



**HAL**  
open science

# Etude du comportement mécanique et des mécanismes d'endommagement de pièces métalliques réalisées par fabrication additive

Victor Chastand

## ► To cite this version:

Victor Chastand. Etude du comportement mécanique et des mécanismes d'endommagement de pièces métalliques réalisées par fabrication additive. Mécanique [physics.med-ph]. Ecole Centrale de Lille, 2016. Français. NNT : 2016ECLI0012 . tel-01484725

**HAL Id: tel-01484725**

**<https://theses.hal.science/tel-01484725v1>**

Submitted on 7 Mar 2017

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

N° d'ordre : 302

CENTRALE LILLE

## THESE

Présentée en vue  
d'obtenir le grade de

## DOCTEUR

en

Spécialité : Mécanique

par

**Victor Chastand**

DOCTORAT DELIVRE PAR CENTRALE LILLE

Titre de la thèse :

Etude du comportement mécanique et des mécanismes d'endommagement de pièces métalliques réalisées par Fabrication Additive

Soutenue le 10 novembre 2016 devant le jury d'examen :

<b>Président</b>	<i>Jean-Yves Buffière, Professeur, INSA, Lyon</i>
<b>Rapporteur</b>	<i>Aude Simar, Professeure, Université Catholique de Louvain, Belgique</i>
<b>Rapporteur</b>	<i>Yves Nadot, Professeur, ENSMA, Poitiers</i>
<b>Membre</b>	<i>Andrei Constantinescu, Directeur de recherche CNRS, Ecole Polytechnique</i>
<b>Membre</b>	<i>Yannick Cadoret, Ingénieur Docteur, Thales Global Services</i>
<b>Directeur de thèse</b>	<i>Eric Charkaluk, Directeur de recherche CNRS, Centrale Lille</i>
<b>Co-encadrant</b>	<i>Philippe Quaegebeur, Maitre de conférences, Centrale Lille</i>
<b>Invité</b>	<i>Wilson Maia, Ingénieur Docteur, Thales Global Services</i>

Thèse préparée dans le Laboratoire de Mécanique de Lille

Ecole Doctorale SPI 072



*A ma grand-mère*



# Remerciements

Cette thèse a été effectuée dans le cadre d'une Convention Industrielle de Formation par la Recherche (CIFRE). Elle a été le fruit d'une collaboration entre la société Thales Global Services et le Laboratoire de Mécanique de Lille.

Tout d'abord, je souhaite remercier M. Eric Charkaluk, directeur de recherche CNRS à l'Ecole Centrale de Lille, pour avoir accepté de diriger cette thèse. Il m'a guidé et soutenu tout au long de ces trois années et m'a permis d'aller au bout de cette aventure.

Je remercie aussi à M. Yannick Cadoret, responsable technique ALM chez Thales Global Services. Sa disponibilité, sa rigueur et ses conseils ont été précieux pour la réalisation de cette thèse.

Mes remerciements vont également à M. Philippe Quaegebeur, Maître de conférences à l'Ecole Centrale de Lille, pour ses conseils techniques et son aide précieuse, notamment lors des campagnes d'essais que j'ai réalisés.

Merci aussi à M. Wilson Maia, responsable de l'équipe Technologies et Procédés à Thales Global Services, qui a su avoir le recul nécessaire pour remettre en question mes conclusions et m'a permis de réaliser cette thèse dans les meilleures conditions.

A tous les quatre, je souhaite faire part de ma grande reconnaissance. Ils ont été présents et disponibles, m'ont encouragé et m'ont fait confiance pendant toute ma thèse. Grâce à eux, j'ai grandi sur le plan professionnel.

Je remercie une nouvelle fois l'ensemble des membres de mon jury. Merci à M. Jean-Yves Buffière, Professeur à l'INSA de Lyon, pour m'avoir fait l'honneur de présider ce jury. Merci également à mes rapporteurs Mme Aude Simar, Professeure à l'Université Catholique de Louvain, et M. Yves Nadot, Professeur à l'ENSMA de Poitiers, pour avoir accepté de relire ma thèse et pour leurs commentaires pertinents. Merci enfin à M. Andrei Constantinescu, Directeur de recherche CNRS à l'Ecole Polytechnique de Palaiseau, pour son rôle d'examineur.

Mes remerciements vont aussi à Alain Bernard, Professeur à l'Ecole Centrale de Nantes, qui a suivi cette thèse et son avancement de loin mais toujours avec intérêt et en m'encourageant.

Je remercie l'ensemble de l'équipe Technologie & Procédés actuelle de Thales Global Services, ainsi que ceux qui sont partis depuis ou qui ont été de passage dans l'équipe. Ils m'ont accueilli comme il se doit, m'ont soutenu et m'ont conseillé pendant ces trois ans. Merci également à Nicolas Roels, directeur du département Technologies et Procédés, qui m'a accueilli dans son équipe.

Un (tout) grand merci à Astrid Tezenas, qui m'a beaucoup aidé pour la campagne d'essais de fatigue dont les résultats forment le cœur de cette thèse, ainsi que pour l'analyse qui a suivi. Merci aux stagiaires et étudiants que j'ai pu encadrer ou co-encadrer : Charley Chandler, Julien Moryousef et Pascal Lordat. Ils ont su apporter un œil extérieur à l'étude et m'aider dans certaines analyses.

J'ai également une pensée à toutes les autres personnes du Groupe Thales avec qui j'ai pu travailler. Ils ont contribué à cette étude en m'apportant leurs avis et leur expertise sur mes résultats. Merci particulièrement à ceux qui m'ont fait confiance en me confiant leurs échantillons.

Je remercie tous les membres du Laboratoire de Mécanique de Lille, en particulier tous ceux qui m'ont aidé lors des campagnes d'essais à Centrale ou qui ont contribué à leur réussite : Corentin, Christophe, François (x2), Gregory, Ahmed, Nathalie, Alexandre...

Je remercie tous ceux qui m'ont encouragé en dehors des heures de travail, dans les moments de joie comme les moments plus délicats. Je pense à tous mes amis que j'ai rencontrés à Lyon, Lille ou Paris et qui m'ont soutenu à leur manière. David, Etienne, François, Hugo, Jack, Patrick, Quentin, Victor, mais aussi Clément, Maxime(s), Nicolas, Théo et tous les autres. Bien sûr, un merci particulier à Maéva pour son soutien, surtout à la fin de cette aventure.

Enfin, je remercie énormément toute ma famille pour m'avoir soutenu pendant cette thèse et même avant. Je pense évidemment particulièrement à mon père et à ma mère qui ont toujours été présents pour moi, mais aussi à tous les autres (frère, sœurs, oncles, tantes, cousins, cousines, beau-père, belle-mère...).

Je termine avec un remerciement spécial pour mon grand-père qui m'a évidemment soutenu, mais qui a également été mon hôte lors de mes passages plus ou moins fréquents à Lille, et qui a abrité mes nombreux échantillons chez lui. Merci pour tout !

# Sommaire

<b>Introduction générale.....</b>	<b>1</b>
<b>Chapitre I - Etude bibliographique.....</b>	<b>5</b>
<b>I.1 Introduction .....</b>	<b>6</b>
<b>I.2 Principe de la Fabrication Additive .....</b>	<b>7</b>
I.2.1 Définition.....	7
I.2.2 Avantages et Limites .....	7
I.2.3 Applications.....	8
<b>I.3 Procédés de Fabrication Additive .....</b>	<b>10</b>
I.3.1 Procédés à base liquide.....	11
I.3.2 Procédés à base solide .....	12
I.3.3 Procédés à base de poudre .....	13
<b>I.4 Fusion sur lit de poudre pour la fabrication de pièces métalliques .....</b>	<b>16</b>
I.4.1 Principe.....	16
I.4.2 Fusion sélective par laser (Selective Laser Melting) .....	17
I.4.3 Electron Beam Melting.....	19
<b>I.5 Propriétés générales des pièces métalliques en fusion sur lit de poudres.....</b>	<b>20</b>
I.5.1 Paramètres influant sur les propriétés.....	20
I.5.2 Rugosité des pièces.....	20
I.5.3 Porosités dans les pièces .....	21
<b>I.6 Propriété mécaniques du titane Ti-6Al-4V en fusion sur lit de poudres .....</b>	<b>23</b>
I.6.1 Caractéristiques du Ti-6Al-4V .....	23
I.6.2 Microstructure .....	24
I.6.3 Propriétés de traction de Ti-6Al-4V fabriqué par SLM et EBM .....	30
I.6.4 Propriétés de fatigue .....	38
I.6.5 Synthèse.....	41
<b>I.7 Propriétés mécaniques de l'aluminium AlSi7Mg0,6 en fusion sur lit de poudres .</b>	<b>42</b>
I.7.1 Caractéristiques de l'AlSi7Mg0,6 .....	42
I.7.2 Microstructure .....	43
I.7.3 Propriétés de traction des aluminiums fabriqués par SLM.....	46
I.7.4 Propriétés de fatigue des aluminiums fabriqués par SLM.....	49
I.7.5 Synthèse.....	50
<b>I.8 Synthèse .....</b>	<b>51</b>

<b>Chapitre II - Matériels et méthodes .....</b>	<b>53</b>
<b>II.1 Introduction.....</b>	<b>54</b>
<b>II.2 Fabrication des échantillons.....</b>	<b>55</b>
II.2.1 Fabrication des échantillons en titane .....	55
II.2.2 Fabrication des échantillons en aluminium .....	60
<b>II.3 Observations métallurgiques .....</b>	<b>63</b>
II.3.1 Observations de la microstructure .....	63
II.3.2 Microtomographie.....	63
<b>II.4 Mesure des propriétés statiques.....</b>	<b>65</b>
<b>II.5 Mesure des propriétés de fatigue .....</b>	<b>67</b>
II.5.1 Principe de la fatigue des matériaux.....	67
II.5.2 Méthode d'essais de fatigue à grand nombre de cycles .....	68
II.5.3 Méthode d'essai de fatigue oligocyclique .....	69
<b>II.6 Observation des faciès de rupture .....</b>	<b>71</b>
<b>II.7 Essais de traction in situ au microtomographe .....</b>	<b>72</b>
<b>II.8 Synthèse.....</b>	<b>74</b>
<b>Chapitre III - Caractérisation mécanique du titane Ti-6Al-4V .....</b>	<b>75</b>
<b>III.1 Introduction .....</b>	<b>76</b>
<b>III.2 Observations microstructurales .....</b>	<b>77</b>
III.2.1 Observations métallographiques .....	77
III.2.2 Analyse des porosités.....	79
<b>III.3 Résultats d'essais statiques .....</b>	<b>86</b>
III.3.1 Résultats des essais de traction .....	86
III.3.2 Analyse des faciès de rupture.....	87
III.3.3 Discussion.....	88
<b>III.4 Résultats d'essais de fatigue .....</b>	<b>93</b>
III.4.1 Essais de fatigue à grand nombre de cycles .....	93
III.4.2 Essais de fatigue oligocyclique .....	95
III.4.3 Analyse des faciès de rupture.....	99
III.4.4 Discussion .....	100
<b>III.5 Analyse des mécanismes d'endommagement.....</b>	<b>109</b>
III.5.1 Essais préliminaires .....	109
III.5.2 Essai <i>in situ</i> sur éprouvette SLM .....	109
III.5.3 Essai <i>in situ</i> sur éprouvette EBM.....	112

<b>III.6 Synthèse .....</b>	<b>116</b>
<b>Chapitre IV - Caractérisation mécanique de l'aluminium AlSi7Mg0,6 ...</b>	<b>119</b>
<b>IV.1 Introduction.....</b>	<b>120</b>
<b>IV.2 Observations de la microstructure.....</b>	<b>121</b>
IV.2.1 Microstructure.....	121
IV.2.2 Analyse des porosités .....	122
<b>IV.3 Résultats d'essais statiques .....</b>	<b>125</b>
IV.3.1 Résultats des essais de traction .....	125
IV.3.2 Analyses des faciès de rupture.....	126
IV.3.3 Discussion.....	127
<b>IV.4 Analyse des mécanismes d'endommagement .....</b>	<b>130</b>
IV.4.1 Essai préliminaire .....	130
IV.4.2 Essai <i>in situ</i> .....	130
<b>IV.5 Synthèse .....</b>	<b>134</b>
<b>Conclusion générale .....</b>	<b>135</b>
<b>Références .....</b>	<b>141</b>
<b>Annexe A : Plan des éprouvettes .....</b>	<b>149</b>



# Lexique

- A% : Allongement à la rupture. Mesuré grâce aux essais de traction et désigne l'allongement de l'échantillon à sa rupture.
- CAO : Conception Assistée par Ordinateur. Désigne tous les logiciels et méthodes permettant de concevoir et de modéliser un objet informatiquement.
- CIC : Compression Isostatique à Chaud ou HIP (Hot Isostatic Pressing) désigne un traitement thermomécanique. Ce traitement permet de réduire la taille des défauts dans les pièces, voire les supprimer. Dans cette étude il a été effectué sur du titane Ti-6Al-4V à 920 °C et 1020 bars pendant 2 heures.
- E : Module de Young. Constante reliant la contrainte à la déformation lors de la déformation élastique d'un matériau.
- EBM : Electron Beam Melting. Procédé de fusion sur lit de poudre utilisant un faisceau d'électrons (partie I.4.3).
- Grade 5 : Désigne l'alliage de titane Ti-6Al-4V.
- Grade 23 : Désigne l'alliage de titane Ti-6Al-4V ELI (Extra Low Interstitials).
- MEB : Microscope Electronique à Balayage. Machine permettant d'observer des échantillons avec un fort grossissement et une profondeur de champ plus importante que le microscope classique.
- R<sub>m</sub> : Résistance en traction. Paramètre désignant la contrainte maximale supportée par un échantillon lors d'un essai de traction.
- R<sub>p0,2</sub> : Limite d'élasticité. Paramètre désignant la contrainte à laquelle un matériau sort du domaine élastique et entre dans le domaine plastique. Dans cette étude, il est mesuré lorsque la déformation atteint 0,2%.
- SLM : Selective Laser Melting. Procédé de fusion sur lit de poudre utilisant un faisceau laser utilisé par SLM Solutions et Realizer. Les autres procédés similaires sont Direct Metal Laser Sintering DMLS (EOS), LaserCUSING (ConceptLaser) ou Powder Bed Fusion Technology (Phenix Systems). Dans cette étude tous ces procédés sont appelés SLM, sans distinction (partie I.4.2).
- T6 : Désigne l'état d'une pièce en aluminium après mise en solution, trempe et vieillissement artificiel. Dans cette étude, le « traitement T6 » désigne la mise en solution, trempe et vieillissement artificiel.



# Introduction générale

---

La fabrication additive est un procédé innovant en plein essor depuis quelques années. Il s'oppose aux procédés de fabrication soustractive (l'usinage par exemple) ou par déformation (le forgeage par exemple) en permettant de fabriquer des pièces couche par couche à partir d'un fichier 3D. Des designs difficilement fabricables, voire impossible à fabriquer par des procédés conventionnels et la personnalisation en masse d'objets simples peuvent ainsi être réalisés.

Pour ces différentes raisons, de nombreux secteurs s'intéressent à ce procédé. Le domaine biomédical pour la fabrication de prothèses dont les propriétés se rapprochent de celle des os et dont la forme respecte parfaitement la morphologie du patient. Le domaine civil pour la fabrication de pièces simples et rapides en plastique avec des machines à des prix raisonnables. Le domaine de la fonderie pour la fabrication de moules dont l'efficacité peut même être optimisée. Le domaine de l'aéronautique, du spatial et de l'automobile sportive pour la fabrication de prototypes ou même la fabrication de pièces finales complexes.

Pour les industriels du secteur aéronautique et spatial, la fabrication additive constitue un enjeu important, en vue de réduire significativement le temps de fabrication de pièces tout en gardant une grande flexibilité dans le design. Cette technologie présente l'avantage de n'utiliser aucun outillage lors du processus de fabrication et permet de produire dans un délai très court (quelques jours) des petites séries de pièces fonctionnelles à morphologies complexes.

Si la fabrication de prototypes (prototypage rapide) est utilisée depuis plus de vingt ans, la fabrication de pièces finies est beaucoup plus récente. Elle a commencé avec la fabrication de moules de fonderie il y a une quinzaine d'années. Dans le domaine de l'aéronautique et du spatial, la fabrication de pièces finales est beaucoup plus récente (années 2010).

Un grand nombre de procédés additifs sont maintenant disponibles sur le marché. Ils diffèrent dans les moyens et les matériaux employés. Certaines méthodes portent à fusion le matériau utilisé à partir d'un lit de poudre (SLM, EBM) ou de poudre projetée (DED) tandis que d'autres photopolymérisent des résines liquides (SLA) ou extrudent un matériau solide sous forme de fil (FDM). Les considérations dans le choix d'un procédé sont généralement la rapidité

d'exécution, le coût et le nombre de pièces, les matériaux employés ainsi que les propriétés physiques et mécaniques du produit final.

La fusion sur lit de poudre est un de ces procédés. Il permet de fabriquer des pièces métalliques à partir de poudre. Les pièces fabriquées ont une bonne précision géométrique et il est l'un des procédés laissant la plus grande liberté de design. C'est pour ces raisons qu'il est utilisé dans le domaine aéronautique et spatial pour fabriquer des pièces métalliques, malgré une vitesse de fabrication plus lente et une taille de pièces fabricable plus restreinte par rapport à d'autres technologies.

Cependant, avant d'utiliser ces pièces de façon industrielle dans les équipements, il est nécessaire d'en connaître les propriétés mécaniques, ce qui permettra de les concevoir. L'analyse de ces propriétés et la compréhension des paramètres qui peuvent influencer sur ces dernières, permettront de connaître les mécanismes d'endommagement impliqués dans ce type de pièces. La compréhension de ces mécanismes d'endommagement permettra de définir des éventuels points de contrôle à réaliser sur les pièces avant leur utilisation, permettant d'assurer leur tenue tout au long de leur durée de vie.

La fabrication de pièces prototypes est maintenant maîtrisée pour plusieurs matériaux métalliques. Quelques pièces sont déjà « en vol » et ont donc été validées après de nombreux tests. Cependant, il s'agit de pièces uniques qui sont contrôlées de façon spécifique. Ce processus est long et il est nécessaire de l'accélérer en définissant des critères de contrôles efficaces pour des pièces en série.

**L'objectif de cette thèse est de caractériser les propriétés mécaniques de pièces métalliques réalisées par fabrication additive afin de définir ce qu'il est possible de fabriquer par ce procédé et d'analyser les mécanismes d'endommagement en jeu. Les propriétés seront notamment comparées aux propriétés connues sur les procédés conventionnels (fonderie, forge). L'effet de la direction de fabrication et les effets de plusieurs post-procédés habituels seront comparés afin d'analyser l'effet de paramètres sur lesquels le concepteur peut jouer.**

Les alliages de titane Ti-6Al-4V et d'aluminium AlSi7Mg0,6 sont deux alliages utilisés en fabrication additive dans le domaine aéronautique et spatial car ils correspondent à des alliages déjà fréquemment utilisés avec les procédés conventionnels. Ces deux matériaux seront utilisés dans cette étude. Le titane Ti-6Al-4V est fréquent en fabrication additive, mais l'aluminium AlSi7Mg0,6 est plus rare.

Les caractéristiques mécaniques mesurées sur ces matériaux sont les propriétés de traction et de fatigue. Ce sont des caractéristiques simples permettant de définir des critères de dimensionnement pour la conception des futures pièces. Les paramètres de post-procédé (traitement thermique et finition de surface) et d'orientation des pièces sont étudiés, au contraire des paramètres concernant la matière première et les paramètres de fabrication.

Ces caractéristiques ont ensuite été analysées en comparant les propriétés mesurées avec les observations métallurgiques et les faciès de rupture des échantillons fabriqués. Cette analyse a permis de faire des hypothèses sur les mécanismes d'endommagement en jeu dans ce type de pièce. Certaines de ces hypothèses ont pu être vérifiées grâce à des essais de traction *in situ* au microtomographe. Ils permettent d'observer l'endommagement du matériau lors de ce type de sollicitation.

Dans le premier chapitre, le contexte de l'étude sera présenté. Le principe de la fabrication additive, ses avantages et ses inconvénients seront rappelés. Les principales technologies seront rapidement décrites en accentuant sur la fusion sur lit de poudre utilisée. Une synthèse des propriétés mesurées en fabrication additive sur les matériaux utilisés sera présentée en mettant en évidence les objectifs de cette étude.

Dans le deuxième chapitre, les matériaux et les méthodes utilisés seront décrits en détail.

Dans le chapitre trois, les caractéristiques mécaniques du titane Ti-6Al-4V seront exposés. Les microstructures, propriétés de traction et propriétés de fatigue seront analysées en fonction des paramètres étudiés. L'analyse de ces résultats permettra de proposer des hypothèses de mécanismes d'endommagement. Certaines de ces hypothèses seront vérifiées grâce à des essais de traction *in situ* au microtomographe.

Dans le dernier chapitre, les caractéristiques mécaniques de l'aluminium AlSi7Mg0,6 seront présentées. Une analyse des microstructures et des propriétés de traction sera effectuée en fonction des paramètres étudiés. Les mécanismes d'endommagement proposés dans le chapitre précédent pourront être comparés à ceux observés sur ce matériau.



# **Chapitre I - Etude bibliographique**

---

<b>I.1 Introduction .....</b>	<b>6</b>
<b>I.2 Principe de la Fabrication Additive .....</b>	<b>7</b>
<b>I.3 Procédés de Fabrication Additive .....</b>	<b>10</b>
<b>I.4 Fusion sur lit de poudre pour la fabrication de pièces métalliques .....</b>	<b>16</b>
<b>I.5 Propriétés générales des pièces métalliques en fusion sur lit de poudres .....</b>	<b>20</b>
<b>I.6 Propriété mécaniques du titane Ti-6Al-4V en fusion sur lit de poudres .....</b>	<b>23</b>
<b>I.7 Propriétés mécaniques de l'aluminium AlSi7Mg0,6 en fusion sur lit de poudres .....</b>	<b>42</b>
<b>I.8 Synthèse .....</b>	<b>51</b>

## ***1.1 Introduction***

Plusieurs paramètres peuvent influencer sur les propriétés mécaniques statiques et en fatigue des pièces réalisées en fabrication additive. Chaque étape de la fabrication, de la matière première aux post-traitements, a un effet. Cependant, le concepteur ne peut jouer que sur les post-traitements et le design de la pièce, les autres paramètres étant gérés par d'autres acteurs de la chaîne de valeur.

Ce travail porte sur l'effet de ces paramètres particuliers sur les propriétés mécaniques en fabrication additive (fusion sur lit de poudre). Leur optimisation passera également par la compréhension de ces propriétés, en corrélation avec la microstructure et les défauts possibles dans les pièces.

Dans ce chapitre, le principe général de la fabrication additive et les différentes technologies existantes seront présentés, en accentuant sur le procédé de fusion sur lit de poudre utilisé dans la suite. Les paramètres qui influent sur les propriétés mécaniques dans ce dernier procédé seront identifiés et les propriétés globales de rugosité et de densité seront exposées. Enfin, les microstructures et propriétés statiques et de fatigue des alliages de titane Ti-6Al-4V et aluminium AlSi7Mg0,6 seront analysées en fonction des paramètres sur lesquels le concepteur peut jouer, afin de définir les objectifs de l'étude.

## I.2 Principe de la Fabrication Additive

### I.2.1 Définition

D'après la norme NF ISO/ASTM 52900 [1], la fabrication additive (Additive Manufacturing en anglais) est le « procédé consistant à assembler des matériaux pour fabriquer des pièces à partir de données de modèle en 3D, en général couche après couche ». Le procédé est également connu sous les noms d'impression 3D, fabrication rapide, prototypage rapide. En anglais, les noms de Additive Layer Manufacturing (ALM), Rapid Manufacturing, 3D Printing, Rapid Prototyping sont également utilisés.

Il existe deux catégories:

- Le prototypage rapide (rapid prototyping): « fabrication additive de pièces prototypes ou de pièces réalisées dans le but de faire des essais ». Ces pièces sont principalement en plastique et permettent de contrôler un design (cosmétique, géométrie...).
- La fabrication directe (direct manufacturing): « fabrication additive de pièces répondant aux caractéristiques fonctionnelles attendues du produit final ». La fabrication directe concerne le métal et le plastique.

Dans les deux cas, les pièces sont fabriquées en ajoutant de la matière couche par couche, à la différence des procédés conventionnels, où la matière est soit retirée (procédés soustractifs : usinage, découpage) soit déformée (forge, laminage), soit moulée (fonderie).

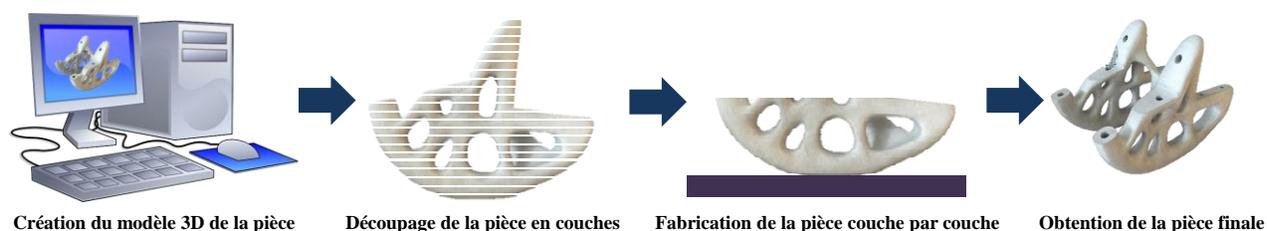


Figure I-1: Schéma du fonctionnement de la fabrication additive

Pour ce faire, les pièces conçues numériquement (CAO) sont converties sous un format spécifique. Les formats d'échange possibles sont normalisés et les plus courants sont les .stl (pour stéréolithographie) et les .amf (pour additive manufacturing format) [2], [3]. Ce fichier est transmis à la machine, qui découpe la pièce en différentes couches pour la fabriquer. De nombreuses technologies existent, et les plus importantes sont développées dans la suite de cette partie.

### I.2.2 Avantages et Limites

#### I.2.2.1 Avantages

- Liberté de design : Les pièces en fabrication additive étant construites couche par couche, le procédé offre une grande liberté de design. Il est possible d'ajouter des fonctionnalités aux pièces (principalement des canaux) [4] ou de diminuer leur masse (structure tubulaire ou treillis).

L'optimisation topologique, notamment, permet d'optimiser le design des pièces en insérant uniquement la quantité de matière qu'il faut à l'endroit où il faut pour supporter les différentes contraintes (mécaniques, thermiques, géométriques...) [5]. Ces pièces sont optimisées dans la plupart des cas pour diminuer la masse, mais elles peuvent aussi l'être pour améliorer les performances thermiques ou autres. Des pièces très complexes sont désormais réalisables par fabrication additive [6][7].

Dans le but de toujours améliorer la qualité des pièces, d'optimiser la matière ou d'éviter les supports, des guides de conceptions ont été créés [8].

- Pas d'outillage : Contrairement aux procédés conventionnels où un outil de coupe ou un moule, peuvent être nécessaires, le procédé de fabrication additive ne nécessite aucun outillage. La matière est créée et mise en forme en même temps [9].
- Réduction du nombre d'assemblages : Afin d'éviter les défauts pouvant apparaître lors de certains procédés d'assemblage (brasage...) et de gagner du temps de fabrication, certains assemblages peuvent être supprimés pour fabriquer une pièce en une seule entité. Il est par exemple possible de passer d'un assemblage de plusieurs pièces vissées à une pièce unique [10].
- Procédé écologique : Le procédé est considéré comme écologique car peu de matière est perdue. En effet, il n'y a de la matière qu'aux endroits où elle est nécessaire. Cela implique la réduction du ratio « buy to fly » (rapport de la quantité de matière nécessaire à la fabrication d'une pièce par la quantité de matière effective de la pièce) [9]. De plus, dans le cas de certains procédés, la matière qui n'est pas utilisée peut parfois être récupérée, traitée et réutilisée [11].

#### *1.2.2.2 Limites*

- Etat de surface : L'état de surface des pièces en sortie de machine est davantage rugueux en comparaison avec les procédés conventionnels. Des post-traitements plus ou moins importants suivant l'application sont nécessaires [12], comme le sablage qui peut être utilisé sur les surfaces externes des pièces.
- Logiciel : Il n'existe pour le moment pas de logiciel de CAO permettant de concevoir et analyser les pièces destinées à la fabrication additive (analyse des géométries, besoin de supports, structures en treillis, multi-matériaux) [6]. Cependant, de nombreux logiciels sont en développement et permettront de compléter et améliorer les outils de conception existants.
- Supports : Certaines géométries de pièces nécessitent des supports permettant de conduire la chaleur, et surtout, de maintenir la pièce lors de sa fabrication. Ils sont nécessaires dans les cas de fabrication de parois horizontales ou fortement inclinées [13]. Ces supports peuvent être compliqués à retirer et entraîner de mauvais états de surfaces.

### **I.2.3 Applications**

La fabrication additive est aujourd'hui compétitive pour la fabrication de pièces complexes en petites séries ou pour des pièces non fabricables avec d'autres procédés. Elle permet également les concepts de « mass personalization » (personnaliser les objets pour tout le monde) et de « mass customization » (accès à tous pour concevoir et fabriquer des pièces) [14].

Si le monde amateur s'intéresse beaucoup à la technologie avec des machines qui deviennent abordables, permettant de réaliser des petits objets du quotidien en plastique, les industriels de certains secteurs sont eux aussi particulièrement intéressés pour les raisons citées ci-dessus. Les principaux domaines sont :

- La fabrication de moules : La fabrication de moules par fabrication additive a été l'un des premiers exemples d'utilisations de pièces finies pour l'industrie. Les moules peuvent ainsi intégrer de nouvelles fonctionnalités (canaux de refroidissement plus efficaces), être plus complexes, économiser de la matière (au lieu d'usiner un moule dans la masse) et être beaucoup plus rapidement obtenus [4].
- Le biomédical : La possibilité de personnaliser totalement les pièces est très intéressante dans ce domaine et la fabrication additive permet notamment la fabrication de prothèses personnalisées [15].

Ce domaine s'intéresse également à la fabrication de structures poreuses, notamment en titane, car elles se rapprochent des propriétés des os [16]. Ce type de structure n'est pas réalisable avec les procédés conventionnels. Les propriétés mécaniques de ce type de pièce sont étudiées dans plusieurs sources [17][18].

- L'automobile : Principalement l'automobile sportive qui s'intéresse aux pièces complexes en très faible quantité (une ou deux pièces en général) qui doivent être réalisées rapidement [19]. Ces pièces sont complexes car elles intègrent de nouvelles fonctionnalités et ont pour objectif de réduire la masse des produits.
- L'aérospatial : De la même façon que pour l'automobile, la fabrication additive dans le domaine aérospatial permet d'intégrer de nouvelles fonctionnalités et de réduire la masse des pièces [20]. La fabrication de pièces souvent uniques dans le domaine spatial, en fait un procédé particulièrement intéressant.

### *I.3 Procédés de Fabrication Additive*

Etat matière première	Catégorie	Exemples de technologie	Source d'activation	Type de matériau
<b>LIQUIDE</b>	Photopolymérisation en cuve	<b>SLA</b> : Stéréolithographie <b>DLP</b> : Digital Light Processing	UV, LED	Plastique
	Projection de matière	<b>MJM</b> : Multi-Jet Modelling	UV	Plastique, cire
<b>SOLIDE</b>	Extrusion de matière	<b>FDM</b> : Fused Deposition Modelling	Chaleur	Plastique
	Stratification de couches	<b>UAM</b> : Ultrasonic Additive Manufacturing <b>LOM</b> : Laminated Object Manufacturing	Chaleur	Plastique, métal, papier
<b>POUDRE</b>	Projection de liant	<b>3DP</b> : 3D Printing	Chimique	Plastique, métal, céramique, plâtre...
	Fusion sur lit de poudre	<b>SLM/SLS</b> : Selective Laser Melting/Sintering <b>DMLS</b> : Direct Metal Laser Sintering <b>EBM</b> : Electron Beam Melting <b>SMS</b> : Selective Mask Sintering	Chaleur	Plastique, métal, céramique
	Dépôt de matière sous énergie concentrée	<b>CLAD</b> : Construction Laser Additive Direct <b>LMD</b> : Laser Metal Desposition <b>BPLAM</b> : Blown Powder Laser Additive Manufacturing <b>LENS</b> : Laser-Engineered Net Shaping	Chaleur	Métal

Tableau I-1: Liste des procédés de Fabrication Additive de la norme [21]

Les différentes catégories de procédés de fabrication additive sont listées dans la norme NF ISO 17296-2 [21]. Ces catégories peuvent être classées en fonction de l'état de la matière avant la fabrication. Il peut être sous forme liquide, solide ou sous forme de poudre (Tableau I-1).

Les principes et les catégories décrites dans la norme NF ISO 17296-2 [21] se réfèrent aux technologies disponibles dans le commerce qui se sont avérées utiles dans la pratique et viables sur le marché depuis plusieurs années.

## I.3.1 Procédés à base liquide

### I.3.1.1 Photopolymérisation en cuve

La photopolymérisation est le procédé de fabrication additive le plus ancien. Deux brevets ont été déposés en 1986 à une date très proche. L'un des français Jean-Claude André, Alain de Mehauté et Olivier de Witte [22] et l'autre de l'américain Charles Hull, co-fondateur de l'entreprise 3D Systems [23].

Une résine photopolymère liquide, contenue dans une cuve, est photopolymérisée sélectivement couche par couche. La pièce peut être fabriquée à l'endroit (Figure I-2a) ou à l'envers (Figure I-2b) suivant la technologie utilisée et la polymérisation de la résine est activée par une source lumineuse (UV ou LED).

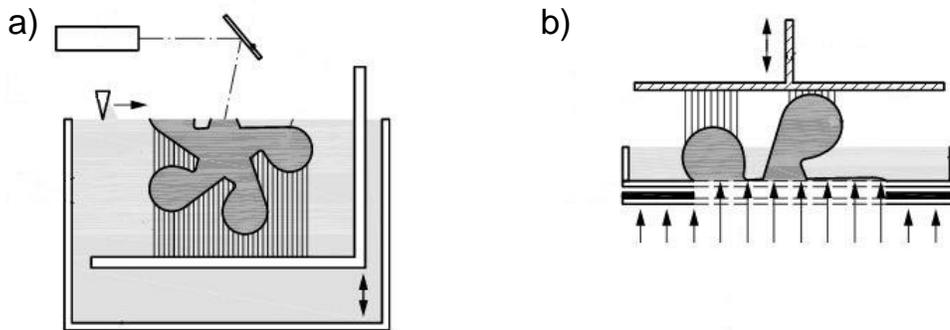


Figure I-2: Schéma du fonctionnement de la photopolymérisation en cuve (a) par une source de lumière laser et (b) par une source de lumière à surface contrôlée [21]

La technologie de stéréolithographie est la plus courante. Un laser UV est utilisé pour photopolymériser la résine. La technologie DLP utilise une source étendue et un masque. La pièce est fabriquée à l'envers et la source lumineuse traverse une plaque transparente sous la cuve. Ce type de technologie a l'avantage d'être très rapide car la couche est fabriquée d'un seul coup (éclairage global de la couche fabriquée).

Le procédé est principalement utilisé en prototypage rapide ou pour faire des modèles pour des pièces de fonderie car la tenue mécanique des matériaux est limitée. Seuls des matériaux polymères peuvent être mis en forme par cette technologie [24].

### I.3.1.2 Projection de matière

En projection de matière, des gouttelettes de matière sont projetées. Les matériaux utilisés sont des photopolymères ou de la cire fondue. Dans le cas de la cire fondue, les gouttelettes sont directement solidifiées sur la couche précédente. Dans le cas de photopolymères, une source

lumineuse solidifie les gouttelettes projetées directement sur la couche précédente, de la même manière qu'en photopolymérisation en cuve (Figure I-3).

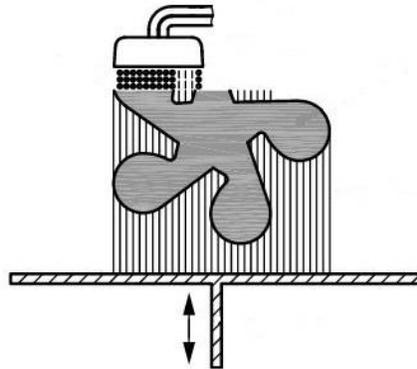


Figure I-3: Schéma du fonctionnement de la projection de matière [21]

Grâce au système de projection de gouttelettes, des structures multi-matériaux peuvent être fabriquées avec certaines machines [24][25].

## I.3.2 Procédés à base solide

### I.3.2.1 Extrusion de matière

Le procédé d'extrusion de matière est le plus connu en fabrication additive. Il a été inventé en 1992 par l'américain Scott Crump, co-fondateur de l'entreprise Stratasys [26].

Une buse dépose un fil fondu de façon sélective couche après couche. Le matériau de départ est un fil qui est fondu avant d'être extrudé par la buse. Le fil adhère sur les couches précédentes pour fabriquer la pièce finale (Figure I-4).

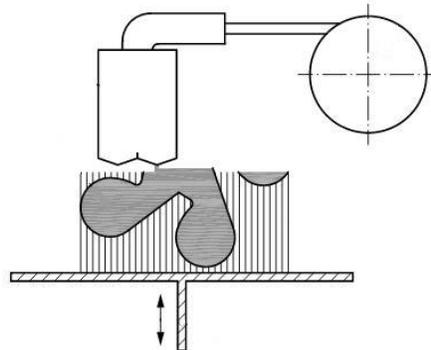


Figure I-4: Schéma du fonctionnement de l'extrusion de matière [21]

Les pièces fabriquées sont en plastique et des multi-matériaux sont possibles. En général, une buse permet de déposer le matériau utilisé pour la pièce et une autre buse permet de déposer le matériau utilisé comme support.

Ces machines sont très populaires puisqu'il existe aujourd'hui de très nombreuses machines sur le marché avec une large gamme de prix. Ce sont ces machines qui peuvent être achetées très facilement pour un prix allant de quelques centaines d'euros à quelques milliers d'euros. Cependant, le prix des machines industrielles peut aller jusqu'à 500 000€ [24].

### I.3.2.2 Stratification de couches

Le procédé de stratification de couches consiste à fabriquer les couches puis les assembler. La matière initiale est sous forme de rouleau laminé continu (Figure I-5a) ou de plaques laminées discontinues (Figure I-5b). Le découpage peut se faire au laser ou en utilisant une machine CN (Commande Numérique) [24].

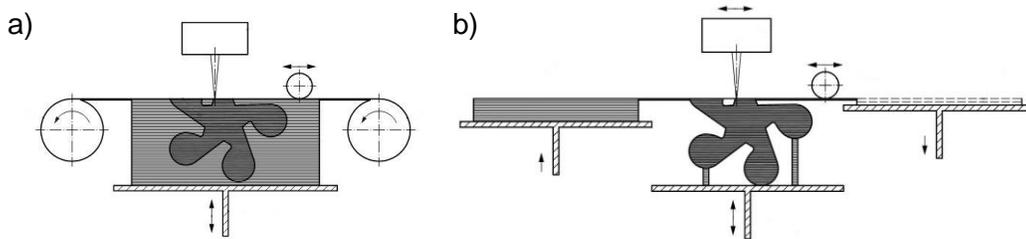


Figure I-5: Schéma du fonctionnement de la stratification de couches (a) en utilisant un rouleau continu et (b) en utilisant des plaques discontinues [21]

Un très grand nombre de matériaux est disponible avec ce procédé. La première machine permettait de fabriquer des objets en papier ou en carton. Aujourd'hui, il est possible de fabriquer des pièces en bois, en plastique ou en métal. L'assemblage final se fait à l'aide d'une colle ou par soudage aux ultrasons dans le cas du métal [27].

## I.3.3 Procédés à base de poudre

### I.3.3.1 Projection de liant

Le procédé de projection de liant est similaire au procédé de projection de matière mis à part que le liquide projeté permet de lier sélectivement un lit de poudre. La solidification est activée thermiquement ou par réaction chimique (Figure I-6). Un certain nombre de post-procédés sont nécessaires après la fabrication pour enlever la poudre non liée et pour finaliser la liaison.

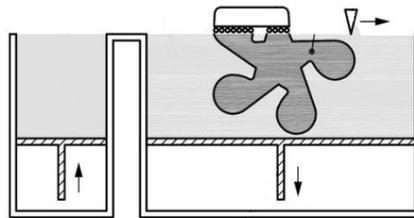


Figure I-6: Schéma du fonctionnement de la projection de liant [21]

La technologie d'impression 3D (nom habituellement utilisé abusivement pour désigner la fabrication additive) utilise ce procédé. D'autres technologies ont ensuite été développées et permettent de fabriquer des pièces dans une grande variété de matériaux comme le plastique, le métal, mais aussi le plâtre ou la céramique.

Dans le cas du métal, le liant est activé thermiquement. Un post-procédé est nécessaire pour finaliser la liaison dans un four, puis un autre pour enlever la poudre non liée. Dans certaines technologies, du métal supplémentaire est infiltré dans la pièce pour la densifier. Les principaux métaux fabriqués sont des aciers inoxydables et des Inconels, mais il est également possible de fabriquer des pièces en bronze, chrome-cobalt ou tungstène [24].

### *1.3.3.2 Fusion sur lit de poudre*

Le procédé de fusion sur lit de poudre consiste à fritter ou fusionner sélectivement un lit de poudre. La fusion est activée thermiquement par l'intermédiaire d'un laser ou d'un faisceau d'électrons (Figure I-7). Des post-procédés sont nécessaires, en particulier pour enlever la poudre qui n'est pas fusionnée.

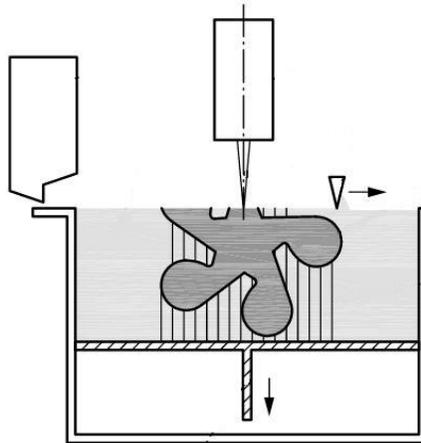


Figure I-7: Schéma du fonctionnement de la fusion sur lit de poudre [21]

Il existe de nombreuses technologies, mais elles reposent toutes sur le même principe. Les différences majeures proviennent de la source d'énergie. Les technologies utilisant un laser sont les technologies SLS, SLM, DMLS... La technologie utilisant un faisceau d'électrons est l'EBM [24][28].

Les pièces mises en forme par ce procédé sont en plastique, métal ou céramique. Un très grand nombre de matériaux sont disponibles avec plus ou moins de maturité. Les principaux métaux utilisés sont les alliages de titane (en particulier le Ti-6Al-4V), les Inconels (625 et 718), les aciers (aciers inoxydables, aciers maraging) et les aluminiums (aluminiums de fonderie uniquement). D'autres poudres métalliques existent mais sont moins répandues (bronze, or, tantale) [24].

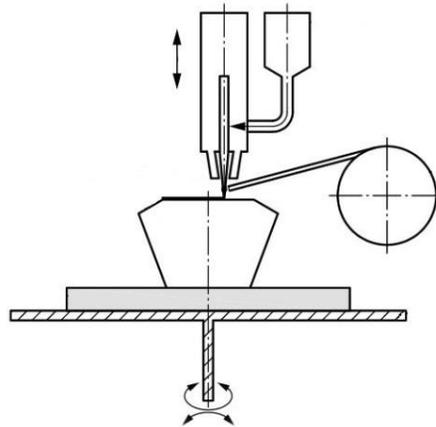
### *1.3.3.3 Dépôt de matière sous énergie concentrée*

Le dépôt de matière sous énergie concentrée consiste à projeter de la poudre métallique qui est fusionnée sur la pièce grâce à une source d'énergie thermique (laser, faisceau d'électrons ou plasma) de la même façon que pour la fusion sur lit de poudre (Figure I-8) [24]. La machine est souvent composée d'un système 4 ou 5 axes qui permettent de faire des couches qui ne sont pas nécessairement planes. Il est ainsi possible de réparer des pièces en ajoutant de la matière ou de rajouter un élément à une pièce existante [29]. Ce procédé permet également de fabriquer des pièces multi-matériaux en projetant des poudres différentes [30].

Là encore, il existe plusieurs technologies utilisant des sources ou des méthodes de projection de poudre différents. Une autre technologie légèrement différente existe également et est un hybride entre l'extrusion de matière et le dépôt de matière sous énergie concentrée. Cette technologie consiste à déposer un fil métallique, qui est fondu, pour créer les différentes couches [24][31].

Seuls des matériaux métalliques peuvent être fabriqués par ce procédé. Les matériaux utilisés sont très semblables à ceux utilisés en fusion sur lit de poudres, sauf pour l'aluminium qui pose

certaines soucis supplémentaires pour le dépôt de poudre (évaporation, dangerosité des poudres...). En dépôt de fil métallique, la fabrication de certains alliages d'aluminium est possible.



**Figure I-8: Schéma du fonctionnement du dépôt de matière sous énergie concentrée [21]**

## ***I.4 Fusion sur lit de poudre pour la fabrication de pièces métalliques***

La fusion sur lit de poudre est la technologie qui a été utilisée pour cette étude. Elle permet de fabriquer des pièces métalliques dans de nombreux matériaux et avec une bonne qualité. Les précisions dimensionnelles et les capacités des différentes technologies ont été étudiées et montrent que certaines technologies peuvent être très précises. Les possibilités de design sont également nombreuses et certaines géométries complexes peuvent être parfaitement réalisées par ces technologies (cavités, parois inclinées, arrondis, pointes) [32].

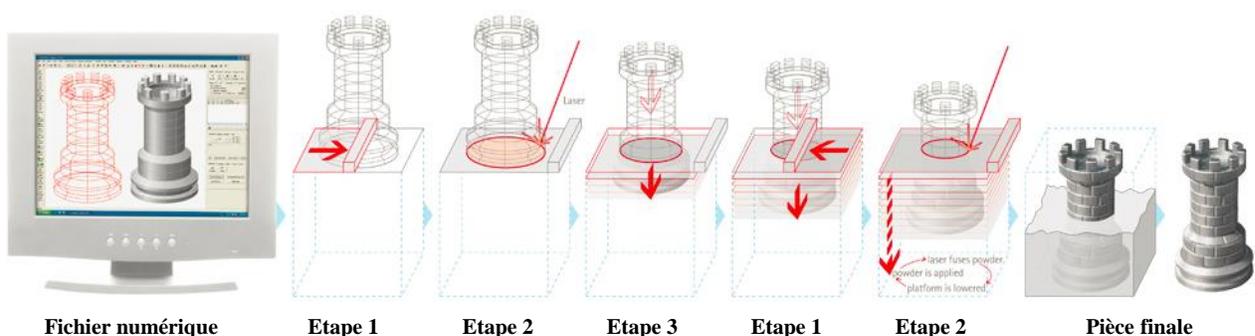
Elle implique cependant de nouvelles contraintes, notamment sur le design qui doit permettre de pouvoir évacuer la poudre non fusionnée après la fabrication. La fabrication de cavités non fermées et vides n'est par exemple pas possible [13].

### **I.4.1 Principe**

Le principe de la technologie a été déposé en 1989 par Carl R. Deckard de l'University of Texas System, Austin, USA [33]. Il consiste à fritter ou fusionner une poudre couche par couche. Les différentes étapes de cette technique sont les suivantes (Figure I-9) :

- 1) Dépôt d'une couche de poudre sur le plateau de construction à l'aide d'un rouleau ou d'une raclette ;
- 2) Frittage/fusion de la poudre aux endroits nécessaires de la couche en question ;
- 3) Descente du plateau de la hauteur d'une couche (entre 30 et 100  $\mu\text{m}$  généralement) ;
- 4) Répétition de l'étape 1.

A la fin de la fabrication, un parallélépipède de poudre est obtenu, à l'intérieur duquel, la pièce est finie. Après nettoyage, la pièce finale est obtenue. Des traitements complémentaires (traitements thermiques, usinage) sont ensuite réalisés.



**Figure I-9: Principe de fonctionnement des procédés de frittage/fusion sur lit de poudre [34]**

Il existe deux types de procédés pour la fabrication de pièces métalliques :

- La fusion sélective laser (Selective Laser Melting : SLM) ou frittage sélectif laser (Selective Laser Sintering : SLS) : consiste au frittage ou à la fusion de la poudre à l'aide d'un faisceau laser. Le procédé permet de fabriquer des pièces en métal et en plastique, mais il est également possible d'utiliser certaines céramiques. La fusion

complète de la poudre permet de fabriquer des pièces denses (jusqu'à 99,9 %) avec de meilleures propriétés mécaniques [35].

- La fusion par faisceau d'électrons (Electron Beam Melting : EBM) : consiste à la fusion complète de la poudre à l'aide d'un faisceau d'électrons. Ce procédé permet uniquement de fabriquer des pièces métalliques, car celles-ci doivent être conductrices d'électricité.

## I.4.2 Fusion sélective par laser (Selective Laser Melting)

Le procédé SLS vient du principe breveté par Deckard [33]. Celui-ci consistait au frittage de poudres. Le développement du procédé et des machines ont ensuite permis la fusion complète de la poudre lors de la fabrication et donc au procédé SLM.

Le procédé SLM est un procédé connu sous de nombreux autres noms selon les fabricants de machine. Ainsi, chez EOS, il s'agit de Direct Metal Laser Sintering (DMLS®), chez SLM Solutions ou ReaLizer, il s'agit de Selective Laser Melting (SLM®), chez Concept Laser, il s'agit de LaserCUSING® et chez Phenix Systems, il s'agit de Powder Bed Fusion Technology. Dans tous les cas, le principe est le même : la fusion de poudre métallique grâce à un faisceau laser (Figure I-10) [24]. Dans cette étude, le terme « technologie SLM » sera utilisé, quelle que soit la machine utilisée.

Dans la plupart des cas, les machines utilisent un laser CO<sub>2</sub> pour fabriquer du plastique et un laser Nd : YAG (Yttrium-Aluminium-Grenat) pour les métaux. La principale différence entre ces deux lasers réside dans leur longueur d'onde : 10,6 μm pour le laser CO<sub>2</sub> contre 1,06 μm pour le laser Nd : YAG. Les premières machines utilisaient un laser CO<sub>2</sub> mais l'absorbance est moins bonne pour les métaux [36]. La puissance du faisceau est entre 100W et 1kW suivant les machines. Cette puissance est suffisante pour réaliser la fusion complète de la poudre.

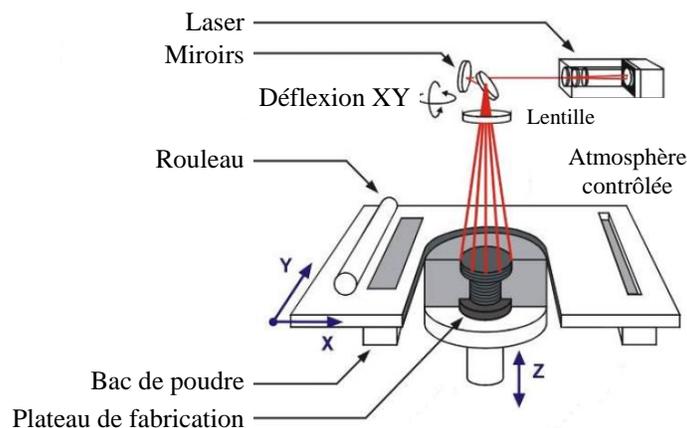


Figure I-10: Schéma d'une machine SLM [37]

Les pièces sont fabriquées dans une enceinte contrôlée afin d'éviter des problèmes d'oxydation. Dans la plupart des cas, de l'argon est diffusé dans la chambre de fabrication. La chambre est à température ambiante et implique des gradients de température très importants entre la température de fusion de la poudre et la température ambiante. Cela entraîne de fortes contraintes thermomécaniques résiduelles dans les matériaux.

Un traitement thermique de relaxation des contraintes est souvent nécessaire avant de retirer les pièces du plateau de fabrication. En effet, les contraintes sont si importantes que les pièces sont susceptibles d'être déformées ou cassées lors de leur retrait du plateau si elles ne sont pas relâchées [38][39].

Certaines structures nécessitent la présence de supports pour maintenir la pièce (lors de la fabrication de parois horizontales), pour conduire la chaleur vers le plateau de fabrication et pour éviter la déformation des pièces suite aux contraintes résiduelles [40]. Ces supports sont une contrainte car leur enlèvement peut être complexe et la surface de contact avec la pièce aura un moins bon état de surface. De plus, il s'agit d'un « gaspillage » de la matière puisque celle-ci n'est pas utilisée pour la pièce. La conception de la pièce et son positionnement dans la machine pour minimiser les supports est donc stratégique (Figure I-11).

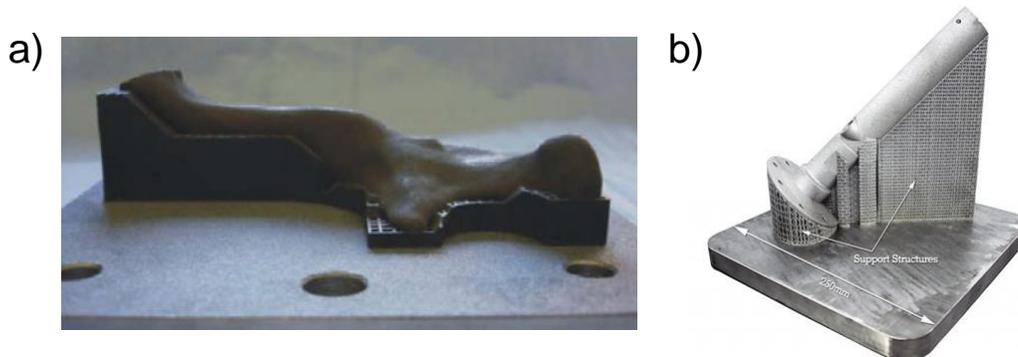


Figure I-11: Photo de pièces réalisées par fabrication additive avec support (a) [15] (b) [41]

De nombreux matériaux métalliques peuvent être fabriqués avec ce procédé :

- Alliages de titane : ils sont facilement soudables et sont donc efficacement mis en formes avec cette technologie. Plusieurs alliages sont disponibles suivant les fabricants (titane pur, Ti-6Al-4V, Ti-6Al-4V ELI, Ti6Al7Nb), mais les plus courants sont les alliages Ti-6Al-4V (Grade 5) et Ti-6Al-4V ELI (Grade 23) car ce sont les plus utilisés avec les procédés conventionnels.
- Alliages d'acier inoxydable : L'alliage le plus courant est l'acier inox 316L.
- Aciers de construction.
- Superalliages : Les plus courants sont les alliages d'Inconel 718 et Inconel 625.
- Alliages cobalt-chrome.
- Alliages d'aluminium : Les alliages d'aluminium sont difficiles à mettre en forme par cette technologie car le laser est très faiblement absorbé et la conduction thermique de l'aluminium est très bonne. L'énergie thermique est donc difficile à focaliser sur une zone. Les alliages de fonderie aluminium-silicium comme l'AlSi12, AlSi10Mg ou AlSi7Mg0,6 sont les plus couramment employés.
- Autres matériaux : De nombreux autres matériaux sont utilisés à de plus petites échelles ou ont été testés comme le magnésium, le bronze, l'or...[42].

### I.4.3 Electron Beam Melting

Le procédé EBM a été développé par la société Arcam, et déposé en 1998 [43]. Aujourd'hui encore, Arcam, basée en Suède, est la seule entreprise à fabriquer des machines utilisant cette technologie.

L'EBM est semblable au SLM, mais la source de chaleur provient d'un faisceau d'électrons (Figure I-12). Ce faisceau peut aller jusqu'à une puissance de 3kW. La chambre de fabrication est maintenue sous vide (nécessaire pour obtenir un faisceau d'électrons) et est maintenue à une température élevée entre 650 et 750°C. Dû à la vitesse de déplacement du faisceau d'électron, le procédé est très rapide.

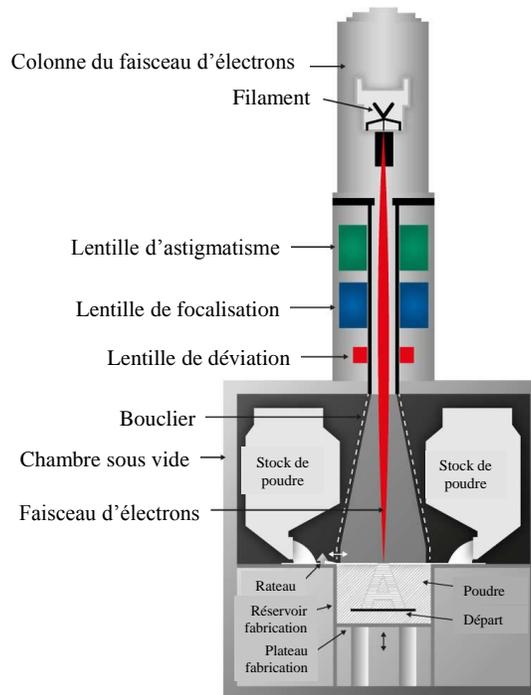


Figure I-12: Schéma d'une machine EBM [44]

Un pré-frittage du lit de poudre est également effectué à chaque couche. Cela permet de faciliter le support de la pièce dans la poudre et d'éviter la projection de poudre lors de la fusion. Ainsi, les supports ne sont pas toujours nécessaires pour maintenir la pièce. Ils permettent uniquement de conduire la chaleur vers le plateau de fabrication en étant placés à des endroits stratégiques. Cependant, il est plus difficile d'enlever la poudre après la fabrication, en particulier dans les zones difficiles d'accès.

Le traitement de relaxation des contraintes n'est pas nécessaire en EBM. La machine étant maintenue à haute température, les contraintes thermomécaniques résiduelles sont faibles.

Le procédé ne permet de fabriquer que des pièces métalliques. Si de nombreux essais ont été faits sur différents matériaux [45], ceux les plus développés et conseillés par Arcam sont les alliages de titane (Grade 2, Ti-6Al-4V et Ti-6Al-4V ELI) et un alliage Cobalt-Chrome [44].

## ***I.5 Propriétés générales des pièces métalliques en fusion sur lit de poudres***

### **I.5.1 Paramètres influant sur les propriétés**

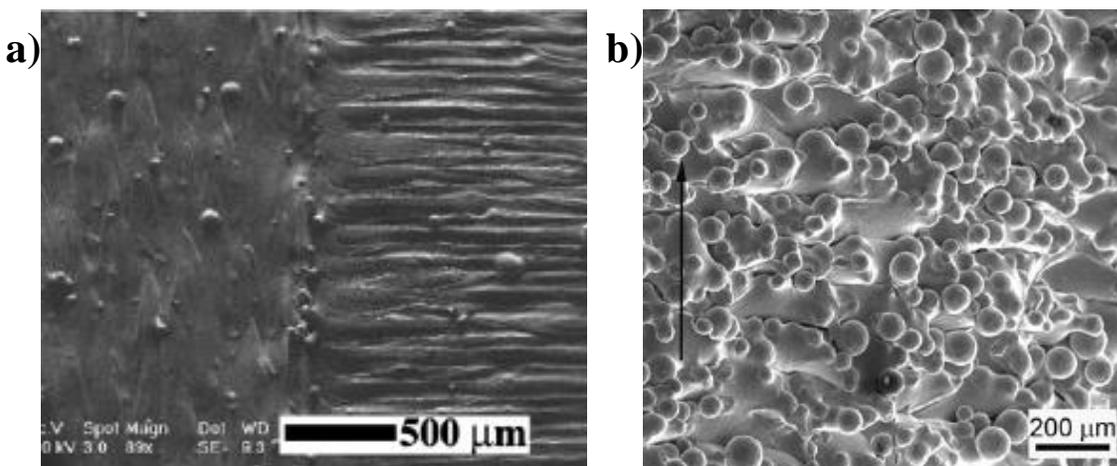
Dans chaque étape de la chaîne de fabrication, de nombreux paramètres peuvent influencer sur les propriétés mécaniques. Ces étapes et les paramètres sont:

- La poudre : distribution granulométrique, forme, coulabilité, composition chimique (teneur en oxygène notamment), porosité, humidité [46][47]. Le choix de poudres de bonne qualité et sa conservation sont indispensables à la fabrication de pièces saines.
- La machine : épaisseur de couche, puissance du faisceau, vitesse de déplacement, stratégie de lasage (remplissage des pièces en damier, en ligne, changement de direction pour chaque couche) [48] Le choix des paramètres de fabrication est particulièrement important dans l'obtention de pièces de bonne qualité.
- Les post-traitements : nettoyage, polissage, traitements thermiques [49]. Ceux-ci sont utilisés afin d'améliorer les propriétés des pièces brutes de fabrication. Le bon choix et la bonne réalisation des post-procédés permettront d'obtenir des pièces de meilleure qualité. C'est sur cette étape de la fabrication que le concepteur peut le plus intervenir.

### **I.5.2 Rugosité des pièces**

La rugosité des pièces réalisées par fabrication additive est plus importante qu'avec la plupart des procédés conventionnels. La rugosité arithmétique moyenne ( $R_a$ ) obtenue avec le procédé SLM est comprise entre 5 et 30 $\mu\text{m}$  [50]. Avec le procédé EBM, le  $R_a$  peut être supérieur à 25  $\mu\text{m}$ . Les valeurs de la rugosité dépendent notamment des paramètres de fabrication et de l'orientation de la surface [51].

La différence de rugosité entre les 2 procédés vient du fait que dans le procédé EBM, par rapport au SLM, les poudres sont plus grosses, les couches sont plus épaisses et la vitesse de déplacement du faisceau d'énergie est plus rapide. Ainsi, la surface des pièces en SLM est meilleure celle en EBM (Figure I-13) [52].



**Figure I-13: Images MEB de surface provenant d'échantillons fabriqués par (a) SLM [53] et (b) EBM [52], montrant les différences dans les états de surface. La flèche noire montre la direction de construction**

La rugosité doit être contrôlée dans certains cas. Elle peut induire des concentrations de contraintes en surface qui peuvent entraîner des ruptures prématurées dans certaines pièces soumises en fatigue. D'un point de vue fonctionnel, une faible rugosité est parfois recherchée comme dans le cas des guides d'ondes. Les parois des guides doivent avoir une rugosité faible afin de mieux transmettre les ondes radiofréquence. Cependant, dans les cas de radiateurs, elle peut être bénéfique, augmentant la surface d'échange thermique.

Des post-procédés de polissage ont été développés pour améliorer la rugosité. Le plus classique est le sablage, mais d'autres procédés peuvent permettre d'améliorer davantage la surface (tribofinition, polissage chimique, plusieurs passages de laser, utilisation de poudre plus fine). Des exemples d'essais comparatifs ont été réalisés sur des pièces fabriquées par addition et avec différents matériaux [12][54][55]. La rugosité peut être abaissée jusqu'à moins de  $0,2 \mu\text{m}$  dans certains cas.

La rugosité des pièces réalisées par fabrication additive étant supérieure à celle de la plupart des procédés conventionnels, il est nécessaire de connaître son impact sur les propriétés mécaniques afin de concevoir et de prévoir les post-traitements qui seront éventuellement à appliquer.

### I.5.3 Porosités dans les pièces

Les procédés de fusion sur lit de poudre métallique fonctionnent sur le principe de fusion puis solidification de la matière. Il y a donc un risque d'apparition de défauts qui peuvent avoir un effet négatif sur les propriétés mécaniques [56].

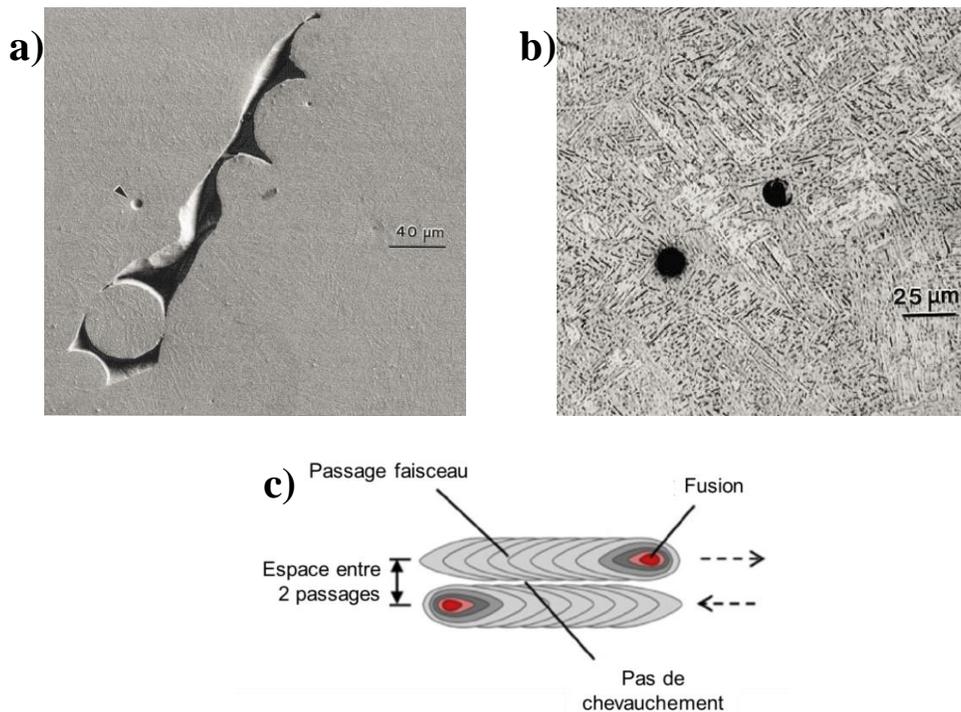


Figure I-14: (a) Image MEB d'un défaut de fonte de poudre, (b) image optique de bulles d'argon coincées dans des échantillons en Ti-6Al-4V fabriqués par EBM [57] et (c) schéma montrant l'écart entre deux passages de faisceau [58]

Ces défauts proviennent majoritairement des phénomènes suivants :

- grains mal fusionnés dus à des écarts du faisceau (accélération, déviation, perte de puissance) (Figure I-14a) [57].
- bulles (d'argon principalement) emprisonnées dans la pièce (Figure I-14b). Ce gaz peut provenir du gaz enfermé dans les poudres lors de sa fabrication [57] ou du gaz de l'atmosphère qui est piégé dans la pièce [58].
- porosités provenant de l'écart entre deux passages du faisceau (Figure I-14c) [59].
- défauts provenant d'une surfusion du lit de poudre provoquant de trop grosses contraintes internes ou la vaporisation de certains éléments [60].

L'optimisation des paramètres de fabrication permet de limiter le taux de porosité. Plusieurs paramètres sont déterminants :

- Paramètres du faisceau laser : la vitesse et la puissance du laser sont notamment importants. Une puissance trop faible, ou un déplacement du faisceau trop rapide entraînera une pièce pas assez dense et de la poudre peu fondue, alors qu'une puissance trop forte ou une vitesse de déplacement du laser trop lente peut entraîner des fissures dans les pièces dues à de trop grandes concentrations de contraintes et la vaporisation de certains éléments. De bons paramètres permettent, cependant, d'obtenir des pièces de haute qualité [62][63],
- Stratégie de fabrication : certaines pièces possèdent des porosités localisées dans des zones très proches de la surface. Elles peuvent provenir d'un mauvais recouvrement entre la couche externe et le remplissage interne [55]. La stratégie de fabrication peut également permettre d'améliorer le taux de porosité. Certaines stratégies consistent par exemple à scanner 2 fois chaque couche en utilisant des paramètres différents. Le 2<sup>ème</sup> passage permet de refondre la matière qui se répartit correctement et bouche certaines porosités [54].
- Le traitement thermique : le traitement de CIC pour Compression Isostatique à Chaud (ou HIP pour Hot Isostatic Pressing) (voir I.6.2.2) permet de réduire, voire éliminer les porosités internes [64].

De façon générale, la densité relative des pièces obtenues par fabrication additive est très bonne et dépasse 99 %.

L'impact de ces défauts peut être significatif sur les propriétés mécaniques et l'analyse de leurs effets est indispensable pour prévoir les mécanismes d'endommagement des pièces. Il existe des études de leur effets sur des éprouvettes fabriquées par des procédés conventionnels [65] mais aussi quelques-unes sur les procédés de fabrication additive [56].

## ***I.6 Propriété mécaniques du titane Ti-6Al-4V en fusion sur lit de poudres***

### **I.6.1 Caractéristiques du Ti-6Al-4V**

L'alliage de titane Ti-6Al-4V (ou TA6V ou Ti64 ou titane Grade 5) est très utilisé dans le domaine de l'aéronautique. En effet, cet alliage de titane a de très bonnes propriétés mécaniques, est léger et a une très bonne résistance à la corrosion [66]. Son utilisation en fabrication additive a donc été rapidement développée.

La composition de l'alliage Ti-6Al-4V est indiquée dans le Tableau I-2 [67].

<b>Elément</b>	<b>Ti</b>	<b>Al</b>	<b>V</b>	<b>O</b>	<b>N</b>	<b>C</b>	<b>H</b>	<b>Fe</b>
<b>Composition</b> (% en masse)	reste	5,5- 6,75 %	3,5- 4,5 %	<0,2%	<0,05%	0,08%	<0,015%	0,3%

**Tableau I-2: Composition chimique du titane Ti-6Al-4V d'après la norme ASTM F2924 [67]**

Les deux principaux composants de cet alliage sont l'aluminium et le vanadium. L'aluminium est  $\alpha$ -gène (il favorise la phase  $\alpha$ ) et permet d'atteindre une meilleure résistance mais une moins bonne ductilité. Le taux est cependant limité pour ne pas favoriser l'apparition de précipités  $Ti_3Al$  qui sont fragilisants. Le vanadium,  $\beta$ -gène, permet d'améliorer la ductilité. Le taux est limité car il n'est pas favorable à la tenue à l'oxydation [68].

Le diagramme binaire titane-aluminium est donné Figure I-15. En rouge, la position de l'alliage Ti-6Al-4V. Cet alliage de titane est un alliage  $\alpha+\beta$ . La fusion de l'alliage a lieu à environ 1650 °C et la mise en solution de la phase  $\beta$  a lieu à environ 1000 °C.

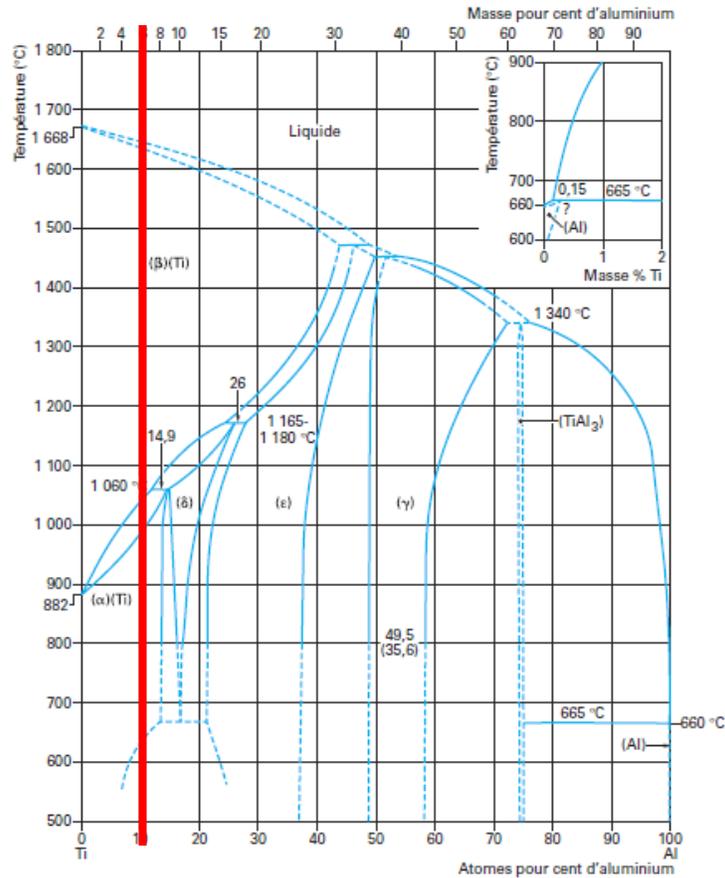


Figure I-15: Diagramme binaire titane-aluminium, en rouge: la position de l'alliage Ti-6Al-4V [69]

Un autre type d'alliage Ti-6Al-4V est utilisé, le Ti-6Al-4V ELI (Extra Low Interstitials) ou titane Grade 23. Cet alliage contient moins d'oxygène et de fer que le Ti-6Al-4V classique [70]. Il est utilisé pour certaines applications, notamment pour les applications médicales. L'étude suivante concerne le Ti-6Al-4V Grade 5.

## I.6.2 Microstructure

### I.6.2.1 Microstructure type

#### I.6.2.1.1 Microstructures typiques du titane

La microstructure du titane Ti-6Al-4V dépend fortement de la méthode de fabrication et des traitements thermiques appliqués. La Figure I-16 montre les trois principaux types de microstructures rencontrés sur cet alliage [71].

- Dans la structure bimodale (Figure I-16a), les grains gris correspondent à la phase  $\alpha$  et les autres grains correspondent à des lamelles  $\alpha$  dans une phase  $\beta$ . L'épaisseur des grains dépend des vitesses de refroidissement et des températures des traitements thermiques.
- La structure lamellaire (Figure I-16b) correspond à une phase lamellaire  $\alpha$  (en gris) dans une phase  $\beta$  (en noir). L'épaisseur des lamelles dépend des vitesses de refroidissement et des températures des traitements thermiques.

- La structure martensitique (Figure I-16c) est composée d'une phase  $\alpha'$  en aiguille (en noir). Cette microstructure correspond à un refroidissement rapide.

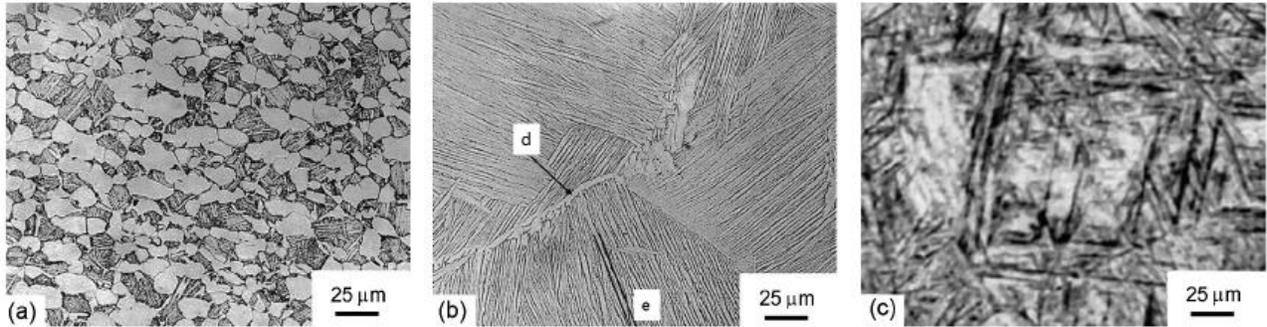


Figure I-16: Images optiques montrant les principaux types de microstructures du Ti-6Al-4V (a) structure bimodale, (b) structure lamellaire et (c) structure martensitique [72]

#### I.6.2.1.2 Microstructure du titane par SLM

Suite à la fabrication des pièces par le procédé SLM, la composition chimique de la matière n'est quasiment pas modifiée par rapport à celle de la poudre.

La densité obtenue après fabrication additive par SLM est très bonne dans le cas où les paramètres sont bien réglés. Elle dépasse 99 % dans la plupart des cas. L'optimisation des paramètres des machines pour obtenir des pièces denses a été largement étudiée [59].

Après attaque chimique, la microstructure laisse apparaître une forme colonnaire sur le plan parallèle à l'axe de construction. Ces colonnes sont identifiées comme étant des grains préliminaires  $\beta$  (diagramme Figure I-15). Lors de la fusion d'une couche, les couches directement inférieures sont affectées thermiquement ou même partiellement refondues. C'est ainsi que l'on obtient ces grains allongés préliminaires dans le sens de la fabrication des pièces (Figure I-17b) [73].

Sur la face normale à l'axe de construction, les traces de passage du laser sont visibles. Selon la stratégie de fabrication, les traces sont différentes, mais dans certains cas, des traces en « zig-zag » sont formées (Figure I-17a) [59].

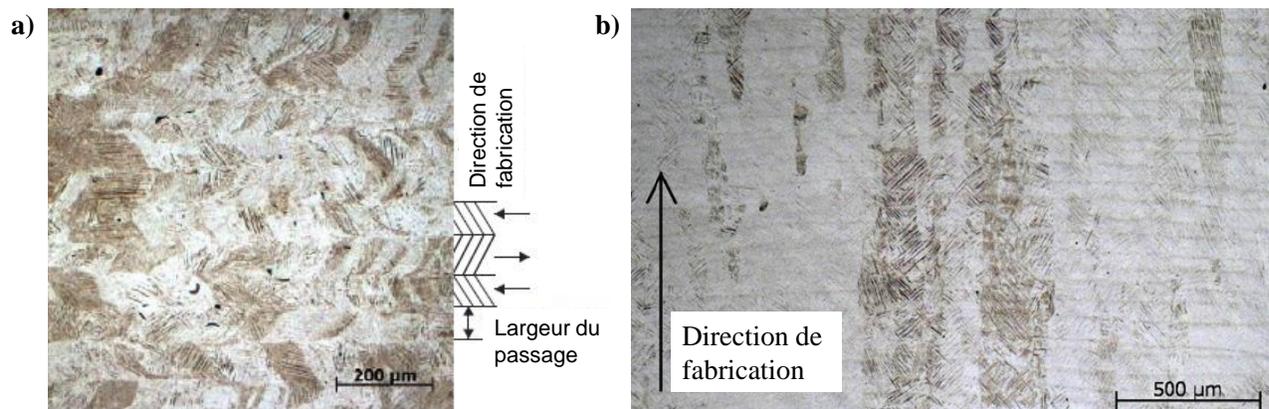


Figure I-17: Images optiques (a) d'une vue de dessus montrant les traces de passage du laser [59] et (b) d'une vue de côté d'un échantillon montrant les grains préliminaires  $\beta$  allongés [73]

Avec un grossissement plus élevé, une structure martensitique formée par des aiguilles très fines est observée. Ces aiguilles sont identifiées comme étant une phase martensitique  $\alpha'$  (Figure I-18) contenue dans les grains préliminaires  $\beta$  [50]. Cette phase apparaît suite au refroidissement rapide des pièces. En effet, le passage du laser sur la surface implique un cycle thermique avec des refroidissements rapides. De plus, l'enceinte de fabrication étant à température ambiante dans la plupart des cas, l'amplitude de température est élevée.

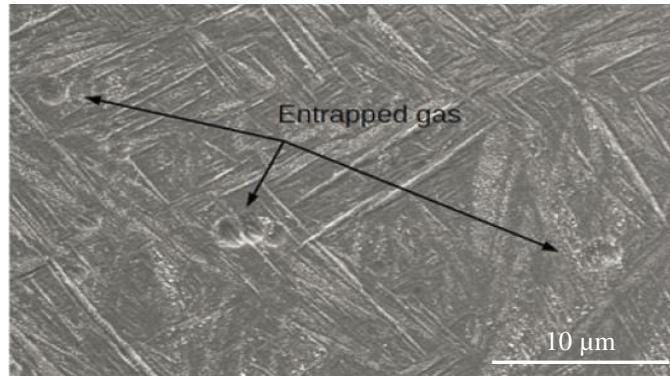


Figure I-18: Image MEB de la microstructure d'un échantillon en Ti-6Al-4V brut [49]

#### I.6.2.1.3 Microstructure du titane par EBM

La composition chimique des pièces après fabrication est conforme à la norme. Elle ne change d'ailleurs que très peu par rapport à la composition initiale des poudres [55]. L'aluminium est légèrement évaporé lors de la fabrication (jusqu'à 0,4 % en masse environ), mais le taux reste conforme aux exigences.

De la même façon qu'en SLM, la densité des pièces fabriquées par EBM est très bonne. Les pièces étant fabriquées sous vide, les risques d'apparition de bulles d'argon sont moindres qu'en SLM. La densité est supérieure à 99 % dans la majeure partie des cas, et en moyenne, supérieure à la densité des pièces réalisées par SLM [74].

En termes de microstructure, les grains préliminaires allongés  $\beta$  obtenus après SLM sont également observés. Au centre de la surface, les grains sont orientés dans la direction normale aux couches (Figure I-19b). Comme pour le procédé SLM, l'apparition des longs grains préliminaires  $\beta$  vient avec la fusion partielle des couches inférieures lors de la fusion de la couche supérieure [75].

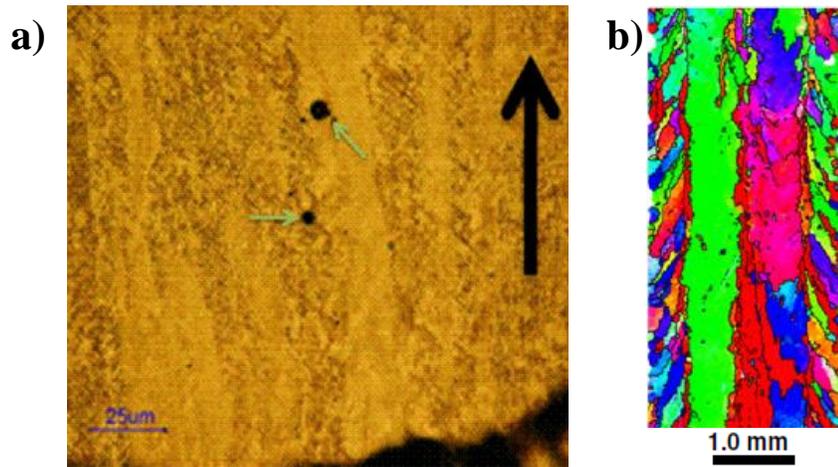


Figure I-19 : Titane Ti-6Al-4V fabriqué par EBM : (a) Image optique montrant les grains  $\beta$  orientés dans le sens de fabrication (flèche noire) [76] (b) Reconstruction des grains  $\beta$  d'après une image EBSD montrant les grains orientés dans la direction de fabrication [75]

Avec un grossissement plus important, une structure lamellaire composée de grains lamellaires  $\alpha$  épais et bien ordonnés est observée (Figure I-20). Ces grains sont arrangés dans une structure de Widmanstätten [52]. En effet, le refroidissement étant plus long et les écarts de températures moins importants (la chambre étant maintenue à 650-750 °C) que dans le cas du procédé SLM, l'épaississement des grains lors du refroidissement est possible.

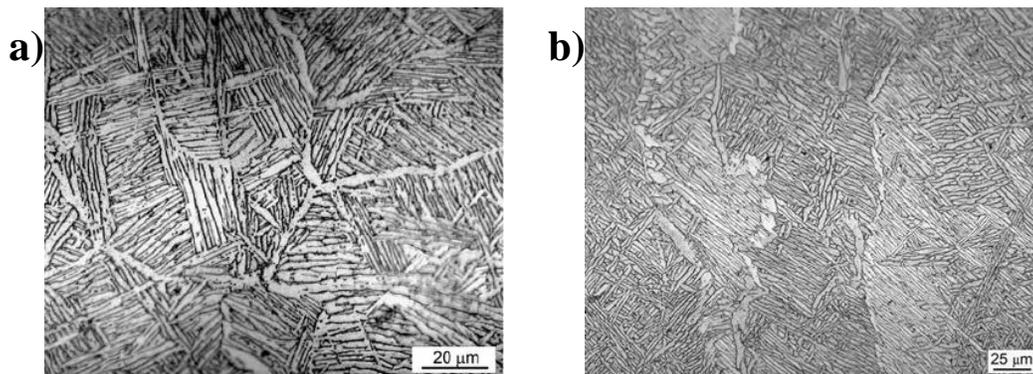


Figure I-20: Images MEB de la microstructure de pièce EBM (a) vue de dessus et (b) vue de côté [52]

### 1.6.2.2 Effet des traitements thermiques

Quatre types de traitements thermiques sont répertoriés dans la littérature et ont été testés sur le titane Ti-6Al-4V réalisé par fabrication additive :

- **Le traitement de relaxation des contraintes** (593 °C pendant 2 heures suivant la norme AMS 2801B [77]) **ou de recuit** (704 °C pendant 2 heures [77]) qui remet partiellement en solution la phase  $\alpha'$  dans la phase  $(\alpha+\beta)$ . Une microstructure très légèrement modifiée est alors obtenue (Figure I-21). Ce traitement est souvent appliqué avant de découper les pièces du plateau de fabrication en SLM, afin de conserver la géométrie lors du découpage. Cela n'est pas nécessaire en EBM car les pièces sont maintenues à 700 °C environ pendant la fabrication.

Dans la plupart des cas, les traitements préconisés par la norme ne sont pas respectés exactement, mais les températures utilisées restent aux alentours de celles de la norme.

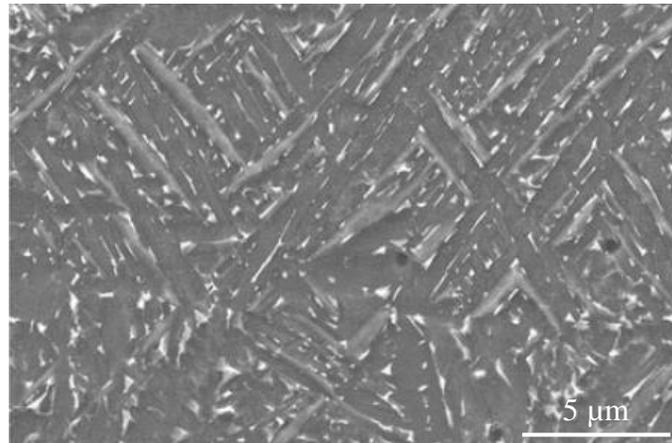


Figure I-21: Image MEB après attaque chimique d'un échantillon après traitement thermique à 730 °C pendant 2h, montrant la décomposition partielle de la phase  $\alpha'$  en une phase plus stable ( $\alpha+\beta$ ) [49]

- **Le traitement de mise en solution subtransus** (typiquement 850-950 °C pendant 1h) c'est-à-dire en dessous de la température de mise en solution de la phase  $\beta$ . La phase  $\alpha'$  est alors remise en solution. Ce traitement est suivi d'une trempe (à l'air, à l'huile ou à l'eau). Une structure martensitique (refroidissement rapide) ou une structure lamellaire (refroidissement lent) est observée, suivant le type de refroidissement [49][73].
- **Le traitement de mise en solution supersolvus** (typiquement 1000-1050 °C pendant 1h) c'est-à-dire au-dessus de la température de mise en solution de la phase  $\beta$ . La phase  $\beta$  ayant été remise en solution, les grains allongés ne sont plus visibles sur le côté de la pièce, et des grains  $\beta$  équiaxiaux ont été formés (Figure I-22a) [49]. Ce traitement est suivi d'une trempe (à l'air, à l'huile ou à l'eau).

Une nouvelle structure martensitique est obtenue suite à un refroidissement rapide (Figure I-22b). Comme précédemment, dans le cas d'un refroidissement lent, une structure lamellaire est observée, la phase  $\alpha'$  ayant totalement disparu.

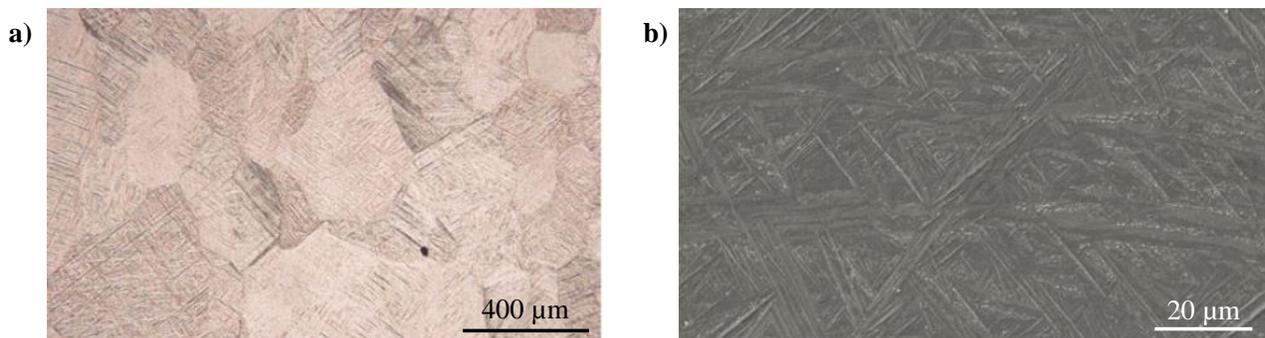


Figure I-22: Images d'échantillon traité thermiquement à 1050 °C pendant 1h refroidissement à l'eau : (a) micrographie optique montrant les grains équiaxiaux et (b) image MEB montrant la microstructure et les aiguilles  $\alpha'$  [49]

Dans la plupart des cas, un traitement de recuit (typiquement 750 °C à 950 °C pendant 2h) avec un refroidissement à l'air ou dans le four est effectué suite à une mise en solution (subtransus ou supersolvus). Pour une température de recuit optimale, il permet de passer de la

structure martensitique obtenue après trempe à l'eau, à une structure lamellaire dans le cas du traitement subtransus et à une structure bimodale dans le cas du traitement supersolvus [50][73].

- **Le traitement CIC** pour Compression Isostatique à Chaud (typiquement 900 °C sous 1000 bars pendant 2h). La pression à chaud permet d'évacuer les porosités et d'obtenir des pièces plus denses. Après ce traitement, une structure lamellaire est obtenue (Figure I-23), semblable à celle obtenue après traitement subtransus [79]. Suite à ce type de traitement thermique sur des pièces en EBM, la microstructure reste semblable, mais les grains lamellaires  $\alpha$  sont plus épais [74].

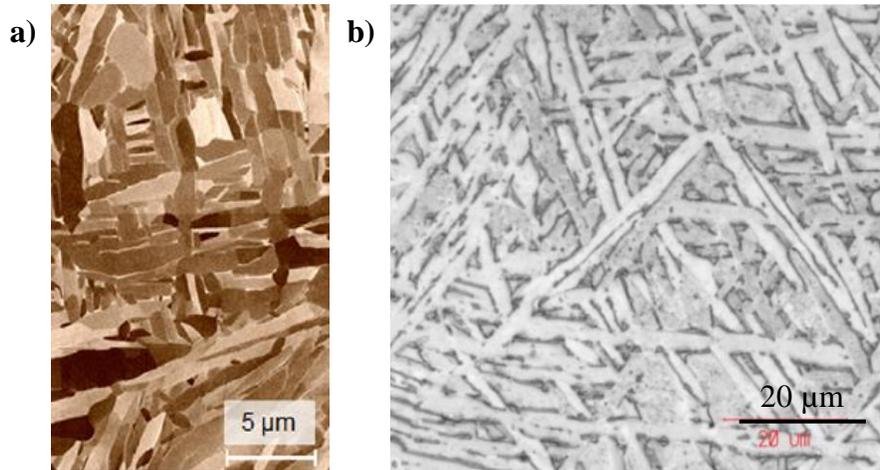


Figure I-23: Images optiques montrant la microstructure du Ti-6Al-4V après traitement CIC pour des échantillons fabriqués par (a) SLM [79] et (b) EBM [74]

Ces quatre traitements thermiques sont les traitements habituels appliqués sur le Ti-6Al-4V. La nécessité de développer de nouveaux traitements thermiques plus spécifiques à la fabrication additive sera peut-être nécessaire. Certaines études apparaissent sur le développement de ces nouveaux traitements thermiques originaux [80].

D'après les images montrées dans la partie I.6.2.1.3, la microstructure du Ti-6Al-4V obtenue après le procédé EBM est comparable à celle obtenue après le procédé SLM avec un traitement subtransus. Un traitement thermique de ce type n'est donc pas nécessaire sur les pièces obtenues par EBM. Seul le CIC est parfois réalisé sur les pièces en EBM.

La réalisation d'un ou plusieurs de ces traitements thermiques est parfois indispensable pour assurer une bonne géométrie et de bonnes propriétés mécaniques dans les pièces fabriquées. L'étude de leurs effets sur les propriétés mécaniques est nécessaire.

## I.6.3 Propriétés de traction de Ti-6Al-4V fabriqué par SLM et EBM

Au vu du grand nombre d'études en cours et lancées sur la fabrication additive ces dernières années, les dates des articles référencées sont précisées. Cela permet de se rendre compte du développement récent des activités. Les objectifs et le périmètre de la thèse ont été principalement définis en 2013.

### I.6.3.1 Terminologie

La terminologie qui sera utilisée dans la suite du développement correspond à la norme ISO/ASTM 52921 [81]. Les notations des axes de la machine sont définies comme suit :

- Axe Z : axe normal aux couches.
- Axe X : axe perpendiculaire à l'axe Z et parallèle à la face avant de la machine.
- Axe Y : axe positionné de manière à obtenir un système de coordonnées orthogonal.

Ainsi, les directions des éprouvettes seront désignées par les terminologies indiquées dans la Figure I-24. Il est considéré qu'il n'y a pas d'effet de l'orientation des éprouvettes dans les directions X ou Y, sur les propriétés mécaniques. En effet, la direction de lasage change à chaque couche. Ainsi, dans le reste de ce manuscrit, les éprouvettes d'axe XZ-YZ pourront être notées XZ.

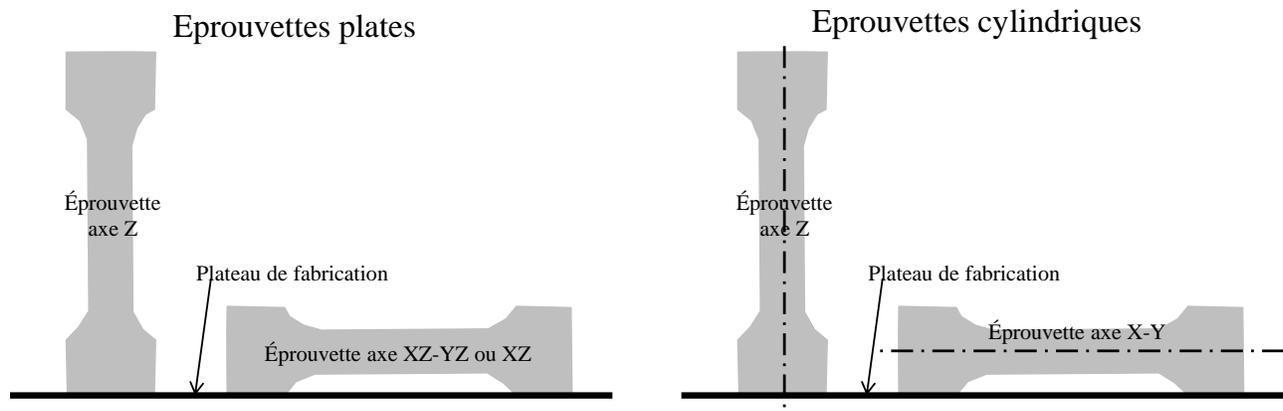


Figure I-24: Terminologie des éprouvettes utilisées dans cette étude

### I.6.3.2 Exigences

Plusieurs normes donnent les exigences en termes de propriétés mécaniques pour les pièces en Ti-6Al-4V. Les normes ASTM B367 [82] et ASTM B381 [83] donnent les exigences pour les pièces en Ti-6Al-4V respectivement en fonderie et en forge. Les normes ASTM F1108 [84] et ASTM F1472 [85] sont leur équivalent pour les pièces biomédicales. Cependant, il existe une norme spécifique pour les pièces en Ti-6Al-4V fabriquées par fusion sur lit de poudre, la norme ASTM F2924 [67]. Cette norme donne des exigences très proches de celles pour les produits corroyés (laminage, forgeage). Ce sera donc notre référence pour la suite.

Les propriétés mécaniques exigées par les normes sont données dans le Tableau I-3.

Norme	Procédé de fabrication	Rm (MPa)	Rp0,2 (MPa)	A%
ASTM F2924	Fusion lit de poudre	895	825	10
ASTM B367	Fonderie	895	828	6
ASTM B381	Forge	895	828	10
ASTM F1108	Fonderie (médical)	860	758	8
ASTM F1472	Corroyage (médical)	895-930	825-870	10

Tableau I-3: Exigences des normes en termes de propriétés mécaniques sur le titane Ti-6Al-4V

### I.6.3.3 Propriétés de traction de pièces brutes de fabrication (as-built) en Ti-6Al-4V par SLM

Les propriétés de traction des éprouvettes obtenues dépendent de très nombreux paramètres. De façon générale, les propriétés de traction sont très bonnes pour les pièces en Ti-6Al-4V, excepté l'allongement à la rupture qui est inférieur aux 10% exigés, même pour des pièces réusinées. Le module de Young est conforme ou très proche de ce qui est attendu en titane Ti-6Al-4V (110-120 GPa) [86].

Les résultats peuvent s'expliquer par la présence de la structure martensitique avec des aiguilles de phase  $\alpha'$  dans les pièces brutes. Elles montrent une dureté importante, des propriétés de résistance élevées, mais un allongement à la rupture limité [73].

Une liste, la plus exhaustive possible, de propriétés de traction obtenues dans la littérature est donnée dans le Tableau I-4. De nombreuses données sont disponibles.

- La résistance en traction ne présente qu'une faible anisotropie, pouvant même être négligée dans la plupart des cas. Les éprouvettes dans l'axe Z sont légèrement moins résistantes que dans l'axe XZ-YZ avec un écart de moins de 10%. La dispersion des données est en revanche importante, en particulier pour la limite d'élasticité, avec des valeurs allant de 770 à 1195 MPa suivant les sources (éprouvettes usinées), même pour des éprouvettes fabriquées avec la même machine. Cette dispersion s'explique par le très grand nombre de paramètres qui peuvent influencer sur les propriétés, en particulier les paramètres de la machine et les poudres utilisées.
- L'anisotropie dans l'allongement à la rupture est plus importante. Il est favorable à l'axe Z chez certains alors qu'il est favorable à l'axe XZ-YZ chez d'autres. Cette anisotropie n'est pas clairement expliquée. Elle est parfois attribuée aux grains  $\beta$  allongés qui favoriseraient la traction dans l'axe Z [53] et parfois attribuée à l'orientation des défauts qui pourraient favoriser l'une ou l'autre des directions [49]. Outre cette dispersion dans le type d'anisotropie, il existe une dispersion très importante dans les valeurs, avec des allongements allant de 1,6 % à 12 %.
- L'effet de la rugosité n'a été étudié que par Kasperovitch et Hausmann récemment [79]. La rugosité semble avoir un effet sur la résistance en traction et surtout sur la

limite d'élasticité, mais pas sur l'allongement à la rupture. Les rugosités importantes impliquées par le procédé nécessitent que ce paramètre soit étudié et quantifié. Plus une pièce est rugueuse, plus les défauts de surfaces sont importants.

Source Date	Grade titane	Finition de surface	E (Gpa)		Rm (Mpa)		Rp0,2 (Mpa)		A %		Machine
			XZ	Z	XZ	Z	XZ	Z	XZ	Z	
[87] 2006	Grade 5	Usinage	118	-	1211	-	1100	-	6,5	-	Non précisé
[88] 2010	Grade 5	Usinage	-	110	-	1095	-	990	-	8	EOSINT M270
[89] 2011	Grade 5	Usinage	-	-	950	920	800	770	3,7	4,4	SLM 250
[90] 2011	Grade 23	Aucun	-	-	-	920	-	830	-	7,0	EOSINT M270
[49] 2012	Grade 5	Usinage	105	102	1206	1166	1137	962	7,6	1,7	Trumpf LF 250
[78] 2012	Grade 5	Aucun	-	-	-	1080	-	1008	-	1,6	SLM 250HL
[91] 2012	Grade 5	Aucun	109	-	1271	-	1115	-	7,3	-	Non précisé
[73] 2012	Grade 23	Usinage	109	-	1267	-	1110	-	7,3	-	Non précisé
[52] 2013	Grade 5	Usinage	-	-	1269	1219	1195	1143	5	5	EOSINT M270
[53] 2013	Grade 5	Usinage	-	-	1230	1180	1060	1030	5	8	M2
[92] 2014	Grade 23	Aucun	-	-	1035	-	910	-	3,3	-	MTT 250
[79] 2015	Grade 5	Aucun	-	110	-	1051	-	736	-	12	M2
		Usinage	-	112	-	1155	-	986	-	11	
[93] 2015	Grade 5	Aucun	92	-	1141	-	938	-	-	-	EOSINT M280
[56] 2015	Grade 23	Usinage	-	109	-	1237	-	1098	-	8,8	EOSINT M270

Tableau I-4 Propriétés de traction provenant de la littérature pour des échantillons fabriqués par SLM

En conclusion, si les données sont nombreuses, la dispersion des résultats est importante, en particulier pour la limite d'élasticité et l'allongement à la rupture. L'effet de la rugosité a été étudié très récemment [79] et l'effet possible de la direction de fabrication n'est pas encore clairement expliqué.

#### I.6.3.4 Propriétés de traction de pièces brutes de fabrication (as-built) en Ti-6Al-4V par EBM

Les propriétés de traction des pièces réalisées par le procédé EBM respectent les exigences de la norme ASTM F2924 [67], en particulier l'allongement à la rupture qui dépasse 10%. Le module de Young est conforme à ce qui est attendu pour du titane Ti-6Al-4V.

Une liste la plus exhaustive possible, de propriétés de traction présents dans la littérature est donnée dans le Tableau I-5.

Source Date	Grade titane	Finition de surface	E (Gpa)		Rm (Mpa)		Rp0,2 (Mpa)		A%		Machine
			XZ	Z	XZ	Z	XZ	Z	XZ	Z	
[94] 2007	Grade 5	Usinage	-	-	1052	1082	956	1034	15	8,9	Arcam S12
[95] 2009	Grade 5	Usinage	-	-	-	1150	-	1100	-	16	Arcam S400
[96] 2009	Grade 5	Usinage	-	118	-	915	-	830	-	13	Non précisé
[74] 2009	Grade 5	Usinage	-	-	971	953	870	879	12	14	Arcam S12
	Grade 23		-	-	918	904	817	802	13	14	
[97] 2011	Grade 23	Usinage	-	-	970	950	900	880	12	14	Arcam A2
[98] 2012	Grade 23	Sans	104	101	917	842	844	782	8,8	9,9	Arcam S400
		Usinage	113	115	978	928	899	869	9,5	9,9	
[52] 2013	Grade 5	Usinage	-	-	978	928	899	869	9,5	9,9	Arcam S400
[56] 2015	Grade 23	Usinage	-	121	-	1012	-	962	-	8,8	Arcam S400
[11] 2016	Grade 5	Usinage	-	-	1066	1073	1006	1001	15	11	Arcam A2

Tableau I-5 Propriétés de traction provenant de la littérature sur des échantillons fabriqués par EBM

- Une légère anisotropie dans la résistance en traction et la limite d'élasticité entre les deux directions de fabrication est observée en EBM en faveur de l'une ou l'autre des directions suivant les sources. Néanmoins, cette anisotropie peut être négligée car l'écart ne dépasse pas 10 %.
- L'anisotropie dans l'allongement à la rupture est, dans la plupart des cas, favorable à la direction Z. Elle pourrait être expliquée par les grains allongés  $\beta$  qui favorisent l'allongement dans cet axe. Cependant, dans 2 cas, l'anisotropie est favorable à l'axe XZ-YZ et n'est pas expliquée. La dispersion des résultats entre les sources est également importante (entre 8,8 et 15 %).
- L'effet de la rugosité de surface des pièces en EBM, qui est plus importante que celle des pièces en SLM, a été étudié par Rafi *et al.* [98] sur des échantillons en titane Ti-6Al-4V ELI. L'usinage semble être favorable aux résistances mécaniques, ce qui peut s'expliquer par la présence de moins de défauts de surface. Aucun effet n'est observé sur l'allongement à la rupture.
- Dans une des sources, les titanes grade 5 et grade 23 sont comparés. Le titane grade 23 (Ti-6Al-4V ELI) a des propriétés de résistance en traction et limite d'élasticité inférieure au grade 5 (Ti-6Al-4V). Aucune influence n'est observée sur l'allongement à la rupture.

En conclusion, les données sont également nombreuses, mais de la même façon que pour le procédé SLM, l'effet de la rugosité n'est étudié que par une source et l'anisotropie possible dans l'allongement à la rupture n'est pas encore clairement expliquée. La dispersion des résultats est moindre qu'en SLM, sauf pour l'allongement à la rupture.

#### *1.6.3.5 Comparaison des propriétés de traction de pièces fabriquées par SLM et EBM*

Il existe peu d'études ayant comparé les propriétés mécaniques de pièces fabriquées par SLM et EBM. Globalement, les propriétés de résistance en traction et limite d'élasticité sont meilleures avec le procédé SLM qu'avec l'EBM [52][56]. Cela se confirme avec les propriétés obtenues dans la littérature (parties I.6.3.3 et I.6.3.4). L'allongement à la rupture est au moins aussi bon en EBM qu'en SLM. Il est même bien supérieur au vu de l'ensemble des données de la littérature.

Les meilleures propriétés d'allongement à la rupture en EBM par rapport au procédé SLM peuvent s'expliquer par la structure lamellaire des pièces EBM, qui contient des grains longitudinaux beaucoup plus gros et mieux ordonnés que dans la microstructure de pièces SLM, qui contient une structure martensitique fragile. Au contraire, les meilleures résistances sont favorisées par la présence des grains martensitiques  $\alpha'$  qui durcissent la pièce.

En conclusion, malgré le peu de données disponibles, il semble qu'il soit possible, en choisissant l'un ou l'autre des procédés, de favoriser l'allongement à la rupture (EBM) ou les propriétés de résistance en traction et limite d'élasticité (SLM) d'une pièce, en fonction des besoins. Les traitements thermiques peuvent également être réalisés afin d'optimiser les propriétés, en particulier sur les pièces réalisées par SLM.

#### *1.6.3.6 Effet des traitements thermiques sur les propriétés de traction en SLM*

De nombreux traitements thermiques différents ont été testés et sont référencés dans le Tableau I-6 suivant.

Source Date	Grade titane	Finition de surface	Traitement thermique (°C)	Rm (Mpa)		Rp0,2 (Mpa)		A%		Machine
				XZ	Z	XZ	Z	XZ	Z	
[87] 2006	Grade 5	Usinage	Sans	1211	-	1100	-	6,5	-	Non précisé
			930/30min	1042	-	960	-	13	-	
[49] 2011	Grade 5	Usinage	Sans	1206	1166	1137	962	7,6	1,7	Trumpf LF250
			730/2h/RA	1046	1000	965	900	9,5	1,9	
			1050/1h/TE 800/2h/RA	1019	951	913	836	8,9	7,9	
			950/1h/TE 700/2h/RA	1036	1040	944	925	8,5	7,5	
			Sans	-	1080	-	1008	-	1,6	
[78] 2012	Grade 5	Aucun	750/2h/RF	-	1062	-	-	-	3,7	SLM 250HL
			800/2h/RF	-	1040	-	962	-	5,1	
			850/2h/RF	-	1009	-	-	-	5,2	
			950/2h/RF	-	972	-	-	-	10	
			1050/2h/RF	-	945	-	798	-	12	
			CIC	-	1005	-	912	-	8,3	
			Sans	1267	-	1110	-	7,3	-	
[73] 2012	Grade 23	Usinage	540/5h/TE	1223	-	1118	-	5,4	-	Non précisé
			850/2h/RF	1004	-	955	-	13	-	
			1015/0,5/RA 843/2h/RF	874	-	801	-	13	-	
			1020/2h/RF	840	-	760	-	14	-	
			705/3h/RA	1082	-	1026	-	9,0	-	
			940/1h/RA 650/2h/RA	948	-	899	-	14	-	
1015/0,5/RA 730/2h/RA	902	-	822	-	13	-				

Source Date	Grade titane	Finition de surface	Traitement thermique (°C)	Rm (Mpa)		Rp0,2 (Mpa)		A%		Machine
				XZ	Z	XZ	Z	XZ	Z	
[91] 2012	Grade 5	Aucun	Sans	1271	-	1115	-	7,3	-	Non précisé
			650/4h	1170	-	1124	-	10	-	
[53] 2013	Grade 5	Usinage	600/2h/RF	1230	1180	1060	1030	5	8	M2
			CIC	1100	1000	1000	930	13	16	
[79] 2015	Grade 5	Usinage	Sans	-	1155	-	986	-	11	M2
			700/1h	-	1115	-	1051	-	11	
			900/2h	-	988	-	908	-	9,5	
			CIC + 700/1h	-	973	-	885	-	19	
[93] 2015	Grade 5	Aucun	Sans	1141	-	938	-	-	-	EOSINT M280
			800/4h	937	-	862	-	-	-	
			CIC	910	-	835	-	-	-	

TE : Trempe à l'eau  
RA : Refroidissement à l'air  
RF : Refroidissement dans le four

**Tableau I-6: Propriétés de traction en fonction des traitements thermiques pour des échantillons fabriqués par SLM**

Les traitements testés dans la littérature montrent que lorsque la température du traitement augmente, la résistance en traction et la limite d'élasticité diminuent, au contraire de l'allongement à la rupture qui augmente. Plusieurs phénomènes peuvent expliquer cela.

- Les contraintes internes de compression diminuent avec les traitements thermiques. Certaines mesures ont été faites par Thöne *et al.* [78] et montrent que les contraintes ont presque totalement disparu après le traitement à 750 °C. Lorsque les contraintes internes de compression disparaissent, les éprouvettes sont moins résistantes, mais s'allongent davantage. Ce type de traitement est parfois indispensable avant de séparer les pièces du plateau afin d'éviter que la géométrie ne bouge lors du découpage.
- La microstructure change avec les différents traitements (partie I.6.2.2). Plus la température augmente, plus la phase martensitique  $\alpha'$  est dissoute et plus les grains  $\alpha$  sont larges et favorables à la ductilité [49][73].

Le traitement CIC permet d'augmenter significativement l'allongement à la rupture en abaissant les propriétés de résistance en traction et limite d'élasticité. Cela s'explique par la modification de la microstructure de la même façon qu'avec les traitements classiques, mais aussi par la disparition de la plupart des défauts. L'augmentation de l'allongement est alors significative.

En conclusion, de très nombreux traitements thermiques ont été testés avec des effets semblables : une diminution de la résistance en traction et de la limite d'élasticité et une amélioration de l'allongement à la rupture. Le traitement de relaxation des contraintes permet de séparer les pièces du plateau sans risque de modification des géométries, mais les propriétés mécaniques ne sont pas optimisées. Le CIC paraît être un traitement offrant un bon compromis entre allongement à la rupture et résistance en traction et limite d'élasticité.

### I.6.3.7 Effet des traitements thermiques sur les propriétés de traction en EBM

Les traitements thermiques classiques n'étant pas utiles pour les pièces fabriquées par EBM (la microstructure étant équivalente à celle de pièces SLM traitées), seul le traitement CIC est effectué dans la plupart des cas. Les résultats obtenus dans la littérature sont indiqués dans le Tableau I-7.

Source	Grade titane	Finition de surface	Traitement thermique (°C)	Rm (Mpa)		Rp0,2 (Mpa)		A%		Machine
				XZ	Z	XZ	Z	XZ	Z	
[96] 2009	Grade 5	Usinage	Sans	-	915	-	830	-	13	Non précisé
			CIC	-	870	-	795	-	14	
[74] 2009	Grade 5	Usinage	Sans	971	953	870	879	12	14	Arcam S12
			CIC	959	942	867	868	14	13	
	Sans		918	904	817	802	13	14		
	CIC		916	902	814	807	14	15		
[97] 2011	Grade 23	Usinage	Sans	970	950	900	880	12	14	Arcam A2
			843°C/2h	920	860	830	810	17	15	

**Tableau I-7 : Propriétés de traction en fonction des traitements thermiques pour des échantillons fabriqués par EBM**

Ce traitement a des effets bien moins importants qu'en SLM. La résistance en traction et limite d'élasticité sont très légèrement diminuées et l'allongement à la rupture est très légèrement augmenté. Cela s'explique par la microstructure quasi inchangée après CIC. La disparition de la porosité peut expliquer l'augmentation de l'allongement à la rupture.

## I.6.4 Propriétés de fatigue

### I.6.4.1 Procédés conventionnels

La norme ASTM F2924 [67] concernant les pièces en Ti-6Al-4V fabriquées par fusion sur lit de poudre, et les normes concernant les procédés conventionnels, n'indiquent pas d'exigences en termes de fatigue.

Certaines données issues de la littérature permettent de comparer les résultats de fatigue obtenus avec les procédés conventionnels (Figure I-25).

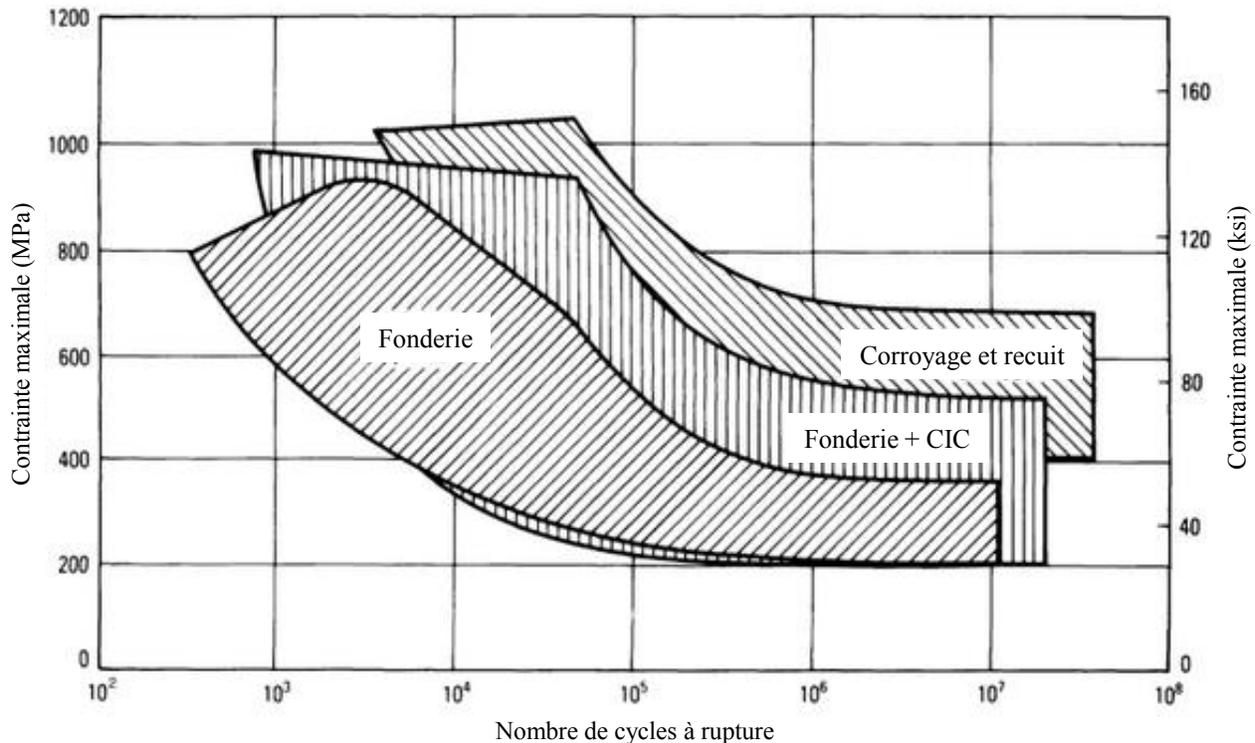


Figure I-25: Exemples de courbes de fatigue S-N pour les procédés conventionnels (fonderie, fonderie + CIC, corroyage)

[99]

La limite en fatigue (à 10<sup>7</sup> cycles) des pièces fabriquées par fonderie est au minimum de 200MPa. Celle des pièces fabriquées par corroyage est au minimum de 400MPa [99][72][100].

### I.6.4.2 Propriétés en fatigue de pièces en Ti-6Al-4V par SLM

Les essais de fatigue sont réalisés de manière différente suivant les sources, mais l'essai revenant le plus souvent est l'essai de fatigue en traction pure (rapport de charge R=0,1). Les résultats de limite d'endurance à 10<sup>7</sup> cycles sont dans le Tableau I-8. Ces données sont récentes.

Source	Grade titane	Type d'essai	Fréquence d'essai	Finition de surface	Traitement thermique (°C)	Limite d'endurance (Mpa)		Machine
						XZ	Z	
[87] 2006	Grade 5	Flexion rotative	50 Hz	Usinage	930/30min	375	-	Non précisé
[91] 2012	Grade 5	Traction R=0	75Hz	Aucun	650°C/4h	126	-	Non précisé
[52] 2013	Grade 5	Traction R=0,1	50 Hz	Usinage	Sans	-	550	EOSINT M270
				Aucun	650°C/3h	210		
[101] 2013	Grade 5	Traction R=0,1	50 Hz	Polissage Ra=0,5	650°C/3h	510		EOSINT M270
				Sablage Ra=2,9	650°C/3h	435		
[93] 2015	Grade 5	Traction R=0,1	60Hz	Aucun	800°C/4h	230	-	EOSINT M280
[56] 2015	Grade 23	Traction R=0,1	50Hz	Usinage	Sans	-	350	EOSINT M270

**Tableau I-8 : Propriétés de fatigue provenant de la littérature sur des échantillons en Ti-6Al-4V fabriqués par SLM**

Les résultats sont dispersés suivant les sources en raison de leurs paramètres variés. Les limites d'endurance sont au moins au niveau de la fonderie et même au niveau du corroyage dans un cas précis.

L'effet de l'état de surface a été analysé et montre de meilleurs résultats après polissage. Cela s'explique par la disparition de défauts de surface, dus à la rugosité, qui sont des amorces possibles de rupture.

En conclusion, les propriétés de fatigue en titane réalisé par SLM sont au moins au niveau de la fonderie. Néanmoins, peu de paramètres ont été étudiés. L'effet des directions de fabrications n'a pas été abordé alors qu'il existe une anisotropie dans les allongements à la rupture. L'effet des traitements thermiques n'a pas été étudié non plus. Les traitements, tels que le CIC, pourraient pourtant améliorer les propriétés de fatigue en supprimant les défauts que représentent les porosités. Les propriétés de fatigue sont améliorées avec la rugosité.

#### *1.6.4.3 Propriétés en fatigue de pièces en Ti-6Al-4V par EBM*

De la même façon qu'en SLM, la plupart des essais ont été réalisés en traction pure (rapport de charge R=0,1) et les limites d'endurance à  $10^7$  cycles sont regroupés dans le Tableau I-9. Les données sont également récentes.

Source	Grade titane	Type d'essai	Fréquence d'essai	Finition de surface	Traitement thermique (°C)	Limite d'endurance (Mpa)		Machine
						XZ	Z	
[96] 2009	Grade 5	Méthode escalier	?	Usinage	Sans CIC	391 441		?
[74] 2009	Grade 5	Traction R=0,1	50Hz	Usinage	Sans CIC	450 550	390 540	Arcam S12
[97] 2011	Grade 23	Traction R=0,1	≈100Hz	Usinage	CIC		600	Arcam A2
[98] 2012	Grade 23	Traction R=0,1	50Hz	Sans Usinage	Sans Sans	150 340	240 300	Arcam S400
[52] 2013	Grade 5	Traction R=0,1	50Hz	Usinage	Sans		340	Arcam S400
[56] 2015	Grade 23	Traction R=0,1	50Hz	Usinage	Sans		400	Arcam S400

**Tableau I-9: Propriétés de fatigue provenant de la littérature sur des échantillons en Ti-6Al-4V fabriqués par EBM**

Les résultats obtenus sont moins dispersés qu'en SLM, les paramètres étant moins variés. Les limites d'endurance sont au niveau de la fonderie et même au niveau du corroyage après traitement CIC.

Une légère anisotropie semble présente, mais la direction de fabrication favorable dépend des sources. Cette anisotropie n'est pas expliquée clairement.

Le traitement CIC a un effet beaucoup plus important sur les propriétés de fatigue que sur les propriétés de traction pour les échantillons en EBM. Ces résultats s'expliquent par la suppression des porosités qui sont des amorces possibles de rupture.

En conclusion, les propriétés de fatigue en EBM sont au moins au niveau de la fonderie. L'effet de la direction de fabrication n'est pas encore clairement expliqué. Les propriétés de fatigue sont améliorées avec la rugosité, mais aussi avec le procédé CIC qui permet de supprimer les porosités dans les éprouvettes.

Seules 2 sources ont comparé les procédés de SLM et EBM en fatigue, et les résultats diffèrent suivant la source. Dans un cas le procédé SLM a de meilleures propriétés de fatigue et dans l'autre cas, c'est l'inverse.

## **I.6.5 Synthèse**

La fabrication additive de titane Ti-6Al-4V est plutôt maîtrisée et sa microstructure, spécifique en fonction du procédé utilisé, est bien connue. Les propriétés mécaniques en statique et en fatigue sont au moins au niveau de la fonderie. Cependant, certains paramètres restent à étudier et analyser. En particulier, l'anisotropie dans les propriétés mécaniques n'est pas clairement expliquée. Les directions préférentielles sont différentes suivant les sources. En fatigue, très peu de paramètres ont été étudiés et les données sont encore peu nombreuses.

## I.7 Propriétés mécaniques de l'aluminium AlSi7Mg0,6 en fusion sur lit de poudres

### I.7.1 Caractéristiques de l'AlSi7Mg0,6

Les alliages d'aluminium sont très utilisés pour leur légèreté et leur très bonne conduction thermique. L'alliage AlSi7Mg0,6 est un alliage de fonderie. Son taux de silicium lui permet d'être éligible à ce procédé et le magnésium lui permet de pouvoir optimiser les performances mécaniques en fonction des traitements thermiques. Il est également très résistant à la corrosion [102].

La composition chimique de l'alliage AlSi7Mg0,6 est précisée dans le Tableau I-10 [103].

Elément	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
Composition (% en masse)	Reste	6,5-7,5 %	<0,19%	<0,05 %	<0,10 %	0,45-0,7%	<0,07%	<0,25 %

Tableau I-10: Composition chimique de l'aluminium AlSi7Mg0,6 d'après la norme NF EN 1706 [103]

Mettre en forme des alliages d'aluminium par fusion laser sur lit de poudre est particulièrement difficile car le faisceau laser est partiellement réfléchi par la matière [104]. L'absorption du laser par l'aluminium est très faible comparé à d'autres matériaux. De plus, l'aluminium est un bon conducteur de chaleur et il faut d'autant plus chauffer la poudre pour qu'elle fonde. Pour cela, des lasers plus puissants peuvent être utilisés [105].

Malgré le très fort intérêt des industriels de l'aéronautique et de l'aérospatial pour l'alliage AlSi7Mg0,6, son utilisation reste limitée en fabrication additive et très peu de données sont disponibles dans la littérature.

Les alliages AlSi10Mg et AlSi7Mg0,3 sont deux alliages très proches de l'AlSi7Mg0,6 en termes de composition. L'AlSi7Mg0,6 possède de meilleures propriétés mécaniques en raison de sa teneur en magnésium et du peu d'impuretés dans la microstructure. Ces 3 alliages ont des microstructures équivalentes et seront donc comparés dans la suite de cette partie.

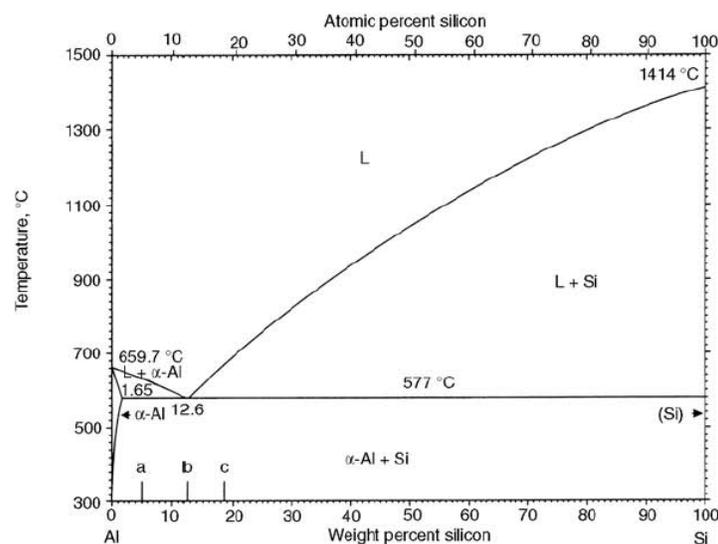


Figure I-26: Diagramme de phase aluminium-silicium [106]

L'AlSi10Mg est plus facile à mettre en forme par fabrication additive car sa teneur en silicium le rapproche de l'eutectique Al-Si à 12% de silicium. Sa température de fusion est inférieure à celle de l'AlSi7Mg0,6 (Figure I-26). Les données disponibles dans la littérature sont beaucoup plus nombreuses sur cet alliage.

Dans la suite, la plupart des données concernent l'alliage AlSi10Mg. Aucune étude n'est disponible sur l'AlSi7Mg0,6 mis en forme par SLM et seule une étude existe sur l'AlSi7Mg0,3 par SLM.

Les compositions des alliages AlSi10Mg et AlSi7Mg0,3 sont précisées dans le Tableau I-11 [103].

Elément	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti
<b>Composition AlSi10Mg</b> (% en masse)	Reste	9-11 %	<0,55 %	<0,05 %	<0,45 %	0,2-0,45 %	<0,05 %	<0,10 %	<0,05 %	<0,05 %	<0,15 %
<b>Composition AlSi7Mg0,3</b> (% en masse)	Reste	6,5-7,5 %	<0,19 %	<0,05 %	<0,10 %	0,25-0,45 %	-	<0,07 %	-	-	<0,25 %

Tableau I-11: Compositions chimiques des aluminiums AlSi10Mg et AlSi7Mg0,3 d'après la norme NF EN 1706 [103]

## I.7.2 Microstructure

### I.7.2.1 *Microstructure caractéristique de l'aluminium AlSi10Mg fabriqué par SLM*

Le taux de porosité des pièces fabriquées par SLM en AlSi10Mg et AlSi7Mg0,3 est, comme dans la fabrication de Ti-6Al-4V, dépendante des paramètres de fabrication. Dans le cas de paramètres optimisés, des taux de porosité supérieurs à 99% sont obtenus (Figure I-27)[63].

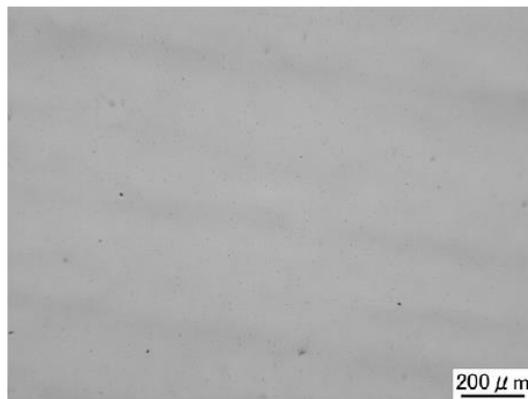


Figure I-27: Coupe d'un échantillon en aluminium AlSi7Mg0,3 avec 99,8 % de densité

Les microstructures de pièces en AlSi10Mg et AlSi7Mg0,3 sans traitement thermique montrent sur la vue de dessus, des traces représentant les chemins suivis par le laser. Ces traces ne sont pas linéaires car la section n'est pas parfaitement parallèle à une couche (Figure I-28a).

Sur le côté de la pièce, les traces des différentes couches sont visibles sous forme de demi-sphères dans la plupart des cas (Figure I-28b,c).

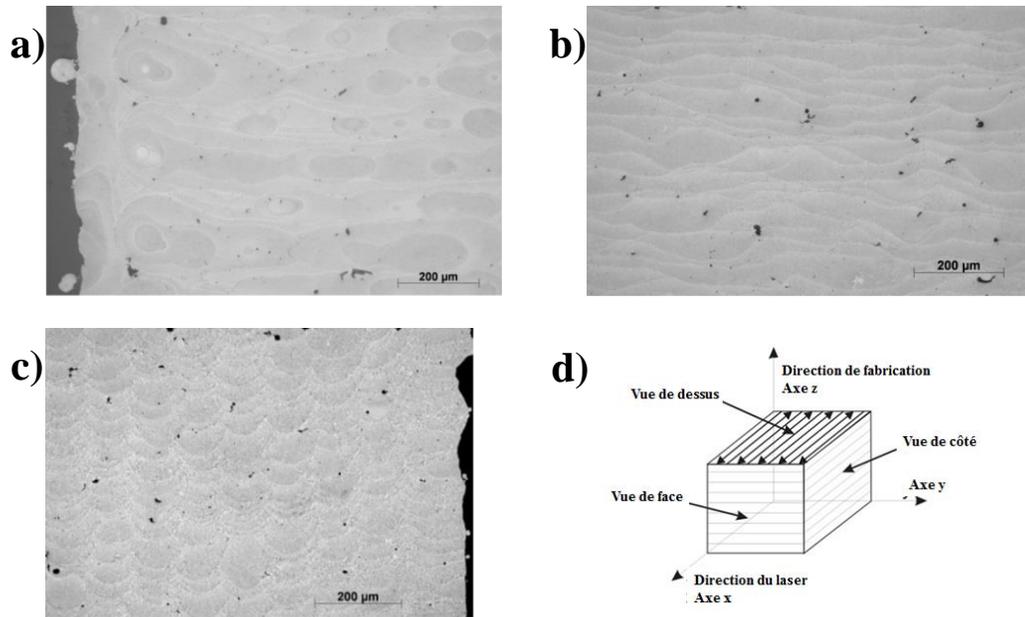


Figure I-28: (a) Vue de dessus, (b) vue de côté et (c) vue de face d'échantillons en AlSi10Mg montrant les différentes couches visibles après fabrication. (d) Les orientations sont indiquées [104]

La microstructure de ces aluminiums est en fait composée d'une matrice aluminium  $\alpha$  dans laquelle sont inclus, majoritairement, des particules de silicium. Sans traitement thermique, la microstructure est caractérisée par des grains dendritiques d'aluminium et d'interdendrites de silicium (Figure I-29) [107][60]. La matrice est plus épaisse sur le bord de la zone fondue qu'au centre, d'où les différences de contraste sur les images de la Figure I-28. La zone affectée thermiquement (ZAT ou HAZ en anglais) est composée d'interdendrites de silicium qui sont cassées en raison de différences de diffusion de la chaleur (Figure I-29b) [108].

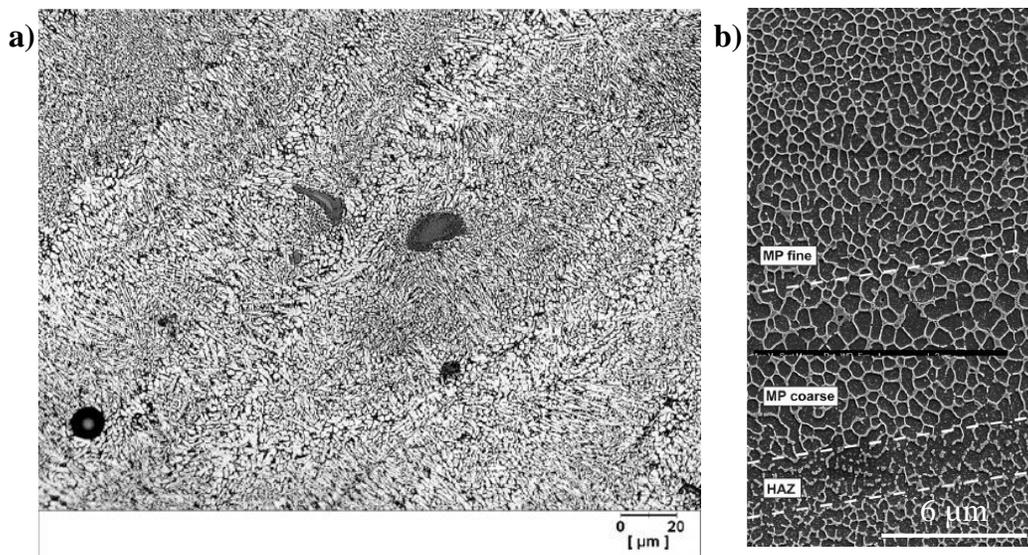


Figure I-29: (a) Microstructure typique en AlSi10Mg fabriqué par SLM [107] montrant les dendrites aluminium (en blanc) et interdendrites de silicium (en noir) ; (b) Image MEB des différences de microstructure en fonction de la position dans la zone fondue : MP fine vers le centre, MP coarse sur le bord et HAZ sur la zone affectée thermiquement [104]

### 1.7.2.2 *Effet des traitements thermiques*

Les traitements thermiques usuels des aluminiums AlSi7Mg0,6, AlSi7Mg0,3 et AlSi10Mg sont du même type avec des températures très proches [109]. Les traitements utilisés en fabrication additive sur les pièces en AlSi10Mg et AlSi7Mg0,3 sont les mêmes que ceux utilisés habituellement sur les pièces de fonderie. Des traitements optimisés pourraient également être développés dans le futur afin d'optimiser les performances mécaniques. Les principaux traitements thermiques utilisés sont les suivants :

- Le **traitement de relaxation des contraintes** (autour de 340-350 °C pendant 2h d'après la norme MIL-H-6088N [110]) qui permet de supprimer les contraintes résiduelles avant de découper les pièces du plateau de fabrication et ainsi, d'éviter la déformation des pièces. Ce traitement ne modifie pas la microstructure dans la plupart des cas [107], mais lorsque la pièce est maintenue à température, suffisamment longtemps, la phase de silicium agglomère sous forme de particules globulaires [60]. La température du traitement préconisée par certains fabricants de machines de fabrication additive est en fait, inférieure à celle des normes et s'élève à 300°C pendant 2h.
- Le **traitement de mise en solution** (entre 540 et 550 °C pendant 8 à 10h d'après la norme AMS 2771E [111]) permet de remettre les différentes phases en solution solide à haute température. La température ne doit pas dépasser 555 °C pour éviter une brûlure de trempe qui détériore les propriétés mécaniques de l'alliage de façon irréversible. Ce traitement est suivi d'une trempe (à l'air, à l'huile ou à l'eau). Suite à ce traitement, le matériau est très ductile et peu résistant. Le matériau est dit à l'état T4 après une mise en solution.

La microstructure est constituée de particules de silicium qui se sont agglomérées sous une forme globulaire dans la matrice d'aluminium. Ces particules grossissent avec l'augmentation de la température de la mise en solution (Figure I-30a) [108].

- Le **traitement de vieillissement artificiel** (entre 160 et 170 °C pendant 2 à 12h d'après la norme AMS 2771E [111]) est généralement réalisé après le traitement de mise en solution. Il permet de durcir le matériau par précipitation (Figure I-30b) [108][60]. La résistance en traction augmente et l'allongement à la rupture diminue en augmentant la température et le temps du vieillissement, jusqu'à un pic de durcissement au-delà duquel la résistance en traction diminue et l'allongement à la rupture augmente avec la température et le temps.

Dans la plupart des cas, les pièces en aluminium sont dans l'état T6, c'est-à-dire que le vieillissement est stoppé avant le pic de durcissement afin d'assurer de bonnes propriétés mécaniques dans le temps. Dans très peu de cas, elles sont dans l'état T7, c'est-à-dire après le pic de durcissement (sur-revenu) [109].

Par abus de langage, le traitement de mise en solution, trempe et vieillissement artificiel (permettant d'obtenir l'état T6) est désigné comme un « traitement T6 ». Ce traitement permet d'améliorer significativement les propriétés mécaniques des pièces brutes de fonderie [103].

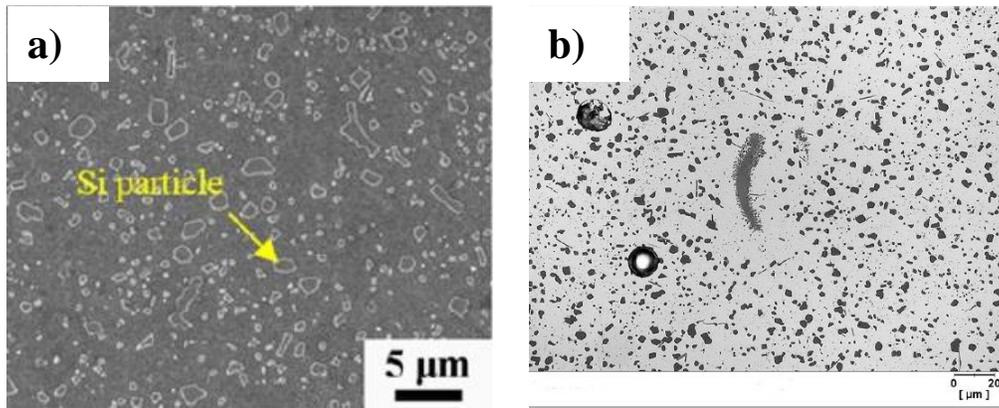


Figure I-30: Microstructures typiques d'échantillons en AlSi10Mg (a) après mise en solution [108] (b) après mise en solution et vieillissement artificiel (T6) [107] montrant la matrice d'aluminium (en blanc) et les particules de silicium globulaires (en noir)

## I.7.3 Propriétés de traction des aluminiums fabriqués par SLM

### I.7.3.1 Exigences des normes

La norme NF EN 1706 [103] donne les exigences pour des alliages d'aluminium moulés par fonderie sable ou fonderie coquille. Ces exigences sont données dans le Tableau I-12. Elles concernent des pièces dans l'état T6.

Alliage	Procédé de fabrication	R <sub>m</sub> (MPa)	R <sub>p0,2</sub> (MPa)	A%
AlSi7Mg0,6	Fonderie sable	250	210	1
AlSi7Mg0,6	Fonderie coquille	320	240	3
AlSi7Mg0,3	Fonderie sable	230	190	2
AlSi7Mg0,3	Fonderie coquille	290	210	4
AlSi10Mg	Fonderie sable	220	180	1
AlSi10Mg	Fonderie coquille	260	220	1

Tableau I-12: Exigences en termes de propriétés mécaniques sur les aluminiums d'après la norme NF EN 1706 [103]

### I.7.3.2 Propriétés de traction des pièces brutes de fabrication (as-built) en aluminium par SLM

De nombreuses données sont disponibles sur l'AlSi10Mg et sont listées dans le Tableau I-13. Ces données sont récentes. Les propriétés sont au-dessus des exigences des normes pour les fonderies sable et coquille.

Source	Finition de surface	Traitement thermique (°C)	E (GPa)		Rm (MPa)		Rp0,2 (MPa)		A%		Machine
			XZ	Z	XZ	Z	XZ	Z	XZ	Z	
[19] 2008			-	-	350	275	250	235	2,5	1,1	Trumpf Trumafor
[107] 2012		Non	68	-	391	396	-	-	5,6	3,5	M1
[112] 2013	Sablage	300/2h	73	72	330	329	243	231	6,2	4,1	EOSINT M270
[113] 2014	Usinage	300/2h	70	71	267	273	169	169	9,1	8,2	Non précisé
[114] 2015	Non	Non	-	-	-	330	-	210	-	1,4	AM 250
		520/1h/TE 160/6h	-	-	-	292	-	200	-	3,9	
[115] 2015	Non	Non	-	-	340	320	250	230	1,5	1	Concept M2
[116] 2015		Non	-	-	-	318	-	175	-	4	MTT SLM 250
		250/2h	-	-	-	310	-	150	-	7,5	
		510/6h/TE 170/4h	-	-	-	276	-	230	-	13	
[108] 2016	Polissage	Non	-	-	434	-	322	-	5,3	SLM250 HL	
		450/2h/TE	-	-	282	-	197	-	13,4		
		500/2h/TE	-	-	214	-	126	-	23,5		
		550/2h/TE	-	-	168	-	91	-	23,7		
		450/2h/TE 180/12h/TE	-	-	200	-	140	-	25		
		500/2h/TE 180/12h/TE	-	-	197	-	125	-	23,3		
550/2h/TE 180/12h/TE	-	-	187	-	125	-	19,5				

TE : Trempe à l'eau  
RA : Refroidissement à l'air  
RF : Refroidissement dans le four

**Tableau I-13: Propriétés de traction provenant de la littérature sur des échantillons en AlSi10Mg fabriqués par SLM**

- La dispersion des résultats est importante suivant les sources en raison des différents traitements testés. D'une façon générale, les éprouvettes non traitées ont des résistances très fortes mais un allongement à la rupture plus faible (mais supérieur aux exigences de fonderie). Une anisotropie est observée dans certaines données. Celle-ci s'explique par la structure anisotrope de la microstructure, favorisant la direction XZ.
- Après traitement de relaxation de contraintes, les résistances en traction et limites d'élasticité diminuent mais les allongements à la rupture augmentent. Les résistances sont à la limite des exigences des normes de fonderie et même en dessous dans certains cas.
- Après traitement T6, la microstructure change et la structure globulaire devient favorable à la ductilité mais pas à la résistance. Cela est visible dans les fractographies dans lesquelles des cupules sont observées [108]. Les faibles résistances mécaniques obtenues par Li *et al.* [108] peuvent s'expliquer par les fortes températures et le temps de vieillissement effectué. Les paramètres du traitement optimisés permettent d'obtenir des propriétés statiques au-dessus des exigences en fonderie [116].
- La rugosité de surface n'est pas étudiée et aucune conclusion ne peut être tirée au vu des différences de paramètres entre les données de la littérature.

Récemment, Kimura *et al.* [60] a mesuré les propriétés mécaniques de l'AlSi7Mg0,3 (Tableau I-14). Les résistances en traction et limites d'élasticité sont supérieures aux exigences de la fonderie sable, mais la limite d'élasticité est proche de celle obtenue en fonderie coquille.

Source	Finition de surface	Traitement thermique (°C)	E (GPa)		Rm (MPa)		Rp0,2 (MPa)		A%		Machine
			XZ	Z	XZ	Z	XZ	Z	XZ	Z	
[60] 2016	Usinage	Non	-	-	380	400	225	200	17,5	12,5	EOSINT M280
		150/5h	-	-	395	410	250	225	12	11	
		200/5h	-	-	355	380	200	210	12,5	10	
		250/5h	-	-	300	320	200	195	14,5	16	
		300/5h	-	-	215	220	140	140	22	27	
		350/5h	-	-	180	180	125	115	28,5	32	
		535/8h/TE 155/6h	-	-	270	270	210	200	7	13	

TE : Trempe à l'eau  
RA : Refroidissement à l'air  
RF : Refroidissement dans le four

**Tableau I-14: Propriétés de traction provenant de la littérature sur des échantillons en AlSi7Mg0,3 fabriqués par SLM**

- On retrouve le même comportement que pour l'AlSi10Mg avec des résistances importantes sans traitements thermiques et qui diminuent avec la température du traitement lorsque l'allongement à la rupture augmente.
- Dans l'état T6, les propriétés sont entre les exigences de fonderie sable et de fonderie coquille. L'anisotropie dans l'allongement à la rupture change de direction favorable avec la température, sans que ce phénomène ne soit expliqué.

En conclusion, les propriétés statiques des aluminiums sont étudiées depuis peu de temps. Aucune donnée n'a été trouvée sur l'alliage AlSi7Mg0,6. Sur les alliages AlSi10Mg et AlSi7Mg0,3, les effets des traitements thermiques sont connus. Le traitement T6 est celui qui permet d'avoir un meilleur compromis entre allongement à la rupture, résistance en traction et limite d'élasticité, tout en assurant une bonne stabilité géométrique. Les propriétés sont alors entre la fonderie sable et la fonderie coquille. Une légère anisotropie dans l'allongement à la rupture est observée.

### I.7.4 Propriétés de fatigue des aluminiums fabriqués par SLM

Les exigences en fatigue de la norme NF EN 1706 [103] se situent à 80-110 MPa à  $5 \times 10^7$  cycles pour un essai de flexion rotative sur les 3 alliages cités. Très peu de données sont disponibles dans la littérature. Seules deux études ont réalisé ces mesures sur des alliages AlSi10Mg et les résultats sont listés dans le Tableau I-15.

Source	Type d'essai	Fréquence d'essai	Finition de surface	Traitement thermique (°C)	Fatigue à $10^7$ cycles (Mpa)		Machine
					XZ	Z	
[107] 2012	Traction R=0,1	108 Hz	Usinage	Sans	100	110	Trumpf LF130
				T6	140	168	
[114] 2015	Traction R=0,1	30Hz	Non	Sans	-	70	AM 250
				520/1h/TE 160/6h	-	125	

Tableau I-15: Propriétés de fatigue provenant de la littérature sur des échantillons en AlSi10Mg fabriqués par SLM

Les essais ont été réalisés sur des pièces as-built et dans l'état T6. Les résultats sont à la limite des exigences pour les pièces as-built, mais sont au-dessus des exigences dans l'état T6.

Les résultats de Brandl *et al.* [107] montrent notamment que les propriétés dépendent des paramètres de fabrication et de post-fabrication. Une anisotropie est observée en fatigue.

L'effet de l'état de surface n'est pas étudié alors qu'il est particulièrement important en fatigue.

## **I.7.5 Synthèse**

La fabrication additive d'aluminium est encore peu développée. Des données relativement nombreuses sont disponibles sur l'alliage AlSi10Mg, mais quasiment aucune sur les autres alliages AlSi7Mg0,6 et AlSi7Mg0,3. Ces derniers sont pourtant très utilisés, notamment dans l'aéronautique. La microstructure de ces aluminiums est connue et maîtrisée. Les propriétés de traction se situent entre les exigences de la fonderie au sable et celles de la fonderie coquille après traitement T6, qui offre le meilleur compromis entre propriétés mécaniques et stabilité géométrique. Les données de fatigue sont encore très rares sur ces alliages d'aluminium.

## I.8 Synthèse

Le développement des méthodes de fabrication additive permet aujourd'hui de fabriquer des pièces métalliques afin de produire des pièces finies. Deux alliages sont régulièrement utilisés dans les produits actuels: un alliage de titane Ti-6Al-4V et un alliage d'aluminium AlSi7Mg0,6. Afin d'assurer la qualité des pièces réalisées par fabrication additive, l'étude et la compréhension des propriétés mécaniques est nécessaire et est elle-même étroitement liée à leur microstructure.

Les études sur l'alliage de titane Ti-6Al-4V ont montré que les microstructures varient en fonction des méthodes de fabrication et des post-traitements, et ont une influence sur les propriétés mécaniques. Les propriétés statiques sont a priori conformes aux exigences en ce qui concerne les résistances en traction et limites d'élasticité. La question se pose davantage sur l'allongement à la rupture, en particulier pour la technologie SLM. Les traitements thermiques adaptés permettent cependant d'optimiser ces propriétés. Les propriétés en fatigue sont au moins au niveau des propriétés obtenues en fonderie.

En ce qui concerne l'alliage d'aluminium AlSi7Mg0,6, aucune étude de ses propriétés mécaniques en fabrication additive n'est disponible. En effet, les alliages d'aluminium sont difficiles à mettre en forme par ce procédé en raison de leur faible absorption du faisceau laser et de leur forte capacité thermique. Les alliages proches de l'eutectique Al-Si sont davantage étudiés et des données sur l'AlSi10Mg et l'AlSi7Mg0,3, qui sont proches de l'AlSi7Mg0,6, sont disponibles. Les propriétés mécaniques sont au niveau de la fonderie sable tant pour les propriétés statiques que pour les propriétés de fatigue.

Cependant, l'effet de certains paramètres n'est peu ou pas étudié et dans la plupart des cas pas expliqué. En particulier, l'effet de la direction de fabrication est un paramètre primordial. Les données de la littérature diffèrent largement suivant les sources et les explications ne sont pas claires.

L'effet de la rugosité est lui aussi important au vu des états de surface obtenus en fabrication additive. Ce paramètre a une influence sur les propriétés statiques mais surtout sur les propriétés de fatigue. Peu de données sont disponibles sur ce point, mais les meilleurs états de surface impliquent toujours de meilleures propriétés mécaniques.

Enfin, l'effet des traitements thermiques est davantage connu en statique. En fatigue, les données sont plus rares. Le traitement CIC n'a notamment pas été testé sur les éprouvettes en titane réalisées par SLM alors qu'il pourrait être très bénéfique en fatigue.

Afin de répondre à ces questions, cette étude se concentre sur l'étude des propriétés statiques et en fatigue des alliages de titane Ti-6Al-4V fabriqué par SLM et EBM et d'aluminium AlSi7Mg0,6. Les effets des directions de fabrication, de la rugosité et des traitements thermiques seront en particulier analysés. Ces paramètres sont ceux sur lesquels le concepteur peut le plus intervenir.

Dans un premier temps, les matériels et les méthodes utilisées dans cette étude seront présentés en détail.

Dans un second temps, les résultats des essais statiques en fatigue sur le titane Ti-6Al-4V seront présentés. Ils seront analysés grâce aux corrélations entre les microstructures, propriétés obtenues et analyse des faciès de rupture afin de proposer des mécanismes d'endommagement en jeu dans ce type de pièce. Ces derniers seront vérifiés grâce à des essais *in situ* dans un microtomographe.

Enfin, les résultats des essais statiques sur l'aluminium AlSi7Mg0,6 seront exposés. Un travail de corrélation similaire au titane sera réalisé. Il permettra notamment de vérifier que les

mécanismes d'endommagement sont similaires entre l'aluminium et le titane. Des essais de traction *in situ* au microtomographe seront également réalisés afin de vérifier les conclusions faites.

# Chapitre II - Matériels et méthodes

---

<b>II.1 Introduction.....</b>	<b>54</b>
<b>II.2 Fabrication des échantillons.....</b>	<b>55</b>
<b>II.3 Observations métallurgiques .....</b>	<b>63</b>
<b>II.4 Mesure des propriétés statiques.....</b>	<b>65</b>
<b>II.5 Mesure des propriétés de fatigue .....</b>	<b>67</b>
<b>II.6 Observation des faciès de rupture .....</b>	<b>71</b>
<b>II.7 Essais de traction in situ au microtomographe .....</b>	<b>72</b>
<b>II.8 Synthèse.....</b>	<b>74</b>

## ***II.1 Introduction***

Les essais de traction et de fatigue réalisés dans cette étude sont les essais mécaniques les plus faciles et rapides à mettre en œuvre. Ce sont aussi les propriétés mesurées grâce à ces essais qui sont utilisés par les concepteurs afin de concevoir et de contrôler la tenue mécanique des pièces en simulation. Ils sont donc indispensables en vue de l'industrialisation du procédé.

Les résultats de ces essais sont corrélés avec les observations de microstructure et des faciès de rupture des pièces. Ces observations permettront de mieux comprendre les propriétés obtenues et de proposer des mécanismes d'endommagement. Les essais *in situ* au microtomographe sont des essais plus spécifiques qui permettent de vérifier les hypothèses faites concernant les mécanismes d'endommagement.

Ce chapitre a pour objectif de présenter les matériels et les méthodes utilisés pour réaliser l'ensemble de ces essais. Les machines utilisées et les méthodologies seront précisées pour la fabrication des échantillons, les observations métallurgiques, les essais statiques, les essais de fatigue, l'observation des faciès de rupture et les essais de traction *in situ*.

## II.2 Fabrication des échantillons

La fabrication des échantillons a été sous-traitée avec des exigences de densité (> 99 %) et de taille de porosité (< 200  $\mu\text{m}$ ). L'optimisation des paramètres de fabrication et de poudre utilisée a été effectuée par les sous-traitants. Les propriétés mesurées dans la suite sont donc celles qu'il est possible d'obtenir grâce à ce procédé. Suivant les paramètres, les poudres et les machines utilisées, les propriétés pourraient varier. Dans certains cas, des échantillons ne respectant pas les exigences ont été testés afin d'évaluer l'effet de certains défauts.

### II.2.1 Fabrication des échantillons en titane

Quatre types d'éprouvettes ont été réalisés en titane Ti-6Al-4V pour les quatre types d'essais et avec les deux procédés de fabrication SLM et EBM :

- Essais de traction : 51 éprouvettes.
- Essais de fatigue à grand nombre de cycles : 96 éprouvettes.
- Essais de fatigue oligocyclique : 80 éprouvettes.
- Essais de traction *in situ* : 4 éprouvettes.

Les compositions chimiques des poudres de titane utilisées pour la fabrication de ces échantillons sont conformes à la norme ASTM F2924 [67] (partie I.6.1).

#### II.2.1.1 Eprouvettes de traction

Les géométries des éprouvettes de traction sont présentées dans l'annexe A. La liste des échantillons fabriqués et testés est indiquée dans le Tableau II-1. Au total, 18 éprouvettes en SLM ont été fabriquées et 33 en EBM. Elles ont permis d'évaluer l'effet de la technologie utilisée, de la direction de fabrication et de l'état de surface. Un exemple des éprouvettes obtenues se trouve dans la Figure II-1.

Procédé / Machine	Direction de fabrication	Nombre éprouvettes	Traitement thermique	Traitement surface	Total
SLM / ConceptLaser M2	XZ-YZ	9	750°C/1h	Sablage	18
	Z	9	750°C/1h	Sablage	
EBM / Arcam A2	XZ-YZ (EBM1)	16	Aucun	Usinage tranches	33
	Z (EBM1)	6	Aucun	Aucun	
	Z (EBM1)	6	Aucun	Usinage	
	Z (EBM2)	5	Aucun	Usinage	

Tableau II-1: Liste des échantillons de traction en titane réalisés par SLM et EBM

Les échantillons réalisés par SLM ont été fabriqués sur une machine ConceptLaser M2 avec une épaisseur de couches de 50  $\mu\text{m}$ . Ils ont été sablés afin d'améliorer l'état de surface. La rugosité moyenne arithmétique ( $R_a$ ) mesurée sur ces échantillons (après sablage) est en moyenne de 7  $\mu\text{m}$  et la rugosité totale pic à pic ( $R_t$ ) est en moyenne de 60  $\mu\text{m}$ . Un traitement à 750 °C pendant 1h a été appliqué afin de réduire les contraintes résiduelles et d'éviter la déformation des pièces.

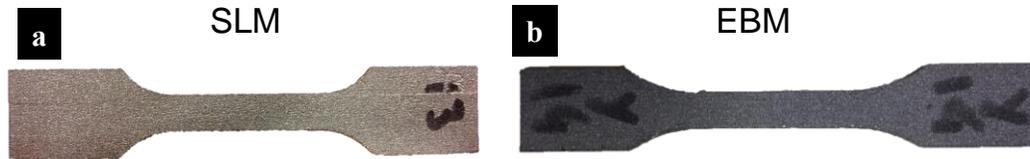


Figure II-1: Photos d'éprouvettes de traction en titane Ti-6Al-4V fabriquées par (a) SLM et (b) EBM brutes de fabrication

Les éprouvettes en EBM ont été fabriquées sur une machine Arcam A2 avec une épaisseur de couche de 50  $\mu\text{m}$ . Deux sets de paramètres différents ont été utilisés. Ces deux sets diffèrent dans la stratégie de fabrication des pièces. Dans le 1<sup>er</sup> set, le faisceau d'électrons a balayé la totalité de la largeur du plateau de fabrication. Ces échantillons sont identifiés par EBM1. Dans le 2<sup>ème</sup> set, la fabrication a été réalisée en séparant le plateau en plusieurs zones. Le faisceau les a balayées les unes après les autres sur une largeur beaucoup plus faible. Ces éprouvettes sont identifiées par EBM2.

Les éprouvettes en EBM n'ont pas subi de traitement thermique car les contraintes résiduelles sont suffisamment faibles, la chambre de fabrication étant maintenue à 680 °C. Les éprouvettes axe XZ-YZ ont été usinées uniquement sur les tranches car elles comportaient des supports. Les éprouvettes axe Z ont été usinées pour une partie, permettant l'analyse de l'effet de la rugosité de surface sur les propriétés de traction.

### II.2.1.2 *Eprouvettes de fatigue*

Deux types d'éprouvettes de fatigue ont été fabriqués pour la réalisation de deux types d'essais : les essais de fatigue à grand nombre de cycles et les essais de fatigue oligocyclique ou à faible nombre de cycles.

#### II.2.1.2.1 *Eprouvettes de fatigue à grand nombre de cycles*

Les géométries des éprouvettes de fatigue à grand nombre de cycles utilisées sont présentées dans l'annexe A.

La liste des échantillons est indiquée dans le Tableau II-2. Un exemple des éprouvettes brutes obtenues se trouve dans la Figure II-2. 48 éprouvettes de fatigue à grand nombre de cycles de chaque procédé (12 par lot) ont été fabriquées, soit un total de 96 éprouvettes.



Figure II-2: Photos d'éprouvettes de fatigue à grand nombre de cycles en titane Ti-6Al-4V, brutes de fabrication

En plus des éprouvettes réalisées par fabrication additive, 12 éprouvettes de fatigue à grand nombre de cycles en fonderie coquille ont été fabriquées. Elles permettront de comparer la fabrication additive à ce procédé conventionnel.

Procédé / Machine	Direction de fabrication	Nombre éprouvettes	Traitement thermique	Traitement surface	Total
SLM / SLM 250 HL	Z	12	640°C/4h	Polissage	48
	XZ-YZ	12	640°C/4h	Polissage	
	Z	12	640°C/4h	Aucun	
	Z	12	640°C/4h + CIC	Polissage	
EBM / Arcam A2 (EBM2)	Z	12	Aucun	Polissage	48
	XZ-YZ	12	Aucun	Polissage	
	Z	12	Aucun	Aucun	
	Z	12	Aucun	Polissage	
Fonderie	N/A	12	CIC	Polissage	12

Tableau II-2: Liste des échantillons de fatigue à grand nombre de cycles en titane réalisés par SLM, EBM et fonderie

#### II.2.1.2.2 Epreuves de fatigue oligocyclique (à faible nombre de cycles)

Les géométries des éprouvettes de fatigue oligocyclique utilisées sont présentées dans l'annexe A.

La liste des échantillons est indiquée dans le Tableau II-3. Un exemple des éprouvettes brutes obtenues est dans la Figure II-3. 40 éprouvettes de fatigue oligocyclique de chaque procédé ont été fabriquées (10 par lot), soit un total de 80 éprouvettes.



Figure II-3 : Photo d'une éprouvette de fatigue oligocyclique en titane Ti-6Al-4V, brute de fabrication

Procédé / Machine	Direction de fabrication	Nombre éprouvettes	Traitement thermique	Traitement surface	Total
SLM / SLM 250 HL	Z	10	640°C/4h	Polissage	40
	XZ-YZ	10	640°C/4h	Polissage	
	Z	10	640°C/4h	Aucun	
	Z	10	640°C/4h + CIC	Polissage	
EBM / Arcam A2 (EBM2)	Z	10	Aucun	Polissage	40
	XZ-YZ	10	Aucun	Polissage	
	Z	10	Aucun	Aucun	
	Z	10	Aucun	Polissage	

Tableau II-3: Liste des échantillons de fatigue oligocyclique en titane réalisés par SLM et EBM

### II.2.1.2.3 Fabrication et post-traitements des éprouvettes de fatigue

Les éprouvettes en SLM ont été fabriquées sur une machine SLM 250 HL avec une épaisseur de couche de 50  $\mu\text{m}$ . Elles ont toutes subi un traitement thermique à 640°C/4h afin de réduire les contraintes résiduelles.

Les éprouvettes en EBM ont été fabriquées sur une machine Arcam A2 avec une épaisseur de couche de 50  $\mu\text{m}$  également. Les paramètres machines correspondent au 2<sup>ème</sup> set des éprouvettes de traction (EBM2). Aucun traitement de relaxation des contraintes n'a été effectué.

Sur chaque procédé, différents post-traitements ont pu être réalisés. Sur un des lots de chaque cas, un traitement de type CIC (partie I.6.2.2) a été réalisé à 920 °C et 1020 bars pendant 2 heures.

Sur un autre lot de chaque cas, la surface utile a été laissée brute de fabrication (Figure II-4). Ces éprouvettes sont appelées brutes ou « as-built » dans la suite du développement. Les zones d'interfaces avec la machine sont usinées.



Figure II-4: Photos des éprouvettes de fatigue à faible (à gauche) et à grand nombres de cycles (à droite) brutes (en haut) et usinées et polies (en bas)

Les autres éprouvettes ont été usinées entièrement (Figure II-4) avant d'être polies par le procédé de tribofinition. Ce dernier consiste à la mise en vibration d'un bac rempli de particules de porcelaine avec de la pâte abrasive [117], dans lequel on place les pièces à polir (Figure II-5). Suite à ce traitement, la rugosité moyenne arithmétique (Ra) des échantillons est proche de 0,2  $\mu\text{m}$ , conformément aux normes d'essais de fatigue.



Figure II-5: Photo du bac de tribofinition dans lequel sont plongées les éprouvettes

Les éprouvettes de fonderie ont été traitées par CIC puis usinées et polies en utilisant les mêmes paramètres et procédés.

**Pour chaque procédé de fabrication additive et chaque type d'essai, les éprouvettes fabriquées dans l'axe Z sont définies comme étant la référence. Les autres lots d'éprouvettes ont permis d'évaluer les effets des paramètres suivants :**

- **La direction de fabrication.**
- **L'état de surface.**
- **Le traitement CIC.**

### II.2.1.3 *Eprouvettes de traction in situ*

Les éprouvettes de traction *in situ* sont spécifiques car elles correspondent au montage de la machine d'essai. Elles ont été fabriquées avec les mêmes paramètres que pour les éprouvettes de fatigue (machine, épaisseur de couches, post-traitement de relaxation des contraintes). La géométrie des éprouvettes est présentée dans l'annexe A. Un exemple des éprouvettes usinées obtenues est illustré dans la Figure II-6.



Figure II-6: Photo d'une éprouvette de traction *in situ* en titane Ti-6Al-4V après usinage

2 éprouvettes pour chaque procédé ont été fabriquées. La liste des échantillons est indiquée dans le Tableau II-4. Les éprouvettes ont été usinées après fabrication.

Procédé / Machine	Direction de fabrication	Nombre échantillons	Traitement thermique	Traitement surface
SLM / SLM 250 HL	Z	2	640°C/4h	Usinage
EBM / Arcam A2 (2 <sup>ème</sup> set)	Z	2	Aucun	Usinage

Tableau II-4: Liste des échantillons de traction *in situ* en titane réalisés par SLM et EBM

## II.2.2 Fabrication des échantillons en aluminium

Deux types d'éprouvettes ont été réalisées en aluminium AlSi7Mg0,6 par SLM pour les deux types d'essais.

- Essais de traction : 21 éprouvettes.
- Essais de traction *in situ* : 2 éprouvettes.

Les compositions chimiques des poudres utilisées dans cette étude sont conformes à la norme NF EN 1706 [103] (partie I.7.1).

### II.2.2.1 Éprouvettes de traction

Les géométries des éprouvettes de traction sont présentées dans l'annexe A. Des exemples d'éprouvettes sont dans la Figure II-7.

La liste des échantillons fabriqués et testés est indiquée dans le Tableau II-5. Deux lots de fabrication ont été réalisés avec des géométries différentes, et au total, 21 éprouvettes ont été fabriquées. Elles ont permis d'évaluer l'effet des traitements thermiques.

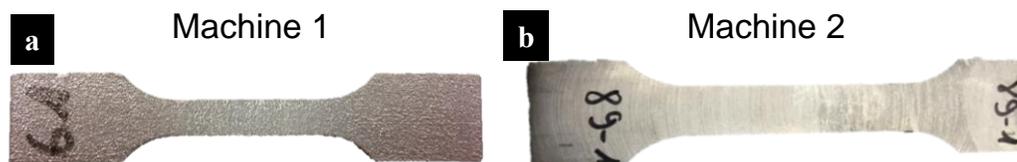


Figure II-7: Photos des éprouvettes de traction fabriquées avec (a) la machine 1, sablée et (b) avec la machine 2 usinée

Procédé / Machine	Direction de fabrication	Nombre éprouvettes	Traitement thermique	Traitement surface	Total
SLM / Machine 1	Z	3	170°C/6h	Sablage	6
	Z	3	530°C/10h + 170°C/6h	Sablage	
SLM / Machine 2	Z	5	300°C/2h	Usinage	15
	Z	5	300°C/2h + 160°C/6h	Usinage	
	Z	5	300°C/2h + 540°C/8h + 160°C/6h	Usinage	

**Tableau II-5: Liste des échantillons de traction en aluminium réalisés par SLM**

Les éprouvettes ont été fabriquées sur deux machines différentes. Les deux machines utilisées sont une Trumpf et une SLM 280 (bi-laser).

Les éprouvettes fabriquées sur la machine 1, avec une épaisseur de couches de 30 µm, ont subi deux traitements thermiques : un vieillissement artificiel (170 °C pendant 6h) ou un traitement de type T6 (mise en solution à 530 °C pendant 10h, trempe et vieillissement artificiel). Ces échantillons ont la particularité de ne pas avoir subi de traitement de relaxation des contraintes avant leur découpage du plateau de fabrication car elles ont été fabriquées en maintenant le plateau à une température de 100 °C. Afin d'améliorer la qualité de la surface, les éprouvettes ont été sablées.

Les éprouvettes fabriquées sur la machine 2 ont une épaisseur de couche de 50 µm. Elles ont subi un traitement de relaxation des contraintes à 300 °C pendant 2 heures avant d'être découpées du plateau de fabrication. Un lot a ensuite été laissé brut, un lot a été traité par un vieillissement artificiel (160 °C pendant 6h) et un dernier lot a subi un traitement T6 (540 °C pendant 8h, trempe et vieillissement artificiel). Les échantillons ont ensuite été usinés.

Les traitements T6 effectués sur les deux types d'échantillons sont différents car réalisés à des périodes différentes. Les traitements appliqués ont alors évolué.

#### II.2.2.2 *Essais de traction in situ*

Les éprouvettes ont été fabriquées avec les mêmes paramètres que les éprouvettes de traction fabriquées avec la machine 2 (machine, épaisseur de couche, post-traitement de relaxation des contraintes). La géométrie des éprouvettes est indiquée dans l'annexe A.



Figure II-8: Photo d'une éprouvette de traction *in situ* en aluminium AlSi7Mg0,6 après usinage

2 éprouvettes en aluminium ont été fabriquées. Les informations sont indiquées dans le Tableau II-6. Les éprouvettes ont été usinées après fabrication.

Procédé / Machine	Direction de fabrication	Nombre éprouvettes	Traitement thermique	Traitement surface
SLM / Machine 2	Z	2	300°C/2h	Usinage

Tableau II-6: Liste des échantillons de traction *in situ* en aluminium réalisés par SLM

## ***II.3 Observations métallurgiques***

### **II.3.1 Observations de la microstructure**

L'observation et l'analyse de la microstructure est indispensable pour l'analyse des caractéristiques mécaniques étudiées dans la suite. Ils permettent en premier lieu, d'observer les porosités qui peuvent être dans une pièce. Après attaque chimique, les microstructures peuvent être observées. Cette caractérisation microstructurale, en corrélation avec les caractéristiques mécaniques mesurées, permet de comprendre les mécanismes d'endommagement.

Dans cette étude, les microstructures ont été observées grâce à un microscope Nikon Eclipse MA200 (Figure II-9). Il permet de réaliser des images en 2D avec une profondeur de champ restreinte (comparativement au MEB).

Les échantillons sont découpés dans les deux plans XZ ou YZ et XY afin d'observer la microstructure dans les deux directions : normale et parallèle à la direction de fabrication. Ces coupes ont été réalisées sur des échantillons d'essais, en prenant soin de prélever une zone hors de la zone plastifiée dans le cas des éprouvettes testées.



**Figure II-9: Photo du microscope utilisé**

Ces échantillons sont ensuite enrobés puis polis. Le même type de polissage a été exécuté sur le titane et l'aluminium en commençant avec du papier 1200 et en diminuant la taille des grains, jusqu'au polissage diamant à 3  $\mu\text{m}$ . Une étape finale de polissage à l'OP-S (silice colloïdale) a enfin été réalisée pour obtenir un polissage miroir.

Afin de révéler la microstructure, une solution d'attaque chimique a été faite. Celle-ci dépend de la matière observée :

- Pour le titane, le réactif de Kroll a été utilisé : 92 mL  $\text{H}_2\text{O}$  – 2 mL HF – 6 mL  $\text{HNO}_3$  [118] pendant 90 secondes.
- Pour l'aluminium, le réactif de Flick a été utilisé : 98 mL  $\text{H}_2\text{O}$  – 2 mL HF [119] pendant 30 secondes.

### **II.3.2 Microtomographie**

La microtomographie aux rayons X est une technique de contrôle non destructive permettant de reconstruire le volume d'une pièce à partir d'images prises depuis l'extérieur. Il s'agit en fait d'une série de captures d'images 2D aux rayons X [120].

Certaines propriétés volumiques de la pièce peuvent être analysées. L'image obtenue contient alors différents niveaux de gris correspondant à l'absorption plus ou moins importante du rayon, qui peut ensuite être reliée à la densité atomique du matériau [121]. Cela permet notamment d'observer les inclusions, porosités, fissures, hétérogénéités pouvant apparaître à l'intérieur d'une pièce [122].

Dans notre cas, un microtomographe installé au Laboratoire de Mécanique de Lille a été utilisé. Ce microtomographe est un Ultratom de RX Solution dont la tension appliquée peut aller jusqu'à 230 kV (Figure II-10).

Un échantillon, avant essai mécanique, est fixé sur un support, mais seul un petit volume est scanné. Le support pivote autour d'un axe fixe, et 1440 images sont prises sur les 360°. La résolution dépend ensuite de plusieurs paramètres, dont la largeur de la pièce ou la distance du récepteur. Pour ces mesures, la taille de voxel (volumetric pixel ou pixel volumétrique) n'est pas fixe, et est réajustée pour chaque échantillon.

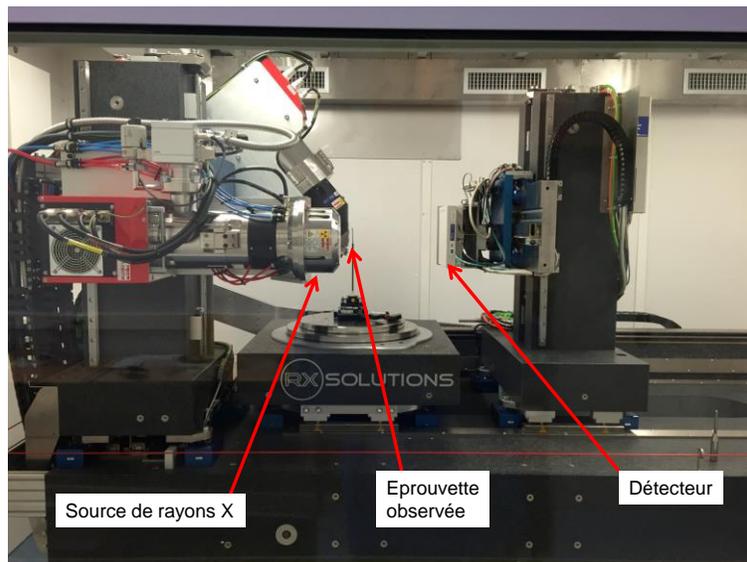


Figure II-10 Photo du microtomographe du LML

Les images prises par le microtomographe sont ensuite reconstruites et analysées sur le logiciel Avizo. En seuillant les niveaux de gris obtenus dans les images du microtomographe, il est possible d'extraire les porosités et de la reconstruire en 3D. Cela permet d'observer sa répartition dans la pièce. Des calculs supplémentaires effectués sur ces porosités permettent de connaître notamment leur taille et leur forme.

## II.4 Mesure des propriétés statiques

Les essais de traction sont des essais simples à mettre en œuvre et rapides permettant d'obtenir des informations très importantes sur les propriétés d'un matériau comme le module de Young, la limite d'élasticité ou l'allongement à la rupture. Ces données permettent ensuite de dimensionner les pièces soumises à des sollicitations simples.

Il existe plusieurs normes pour la réalisation des essais de traction. Dans cette étude, la norme NF EN ISO 6892-1 [123] a été utilisée. La plupart des essais ont été réalisés sur une machine Instron 5800R. Le capteur de déformation utilisé est un extensomètre à contact Instron 2620. Celui-ci est composé de lames qui sont posées ou collées sur la zone utile de l'éprouvette (Figure II-11).

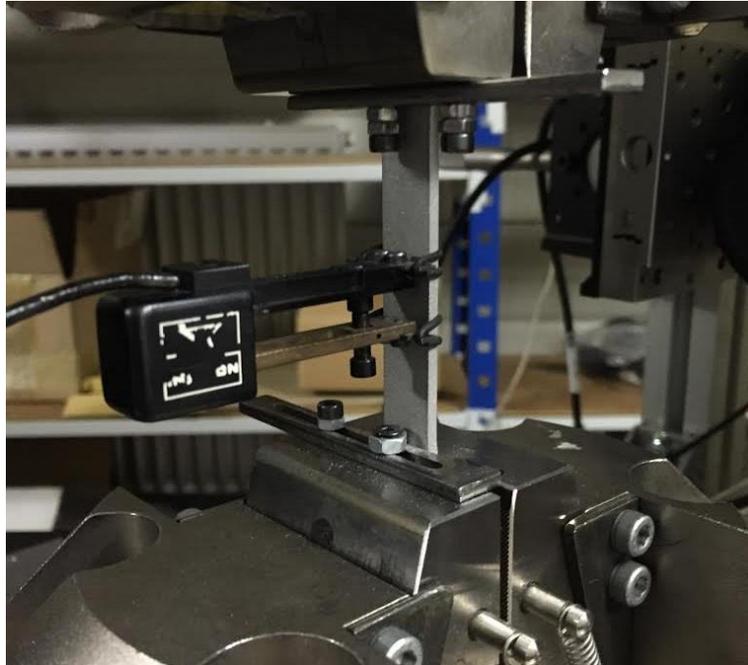


Figure II-11: Photo de la machine de traction utilisée

Les essais réalisés sur les échantillons en titane fabriqués par SLM et en aluminium fabriqués avec la machine 1 ont été sous-traités, mais la même méthodologie a été appliquée. La norme NF EN 2002-001 [124] a été utilisée pour ces essais.

L'objectif est de mesurer les quatre paramètres suivants :

- Module de Young (E) : Pente de la courbe contrainte-déformation dans la zone élastique. Dans cette étude, il est mesuré dans l'intervalle  $[R_m/10 ; R_m/2]$ .
- Résistance en traction ( $R_m$ ) : Contrainte maximale supportée par l'éprouvette.
- Limite d'élasticité ( $R_{p0,2}$ ) : Contrainte au-delà de laquelle le matériau passe dans la zone plastique. Dans cette étude, elle est mesurée lorsque la déformation atteint 0,2% ( $R_{p0,2}$ ).
- Allongement à la rupture (A%) : Allongement de l'éprouvette lors de sa rupture.

Pour cela, la méthodologie suivante a été appliquée. La courbe de charge en fonction du temps est indiquée Figure II-12 :

- Zone 1 : deux mises en tension et relâchements, à vitesse constante, jusqu'à une valeur inférieure à la limite d'élasticité, afin de mesurer le module de Young. 4 valeurs de module sont mesurées (en montée et en descente).
- Zone 2 : Mise en tension et relâchement, à vitesse constante, jusqu'à une valeur supérieure à la limite d'élasticité (jusqu'à une déformation d'environ 0,5 %), afin de mesurer la limite d'élasticité et le module de Young. 2 valeurs de module de Young sont mesurées (en montée et en descente).
- Zone 3 : Temps de pause pour retirer l'extensomètre.
- Zone 4 : Mise en tension, à vitesse constante, jusqu'à la rupture, afin de mesurer la résistance en traction et l'allongement à la rupture.

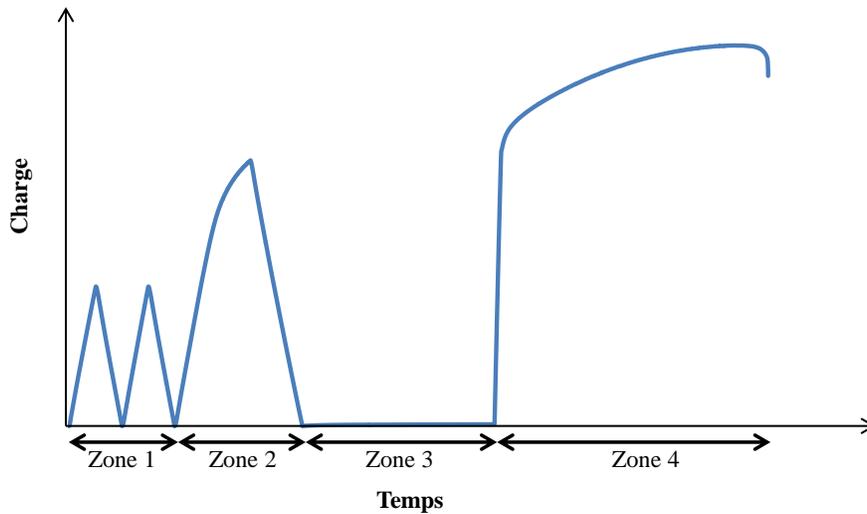


Figure II-12: Courbe de charge typique suivie pour les essais de traction

Les vitesses de déformation utilisées sont indiquées dans le Tableau II-7. Celles-ci correspondent aux vitesses conseillées dans les normes.

Essais suivant la norme	Vitesse de déformation ( $s^{-1}$ )	
	Zones 1 et 2	Zone 4
NF EN 2002-001	0,000083	0,0017
NF EN ISO 6892-1	0,00025	0,002

Tableau II-7: Vitesses de déformation utilisées lors des essais de traction

## II.5 Mesure des propriétés de fatigue

### II.5.1 Principe de la fatigue des matériaux

La fatigue est le principe d'endommagement d'une pièce soumise à des contraintes répétées, inférieures à la limite de rupture. Cet endommagement peut mener à la rupture de la pièce. De nombreuses catastrophes ont mené les scientifiques à s'intéresser à ce phénomène, notamment la catastrophe ferroviaire de Versailles en 1842 faisant 60 morts [125] suite à la rupture d'un essieu. Contrairement à certaines explications apparues à l'époque (erreur de dimensionnement, recristallisation), la rupture de l'essieu était due à la fatigue du matériau suite à des contraintes répétées.

L'un des pionniers de la fatigue est August Wöhler dans les années 1860, qui a donné son nom aux courbes dites de Wöhler [126]. Cette courbe donne le nombre de cycles à rupture en fonction de l'amplitude de contrainte appliquée sur un matériau, suite à des sollicitations cycliques (traction, flexion, torsion...). Elle contient trois zones distinctes illustrées sur la Figure II-13.

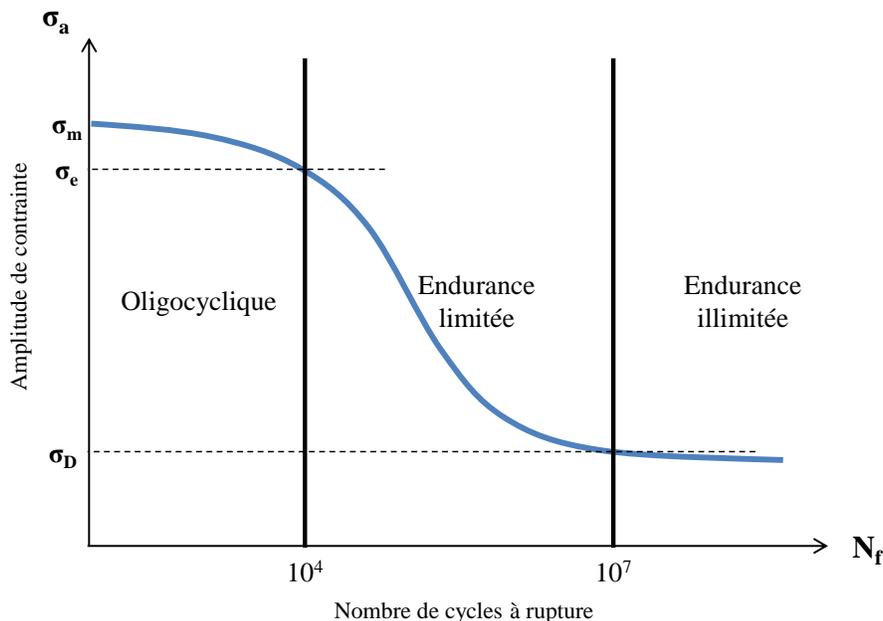


Figure II-13: Courbe de Wöhler typique avec identification des zones

- La zone de fatigue oligocyclique. Elle est déterminée grâce à des essais de fatigue oligocyclique.
- La zone d'endurance limitée. Elle est déterminée grâce à des essais de fatigue à grand nombre de cycles.
- La zone d'endurance illimitée.  $\sigma_D$  (limite d'endurance) peut également être estimée par des essais plus rapides (méthode de l'escalier, méthode d'itération) [127].

Dans cette étude, des essais à grand nombre de cycles et oligocycliques ont été réalisés. L'objectif est d'obtenir des courbes de Wöhler sur des durées de vie entre  $\frac{1}{2}$  et  $10^7$  cycles. Les essais ont été menés avec des sollicitations de traction-compression. Ce type de sollicitation a l'avantage de contraindre l'éprouvette dans toute la section utile de façon homogène, contrairement aux sollicitations en flexion ou en torsion. Les essais de fatigue à faible et à grand

nombre de cycles ont été réalisés avec une sollicitation en traction-compression purement alternée (contrainte maximale en traction égale à la contrainte maximale en compression). Ce type de chargement est le plus courant.

## II.5.2 Méthode d'essais de fatigue à grand nombre de cycles

Les essais à grand nombre de cycles sont les plus courants en fatigue car les plus faciles à mettre en œuvre. Des sollicitations cycliques et à contrainte imposée sont appliquées sur une éprouvette jusqu'à la rupture. Les données récupérées sont les contraintes et les nombres de cycles avant rupture. Cela permet de tracer une courbe d'amplitude de contrainte maximale en fonction de la durée de vie (courbe de Wöhler) [127].

La norme ISO 1099 [128] a été utilisée pour réaliser ces essais qui ont été sous-traités. Deux machines ont été utilisées suivant le matériau :

- Un vibrophore Amsler pour les éprouvettes en titane avec une fréquence comprise entre 85 et 96 Hz.
- Une machine hydraulique Instron 8801 pour les éprouvettes en aluminium avec une fréquence de 20 Hz.

Dans cette étude, et comme mentionné précédemment, une sollicitation en traction compression purement alternée a été choisie comme indiqué Figure II-14, avec une forme sinusoïdale. Le rapport des charges est de  $R=-1$ .

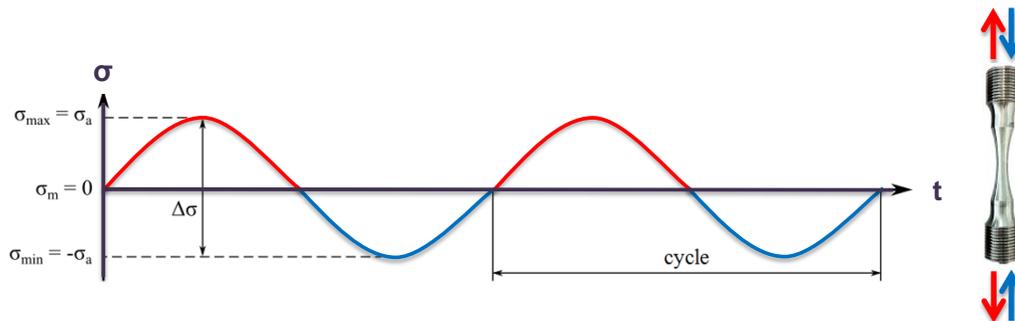


Figure II-14: Schéma de la sollicitation cyclique appliquée dans cette étude pour les essais à grand nombre de cycles. En rouge la traction et en bleu la compression

La durée de vie et l'amplitude de contrainte imposée sont enregistrées et permettent de construire la courbe de Wöhler. 12 éprouvettes par lot sont prévues (partie II.2). L'objectif fixé est d'avoir 3 points sur 4 niveaux d'amplitude de contrainte. Les nombres de cycles à rupture visés sont  $10^4$ ,  $10^5$ ,  $10^6$  et  $10^7$  cycles et les niveaux d'amplitude de contrainte à appliquer sont estimés en fonction des données de la littérature. Le nombre de points par niveau d'amplitude de contrainte et leurs valeurs imposées sont ensuite ajustés en fonction des résultats des éprouvettes précédentes. Afin de ne pas allonger les essais, ces derniers sont stoppés à  $10^7$  cycles dans les cas où les échantillons ne sont pas rompus.

Les paramètres des essais sont rappelés dans le Tableau II-8.

Paramètres	Titane	Aluminium
Machine	Vibrophore Amsler	Instron 8801
Rapport de charges	-1	-1
Fréquence	85 à 96 Hz	20 Hz
Cycles maxi	$10^7$	$10^7$

Tableau II-8: Bilan des paramètres des essais de fatigue à grand nombre de cycles

### II.5.3 Méthode d'essai de fatigue oligocyclique

Pour les essais de fatigue oligocyclique le même principe que les essais à grand nombre de cycles est appliqué, mais les essais sont réalisés à déformation imposée. En effet, les contraintes étant supérieures à la limite d'élasticité, celles-ci ne sont plus proportionnelles à la déformation.

Afin de contrôler les essais en déformation, un extensomètre est fixé sur les éprouvettes et les efforts imposés sont contrôlés par celui-ci. Plusieurs données sont enregistrées, mais les principales sont la contrainte, la déformation et le nombre de cycles. Des courbes d'amplitude de contraintes maximales à mi-durée de vie en fonction du nombre de cycles à rupture ou d'amplitude de déformation totale, élastique et plastique en fonction du nombre de cycles à rupture sont tracées [129].

La norme NF A03-403 [130] a été suivie pour la réalisation de ces essais. La machine utilisée est une Instron 8800. Le capteur de déformation utilisée est un extensomètre à contact Instron 2620 du même type que celui utilisé lors des essais de traction.

Comme indiqué précédemment, une sollicitation avec un rapport de charges  $R=-1$  a été appliquée comme indiqué Figure II-15, avec une forme triangulaire qui permet d'effectuer des essais à vitesse de déformation constante.

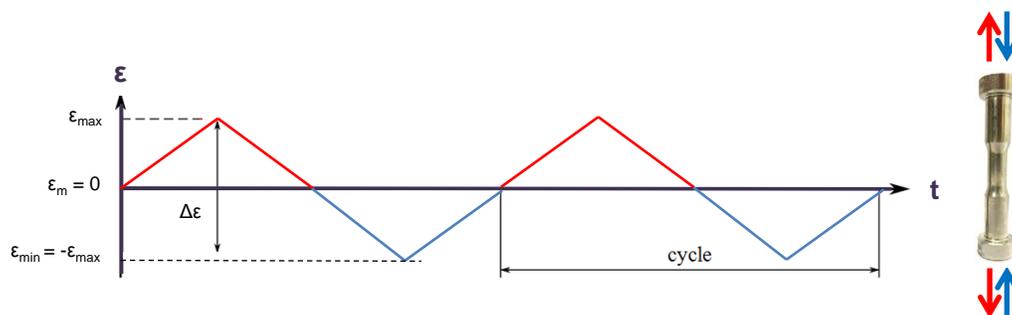


Figure II-15: Schéma de la sollicitation cyclique appliquée dans cette étude pour les essais oligocycliques. En rouge la traction et en bleu la compression

L'éprouvette est montée dans les mors et l'extensomètre est collé sur l'éprouvette (Figure II-16).



Figure II-16: Photo du montage d'une éprouvette de fatigue oligocyclique

10 éprouvettes par lot ont été fabriquées (II.2.1.2.2). L'objectif fixé est d'avoir 3 points sur 3 niveaux d'amplitude de déformation et 1 point sur le niveau d'amplitude de déformation le plus faible (durée d'un essai la plus longue). Les nombres de cycles à rupture visés sont  $10$ ,  $10^2$ ,  $10^3$  et  $10^4$  cycles. 1 seule éprouvette par lot est prévue à  $10^4$  cycles. Le nombre de points par niveau d'amplitude de déformation et la valeur des niveaux sont ajustés en fonction des résultats des éprouvettes précédentes. Les essais sont arrêtés à  $10^4$  cycles lorsque l'échantillon n'est pas cassé.

Les essais sont réalisés à vitesse de déformation constante (contrairement aux essais de fatigue à grand nombre de cycles qui sont réalisés à fréquence constante) dépendante du matériau. Afin d'optimiser la durée des essais, la vitesse de déformation a été déterminée en appliquant une fréquence de 2 Hz pour les durées de vie d'environ  $10^4$  cycles. La vitesse est ensuite conservée pour tous les autres essais du même matériau :

- $0,056 \text{ s}^{-1}$  pour le titane.
- $0,032 \text{ s}^{-1}$  pour l'aluminium.

Les paramètres des essais sont rappelés dans le Tableau II-9.

Paramètres	Titane	Aluminium
Machine	Instron 8800	Instron 8800
Rapport de charges	-1	-1
Vitesse déformation	$0,056 \text{ s}^{-1}$	$0,032 \text{ s}^{-1}$
Cycles maxi	$10^4$	$10^4$

Tableau II-9: Bilan des paramètres des essais de fatigue oligocyclique

## ***II.6 Observation des faciès de rupture***

Afin d'analyser les mécanismes d'endommagement mis en jeu lors des essais de traction et de fatigue, une analyse des faciès de rupture des éprouvettes testées est effectuée. L'objectif est d'observer les caractéristiques des faciès, mais aussi d'identifier les zones d'amorce des ruptures ou des fissures.

Deux équipements ont été utilisés pour cette étude :

- Un MEB (Microscope Electronique à Balayage) Hitachi S-3600N (Figure II-17).
- Une loupe binoculaire Nachet Vision.

Le MEB permet d'obtenir des images avec une profondeur de champ importante, avec une grande précision et avec un fort grossissement. Dans cette étude, les observations sont réalisées en utilisant une puissance entre 15 et 20 kV.



**Figure II-17: Photo du MEB utilisé**

Cependant, en raison du temps nécessaire à la préparation et à l'observation d'un faciès de rupture (les échantillons sont placés sous vide) et du nombre d'échantillons à observer, la plupart des observations ont été réalisées à la loupe binoculaire. En effet, si les faciès de rupture des éprouvettes de traction observées ont été sélectionnés en fonction des résultats, l'ensemble des faciès des éprouvettes de fatigue ont été observés en vue de faire le lien entre les durées de vie obtenues et les paramètres de l'échantillon et d'analyser précisément les mécanismes d'endommagement.

La loupe binoculaire permet d'identifier les mécanismes de rupture des éprouvettes avec un grossissement plus faible et une qualité d'image moins bonne que pour le MEB. Cependant, les observations sont très rapides car les éprouvettes sont placées directement sous la loupe, sans préparation préalable. L'ensemble des amorces de rupture des échantillons ont ainsi pu être analysés et liés aux résultats des essais.

## II.7 Essais de traction *in situ* au microtomographe

Une machine d'essai de traction peut être intégrée au microtomographe décrit précédemment (partie II.3.2) afin d'observer l'évolution de la propagation des défauts ou des caractéristiques de la matière lors des sollicitations [131][132]. La machine intégrée a été développée par le laboratoire. Elle a une capacité de 3 kN (Figure II-18a). Les éprouvettes en titane et en aluminium décrites précédemment n'ont pas les mêmes dimensions car leur résistance en traction, et donc l'effort maximal qu'il faudra appliquer, sont différentes.

Les grandeurs mesurées sont la force imposée et le déplacement du mors. La déformation de l'éprouvette n'est pas mesurée, donc les paramètres d'allongement de l'éprouvette ne peuvent pas être déterminés.

Dans chacun des lots (2 en titane et un en aluminium) de 2 éprouvettes, une éprouvette a été utilisée pour tracer la courbe de traction (essai *ex situ*) permettant de déterminer les points d'acquisition pour la deuxième éprouvette, sur laquelle l'essai *in situ* est réalisé.

Les essais de traction *ex situ* ont été réalisés avec une vitesse de 0,005 mm/s. L'essai de traction est réalisée à vitesse constante jusqu'à la rupture de l'échantillon.

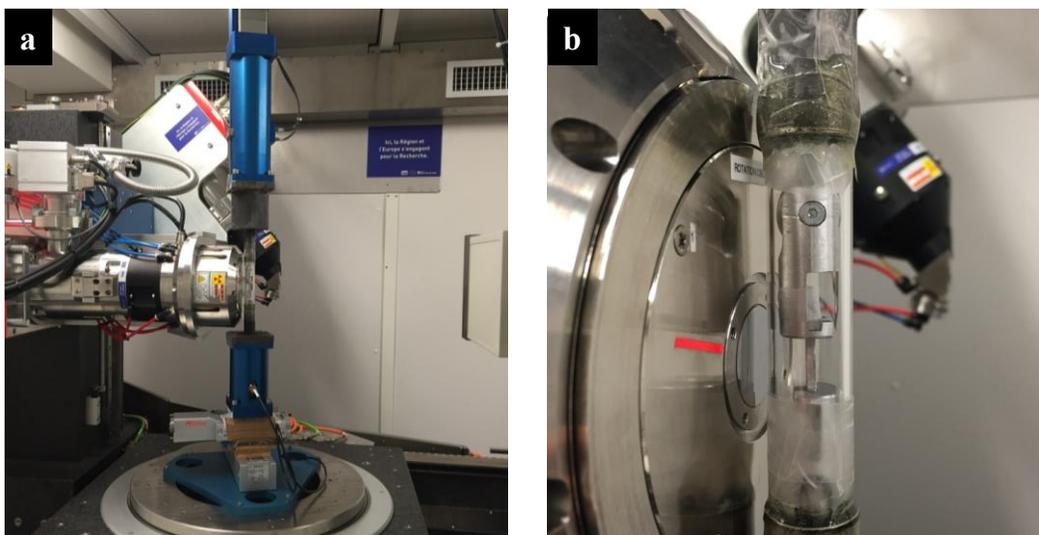


Figure II-18: Photo du montage des essais *in situ* (a) montage de la machine de traction et (b) montage de l'éprouvette

L'éprouvette testée *in situ* est d'abord scannée en détail. Un premier scan rapide de toute la longueur utile est effectué. Il permet d'estimer la position de la rupture dans l'éprouvette afin de viser et d'observer cette zone précise. Une fois la position de cette zone estimée, un scan très détaillé est effectué avec une taille de voxel de 1,9  $\mu\text{m}$ . Il permet d'observer en détail les porosités et les défauts dans la zone de rupture estimée.

Suite à ces observations, l'essai *in situ* peut démarrer. L'éprouvette est fixée dans la machine et les différents scans peuvent être effectués (Figure II-18b). Dans tous les cas suivants, une taille de voxel de 4  $\mu\text{m}$  est défini. Les mises en contraintes sont réalisées avec une vitesse constante de 0,001 mm/s. Les étapes sont les suivantes :

- Scan sur l'éprouvette à vide.
- Augmentation de la contrainte jusqu'au tout début de la zone plastique (estimation) puis scan de l'éprouvette sous contrainte.
- Augmentation du déplacement puis scan de l'éprouvette sous contrainte.

- Répétition de la dernière étape jusqu'à la rupture de l'éprouvette.

Ces essais peuvent être très longs (un scan dure 30 minutes environ), donc une limite de 10 scans par éprouvette a été définie. Les valeurs de déplacement ajoutées à chaque étape dépendent donc des éprouvettes et des courbes mesurées lors de l'essai *ex situ*. Le nombre d'acquisitions réellement effectué sur chaque éprouvette est dépendant de la dispersion dans les allongements des éprouvettes.

Les images prises par le microtomographe sont ensuite reconstruites et analysées sur le logiciel Avizo décrit précédemment.

## ***II.8 Synthèse***

Dans ce chapitre, les machines et les méthodes qui ont été utilisées dans cette étude ont été présentées. En particulier, la fabrication des échantillons, ainsi que la méthodologie suivie pour observer ces échantillons et les tester en traction, fatigue et traction *in situ* au microtomographe, ont été détaillées.

Au total, 254 éprouvettes en titane Ti-6Al-4V et en aluminium AlSi7Mg0,6 ont été fabriquées et testées. 72 en traction (51 en titane et 21 en aluminium), 176 en fatigue en titane pour deux types d'essais : fatigue à grand nombre de cycles et fatigue oligocyclique (à faible nombre de cycles) et 6 en traction *in situ* (4 en titane et 2 en aluminium). Les essais de traction et de fatigue ont été réalisés en respectant des normes internationales.

Dans le chapitre suivant, les résultats des essais sur les échantillons en titane seront présentés. Ils seront analysés et permettront de dégager des hypothèses de mécanismes d'endommagement impliqués dans ce type de pièce.

# **Chapitre III - Caractérisation mécanique du titane Ti-6Al-4V**

---

<b>III.1 Introduction .....</b>	<b>76</b>
<b>III.2 Observations microstructurales .....</b>	<b>77</b>
<b>III.3 Résultats d'essais statiques .....</b>	<b>86</b>
<b>III.4 Résultats d'essais de fatigue .....</b>	<b>93</b>
<b>III.5 Analyse des mécanismes d'endommagement .....</b>	<b>109</b>
<b>III.6 Synthèse .....</b>	<b>116</b>

### ***III.1 Introduction***

Dans les chapitres précédents, il a été montré que de nombreux paramètres pouvaient avoir un effet sur les propriétés mécaniques des pièces métalliques réalisées par fabrication additive. Le concepteur peut modifier certains d'entre eux qui correspondent au design (orientation de la pièce) et aux post-procédés (rugosité de surface et traitements thermiques). Cependant, les données statiques et en fatigue pour le titane Ti-6Al-4V en fonction de ces paramètres, et en particulier l'analyse et la compréhension des effets de ces paramètres sont encore insuffisants. Le matériel et les méthodes décrits dans le chapitre précédent permettront de faire cette analyse.

L'objectif de ce chapitre est de caractériser mécaniquement le titane Ti-6Al-4V réalisé par fabrication additive et d'analyser les effets du procédé de fabrication (SLM ou EBM) de la direction de fabrication, de la rugosité de surface et du traitement CIC. Cette analyse permettra d'identifier des mécanismes d'endommagement.

Dans un premier temps, la microstructure des échantillons sera observée afin de la lier aux propriétés mécaniques obtenues dans la suite. Les porosités et les défauts en général seront caractérisés.

Dans un deuxième temps, les résultats des essais statiques seront présentés et analysés. Ils correspondent à ce qu'il est possible d'obtenir en fabrication additive sur du titane Ti-6Al-4V. L'analyse des paramètres évoqués précédemment sera réalisée.

Ensuite, les résultats des essais de fatigue à faible et à grand nombres de cycles seront présentés et analysés. Ces résultats permettront de dégager des hypothèses de mécanismes d'endommagement.

Enfin, une analyse de ces hypothèses sera réalisée grâce aux essais *in situ* au microtomographe. Les résultats seront exposés dans cette partie.

## III.2 Observations microstructurales

L'analyse métallographique des pièces en titane Ti-6Al-4V fabriquées par SLM et EBM a été étudiée de façon détaillée dans la littérature (partie I.6.2). Cette partie a pour objectif de vérifier la qualité des échantillons réalisés pour cette étude en comparaison avec les résultats obtenus dans la littérature en termes de structure de la matière et de porosité.

### III.2.1 Observations métallographiques

#### III.2.1.1 SLM

Deux types d'échantillons fabriqués avec deux machines (ConceptLaser M2 et SLM 250) ont été observés. La Figure III-1 montre les métallographies dans le plan XZ, obtenues après attaque chimique sur les échantillons de traction (ConceptLaser M2) et de fatigue (SLM 250).

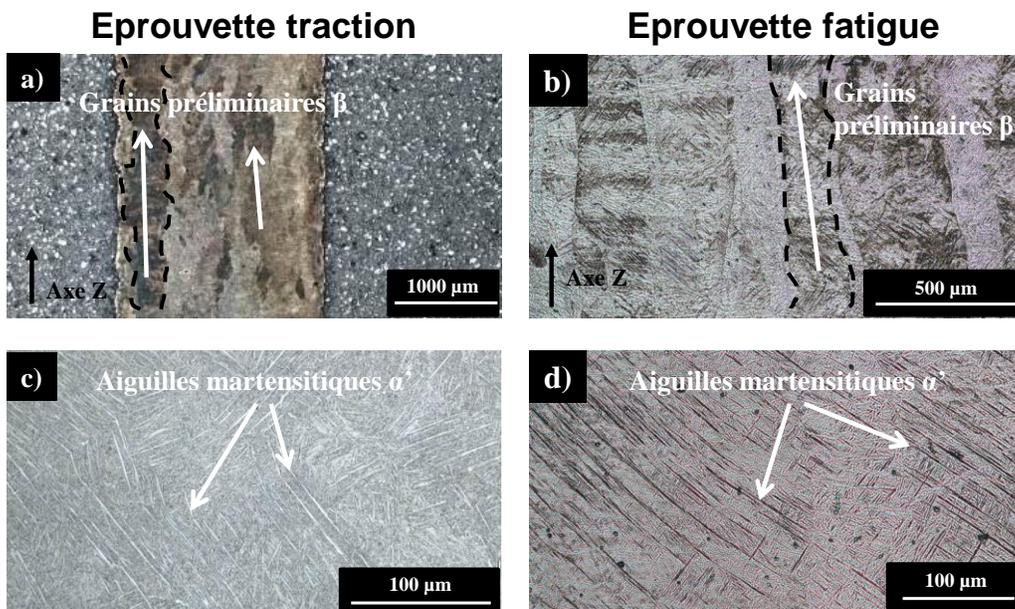


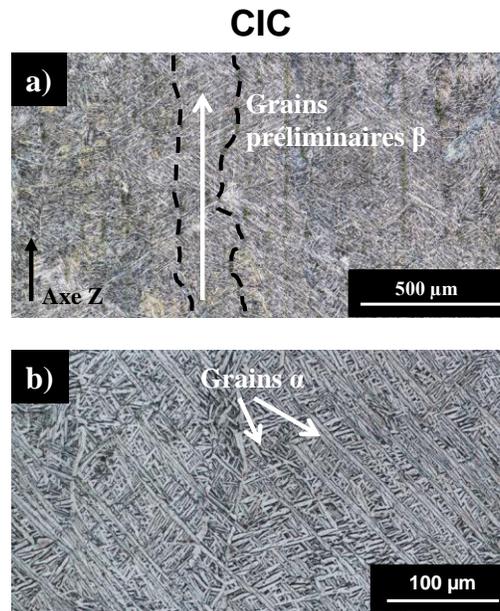
Figure III-1: Images métallographiques dans le plan XZ (a,b) à faible grossissement et (c,d) à fort grossissement d'échantillons de (a,c) traction et de (b,d) fatigue en titane Ti-6Al-4V fabriqués par SLM avec attaque chimique

Sur les images à faible grossissement des éprouvettes ayant subi un traitement de relaxation des contraintes (Figure III-1a,b), des grains allongés dans la direction Z, direction de croissance des pièces, sont observés. Ces grains sont identifiés comme des grains préliminaires  $\beta$ . Ils apparaissent suite à la fonte partielle des couches précédentes lors de la fusion de la couche en cours de fabrication et croissent dans l'axe Z [73]. Il n'y a pas de différence majeure entre les deux types d'échantillons, la largeur de ces grains est d'environ 250  $\mu\text{m}$ .

A fort grossissement (Figure III-1c,d), une structure martensitique composée d'aiguilles  $\alpha'$  est observée [49]. Cette structure apparaît suite au refroidissement rapide de la matière après le passage du faisceau laser. Elle est conforme à ce qui est présenté dans la littérature pour des éprouvettes brutes. La microstructure n'est donc pas modifiée après le traitement de relaxation des contraintes subi par les éprouvettes.

Après le traitement CIC et à faible grossissement, (Figure III-2a), les grains préliminaires  $\beta$  sont toujours visibles. En effet, la température de remise en solution de la phase  $\beta$  (1000 °C environ) n'est pas atteinte lors du traitement. Les grains sont néanmoins plus difficiles à observer

en raison de la nouvelle microstructure obtenue et des légères différences dans les attaques chimiques effectuées.

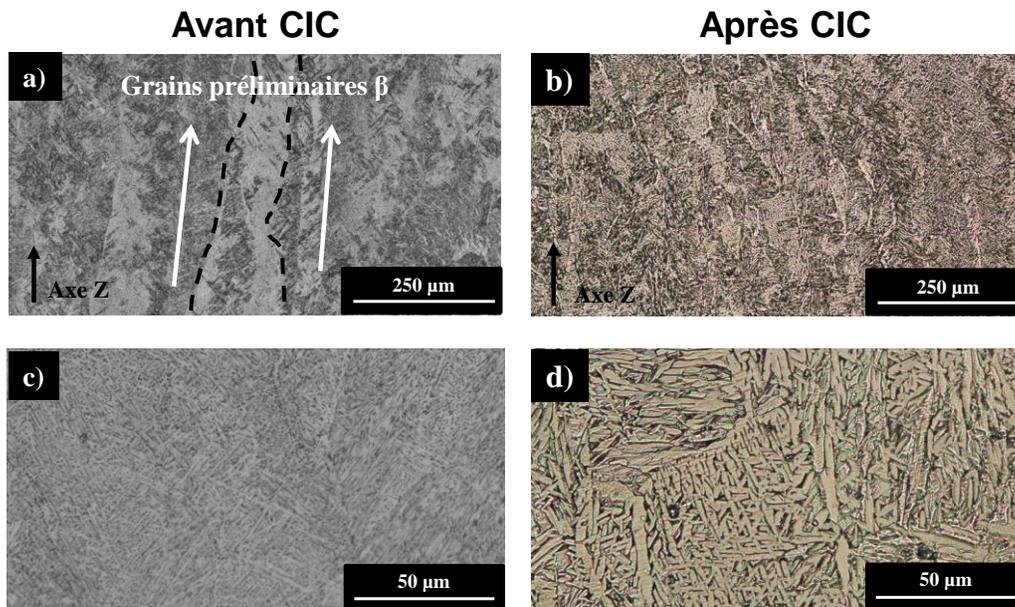


**Figure III-2: Images métallographiques dans le plan XZ d'une éprouvette de fatigue en titane Ti-6Al-4V fabriquée par SLM avec traitement CIC (a) à faible grossissement et (b) à fort grossissement avec attaque chimique**

A fort grossissement (Figure III-2b), la structure a changé, et une structure lamellaire est observée. Toute la phase martensitique  $\alpha'$  a été remise en solution et le refroidissement lent du traitement CIC a permis aux grains  $\alpha$  de grossir et s'organiser en une structure de Widmanstätten [79].

### III.2.1.2 EBM

Les différents échantillons de traction et de fatigue ont été observés. Il n'existe aucune différence dans les microstructures de ces éprouvettes car elles ont été fabriquées sur la même machine. Seule la stratégie de fabrication a pu être modifiée, mais elle n'influe pas sur la microstructure. La Figure III-3 montre les microstructures obtenues sur ce type d'échantillons avant et après un traitement CIC.



**Figure III-3: Images métallographiques dans le plan XZ (a,b) à faible grossissement et (c,d) à fort grossissement d'échantillons en titane Ti-6Al-4V fabriqués par EBM avec attaque chimique (a,c) avant et (b,d) après traitement CIC**

A faible grossissement, les grains préliminaires  $\beta$  orientés dans la direction de fabrication des couches sont observés (Figure III-3a). Ils sont semblables à ceux retrouvés en SLM. Cependant, après le traitement CIC, ces grains préliminaires ne sont pas visibles (Figure III-3b).

A plus fort grossissement, les microstructures des deux types d'échantillons sont semblables (Figure III-3c,d). Le refroidissement étant lent lors de la fabrication et après traitement CIC, les grains  $\alpha$  peuvent grossir et s'organiser dans une structure de Widmanstätten [74]. Cependant, ces grains sont plus épais après le traitement CIC. Le refroidissement plus lent et constant lors du traitement pourrait expliquer cet épaississement des grains.

Cela pourrait expliquer également la disparition des grains préliminaires  $\beta$  allongés après le traitement CIC. Ces derniers ont leur géométrie modifiée et n'apparaissent plus sous cette forme.

### III.2.2 Analyse des porosités

L'observation des porosités peut se faire dans un premier temps grâce aux observations métallographiques obtenues précédemment. Elles permettent de voir les porosités en 2 dimensions en coupant la pièce sur une zone particulière qui peut difficilement être choisie. La zone observée peut contenir plus ou moins de défauts qu'une autre zone, sans qu'il ne soit possible de le savoir.

Afin de compléter ces images, le microtomographe est utilisé. Il permet d'observer certaines porosités en 3 dimensions et donc d'identifier leur forme, orientation, position. La contrainte est la taille limite des porosités observées. Dans cette partie, le diamètre (ou diamètre équivalent pour les porosités non sphériques) des porosités observées au microtomographe est de  $15 \mu\text{m}$ . Au contraire, la taille limite minimale pour une observation au microscope est très faible (quelques microns). De plus, le temps d'acquisition du microtomographe ne permet pas de faire une mesure sur tous les échantillons.

### III.2.2.1 SLM

Plusieurs échantillons ont été observés avec la première méthode. Comme indiqué dans le I.5.3, il existe différents types de porosités qui ont été observées. Des exemples d'observations microstructurales sont donnés dans la Figure III-4.

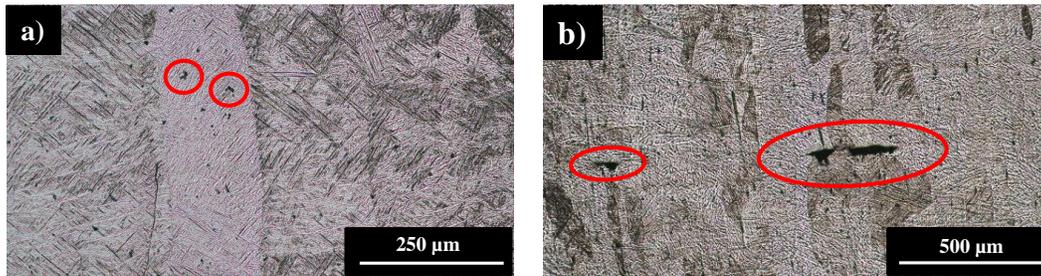


Figure III-4: Images microstructurales des types de porosités observés (a) porosités sphériques (b) zones infondues

Des petites porosités sphériques sont observées (Figure III-4a) avec des tailles ne dépassant pas les quelques microns. Les plus grosses porosités proviennent plus souvent de zones infondues. La Figure III-4b montre une zone infondue dans le plan X-Z. Cela forme une fente de dimension plus importante. Les plus grosses porosités observées par cette méthode ont une longueur de 200 µm environ (plus grande longueur mesurée).

Les observations au microtomographe ont été effectuées sur un échantillon de traction obtenu sur une machine ConceptLaser M2. Les porosités sont extraites des acquisitions et une reconstruction 3D est réalisée (Figure III-5). Le taux de porosité mesuré par microtomographie est de 0,11%, sachant que les porosités observées sont inférieures à 15 µm.

Le graphique Figure III-5c donne la distribution des tailles des porosités. Les porosités sont de taille réduite. 90 % ont une taille (diamètre équivalent) inférieure à 47 µm et la plus grosse porosité a un diamètre équivalent de 84 µm environ. Cela est confirmé par l'exemple de section acquise au microtomographe (Figure III-5b) où les porosités sont petites. Sur d'autres échantillons, le taux de porosité peut être supérieur, mais les tailles sont toujours inférieures à 150 µm maximum.

La reconstruction 3D et les images 2D permettent également de confirmer que les porosités sont bien réparties dans la pièce et qu'il n'y a pas de zones de concentration de défauts (ou cluster). Les porosités sont sphériques et aucune zone infondue n'est observée en microtomographie. La grosse zone bleue observée dans le haut de la Figure III-5a correspond à un défaut d'acquisition.

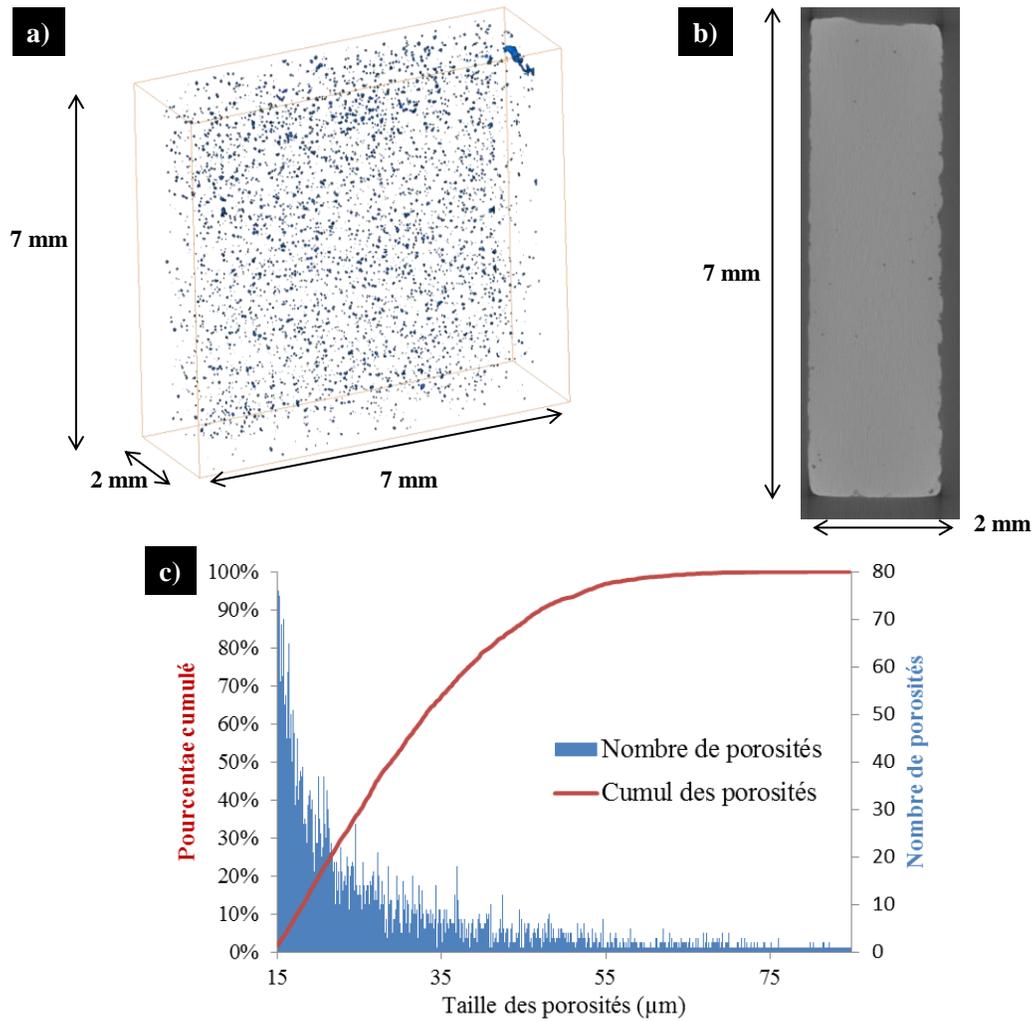


Figure III-5: Analyse des porosités par microtomographie sur un échantillon fabriqué par SLM (a) reconstruction 3D des porosités, (b) exemple de section acquise et (c) distribution des porosités

Le même type d'observation a été fait après traitement CIC sur un échantillon de fatigue oligocyclique obtenu sur une machine SLM 250. Cette fois, les porosités sont plus difficiles à observer. La Figure III-6 montre des images obtenues par microscopie et microtomographie montrant le très faible taux de porosité dans ces échantillons.

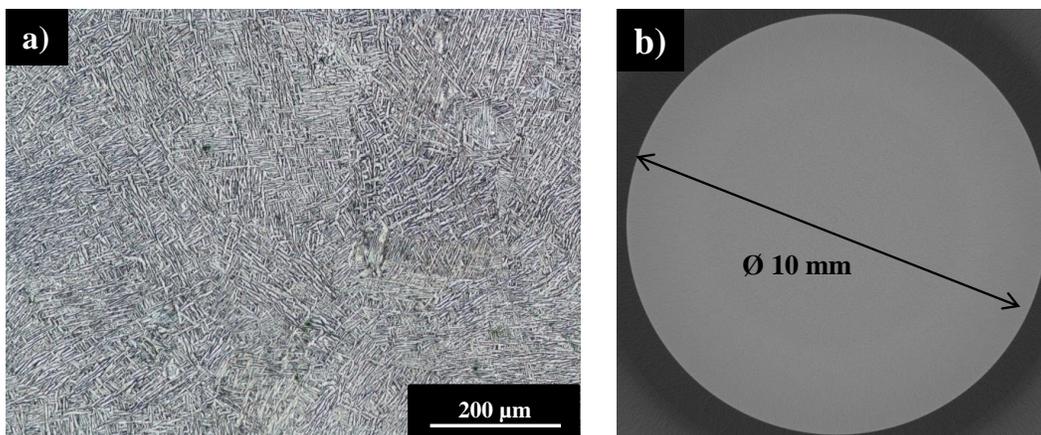


Figure III-6: Images des porosités sur un échantillon fabriqué par SLM et traité CIC (a) image microscopique et (b) section acquise par microtomographie

Sur l'image microscopique (Figure III-6a), de petites porosités sont observables en nombre très limité. Ces petites tailles de porosité sont confirmées par l'analyse en microtomographie (Figure III-6b) où aucune porosité n'a été détectée. La reconstruction 3D des porosités est donc évidemment impossible. Les porosités après CIC ont une taille inférieure à 15  $\mu\text{m}$ .

### III.2.2.2 EBM

Sur les échantillons fabriqués par EBM, 2 sets de paramètres ont été utilisés. Les analyses des porosités ont été effectuées sur les 2 lots d'échantillons fabriqués indépendamment avec des stratégies différentes :

- Pour les échantillons EBM1, le faisceau d'électrons a balayé la totalité de la largeur du plateau en une unique fois.
- Pour les échantillons EBM2, le plateau a été séparé en plusieurs zones qui ont été balayées les unes après les autres.

#### III.2.2.2.1 1<sup>er</sup> set de paramètres machine (EBM1)

Les images typiques d'observations microscopiques effectuées sur ce type d'échantillons sont sur la Figure III-7. Là encore, plusieurs types de défauts sont observables. La Figure III-7a montre une structure très dense avec pas ou peu de défauts alors que la Figure III-7b montre un très gros défaut, probablement une zone infondue.

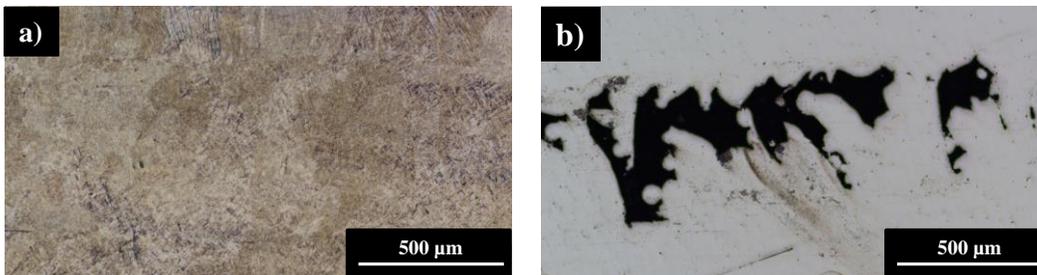


Figure III-7: Images microstructurales sur des échantillons de traction EBM1 (a) zone dense et (b) zone infondue

L'analyse en microtomographie confirme la présence de ces très gros défauts sur une partie de l'échantillon (Figure III-8). Ces défauts ne sont pas sphériques et une partie des grains de poudre peuvent être visibles dans certains cas. Ce sont donc des zones infondues particulièrement grosses avec une longueur pouvant être supérieure à 500  $\mu\text{m}$ . Le taux de porosité global de l'échantillon n'est que de 0,53 % mais atteint 2,5 % dans la partie avec le plus de zones infondues.

90 % des porosités sont de taille inférieure à 60  $\mu\text{m}$  et 96 % de taille inférieure à 100  $\mu\text{m}$ . Il y a davantage de grosses porosités dans cet échantillon par rapport à l'échantillon en SLM et les plus grosses vont jusqu'à près de 400  $\mu\text{m}$  (en diamètre équivalent).

Les observations sur ces échantillons EBM1 soulignent l'importance des deux types de contrôles pour deux objectifs différents. Les observations microstructurales peuvent ne pas être suffisantes pour détecter des défauts localisés. Les observations au microtomographe peuvent ne pas être suffisantes pour observer les plus petits défauts. Il est également important de repérer les zones de concentration de défauts dans lesquelles le taux de porosité n'est pas le même que dans la pièce au global.

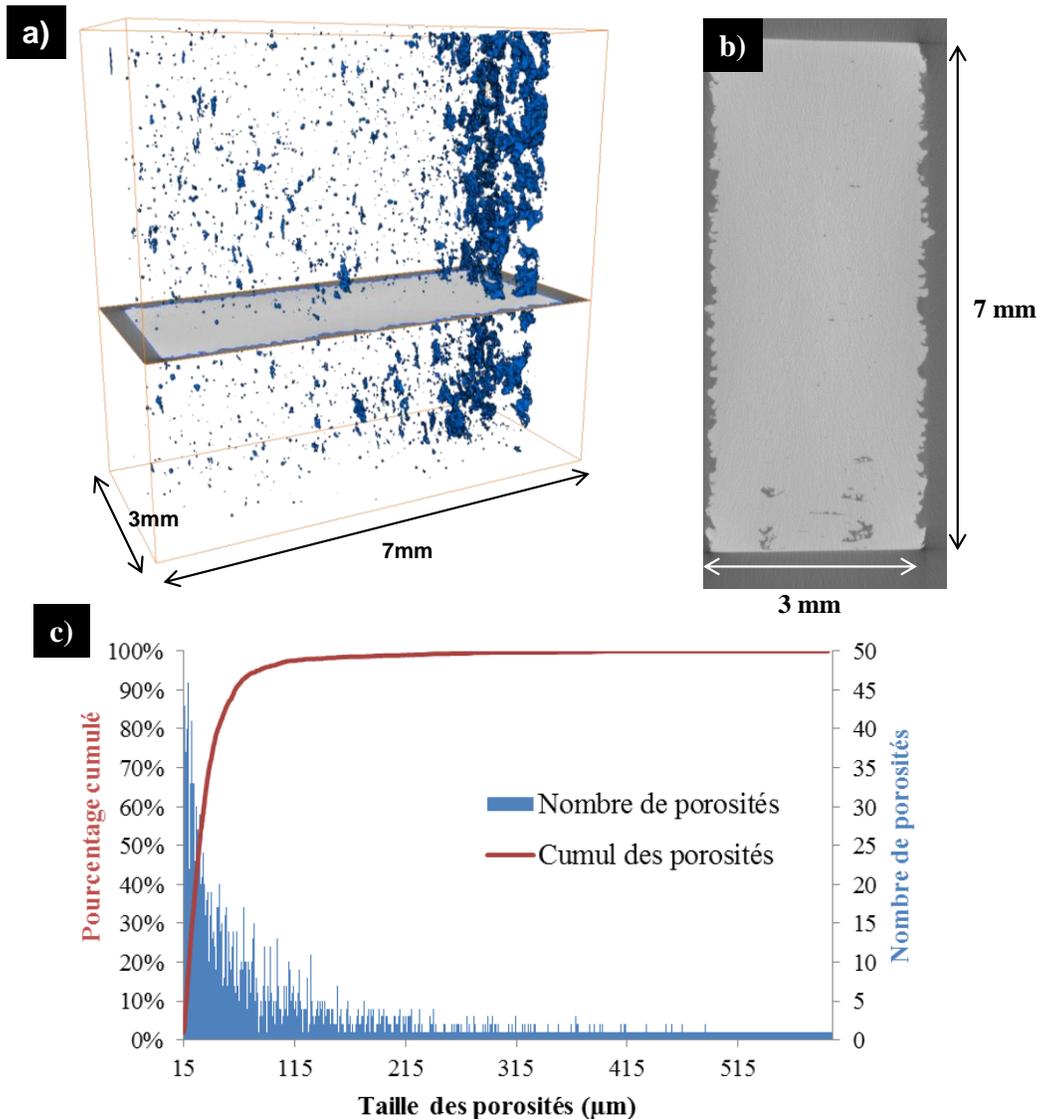


Figure III-8: Analyse des porosités par microtomographie sur un échantillon EBM1 (a) reconstruction 3D des porosités, (b) exemple de section acquise et (c) distribution des porosités

L'observation de ces défauts a mené au développement de nouveaux paramètres de fabrication (échantillons EBM2), afin que les propriétés soient conformes aux exigences définies (**Erreur ! Source du renvoi introuvable.**). Néanmoins, les échantillons EBM1 ont permis d'évaluer l'effet de gros défauts sur les propriétés de traction des pièces. Ils ont donc été testés en traction.

#### III.2.2.2.2 2<sup>ème</sup> set de paramètres machine

La même logique d'observation a été appliquée sur les échantillons avec le 2<sup>ème</sup> set de paramètres. Ce set de paramètres a été appliqué pour toutes les autres éprouvettes (traction et fatigue).

La Figure III-9 montre des exemples d'images microscopiques obtenues sur ces échantillons. De petites porosités sont présentes. Aucune zone infondue n'a été observée par cette méthode. La taille des porosités observées est de l'ordre de quelques microns.

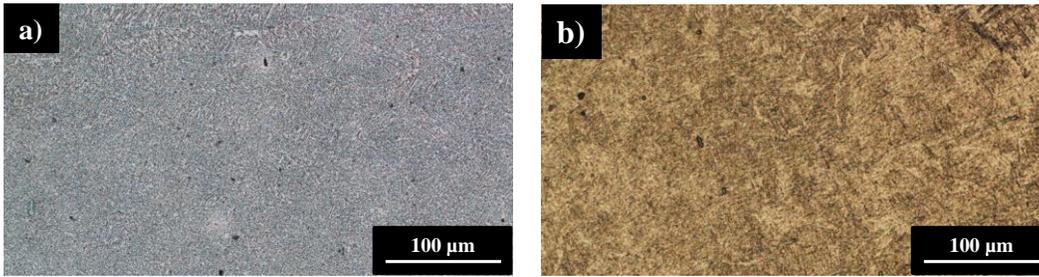


Figure III-9: Images microstructurales sur des échantillons EBM

Les observations au microtomographe ont été réalisées sur un échantillon de fatigue oligocyclique (Figure III-10). Elles montrent que peu de porosités sont présentes (moins de 800 détectées sur l'échantillon de diamètre 10 mm et de longueur 8,5 mm). Des porosités de taille plus importante sont localisées dans une partie de l'échantillon. Elles correspondent à des zones infondues. Le reste des porosités sont réparties de façon homogène dans l'échantillon. Le taux de porosité mesuré par cette méthode est de 0,01 %.

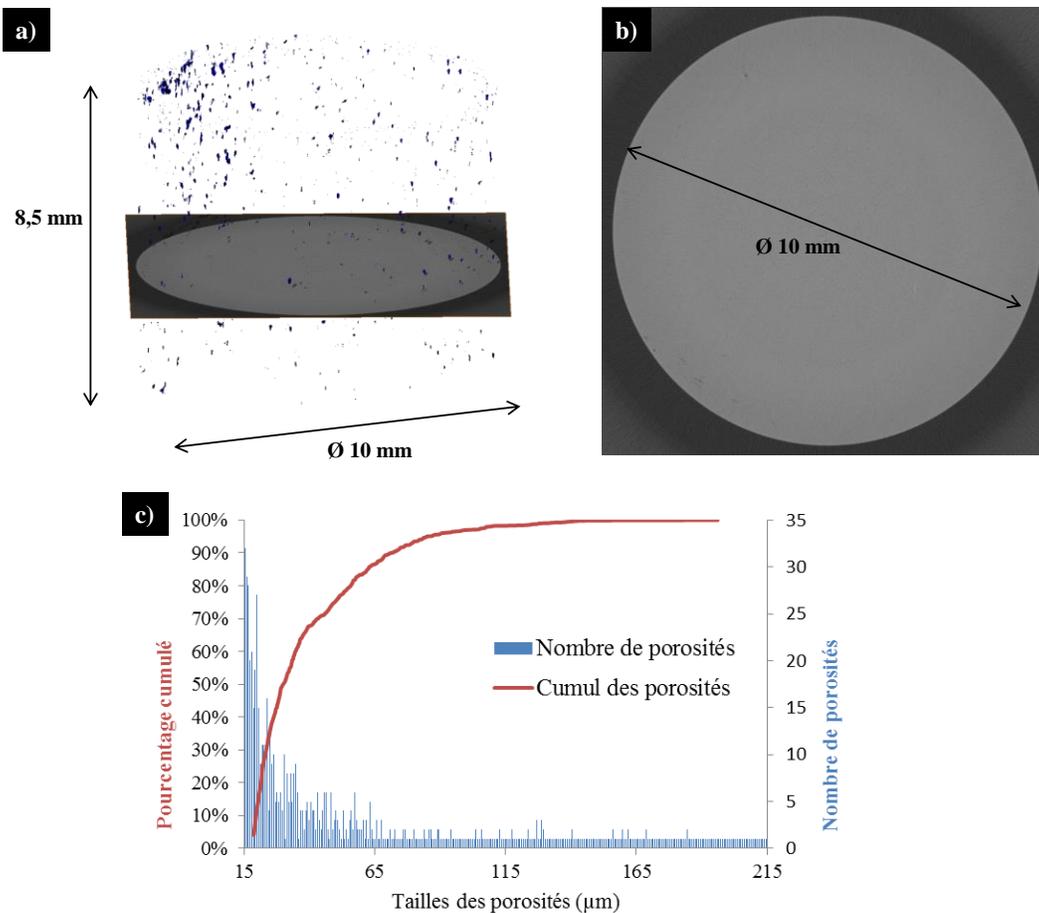


Figure III-10: Analyse des porosités par microtomographie sur un échantillon de fatigue en EBM (a) reconstruction 3D des porosités, (b) exemple de section acquise et (c) distribution des porosités

Le graphique de la Figure III-10c donne la distribution des tailles des porosités. 90 % ont une taille inférieure à 70 µm et 97 % une taille inférieure à 100 µm. Une vingtaine de porosités allant jusqu'à 150 µm ont été détectées. Les zones infondues sont donc de taille bien inférieure aux échantillons EBM1.

Si la technologie EBM semble permettre de fabriquer des pièces plus denses, les tailles des plus grandes porosités sont du même ordre que celles des pièces en SLM. En effet, en EBM, les pièces sont fabriquées sous vide (obligatoire pour créer le faisceau d'électrons) alors qu'en SLM, elles sont fabriquées sous atmosphère contrôlée (de l'argon dans la plupart des cas) pour éviter l'oxydation du bain de fusion. Les risques de création de bulles de gaz enfermées dans la pièce sont donc plus importants en SLM. En EBM, ce type de porosité ne peut provenir que de gaz enfermé dans les grains de poudre eux-mêmes. Les plus grosses porosités proviennent de petites zones infondues qui peuvent a priori apparaître dans les deux procédés. Leurs tailles sont semblables.

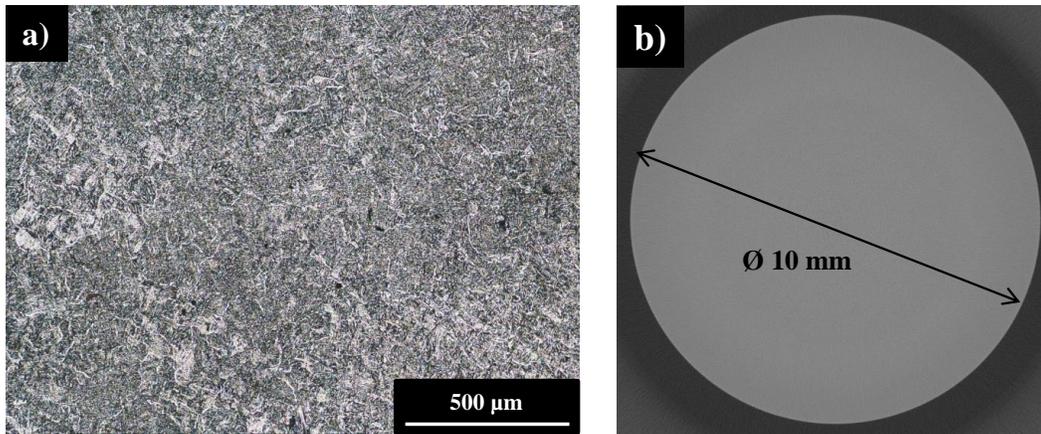


Figure III-11: Images des porosités sur un échantillon fabriqué par EBM et traité CIC (a) image microscopique et (c) section acquise par microtomographie

Après traitement CIC, de la même façon que pour la technologie SLM, les porosités sont plus difficiles à observer. Les images de microstructure obtenues par microscopie et microtomographie sont dans la Figure III-11. De très petites porosités, en quantité très limitée, non détectables au microtomographe sont observées. Les tailles des porosités sont inférieures à 15 µm après CIC.

### III.3 Résultats d'essais statiques

#### III.3.1 Résultats des essais de traction

Les résultats des essais de traction sur les échantillons fabriqués par SLM (9 échantillons dans chaque axe de fabrication) et EBM (16 échantillons dans l'axe XZ-YZ, 6 échantillons EBM1 usinés axe Z, 6 échantillons EBM1 non usinés axe Z et 5 échantillons EBM2) sont résumés dans le Tableau III-1. Les valeurs moyennes ainsi que la dispersion relative ont été calculées.

Procédé	Finition de surface	Traitement thermique	E (Gpa)		Rm (Mpa)		Rp0,2 (Mpa)		A %	
			XZ	Z	XZ	Z	XZ	Z	XZ	Z
ASTM F2924	Usinage	/			895	895	825	825	10	10
SLM	Sablage	750°C/1h	108	109	1016	1098	900	918	2,9	8,4
		Dispersion	2,4%	2,3%	8,7%	1,0%	5,3%	8,2%	49%	26%
	Usinage tranches	Sans	106	-	1018	-	-	-	5,3	-
		Dispersion	2,6%	-	1,9%	-	-	-	39%	-
EBM1	Aucun	Sans	-	100	-	935	-	-	-	4,1
		Dispersion	-	2,9%	-	1,8%	-	-	-	38%
	Usinage	Sans	-	121	-	1060	-	-	-	3,6
		Dispersion	-	2,9%	-	3,2%	-	-	-	69%
EBM2	Usinage	Sans	-	119	-	1045	-	970	-	10,9
		Dispersion	-	4,7%	-	1,9%	-	3,2%	-	10%

Tableau III-1: Résultats des essais de traction sur éprouvettes en Ti-6Al-4V fabriquées par SLM et EBM

Les résultats obtenus sur les échantillons en SLM sont conformes aux exigences de la norme ASTM F2924 [67], sauf pour l'allongement à la rupture. L'anisotropie dans la résistance en traction et la limite d'élasticité est faible et est de l'ordre de la dispersion des résultats. Elle peut être négligée dans ce cas. Une anisotropie plus importante est observée dans l'allongement à la rupture avec une plus grande dispersion des résultats. Ces observations sont comparables aux résultats de la littérature (Tableau I-4).

En ce qui concerne les résultats sur EBM, les échantillons EBM1 et EBM2 usinés montrent l'impact des défauts observés dans la partie III.2.2.2. Les défauts ont un impact majeur sur les allongements à la rupture (amélioration de 200% entre EBM1 et EBM2). Les allongements à la

rupture de certains échantillons sont si faibles que la limite d'élasticité à 0,2% n'a pas été mesurée. La dispersion est également beaucoup moins importante pour les échantillons sans défauts.

Sur les échantillons EBM1, l'effet de l'usinage est visible sur les éprouvettes dans la direction Z. Conformément à Kasperovitch *et al.* [79] pour le procédé SLM, l'usinage améliore la résistance en traction et la limite d'élasticité, sans effet majeur sur l'allongement à la rupture. Le module de Young est également supérieur après usinage.

L'effet de la direction de fabrication est plus difficile à observer en raison de l'état de surface différent des éprouvettes. En effet, la présence de support sur les tranches des éprouvettes XZ-YZ, ont imposé l'usinage de ces tranches uniquement. Les résultats obtenus se rapprochent des propriétés des échantillons axe Z usinés.

De façon générale, les éprouvettes EBM2, sans défauts majeurs, ont des propriétés de traction conformes à la norme ASTM F2924 [67] et aux résultats de la littérature (Tableau I-5).

### III.3.2 Analyse des faciès de rupture

Les faciès de rupture typiques obtenus sur les échantillons en SLM et EBM2 sont dans la Figure III-12. Des défauts en surface ont été observés sur les éprouvettes en SLM. Ces défauts sont des porosités de surface ou des petites zones infondues (Figure III-12c) et correspondent à la zone probable d'amorçage de la rupture. La surface non usinée de ces échantillons pourrait favoriser la présence de ce type de défaut.

Sur les éprouvettes EBM2, différents types de défauts sont observés. Ces défauts sont des petites porosités placées dans diverses zones du faciès de rupture, mais le plus souvent au centre (Figure III-12d). L'usinage permet de supprimer les défauts de surface.

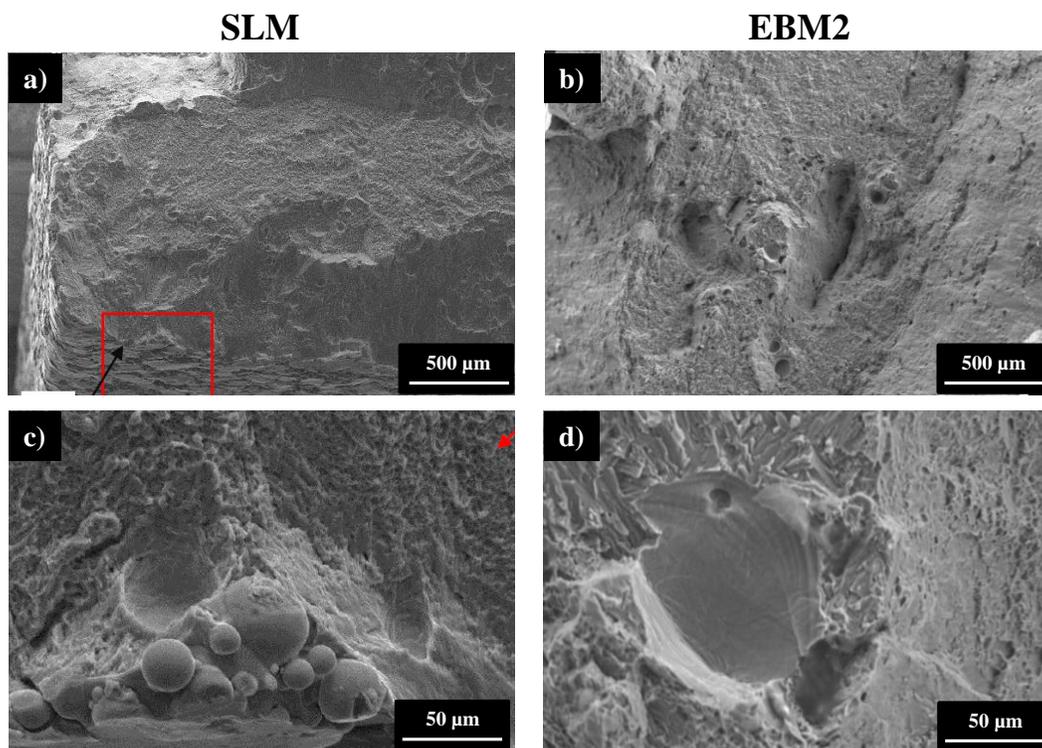


Figure III-12: Fractographies sur des échantillons en Ti-6Al-4V fabriqués par (a,c) SLM et (b,d) EBM (échantillons EBM2)

Les faciès de rupture des échantillons EBM1 ont d'abord été observés à l'œil nu. Une surface brillante est visible sur un certain nombre d'entre eux. Ces zones brillantes sont observées au MEB (Figure III-13). Les défauts observés précédemment par microtomographie sont cette fois visibles. La présence de larges zones infondues est confirmée (parfois plus de 1 mm de long).

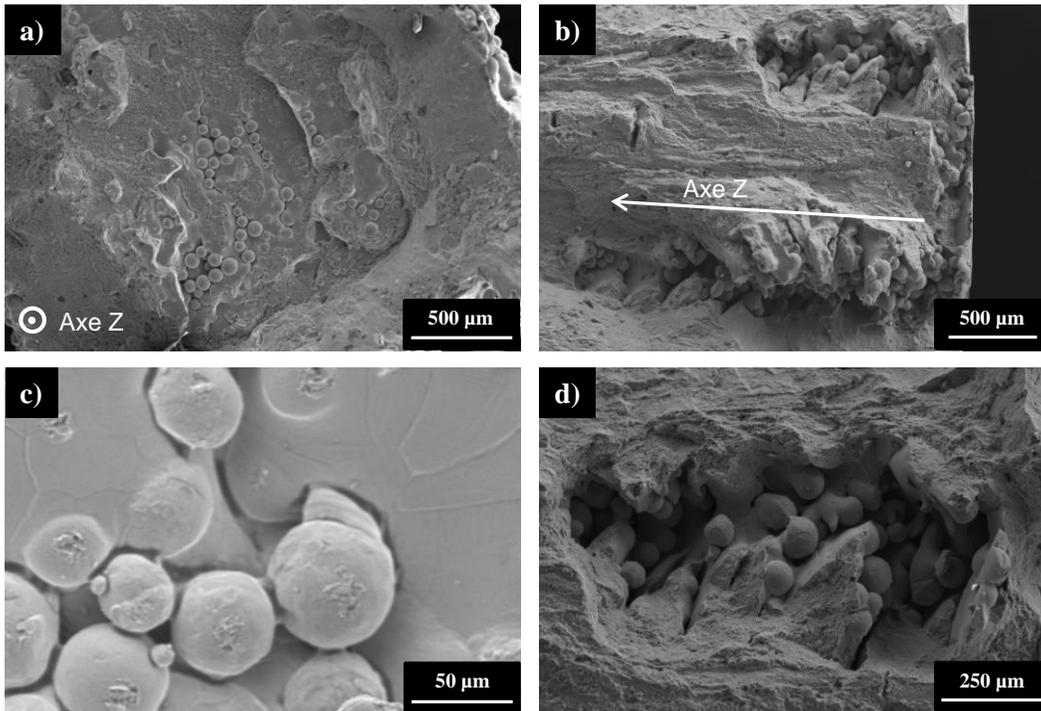


Figure III-13: Fractographies sur des échantillons en Ti-6Al-4V EBM2 (a,c) dans le plan XY et (b,d) dans le plan XZ

Ces zones infondues ont des formes différentes suivant la direction de fabrication des échantillons. Des grandes surfaces contenant des restes de poudres sont visibles dans le plan XY (Figure III-13a,c). Dans le plan XZ, les zones infondues ressemblent à des fissures contenant le reste de poudre (Figure III-13b,d).

### III.3.3 Discussion

#### III.3.3.1 Effet de la direction de fabrication

Comme présenté précédemment, en SLM, il y a une très faible anisotropie en ce qui concerne la résistance en traction et la limite d'élasticité, qui peut être négligée car elle est inférieure à la dispersion des résultats. Cependant, une forte anisotropie est mesurée sur l'allongement à la rupture, en faveur des éprouvettes fabriquées dans la direction Z.

L'anisotropie observée dans les coupes métallographiques pourrait expliquer ce phénomène. En effet, la présence des grains préliminaires  $\beta$  (Figure III-1) allongés dans la direction Z peut favoriser l'allongement à la rupture lors d'une traction dans l'axe Z. Cette conclusion est partagée par exemple par Qiu *et al.* [53]. Au contraire, Vilaro *et al.* [49] par exemple, explique que la forme et l'orientation des défauts expliquent l'anisotropie dans l'allongement à la rupture, qui est favorable à l'axe XZ-YZ dans l'étude.

Dans le cas des échantillons EBM1, l'éventuelle anisotropie dans les résistances est difficile à analyser en raison des différents états de surface des échantillons. Par contre, une légère anisotropie est observée dans l'allongement à la rupture, favorablement à la direction XZ-YZ,

quels que soient les états de surface (l'allongement dans la direction XZ-YZ est meilleur que dans la direction Z pour des éprouvettes usinées ou pas).

Il semble en fait, que la présence de zones infondues favorise l'allongement à la rupture dans l'axe XZ-YZ. En effet, les faciès de rupture de Vilaro *et al.* [49] contiennent des zones infondues également. Or, suivant la direction de fabrication, la forme de ces zones n'est pas la même. Dans l'axe Z (Figure III-13a), le défaut aura tendance à s'« ouvrir » lors de la traction, alors que dans l'axe XZ-YZ (Figure III-13b), le défaut aura plutôt tendance à se « fermer » (Figure III-14). Les concentrations de contraintes sont différentes donc l'allongement à la rupture sera favorable à l'axe XZ-YZ. Dans le cas où il n'y a pas de zones infondues, l'allongement à la rupture est favorable à la direction Z à cause des grains préliminaires  $\beta$  allongés.

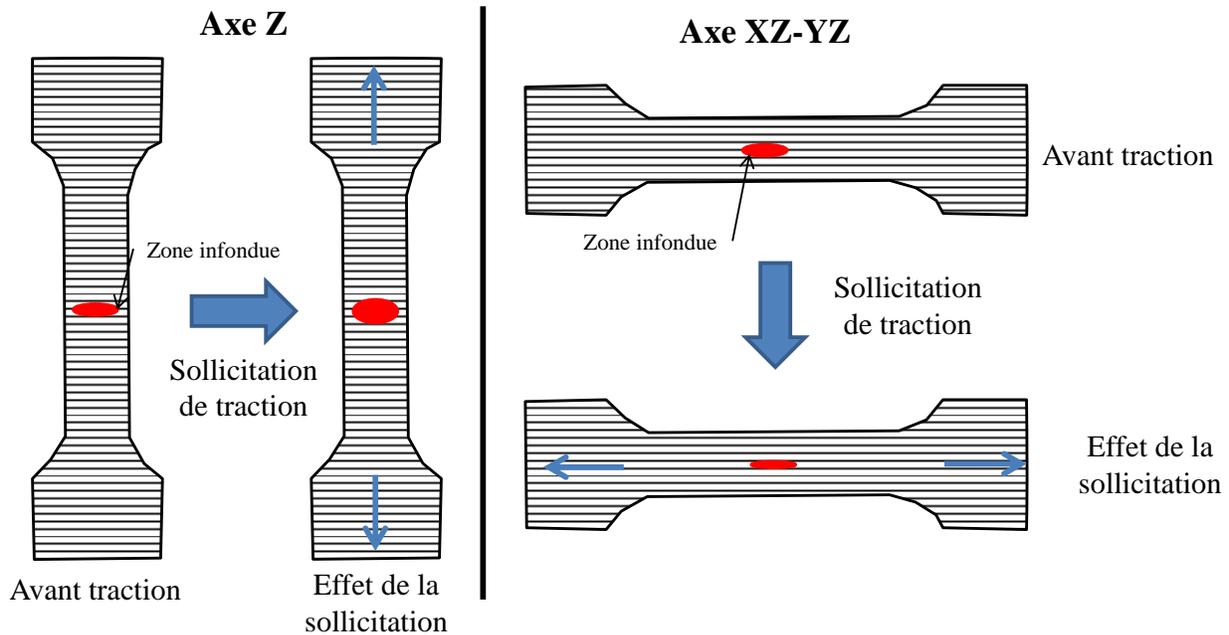


Figure III-14: Schéma de l'effet de la traction sur les zones infondues en fonction de la direction de fabrication

**Finalement, 2 conclusions peuvent être tirées des observations précédentes:**

- **Il n'y a pas d'anisotropie majeure dans la résistance en traction et la limite d'élasticité.**
- **Une anisotropie existe dans l'allongement à la rupture. Elle est favorable à l'axe :**
  - **Z dans le cas où aucune zone infondue n'est présente dans la pièce.**
  - **XZ-YZ dans le cas où des zones infondues sont présentes dans la pièce.**

### III.3.3.2 Effet de la rugosité de surface

L'effet de la rugosité de surface peut s'observer sur les échantillons EBM1 fabriqués dans la direction Z. Malgré la présence des défauts, l'effet de la rugosité est visible. Après usinage, la résistance en traction, la limite d'élasticité et le module de Young sont augmentés. Cet effet est important à étudier car les pièces réalisées par fabrication additive n'ont pas vocation à être entièrement usinées. Or, la rugosité en sortie de machine EBM est élevée.

Les paramètres Ra (rugosité moyenne arithmétique) et Rt (distance maximale entre les pics les plus hauts et les vallées les plus profondes) ont été utilisés pour quantifier cette rugosité. Pour les éprouvettes non usinées, un Ra d'environ 25  $\mu\text{m}$  et un Rt d'environ 200  $\mu\text{m}$  ont été mesurés. Après usinage, le Ra est d'environ 1  $\mu\text{m}$  et le Rt d'environ 7  $\mu\text{m}$ .

Cette rugosité peut introduire des erreurs sur l'estimation de la section réellement sollicitée lors d'un essai mécanique. Trois sections différentes peuvent alors être considérées. Le schéma de la Figure III-15 schématise ces trois sections :

- $S_{\text{réelle}}$ , en rouge sur la Figure III-15, est la section réellement sollicitée durant un essai. Cette section est impossible à mesurer simplement.
- $S_{\text{mesurée}}$ , en noir sur la Figure III-15, est la section qui est mesurée à l'aide du pied à coulisse. C'est une tangente externe à la section  $S_{\text{réelle}}$ .
- $S_{\text{tangente}}$ , en vert sur la Figure III-15, est la section tangente interne à la section  $S_{\text{réelle}}$ . Il est considéré que la distance entre  $S_{\text{mesurée}}$  et  $S_{\text{tangente}}$  est égale à Rt.

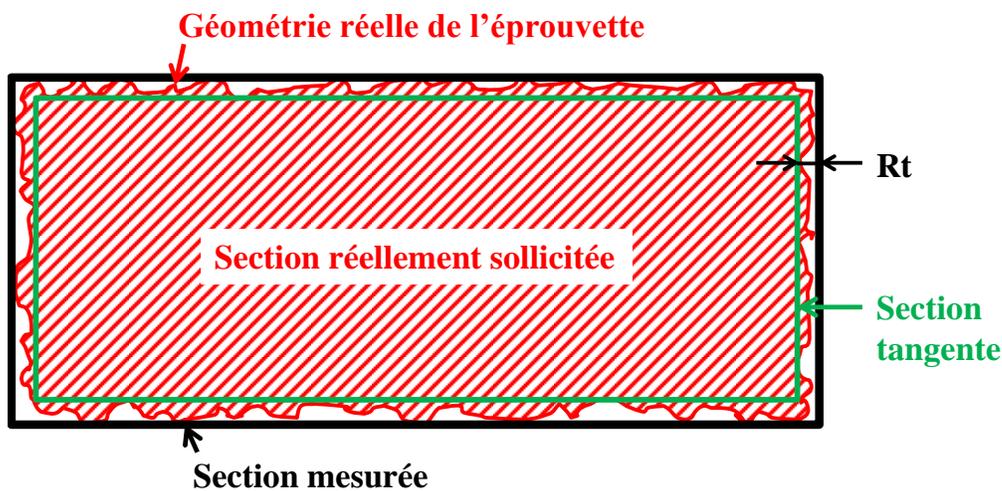


Figure III-15: Schéma représentatif de la rugosité et des sections impliquées dans les éprouvettes de traction

En résumé,  $S_{\text{mesurée}} > S_{\text{réelle}} > S_{\text{tangente}}$ . La différence dans les propriétés de traction peut se comprendre si l'on considère qu'une peau d'une épaisseur égale au Rt (distance entre  $S_{\text{mesurée}}$  et  $S_{\text{tangente}}$ ) entoure la surface externe de la pièce. Cette peau a une densité plus faible que le centre et ne se comporte pas de la même façon.

La rugosité de surface implique également des défauts de surface qui peuvent être des amorces de rupture (Figure III-12). La rugosité importante provoque des concentrations de contraintes aux abords de la surface et les défauts deviennent de rapides amorces de rupture.

Les contraintes calculées avec les trois sections sont dans le Tableau III-2. Les propriétés calculées avec la section  $S_{\text{réelle}}$  peuvent être approximées comme correspondant aux éprouvettes usinées. En effet, leur rugosité de surface peut être considérée comme nulle au vu de l'écart avec la rugosité mesurée pour les échantillons bruts.

Les propriétés calculées grâce à la section  $S_{\text{réelle}}$  sont bien entre les propriétés calculées avec  $S_{\text{mesurées}}$  et  $S_{\text{tangente}}$ . L'effet de la peau en surface, qui n'est pas sollicité de la même manière, est confirmé.

La section  $S_{réelle}$  étant impossible à mesurer précisément, elle peut être approximée en retirant une épaisseur correspondant à  $\frac{Rt}{2}$  aux dimensions de  $S_{mesurée}$ .

	<b>EBM1</b>	<b>EBM1 Usinée</b>	<b>EBM1</b>
<b>Section</b>	$S_{mesurée}$	Proche $S_{réelle}$	$S_{tangente}$
<b>Couleur Figure III-15</b>	Noir	Rouge	Vert
<b>E (GPa)</b>	100	121	123
<b>Rm (MPa)</b>	935	1060	1146

Tableau III-2: Propriétés de traction calculées en fonction des sections considérées

Dans le cas des éprouvettes SLM sablées, un Ra de 7  $\mu\text{m}$  environ et un Rt de 60  $\mu\text{m}$  environ ont été mesurés. Il faudrait donc retirer 30  $\mu\text{m}$  aux dimensions de la section mesurée. Ce retrait implique une réévaluation des résistances en augmentation d'environ 40 MPa.

**Finalement, ces observations mènent à 2 conclusions :**

- **L'usinage permet d'améliorer les propriétés de résistance en traction, limite d'élasticité et module de Young, mais n'a aucun effet sur l'allongement à la rupture.**
- **Il existe une peau de surface qui n'est pas sollicitée de la même manière que la matière. Afin de calculer une approximation de la section réellement sollicitée, il faut ôter une épaisseur correspondant à  $\frac{Rt}{2}$  aux dimensions de la section mesurée.**

### III.3.3.3 *Effet du procédé utilisé*

La différence de refroidissement entre les procédés SLM et EBM implique une différence dans la microstructure des échantillons. Celle-ci semble avoir un effet sur les propriétés de traction. Cette comparaison ne peut se faire que pour des pièces sans défaut, c'est-à-dire entre les échantillons SLM et EBM2.

La résistance en traction en SLM est supérieure à celle en EBM, contrairement à la limite d'élasticité et l'allongement à la rupture, qui est meilleur en EBM. Cela s'explique par la microstructure martensitique en SLM qui implique une forte résistance en traction mais un plus faible allongement. La microstructure plus classique en EBM implique des résultats proches de ceux obtenus pour les procédés conventionnels.

Ces observations ne sont pas conformes à ce qui était observé dans la littérature (partie I.6.3.5). Le traitement thermique appliqué aux échantillons fabriqués par SLM explique cela. Les contraintes résiduelles de compression en SLM sont supprimées et implique une diminution de la résistance en traction et la limite d'élasticité par rapport à un échantillon non traité.

**Finalement, 1 conclusion peut être tirée :**

- **Pour des pièces brutes (pas de traitement thermique), la résistance en traction et la limite d'élasticité sont meilleures en SLM et l'allongement à la rupture est meilleur en EBM.**

#### *III.3.3.4 Effet des défauts de fabrication*

Les défauts observés dans les échantillons EBM1 ont été identifiés comme des zones infondues (Figure III-13). Ces zones proviennent d'un manque de fusion résultant d'un manque de puissance du faisceau d'électron. Le changement dans la stratégie de fabrication a permis de fabriquer des pièces contenant moins de défauts.

Néanmoins, la présence de défauts dans les échantillons de traction a permis d'analyser leurs effets sur les propriétés statiques. Aucun effet majeur n'a été observé sur la résistance en traction, alors qu'un fort abaissement de l'allongement à la rupture est observé.

La présence de défauts provoque principalement une baisse de la ductilité. Cependant, la limite de ce qui peut être considéré comme un « défaut critique » est difficile à définir et dépend de la taille de la pièce considérée. Dans le cas présent, les défauts dont le diamètre équivalent est inférieur à 150  $\mu\text{m}$  ne sont pas critiques (éprouvettes EBM2) alors que des défauts jusqu'à 400  $\mu\text{m}$  peuvent l'être.

Cette observation permet d'envisager le contrôle de la santé matière d'une pièce grâce à l'allongement à la rupture. Dans cette étude, les défauts ont été observés par microtomographie avant les essais de traction. Cependant, ce type de contrôle est long et coûteux. Son utilisation sur toutes les pièces n'est pas envisageable. En revanche, la mesure de l'allongement à la rupture d'une éprouvette de traction attenante est rapide et économique.

La limite de ce type de contrôle est que l'absence de défaut critique dans une éprouvette attenante ne garantit pas, a priori, l'absence de défaut critique dans la pièce. Le contrôle de l'allongement à la rupture d'une éprouvette attenante pourrait être utilisé comme contrôle rapide avant un contrôle plus important sur la pièce.

Dans le cas de fabrication en série, ce contrôle plus important peut être réalisé sur la première pièce fabriquée. Une fois tous les paramètres figés, il est considéré que le procédé est répétable et donc que la santé matière des pièces suivantes seront équivalentes à la première.

**Finalement, les remarques précédentes ainsi que les observations réalisées dans la partie III.2.2.2 et les résultats des essais de traction (Tableau III-1) mènent à 3 conclusions :**

- **Le taux de porosité d'un échantillon entier n'est pas forcément représentatif. La localisation des défauts, et en particulier une concentration de défauts dans une zone particulière peuvent être nocives (échantillons EBM1).**
- **La présence de porosités entre 100  $\mu\text{m}$  et 150  $\mu\text{m}$  (en diamètre équivalent) n'a pas d'effet majeur sur les propriétés statiques, à condition que celles-ci soient bien réparties dans la pièce.**
- **La présence de défauts critiques a un effet majeur sur l'allongement à la rupture. Le critère d'acceptation de fonderie sur la taille des défauts peut être conservé dans un premier temps. La taille maximale doit être inférieure à 200  $\mu\text{m}$ . Ce critère peut néanmoins dépendre de la taille de la pièce considérée. Dans de plus petites pièces, il pourrait être revu à la baisse.**

## III.4 Résultats d'essais de fatigue

### III.4.1 Essais de fatigue à grand nombre de cycles

Les paramètres étudiés dans les essais de fatigue sont les mêmes que ceux qui ont été étudiés en traction. Afin d'améliorer la clarté des graphiques, ces paramètres sont observés un par un.

Dans tous les graphiques suivants, les échantillons fabriqués dans la direction Z usinés et polis sont considérés comme étant la référence pour l'évaluation des effets des différents paramètres.

#### III.4.1.1 Effet de la direction de fabrication

L'effet de la direction de fabrication peut être observé sur la Figure III-16.

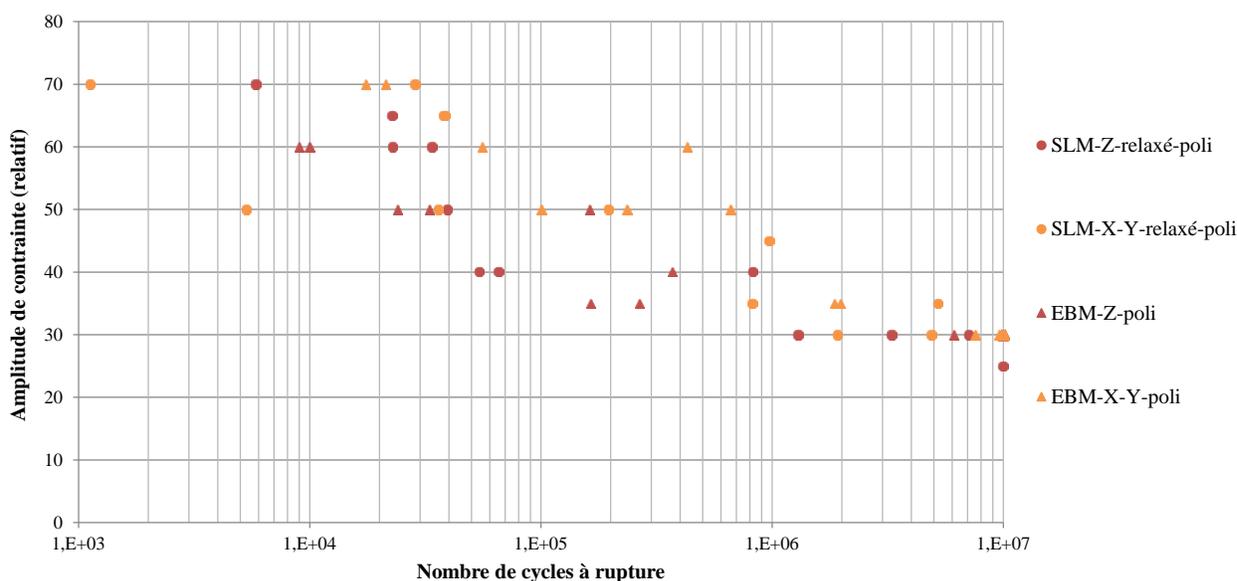


Figure III-16: Résultats des essais de fatigue à grand nombre de cycles sur des échantillons en Ti-6Al-4V fabriqués par SLM, EBM : effet de la direction de fabrication

Une légère anisotropie est observée en faveur de la direction X-Y (amélioration de 0 à 50 % suivant le nombre de cycles). Elle est plus importante à plus grand nombre de cycles (inférieur à  $10^6$  cycles). Cependant, la dispersion des résultats est plus importante pour les éprouvettes dans l'axe X-Y.

#### III.4.1.2 Effet de la rugosité de surface

L'effet de la rugosité de surface peut être observé sur la Figure III-17.

L'effet de la rugosité est net. Les propriétés de fatigue sont améliorées de 50 à 100 % après usinage. Là encore, l'effet de la rugosité est plus important à plus grand nombre de cycles. La dispersion des résultats dans les éprouvettes non usinées est particulièrement faible.

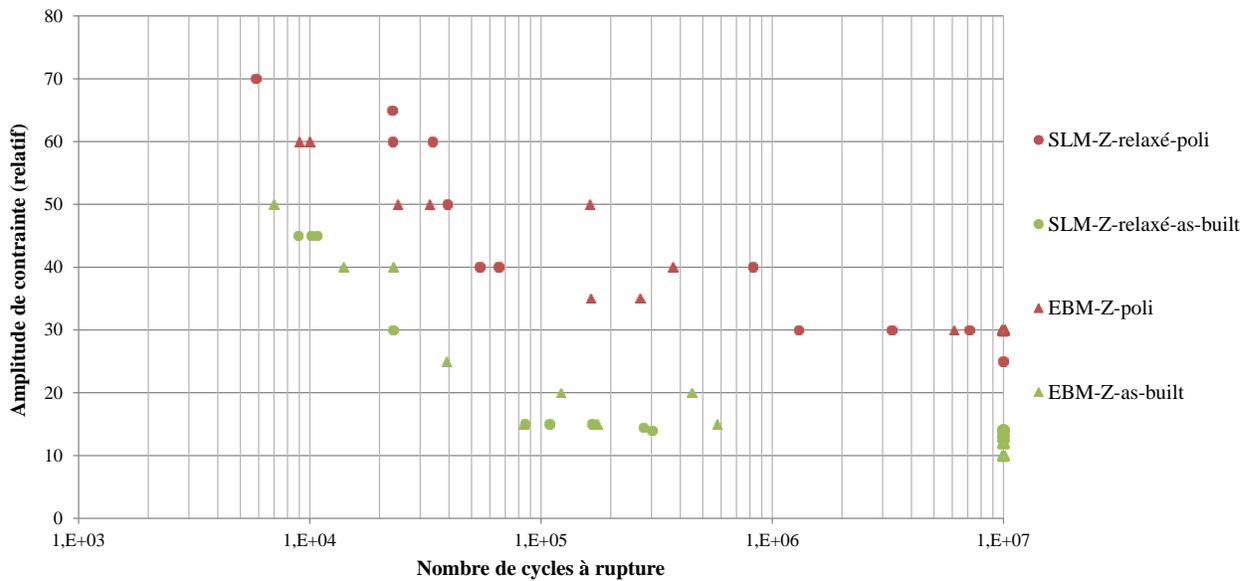


Figure III-17: Résultats des essais de fatigue à grand nombre de cycles sur des échantillons en Ti-6Al-4V fabriqués par SLM, EBM : effet de la rugosité de surface

### III.4.1.3 Effet du traitement thermique (CIC)

L'effet du traitement thermique CIC peut être observé sur la Figure III-18

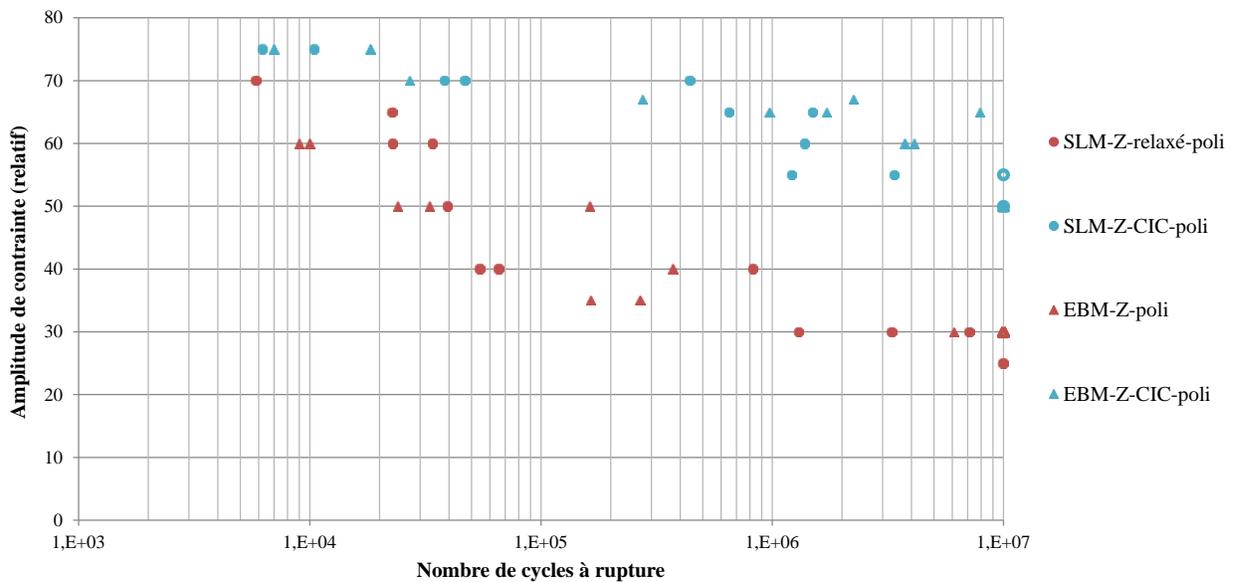


Figure III-18: Résultats des essais de fatigue à grand nombre de cycles sur des échantillons en Ti-6Al-4V fabriqués par SLM, EBM : effet du traitement thermique CIC

L'effet du traitement CIC est net également. Les propriétés sont améliorées de 10 à 80 % après traitement. L'effet est davantage visible à plus grand nombre de cycles. La dispersion des résultats des éprouvettes traitées par CIC est de l'ordre de la dispersion des résultats des éprouvettes sans traitement CIC.

### III.4.1.4 Effet du procédé

L'effet du procédé SLM et EBM peut être observé dans les 3 graphiques présentés précédemment. Aucun effet majeur du procédé de fusion sur lit de poudre n'est observé.

L'ensemble des résultats des essais de fatigue à grand nombre de cycles réalisés sont dans la Figure III-19 et comparés aux données de la littérature pour des procédés conventionnels [99].

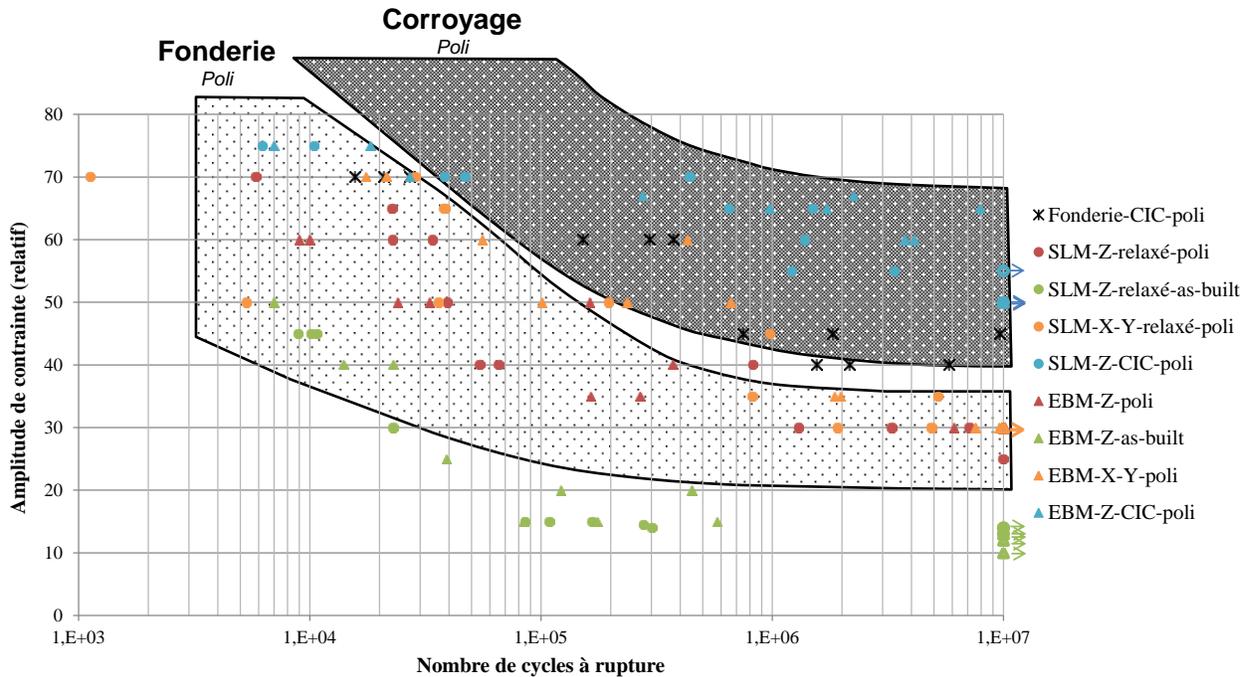


Figure III-19: Résultats des essais de fatigue à grand nombre de cycles sur des échantillons en Ti-6Al-4V fabriqués par SLM, EBM et fonderie et comparés à des données des procédés conventionnels [99]

Les résultats des éprouvettes de fonderie traitées CIC sont entre la fonderie et le corroyage. Ils sont en dessous des performances des éprouvettes réalisées par fabrication additive et traitées par CIC.

Les résultats des éprouvettes de fabrication additive relaxées et polies dans les deux directions de fabrication sont au niveau de la fonderie (après polissage). La limite d'endurance des éprouvettes non usinées en fabrication additive est environ la moitié de celle d'une pièce obtenue par fonderie (après polissage). Après traitement CIC, les résultats sont au niveau du corroyage à grand nombre de cycles. Aucune exigence sur les performances en fatigue n'est précisée dans les normes, mais les résultats sont bons par rapport aux procédés conventionnels.

### III.4.2 Essais de fatigue oligocyclique

Les résultats des essais de fatigue oligocyclique sont indiqués dans la Figure III-20. Ces essais sont réalisés en déformation totale imposée. Pour tous les essais, la déformation totale est mesurée et les déformations plastiques et élastiques sont calculées :

- Déformation élastique :  $\frac{\Delta \epsilon_e}{2} = \frac{\Delta \sigma}{E}$  où  $\frac{\Delta \epsilon_e}{2}$  est l'amplitude de déformation élastique,  $\frac{\Delta \sigma}{2}$  est l'amplitude de contrainte (mesurée) et E est le module de Young (calculé).

- Déformation plastique :  $\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_t}{2} - \frac{\Delta\varepsilon_e}{2}$  où  $\frac{\Delta\varepsilon_p}{2}$  est l'amplitude de déformation plastique et  $\frac{\Delta\varepsilon_t}{2}$  est l'amplitude de déformation totale (mesurée).

Chaque graphique correspond à un lot d'éprouvettes. Les déformations totales, plastiques et élastiques y sont toutes représentées.

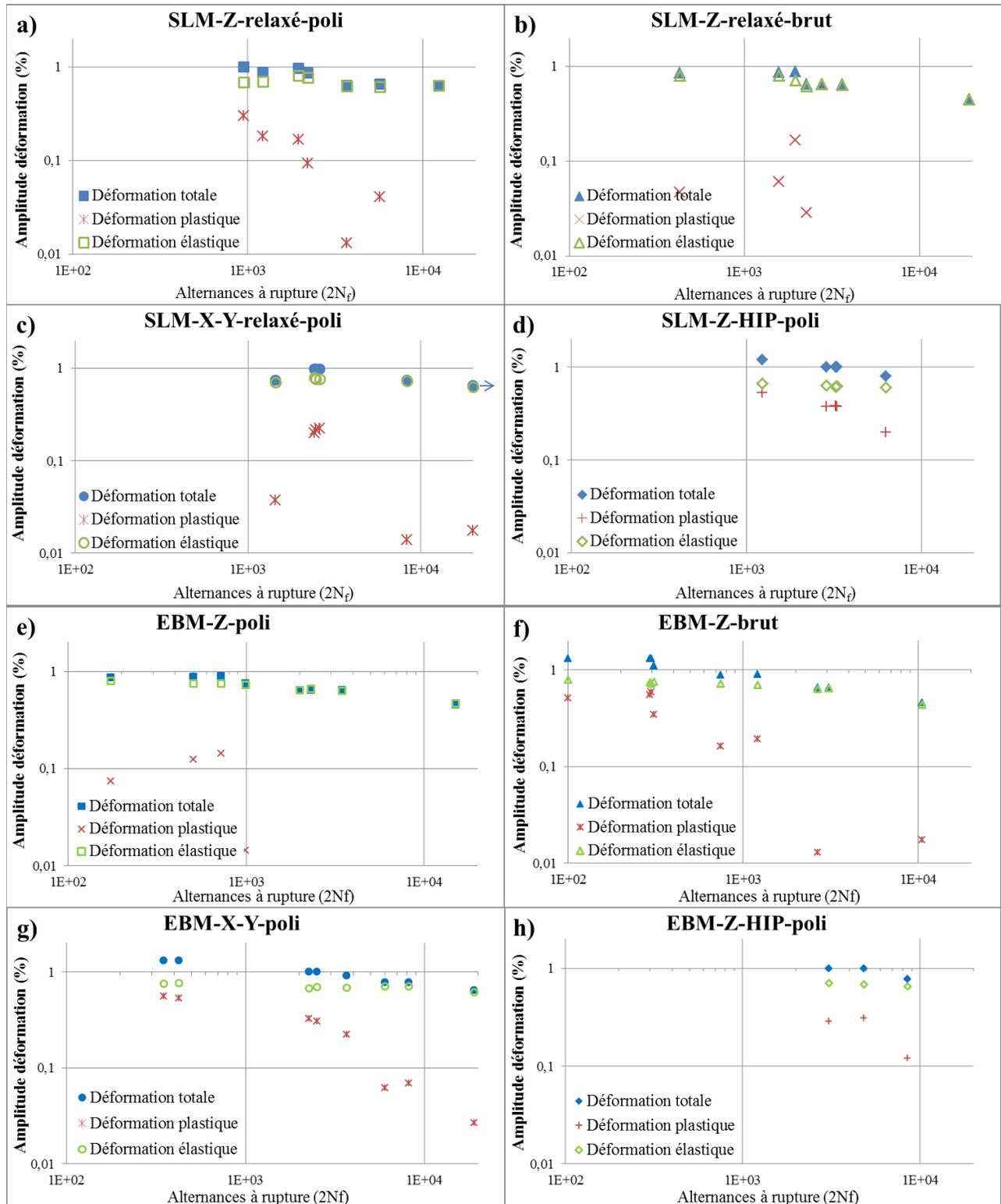


Figure III-20: Résultats des essais de fatigue oligocyclique sur des échantillons en Ti-6Al-4V fabriqués par SLM et EBM, amplitude de déformation en fonction du nombre d'alternances à rupture (en coordonnées log-log)

Les déformations inférieures à 0,01 % ne sont pas tracées car elles sont considérées comme négligeables. Pour chaque lot, 10 éprouvettes ont été fabriquées, mais toutes n'ont pas été testées en raison des limites en force de la machine utilisée (100 kN maxi).

Sur les 53 éprouvettes testées, aucune n'a subi une déformation plastique supérieure à la déformation élastique. Seule une éprouvette ne s'est pas rompue au bout des  $10^4$  cycles imposés au maximum (Figure III-20c). Peu d'éprouvettes ayant subi le traitement CIC, ont été testées. Les efforts nécessaires sur ces éprouvettes étaient trop importants pour la machine utilisée.

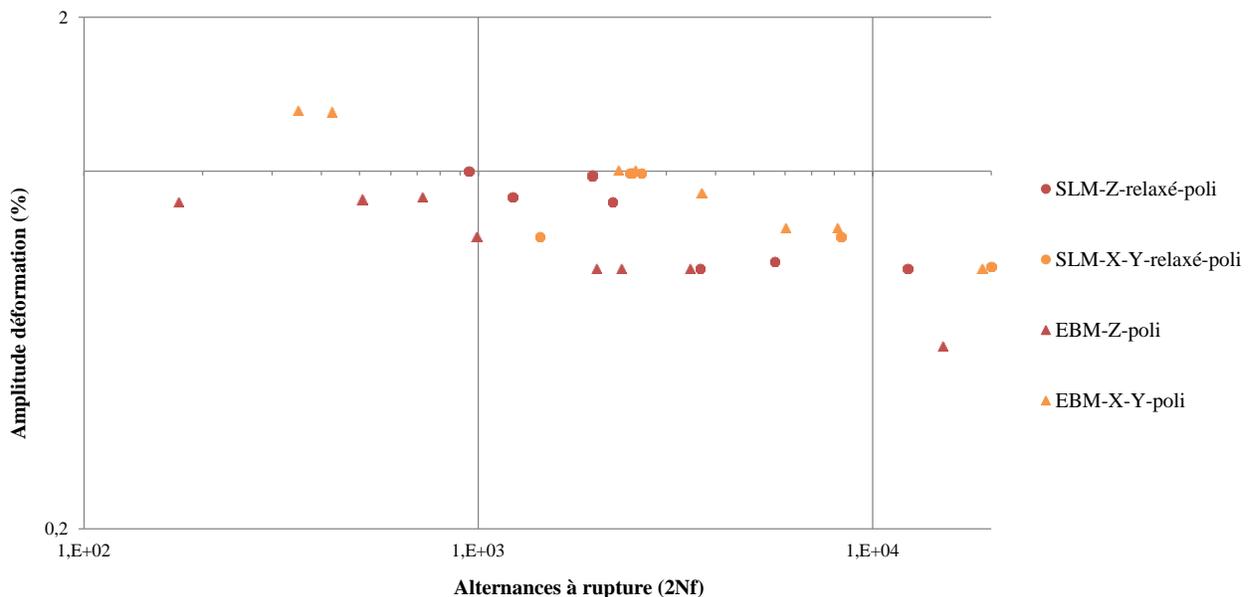
Les échantillons ayant subi les déformations plastiques les plus importantes sont ceux traités par CIC (Figure III-20d,h). Malgré le peu d'éprouvettes testées, le croisement entre les courbes de déformation plastique et élastique devrait se trouver aux alentours de 1000 cycles et une déformation totale supérieure à 1 %.

Pour le reste des résultats, une dispersion assez importante existe entre les lots. Trois graphiques (Figure III-20a,f,g) ont des formes usuelles avec des déformations plastiques et élastiques qui se croisent aux alentours de 200 cycles et une déformation totale supérieure à 1 %.

Sur les trois autres graphiques (Figure III-20b,c,e), des points surprenants sont observés. Les fractographies pourront aider à expliquer ces écarts.

#### III.4.2.1 *Effet de la direction de fabrication*

L'effet de la direction de fabrication peut être observé grâce à la Figure III-21.



**Figure III-21: Résultats des essais de fatigue oligocyclique sur des échantillons en Ti-6Al-4V fabriqués par SLM, EBM : effet de la direction de fabrication (en coordonnées log-log)**

Une meilleure ductilité dans l'axe X-Y est observée avec de meilleures performances d'environ 15 à 50 % suivant le procédé pour les éprouvettes fabriquées dans cet axe par rapport aux éprouvettes fabriquées dans l'axe Z.

#### III.4.2.2 *Effet de la rugosité de surface*

L'effet de la rugosité de surface peut être observé grâce à la Figure III-22.

Aucun effet majeur de la rugosité de surface sur la ductilité n'est observé.

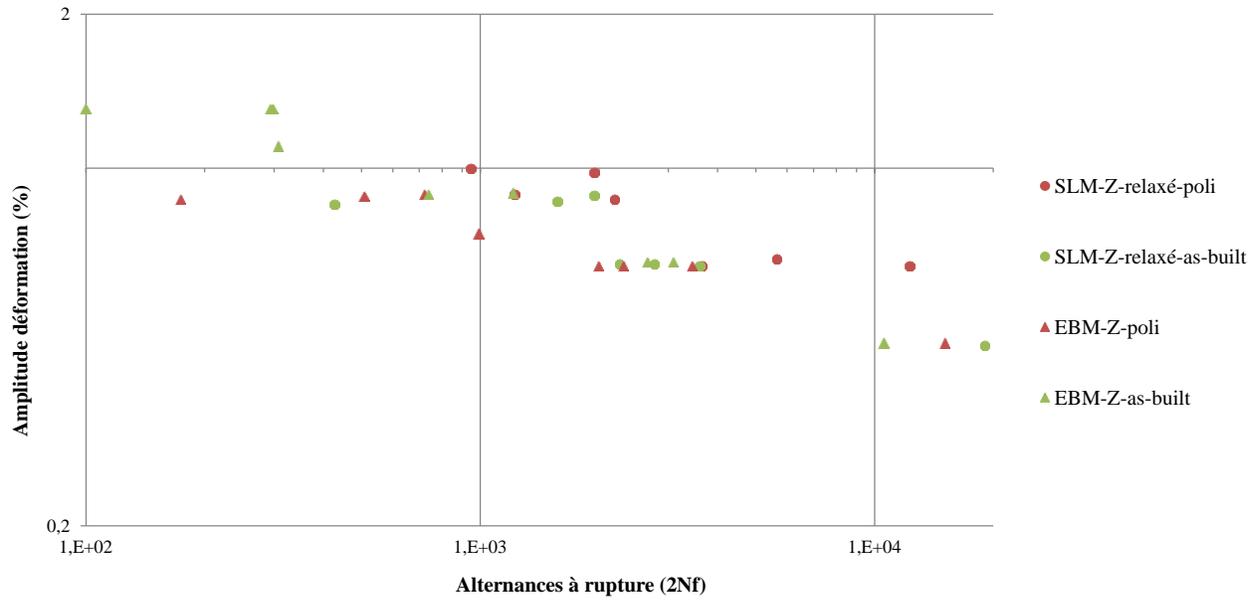


Figure III-22: Résultats des essais de fatigue oligocyclique sur des échantillons en Ti-6Al-4V fabriqués par SLM, EBM : effet de la rugosité de surface (en coordonnées log-log)

### III.4.2.3 Effet du traitement thermique (CIC)

L'effet du traitement CIC peut être observé sur la Figure III-23.

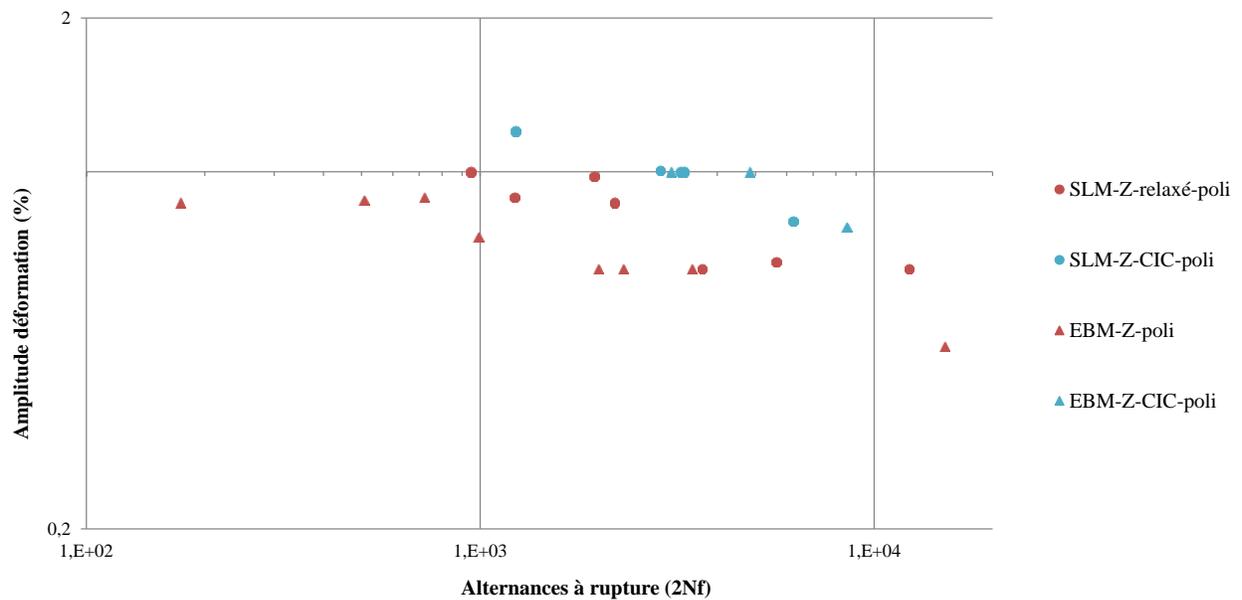


Figure III-23: Résultats des essais de fatigue oligocyclique sur des échantillons en Ti-6Al-4V fabriqués par SLM, EBM : effet du traitement thermique CIC (en coordonnées log-log)

La ductilité est meilleure après traitement CIC. Les performances sont améliorées d'environ 50 % suite au traitement.

### III.4.2.4 Effet du procédé

L'effet du procédé de fabrication peut être observé sur les 3 courbes précédentes. Aucun effet majeur n'est observé sauf pour les éprouvettes dans l'axe Z usinées et polies.

La ductilité est meilleure en SLM par rapport à l'EBM pour ce lot en particulier. Les performances sont améliorées de 30 % environ avec le procédé SLM.

D'une façon générale, les effets des différents paramètres sont moins marqués dans les résultats des essais de fatigue oligocyclique que dans les résultats des essais de fatigue à grand nombre de cycles.

### III.4.3 Analyse des faciès de rupture

Tous les faciès de rupture des échantillons testés en fatigue ont été observés. 5 types d'amorces de rupture ont été observés et sont répertoriés dans la Figure III-24. Chaque type de défaut est caractérisé par une couleur (bordure) qui sera utilisée dans toute la suite du développement.

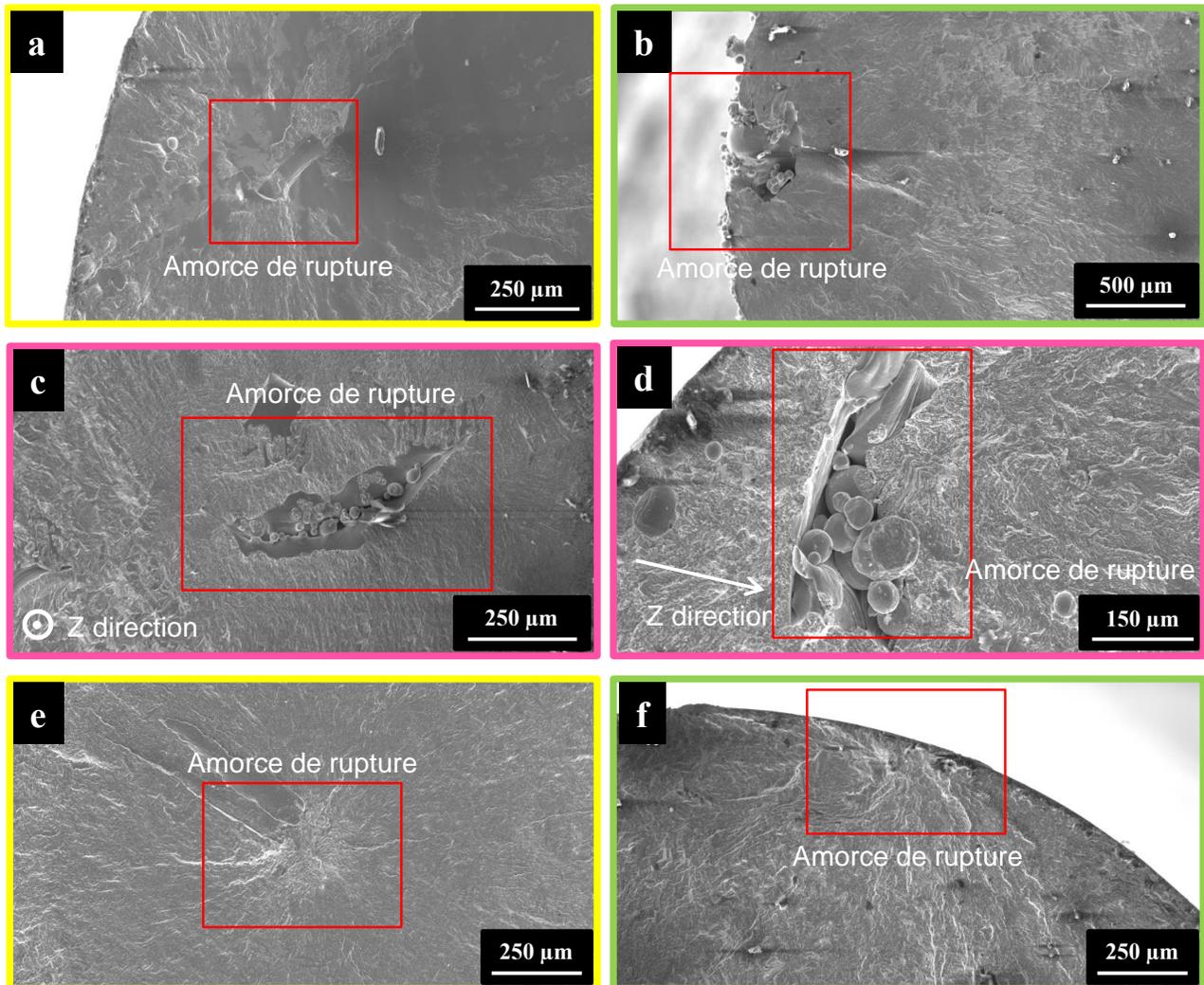


Figure III-24: Liste des différents types d'amorces de rupture des échantillons en Ti-6Al-4V testés en fatigue

1. Les porosités (Figure III-24a) sont des défauts de forme plutôt circulaire. Elles sont de taille relativement réduite (150  $\mu\text{m}$  maximum).
2. Les zones infondues (Figure III-24c,d) peuvent être de formes différentes suivant la direction de construction, comme précisé dans la partie III.3.2. Ces défauts sont de taille variable allant de 100  $\mu\text{m}$  à plus de 500  $\mu\text{m}$  en longueur.
3. Les défauts de surface (Figure III-24b) sont des défauts qui sont débouchants sur la surface (porosité, zone infondu, fissure...). Leur taille peut varier. Ce type d'amorce est particulièrement fréquent sur les échantillons bruts.
4. Les défauts refermés (Figure III-24e) sont des défauts n'apparaissant que dans les éprouvettes traitées CIC. Elles correspondent probablement à des défauts (porosité ou zone infondu) qui ont été refermés lors du traitement thermique. Ils deviennent de petites porosités et sont identifiés en jaune, comme les porosités.
5. Les amorces en surface sans défaut (Figure III-24f) sont des amorces dont le défaut n'est pas visible. Les micro défauts pouvant apparaître lors de l'usinage ou du polissage, peuvent être responsables de ces ruptures. Elles sont identifiées en vert, comme les défauts de surface.

Des amorces de rupture multiples peuvent également apparaître sur certains faciès. Ils concernent principalement les éprouvettes soumises aux plus fortes contraintes. Les éprouvettes soumises aux essais de fatigue oligocyclique sont particulièrement concernées. Leur faciès sont composés de plusieurs « plateaux » correspondant aux multiples amorces. Il est difficile sur ces échantillons de déterminer une amorce de rupture principale.

Quelques éprouvettes de fatigue à grand nombre de cycles ont cassé en dehors de la section utile (la plus réduite). Ces éprouvettes montrent parfois des durées de vie supérieures (la contrainte hors de la section utile étant inférieure à la contrainte dans la section utile).

### III.4.4 Discussion

Dans chaque partie suivante, les résultats des fractographies seront intégrés dans les courbes de fatigue à grand nombre de cycles. Chaque point dont le défaut d'amorce de rupture a été clairement identifié sera surligné avec la couleur correspondant au défaut d'amorce observé (Figure III-24) soit :

- Jaune : porosité ou défaut refermé.
- Vert : défaut de surface ou amorce en surface sans défaut.
- Rose : zone infondu.

Les échantillons entourés correspondent à des éprouvettes dont la zone de rupture est en dehors de la section utile.

Ce travail n'a pas été réalisé sur les éprouvettes de fatigue oligocyclique. Les multiples amorces ne permettent pas de déterminer clairement un type de défaut. Ces multiples amorces dont les tailles diffèrent d'un échantillon à l'autre expliquent les points hors normes obtenus sur certaines courbes.

### III.4.4.1 Effet de la direction de fabrication

Un effet de la direction de fabrication est observé dans les essais de fatigue. A grand nombre de cycle, les limites d'endurance à  $10^7$  cycles sont comparables, mais les propriétés de fatigue sont meilleures dans l'axe X-Y pour des contraintes plus élevées. Les résultats de fractographie sont indiqués dans la Figure III-25.

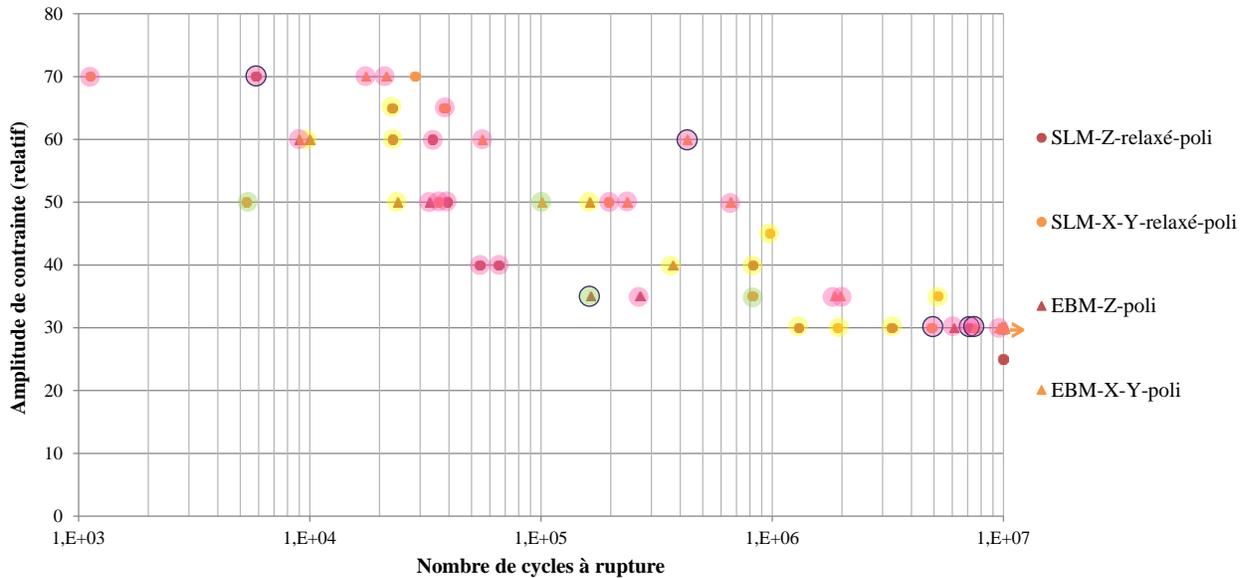


Figure III-25: Résultats des fractographies intégrées aux résultats de fatigue à grand nombre de cycles : effet de la direction de fabrication

Ces résultats montrent que la plupart des amorces correspondent à des zones infondues. Elles sont d'autant plus fréquentes avec le procédé EBM. A plus grand nombre de cycles, les amorces correspondent plus souvent à des porosités. Quelques amorces correspondent à des défauts de surface. La dispersion des résultats observée provient de la dispersion des types d'amorces de rupture, de leur taille et de leur position suivant les éprouvettes.

Les zones infondues sont des défauts plus critiques que les porosités. En effet, les points correspondant à une amorce sur une porosité ont des durées de vie en moyenne plus élevées. Lorsque des zones infondues sont présentes, la rupture se fait en priorité sur ce type de défaut.

L'explication de la partie III.3.3.1 Figure III-14 reste valable. Les zones infondues sont moins critiques pour les éprouvettes dans l'axe X-Y. Cela explique l'anisotropie observée à plus faible nombre de cycles (moins de  $10^6$  cycles). A plus grand nombre de cycles, les amorces de ruptures correspondent plus souvent à des porosités et aucune anisotropie n'est observée.

L'une des conclusions de cette observation est que si les éprouvettes contiennent des défauts sphériques (porosité), les propriétés de fatigue à grand nombre de cycles devraient être équivalentes dans les directions Z et X-Y.

En fatigue oligocyclique, la ductilité est meilleure dans l'axe X-Y. Les observations des faciès de ruptures montrent que les amorces sont multiples et correspondent, dans la plupart des cas, à des zones infondues sur différentes zones de l'échantillon et parfois sur la surface. Cela confirme les conclusions de la partie III.3.3.1. Lorsque des zones infondues sont observées, la ductilité est meilleure dans l'axe X-Y.

Ces zones infondues sont plus fréquentes dans les éprouvettes fabriquées par EBM, ce qui explique la plus grande différence de ductilité entre les deux directions observées avec ce procédé par rapport au procédé SLM.

Enfin, les conclusions suivantes peuvent être tirées et sont schématisées dans la Figure III-26 :

- Une anisotropie dans les propriétés de fatigue apparaît en faveur de l'axe X-Y dans le cas où les amorces de rupture correspondent à des zones infondues. Dans le cas où il n'y a pas de zone infonduée, aucune anisotropie n'apparaît dans les propriétés en fatigue.
- La ductilité est meilleure dans l'axe X-Y dans le cas où des zones infonduées sont présentes.
- Les zones infonduées sont des défauts plus critiques que les porosités.

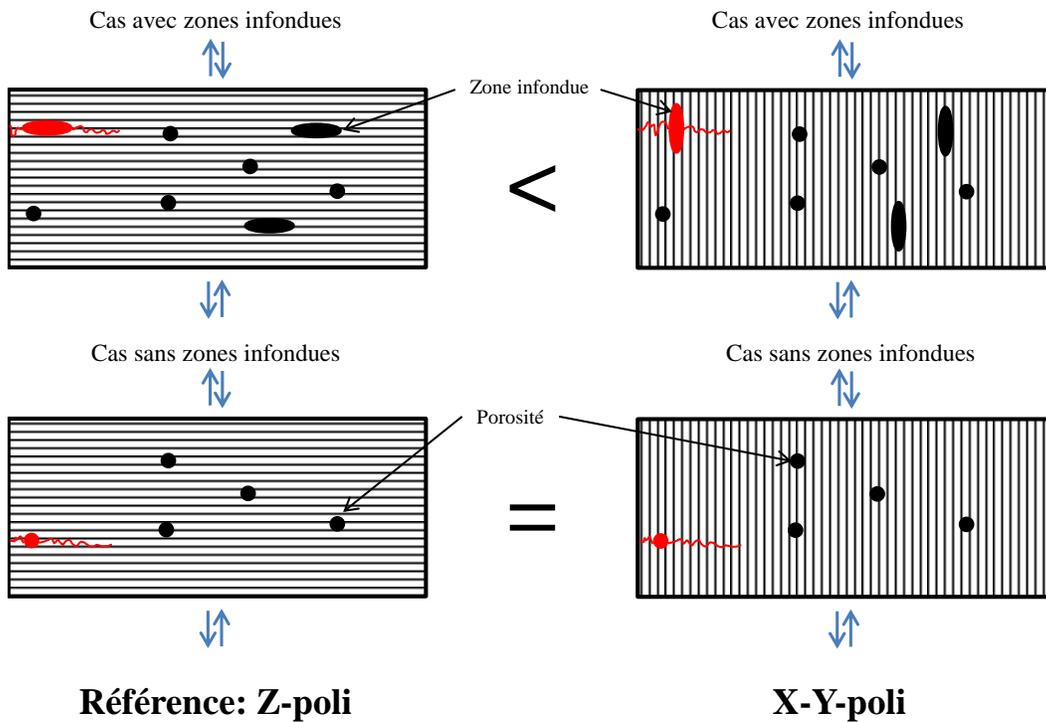


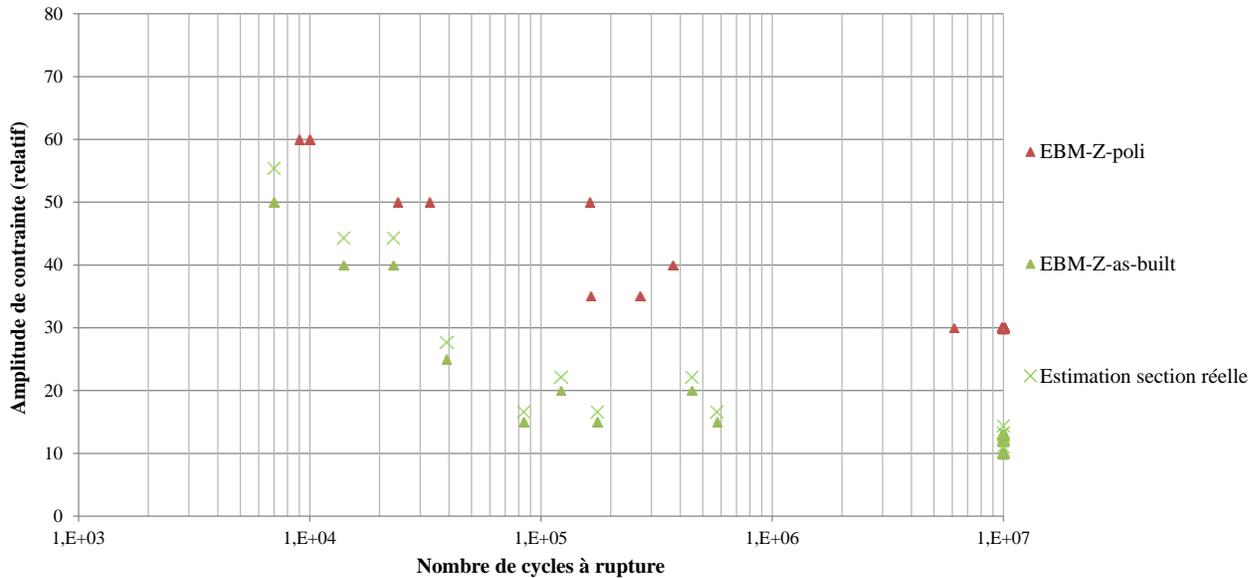
Figure III-26: Schéma de l'effet de la direction de fabrication sur les propriétés de fatigue. En rouge, le défaut qui sera la probable amorce principale de la rupture

#### III.4.4.2 Effet de la rugosité de surface

En fatigue à grand nombre de cycles, l'effet de la rugosité est clairement observé avec une amélioration des propriétés de 50 à 100 % après usinage.

En traction (partie III.3.3.2) l'explication provenait d'une peau de surface présente qui n'est pas sollicitée de la même manière que le centre de la pièce. La section mesurée ne correspond pas à la section réelle sollicitée.

Ce raisonnement est appliqué pour les résultats de fatigue à grand nombre de cycles. La section réelle est estimée en retirant une épaisseur de  $\frac{Rt}{2}$  à la section mesurée. Ici  $Rt \approx 200\mu\text{m}$  pour les échantillons EBM (cas de la rugosité la plus importante). Les contraintes sont augmentées d'environ 10 % alors que l'amélioration des propriétés de fatigue après usinage est de 50 à 100 % (suivant le nombre de cycles) (Figure III-27).



**Figure III-27: Analyse de l'effet de la rugosité de surface sur les résultats des essais de fatigue à grand nombre de cycles sur des échantillons en Ti-6Al-4V fabriqués par EBM**

La mesure de la section exacte n'est pas la seule explication de l'effet de la rugosité. En fatigue, les résultats sont davantage pilotés par les défauts qu'en statique. Les résultats de fractographie sont indiqués dans la Figure III-28.

Ces observations montrent que la plupart des éprouvettes brutes ont pour amorce de rupture un défaut de surface. Cela implique une faible dispersion des résultats, les défauts étant semblables entre chaque éprouvette. Ces défauts de surface sont plus fréquents sur les éprouvettes brutes en raison de l'importante rugosité, en particulier en fabrication additive. Ces défauts sont plus critiques que les zones infondues et les porosités. La rugosité conduit à des concentrations de contraintes plus importantes en surface.

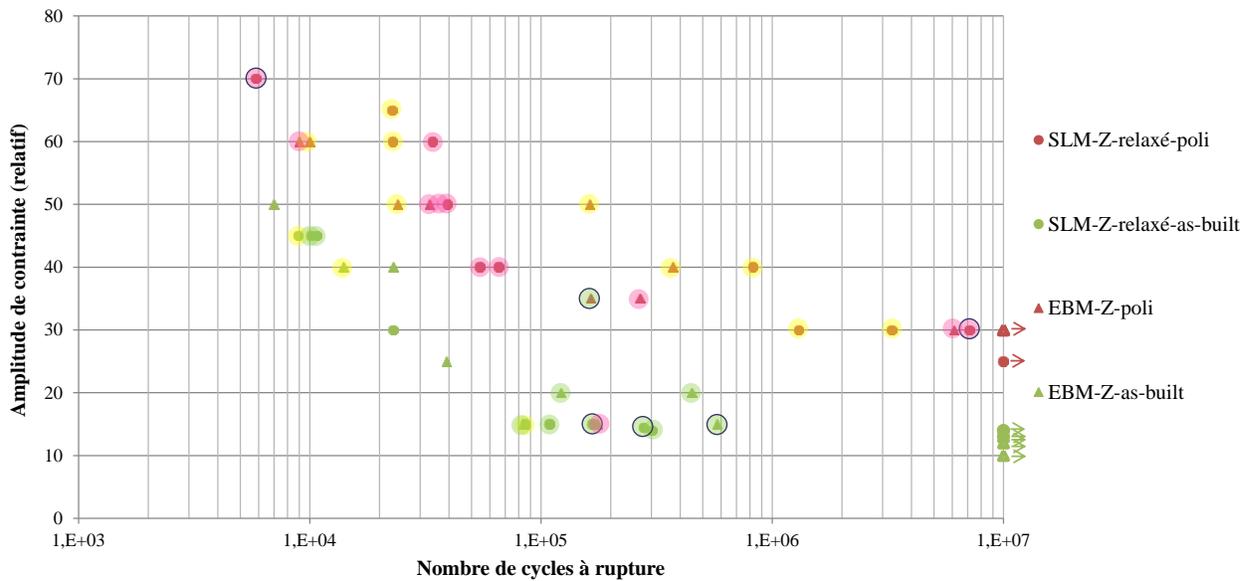


Figure III-28: Résultats des fractographies intégrées aux résultats de fatigue à grand nombre de cycles : effet de la rugosité de surface

En fatigue oligocyclique, l'écart entre les éprouvettes brutes et polies n'est quasiment pas visible. La différence de rugosité entre les éprouvettes n'a pas d'effet majeur sur leur ductilité, conformément à ce qui avait été observé dans la partie III.3.1.

Finalement, les conclusions suivantes peuvent être tirées et sont schématisées dans la Figure III-29 :

- Les défauts de surface sont des défauts plus critiques que les zones infondues et les porosités.
- Les propriétés de fatigue sont bien meilleures après usinage car les défauts de surface sont supprimés.
- Il n'y a pas d'effet majeur de la rugosité de surface sur la ductilité.

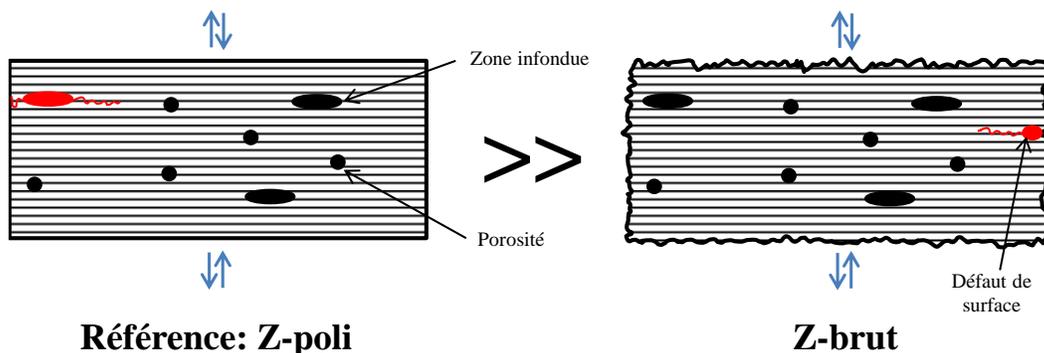


Figure III-29: Schéma de l'effet de la rugosité de surface sur les propriétés de fatigue. En rouge, le défaut qui sera la probable amorce principale de la rupture



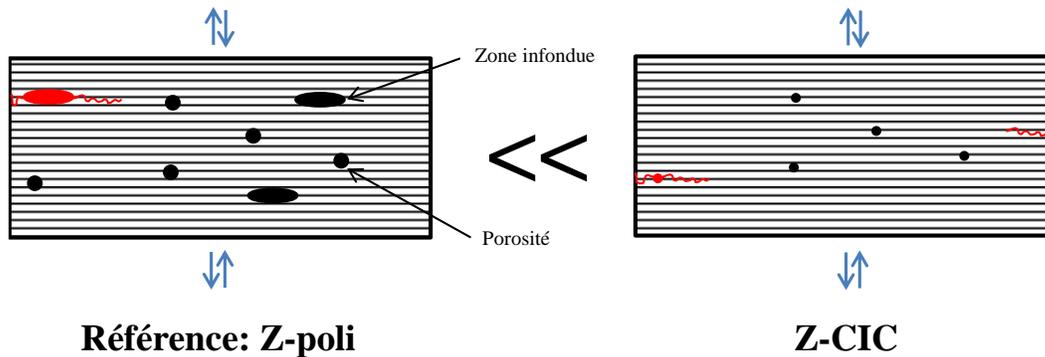


Figure III-31: Schéma de l'effet du traitement CIC sur les propriétés de fatigue. En rouge, le défaut qui sera la probable amorce principale de la rupture

#### III.4.4.4 Effet du procédé de fabrication

Les éprouvettes de fonderie traitées CIC sont entre les données de la littérature en fonderie et en corroyage (Figure III-19), conformément à la littérature (Figure I-25). Leur structure est semblable à la fonderie mais leurs défauts sont aussi peu nombreux qu'en corroyage.

L'écart entre les résultats en fonderie et en fabrication additive s'explique par la différence de microstructure entre les deux procédés. Les paramètres du traitement CIC sont les mêmes dans les 2 cas, mais les microstructures avant CIC sont différentes.

L'effet du procédé de fabrication additive est lui peu visible sur les essais de fatigue à grand nombre de cycles. Les résultats obtenus par SLM et par EBM sont équivalents, quels que soient les paramètres. Les défauts sont comparables, en taille et en type de porosité avec les deux technologies et l'ensemble des échantillons ne comportent pas de contraintes résiduelles importantes, donc les propriétés de fatigue sont équivalentes. Les propriétés de fatigue sont davantage pilotées par les défauts que par la microstructure, au contraire des propriétés de traction.

En fatigue oligocyclique, l'effet du procédé de fabrication se voit pour les éprouvettes fabriquées dans l'axe Z et polies. La ductilité est meilleure avec le procédé SLM, ce qui n'est pas conforme avec les propriétés de traction observées.

Les fractographies permettent d'expliquer cette observation. Les défauts observés en EBM sont le plus souvent des zones infondues en surface. Ces zones infondues sont plus nombreuses en EBM qu'en SLM. La ductilité est défavorisée par la présence de ces zones, conformément à ce qui a été observé dans la partie III.3.3.4.

**Finalement, la conclusion suivante peut être tirée :**

- **Il n'y a pas d'effet majeur du procédé de fabrication sur les propriétés de fatigue dans les cas où les défauts entre les deux technologies sont équivalents.**

#### III.4.4.5 *Analyse des défauts*

La criticité des défauts observés a été évaluée en corrélant les fractographies de chaque éprouvette avec les résultats des essais de fatigue à faible et à grand nombres de cycles. 3 paramètres permettent d'évaluer la criticité des défauts :

- Le type de défaut.
- La taille des défauts.
- La position des défauts.

Il existe donc plusieurs critères permettant d'estimer qu'un défaut est plus ou moins critique. La combinaison des critères cités permet de définir les types de défauts, les tailles et les positions nécessaires à la bonne qualité des pièces. Ils peuvent être indiqués dans des spécifications de contrôle des pièces.

Comme observé dans les paragraphes précédents, les défauts du plus critique au moins critique sont les défauts de surface, les zones infondues, les porosités et les défauts refermés / amorces en surface sans défaut. Evidemment, la combinaison de plusieurs de ces défauts est d'autant plus critique (zone infondue en surface...).

Les défauts de surface sont les plus critiques. Ils apparaissent en priorité sur les éprouvettes brutes [133]. En effet, l'importante rugosité en fabrication additive induit de plus gros défauts de surface. Dans certains cas, l'usinage des éprouvettes permet à certains défauts à cœur de devenir débouchants et donc à devenir des défauts de surface davantage critiques.

Les zones infondues sont en général plus critiques que les porosités à cause de leur taille. En effet, les porosités ont une taille maximale de 150 à 200  $\mu\text{m}$  et ont une forme globalement sphérique. Les zones infondues sont plus étendues et ont une forme aléatoire et parfois allongée qui peut aller jusqu'à 500  $\mu\text{m}$  (III.2.2.2.1).

Les défauts refermés et amorces en surface sont les moins critiques car ces défauts sont les plus petits, et sont quasiment invisibles. Les concentrations de contrainte sont très réduites et les défauts peu critiques.

Les observations ont également montré que plus les défauts sont gros, plus ils sont critiques. Les amorces se trouvent sur les plus gros défauts, quel que soit leur nombre [56]. Ce critère explique notamment la plus grande criticité des zones infondues par rapport aux porosités. En effet, les zones infondues ont une plus grande taille que les porosités et sont donc plus critiques.

Si cette conclusion paraît évidente, il est également difficile de définir un critère de taille. Les observations au microtomographe ont montré que les plus grosses porosités en SLM ont un diamètre équivalent de 150  $\mu\text{m}$  (III.2.2.1). Les résultats de traction et de fatigue étant bons et comparables à la fonderie, le même critère de taille maximale de porosité peut être conservé : 200  $\mu\text{m}$ . Ce critère assurerait de bonnes propriétés en fatigue et en statique (III.3.3.4). Comme indiqué précédemment, il dépend également des dimensions des pièces et pourrait être revu à la baisse pour de petites pièces.

La position des défauts est le dernier critère important. Plus les défauts sont proches de la surface, plus ils sont critiques. D'une façon générale, l'amorce de rupture sur la grande majorité des échantillons se situe sur une peau de surface d'environ 1 mm. En effet, plus un défaut est

proche de la surface, plus la propagation de la fissure arrive à la surface rapidement et devient débouchant. La pièce se casse alors plus rapidement. Ceci explique que dans les Figure III-26, Figure III-29 et Figure III-31, le défaut le plus proche de la surface est en rouge.

Un autre critère de position est la concentration des défauts (cluster). Les zones comprenant une grande concentration de défauts sont d'autant plus critiques. En effet, les fissures peuvent plus rapidement se déplacer à travers les défauts.

Le taux de porosité est un critère non pris en compte ici. En effet, ce critère peut être trompeur. Un taux de porosité élevé indique un grand nombre de défauts, mais un taux de porosité faible peut cacher des défauts de grande taille localisés. L'étude de Gong *et al.* [56] montre que le taux de porosité n'est pas suffisant pour analyser la bonne santé matière d'une pièce. Le type de défaut et leur taille sont des critères plus importants.

**Finalement, la conclusion suivante peut être tirée :**

- **Trois critères permettent de mesurer la criticité d'un défaut :**
  - **Le type de défaut, du plus critique au moins critique : défaut de surface, zone infondue, porosité, porosité refermée et amorce en surface sans défaut.**
  - **La taille du défaut, un défaut plus gros est plus critique.**
  - **La position du défaut, un défaut proche de la surface ou un cluster de défauts sont plus critiques.**

## III.5 Analyse des mécanismes d'endommagement

### III.5.1 Essais préliminaires

Afin de vérifier les hypothèses de criticité des défauts, les essais *in situ* ont été réalisés sur 2 éprouvettes réalisées par SLM et EBM. Des essais *ex situ* sur des éprouvettes du même type ont été réalisés afin de déterminer les niveaux des points d'acquisition. Les courbes obtenues correspondent à la Figure III-32.

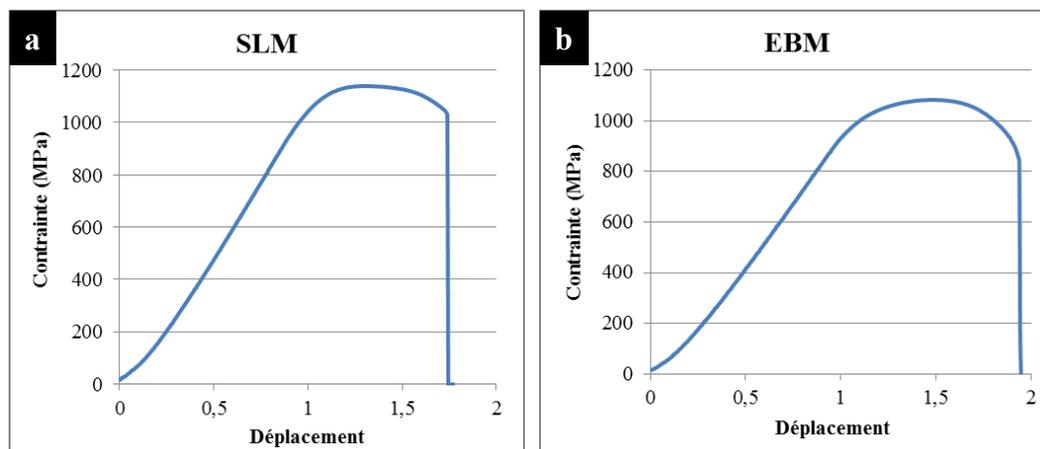


Figure III-32: Courbes de traction des essais *ex situ* pour les éprouvettes (a) SLM et (b) EBM

Les courbes sont conformes aux résultats obtenus dans la partie III.3.1. La résistance maximale est plus importante dans l'éprouvette SLM (1139 MPa) que dans l'éprouvette EBM (1083 MPa). Les autres paramètres ne peuvent pas être mesurés car la déformation de l'échantillon n'est pas mesurée. Le déplacement n'est pas utilisable car il inclut la déformation de la machine de traction. Cependant, il semble que la limite d'élasticité soit meilleure pour l'éprouvette en SLM, au contraire de l'allongement à la rupture qui est meilleur pour l'échantillon en EBM.

Les points d'acquisition ont été déterminés grâce à ces courbes et sont les mêmes pour les 2 procédés. Comme indiqué dans la partie II.7, un premier scan est effectué sans charge (sous une pré-contrainte négligeable de 20 ou 30 N). Un second scan est effectué en appliquant une force de 1750 N (environ 775 MPa suivant les sections mesurées des éprouvettes considérées). Les troisième et quatrième scans sont effectués en ajoutant un déplacement de 0,15 mm. Les scans suivants sont réalisés en ajoutant un déplacement de 0,1 mm jusqu'à la rupture de l'éprouvette.

### III.5.2 Essai *in situ* sur éprouvette SLM

La première acquisition réalisée avec une pré-contrainte de 20 N a révélé peu de défauts et de porosités dans l'éprouvette (Figure III-33). Les porosités sont de taille très réduite (diamètre équivalent inférieur à 60  $\mu\text{m}$ ). Le taux de porosité mesuré par microtomographie est inférieur à 0,01 %, sachant que le diamètre minimal des porosités détecté est de 10  $\mu\text{m}$ .

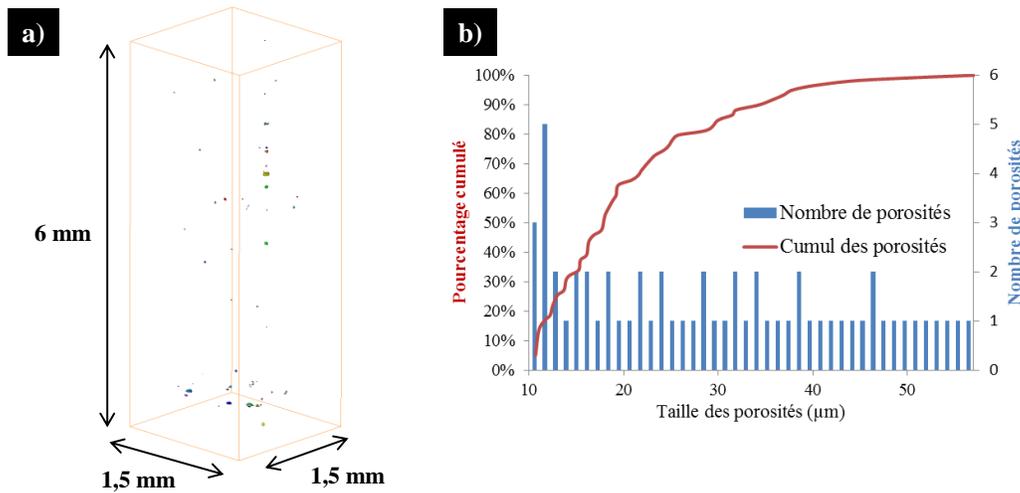


Figure III-33: Analyse des porosités par microtomographie sur l'éprouvette de traction *in situ* en titane par SLM (a) reconstruction 3D des porosités et (b) distribution des porosités

Un défaut d'une taille d'environ 200  $\mu\text{m}$  a cependant été observé dans l'une des sections obtenue par microtomographie (Figure III-35a) et n'a pas été reconstruit. En effet, il s'agit d'une zone infondue. La présence de poudre infondue rend la zone difficile à seuiliser en raison du faible contraste avec la matière.

La courbe de traction obtenue suite à l'essai *in situ* est indiquée dans la Figure III-34. Lors d'une acquisition au microtomographe, le déplacement est maintenu constant mais la contrainte diminue légèrement. Les 9 scans réalisés sur cette éprouvette sont visibles sur la courbe.

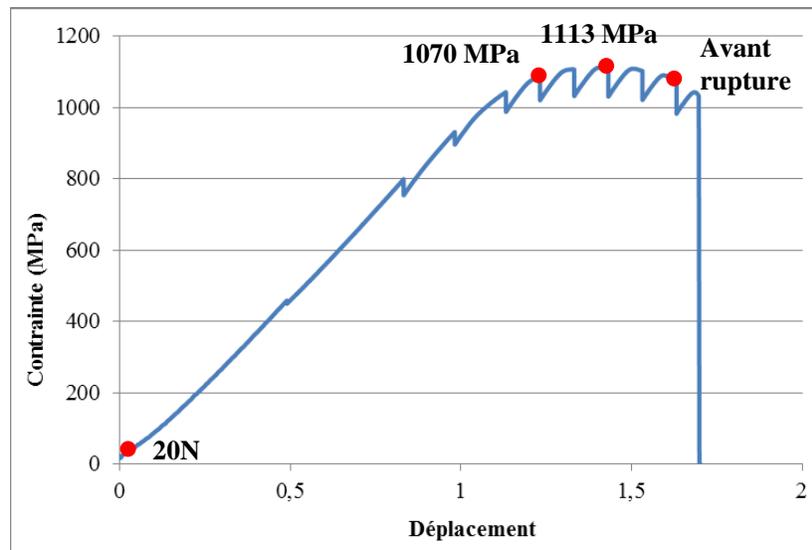


Figure III-34: Courbe de traction *in situ* de l'éprouvette en titane fabriquée par SLM avec les points d'acquisition

Les courbes de traction des éprouvettes *ex situ* et *in situ* sont très proches et la prévision sur la rupture a été respectée. Les points en rouge sur la courbe de traction correspondent aux acquisitions présentées dans la suite.

Le défaut observé précédemment a été suivi jusqu'à la rupture de l'éprouvette. L'évolution de la géométrie du défaut est indiquée dans la Figure III-35.

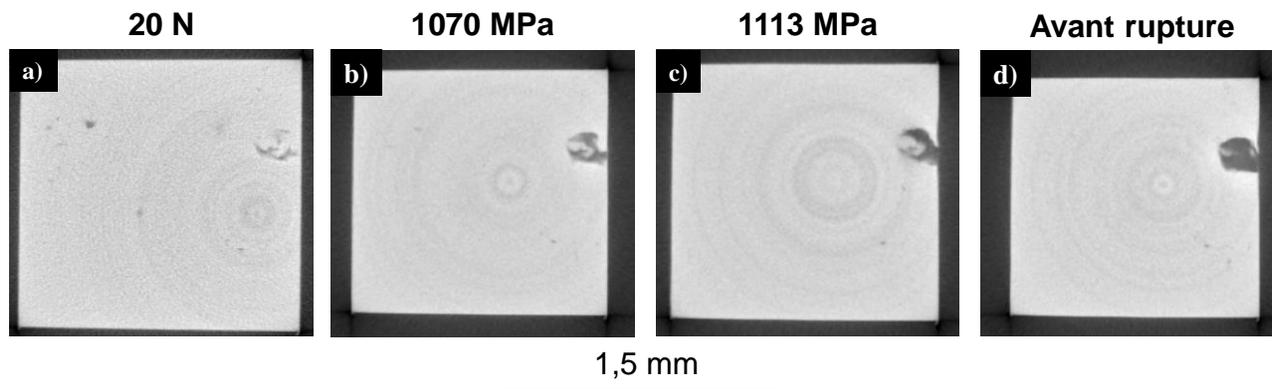


Figure III-35: Evolution d'un défaut particulier sur l'éprouvette de traction *in situ* en titane fabriquée par SLM

Le défaut initial correspond à une zone infondue (Figure III-35a). Lorsque l'éprouvette est mise en contrainte, le défaut grossit, se propage et devient très rapidement débouchant sur la surface (Figure III-35b,c,d). Il devient donc un défaut de surface et sa criticité est augmentée.

La reconstruction de la surface permet de distinguer le défaut débouchant sur la Figure III-36. Elle permet également de voir la déformation plastique de l'éprouvette avec une réduction de la section (Figure III-36b). Le défaut visé n'est pas l'amorce de la rupture qui est située plus « haut » dans l'éprouvette. Un défaut plus critique était probablement situé sur une autre zone non repérée. Celui observé n'a pas eu le temps de se propager davantage avant la rupture de l'échantillon.

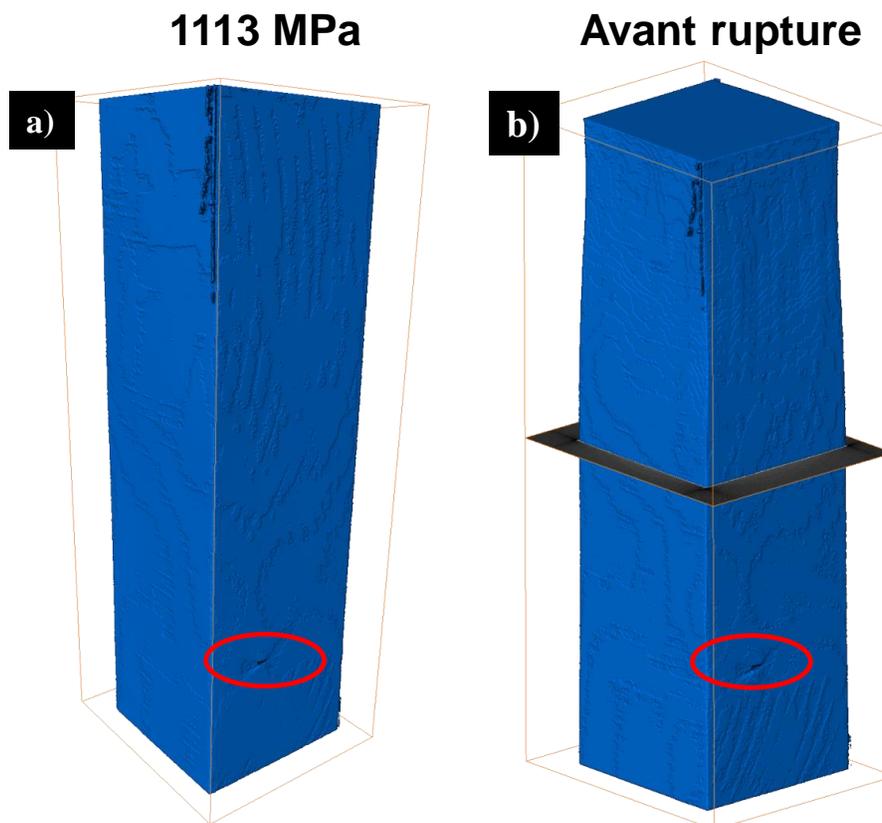


Figure III-36: Reconstruction des surfaces de l'éprouvette de traction *in situ* en titane fabriquée par SLM

Cet essai permet malgré tout de valider une affirmation précédente :

- Un défaut proche de la surface est plus critique car il se propage rapidement sur la surface, devient débouchant et donc devient un défaut de surface critique.

### III.5.3 Essai *in situ* sur éprouvette EBM

La première acquisition réalisée sous une pré-contrainte de 30 N révèle un nombre important de défauts (Figure III-37). Les porosités sont en nombre plus important qu'en SLM et les tailles sont plus importantes (jusqu'à un diamètre équivalent de 130  $\mu\text{m}$ ). Le taux de porosités mesuré par microtomographie est de 0,1 %, sachant que les plus petites porosité observées sont de 10  $\mu\text{m}$ .

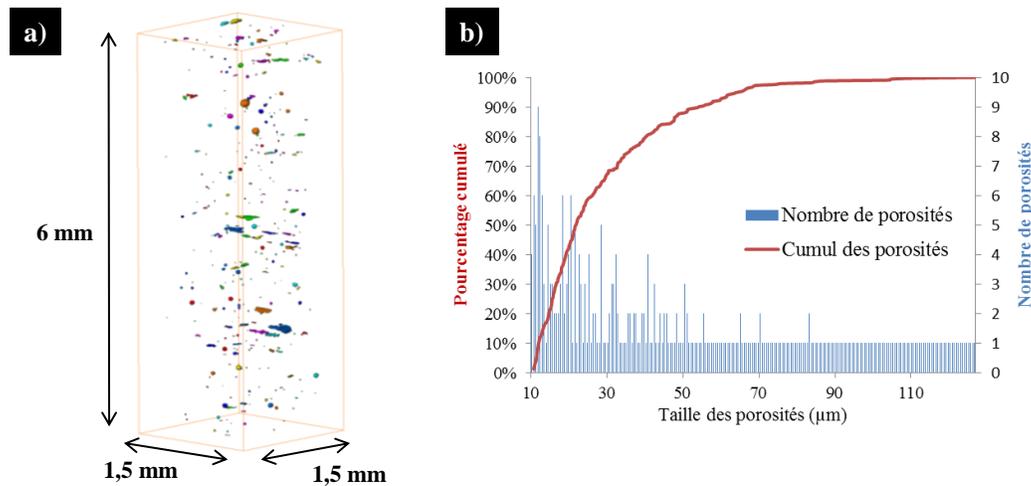


Figure III-37: Analyse des porosités par microtomographie sur l'éprouvette de traction *in situ* en titane par EBM (a) reconstruction 3D des porosités et (b) distribution des porosités

Cependant, les défauts observés dans la reconstruction sont allongés et pourraient ressembler à des zones infondues. Les sections obtenues par microtomographie confirment la présence de ces zones infondues. Deux exemples de sections observées sont dans la Figure III-38.

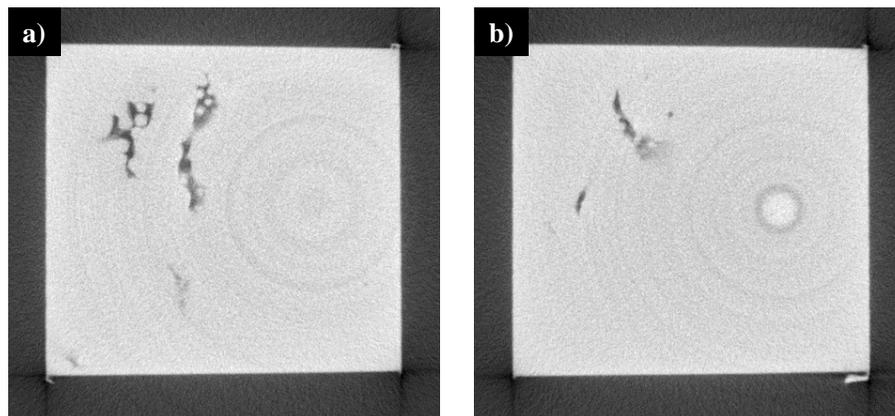


Figure III-38: Exemples de sections obtenues en microtomographie montrant les zones infondues

La courbe de traction obtenue suite à l'essai *in situ* est donnée en Figure III-39. Seules 4 acquisitions ont pu être réalisées sur cette éprouvette car sa rupture a été précoce (rupture après

déplacement de 1,2 mm) en comparaison avec la courbe obtenue par essai *ex situ* (rupture après déplacement de 2 mm environ).

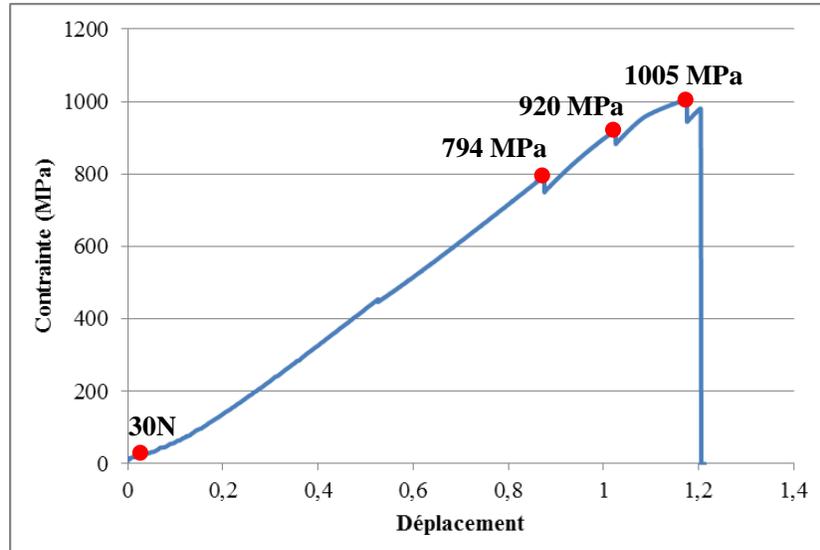


Figure III-39: Courbe de traction *in situ* de l'éprouvette en titane fabriquée par EBM avec les points d'acquisition

L'éprouvette a cassé sur une zone qui était visée par le microtomographe. L'analyse de la fracture a permis de suivre l'évolution de la zone d'amorce au cours de la mise en contrainte de l'éprouvette (Figure III-40).

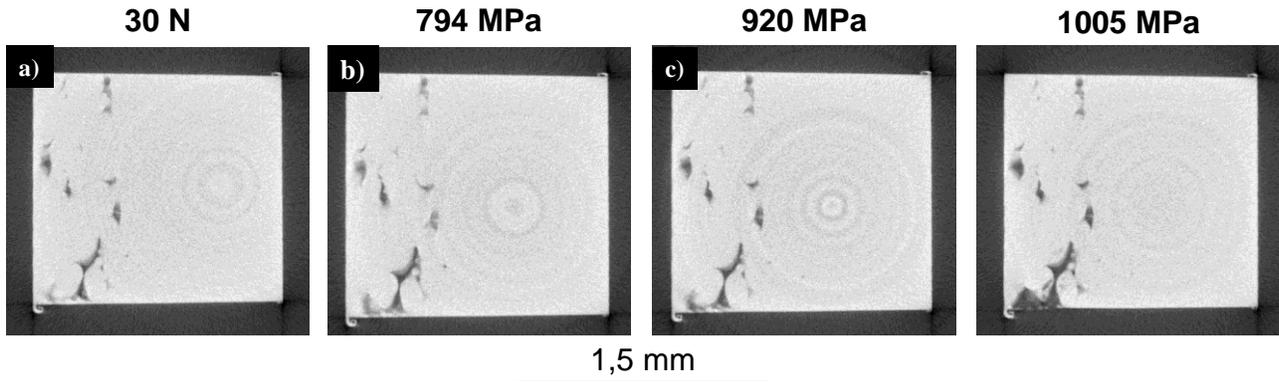
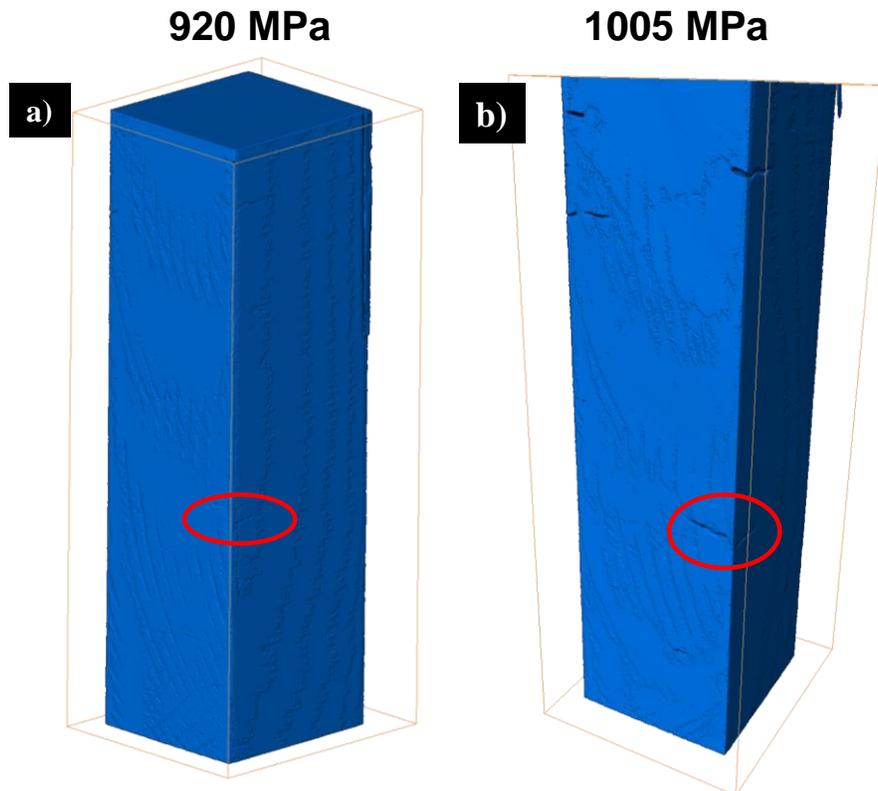


Figure III-40: Evolution de la zone d'amorce de rupture sur l'éprouvette de traction *in situ* en titane fabriquée par EBM

L'amorce de rupture est un cluster de zones infondues proches de la surface (Figure III-40a). Lorsque la contrainte augmente, les zones défectueuses grossissent et sont rapidement débouchantes sur la surface, augmentant ainsi leur criticité (Figure III-40b,c,d).

Les reconstructions des surfaces permettent de distinguer les défauts qui deviennent débouchants (Figure III-41). Plusieurs autres défauts apparaissent également sur la surface (Figure III-41b), participant à la fragilisation de l'éprouvette et sa rupture anticipée.



**Figure III-41: Reconstruction des surfaces de l'éprouvette de traction *in situ* en titane fabriquée par EBM**

La rupture anticipée de l'éprouvette par rapport à l'éprouvette testée *ex situ* a mené à réaliser une acquisition sur cette dernière, après rupture. La Figure III-42 montre que seules des porosités de petite taille sont présentes dans l'éprouvette. Aucune zone infondue n'est observée ni dans la reconstruction, ni dans les sections obtenues par microtomographie. Aucune zone débouchante n'est observée sur la reconstruction de la surface.

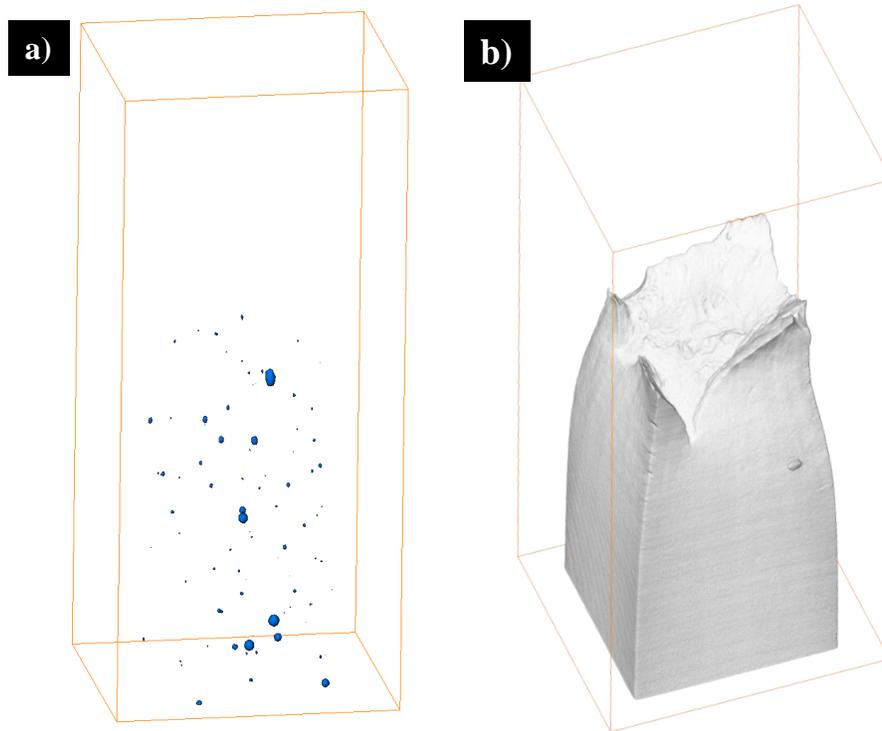


Figure III-42: Reconstruction (a) des porosités et (b) de la surface de l'éprouvette en titane par EBM testée *ex situ*

Le critère de taille de porosité de 200  $\mu\text{m}$  est pourtant respecté dans l'éprouvette *in situ*, les porosités étant inférieures à 130  $\mu\text{m}$ . La poudre résiduelle présente dans ces zones peut expliquer les faibles tailles de défaut mesurées car elle a le même niveau de gris que la matière. Il est impossible de seuiller la véritable zone infondue. Dans le cas de l'essai *in situ*, le cluster de zones infondues sur une petite section a été très critique.

**Cet essai permet de confirmer 3 affirmations précédentes :**

- **Les zones infondues sont plus critiques que les porosités.**
- **Les clusters de défauts sont critiques.**
- **Le taux de porosité n'est pas forcément représentatif des défauts présents dans la pièce.**

**Il est important de repérer les zones infondues qui peuvent réduire drastiquement la tenue d'une pièce. Elles peuvent être difficiles à repérer car la poudre résiduelle cache une partie de la zone et les tailles peuvent être difficiles à déterminer.**

### III.6 Synthèse

Dans ce chapitre, les propriétés mécaniques en statique et en fatigue de pièces en titane Ti-6Al-4V ont été caractérisées. Les effets de la direction de fabrication, de la rugosité de surface, du traitement CIC et du procédé de fabrication ont été évalués. L'analyse des faciès de rupture a permis de faire des hypothèses de mécanismes d'endommagement qui ont été vérifiés par des essais *in situ* au microtomographe.

Les microstructures sont conformes à ce qui est observé dans la littérature. L'observation des porosités a montré que les défauts sont de taille réduite dans la plupart des cas (taille inférieure à 200  $\mu\text{m}$ ). Les porosités sont réparties dans toute la géométrie et sont de forme globalement sphérique. Les zones infondues sont plus localisées et sont de forme aléatoire. Les propriétés de traction sont conformes aux exigences des normes en fabrication additive, sauf l'allongement à la rupture en SLM. Des traitements thermiques (CIC par exemple) peuvent permettre de l'améliorer. Les propriétés de fatigue sont au moins au niveau de la fonderie.

Cinq types d'amorces de rupture sur les éprouvettes de fatigue ont été observés. Leur criticité peut être mesurée avec le type de défaut (du plus critique au moins critique sont les défauts de surface, les zones infondues, les porosités et les défauts refermés ou les amorces en surface sans défaut), la taille des défauts (les plus gros sont les plus critiques) et leur position (les plus proches de la surface et les clusters sont plus critiques). Il a été observé que la présence de zones infondues a fortement abaissé la ductilité.

Les effets des paramètres sont les suivants :

- Aucun effet de la direction de fabrication n'a été observé sur la résistance en traction et la limite d'élasticité. Une anisotropie dans la ductilité a été observée. Elle est en faveur de l'axe X-Y si des zones infondues sont présentes dans la pièce car elles sont moins critiques dans cet axe. Dans ce cas, les propriétés de fatigue sont également meilleures dans l'axe X-Y. Dans le cas où aucune zone infondue n'est présente, la ductilité est meilleure dans l'axe Z grâce à la microstructure, constituée de grains préliminaires  $\beta$  allongés dans la direction Z. Les propriétés de fatigue sont alors équivalentes dans les 2 axes de fabrication car les défauts sont du même type.
- L'usinage permet d'améliorer les propriétés de résistance en traction, limite d'élasticité et fatigue. Aucun effet n'a été observé sur la ductilité. D'une part, la section mesurée sur une pièce brute ne correspond pas à la section réellement sollicitée, ce qui a un effet sur l'estimation des propriétés de traction. D'autre part, les défauts de surface sur les éprouvettes brutes impliquent une diminution des propriétés de fatigue car ces défauts sont les plus critiques.
- Le traitement CIC permet de refermer les défauts et d'en diminuer drastiquement la taille. La ductilité est améliorée ainsi que les propriétés de fatigue.
- Aucun effet du procédé de fabrication n'est observé en fatigue pour des échantillons sans contraintes résiduelles car les défauts sont du même type. En EBM, la ductilité est meilleure qu'en SLM pour des échantillons sans contraintes résiduelles.

La nécessité de détecter les défauts, en particulier les zones infondues, apparaît comme nécessaire pour ce procédé. Ce type de défaut pourrait être évité et les risques d'abaissement des propriétés mécaniques aussi. Des méthodes de détection en cours de fabrication de la pièce sont par exemple envisagées. Elles permettraient de détecter la présence de défauts suffisamment tôt et même de les réparer dans les cas où cela est possible.

Dans le chapitre suivant, des essais statiques sur l'alliage AlSi7Mg0,6 sont réalisés. Les hypothèses de mécanismes d'endommagement et les effets des paramètres seront vérifiés sur ces échantillons également.



# **Chapitre IV - Caractérisation mécanique de l'aluminium AlSi7Mg0,6**

---

<b>IV.1 Introduction.....</b>	<b>120</b>
<b>IV.2 Observations de la microstructure.....</b>	<b>121</b>
<b>IV.3 Résultats d'essais statiques .....</b>	<b>125</b>
<b>IV.4 Analyse des mécanismes d'endommagement .....</b>	<b>130</b>
<b>IV.5 Synthèse .....</b>	<b>134</b>

## ***IV.1 Introduction***

Dans le chapitre précédent, les propriétés mécaniques en statique et en fatigue d'échantillons en titane Ti-6Al-4V ont été évaluées. En particulier, les effets de la direction de construction, de la rugosité de surface et d'un traitement thermique ont été analysés. Des mécanismes d'endommagement ont pu être proposés grâce aux analyses des faciès de rupture des échantillons. L'étude bibliographique a montré qu'il n'existait pas de données de ce type sur l'alliage d'aluminium AlSi7Mg0,6, alors qu'il présente un grand intérêt pour les industries aéronautiques et spatiales.

L'objectif de ce chapitre est de caractériser les propriétés en statique de pièces en aluminium AlSi7Mg0,6 réalisées par fabrication additive. L'effet de différents traitements thermiques sera en particulier analysé. Les mécanismes d'endommagement proposés dans le chapitre précédent seront également vérifiés sur ce type d'échantillon.

Dans un premier temps, les microstructures des échantillons obtenus en fonction des traitements thermiques seront observées et les défauts internes seront analysés. Ils permettront de corréler les propriétés mécaniques obtenues dans la suite avec ces observations.

Dans un deuxième temps, les propriétés statiques obtenues seront présentées. Les faciès de rupture seront observés et permettront d'analyser les effets des traitements thermiques appliqués sur ces propriétés. La méthode de mesure de la criticité des défauts pourra notamment être vérifiée.

Enfin, les résultats des essais *in situ* au microtomographe seront exposés. Ils permettront d'observer si les mécanismes d'endommagement sur cet alliage sont identiques à ceux en titane.

## ***IV.2 Observations de la microstructure***

L'analyse métallographique des pièces en aluminium AlSi7Mg0,6 réalisée par fabrication additive n'est pas développée dans la littérature. L'analyse sera ici basée sur les observations réalisées sur les alliages d'AlSi10Mg et AlSi7Mg0,3 (partie I.7.2) dont les compositions sont proches de celle de l'alliage étudié.

### **IV.2.1 Microstructure**

Les échantillons ont été fabriqués sur 2 types de machines. Ceux fabriqués sur la machine 1 n'ont pas subi de traitement de relaxation des contraintes car la température du plateau est maintenue à 100 °C. Cela permet de diminuer les contraintes résiduelles dans les pièces fabriquées. Celui-ci peut cependant être obligatoire pour des pièces plus complexes afin d'éviter qu'elles ne se déforment lors du découpage du plateau de fabrication. Les éprouvettes fabriquées par la machine 2 ont subi le traitement de relaxation des contraintes car elles ont été réalisées sans chauffage du plateau.

Au total, 5 traitements thermiques différents ont été réalisés et leurs paramètres sont précisés dans la partie II.2.2.1. Leur désignation dans la suite du développement est indiquée entre parenthèses :

- Traitement de relaxation des contraintes (relax).
- Traitement de vieillissement artificiel (VA).
- Traitement de type T6 (T6).
- Traitement de relaxation des contraintes puis vieillissement artificiel (relax + VA).
- Traitement de relaxation des contraintes puis traitement de type T6 (relax + T6).

La Figure IV-1 montre les métallographies dans les plans XZ et XY obtenues après attaque chimique pour les différents traitements thermiques.

Sur les images des échantillons ayant subi des traitements de relaxation des contraintes et de vieillissement artificiel (Figure IV-1a,b,d,e), une texture anisotrope est observée. Dans le plan XZ (Figure IV-1a,b), les couches et les lignes du faisceau sont visibles sous forme de demi-cylindres. La différence d'épaisseur de couche entre les deux échantillons (50  $\mu\text{m}$  pour celui relaxé et 30  $\mu\text{m}$  pour celui vieilli) peut se voir sur les images. Dans le plan XY (Figure IV-1d,e), les traces du laser lors de la fusion de la couche sont observées. Ces observations sont identiques à celles de la littérature pour l'AlSi10Mg et l'AlSi7Mg0,3 pour des échantillons bruts et traités par relaxation des contraintes (partie I.7.2.1).

A plus fort grossissement (Figure IV-1g,h), la structure contenant des grains dendritiques en aluminium (en clair) et des interdendrites de silicium (en foncé) est également observée. Les traces du faisceau, observées à plus faible grossissement, sont dues aux différentes concentrations des dendrites dans les différentes zones, qui impliquent des contrastes différents. Dans les zones fondues, au centre du faisceau, les particules de silicium sont plus petites et moins espacées et la zone apparaît plus foncée. Dans les zones affectées thermiquement (autour de la zone centrale des traces), les particules de silicium sont plus grandes et plus espacées. Elles apparaissent en clair dans les images (Figure IV-1g,h).

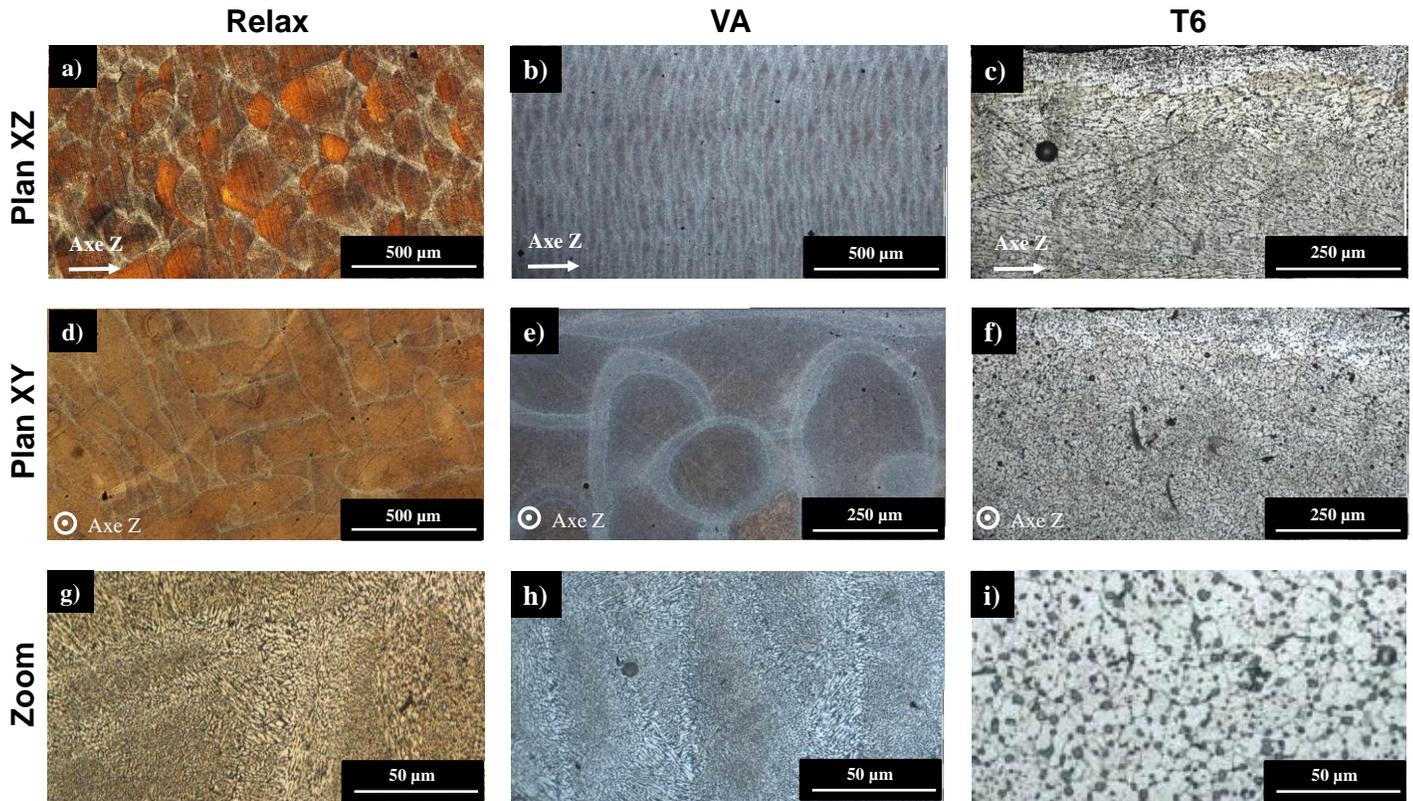


Figure IV-1: Images métallographiques dans les plans (a,b,c) XZ et (d,e,f) XY à faible grossissement et (g,h,i) à fort grossissement d'échantillons en aluminium AlSi7Mg0,6 ayant subi des traitements de (a,d,g) relaxation des contraintes, (b,e,h) vieillissement artificiel et (c,f,i) T6

La métallographie de l'AlSi7Mg0,6 est la même que les AlSi10Mg et AlSi7Mg0,3. Les traitements de relaxation des contraintes et de vieillissement artificiel n'ont aucun effet sur la microstructure. La métallographie des échantillons traités par relax + VA est identique, le traitement VA étant réalisé à plus faible température (150 °C) que le traitement relax (300 °C).

Après traitement T6, la microstructure est la même dans les deux plans (XZ et XY). Les particules de silicium (en noir) se sont globulisées dans la matrice d'aluminium (en gris). La mise en solution et trempe a permis la globulisation des particules de silicium (Figure IV-1)[108]. Là encore, la microstructure est la même que pour les aluminiums AlSi10Mg et AlSi7Mg0,3.

## IV.2.2 Analyse des porosités

Les observations microscopiques de la porosité en 2 dimensions ont été réalisées sur les échantillons fabriqués sur les 2 machines. Des exemples d'observations microstructurales sont indiqués dans la Figure IV-2.

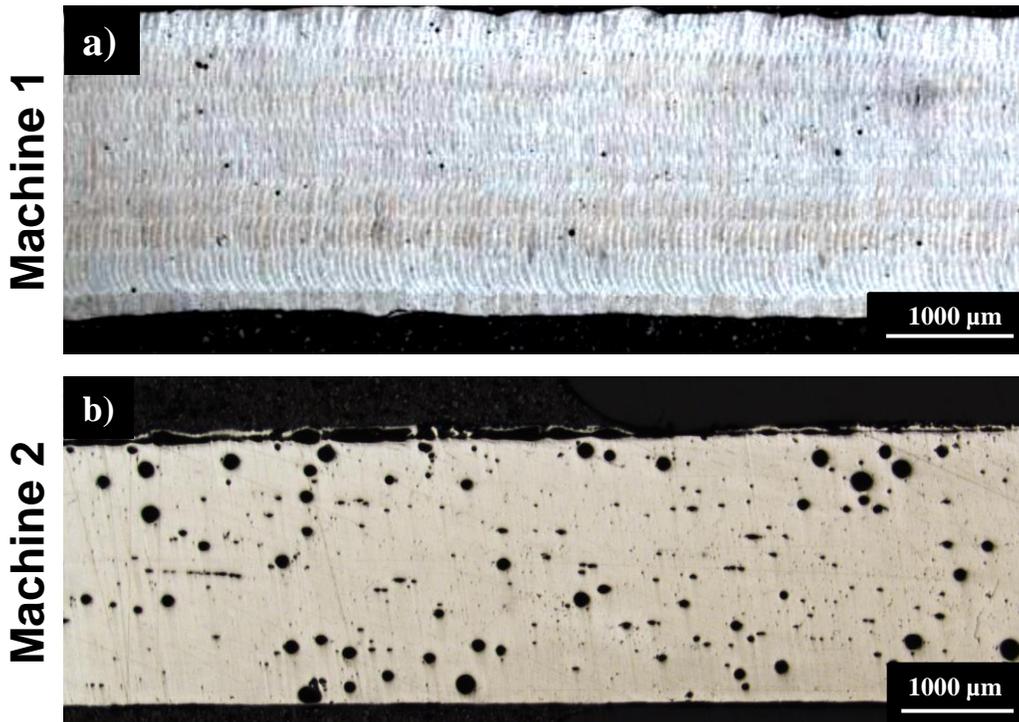


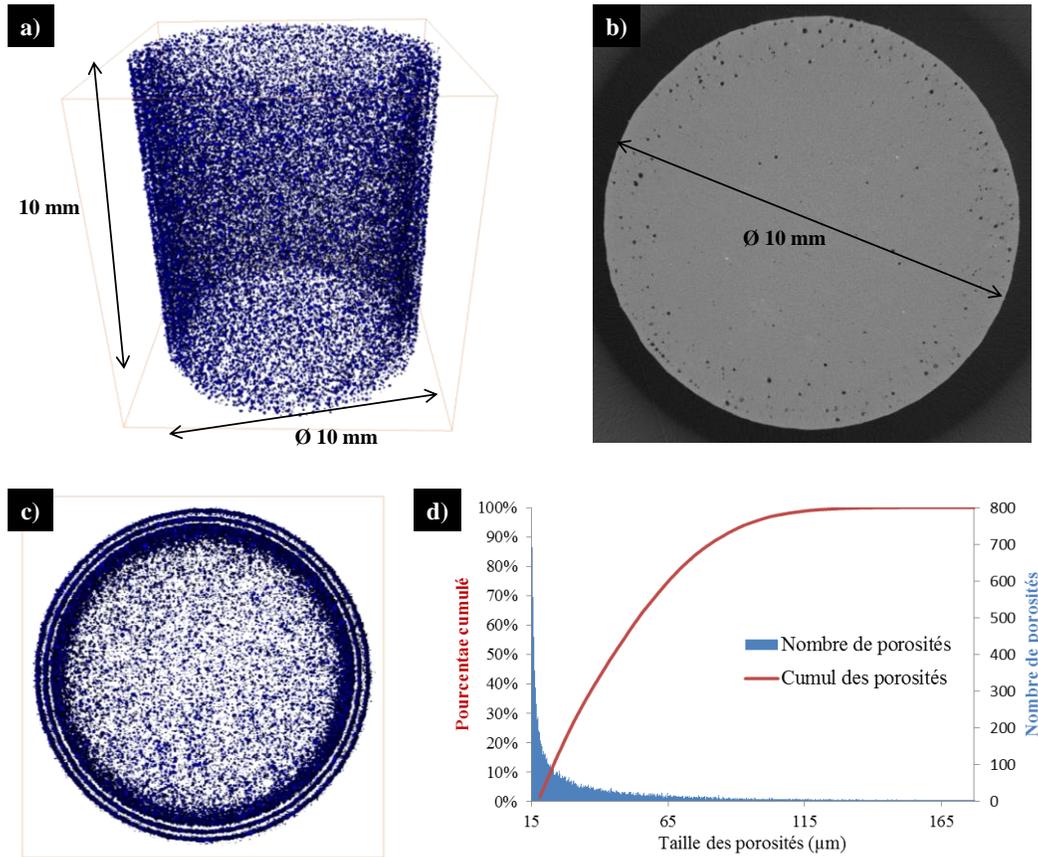
Figure IV-2: Observations microstructurales montrant la porosité d'échantillons en aluminium fabriqués avec la (a) machine 1 et (b) machine 2

Sur les éprouvettes fabriquées par la machine 1, de petites porosités sphériques sont observées. Ces porosités semblent réparties dans tout l'échantillon. Les taux de porosités mesurés sur les éprouvettes observées dans différentes directions et sur différentes zones vont de 0,37 % à 1,36 % (0,40 % de porosité dans la Figure IV-2a). Les porosités sont en grande majorité de taille réduite (inférieures à 100 µm), sauf pour un très faible nombre de porosités qui peuvent atteindre près de 200 µm.

Dans les échantillons fabriqués par la machine 2, les porosités sont beaucoup plus nombreuses. Cela est probablement dû à un problème de paramètres de fabrication ou de poudre. Ces porosités sont sur la surface pour les plus grosses, ce qui augmente leur criticité. Ce type de porosité ne vient pas du type ou de la marque de machine utilisée. Le même type de problème aurait pu arriver sur n'importe quelle machine et une meilleure densité est fabricable avec la machine 2.

Les taux de porosités mesurés sur ces échantillons dans différentes directions et différentes zones vont de 0,8 % à 4,4 % (3,5 % de porosités dans la Figure IV-2b). Les porosités sont de taille inférieure à 200 µm pour la plupart d'entre elles et peuvent aller jusqu'à 250 µm de diamètre pour certaines.

Un échantillon cylindrique, fabriqué en même temps que les éprouvettes de traction sur la machine 2, a été analysé par microtomographie afin d'observer la porosité. La Figure IV-3 montre la reconstruction effectuée. Cet échantillon n'a pas été usiné après fabrication.



**Figure IV-3: Analyse des porosités par microtomographie sur un échantillon en aluminium (a) reconstruction 3D des porosités, (b) exemple de section acquise, (c) reconstruction 3D des porosités vue de dessus et (d) distribution des porosités**

La reconstruction 3D et la section acquise montrent que les porosités sont localisées sur la surface de l'échantillon sous forme de plusieurs cylindres (Figure IV-3a,b,c). Cela indique un problème de paramètres machine entre la couche externe (fusionnée en premier) et la partie interne de l'échantillon (fusionnée après la surface). Le taux de porosité mesuré par microtomographie est de 0,73 %.

Les porosités ont une forme sphérique et sont de petite taille pour la plupart. Elles proviennent de probables bulles de gaz. Les possibles zones infondues sont impossibles à détecter car le nombre de défauts est trop important.

Le graphique de la Figure IV-3d montre la distribution des porosités dans l'échantillon. 90 % des porosités ont une taille inférieure à 84 µm et 96 % ont une taille inférieure à 100 µm. Les autres porosités vont jusqu'à une taille de 180 µm environ. Si des zones infondues existent, elles sont de taille réduite.

Les échantillons de traction ont été testés et permettront de voir l'effet de cette porosité de surface.

## IV.3 Résultats d'essais statiques

### IV.3.1 Résultats des essais de traction

Les résultats des essais de traction sur les échantillons sont résumés dans le Tableau IV-1. 3 éprouvettes par cas ont été fabriquées sur la machine 1 et 5 éprouvettes par cas sur la machine 2. Les valeurs moyennes ainsi que la dispersion ont été calculés.

Machine	Finition de surface	Traitement thermique	E (Gpa)	Rm (Mpa)	Rp0,2 (Mpa)	A%
			Z	Z	Z	Z
NF EN 1706	Fonderie sable	T6	-	250	210	1
	Fonderie coquille	T6	-	320	240	3
Machine 1	Sablage	VA	67	345	253	3,1
		Dispersion	7,9%	4,8%	2,8%	46%
		T6	67	289	250	10,0
		Dispersion	2,6%	2,2%	2,1%	3,0%
Machine 2	Usinage	Relax	70	229	139	8,1
		Dispersion	1,8%	1,4%	2,5%	27%
		Relax + VA	68	231	137	9,5
		Dispersion	5,1%	2,1%	2,2%	8,9%
		Relax + T6	74	310	247	8,9
		Dispersion	6,9%	2,2%	6,5%	24%

Tableau IV-1: Résultats des essais de traction sur éprouvettes en AlSi7Mg0,6 fabriquées par SLM

Les propriétés de traction des éprouvettes fabriquées sur la machine 1 sont conformes à celles de la norme NF EN 1706 [103] pour la fonderie sable. La limite d'élasticité et l'allongement à la rupture sont également conformes aux exigences de la norme pour la fonderie coquille, au contraire de la résistance en traction qui est légèrement inférieure.

Les propriétés de traction des éprouvettes fabriquées par la machine 2 et traitées par T6 sont très proches de celles des éprouvettes de la machine 1 traitées par T6. Seule la résistance en traction n'est pas conforme à la norme pour la fonderie coquille. Les éprouvettes relax et relax + VA ont des propriétés de traction inférieures aux exigences de la norme, sauf l'allongement à la rupture.

Les effets des traitements thermiques sont conformes à ceux trouvés dans la littérature. Après traitement de relaxation des contraintes, les propriétés de traction sont faibles, sauf pour l'allongement à la rupture. L'ajout d'un traitement de vieillissement artificiel n'a aucun effet.

Le traitement de vieillissement artificiel directement après la fabrication peut être considéré comme un traitement de relaxation des contraintes plus faible qu'à 300 °C pendant 2 heures. Les propriétés mécaniques sont plus élevées qu'après le traitement relax, sauf l'allongement à la rupture qui est plus faible.

Le traitement T6 permet d'avoir les propriétés mécaniques les plus optimisées quel que soit l'état de départ. La résistance en traction, la limite d'élasticité et l'allongement à la rupture sont élevés et sont entre la fonderie sable et la fonderie coquille.

### IV.3.2 Analyses des faciès de rupture

Les faciès obtenus sur les échantillons non traités par T6 sont dans la Figure IV-4. Ils sont semblables entre les éprouvettes relax et relax + VA sur la machine 2.

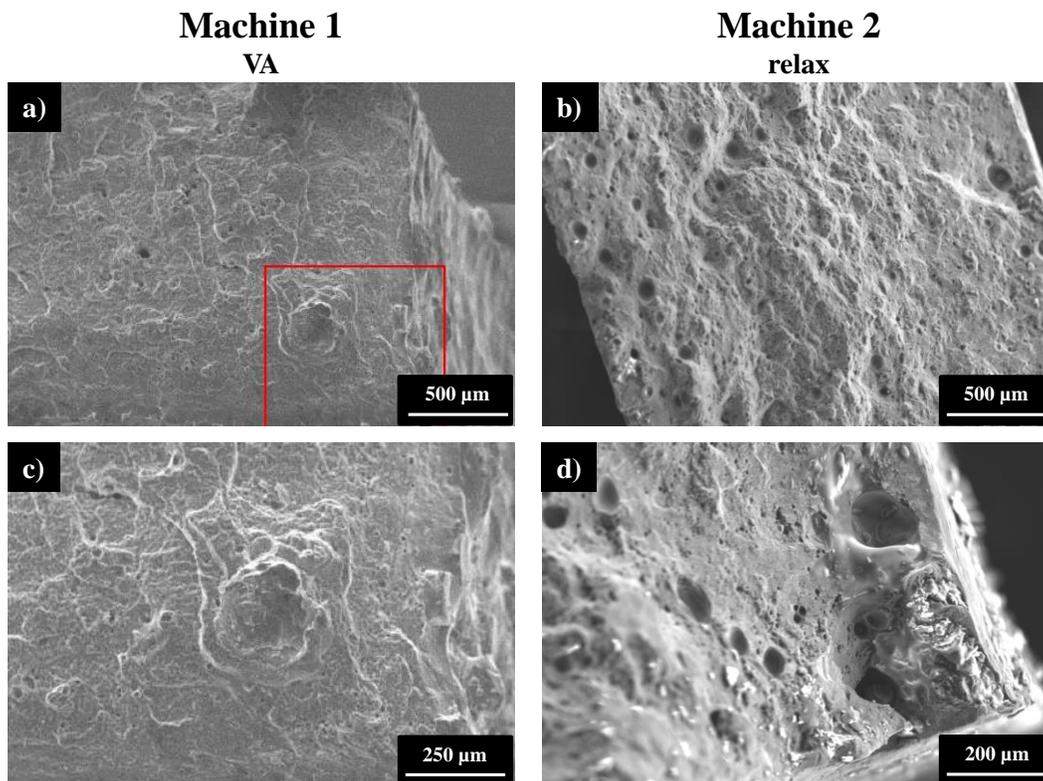


Figure IV-4: Fractographies sur des échantillons en AlSi7Mg0,6 fabriqués par la (a,c) machine 1 avec vieillissement artificiel et (b,d) machine 2 avec relaxation des contraintes

Les ruptures sur les éprouvettes produites sur la machine 1 ont pour amorce principalement des défauts proches de la surface (Figure IV-4a,c). Ces défauts sont des défauts sphériques formés probablement par des bulles de gaz enfermées.

Sur les éprouvettes produites sur la machine 2, les porosités observées précédemment en surface (IV.2.2) se retrouvent sur le faciès de rupture. Dans le cas de l'éprouvette Figure IV-4b,d, une petite zone infondue dans l'angle droit de l'échantillon est la probable zone d'amorce de la

rupture. Ces zones infondues sont rares dans ces échantillons. Sur les autres échantillons, l'amorçage provient d'une porosité proche de la surface ou de petites zones infondues.

Les faciès de rupture des éprouvettes fabriquées avec les 2 machines et après le traitement T6, sont dans la Figure IV-5. Dans l'éprouvette fabriquée par la machine 1, l'amorce de la rupture provient d'une zone infonduie située sur la surface. Ce type de défaut n'est pas fréquent dans les échantillons. L'amorce de la rupture provient de porosités sur d'autres éprouvettes.

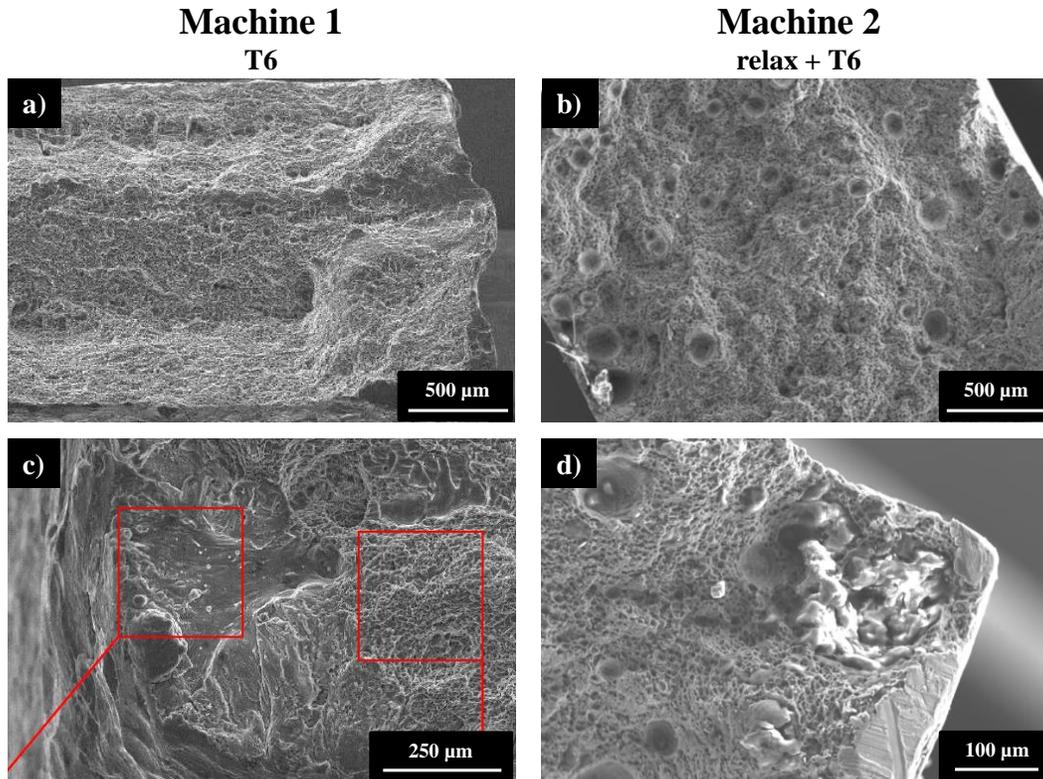


Figure IV-5: Fractographies sur des échantillons en AlSi7Mg0,6 fabriqués par la (a,c) machine 1 et (b,d) machine 2 et traités par T6

Sur l'éprouvette fabriquée sur la machine 2, les porosités observées précédemment sont visibles, en particulier proche de la surface (Figure IV-5b,d). Un cluster de porosités ou une petite zone infonduie est sur la zone d'amorce de la rupture.

La comparaison des deux types d'échantillons avant et après T6, montre que le traitement T6 n'a eu aucun effet sur les défauts qui sont de même taille ou de même type. Cependant, après T6, les cupules sont plus larges qu'avant T6. La rupture est plus ductile.

### IV.3.3 Discussion

#### IV.3.3.1 Effet des défauts

Deux types de défauts ont été observés dans les échantillons en aluminium :

- Les zones infondues.
- Les porosités.

Les zones infondues observées dans le paragraphe précédent sont de petite taille (moins de 250 µm) et sont rares en comparaison avec ce qui a été observé sur le titane. Les différences de

propriétés de traction entre les éprouvettes, dont la rupture est initiée par une zone infondue ou une porosité, ne sont pas visibles. Pourtant, la criticité des zones infondues semble se confirmer puisqu'elles sont initiatrices de la rupture sur quelques éprouvettes, avant les porosités. Cela concorde avec les conclusions énoncées dans le chapitre précédent.

L'effet des porosités en surface, observées sur les échantillons fabriqués par la machine 2, ne peut s'analyser qu'en comparant les résultats des éprouvettes traitées T6 entre les 2 machines. L'écart entre les propriétés obtenues est négligeable. Les résultats de traction sont acceptables dans les 2 cas, en comparaison avec les exigences de la norme NF EN 1706 [103] pour la fonderie sable.

**Trois hypothèses peuvent expliquer le fait que la porosité concentrée sur une zone en surface n'a aucun effet significatif sur les propriétés de traction après T6 :**

- **Le T6 améliore la ductilité de la partie dense et l'effet des porosités ne se voit pas après ce traitement. Par contre, les propriétés obtenues avant T6 seraient meilleures avec un taux de porosité plus faible.**
- **Les porosités dans les échantillons sont trop petites pour avoir un effet significatif sur les propriétés de traction.**

**Des essais complémentaires doivent être effectués pour conclure sur ces hypothèses. Néanmoins, les clusters de porosités sur une zone proche de la surface pourraient avoir un effet significatif sur les propriétés de fatigue.**

#### *IV.3.3.2 Effet des traitements thermiques*

L'effet du traitement de relaxation des contraintes est conforme à ce qui est observé par Kimura et Nagamoto [60]. Les propriétés de résistance en traction et de limite d'élasticité diminuent alors que l'allongement à la rupture augmente.

Dans le Tableau IV-1, les propriétés mécaniques des éprouvettes ayant subi un traitement VA et relax + VA peuvent être comparées. En ajoutant un traitement de relaxation à 300 °C pendant 2 heures, les propriétés de résistance en traction et de limite d'élasticité diminuent alors que l'allongement à la rupture est amélioré.

Cet effet est expliqué par Kimura et Nagamoto [60] par une modification de la microstructure et une diminution des contraintes résiduelles. Dans le cas présent, la modification de la microstructure n'est pas visible mais le traitement est beaucoup moins long (2 heures au lieu de 5 heures pour Kimura et Nagamoto). La microstructure n'a visiblement pas eu le temps d'être modifiée.

La diminution des contraintes résiduelles est le principal effet du traitement de relaxation réalisé expliquant les propriétés obtenues. En effet, les contraintes résiduelles de compression doivent être compensées lors de l'essai de traction et la résistance en traction et limite d'élasticité sont meilleures. La présence des défauts dans les éprouvettes relax + VA peut également expliquer la baisse des propriétés de traction (partie IV.3.3.1).

L'effet du vieillissement artificiel est invisible sur les propriétés de traction. Aucune différence majeure n'est observée entre les propriétés des échantillons relax et relax + VA. Les propriétés obtenues pour les échantillons traités par vieillissement artificiel seul sont donc très proches des propriétés qui pourraient être mesurées sur des échantillons bruts (aucun traitement thermique). Cela est confirmé par les essais de Kimura et Nagamoto. Les traitements thermiques commencent à avoir un effet significatif à partir de 250 °C.

La mesure des contraintes résiduelles après traitement de vieillissement artificiel seul permettrait de compléter ces observations en vérifiant la diminution des contraintes résiduelles après le traitement et vérifier s'il est suffisant ou non pour assurer la stabilité géométrique des pièces.

Après traitement de renforcement mécanique, la microstructure change radicalement et les particules de silicium ont aggloméré sous une forme globulaire. Cela permet de renforcer les propriétés mécaniques après le traitement de relaxation des contraintes. L'effet du traitement est le même que pour les procédés conventionnels.

Cependant, l'allongement à la rupture reste particulièrement élevé même après traitement T6. Rosenthal *et al.* [113] expliquent cela par le fait que peu de précipités  $Mg_2Si$  sont présents dans les pièces réalisées par fabrication additive. Ces précipités sont durcissant pour les alliages Al-Si-Mg mais dégradent l'allongement à la rupture. C'est probablement le cas également dans les échantillons testés dans cette étude.

**Finalement, les conclusions suivantes peuvent être tirées :**

- **Les traitements de relaxation des contraintes et vieillissement artificiel effectués sur des pièces brutes de fabrication impliquent une diminution de la résistance en traction et de la limite d'élasticité et une augmentation de l'allongement à la rupture qui sont plus importants avec l'augmentation de la température et du temps. Cette observation s'explique principalement par la diminution des contraintes résiduelles dans les pièces.**
- **Le traitement T6 permet d'optimiser les propriétés de traction pour qu'elles soient au niveau de la fonderie sable, quel que soit l'état de départ. Cette observation s'explique par une modification de la microstructure. L'allongement à la rupture reste élevé en raison de la faible quantité de précipité  $Mg_2Si$  dans ce type de matériau réalisé par fabrication additive.**

## IV.4 Analyse des mécanismes d'endommagement

### IV.4.1 Essai préliminaire

La même logique a été appliquée sur les essais de traction *in situ* sur les échantillons en aluminium et sur les échantillons en titane. Un essai préliminaire *ex situ* a été réalisé. La courbe obtenue est dans la Figure IV-6.

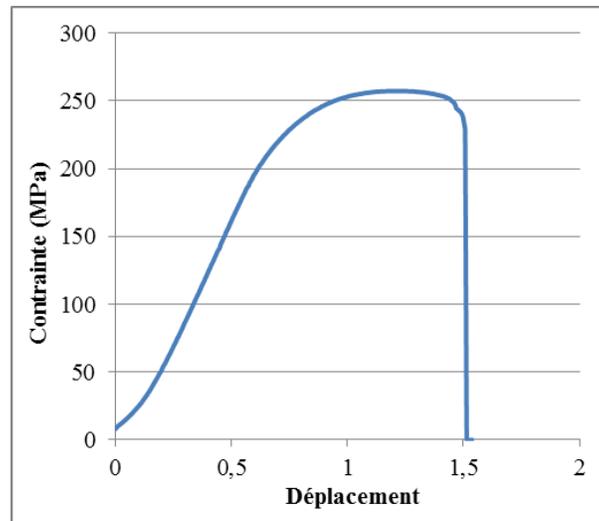


Figure IV-6: Courbe de traction de l'essai *ex situ* pour l'éprouvette en aluminium

La résistance en traction mesurée est de 257 MPa, ce qui est proche des résistances en traction mesurées précédemment. La courbe permet de déterminer les points d'acquisition pour l'essai *in situ*.

De la même façon que pour les éprouvettes en titane, un premier scan est effectué sans charge (sous une pré-contrainte négligeable de 30 N). Un second scan est effectué en appliquant une force de 800 N (environ 165 MPa suivant la section mesurée de l'éprouvette considérée), puis les scans suivants sont effectués en ajoutant un déplacement de 0,15 mm, jusqu'à la rupture de l'échantillon.

### IV.4.2 Essai *in situ*

La Figure IV-7 montre les résultats de l'acquisition avec une pré-contrainte de 30 N. De nombreuses porosités sont observées. Celles-ci sont réparties dans tous les échantillons. La taille de la plus grosse porosité est inférieure à 150  $\mu\text{m}$ . Le taux de porosité mesuré par microtomographie dans cet échantillon est de 0,95 %, ce qui est élevé par rapport à ce qui a été mesuré sur les échantillons en titane.

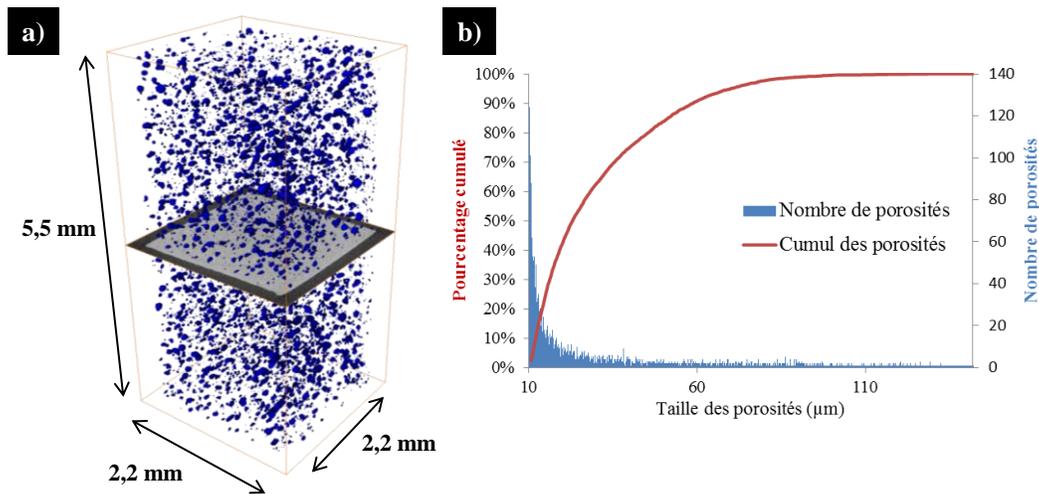


Figure IV-7: Analyse des porosités par microtomographie sur l'éprouvette de traction *in situ* en aluminium (a) reconstruction 3D des porosités et (b) distribution des porosités

La courbe de traction obtenue lors de l'essai *in situ* est dans la Figure IV-8. Elle est conforme à ce qui a été observé lors de l'essai *ex situ* (déplacement maximal d'environ 1,5 mm). 7 acquisitions ont été réalisées sur cette éprouvette.

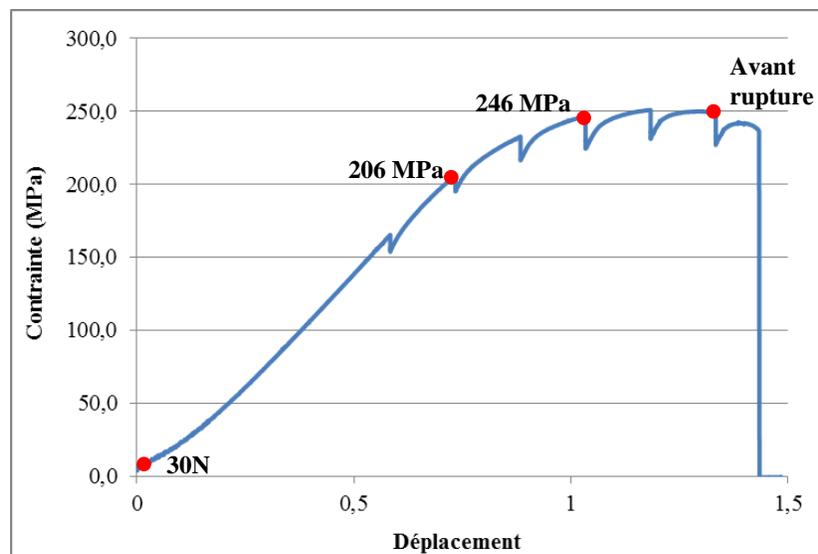


Figure IV-8: Courbe de traction *in situ* de l'éprouvette en aluminium avec les points d'acquisitions

Les points en rouge sur la courbe correspondent aux acquisitions présentées dans la suite. La zone de rupture n'est pas dans la zone observée, néanmoins, l'évolution de l'une des sections lors de la traction a été observée (Figure IV-9).

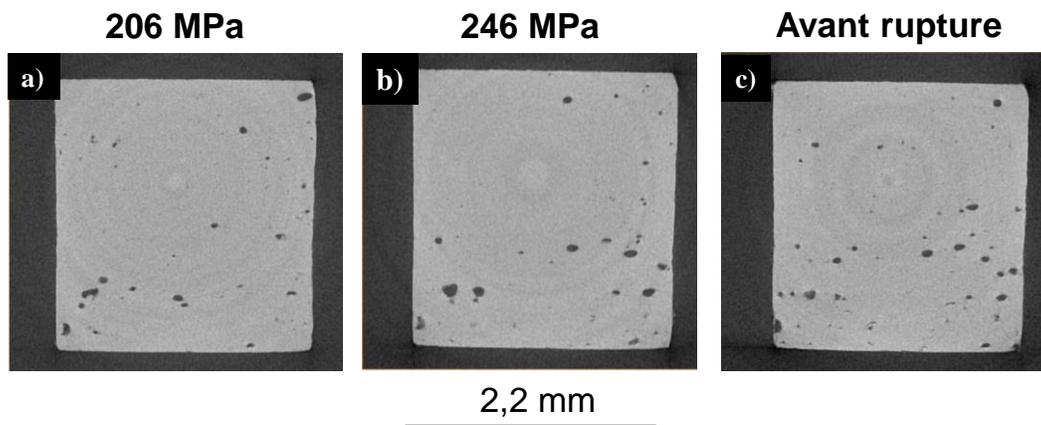


Figure IV-9: Evolution d'un défaut particulier sur l'éprouvette de traction *in situ* en aluminium

La zone observée contient plusieurs porosités de forme plutôt arrondie. Ces porosités sont de probables bulles de gaz. Une de ces porosités, en bas à gauche des images de la Figure IV-9, est située proche de la surface. Sa taille est d'environ  $110\ \mu\text{m}$ , ce qui en fait une porosité de grande taille (Figure IV-7). Lors de l'augmentation de la contrainte, cette porosité grossit jusqu'à être débouchante avant la rupture. Sa proximité à la surface l'a rendue plus critique que les autres porosités.

La reconstruction des surfaces de la Figure IV-10 permet de distinguer la porosité débouchante avant la rupture. Celle-ci apparaît après que la résistance maximale en traction soit atteinte et avant la rupture. Elle n'est pas située sur la zone de rupture de l'éprouvette.

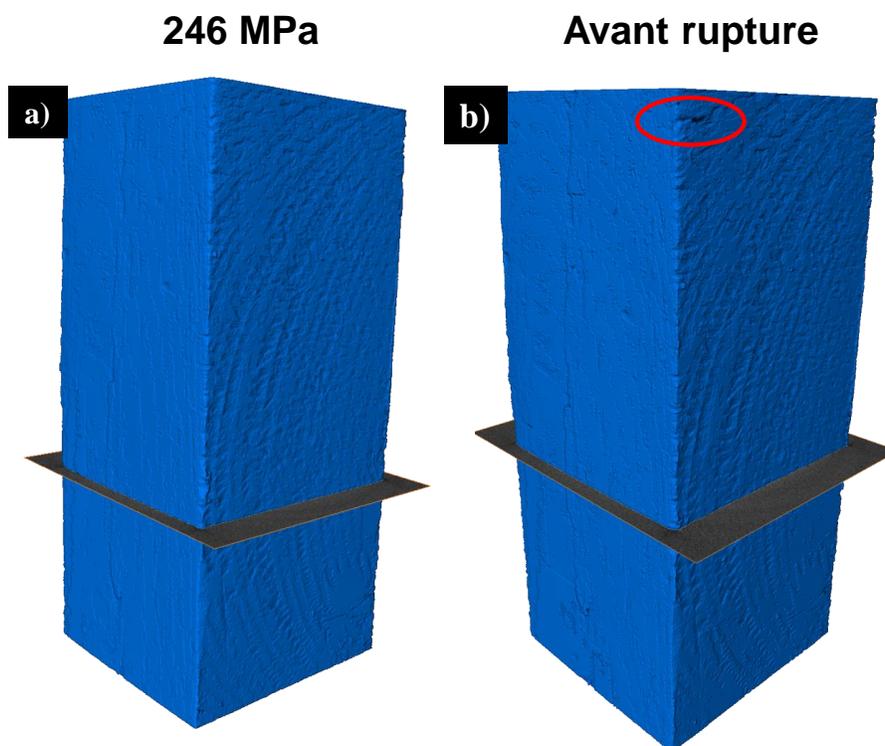


Figure IV-10: Reconstruction des surfaces de l'éprouvette de traction *in situ* en aluminium

En effet, la diminution de la section de l'éprouvette en raison de la déformation plastique est visible sur le bas de la reconstruction de la Figure IV-10b. La zone de rupture doit être située plus bas dans l'échantillon. Une porosité plus grosse, une zone infondue ou un défaut de surface ont pu être initiateur de la rupture.

**Cet essai permet de valider les affirmations suivantes, en concordance avec le chapitre précédent :**

- **Les défauts proches de la surface sont plus critiques car ils sont rapidement débouchants et deviennent des défauts de surface.**
- **Les défauts les plus gros sont les plus critiques.**

## IV.5 Synthèse

Dans ce chapitre, la microstructure et les propriétés statiques de l'alliage d'aluminium AlSi7Mg0,6 ont été caractérisées. Les effets de différents traitements thermiques et de certains défauts ont en particulier été analysés. Les mécanismes d'endommagement identifiés dans les chapitres précédents ont pu être vérifiés sur ce type d'alliage, notamment grâce à des essais *in situ* au microtomographe.

La microstructure obtenue sur l'alliage AlSi7Mg0,6 réalisé par fabrication additive est la même que celle observée sur les alliages AlSi10Mg et AlSi7Mg0,3 obtenus dans la littérature. Une structure anisotrope avec des traces du laser nettement visibles est observée après fabrication. La réalisation du traitement T6 permet d'obtenir une microstructure homogène semblable à ce qui est obtenu en fonderie après T6. La caractérisation des porosités a montré qu'un lot de pièces contient de nombreuses porosités situées en priorité sur la surface en raison d'un défaut dans les paramètres de fabrication.

Les propriétés statiques après traitement T6 sont au niveau de la fonderie sable mais légèrement inférieures à la fonderie coquille. Avec ces paramètres, les propriétés statiques sont les plus optimisées. En effet, les pièces brutes de fabrication ont une faible ductilité et les pièces ayant subi une relaxation des contraintes ont de plus faibles résistance en traction et limite d'élasticité.

Les porosités observées sur la surface des échantillons n'ont pas eu d'effet majeur sur les propriétés statiques des pièces après traitement T6. Néanmoins, les essais *in situ* au microtomographe ont permis de confirmer que ce type de défaut était critique. Ce sont eux qui se propagent en priorité sur la surface et deviennent débouchants. Ils pourraient avoir un effet bien plus négatif sur les propriétés de fatigue.

Le contrôle de la position et de la répartition des défauts, en plus des zones infondues apparaît comme nécessaire. Les méthodes de contrôle *in situ* à la fabrication, actuellement en développement, permettront également de les contrôler et même éventuellement de les réparer.

# Conclusion générale

---

## *Objectifs de l'étude*

La mesure des caractéristiques mécaniques des pièces en fabrication additive est une étape nécessaire pour l'industrialisation du procédé. Elle permettra de normaliser ces caractéristiques pour assurer la qualité des pièces fabriquées. Les mécanismes d'endommagement en jeu doivent également être compris afin de pouvoir définir les critères qui permettront d'assurer la qualité des pièces avec les caractéristiques mesurées.

L'objectif de cette étude était de caractériser les propriétés mécaniques en traction monotone et en fatigue de pièces métalliques réalisées par fabrication additive en comparant l'effet de plusieurs paramètres utilisés par le concepteur. Une analyse de ces résultats devait permettre de proposer des mécanismes d'endommagement pour ce type de pièce.

Afin de répondre à ces objectifs, des essais de traction et de fatigue à faible et à grand nombres de cycles ont été réalisés sur des échantillons en titane Ti-6Al-4V et des essais de traction ont été réalisés sur des échantillons en aluminium AlSi7Mg0,6. Ces deux alliages sont couramment utilisés avec les procédés conventionnels et sont les plus utilisés en fabrication additive en aéronautique. Les effets du procédé de fabrication (SLM pour faisceau laser et EBM pour faisceau d'électrons), de la direction de fabrication, de la rugosité de surface et des traitements thermiques ont été évalués sur ces deux matériaux. La corrélation entre les résultats et les microstructures et faciès de rupture ont permis de dégager des hypothèses sur les mécanismes d'endommagement. Certaines d'entre elles ont pu être vérifiées grâce à des essais complémentaires.

De nombreuses données bibliographiques sont déjà disponibles sur le titane Ti-6Al-4V réalisé par fabrication additive, mais les effets précédents ont été peu analysés. L'analyse des mécanismes d'endommagement est encore très rare. Aucune donnée n'a été trouvée sur l'aluminium AlSi7Mg0,6 réalisé par fabrication additive.

## *Caractéristiques mécaniques du titane Ti-6Al-4V réalisé par fabrication additive*

Une normalisation existe et donne les exigences en statique pour les pièces en titane Ti-6Al-4V réalisées par fabrication additive. Elles sont au niveau des exigences du corroyage et imposent une résistance en traction de 895 MPa, une limite d'élasticité de 825 MPa et un allongement à la rupture de 10 %. Il n'y a pas d'exigence sur les propriétés en fatigue.

Les propriétés de traction obtenues sur les différents échantillons sont conformes à ces exigences sauf l'allongement à la rupture d'échantillons fabriqués par SLM. Aucune anisotropie majeure n'a été observée sur les résultats de résistance en traction et limite d'élasticité. Une anisotropie a cependant été observée dans l'allongement à la rupture en faveur de la direction Z (sens de traction dans le sens de l'accroissement des couches).

La résistance en traction est meilleure en SLM qu'en EBM, au contraire de la limite d'élasticité et de l'allongement à la rupture qui sont meilleurs après EBM. L'usinage des échantillons permet d'améliorer la résistance en traction et la limite d'élasticité en supprimant un certain nombre de défauts de surface. Il a d'autre part été mis en évidence, qu'étant donné la forte rugosité, la section effective résistante était surestimée.

Ces résultats s'expliquent par la microstructure des échantillons observés. La présence de grains préliminaires allongés dans la direction d'accroissement des couches explique l'anisotropie observée en faveur de la direction Z. Les pièces en SLM ont une structure martensitique au contraire de celles en EBM qui ont une structure lamellaire. La structure martensitique est favorable à la résistance en traction mais fragilise le matériau et son allongement à la rupture est moins élevé.

En fatigue, les propriétés sont au moins équivalentes à celles obtenues en fonderie pour les échantillons polis et atteignent même le niveau des propriétés obtenues en corroyage après le traitement CIC. Un très léger effet de la direction de fabrication en faveur de la direction X-Y (sens de traction parallèle aux couches) est observé dans les deux types d'essais.

Après usinage et polissage, les propriétés de fatigue à grand nombre de cycles sont améliorées de 100 %, mais aucun effet n'est observé en fatigue oligocyclique. Après le traitement CIC, les propriétés de fatigue sont améliorées jusqu'à 80 % en fatigue à grand nombre de cycles. En fatigue oligocyclique, l'effet est moins marqué, mais la ductilité est meilleure après le traitement CIC.

Les observations faites en fatigue oligocyclique sont semblables à celles sur l'allongement à la rupture. Les conclusions sur ces propriétés sont les mêmes.

## *Caractéristiques mécaniques de l'aluminium AlSi7Mg0,6 réalisé par fabrication additive*

Aucune normalisation n'existe sur les pièces en aluminium réalisées par fabrication additive. Les exigences prises en compte dans cette étude sont celles des procédés conventionnels. Pour l'aluminium AlSi7Mg0,6, respectivement en fonderie sable et fonderie coquille, elles imposent

une résistance en traction de 250 MPa et 320 MPa, une limite d'élasticité de 210 MPa et 240 MPa et un allongement à la rupture de 1 % et 3 %.

Plusieurs traitements thermiques ont été testés sur les différents échantillons. Le traitement de vieillissement artificiel n'a pas d'effet majeur sur les propriétés mécaniques et la microstructure. Les propriétés après ce traitement seul sont très proches des propriétés en sortie de machine. La résistance en traction et la limite d'élasticité sont élevées mais l'allongement à la rupture est faible. Les propriétés de traction sont en moyenne, légèrement supérieures aux exigences de la fonderie coquille, même pour l'allongement à la rupture. Cependant, des contraintes résiduelles sont probables et peuvent impliquer une déformation de la pièce.

Le traitement de relaxation des contraintes permet de réduire les contraintes résiduelles, menant à une diminution de la résistance en traction et de la limite d'élasticité et une augmentation de l'allongement à la rupture, sans modification de la microstructure. Les propriétés de traction sont en dessous des exigences en fonderie.

Le traitement T6 permet d'optimiser les propriétés de traction. Elles sont entre les exigences pour la fonderie sable et la fonderie coquille. La stabilité géométrique est assurée avec ce traitement. La microstructure est modifiée et des particules de silicium globularisées sont présentes, favorable à la résistance en traction. La faible concentration de précipité de  $Mg_2Si$  implique un allongement à la rupture élevé.

## *Analyse des mécanismes d'endommagement*

L'ensemble des faciès de rupture des échantillons testés en fatigue ont été observés. Les résultats des essais à grand nombre de cycles sont principalement pilotés par les défauts dans les pièces et permettent une bonne analyse des mécanismes d'endommagement. Les observations et les analyses effectuées ont permis de proposer trois critères pour évaluer la criticité des défauts.

Les trois critères proposés sont les suivants :

- Le type de défaut. Cinq types de défauts différents ont été observés et ont un effet plus ou moins critique sur les propriétés de fatigue. Dans l'ordre du plus critique au moins critique, les défauts sont les suivants :
  - Les défauts de surface sont des défauts ayant une forme aléatoire qui sont débouchants sur la surface. Ils sont fréquents dans les pièces avec une surface brute de fabrication. Après usinage, ils sont supprimés et les propriétés de fatigue à grand nombre de cycles sont améliorées.
  - Les zones infondues apparaissent lorsqu'il y a un manque de fusion du lit de poudre. Elles sont de forme aléatoire et contiennent dans la plupart des cas, de la poudre résiduelle. L'amorçage de la rupture due à ce type de défaut se retrouve principalement dans les échantillons polis. Leur forme diffère suivant la direction de fabrication des éprouvettes. Dans l'axe Z, les zones infondues ont une tendance à s'« ouvrir » et donc à être davantage critiques que dans l'axe X-Y où elles ont tendance à se « refermer ». Dans les pièces contenant ce type de défaut, l'allongement à la rupture et les propriétés de fatigue sont favorables à l'axe X-Y.
  - Les porosités sont des défauts sphériques provenant dans la plupart des cas de gaz enfermé lors de la fabrication de la pièce ou de la poudre. L'amorçage de

la rupture due à ce type de défaut se retrouve principalement dans les échantillons polis. Les échantillons dont l'amorce se situe sur ce type de défaut ont une durée de vie dans la plupart des cas supérieure à ceux dont l'amorce est une zone infondue. Ces défauts sont sphériques donc leur présence n'implique pas d'anisotropie dans les propriétés de fatigue.

- Les porosités refermées et les amorces en surface sans défaut sont des défauts semblables aux porosités et aux défauts de surface, mais ceux-ci sont bien plus petits. L'amorçage de la rupture due à ce type de défaut apparaît sur les éprouvettes traitées par CIC, qui permet de refermer la plupart des défauts. Les porosités sont alors très petites et de petits défauts peuvent apparaître sur la surface (à cause de l'outil d'usinage par exemple). Les échantillons dont l'amorce se situe sur ces types de défauts ont des durées de vie bien plus longues que ceux dont l'amorce se situe sur un autre type de défaut et expliquent les meilleures ductilité et propriétés de fatigue des pièces traitées par CIC.
- La taille des défauts. Plus les défauts sont gros plus ils sont critiques. Cela explique que les porosités soient moins critiques que les zones infondues. Ces dernières ont une taille pouvant aller jusqu'à plus de 500  $\mu\text{m}$  alors que les porosités sont généralement inférieures à 200  $\mu\text{m}$ . De même, les défauts observés après traitement CIC sont petits donc les propriétés en fatigue sont améliorées.
- La position des défauts. Les défauts proches de la surface et les clusters (concentration) de défauts sont plus critiques. Dans le premier cas, ils se propagent rapidement sur la surface et deviennent débouchants ce qui augmente leur criticité. Dans le deuxième cas, les défauts se propagent rapidement entre eux et deviennent de plus gros défauts, plus critiques. Les amorces de rupture dans les différents essais se situent sur les défauts proches de la surface (à une distance d'environ 1 mm maximum sur la plupart des échantillons) et prioritairement sur un cluster de défauts.

Des essais de traction *in situ* au microtomographe ont permis de vérifier certaines de ces propositions sur des échantillons en titane Ti-6Al-4V et en aluminium AlSi7Mg0,6. Ils permettent d'observer l'évolution des défauts pendant un essai de traction. Les propositions suivantes ont été confirmées suite à ces essais :

- Les zones infondues sont plus critiques que les porosités.
- Les gros défauts sont les plus critiques.
- Les défauts proches de la surface et les clusters des défauts sont plus critiques.

Ces conclusions permettront de définir des critères d'acceptation des pièces permettant d'assurer leur tenue mécanique. Ainsi, il apparaît nécessaire d'usiner les pièces ou les zones des pièces où des niveaux de sollicitation élevés seront imposés.

Les zones infondues de grande taille devront être contrôlées et évitées pour empêcher une diminution trop importante des propriétés mécaniques. Ce contrôle, pourrait être défini par un critère de taille maximale de défauts admissible. Les comportements sont semblables aux pièces en fonderie ; le critère de fonderie peut donc être conservé et la taille limite des défauts fixée à 200  $\mu\text{m}$ . Ce critère pourrait être revu à la baisse dans le cas de pièces de petite taille.

Enfin, il est nécessaire de contrôler les clusters de porosités qui pourraient fragiliser une zone particulière des pièces.

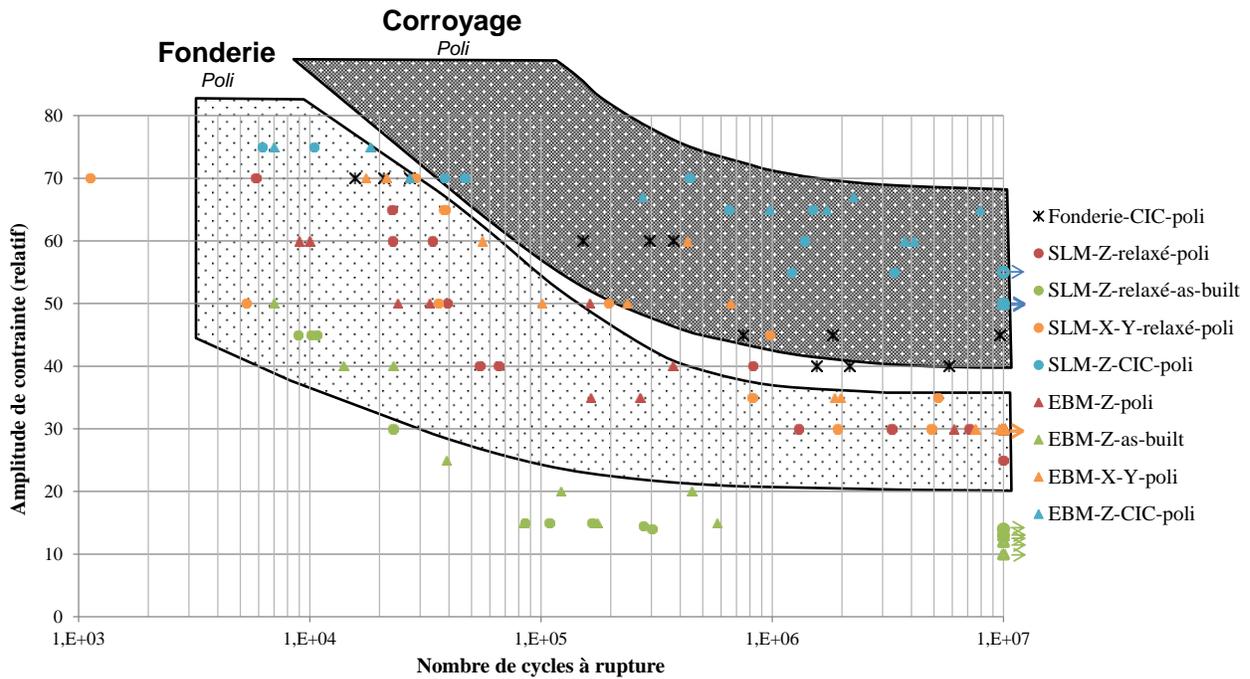


Figure de conclusion: Résultats des essais de fatigue à grand nombre de cycles sur des échantillons en Ti-6Al-4V fabriqués par SLM, EBM et fonderie et comparés à des données des procédés conventionnels

## Perspectives

Certains essais complémentaires n'ont pas pu être réalisés durant cette étude et pourraient apporter davantage d'informations.

Des essais de fatigue sur les échantillons en aluminium pourraient permettre de confirmer les effets observés en traction et ceux observés en titane Ti-6Al-4V. La criticité des clusters de défauts en surface observés sur certains des échantillons pourrait être évaluée en comparaison avec des échantillons ne contenant pas de défauts. Ces essais sont en cours de réalisation.

L'ensemble des propositions de mécanismes d'endommagement n'ont pas été vérifiées et des essais complémentaires au microtomographe pourraient permettre de le faire. Des échantillons fabriqués dans l'axe X-Y pourraient permettre de conclure sur l'effet de l'orientation des zones infondues sur les propriétés mécaniques. Des échantillons avec une surface brute de fabrication permettraient de confirmer la plus grande criticité des défauts de surface.

Des essais de fatigue *in situ* pourraient également permettre de comprendre plus précisément les mécanismes de rupture et notamment d'observer la propagation des défauts. Ce type d'essai ne peut être réalisé sur un microtomographe en raison de la durée d'acquisition nécessaire, mais des essais du même type ont été réalisés dans des synchrotrons, sur des échantillons fabriqués par d'autres procédés. En synchrotron, les acquisitions sont beaucoup plus rapides et les essais de fatigue possibles.

Les études actuelles sur la fabrication additive touchent toute la chaîne de valeur de la fabrication additive. De nombreuses études sont en cours sur tout type de machines et de

matériaux, notamment concernant le développement des machines, l'amélioration des procédés, le développement de nouveaux matériaux et des paramètres associés, la conception optimisée, la fabrication de nouvelles structures (nid d'abeille, pièces biomédicales). Sur la fabrication de pièces métalliques en particulier, les études ont trois axes.

La caractérisation et la compréhension des propriétés mécaniques est toujours d'actualité sur tous les types de matériaux. Les effets des poudres (recyclage, composition, forme, distribution), des paramètres de fabrication, de la rugosité, de la direction de fabrication et des traitements thermiques sont analysés.

Les développements concernant la simulation du procédé de fabrication additive permettant de prédire la microstructure, les défauts et les contraintes résiduelles dans les pièces sont également en forte croissance. Elles sont très importantes car elles permettront de prévoir la fabricabilité de pièces complexes. Aujourd'hui, il est difficile de s'assurer qu'une pièce sera bien fabriquée avant d'avoir essayé de la fabriquer.

Le contrôle des pièces est également un enjeu. Il est nécessaire de développer des méthodes industrielles pour contrôler les défauts mis en évidence dans cette étude. La microtomographie est un des moyens possibles, mais il n'est pas toujours efficace et est parfois long et coûteux. La radiographie à rayons X est également un moyen qui peut être utilisé, mais pas toujours efficace et rapide. Ces contrôles sont effectués après la fabrication des pièces, mais des contrôles pendant la fabrication des pièces peuvent également permettre d'améliorer l'efficacité du procédé. La détection des défauts permet de stopper la fabrication en cas de défaut trop critique, mais les machines pourraient également être capables de réparer ces défauts lors de la fabrication.

Enfin, plusieurs normes sont actuellement en cours d'écriture ou en projet et permettront de standardiser le procédé pour le rendre industriel.

La définition des exigences mécaniques en aluminium AlSi7Mg0,6 permettra aux concepteurs d'utiliser les bons paramètres pour concevoir des pièces optimisées. Ces exigences pourraient être semblables aux exigences de fonderie au sable. Cette norme pourrait ressembler à celle en titane Ti-6Al-4V actuelle. Elle n'est pas encore prévue mais une norme concernant l'aluminium AlSi10Mg est en projet (ISO/ASTM).

La conception de bonnes pièces en fabrication additive nécessite des guides de conception incluant les bonnes pratiques permettant d'éviter la formation de défauts qui pourraient être critiques lors des sollicitations mécaniques. Elles pourraient inclure des bonnes pratiques concernant l'orientation des pièces, mais aussi les formes, les dimensions, l'accès des outils d'usinage aux zones les plus contraintes. Ce type de guide est en projet (ISO/ASTM).

Les autres normes actuellement en projet concernent la standardisation pour les essais (position des échantillons, forme) et les traitements thermiques.

# Références

- [1] NF ISO/ASTM, “NF ISO/ASTM 52900 Fabrication additive - Principes généraux - Terminologie.” 2016.
- [2] NF ISO/ASTM, “NF ISO/ASTM 52915 Standard Specification for additive manufacturing file format (AMF) Version 1.1.” 2013.
- [3] NF ISO, “NF ISO 17296-4 Fabrication additive - Principes généraux - Partie 4 : Vue d’ensemble des échanges de données.” 2015.
- [4] L.-E. Rännar, A. Glad, and C. Gustafson, “Efficient cooling with tool inserts manufactured by electron beam melting,” *Rapid Prototyp. J.*, vol. 13, no. 3, pp. 128–135, 2007.
- [5] R. Rezaie, M. Badrossamay, a. Ghaie, and H. Moosavi, “Topology Optimization for Fused Deposition Modeling Process,” *Procedia CIRP*, vol. 6, pp. 521–526, Jan. 2013.
- [6] B. Vayre, F. Vignat, and F. Villeneuve, “Designing for Additive Manufacturing,” *Procedia CIRP*, vol. 3, pp. 632–637, Jan. 2012.
- [7] M. Tomlin and J. Meyer, “Topology Optimization of an Additive Layer Manufactured (ALM) Aerospace Part,” in *The 7th Altair CAE Technology Conference, Gaydon, UK, 10th May, 2011*.
- [8] G. a. O. Adam and D. Zimmer, “Design for Additive Manufacturing—Element transitions and aggregated structures,” *CIRP J. Manuf. Sci. Technol.*, vol. 7, no. 1, pp. 20–28, Jan. 2014.
- [9] P. Reeves, “Additive Manufacturing – A supply chain wide response to economic uncertainty and environmental sustainability,” *Econolyst Limited, Silversmiths, Crown Yard, Wirksworth, Derbyshire, DE4 4ET, UK*, 2009.
- [10] R. Becker, A. Grzesiak, and A. Henning, “Rethink assembly design,” *Assem. Autom.*, vol. 25, no. 4, pp. 262–266, 2005.
- [11] H. Galarraga, D. A. Lados, R. R. Dehoff, M. M. Kirka, and P. Nandwana, “Effects of the microstructure and porosity on properties of Ti-6Al-4V ELI alloy fabricated by electron beam melting (EBM),” *Addit. Manuf.*, vol. 10, pp. 47–57, 2016.
- [12] L. Löber, C. Flache, R. Petters, U. Kühn, and J. Eckert, “Comparison of different post processing technologies for SLM generated 316l steel parts,” *Rapid Prototyp. J.*, vol. 19, no. 3, pp. 173–179, 2013.
- [13] B. Vayre, F. Vignat, and F. Villeneuve, “Identification on Some Design Key Parameters for Additive Manufacturing: Application on Electron Beam Melting,” *Procedia CIRP*, vol. 7, pp. 264–269, Jan. 2013.
- [14] B. P. Conner, G. P. Manogharan, A. N. Martof, L. M. Rodomsky, C. M. Rodomsky, D. C. Jordan, and J. W. Limperos, “Making sense of 3-D printing : Creating a map of additive manufacturing products and services,” *Addit. Manuf.*, vol. 1–4, pp. 64–76, 2014.
- [15] L. S. Bertol, W. K. Junior, F. P. da Silva, and C. Aumund-kopp, “Medical design : Direct metal laser sintering of Ti-6Al-4V,” *Mater. Des.*, vol. 31, no. 8, pp. 3982–3988, 2010.
- [16] A. Bandyopadhyay, F. Espana, V. Krishna, S. Bose, Y. Ohgami, and N. M. Davies, “Influence of porosity on mechanical properties and in vivo response of Ti6Al4V implants,” *Acta Biomater.*, vol. 6, no. 4, pp. 1640–1648, 2010.
- [17] L. E. Murr, S. M. Gaytan, F. Medina, E. Martinez, J. L. Martinez, D. H. Hernandez, B. I. Machado, D. a. Ramirez, and R. B. Wicker, “Characterization of Ti-6Al-4V open cellular foams fabricated by additive manufacturing using electron beam melting,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 527, no. 7–8, pp. 1861–1868, Mar. 2010.

- [18] T. Traini, C. Mangano, R. L. Sammons, F. Mangano, A. Macchi, and A. Piattelli, "Direct laser metal sintering as a new approach to fabrication of an isoelastic functionally graded material for manufacture of porous titanium dental implants," *Dent. Mater.*, vol. 24, pp. 1525–1533, 2008.
- [19] T. Vilaro, S. Abed, and W. Knapp, "Direct manufacturing of technical parts using selective laser melting : example of automotive application," in *AEFA*, 2008, pp. 3–11.
- [20] J. Wooten, C. Uwate, and P. Yavari, "Electron Beam Melting Manufacturing of Flight Hardware for the Navy UCAS Program."
- [21] NF ISO, "NF ISO 17296-2 Fabrication additive - Principes généraux - Partie 2 : Vue d'ensemble des catégories de procédés et des matériaux de base." 2015.
- [22] J.-C. André, A. Le Méhauté, and O. de Witte, "Dispositif pour réaliser un modèle de pièce industrielle," 25676681984.
- [23] C. W. Hull, "Apparatus for production of three-dimensional objects by stereolithography," 4,575,3301986.
- [24] T. T. Wohlers, "Wohlers Report 2013: Additive Manufacturing and 3D Printing State of the Industry: Annual Worldwide Progress Report," 2013.
- [25] Stratasys, "Stratasys Design Series." [Online]. Available: <http://www.stratasys.com/3d-printers/design-series/connex-systems>.
- [26] S. S. Crump, "Apparatus and method for creating three-dimensional objects," 1992.
- [27] T. Himmer, T. Nakagawa, and M. Anzai, "Lamination of metal sheets," *Comput. Ind.*, vol. 39, pp. 27–33, 1999.
- [28] K. P. Karunakaran, A. Bernard, S. Suryakumar, L. Dembinski, and G. Taillandier, "Rapid manufacturing of metallic objects," *Rapid Prototyp. J.*, vol. 18, no. 4, pp. 264–280, 2012.
- [29] J. Fréchar and E. Laubriat, "CLAD Process to build and repair aeronautic parts," in *AEFA*, 2015.
- [30] P. Muller, "Fabrication Additive de pièces multimatériaux," 2013.
- [31] K. M. Taminger and R. A. Hafley, "Electron Beam Freeform Fabrication (EBF3) for Cost Effective Near-Net Shape Manufacturing," 2006.
- [32] J. Kruth, B. Vandenbroucke, J. Van Vaerenbergh, and P. Mercelis, "Benchmarking of Different SLS/SLM Processes as Rapid Manufacturing Techniques," 2005.
- [33] C. R. Deckard, "Method and apparatus for producing parts by Selective Sintering," 4,863,5381989.
- [34] EOS, "EOS." [Online]. Available: [www.eos.info/](http://www.eos.info/).
- [35] J.-P. Kruth, P. Mercelis, J. Van Vaerenbergh, L. Froyen, and M. Rombouts, "Binding mechanisms in selective laser sintering and selective laser melting," *Rapid Prototyp. J.*, vol. 11, no. 1, pp. 26–36, 2005.
- [36] N. K. Tolochko, T. Laoui, Y. V. Khlopkov, S. E. Mozzharov, V. I. Titov, and M. B. Ignatiev, "Absorptance of powder materials suitable for laser sintering," *Rapid Prototyp. J.*, vol. 6, no. 3, pp. 155–160, 2000.
- [37] J. Kruth and M. Badrossamay, "Part and material properties in selective laser melting of metals," in *Proceedings of the 16th International Symposium on Electromachining*, 2010.
- [38] B. Vrancken, R. Wauthle, J. Kruth, and J. Van Humbeeck, "Study of the influence of material properties on residual stress in Selective Laser Melting," *Solid Free. Fabr. Proc.*, 2013.
- [39] P. Mercelis and J. Kruth, "Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting," *Rapid Prototyp. J.*, vol. 12, no. 5, pp. 254–265, 2006.
- [40] M. F. Zaeh and G. Branner, "Investigations on residual stresses and deformations in selective laser melting," *Prod. Eng.*, vol. 4, pp. 35–45, 2010.

- [41] Croft Additive Manufacturing, "Croft Additive Manufacturing." [Online]. Available: [www.croftam.co.uk](http://www.croftam.co.uk).
- [42] C. C. Ng, M. M. Savalani, M. L. Lau, and H. C. Man, "Microstructure and mechanical properties of selective laser melted magnesium," *Appl. Surf. Sci.*, vol. 257, pp. 7447–7454, 2011.
- [43] R. Larson, "Method and Device for Producing Three-dimensional Bodies," 5,786,562/1998.
- [44] Arcam, "Arcam." [Online]. Available: <http://www.arcam.com/>.
- [45] S. Biamino, A. Penna, U. Ackelid, S. Sabbadini, O. Tassa, P. Fino, M. Pavese, P. Gennaro, and C. Badini, "Electron beam melting of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy: Microstructure and mechanical properties investigation," *Intermetallics*, vol. 19, no. 6, pp. 776–781, 2011.
- [46] a. B. Spierings, N. Herres, and G. Levy, "Influence of the particle size distribution on surface quality and mechanical properties in AM steel parts," *Rapid Prototyp. J.*, vol. 17, no. 3, pp. 195–202, 2011.
- [47] M. Svensson, "Influence of interstitials on material properties of Ti6Al4V fabricated with Electron Beam Melting (EBM)," 2011.
- [48] B. Song, S. Dong, B. Zhang, H. Liao, and C. Coddet, "Effects of processing parameters on microstructure and mechanical property of selective laser melted Ti6Al4V," *Mater. Des.*, vol. 35, pp. 120–125, Mar. 2012.
- [49] T. Vilaro, C. Colin, and J. D. Bartout, "As-Fabricated and Heat-Treated Microstructures of the Ti-6Al-4V Alloy Processed by Selective Laser Melting," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 42, no. 10, pp. 3190–3199, May 2011.
- [50] D. K. Kempen, L. Thijs, E. Yasa, M. Badrossamay, W. Verheecke and J.-P. Kruth, "Process Optimization and Microstructural Analysis for Selective Laser," pp. 484–495, 2011.
- [51] A. Safdar, H. Z. He, L. Wei, A. Snis, and L. E. C. De Paz, "Effect of process parameters settings and thickness on surface roughness of EBM produced Ti-6Al-4V," *Rapid Prototyp. J.*, vol. 18, no. 5, pp. 401–408, 2012.
- [52] H. K. Rafi, N. V. Karthik, H. Gong, T. L. Starr, and B. E. Stucker, "Microstructures and Mechanical Properties of Ti6Al4V Parts Fabricated by Selective Laser Melting and Electron Beam Melting," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 22, no. 12, pp. 3872–3883, Aug. 2013.
- [53] C. Qiu, N. J. E. Adkins, and M. M. Attallah, "Microstructure and tensile properties of selectively laser-melted and of HIPed laser-melted Ti-6Al-4V," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 578, pp. 230–239, Aug. 2013.
- [54] E. Yasa, J. Kruth, and J. Deckers, "Manufacturing by combining Selective Laser Melting and Selective Laser Erosion / laser re-melting," *CIRP Ann. - Manuf. Technol.*, vol. 60, pp. 263–266, 2011.
- [55] J. Karlsson, A. Snis, H. Engqvist, and J. Lausmaa, "Characterization and comparison of materials produced by Electron Beam Melting (EBM) of two different Ti-6Al-4V powder fractions," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 213, no. 12, pp. 2109–2118, Dec. 2013.
- [56] H. Gong, K. Rafi, H. Gu, G. D. Janaki Ram, T. Starr, and B. Stucker, "Influence of defects on mechanical properties of Ti-6Al-4V components produced by selective laser melting and electron beam melting," *Mater. Des.*, vol. 86, pp. 545–554, 2015.
- [57] L. E. Murr, S. M. Gaytan, F. Medina, E. Martinez, D. H. Hernandez, L. Martinez, M. I. Lopez, R. B. Wicker, and S. Collins, "Effect of build parameters and build geometries on residual microstructures and mechanical properties of Ti-6Al-4V components built by Electron Beam Melting (EBM)," *J. Mech. Behav. Biomed. Mater.*, vol. 2, no. 1, pp. 20–32, 2009.
- [58] H. Gong, K. Rafi, H. Gu, T. Starr, and B. Stucker, "Analysis of defect generation in Ti-6Al-4V parts made using powder bed fusion additive manufacturing processes," *Addit. Manuf.*, pp. 2–13,

2014.

- [59] L. Thijs, F. Verhaeghe, T. Craeghs, J. Van Humbeeck, and J. Kruth, "A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V," *Acta Mater.*, vol. 58, no. 9, pp. 3303–3312, 2010.
- [60] T. Kimura and T. Nakamoto, "Microstructures and mechanical properties of A356 (AlSi7Mg0.3) aluminum alloy fabricated by selective laser melting," *Mater. Des.*, vol. 89, pp. 1294–1301, 2016.
- [61] M. F. Zaeh and M. Ott, "Investigations on heat regulation of additive manufacturing processes for metal structures," *CIRP Ann. - Manuf. Technol.*, vol. 60, no. 1, pp. 259–262, Jan. 2011.
- [62] H. Gong, H. Gu, K. Zeng, J. J. S. Dilip, D. Pal, B. Stucker, D. Christiansen, J. Beuth, and J. J. Lewandowski, "Melt Pool Characterization for Selective Laser Melting of Ti-6Al-4V Pre-alloyed Powder," *Solid Free. Fabr. Proc.*, pp. 256–267, 2014.
- [63] D. Buchbinder and W. Meiners, "Generative Fertigung von Aluminiumbauteilen für die Serienproduktion," 2011.
- [64] Bodycote, "HIP." [Online]. Available: [www.bodycote.com/fr-FR/services/hot-isostatic-pressing.aspx](http://www.bodycote.com/fr-FR/services/hot-isostatic-pressing.aspx).
- [65] H. R. Ammar, A. M. Samuel, and F. H. Samuel, "Effect of casting imperfections on the fatigue life of 319-F and A356-T6 Al-Si casting alloys," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 473, pp. 65–75, 2008.
- [66] R. R. Boyer, "An overview on the use of titanium in the aerospace industry," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 213, pp. 103–114, 1996.
- [67] ASTM, "ASTM F2924 Standard Specification for Additive Manufacturing Titanium-6 Aluminum-4 Vanadium with Powder Bed Fusion." 2014.
- [68] Y. Combres, "Propriétés du titane et de ses alliages," *Tech. l'Ingénieur*, 1999.
- [69] P. Poupeau, "Diagrammes d'équilibre d'alliages binaires," *Tech. l'Ingenieur*, 1987.
- [70] ASTM, "ASTM F3001 Standard Specification for Additive Manufacturing Titanium-6 Aluminum-4 Vanadium ELI (Extra Low Interstitial) with Powder Bed Fusion." 2014.
- [71] R. K. Nalla, B. L. Boyce, J. P. Campbell, J. O. Peters, and R. O. Ritchie, "Influence of Microstructure on High-Cycle Fatigue of Ti-6Al-4V : Bimodal vs. Lamellar Structures," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 33, no. March, 2002.
- [72] P. Li, D. H. Warner, A. Fatemi, and N. Phan, "Critical assessment of the fatigue performance of additively manufactured Ti-6Al-4V and perspective for future research," *Int. J. Fatigue*, vol. 85, pp. 130–143, 2016.
- [73] B. Vrancken, L. Thijs, J.-P. Kruth, and J. Van Humbeeck, "Heat treatment of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting: Microstructure and mechanical properties," *J. Alloys Compd.*, vol. 541, pp. 177–185, Nov. 2012.
- [74] M. Svensson, "Material Properties of EBM-Manufactured Ti6Al4V & Ti6Al4V ELI under raw and HIP conditions," 2009.
- [75] A. A. Antonysamy, J. Meyer, and P. B. Prangnell, "Effect of build geometry on the  $\beta$ -grain structure and texture in additive manufacture of Ti6Al4V by selective electron beam melting," *Mater. Charact.*, vol. 84, pp. 153–168, Oct. 2013.
- [76] A. Safdar, L. Wei, A. Snis, and Z. Lai, "Evaluation of microstructural development in electron beam melted Ti-6Al-4V," *Mater. Charact.*, vol. 65, pp. 8–15, 2012.
- [77] AMS, "AMS 2801B Heat Treatment of Titanium Alloy Parts." 2014.
- [78] M. Thöne, S. Leuders, A. Riemer, T. Tröster, and H. a. Richard, "Influence of heat-treatment on Selective Laser Melting products - e.g. Ti6Al4V," in *Solid Freeform Fabrication Proceedings*, 2012, pp. 492–498.

- [79] G. Kasperovich and J. Hausmann, "Improvement of fatigue resistance and ductility of TiAl6V4 processed by selective laser melting," *J. Mater. Process. Tech.*, vol. 220, pp. 202–214, 2015.
- [80] E. Brandl and D. Greitemeier, "Microstructure of additive layer manufactured Ti–6Al–4V after exceptional post heat treatments," *Mater. Lett.*, vol. 81, pp. 84–87, 2012.
- [81] ISO/ASTM, "ISO/ASTM 52921 Terminologie normalisée pour la fabrication additive - Systèmes de coordonnées et méthodes d'essai - Première édition." 2013.
- [82] ASTM, "ASTM B367 Standard Specification for Titanium and Titanium Alloy Castings." 2013.
- [83] ASTM, "ASTM B381 Standard Specification for Titanium and Titanium Alloy Forgings." 2013.
- [84] ASTM, "ASTM F1108 Standard Specification for Titanium-6 Aluminum-4 Vanadium Alloy Castings for Surgical Implants." 2014.
- [85] ASTM, "ASTM F1472 Standard Specification for Wrought Titanium-6 Aluminum-4 Vanadium Alloy for Surgical Implant Applications." 2014.
- [86] Aubert & Duval, "Titanium Alloy TA6V."
- [87] D. A. Hollander, M. Von Walter, T. Wirtz, R. Sellei, B. Schmidt-Rohlfing, O. Paar, and H. Erli, "Structural , mechanical and in vitro characterization of individually structured Ti–6Al–4V produced by direct laser forming," *Biomaterials*, vol. 27, pp. 955–963, 2006.
- [88] L. Facchini, E. Magalini, P. Robotti, A. Molinari, S. Höges, K. Wissenbach, and L. Facchini, "Ductility of a Ti-6Al-4V alloy produced by selective laser melting of prealloyed powders," *Rapid Prototyp. J.*, vol. 16, no. 6, pp. 450–459, 2010.
- [89] C. Kong, C. J. Tuck, I. A. Ashcroft, R. D. Wildman, and R. Hague, "High Density Ti6Al4V via SLM processing: Microstructure and Mechanical properties," in *Solid Freeform Fabrication Proceedings*, 2011, pp. 475–483.
- [90] M. Koike, P. Greer, K. Owen, G. Lilly, L. E. Murr, S. M. Gaytan, E. Martinez, and T. Okabe, "Evaluation of Titanium Alloys Fabricated Using Rapid Prototyping Technologies—Electron Beam Melting and Laser Beam Melting," *Materials (Basel)*, vol. 4, no. 12, pp. 1776–1792, Oct. 2011.
- [91] B. Van Hooreweder, R. Boonen, D. Moens, J. Kruth, and P. Sas, "On the determination of fatigue properties of Ti6Al4V produced by selective laser melting," *Struct. Dyn. Mater. Conf.*, no. April, pp. 1–9, 2012.
- [92] P. Edwards and M. Ramulu, "Fatigue performance evaluation of selective laser melted Ti–6Al–4V," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 598, pp. 327–337, 2014.
- [93] K. D. Rekedal and D. Liu, "Fatigue Life of Selective Laser Melted and Hot Isostatically Pressed Ti-6Al-4v Absent of Surface Machining," *Struct. Dyn. Mater. Conf.*, no. January, pp. 1–9, 2015.
- [94] B. S. Bass, "Validating the Arcam EBM Process as an Alternative Fabrication Method for Titanium-6Al-4V Alloys," 2007.
- [95] L. E. Murr, E. V. Esquivel, S. a. Quinones, S. M. Gaytan, M. I. Lopez, E. Y. Martinez, F. Medina, D. H. Hernandez, E. Martinez, J. L. Martinez, S. W. Stafford, D. K. Brown, T. Hoppe, W. Meyers, U. Lindhe, and R. B. Wicker, "Microstructures and mechanical properties of electron beam-rapid manufactured Ti–6Al–4V biomedical prototypes compared to wrought Ti–6Al–4V," *Mater. Charact.*, vol. 60, no. 2, pp. 96–105, Feb. 2009.
- [96] L. Facchini, E. Magalini, P. Robotti, and A. Molinari, "Microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V produced by electron beam melting of pre-alloyed powders," *Rapid Prototyp. J.*, vol. 15, no. 3, pp. 171–178, 2009.
- [97] E. Brandl, C. Leyens, and F. Palm, "Mechanical properties of additive manufactured Ti-6Al-4V using wire and powder based processes," *Mater. Sci. Eng.*, 2011.

- [98] H. K. Rafi, N. V. Karthik, T. L. Starr, and B. E. Stucker, "Mechanical property evaluation of Ti-6Al-4V parts made using Electron Beam Melting," *Solid Free. Fabr. Proc.*, pp. 526–535, 2012.
- [99] M. J. Donachie, *Titanium: A Technical Guide, 2nd Edition*. 2000.
- [100] G. Welsch, R. Boyer, and E. W. Collings, *Materials Properties Handbooks: Titanium Alloys*. 1993.
- [101] E. Wycisk, C. Emmelmann, S. Siddique, and F. Walther, "High Cycle Fatigue (HCF) Performance of Ti-6Al-4V Alloy Processed by Selective Laser Melting," *Adv. Mater. Res.*, vol. 816–817, pp. 134–139, 2013.
- [102] M. Garat, "Propriétés des alliages d'aluminium de fonderie," *Tech. l'Ingénieur*, 2012.
- [103] NF EN, "NF EN 1706 Aluminium et alliages d'aluminium - Pièces moulées," no. May 2010. 2010.
- [104] L. Thijs, K. Kempen, J.-P. Kruth, and J. Van Humbeeck, "Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder," *Acta Mater.*, vol. 61, no. 5, pp. 1809–1819, Mar. 2013.
- [105] D. Buchbinder, H. Schleifenbaum, S. Heidrich, W. Meiners, and J. Bültmann, "High Power Selective Laser Melting (HP SLM) of Aluminum Parts," *Phys. Procedia*, vol. 12, pp. 271–278, 2011.
- [106] M. Warmuzek, "Introduction to Aluminum-Silicon Casting Alloys: Atlas of Microfractographs," *ASM Int.*, vol. 2, pp. 04–09, 2004.
- [107] E. Brandl, U. Heckenberger, V. Holzinger, and D. Buchbinder, "Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior," *Mater. Des.*, vol. 34, pp. 159–169, Feb. 2012.
- [108] W. Li, S. Li, J. Liu, A. Zhang, Y. Zhou, Q. Wei, C. Yan, and Y. Shi, "Effect of heat treatment on AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting: Microstructure evolution, mechanical properties and fracture mechanism," *Mater. Sci. Eng. A*, 2016.
- [109] M. Stucky, "Traitements thermiques des alliages d'aluminium - Matériels recommandations," *Tech. l'Ingénieur*, 2011.
- [110] MIL, "MIL MIL-H-6088G Heat Treatment of Aluminum Alloys." 1991.
- [111] AMS, "AMS 2771E Heat Treatment of Aluminum Alloy Castings." 2013.
- [112] D. Manfredi, F. Calignano, M. Krishnan, R. Canali, E. P. Ambrosio, and E. Atzeni, "From powders to dense metal parts: Characterization of a commercial alsiing alloy processed through direct metal laser sintering," *Materials (Basel)*, vol. 6, no. 3, pp. 856–869, 2013.
- [113] I. Rosenthal, A. Stern, and N. Frage, "Microstructure and Mechanical Properties of AlSi10Mg Parts Produced by the Laser Beam Additive Manufacturing (AM) Technology," *Metallogr. Microstruct. Anal.*, vol. 3, no. 6, pp. 448–453, 2014.
- [114] I. Maskery, N. T. Aboulkhair, C. Tuck, R. D. Wildman, I. A. Ashcroft, N. M. Everitt, and R. J. M. Hague, "Fatigue performance enhancement of selectively laser melted aluminium alloy by heat treatment," pp. 1017–1025.
- [115] N. Read, W. Wang, K. Essa, and M. M. Attallah, "Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: Process optimisation and mechanical properties development," *Mater. Des.*, vol. 65, pp. 417–424, 2015.
- [116] C. M. Lewandowski, "Thermal Treatments of AlSi10Mg Processed By Laser Beam Melting," *Solid Free. Fabr. Symp.*, vol. 1, pp. 1007–1016, 2015.
- [117] M. R. Baghbanan, A. Yabuki, R. S. Timsit, and J. K. Spelt, "Tribological behavior of aluminum alloys in a vibratory finishing process," *Wear*, vol. 255, no. 7–12, pp. 1369–1379, 2003.
- [118] Struers, "Préparation métallographique du titane."

- [119] Struers, “Préparation métallographique de l’aluminium et des alliages d’aluminium.”
- [120] E. N. Landis and D. T. Keane, “X-ray microtomography,” *Mater. Charact.*, vol. 61, pp. 1305–1316, 2010.
- [121] C. Thiery, “Tomographie à rayons X,” *Tech. l’Ingénieur*, 2013.
- [122] I. Maskery, N. T. Aboulkhair, M. R. Corfield, C. Tuck, A. T. Clare, R. K. Leach, R. D. Wildman, I. A. Ashcroft, and R. J. M. Hague, “Quantification and characterisation of porosity in selectively laser melted Al–Si10–Mg using X-ray computed tomography,” *Mater. Charact.*, vol. 111, pp. 193–204, 2016.
- [123] NF EN ISO, “NF EN ISO 6892-1 Matériaux métalliques - Essai de traction - Partie 1: Méthode d’essai à température ambiante.” 2009.
- [124] NF EN, “NF EN 2002-001 Matériaux métalliques - Méthodes d’essais applicables.” 2006.
- [125] R. Smith, “The Versailles Railway Accident of 1842 and the first Research Into Metal Fatigue,” *Fatigue 90*, pp. 2033–2041, 1990.
- [126] W. Schütz, “A history of fatigue,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 54, no. 2, pp. 263–300, 1996.
- [127] P. Rabbe, H. Lieurade, and A. Galtier, “Essais de fatigue de - Partie I,” *Tech. l’Ingénieur*, 2000.
- [128] I. Standard, “ISO 1099 Metallic materials - Fatigue testing - Axial force-controlled method,” no. April 2006. 2006.
- [129] P. Rabbe, H. Lieurade, and A. Galtier, “Essais de fatigue de - Partie II,” *Tech. l’Ingénieur*, 2000.
- [130] NF, “A03-403 Produits métalliques - Pratique des essais de fatigue oligocyclique.” 1990.
- [131] N. Limodin, A. El, L. Wang, J. Lachambre, J. Buffiere, and E. Charkaluk, “Application of X-ray microtomography to study the influence of the casting microstructure upon the tensile behaviour of an Al–Si alloy,” *Nucl. Inst. Methods Phys. Res. B*, vol. 324, pp. 57–62, 2014.
- [132] J. Buffiere, H. Proudhon, E. Ferrie, W. Ludwig, E. Maire, and P. Cloetens, “Three dimensional imaging of damage in structural materials using high resolution micro-tomography,” *Nucl. Inst. Methods Phys. Res. B*, vol. 238, pp. 75–82, 2005.
- [133] H. Gong, K. Rafi, T. Starr, and B. Stucker, “Effect of defects on fatigue tests of as-built Ti-6Al-4V parts fabricated by Selective Laser Melting,” in *Solid Freeform Fabrication Proceedings*, 2012, pp. 499–506.



# Annexe A : Plan des éprouvettes

Les géométries des éprouvettes fabriquées dans le chapitre 2 sont indiquées dans cette annexe. Plusieurs types d'échantillons ont été utilisés pour les différents types d'essais et les 2 matériaux.

## *Eprouvettes de traction*

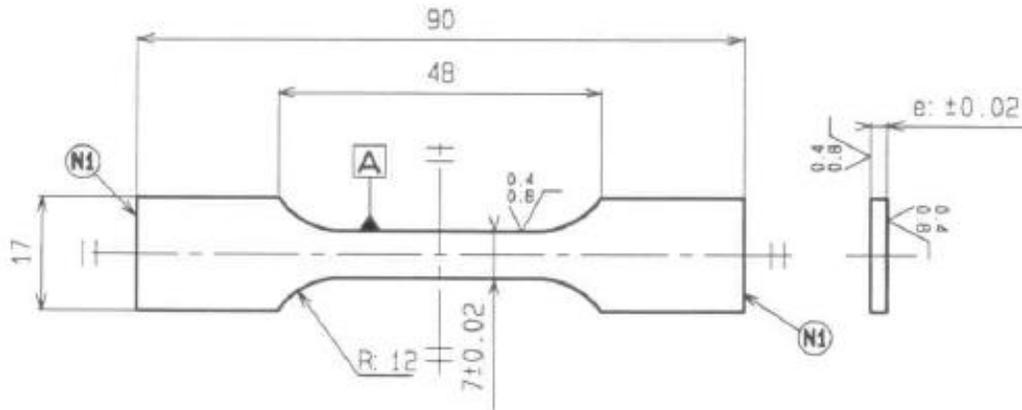


Figure A-1: Géométrie des éprouvettes de traction utilisée pour le titane Ti-6Al-4V fabriqué par SLM et l'aluminium AlSi7Mg0,6 fabriqué par la machine 1

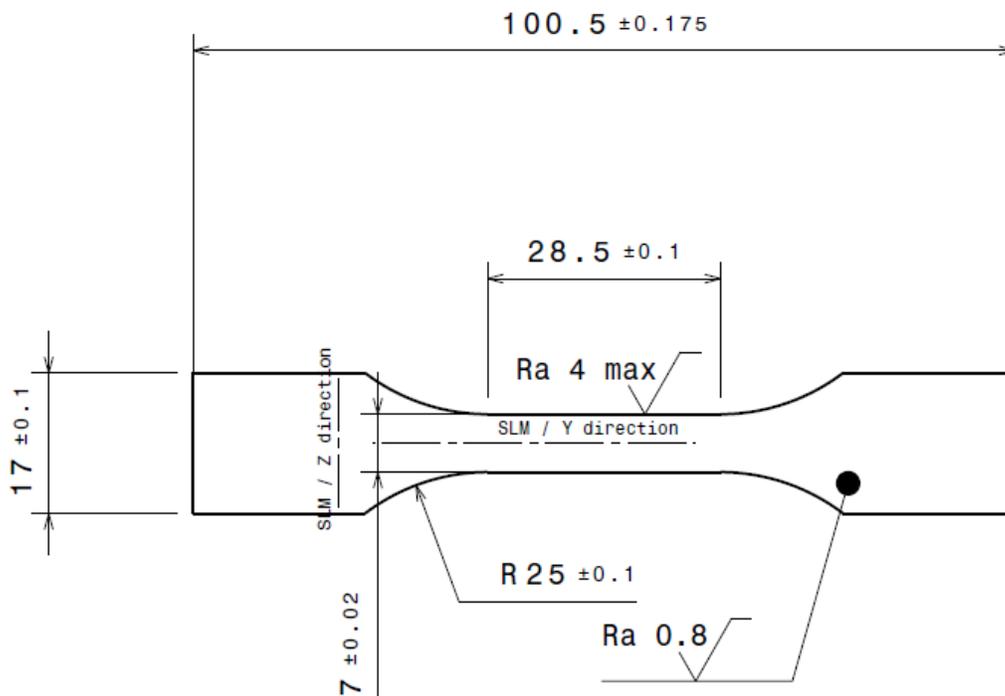


Figure A-2: Géométrie des éprouvettes de traction utilisée pour le titane Ti-6Al-4V fabriqué par EBM

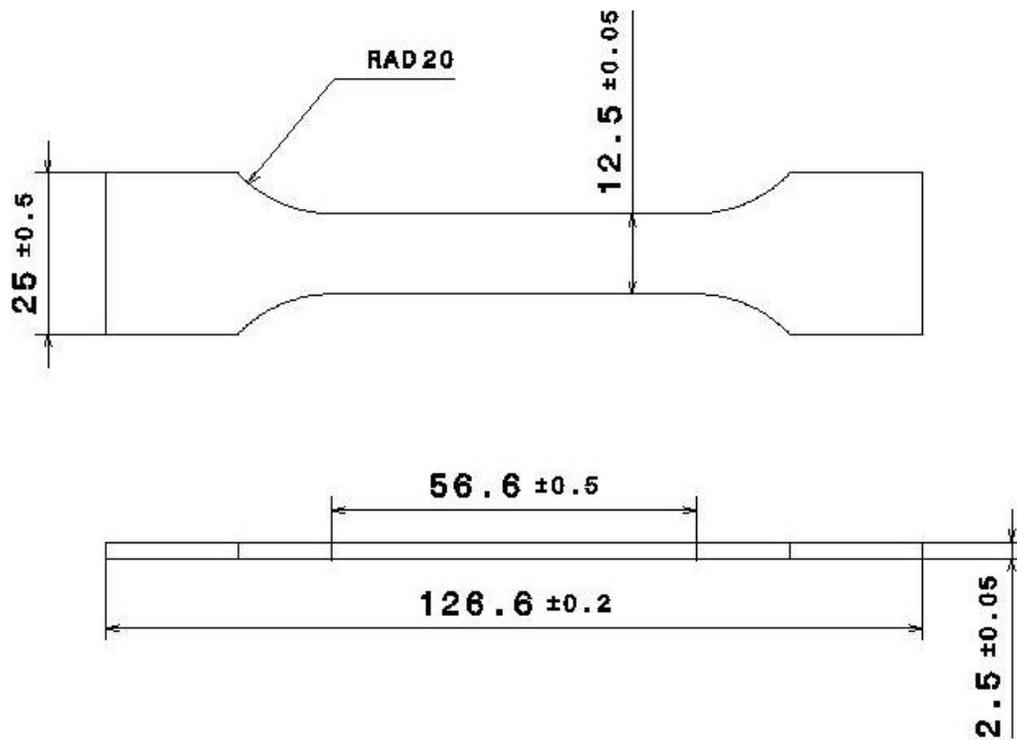


Figure A-3: Géométrie des éprouvettes de traction utilisée pour l'aluminium AlSi7Mg0,6 fabriqué par la machine 2

### *Éprouvettes de fatigue*

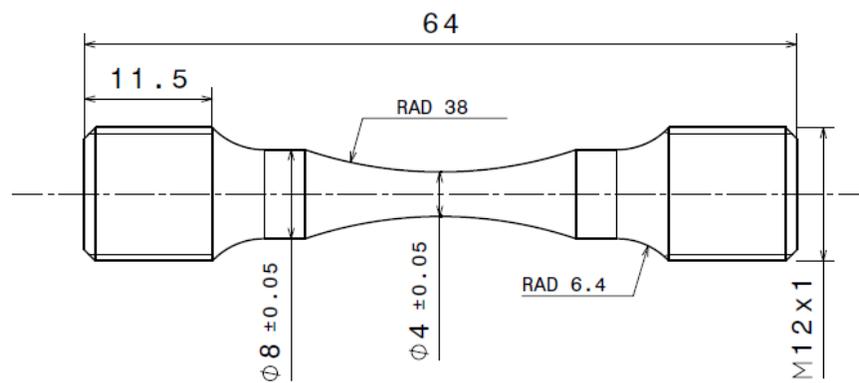


Figure A-4: Géométrie des éprouvettes de fatigue à grand nombre de cycles

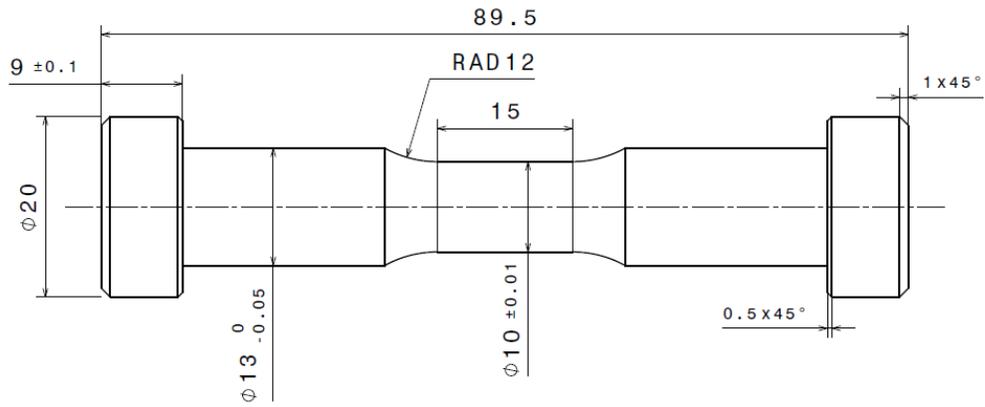


Figure A-5: Géométrie des éprouvettes de fatigue oligocyclique

## Eprouvettes de traction in situ

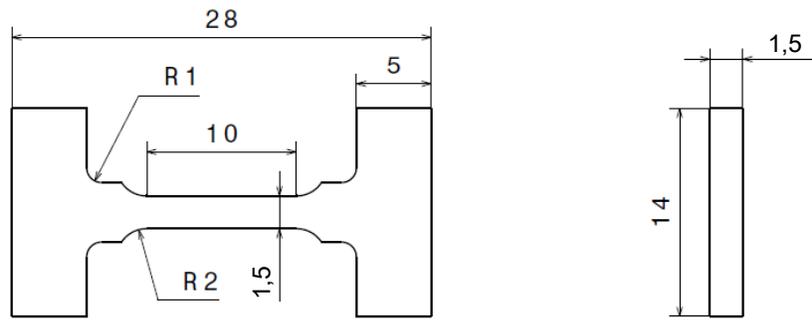


Figure A-6: Géométrie des éprouvettes de traction *in situ* utilisée pour le titane Ti-6Al-4V

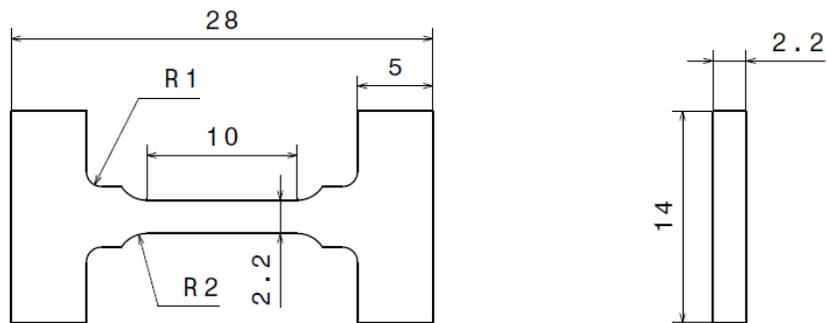


Figure A-7: Géométrie des éprouvettes de traction *in situ* utilisée pour l'aluminium AlSi7Mg0,6





## RESUME

Titre en français : Etude du comportement mécanique et des mécanismes d'endommagement de pièces métalliques réalisées par Fabrication Additive

### Résumé en français :

La fabrication additive est un procédé offrant de nouvelles opportunités aux industriels pour fabriquer des pièces complexes, sans outillage spécifique et en optimisant la matière utilisée.

Cette thèse présente les propriétés mécaniques de pièces réalisées par fabrication additive et l'analyse des mécanismes d'endommagement associés, en ayant comme référence les propriétés mécaniques des procédés de fonderie et de corroyage. Ce type d'analyse est indispensable pour l'industrialisation du procédé.

Les propriétés en traction et en fatigue, sur des éprouvettes en titane Ti-6Al-4V et en aluminium AlSi7Mg0,6, ont été mesurées. Les effets du procédé de fabrication, de la direction de fabrication, du post-usinage et des post-traitements thermiques ont été comparés. Les propriétés sont au moins au niveau de la fonderie.

Ces résultats ont été analysés en corrélation avec les microstructures et les faciès de rupture, afin de dégager des mécanismes d'endommagement. Les critères permettant de mesurer la criticité des défauts ont été définis.

Certaines de ces hypothèses ont pu être vérifiées grâce à des essais de traction *in situ* au microtomographe.

Mots-clefs : Fabrication additive, essais de traction, essais de fatigue, mécanismes d'endommagement, titane, aluminium, microtomographie

---

## ABSTRACT

English title: Studying the mechanical behaviour and the damaging mechanisms of metallic parts produced by Additive Manufacturing

### English abstract:

Additive manufacturing offers new opportunities for industries to manufacture complex parts with no additional tooling and better optimization of the material used.

This thesis is about the analysis of the mechanical properties and the damaging mechanisms of parts produced by additive manufacturing, using mechanical properties of casted and wrought parts as reference. This type of analysis is necessary in order to industrialize the process.

The tensile and fatigue properties on Titanium Ti-6Al-4V and Aluminium AlSi7Mg0,6 were measured. The effects of the process, the manufacturing direction, the post-machining and the post-heat treatments were compared. Properties are at least at the level of casting.

A correlation of these results with microstructures and fracture surfaces was made in order to extract the damaging mechanisms. A method to measure the criticality of the defects in a part was defined.

Some of these hypotheses were verified using microtomographic *in situ* tensile tests.

Keywords: Additive manufacturing, tensile test, fatigue test, damaging mechanisms, Titanium, Aluminium, X-ray computed tomography