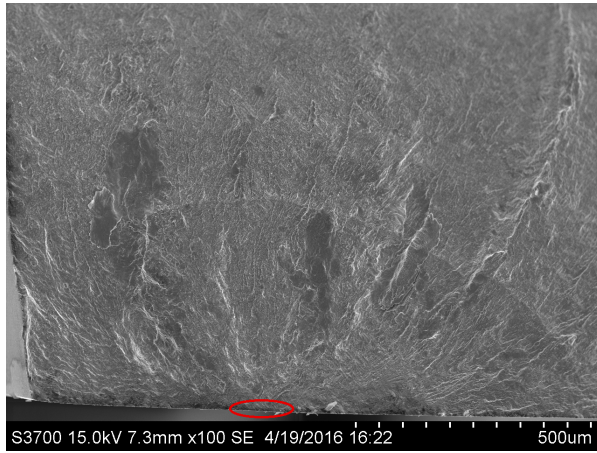


Figure 5.8 Graph of the mean failure stress amplitude at 10^7 cycles normalized to the yield and ultimate strength of each material state

Interestingly, Figure 5.8 highlights the frequency and shape effect found during this investigation. The line in the graph indicates typical axial fatigue performance at $20Hz$ for AMS 4911. All things being equal, a 10 – 15% increase in mean stress amplitude is present. This finding is of interest for the interpretation of results since, this fatigue technique highlight differing fatigue resistance stemming from frequency, shape and loading effect when compared to axial fatigue.

5.6.3 Fractography

First off, crack initiation, when identifiable, was always attributed to microstructural features at the surface while defect-based crack initiation was absent. This agrees with the microstructural investigation presented in section 5.4, since no process induced defects were found in the material, e.g. porosity, inclusions, oxides, etc. These results also corroborate findings by Baufeld et al. (Baufeld *et al.*, 2011), who reported microstructural nucleation sites at the surface.



(a) General view of fracture surface of a high speed series sample



(b) Magnification of the red circled area in Figure 5.9a showing the α colony where the crack nucleated. Note that the initiation site is circled for clarity

Figure 5.9 Fracture surface of the high speed series investigated in this study

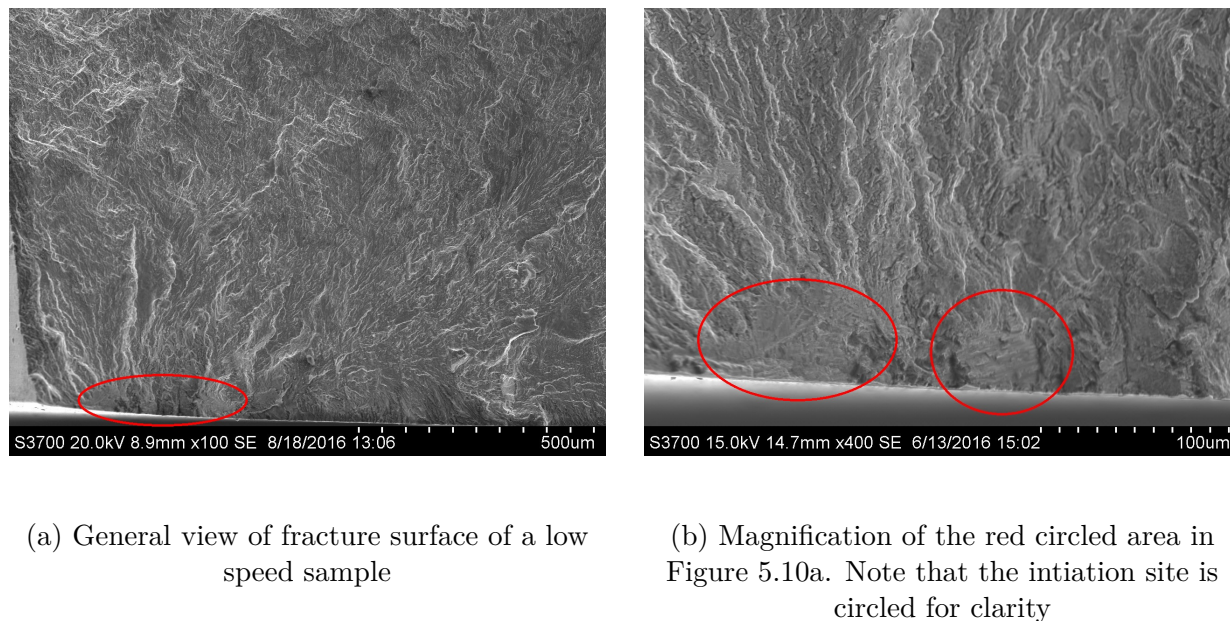


Figure 5.10 Fracture surface of the low speed series investigated in this study. Magnifications differing from Figure 5.9 are presented for purpose of clarity and due to the difference scales of presented features

Figures 5.9a and 5.10a present a general view of two selected fracture surfaces from the high and low speed respectively. In both figures, propagation lines visibly converge to the crack nucleation sites, which are presented at higher magnification in Figures 5.9b and 5.10b. Both Figures show crack nucleation at what is believed to be an α colony intersected by the surface. These results were inferred from the fractography results published by Sterling *et al.* (Sterling *et al.*, 2016) for Laser Engineered Net Shape (LENS) heat-treated specimens, wherein they demonstrate crack nucleation at an α colony cut by a surface. In fact, Chekir *et al.* (Chekir *et al.*) characterized the steady-state microstructure and layer bands, the latter were shown to be populated mainly by α colonies, while the former contained only a small proportion of colonies. These microstructural results are shared in most WBD research work (Kelly *et al.*, 2004; Brandl *et al.*, 2010; Baufeld *et al.*, 2011). Also, it can be seen from Figure 5.11, that the colony size is consistent with the size of nucleation sites found on fracture surfaces. In light of these results, the only logical candidate for such a microstructural feature acting as crack nucleation site is an α colony.

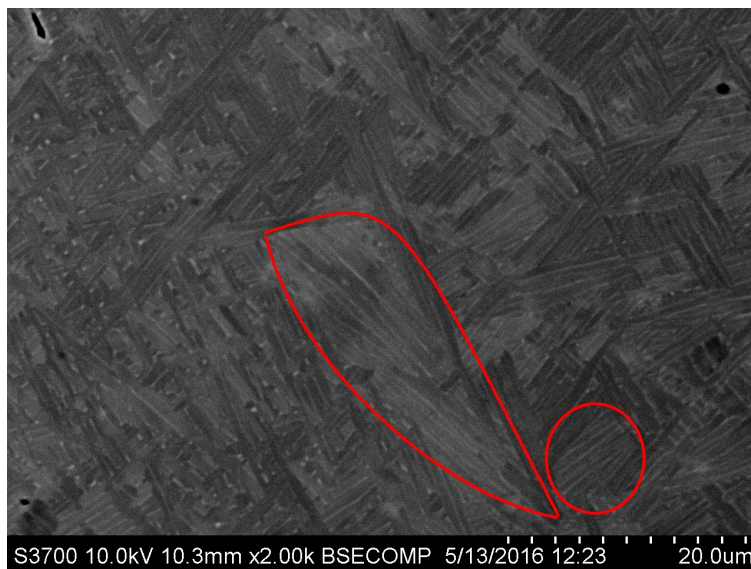


Figure 5.11 SEM image showing α platelet colonies of a high deposition speed plate. The red perimeter delineate separate examples of colonies

As per Hall's analysis of titanium alloys' crack initiation behaviour (Hall, 1997), a weakest link philosophy holds true for titanium alloys, where the size of the largest similarly oriented crystallographic domain determines crack nucleation resistance. In his publication, Hall highlights colonies, large texture domains or prior β grain size for β processed alloys as potential weakest links. Prior β grain width can be excluded already since fatigue performance corresponding to this particular domain size (above $1mm$) does not agree with presented results. In fact, the most likely candidate is colony size. Since colonies present a larger domain where platelets are similarly aligned, they are considered to be the microstructural features presenting the longest slip length (Lütjering, 1998) in the material, thus leading to the shortest crack nucleation time. It can be summarized that a favourably aligned colony intersected by a surface presents a preferential crack nucleation site when compared to a zone of randomly oriented platelets (as in the case of a basketweave structure).

Lastly, an important result of the study pertains to the failure mechanisms with respect to each variable investigated. In all failed sample, failure mechanisms appear constant across both directions and both speeds. It was impossible to correlate a change of failure mechanisms to a variation of deposition speed or build direction, since most sample showed similar crack nucleation behaviour. As such, it is hypothesized that the differences in fatigue behaviour presented herein is due to statistical differences in colony population, size and orientation with respect to the surface and fatigue solicitation. As mentioned in section 5.6.2, the X

direction low speed altogether poor fatigue performance is most likely due to the recrystallization behaviour leading to a higher colony population and thus to a higher statistical chance of having a favourably oriented colony be intersected by a sample surface.

5.7 Comparative Study of Vibration Fatigue Behaviour of SLM and WBD Ti-6Al-4V

In Ellyson et al.'s publication (Ellyson *et al.*, 2016), SLM vibration fatigue behaviour was characterized and analyzed, allowing a comparative analysis to be made between the two AM techniques. Since this paper is a continuation of the project presented in Ellyson et al.'s previous work, equivalent data and analysis is produced for both AM processes.

Firstly, in order to validate a comparative analysis of fatigue performance from a purely material perspective, mechanical and dynamic behaviour must be compared. A 3D Scanning Laser Doppler Vibrometer (3D-SLDV) is used to obtain dynamic strain distribution of the WBD samples in the first bending mode. This data is compared to numerical simulations and to 3D-SLDV reference and SLM data generated in Ellyson et al. (Ellyson *et al.*, 2016). The out-of-plane displacement and the Z direction strain are presented in Figures 5.12 and 5.13 respectively. These figures were chosen since the high speed in the Z direction is the strongest tested direction.

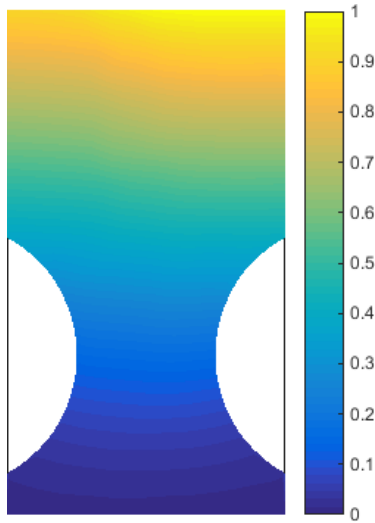


Figure 5.12 Surface plot of out-of-plane displacement

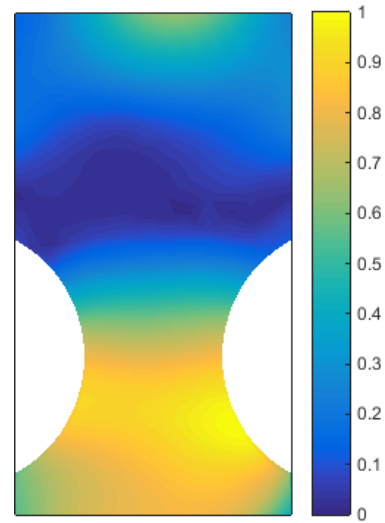


Figure 5.13 Surface plot of Z direction strain

When comparing simulation results and reference material data to WBD sample scans, similar conclusions to those presented in Ellyson et al. (Ellyson *et al.*, 2016) are found. In summary, differences in dynamic strain behaviour were identified as a slight level of asymmetry and are thought to be due to material dissimilarities, although the scale of these differences were found to be small enough (i.e. within error margins) not to influence predicted dynamic and fatigue behaviour, especially due to the shallow notch.

In light of these conclusions, differences in fatigue behaviour can be rationalized from a materials point of view. The fatigue results for the FPD at 10^7 cycles for the SLM samples in both build directions and having undergone a Stress Relief (SR) or a Hot Isostatic Pressing (HIP) are presented in Table 5.4 for reference purposes.

Table 5.4 – FPD parameters (mean and standard deviation) for SLM samples divided by the mean of the reference series FPD. These results are presented as a reminder for the comparative analysis and are taken from Ellyson et al. (Ellyson *et al.*, 2016)

Series	Normalized mean (%)	Normalized standard deviation (%)
Z SLM SR	47	6.4
X SLM SR	57	6.4
Z SLM HIP	118	4.8
X SLM HIP	136	4.8

When SLM fatigue performance is compared to WBD sample performance (Table 5.3), it can be seen that the SR series exhibits premature crack nucleation relative to even the worst performing WBD series. Microstructural characterization and fractography reveals that the martensitic and porous microstructure of the SLM SR samples is responsible for this low performance. In Ti-6Al-4V, martensite is known to exhibit low ductility and high strength when compared to $\alpha - \beta$ basketweave structures (Lütjering, 1998; Leuders *et al.*, 2013; Li *et al.*, 2016). This characteristic combined with the stress concentration effect of porosity at the surface leads to a worst-case scenario and low crack nucleation resistance. The essentially defect-free material of the WBD samples allows microstructure to dictate crack nucleation leading to a fatigue behaviour comparable to wrought material counterparts and far surpassing SLM SR performance.

Alternatively, the SLM HIP samples show a fatigue performance surpassing even the best case of the WBD samples. Interestingly, microstructural characterization shows that the

SLM HIP samples have a microstructure that is on average much coarser than both WBD deposition speeds considered, so that this difference cannot be explained purely in terms of α plate width. When the results of the fracture analysis are considered, the SLM HIP samples show that crack nucleation is mainly dominated by residual pores left unclosed from the HIP cycle, while WBD failure is dictated by colonies intersected by a machined surface. The pores responsible for crack nucleation in the SLM HIP samples were on average never larger than $5\mu m$, which is a lengthscale comparable to the dominant microstructural phase, while for the WBD high speed samples, colony size is on average $10\mu m$ and varies quite widely from this measure. The relative size difference in these microstructural features identified in the fractographic study as main culprits for crack nucleation seems to explain the difference in relative fatigue performance.

From a processing point of view, SLM leads to a highly homogeneous martensitic microstructures due to typically high cooling rates. Additionally, the subsequent HIP cycle temperature is maintained under the β transus. This effectively limits the thermal activation of diffusional mechanisms in the microstructure, thus hindering the growth of deleterious features such as colonies and elongated inter β elongated α grains that are found in WBD samples. This process-specific difference in thermal cycling highlights the trade-off between SLM and WBD with respect to microstructural homogeneity and resulting fatigue crack initiation behaviour.

5.8 Conclusion

It has been shown in this article that WBD is a viable AM process for generating HCF critical aerospace hardware since the high deposition speed demonstrated a crack nucleation resistance that exceeds conventional cold-rolled counterparts (AMS 4911). Additionally, it has been shown that this deposition state shows an isotropic behaviour. These results add to the case supporting WBD use in aerospace industrial applications since high deposition speeds lead to shorter building times, and a microstructure that maximizes tensile properties and HCF performance.

Moreover, investigation of the effect of low deposition speeds leads to a higher scatter and lowered mean stress amplitude, mainly due to longer residence time in the β domain and slower heat extraction. As stated in Chekir et al. (Chekir et al.), deleterious macro and microstructural evolution ensues.

Fractographic data supports the fatigue data in the conclusions on parameter effects and shows that WBD is mainly guided by defect-free crack nucleation. For all identifiable initiation sites, the crack nucleated at microstructural sites or surface irregularities. In essence, WBD shows no extraordinary crack nucleation mechanisms in comparison to conventional lamellar Ti-6Al-4V and these findings corroborate those found in other publications (Brandl *et al.*, 2010; Baufeld *et al.*, 2011; Li *et al.*, 2016).

Additionally, in section 5.7, WBD dynamic strain distributions and fatigue performance were compared to conventional material counterparts and SLM materials. It has been shown that a high degree of similarity is present when compared to the reference material. Also, the difference in fatigue performance between WBD and SLM materials is rationalized by microstructural characterization and fractography data. This section concludes that the difference in fatigue performance can be accounted for by the different failure mechanisms shown to be present in each materials states, i.e. porosity for SLM and α colonies for WBD.

Future work on this process should strive to quantify the effect of the location of sample extraction on a plate. It is well known that WBD builds show transient microstructures near boundaries. It is not well understood how these microstructure gradients affect fatigue performance in general. These effects are not studied in this project. A study utilizing an analysis of covariance between HCF behaviour and position in the build is key to complete understanding the effects of transient deposition such as the first or last layers or near the edges in non-continuous depositions.

5.9 Acknowledgments

The author would like to acknowledge the "Consortium de recherche et innovation en aéronautique du québec" (CRIAQ), the École Polytechnique de Montréal and McGill University, as well as Bell Helicopter Textron Canada, Bombardier, Edmit, GE, Héroux-Devtek, Liburdi, MDA and Pratt Whitney Canada for their project contribution under the CRIAQ MANU-601/NSERC CRD grant. Also, the author would like to thank GE Aviation for the use of their testing equipment, Liburdi for the production of the samples and Héroux-Devtek for the use of their SEM.

CHAPITRE 6 DISCUSSION GÉNÉRALE

Pour bien faire la synthèse de l'analyse des résultats des deux procédés de fabrication à l'étude, une courte discussion du projet dans son ensemble est proposée. Celle-ci est constituée d'une étude comparative des résultats présentés dans les chapitres 4 et 5, en plus d'étendre la discussion de manière à obtenir une vision globale de la fatigue vibratoire du Ti-6Al-4V obtenu par FA.

Le SLM et le WBD sont deux procédés de FA qui se distinguent par la stratégie d'apport de matière brute. Le SLM utilise un lit de poudre tandis que le WBD introduit un fil directement dans le bain de fusion. Cette différence affecte la distribution d'énergie thermique ainsi que le comportement du matériau lors de la solidification, de sorte que d'importantes différences microstructurales sont présentes au terme de la fabrication.

Afin de présenter cette information dans un contexte global, une première section est dédiée à étayer les effets de l'apport de matière première sur la macro et la microstructure. Par la suite, la différence entre les taux de refroidissement typiques rencontrés amène une deuxième avenue d'analyse permettant d'expliquer certaines différences microstructurales.

6.1 Effet de l'apport de matière première sur la présence de défauts internes

Le SLM est un procédé utilisant de la poudre comme matière première. L'enquête microstructurale du chapitre 4 a clairement démontré la présence importante de pores dans les échantillons produits par SLM. En comparaison, le WBD a su générer des échantillons sans discontinuités. Cette différence marquée est principalement attribuable au fait que le WBD utilise un fil comme matériau d'apport. Wang ainsi que Sterling et al. (Wang, 2012; Sterling *et al.*, 2016) ont démontré que la déposition à énergie directe utilisant de la poudre au lieu d'un fil génère un matériau ayant une porosité comparable à celle du SLM, indiquant que la forme de matière brute est responsable des pores. Suite aux observations fractographiques présentées au chapitre 4, il est apparent que les pores contrôlent l'amorce de fissures lorsque la surface est lisse. En effet, plus de 70 % des fissures des échantillons de SLM SR se sont amorcées à un pore sphérique débouchant sur ou juste en dessous d'une surface libre. Ces pores ont un diamètre entre 50 et 70 micromètres, ce qui est plusieurs fois supérieur à la taille

des aiguilles de martensite (0.35 micromètre) de la microstructure. Les pores sont significatifs pour la résistance en fatigue même suite à un HIP qui permet une réduction de leur nombre et de leur taille (jusqu'à au plus 5 micromètres). Suite au HIP, les pores résiduels demeurent les sites de l'amorce de fissures les plus fréquents. En fait, la fréquence d'amorçage de fissures en fatigue à un pore diminue très peu comparativement à celle des échantillons de SLM SR, soit plus de 70 % pour le SLM SR contre 66 % pour le SLM HIP. Ces pores résiduels de la série SLM HIP sont de taille comparable à la phase microstructurale dominante, dans ce cas-ci les plaquettes α dont la taille moyenne est de $2.3 \mu m$.

À l'inverse du procédé de SLM, l'étude fractographique des échantillons de WBD présentée au chapitre 5 indique que les fissures n'originent pas des défauts issus du procédé. Il semble qu'utiliser un fil comme matériau d'apport mène à une déposition libre de défauts, ou du moins rend l'élimination des défauts plus aisée comparativement à l'utilisation d'une poudre. Par opposition, aucune publication n'a rapporté un matériau libre de défauts en utilisant de la poudre.

6.2 Effet du taux de refroidissement sur la microstructure

Dans la section 2.1, l'importance du taux de refroidissement sur la microstructure finale du Ti-6Al-4V est mise en évidence. L'effet de la transformation en phase β lorsque la température est maintenue au-dessus du transus β est aussi abordé. Ces deux critères déterminent quels mécanismes d'évolution microstructurale sont activés. En général, les taux de refroidissement lents ainsi que des températures maximales dépassant le transus β lors des cycles thermiques répétés mènent à la formation de phases néfastes pour la résistance en fatigue, telles que les colonies α ou les longs grains α qui se trouvent typiquement aux joints des grains β antérieurs. En somme, ces structures se forment lorsque la diffusion thermique est permise.

Pour mettre cette information en contexte, l'étude fractographique du WBD (chapitre 5) a démontré que les colonies et les longs grains α agissent comme hétérogénéités dans la microstructure et mènent à l'amorçage préférentiel de fissures. De plus, le lien entre la population de ces structures et la résistance à l'amorçage est évident. En effet, une basse vitesse de déposition mène à un refroidissement beaucoup plus lent ainsi qu'un temps de résidence dans le domaine β plus long. Il en découle une plus grande densité de colonies et de phases α allongées aux joints de grains β antérieurs. Statistiquement, ceci mène à une plus grande

population de site d'amorce, et donc à une résistance à l'amorçage réduite.

Par opposition, le taux de refroidissement élevé du SLM génère une structure fine et homogène de martensite par un mécanisme adiffusionnel. Par la suite, il est possible de faire subir un post-traitement qui demeure sous le transus β afin d'éviter la croissance des colonies. Il en résulte une microstructure homogène de plaquettes α finement dispersées où les plus grosses structures cristallographiquement alignées sont limitées aux plus gros grains α . Typiquement, ces plus gros grains ont un ordre de grandeur de dix micromètres en taille. Il faut comprendre que ceci permet un meilleur contrôle du "maillon faible" de la microstructure que dans le cas du WBD, où le cyclage thermique promeut l'évolution diffusionnelle et *in situ* des structures indésirables. Cette considération technologique est évidemment fortement liée à l'hérédité microstructurale que démontre le Ti-6Al-4V, c'est-à-dire que la microstructure garde toujours des traces de la structure originale obtenue de la solidification.

L'étude de Wang sur la déposition à énergie directe en utilisant de la poudre et du fil permet d'approfondir cette différence intrinsèque. Wang (Wang, 2012) a démontré que la plus grande surface spécifique de la poudre nécessite un moins grand apport d'énergie thermique afin d'obtenir la fusion, de sorte que le temps de maintien à haute température est typiquement plus bas (une fraction de seconde pour le SLM contre quelque secondes voir quelque minutes pour le WBD) et le taux de refroidissement plus élevé (de l'ordre de $10^{4-6} K/s$ contre plusieurs ordres de grandeur de moins pour le WBD). Il faut mentionner que l'utilisation de la poudre en déposition énergie directe mène à l'inclusion de porosité aussi.

6.3 Effet de l'anisotropie

L'effet de l'orientation apporte une distinction intéressante entre les deux procédés. Les résultats montrent que la vitesse de déposition du WBD affecte l'écart en résistance à l'amorce que démontrent les deux orientations. Pour la basse vitesse, la résistance en fatigue de la direction faible n'atteint que 64 % de celle de la direction forte alors que pour la haute vitesse, cette différence est réduite de sorte que l'écart est de seulement 2 %. Pour le SLM, les résultats démontrent que le post-traitement n'influence pas l'anisotropie. La résistance en fatigue de la direction faible représente systématiquement 85 % de celle de la direction forte peu importe le post-traitement. D'après les conclusions du chapitre 4, ceci serait dû à divers mécanismes ayant des effets concurrents. En bref, lors du HIP, la fermeture des pores et l'accroissement de la taille des lamelles α ont des effets inverses sur la résistance en fatigue.

6.4 Synthèse de la discussion

Le tableau 6.1 résume les résultats du projet selon les caractéristiques discutées dans les deux sections précédentes. Il est clairement visible que, pour chaque procédé, l'amorce est contrôlée par leurs défauts respectifs, que ce soit la porosité dans le cas du SLM ou les hétérogénéités microstructurales dans le cas du WBD. De plus, une corrélation peut être faite entre la taille des défauts et la résistance à l'amorce démontrée par le matériau.

Tableau 6.1 – Tableau résumant les résultats du projet selon le procédé et l'état du matériau. Seules les amorces identifiables sont considérées, de sorte qu'une erreur sur la fraction des amorces est certainement présente. La dernière colonne présente la résistance à l'amorce moyenne relative à celle de la série de référence (AMS 4911). Seules quelques amorces ont été identifiées pour le WBD, étant donné l'état frotté des faciès suite aux essais

Série	Type de défauts (taille)	Largeur des lamelles α	Fraction d'amorce aux sites identifiés	Résistance à l'amorce moyenne relative
SLM SR	Pores ($\sim 75 \mu m$)	$0.35 \mu m$	$> 70 \%$	52 %
SLM HIP	Pores ($< 5 \mu m$)	$2.3 \mu m$	66 %	127 %
WBD basse	Colonies ($\sim 10 - 50 \mu m$)	$0.8 \mu m$	$\sim 100 \%$	82 %
WBD haute	Colonies ($\sim 10 \mu m$)	$0.5 \mu m$	$\sim 100 \%$	110 %

En bref, il faut comprendre que le SLM permet d'obtenir une microstructure de départ bénéfique du point de vue de la fatigue due à l'absence de mécanisme d'évolution microstructurale délétère lors de la fabrication et du post-traitement. Par contre, la présence de pores ainsi que la difficulté à les éliminer viennent contrecarrer ces avantages. Quant au WBD, la microstructure sans discontinuité et généralement homogène donne une résistance à l'amorce de fissures de fatigue optimale sans nécessiter de post-traitement complexe ou coûteux. Par contre, la nature même du procédé ne permet pas de contourner facilement l'activation des mécanismes diffusionnels qui génèrent les hétérogénéités d'où les fissures s'amorcent. En d'autres mots, même si la microstructure est fine et sans défauts, ces hétérogénéités réduisent la résistance à l'amorce de fissures de fatigue des matériaux produits par WBD. Dans chacun des cas, il serait intéressant de voir si une optimisation future des paramètres de déposition permettrait d'homogénéiser la microstructure jusqu'à la rendre comparable à celle du matériau homologues corroyés. Cependant, il est apparent que même en présence d'une microstructure

imparfaite, la résistance à l’amorce de fissures de fatigue est déjà supérieure ou égale à l’homologue corroyé, grâce à la taille comparativement fine de la microstructure du WBD.

6.5 Limites expérimentales

Un aspect important du projet qui s’impose dans cette discussion porte sur les limites expérimentales.

Premièrement, les paramètres de déposition ont été préalablement déterminés par des collaborateurs du projet, de sorte que le plan expérimental était contraint à enquêter une gamme de variables plus restreinte. Cette limitation provient de la définition du projet global de MANU601. De ce fait, l’effet des paramètres de déposition sur la vie en fatigue n’a pu être vérifié. En effet, seuls deux vitesses de déposition et un traitement thermique ont été étudiés pour le WBD. Dans le cas du SLM, uniquement le post-traitement et l’orientation ont pu être considérés. Ainsi, les conclusions de cette étude ne sont exactes que pour les paramètres de déposition spécifiquement analysés. L’effet d’une variation des ceux-ci sur le comportement en amorçage de fissures est encore mal quantifié, car seule une estimation linéaire de l’influence des variables considérées est possible. Cette limitation est plus significative dans le cas du SLM étant donné que seulement un ensemble de paramètres de déposition a été utilisé et que ces derniers déterminent directement la microstructure finale. Quant au WBD, il aurait été intéressant de considérer trois vitesses de déposition afin de quantifier la courbure (dérivé seconde) de la corrélation entre la résistance en fatigue et la vitesse déposition et d’optimiser cette dernière.

Ensuite, les essais n’incluent qu’un mode de résonance sur une géométrie d’échantillon. Il aurait été intéressant de faire des essais à plusieurs modes pour étudier le comportement des matériaux sous diverses conditions de fatigue vibratoire. Il est connu que la fatigue vibratoire rencontrée dans les turbines à gaz n’est pas uni-modale (Seidt, 2001; George *et al.*, 2004; Scott-Emuakpor *et al.*, 2016). La contribution de la fréquence de sollicitation au comportement HCF est encore très peu comprise. L’effet de fréquence peut être considéré comme une limitation majeure quant à l’analyse des résultats dans un contexte plus global de caractérisation en fatigue. En quelque sorte, la fréquence doit être considérée comme une variable pour l’étude de fatigue sous environnement vibratoire du Ti-6Al-4V.

Ensuite, la méthode utilisée dans ce projet ne permet pas de connaître la contrainte sans une certaine incertitude. Seule une valeur estimée peut être calculée à partir des propriétés élastiques. Dans les faits, le déplacement est mesuré et la déformation est estimée à partir du facteur de calibration. Par la suite, la contrainte est calculée à partir de la loi de Hooke. Ceci introduit plusieurs biais de manière à augmenter l'incertitude sur la contrainte appliquée. Un exemple simple de sources d'erreur est la position de la jauge utilisée pour l'étude de calibration. L'emplacement de cette jauge est critique, car elle devrait théoriquement être positionnée au site d'amorçage. En plus, d'une éprouvette à l'autre, la fissure ne s'amorce pas exactement au même endroit, menant à une légère différence en amplitude de contrainte (cet aspect a été discuté dans le chapitre 3).

Aussi, il a été question des limitations de la méthode de l'escalier dans le chapitre 3. En effet, plusieurs limites de cette méthode sont connues et elles sont discutées plus amplement dans la thèse de Pollak (Pollak, 2005). Entre autres, le biais d'estimation sur l'écart-type est particulièrement important. Quantifier la dispersion est primordial pour la conception en fatigue. De ce fait, une autre méthode ou une version modifiée de la méthode de l'escalier devrait être utilisée pour mieux caractériser les "queues de distribution", c'est-à-dire les faibles et fortes probabilités de rupture. De plus, il a été constaté que le déroulement des essais a généré un nombre aléatoire de répétitions de mesures et des résultats qui ne se prêtent pas à une analyse subséquente selon d'autres méthodes. Cet aspect restrictif est suffisant pour déconseiller la méthode de l'escalier, malgré l'économie d'éprouvettes démontrée. Étant donné ce biais d'estimation, l'analyse de la dispersion a été très succincte et émise purement en termes relatifs. En effet, il serait erroné d'émettre des conclusions dans l'absolu quant à la dispersion de la probabilité de rupture de par la surestimation des écarts-types calculés (Pollak, 2005).

Enfin, l'étude comparative du comportement modale possède aussi une limitation assez flagrante. Seul le déplacement modal d'une éprouvette par série a été mesuré à l'aide du 3D-SLDV, de sorte que la variabilité intra-série n'a pas été prise en compte. Pour être rigoureux, il faut mesurer au moins trois éprouvettes par état de matériau pour avoir une idée de la distribution des comportements dynamiques. De ce fait, les conclusions quant aux différences en comportement demeurent qualitatives.

CHAPITRE 7 CONCLUSION

En somme, la caractérisation du comportement en fatigue sous environnement vibratoire du Ti-6Al-4V produit par FA a été présentée et expliquée. Un article a été dédié à chacun des deux procédés étudiés. Dans ce chapitre, une synthèse des travaux est présentée ainsi que les principales conclusions et les pistes d'ouvertures pour des travaux futurs.

7.1 Synthèse des travaux

Les deux articles faisant office de section des résultats et de discussion ont présenté plusieurs conclusions intéressantes sur la résistance à l'amorce de fissures de fatigue du Ti-6Al-4V produit par SLM et WBD. L'information présentée dans la revue de littérature est aussi en accord avec les résultats obtenus au cours des travaux.

Afin de remettre ces conclusions en contexte, la question de recherche et les objectifs spécifiques du projet sont d'abord rappelés :

Est-ce que le Ti-6Al-4V produit par SLM ou WBD peut égaler ou dépasser la résistance à l'amorce de fissures de fatigue en HCF sous environnement vibratoire du Ti-6Al-4V conventionnel ?

Et

Quelles caractéristiques propres à ces matériaux contrôlent l'amorce de fissures à grand nombre de cycles sous sollicitation vibratoire ?

Plus spécifiquement, pour le SLM :

1. Quel est l'effet de l'orientation de la sollicitation cyclique relative à la direction d'empilement des couches sur la résistance à l'amorce de fissures sous environnement vibratoire à grand nombre de cycles ?
2. Quel effet un post-traitement de HIP a-t-il sur la fatigue vibratoire à grand nombre de cycles et quelle interaction ce traitement peut-il avoir avec l'effet de l'orientation ?

Ensuite, pour le WBD :

1. Quel est l'effet d'une variation des paramètres de déposition sur la fatigue vibratoire à grand nombre de cycles du Ti-6Al-4V produit par WBD ?

2. Quel est l'effet d'une variation des paramètres de déposition sur l'anisotropie en fatigue que démontre le Ti-6Al-4V produit par WBD ?

Finalement, plus globalement :

Est-ce que le Ti-6Al-4V produit par FA présente un comportement modal comparable à celui des matériaux conventionnels ?

Maintenant, il est possible de présenter les conclusions de recherches finales. Pour le SLM, les conclusions du projet sont les suivantes :

- L'amorce de fissures est contrôlée par les pores en surface, pour tous les états étudiés ;
- La relaxation de contrainte est insuffisante pour obtenir une résistance à l'amorce de fissures de fatigue équivalente au matériau témoin (AMS 4911) puisqu'un écart de 48 % demeure ;
- Le pressage isostatique à chaud (HIP) du SLM SR augmente la résistance en fatigue d'en moyenne 244 % ;
- Le matériau de SLM HIP présente une résistance en fatigue à 10^7 qui dépasse celle du matériau témoin (AMS 4911) d'en moyenne 27 % ;
- La présence de pores résiduels à l'origine de l'amorçage de fissures de fatigue dans le SLM HIP indique qu'une optimisation du traitement thermo-mécanique est encore possible ;
- L'orientation forte est celle où la fissure propage le long des couches (direction X) pour les deux traitements thermiques ;
- L'anisotropie est indépendante du traitement thermique ;
- Le comportement modal du Ti-6Al-4V produit par SLM est comparable à celui du matériau témoin.

Pour le WBD, les conclusions du projet sont les suivantes :

- L'amorce de fissures est contrôlée par les hétérogénéités microstructurales, telles que les colonies α , qui sont coupées par une surface, pour tous les états enquêtés ;
- La basse vitesse de déposition est insuffisante pour obtenir une résistance à l'amorce de fissures de fatigue équivalente au matériau témoin (AMS 4911), ne démontrant que 64 % de la résistance à l'amorce de ce dernier dans la direction X ;
- La résistance en fatigue de la haute vitesse de déposition dépasse celle du matériau témoin (AMS 4911) d'en moyenne 10 % ;
- L'anisotropie est inversement corrélée avec la vitesse de déposition ;

- L'effet de l'orientation s'estompe pour la haute vitesse de déposition, de sorte que le matériau produit à haute vitesse est statistiquement isotrope ;
- Le comportement modal du Ti-6Al-4V produit par WBD est comparable au matériau témoin.

7.2 Améliorations futures

Les améliorations futures proposées dans cette section découlent directement des limitations énoncées dans la discussion. Il doit être compris que ces limitations sont surmontables. Les améliorations proposées sont des lignes directrices ou des ouvertures générales, malgré leur caractère très spécifique.

Pour débiter, la revue de littérature a révélé que l'état de surface influence significativement la résistance à l'amorce des produits de SLM. Cette variable n'a pas été incluse dans le projet d'étude. La contribution de la surface et de la porosité en sous-couches à la résistance à l'amorce doit être caractérisée. Ceci est un travail nécessaire à l'implémentation du SLM en industrie. Dans le même ordre d'idées, il serait indispensable de produire une étude où la contribution des variables de déposition est individuellement quantifiée. Ceci représente un travail énorme vu la quantité de variables guidant le procédé de SLM, mais cette information est cruciale pour établir un modèle complet des propriétés en fatigue vibratoire des matériaux qui en sont issus. De plus, dans un souci d'optimisation en contexte industriel, il est crucial de connaître la rugosité seuil pour lequel l'amorce de fissures se voit contrôlée par les défauts internes au lieu de la rugosité de surface.

De plus, il a été démontré que la porosité inhérente au SLM est le facteur principal accélérant l'amorce de fissures sur des éprouvettes usinées. Ces porosités agissent comme concentrateur de contrainte causant l'amorce prématurée de fissures. De manière analogue, l'état de surface non usiné agit comme défaut initial. À la lumière de cette information, il serait intéressant de produire une étude de fatigue en propagation de fissures. Ceci permettrait d'établir des quantités d'intérêt comme la taille de défaut critique et le seuil de non-propagation.

Pour le WBD, une étude détaillée de l'effet des paramètres de déposition serait pertinent. L'utilisation d'un plan expérimental de type central composite permettrait de mieux caractériser l'effet de diverses variables qui ont été amalgamées dans la vitesse de déposition. De plus, ceci permettrait d'avoir une idée de la courbure (dérivé seconde) de la réponse en fatigue

de ce procédé en fonction des paramètres en plus de la pente, ce qui n'est pas possible avec un plan à deux niveaux. Ce type de plan ouvrirait le chemin à l'optimisation des paramètres de déposition pour la fatigue, c.-à-d. à trouver la résistance à l'amorce maximale en fonction de la vitesse de déposition et à mieux comprendre l'interaction entre cette dernière et l'effet de l'orientation.

Du point de vue de la méthodologie de fatigue sous environnement vibratoire, une information nécessaire afin de généraliser les résultats de toute étude sur le Ti-6Al-4V serait la caractérisation complète de l'effet de fréquence que démontrent ces alliages. Comme la comparaison de différents rapports de contrainte en fatigue repose sur le diagramme Goodman, la fréquence en fatigue vibratoire devrait jouir d'un outil similaire pour les alliages démontrant une sensibilité de la résistance en fatigue à la fréquence de sollicitation. Lorsqu'on considère l'utilisation du Ti-6Al-4V dans des composantes tournantes de turbine à gaz, l'avancement des techniques de conception devra éventuellement tenir compte de la fréquence de sollicitation pour optimiser la résistance à l'amorce de fissures de fatigue de composantes limitées en HCF. Pour le moment, il est clair que la connaissance dans ce domaine comporte des lacunes importantes.

Enfin, de manière générale, il aurait été intéressant de produire des échantillons avec un fini de surface apte à l'observation microstructurale après sollicitation. L'identification de la microstructure au site d'amorce aurait permis vérifier les conclusions plus fortes sur les amorces d'origine microstructurale. Ceci permettrait de faire une optimisation plus fine de la microstructure pour maximiser la résistance en fatigue.

RÉFÉRENCES

- AMazing (2013). GE Shares Additive Manufacturing Success Stories | Additive Manufacturing (AM). <http://additivemanufacturing.com/2013/09/26/ges-leaders-share-advancements-within-additive-manufacturing-in-an-exclusive-interview-with-amazing/>. Accessed : 2016-01-14.
- ASM (1996). *Fatigue and fracture*.
- ASTM-A1080 (2016). Standard Practice for Hot Isostatic Pressing of Steel, Stainless Steel, and Related. Rapport technique, ASTM.
- ASTM-B0367 (2016). Standard Specification for Titanium and Titanium Alloy Castings 1. Rapport technique, ASTM.
- ASTM-F2924 (2016). Standard Specification for Additive Manufacturing Titanium-6 Aluminum-4 Vanadium with Powder Bed Fusion 1. Rapport technique, ASTM.
- GE Aviation (2015). The FAA cleared the first 3D printed part to fly in a commercial jet engine from GE. <http://www.gereports.com/post/116402870270/the-faa-cleared-the-first-3d-printed-part-to-fly/>. Accessed : 2016-01-14.
- Bartsch, Thomas M (2002). 2001 Annual Report. Rapport technique May, US Air Force.
- Baufeld, Bernd and Brandl, Erhard and Van der Biest, Omer (2011). Wire based additive layer manufacturing : Comparison of microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V components fabricated by laser-beam deposition and shaped metal deposition. *Journal of Materials Processing Technology*, 211(6), 1146–1158.
- Brandl, E and Baufeld, B and Leyens, C and Gault, R (2010). Additive manufactured Ti-6Al-4V using welding wire : comparison of laser and arc beam deposition and evaluation with respect to aerospace material specifications. *Physics Procedia*, 5, 595–606.
- Brandl, Erhard and Heckenberger, Ulrike and Holzinger, Vitus and Buchbinder, Damien (2012a). Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM) : Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior. *Materials & Design*, 34, 159–169.
- Brandl, Erhard and Michailov, Vesselin and Viehweger, Bernd and Leyens, Christoph (2011). Deposition of Ti-6Al-4V using laser and wire, part I : Microstructural properties of single beads. *Surface and Coatings Technology*, 206(6), 1120–1129.
- Brandl, Erhard and Schoberth, Achim and Leyens, Christoph (2012b). Morphology, microstructure, and hardness of titanium (Ti-6Al-4V) blocks deposited by wire-feed additive layer manufacturing (ALM). *Materials Science and Engineering : A*, 532, 295–307.

- Brodin, Håkan and Andersson, Olov and Johansson, Sten (2013). Mechanical Behaviour and Microstructure Correlation in a Selective Laser Melted Superalloy. *ASME Turbo Expo 2013 : Turbine Technical Conference and Exposition*. American Society of Mechanical Engineers, V05AT21A009–V05AT21A009.
- Cazzolato, Ben and Wildy, Stuart and Codrington, John and Kotousov, Andrei and Schuessler, Matthias (2008). Scanning laser vibrometer for non-contact three-dimensional displacement and strain measurements. *Proceedings of the Australian Acoustical Society Conference, Geelong, Australia, Nov 24*. vol. 26.
- Combres, Yves (2013). Techniques de l ' Ingénieur Traitements thermiques des alliages Traitements thermiques des alliages de titane par. Rapport technique 0.
- Danovitch, Jason and Mezzetta, Justin and Brochu, Mathieu (2016). tbd. Unsubmitted.
- Dixon, WILFRID J and Mood, Am M (1948). A method for obtaining and analyzing sensitivity data. *Journal of the American Statistical Association*, 43(241), 109–126.
- Edwards, P and Ramulu, M (2014a). Fatigue performance evaluation of selective laser melted ti-6al-4v. *Materials Science and Engineering : A*, 598, 327–337.
- Edwards, P and Ramulu, M (2014b). Fatigue performance evaluation of selective laser melted Ti-6Al-4V. *Materials Science and Engineering : A*, 598, 327–337.
- Ellyson, Benjamin and Brochu, Mathieu and Brochu, Myriam (2016). Characterization of Bending Vibration Fatigue of SLM Fabricated Ti-6Al-4V. *International Journal of Fatigue*. Under Review.
- Air force reasearch Laboratory (2014). Air Force Research Laboratory 2014 Strategic Plan. Rapport technique, Air force reasearch Laboratory.
- Frazier, William E. (2014). Metal Additive Manufacturing : A Review. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23(6), 1917–1928.
- George, Tommy J and Seidt, Jeremy and Shen, M-H Herman and Nicholas, Theodore and Cross, Charles J (2004). Development of a novel vibration-based fatigue testing methodology. *International Journal of Fatigue*, 26(5), 477–486.
- Gibson, Ian and Rosen, D.W. David W and Stucker, Brent (2009). *Additive Manufacturing Technologies : Rapid Prototyping to Direct Digital Manufacturing*, vol. 54. Springer.
- Gil, F.J. and Ginebra, M.P. and Manero, J.M. and Planell, J.A. (2001). Formation of α -Widmanstätten structure : effects of grain size and cooling rate on the Widmanstätten morphologies and on the mechanical properties in Ti6Al4V alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 329(1-2), 142–152.

- Gong, Haijun and Rafi, Khalid and Gu, Hengfeng and Starr, Thomas and Stucker, Brent (2014). Analysis of defect generation in Ti-6Al-4V parts made using powder bed fusion additive manufacturing processes. *Additive Manufacturing*, 1, 87–98.
- Hall, JA (1997). Fatigue crack initiation in alpha-beta titanium alloys. *International journal of fatigue*, 19(93), 23–37.
- Herderick (2011). Additive manufacturing of metals : A review. *Materials Science & Technology*, 1413–1425.
- Kasperovich, Galina and Hausmann, Joachim (2015). Improvement of fatigue resistance and ductility of TiAl6V4 processed by selective laser melting. *Journal of Materials Processing Technology*, 220, 202–214.
- Kelly, SM and Kampe, SL (2004). Microstructural evolution in laser-deposited multilayer Ti-6Al-4V builds : Part I. Microstructural characterization. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35(6), 1861–1867.
- Leuders, Stefan and Lieneke, Tobias and Lammers, Stefan and Tröster, Thomas and Niendorf, Thomas (2014). On the fatigue properties of metals manufactured by selective laser melting—The role of ductility. *Journal of Materials Research*, 29(17), 1911–1919.
- Leuders, S and Thöne, M and Riemer, A and Niendorf, T and Tröster, T and Richard, HA and Maier, HJ (2013). On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting : Fatigue resistance and crack growth performance. *International Journal of Fatigue*, 48, 300–307.
- Li, P and Warner, DH and Fatemi, A and Phan, N (2016). Critical assessment of the fatigue performance of additively manufactured Ti-6Al-4V and perspective for future research. *International Journal of Fatigue*, 85, 130–143.
- Lütjering, G. (1998). Influence of processing on microstructure and mechanical properties of ($\alpha+\beta$) titanium alloys. *Materials Science and Engineering : A*, 243(1-2), 32–45.
- Peter Mercelis and JeanPierre Kruth (2006). Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting. *Rapid Prototyping Journal*, 12(5), 254–265.
- Morrissey, RJ and McDowell, DL and Nicholas, T (1999). Frequency and stress ratio effects in high cycle fatigue of Ti-6Al-4V. *International Journal of Fatigue*, 21(7), 679–685.
- Murr, Lawrence E L E and Gaytan, Sara M S M and Ramirez, D A Diana a. and Martinez, Edwin and Hernandez, Jennifer and Amato, Krista N and Shindo, Patrick W and Medina, Francisco R and Wicker, Ryan B (2012). Metal Fabrication by Additive Manufacturing Using Laser and Electron Beam Melting Technologies. *Journal of Materials Science & Technology*, 28(1), 1–14.

Nicholas, Theodore (1981). Tensile testing of materials at high rates of strain. *Experimental Mechanics*, 21(5), 177–185.

Department of Defense (2002). *HANDBOOK ENGINE STRUCTURAL INTEGRITY PROGRAM (ENSIP)*. Department of Defense.

Papakyriacou, M and Mayer, H and Pypen, C and Plenk, H and Stanzl-Tschegg, S (2001). Influence of loading frequency on high cycle fatigue properties of bcc and hcp metals. *Materials Science and Engineering : A*, 308(1), 143–152.

Pollak, Randall D (2005). Analysis of methods for determining high cycle fatigue strength of a material with investigation of Ti-6Al-4V gigacycle fatigue behavior. Rapport technique, DTIC Document.

Rafi, H Khalid and Starr, Thomas L and Stucker, Brent E (2013). A comparison of the tensile, fatigue, and fracture behavior of Ti-6Al-4V and 15-5 PH stainless steel parts made by selective laser melting. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 69(5-8), 1299–1309.

Rekedal, Kevin D and Liu, David (2015). Fatigue life of selective laser melted and hot isostatically pressed ti-6al-4v absent of surface machining. *Proceedings of the 56th AIAA/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference, Kissimmee, FL*.

Schüssler, Matthias and Mitrofanova, Maria and Retze, Ulrich (2011). Measurement of 2D dynamic stress distributions with a 3D-Scanning Laser Doppler Vibrometer. *Modal Analysis Topics, Volume 3*, Springer. 141–151.

Scott-Emuakpor, Onome and George, Tommy and Beck, Joseph and Schwartz, Jeremy and Holycross, Casey and Shen, MH Herman and Slater, Joseph (2014). Material property determination of vibration fatigued DMLS and cold-rolled nickel alloys. *ASME Turbo Expo 2014 : Turbine Technical Conference and Exposition*. American Society of Mechanical Engineers, V07AT28A008–V07AT28A008.

Scott-Emuakpor, Onome and Holycross, Casey and George, Tommy and Knapp, Kevin and Beck, Joseph (2016). Fatigue and Strength Studies of Titanium 6Al-4V Fabricated by Direct Metal Laser Sintering. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, 138(2), 022101.

Seidt, Jeremy Daniel (2001). *Development of a novel vibration based high cycle fatigue test method*. Thèse de doctorat, The Ohio State University.

Shiomi, M and Osakada, K and Nakamura, K and Yamashita, T and Abe, F (2004). Residual stress within metallic model made by selective laser melting process. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 53(1), 195–198.

Standard, ASTM (2012). F2792. 2012 Standard terminology for additive manufacturing technologies. Rapport technique, West Conshohocken, PA : ASTM International. See www.astm.org.(doi : 10.1520/F2792-12).

Sterling, Amanda and Shamsaei, Nima and Torries, Brian and Thompson, Scott M (2015). Fatigue Behaviour of Additively Manufactured Ti-6Al-4V. *Procedia Engineering*, 133, 576–589.

Sterling, Amanda J and Torries, Brian and Shamsaei, Nima and Thompson, Scott M and Seely, Denver W (2016). Fatigue behavior and failure mechanisms of direct laser deposited ti-6al-4v. *Materials Science and Engineering : A*, 655, 100–112.

Suresh, Subra (1998). *Fatigue of materials*. Cambridge university press.

Takeuchi, E and Furuya, Y and Nagashima, N and Matsuoka, S (2008). The effect of frequency on the giga-cycle fatigue properties of a Ti-6Al-4V alloy. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 31(7), 599–605.

Thijs, Lore and Verhaeghe, Frederik and Craeghs, Tom and Van Humbeeck, Jan and Kruth, Jean-Pierre (2010). A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V. *Acta Materialia*, 58(9), 3303–3312.

Vuye, C and Vanlanduit, S and Preseznik, F and Steenackers, G and Guillaume, P (2011). Optical measurement of the dynamic strain field of a fan blade using a 3D scanning vibrometer. *Optics and Lasers in Engineering*, 49(7), 988–997.

Wang, Fude (2012). Mechanical property study on rapid additive layer manufacture Hastelloy® X alloy by selective laser melting technology. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 58(5-8), 545–551.

Wang, Fude and Mei, Junfa and Wu, Xinhua (2006a). Microstructure study of direct laser fabricated Ti alloys using powder and wire. *Applied Surface Science*, 253(3), 1424–1430.

Wang, Y-C and Hoechbauer, T and Swadener, JG and Misra, A and Hoagland, RG and Nastasi, M (2006b). Mechanical fatigue measurement via a vibrating cantilever beam for self-supported thin solid films. *Experimental mechanics*, 46(4), 503–517.

Aviation Weekly (2012). AFRL Backs New Type Of Combat-Aircraft Engine. <http://aviationweek.com/awin/afrl-backs-new-type-combat-aircraft-engine>. Accessed : 2016-01-14.

Wohler, T (2012). Wohlers Report 2012. Wohlers Associates. Inc., Colorado.

Wong, Kaufui V. and Hernandez, Aldo (2012). A Review of Additive Manufacturing. *ISRN Mechanical Engineering*, 2012, 1–10.

Wu, GQ and Shi, CL and Sha, W and Sha, AX and Jiang, HR (2013). Effect of micro-structure on the fatigue properties of Ti-6Al-4V titanium alloys. *Materials & Design*, 46, 668–674.

Wycisk, Eric and Siddique, Shafaqat and Herzog, Dirk and Walther, Frank and Emmelmann, Claus (2015). Fatigue performance of laser additive manufactured ti-6al-4v in very high cycle fatigue regime up to 10⁹ cycles. *Frontiers in Materials*, 2, 72.

Xu, W. and Brandt, M. and Sun, S. and Elambasseril, J. and Liu, Q. and Latham, K. and Xia, K. and Qian, M. (2015). Additive manufacturing of strong and ductile Ti-6Al-4V by selective laser melting via in situ martensite decomposition. *Acta Materialia*, 85, 74–84.

Yun, GJ and Abdullah, ABM and Binienda, Wieslaw (2012). Development of a closed-loop high-cycle resonant fatigue testing system. *Experimental mechanics*, 52(3), 275–288.