



**HAL**  
open science

# Étude expérimentale de la tenue en fatigue de l'alliage AlSi10Mg élaboré par fusion laser de lit de poudre

Julius-Noël Domfang Ngnekou

## ► To cite this version:

Julius-Noël Domfang Ngnekou. Étude expérimentale de la tenue en fatigue de l'alliage AlSi10Mg élaboré par fusion laser de lit de poudre. Autre. ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique - Poitiers, 2019. Français. NNT : 2019ESMA0015 . tel-02483178

**HAL Id: tel-02483178**

**<https://theses.hal.science/tel-02483178v1>**

Submitted on 18 Feb 2020

**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.

**THESE**

**Pour l'obtention du Grade de  
DOCTEUR DE L'ÉCOLE NATIONALE SUPÉRIEURE DE MÉCANIQUE ET  
D'AÉROTECHNIQUE  
(Diplôme National – Arrêté du 25 mai 2016)**

**Ecole Doctorale :  
Sciences et Ingénierie en Matériaux, Mécanique, Energétique**

**Secteur de Recherche : Mécanique des solides, des matériaux, des structures et des surfaces.**

**Présentée par :**

**DOMFANG NGNEKOU Julius Noël**

\*\*\*\*\*

**Étude expérimentale de la tenue en fatigue de l'alliage AlSi10Mg élaboré par fusion laser de lit de poudre.**

\*\*\*\*\*

**Directeurs de thèse : NADOT Yves et HENAFF Gilbert  
Co-encadrant : NICOLAI Julien**

\*\*\*\*\*

**Soutenue le 04 Septembre 2019**

**Devant la Commission d'Examen**

\*\*\*\*\*

**JURY**

**Président :**

CHARKALUK Eric, Directeur de recherche au CNRS, LMS, École polytechnique, Palaiseau

**Rapporteurs :**

DESRAYAUD Christophe, Professeur, LGF, Mines, Saint Étienne.

MOREL Franck, Professeur, LAMPA, ENSAM, Angers.

**Membres du jury :**

CHARKALUK Eric, Directeur de recherche au CNRS, LMS, École polytechnique, Palaiseau.

FAVIER Véronique, Professeure, PIMM, Mines ParisTech, Paris.

NADOT Yves, Professeur, Institut PPRIME, ISAE-ENSMA, Futuroscope-Chasseneuil.

NICOLAI Julien, Maître de conférences, Institut PPRIME, Université de Poitiers.

HENAFF Gilbert, Professeur, Institut PPRIME, ISAE-ENSMA, Futuroscope-Chasseneuil.

RIDOSZ Lionel, Ingénieur Mécanique, Directeur du pôle Fabrication additive à Safran, Plaisir.

**«Lepem fem bro nguengang (langue Bangam, Ouest Cameroun) : les termites enseignent mieux la coopération »**

**Mr et Mme NGNEKOU, mes chers parents.  
Requiescast in pace Papa!**

## Remerciements

Ce travail a été mené à l'institut PPrime, dans le Laboratoire de Mécanique et Physique des Matériaux (LMPM) au sein de l'Institut Supérieur d'Aéronautique et de l'Espace (ISAE) de Poitiers. Un tel contexte implique naturellement le déploiement de toute une équipe (technique et administrative) que je tiens à remercier très chaleureusement.

Merci en particulier à mes directeurs et encadrants de thèse. Du côté de l'ENSMA, merci aux Professeurs Nadot Yves, Henaff Gilbert d'avoir assuré la direction. Auprès de ces deux sages, j'ai appris la science évidemment, mais surtout le discernement et la maîtrise de ma passion parfois excessive, à vouloir tout faire... Merci au Docteur Nicolai Julien, Maître de conférences à l'université de Poitiers, qui a co-encadré mes travaux ; et dont la ferveur, lucide, a su faire musique avec la mienne, naïve.

Par ailleurs, ce projet a été financé par la société Safran (ex-Zodiac Aerospace) que je tiens à remercier via Monsieur Rouge-Carrassat Thierry qui a fait montre de sagacité dans la mise en place et le lancement du projet de thèse ; et qui m'a fait confiance dans la capacité à le piloter jusqu'au bout. Merci également à Monsieur Lionel Ridosz, le co-encadrant industriel pour sa patience, pour m'avoir appris à améliorer mon approche client, et, à rechercher et/ou voir une portée industrielle à toutes mes actions menées en laboratoire.

A l'ensemble de mes collaborateurs de Safran et de l'ENSMA avec qui j'ai passé de très bons moments, merci d'avoir contribué à l'aboutissement de ce travail. Merci notamment à Iben Houria Mohamed qui m'a appris mes premiers pas au labo, Kane Diallo Ousseinou le bon grand frère, Dimithe Loic l'autre bon grand frère, et merci aux autres camarades doctorants de l'axe qui m'ont tous, chacun à sa façon, accompagné jusqu'à la soutenance.

Dans ce sillage, merci à l'ensemble du Jury qui a accepté d'évaluer mes travaux. Merci en particulier au Professeur Charkaluk Eric, Directeur de recherche au CNRS à l'école polytechnique de Paris, qui a accepté de présider mon Jury. Aux Professeurs Morel Franck et Desrayaud Christophe respectivement des Arts-et-métiers d'Angers et des Mines de Saint-Étienne, qui ont acceptés de rapporter mon travail, merci ! Merci également à Madame Favier Véronique, Professeure aux Arts-et-métiers de Paris, qui a examiné mon manuscrit. En somme, je tiens à réitérer mes remerciements à ces experts pour la qualité de nos discussions qui m'ont valu le titre de Docteur de l'ISAE-ENSMA.

Ce titre de Docteur que j'ai reçu et que je porterai fièrement est comme un fagot de bois dont l'élaboration demande obligatoirement plusieurs mains. A tous mes amis et à toutes ces nombreuses familles qui m'ont aidé dans sa confection et son transport des monts de mon Bangam natal, jusqu'à Poitiers, en passant par les cimes et abîmes, merci infiniment ! Pour votre soutien, présence et affection, merci au Père Puyau Jean-Michel, à Wade Ousmane, Mbengue Tamsir, Haley Olivia, Ncharé Armand, Talla Hermann, Siewe Mathilde, Yondo JINETTE et en particulier à Gossart Chloé ... Au risque d'en oublier et pour ne pas rallonger ce manuscrit d'une plénitude de pages, comprenez mon choix de ne pas tous vous citer exhaustivement.

Enfin, merci à ma grande famille, mes frères et sœurs, mes pères, mes mères, et mes enfants, qui m'ont soutenu. Merci d'avoir été mes remparts, et parfois mes carquois tout le long de cette aventure. Le chemin parcouru ensemble est louable, il reste encore beaucoup à faire, mais comme ces petits termites, ensemble nous irons loin et continuerons de bâtir à petits grains, cette gigantesque et solide termitière dont les socles ont déjà été posés par nos ancêtres.





# Table des matières

0.	Introduction générale/ Préambule.....	8
I.	Chapitre I : Etude bibliographique .....	12
I.1.	Fabrication additive métallique.....	13
I.1.1.	Définition et enjeux.....	13
I.1.2.	Le procédé « Selective Laser Melting (SLM) ».....	15
I.1.3.	Synthèse .....	16
I.2.	Étude de l'alliage AlSi10Mg obtenu par SLM .....	17
I.2.1.	Défauts .....	17
I.2.2.	Microstructure.....	26
I.2.3.	Rugosité.....	32
I.2.4.	Contraintes résiduelles.....	35
I.2.5.	Quelques propriétés mécaniques de base .....	35
I.3.	Généralités sur la fatigue .....	37
I.3.1.	Définition.....	38
I.3.2.	Fatigue des alliages de fonderie .....	40
I.3.3.	Notions de critères .....	42
I.4.	Modélisation de la limite de fatigue des matériaux sans défauts .....	43
I.4.1.	Critères empiriques basés sur la contrainte moyenne.....	43
I.4.2.	Critère de Crossland .....	46
I.5.	Modélisation de la limite de fatigue des matériaux avec défauts .....	46
I.5.1.	Approche de la Mécanique de la Rupture en Elasticité Linéaire (MREL) .....	46
I.5.2.	Approche de El Haddad .....	47
I.5.3.	Approche de Murakami.....	48
I.5.4.	Approche DSG .....	49
I.5.5.	Approches Kf .....	49
I.6.	Etat de l'art sur la fatigue de l'alliage AlSi10Mg élaboré par voie additive .....	51
I.6.1.	Analyse des courbes S-N .....	51
I.6.2.	Analyse des courbes da-dN/ $\Delta K$ .....	55
I.7.	Conclusion du chapitre I et orientation des travaux .....	56
II.	Chapitre II : Caractérisation du matériau, méthodes expérimentales.....	60
II.1.	Production des éprouvettes .....	61
II.1.1.	Différentes productions .....	61
II.1.2.	Choix des post-traitements .....	62
II.1.3.	Dénomination des éprouvettes.....	63
II.2.	Caractérisation de la matière .....	65

II.2.1.	Défauts .....	65
II.2.2.	Microstructure.....	73
II.2.3.	Rugosité.....	84
II.2.4.	Contraintes résiduelles.....	85
II.3.	Caractérisation des propriétés mécaniques.....	87
II.3.1.	Dureté.....	87
II.3.2.	Traction monotone.....	89
II.3.3.	Module d'Young .....	92
II.3.4.	Fatigue .....	93
II.4.	Conclusion du chapitre II.....	104
III.	Chapitre III : Fatigue des éprouvettes prélevées à cœur par usinage.....	106
III.1	Constats expérimentaux.....	107
III.1.1	Influence de la direction de production et du traitement thermique T6.....	107
III.1.2	Influence de la hauteur de production.....	109
III.1.3	Influence du taux de porosité.....	110
III.2	Synthèse et orientation de l'analyse .....	111
III.3	Détermination de la limite de fatigue .....	112
III.4	Identification des sites d'amorçage.....	113
III.5	Evolution de la limite de fatigue en fonction de la taille des défauts .....	115
III.5.1.	Prise en compte de la direction de production et du traitement thermique T6 .....	115
III.5.2.	Prise en compte de la hauteur de production .....	121
III.5.3.	Prise en compte de la morphologie des défauts.....	125
III.5.3.1.	Défauts naturels .....	125
III.5.3.2.	Défauts artificiels.....	127
III.6	Etude des fissures naturelles.....	129
III.6.1.	Evolution de la taille en surface .....	129
III.6.2.	Loi de fissuration des défauts naturels .....	132
III.6.3.	Courbes S-N à l'amorçage .....	136
III.7	Influence de la microstructure sur la résistance à la fatigue .....	138
III.7.1.	Contribution des précipités de silicium et des intermétalliques.....	138
III.7.2.	Contribution des grains cristallographiques.....	140
III.7.3.	Proposition d'un basé sur le rôle de la microstructure dans la tenue en fatigue .....	141
III.8	Application de quelques critères de fatigue .....	143
III.8.1.	Prise en compte de la contrainte moyenne en présence de défauts .....	143
III.8.2.	L'approche de Murakami .....	147
III.8.3.	L'approche DSG .....	148

III.8.4.	Adaptation de l'approche DSG au matériau d'étude .....	152
III.9	Conclusion du chapitre III .....	155
IV.	Chapitre IV : Fatigue des éprouvettes avec section utile brute de fabrication.....	157
IV.1.	Constats expérimentaux.....	158
IV.1.1.	Influence du mode de retrait des supports de fabrication .....	158
IV.1.2.	Influence de la direction de production et du T6.....	161
IV.2.	Analyse de l'influence de la direction de production, prise en compte du T6.....	163
IV.2.1.	Sites d'amorçage. ....	163
IV.2.2.	Diagramme de Kitagawa. ....	167
IV.2.3.	Synthèse .....	175
IV.3.	Analyse de la compétition <i>défauts/rugosité</i> en surface .....	176
IV.3.1.	Approche expérimentale.....	176
IV.3.2.	Approche analytique basé sur le facteur $K_t$ ou $K_f$ .....	181
IV.4.	Influence de quelques paramètres du procédé d'élaboration sur la limite de fatigue .....	183
IV.4.1.	Présentation des productions .....	183
IV.4.2.	Résultats d'essais.....	185
IV.4.3.	Analyse des résultats.....	186
IV.5.	Conclusion du chapitre IV.....	196
	Conclusions générales et perspectives .....	197
	Références bibliographiques.....	203
A.	Annexes .....	211
A.1.	Annexe 1 : paramètres d'élaboration des barreaux SLM.....	212
A.2.	Annexe 2 : fiche technique de la poudre Hermillion.....	223
A.3.	Annexe 3 : fiche technique de la poudre Tekna.....	231
A.4.	Annexe 4 : fiche technique de la poudre EOS .....	239
A.5.	Annexe 5 : Influence du traitement de surface OAS sur la tenue en fatigue.....	240
	Liste des figures.....	248
	Liste des tableaux.....	256
	Résumé/Abstract.....	258

# **0. Introduction générale/ Préambule**

Cette étude a débuté au sein de la société Zodiac Aerospace avant que cette dernière ne fusionne avec le groupe Safran. La réduction de la masse des pièces étant un grand enjeu en milieu aéronautique, la fabrication additive métallique suscite beaucoup d'intérêt dans la mesure où la matière n'est utilisée que là où il y a un besoin.

Par ailleurs, la fabrication additive doit également répondre aux challenges de l'industrie en matière d'optimisation de la qualité, temps et coûts de production. La figure ci-après illustre qualitativement un aspect de l'optimisation de procédé. La notion d'optimisation de procédé implique en amont un design réaliste des pièces. Ces dernières sont ensuite fabriquées suivant une gamme de fabrication (process) donnée. Généralement, les pièces subissent un post-traitement ou sont partiellement usinées.

À ce stade, il convient de caractériser les paramètres constitutifs de la matière et étudier leur impact sur les critères d'acceptabilité ou de validation des produits définis dans le cahier des charges. Sur certains aspects, de la caractérisation du matériau en lien avec les propriétés mécaniques, l'institut PPrime de Poitiers a été sollicité dans le cadre d'une thèse définie par la Convention Industrielle de Formation par la Recherche. Dans ce cadre, un dialogue permanent avec l'industriel a permis de positionner les résultats de l'étude dans une vision globale et d'intégrer ces résultats dans la feuille de route du groupe. Si les critères d'acceptabilité sont atteints, les pièces pourront être produites avec une connaissance des propriétés mécaniques en tous points.

En parallèle de la démarche expérimentale qui constitue le cœur de cette étude, une approche numérique peut être déployée afin d'évaluer l'impact des différents paramètres du matériau sur les propriétés mécaniques en tous points de la pièce.

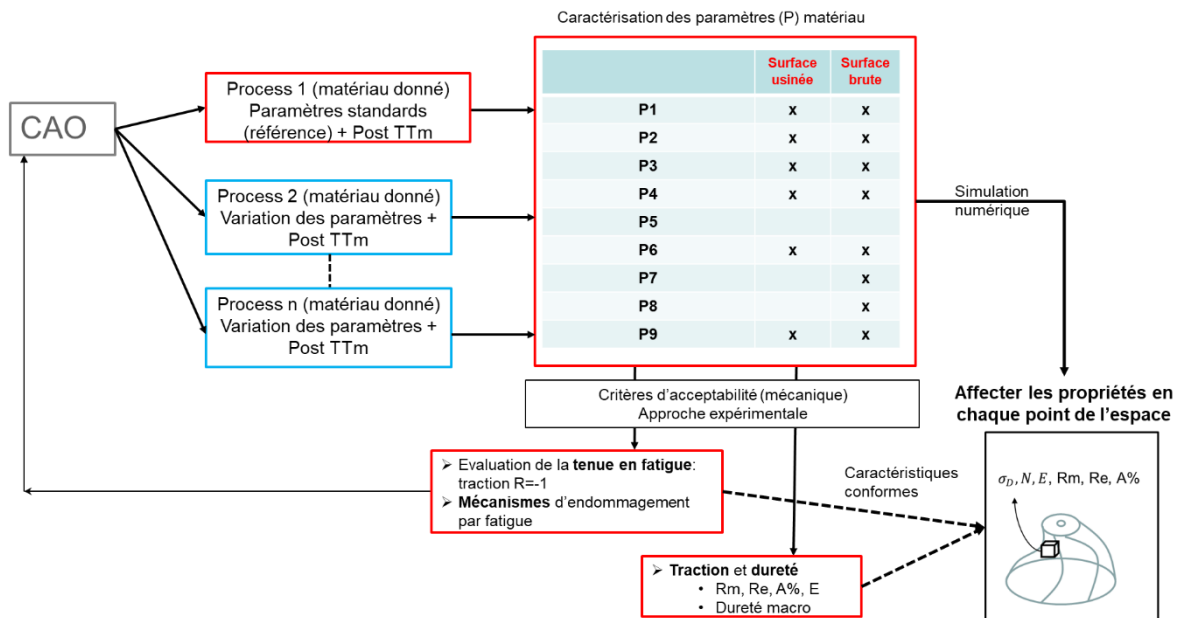


Figure 0-1: Proposition d'une démarche d'optimisation d'un procédé de fabrication

Dans cette étude, il est principalement question de la fatigue d'un alliage AlSi10Mg élaboré par fusion laser sélective. L'approche est essentiellement expérimentale. Elle consiste

à identifier le paramètre du matériau qui pilote la limite de fatigue à l'ordre 1 ; aussi, de contribuer à la compréhension des mécanismes d'endommagement par fatigue. Les travaux sont effectués sur des éprouvettes de laboratoire.

L'objectif de ce manuscrit est de proposer une démarche d'étude de l'endommagement par fatigue des éprouvettes usinées ou avec sections utiles brutes de fabrication, ayant subi ou non des différents post-traitements. Afin de s'inscrire dans une stratégie d'optimisation du procédé, il sera question avant toute chose de porter une grande attention sur la caractérisation du matériau en lien avec le procédé, et surtout, de proposer une approche expérimentale qui permette d'évaluer et de comprendre l'influence des défauts (type, taille, morphologie et position) et de la microstructure sur la limite de fatigue. Pour ce faire, il sera systématiquement proposé une analyse des défauts, leur impact sera quantifié au travers des diagrammes de Kitagawa, de sorte à pouvoir étudier les autres paramètres (orientation, état de surface, ...) à iso-défaut.

En préambule, il s'agit de positionner les motivations des travaux et d'illustrer succinctement une démarche d'optimisation d'un procédé de fabrication. Quatre chapitres seront ensuite développés dans ce manuscrit.

Le chapitre I, concerne l'étude bibliographique. Il est notamment question de faire un état de l'art sur la fabrication additive des aluminiums. L'influence des paramètres du procédé et des post-traitements sur l'intégrité de la matière ainsi que sur la tenue mécanique, est présentée. L'objectif étant de comprendre l'impact des paramètres du matériau sur la tenue en fatigue, ce chapitre traite aussi des généralités sur la fatigue en amorçage et en propagation. Une attention particulière est portée à l'influence des défauts sur la limite de fatigue. À l'issue du chapitre I, quelques questions de fond sont soulevées et font l'objet des chapitres suivants.

Au chapitre II, il est essentiellement question de la caractérisation du matériau. Les paramètres de la matière sont quantitativement étudiés à cœur et en surface. La notion de matériau de référence pour ce type de procédé est abordée.

Dans le chapitre III, il est question d'étudier la tenue en fatigue du matériau usiné. Dans un premier temps il s'agit d'évaluer la tenue en fatigue en regard des paramètres du procédé. L'influence du traitement thermique T6 est également quantifiée. Dans un second temps, il est question de comprendre les mécanismes d'endommagement par fatigue dans ce type de matériau. Pour cela, le suivi en surface des fissures naturelles est réalisé par la technique des répliques. Il en découle une loi de fissuration des défauts naturels, c'est-à-dire inhérents au procédé. Les résultats obtenus sont comparés au cas des fissures longues. Enfin, l'étude de la topologie des faciès de rupture permet d'analyser les modes de propagation. D'autre part, l'analyse des faciès de rupture permet de quantifier les sites d'amorçage qui sont le plus souvent des défauts dus au procédé. Il en découle une analyse basée sur des diagrammes de type Kitagawa expérimentaux et analytiques. Ces diagrammes de Kitagawa permettent d'étudier l'influence de la taille des défauts et de la microstructure sur la limite de fatigue. Dans ce cadre, quelques critères de fatigue sont discutés, et l'approche DSG prenant en compte les effets de

gradient de contrainte autour des défauts, est adaptée au matériau d'étude en prenant en compte des considérations cristallographiques.

Au chapitre IV, il est essentiellement question d'étudier la tenue en fatigue des surfaces brutes de fabrication. Dans un premier temps, l'influence de la direction de construction des éprouvettes, notamment du mode de suppression des supports de construction est étudiée. Ensuite, afin de s'affranchir de l'effet des supports, la suite du chapitre est plus centrée sur les éprouvettes produites verticalement, dans l'objectif principal de pouvoir aborder l'effet des défauts sur la limite de fatigue, en présence de la rugosité de surface aux échelles des particules de poudre et de l'ondulation de surface. Dans ce cadre, une démarche d'analyse basée sur le diagramme de Kitagawa permet d'étudier la compétition entre défaut isolé et rugosité de surface. Enfin, dans un cadre de développement industriel, une étude paramétrique du procédé (Puissance du laser, vitesse de balayage, espacement entre tracés laser, type de poudre, épaisseur du lit de poudre) est faite en vis-à-vis de la limite de fatigue ; cela pourrait alimenter les discussions sur l'optimisation du procédé.

À l'issue de ce manuscrit, une conclusion générale de l'étude est présentée et quelques perspectives sont proposées.



# **I. Chapitre I : Étude bibliographique**

Ce chapitre propose un état de l'art de la littérature autour de la fabrication additive des aluminiums. Les notions d'intégrité de la matière associée à ce type de procédé (microstructure, défauts, rugosité et contraintes résiduelles) ainsi qu'au comportement en fatigue associé sont abordées. L'objectif de l'étude étant de comprendre l'impact des paramètres du matériau sur la tenue en fatigue, ce chapitre aborde aussi quelques généralités sur la fatigue en amorçage et en propagation. Une attention particulière est portée sur l'influence des défauts sur la limite de fatigue qui constitue le cœur de l'analyse des chapitres suivants. À l'issue du chapitre I, quelques questions de fond sont soulevées et font l'objet des prochains chapitres.

## I.1. Fabrication additive métallique

### I.1.1. Définition et enjeux

La fabrication additive (FA) repose sur le principe de l'impression 3D. Les procédés de fabrication additive consistent en la simplification 2D d'un problème 3D plus ou moins complexe. En effet, les pièces sont fabriquées couche par couche. Ainsi, la FA permet l'optimisation topologique et surtout la réalisation des pièces de géométrie complexes [1]–[6]. C'est donc un procédé en rupture avec ceux existants comme l'usinage ou le formage schématisés en Figure I-1.

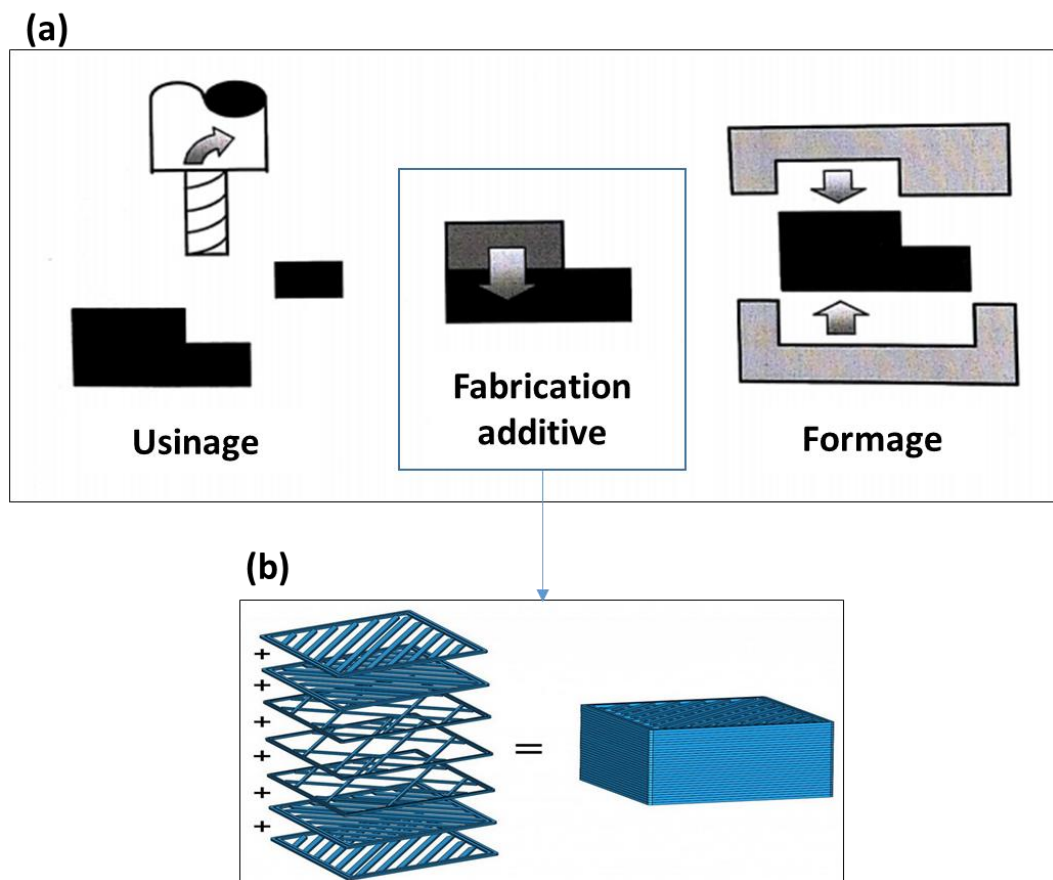


Figure I-1: Schématisation de la fabrication additive, (a) comparaison avec les procédés par enlèvement de matière et par formage [7], [8], (b) illustration de l'aspect couche-par-couche.

Quel que soit le procédé, le principe de fabrication additive repose sur quatre piliers comme le montre la Figure I-2. En données d'entrée, l'opérateur dispose de fichiers de type STL par exemple, ou alors de type *Point Data*, respectivement issus de la CAO ou de la numérisation 3D. Les fichiers 3D sont ensuite définis en empilement de plans 2D. La réalisation proprement dite de la pièce implique un choix du matériau. La matière première peut être à l'état liquide ou solide (poudre ou lingots) en fonction de la méthode de réalisation qui sera adoptée et de l'utilisation de la pièce ainsi fabriquée.

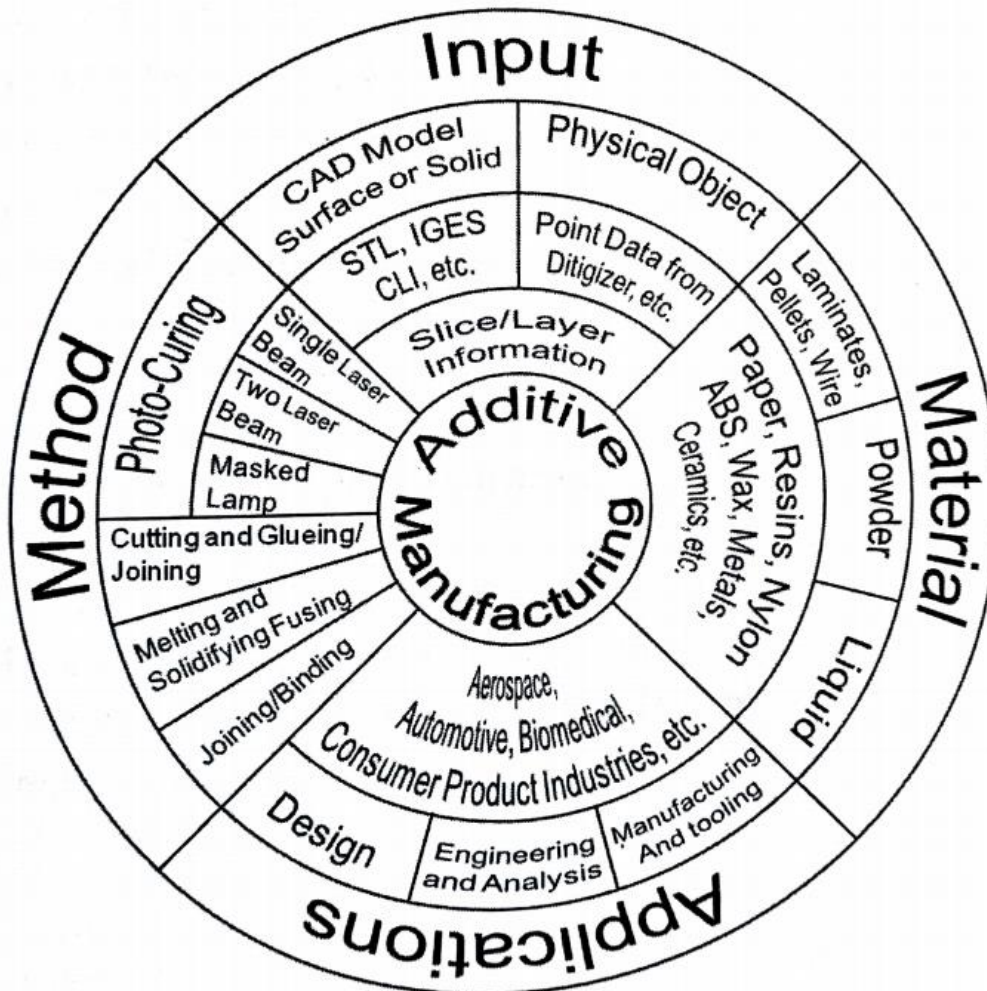


Figure I-2 : Définition du périmètre de la fabrication additive, quel que soit le procédé [7]

Dans le secteur aéronautique, il est notamment possible de produire par fabrication additive des pièces complexes comme des servovalves [9]. Pour ce type de pièces, la fabrication additive offre la possibilité de réduire les coûts et parfois le temps de production. Selon *Chee et Kah* [7], l'intégration des outils de fabrication additive permet de réduire les coûts et le temps de production jusqu'à hauteur de 50 %. L'analyse de la Figure I-3 permet de dégager quatre principaux axes d'optimisation :

- Conception des produits dédiés avec optimisation de masses ;

- Recyclage de la matière première ;
- Réduction des assemblages ;
- Suppression des coûts d'outillage et de machines de formage.

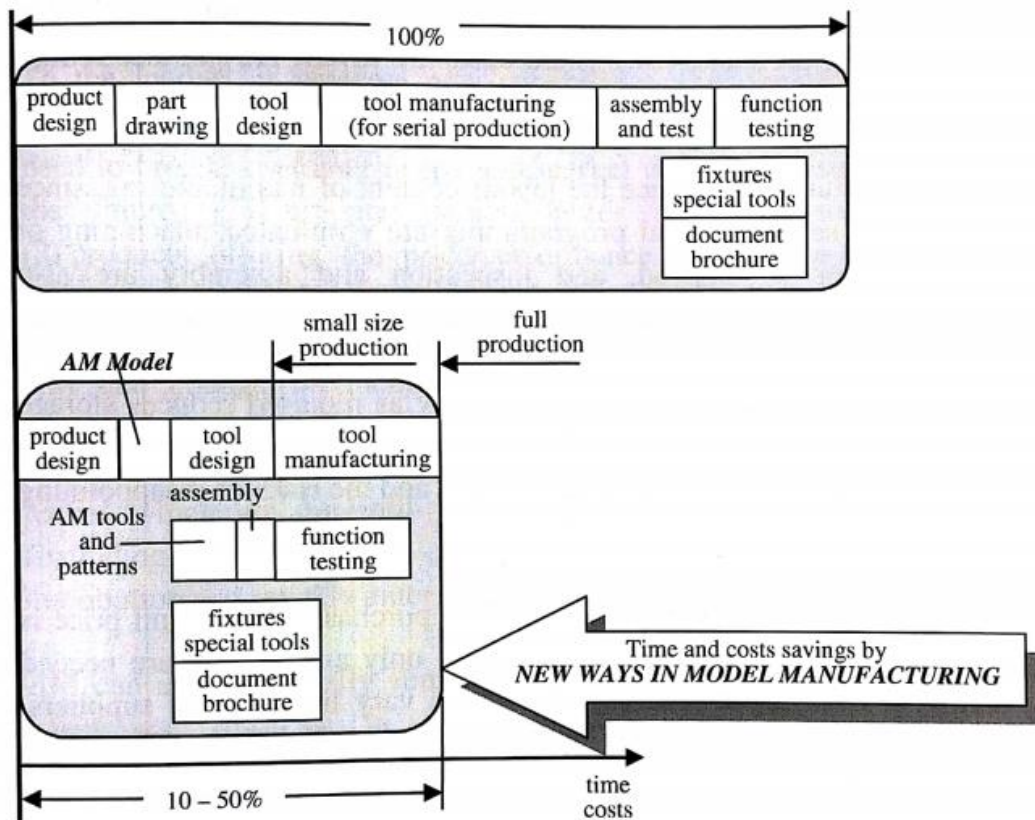


Figure I-3 : Réduction des coûts et temps de production par la fabrication additive [7]

### I.1.2. Le procédé « Selective Laser Melting (SLM) »

Comme le montre la Figure I-2, il existe plusieurs méthodes de fabrication additive. Ce paragraphe présente la méthode par fusion laser sélective de poudre dont les pièces font l'objet de ce manuscrit. Toute la production se fait sous atmosphère contrôlée. Généralement, dans le cas des métaux, l'environnement de fabrication est constitué d'argon. Un système permet d'approvisionner la poudre qui est ensuite étalée sur le plateau de construction à l'aide d'un rouleau pour les machines de première génération et de racleur pour les générations suivantes. Un faisceau laser correctement dimensionné (diamètre du spot, puissance) traverse une plaque située à une certaine distance du plateau. L'énergie ainsi fournie au niveau du plateau, via le laser, permet de fondre les particules de poudre. Le lasage se fait dans le plan XY à une vitesse donnée. Une fois la zone effective lasée, le plateau est déplacé d'une distance donnée vers le bas dans la direction de construction, Z. La distance de translation définit l'épaisseur de lit de poudre déposée.

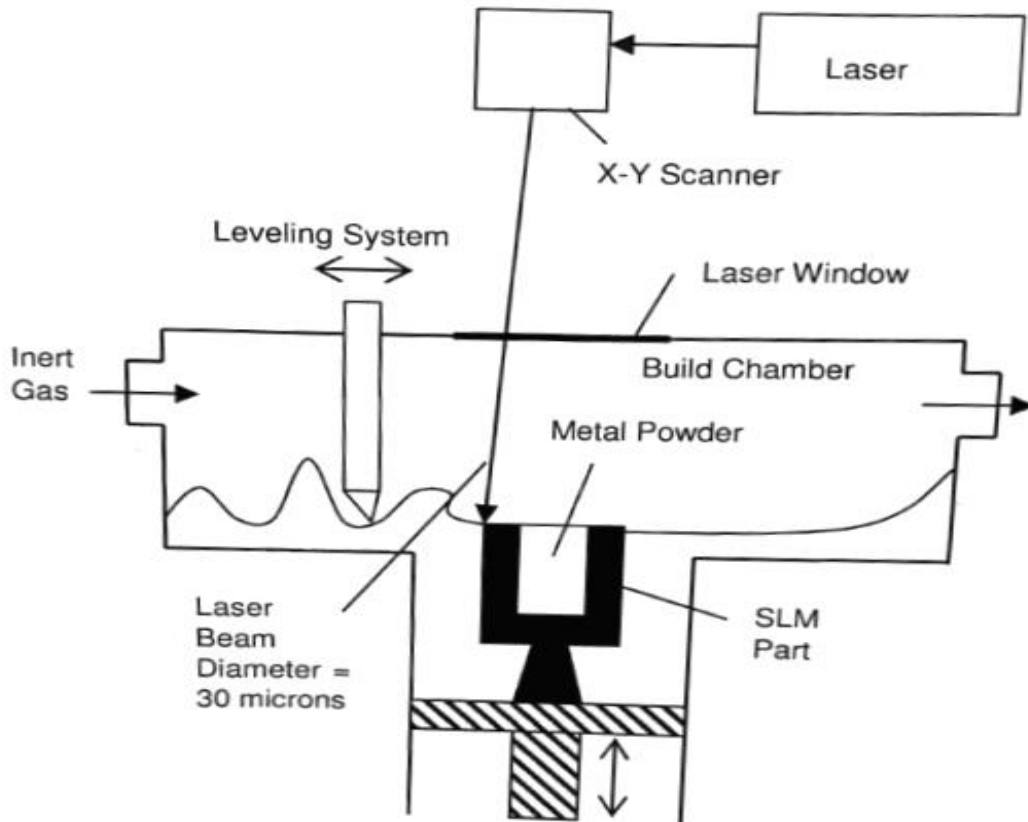


Figure I-4 : Schéma de principe du procédé SLM [7]

Selon *Chee et Kah* [7], un des inconvénients est la lenteur de production car il est difficile d'atteindre une cadence supérieure à  $70 \text{ cm}^3/\text{h}$ . En revanche, l'auteur propose, entre autres avantages, l'application à une grande classe de matériaux dont les alliages d'aluminium.

### I.1.3. Synthèse

La fabrication additive permet de fabriquer des pièces de géométrie complexe. Nous nous intéressons au procédé SLM qui est bien adapté pour des alliages comme ceux à base d'aluminium. La qualification et la certification des pièces produites par le procédé SLM impliquent une étude paramétrique du procédé afin d'évaluer la dépendance des principaux paramètres matériaux classiquement regroupés en quatre familles :

- Défauts ;
- Microstructure ;
- Rugosité ;
- Contraintes résiduelles.

Ces éléments ont un impact sur les propriétés mécaniques des pièces fabriquées [10]–[20].

## I.2. Étude de l'alliage AlSi10Mg obtenu par SLM

### I.2.1. Défauts

Comme les autres procédés de fabrication, la fabrication additive génère des défauts au sein des pièces produites. Il est généralement possible comme le montre Figure I-5, d'identifier des défauts régulièrement disposés en sous couche des pièces, notamment quand celles-ci ont subi un lasage de contours. On peut donc regrouper les défauts suivant deux populations : la première étant due à la stratégie de lasage des contours de la pièce et la deuxième à la stratégie de lasage du cœur. Cette deuxième population de défaut est plus aléatoirement répartie.

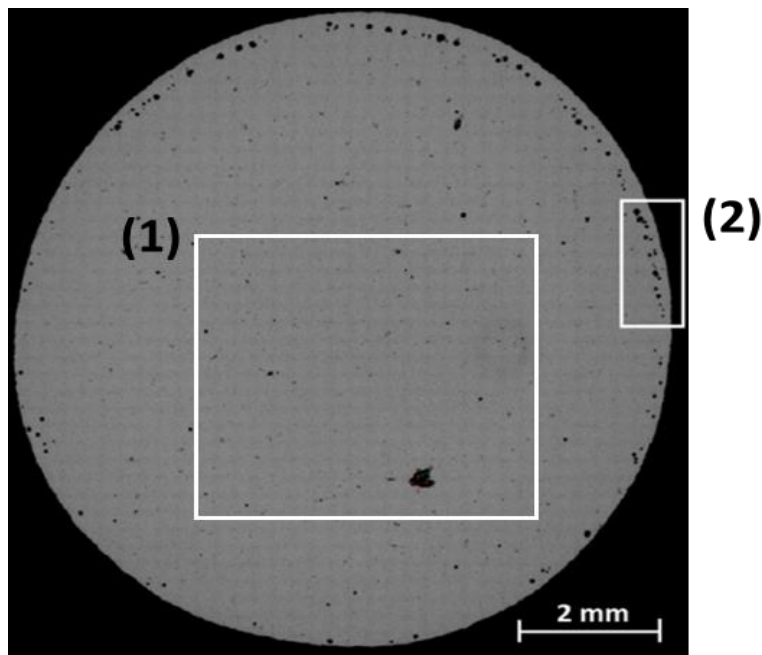


Figure I-5 : Mise en évidence par tomographie de deux populations de défauts [21].

Les défauts en fabrication additive sont généralement de plusieurs types que l'on peut distinguer en fonction de leur morphologie comme le montre la Figure I-6.

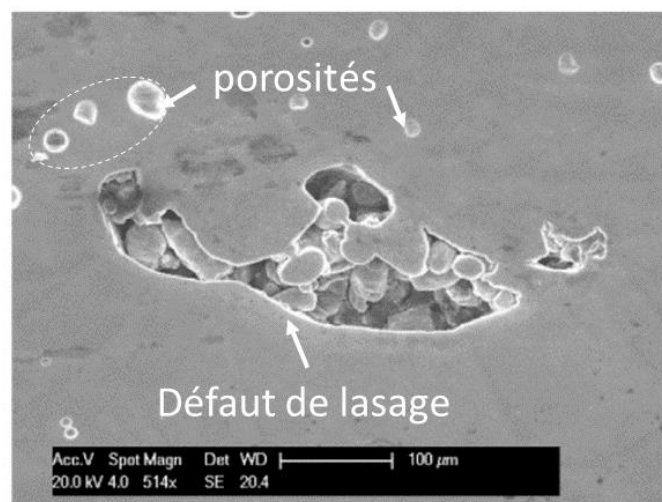


Figure I-6 : 'Petites' porosités entourant un défaut de lasage [22]



Il est donc possible de classifier les défauts rencontrés en fabrication additive des aluminiums suivant deux grandes familles [10], [21]–[33], à savoir les porosités et les défauts de lasage.

### 1- Les porosités

Ces défauts se distinguent principalement par leurs formes relativement sphériques (Figure I-7). Selon les travaux de *Kun V. Yang et al.* [24] les défauts de type porosités encore appelés « keyholes-porosity », sont généralement localisés en fond de bain de fusion et également au bord des contours de la pièce. Les travaux de *Kun V. Yang et al.* [24] ont été réalisés sur un alliage d'aluminium à 7% de silicium et un autre à 10%. Les auteurs montrent qu'il est possible de s'affranchir des pores en réduisant la densité d'énergie surfacique due au laser. Selon les travaux de *Weingarten et al* menés sur l'alliage AlSi10Mg [26], les porosités peuvent aussi être dues à l'environnement de production. En l'occurrence, les auteurs pointent la présence d'hydrogène, l'effet d'un « prélasage », ainsi que les paramètres intrinsèquement liés au laser tels que la vitesse de balayage et le diamètre du spot. Rappelons ici que le « prélasage » consiste à effectuer un premier passage avec un laser correctement défini, de façon à ne pas provoquer la fusion des particules. Le but de cette étape est de réduire le taux d'humidité dans le lit de poudre. Comme *Kun V. Yang et al.*, les travaux de *Weingarten et al.* [26] montrent que l'on peut réduire les porosités en réduisant la densité d'énergie surfacique  $E_s$ . Dans le cas de deux pièces ayant subi un « prélasage » à 90°C, le taux de porosité peut être 20 fois plus important en divisant par 3 la taille  $d$  du spot laser et en multipliant par 10 la vitesse de balayage  $V$ .

$$E_s = \frac{P}{V \cdot d} \left[ \frac{J}{mm^2} \right] \quad \text{Équation 1}$$

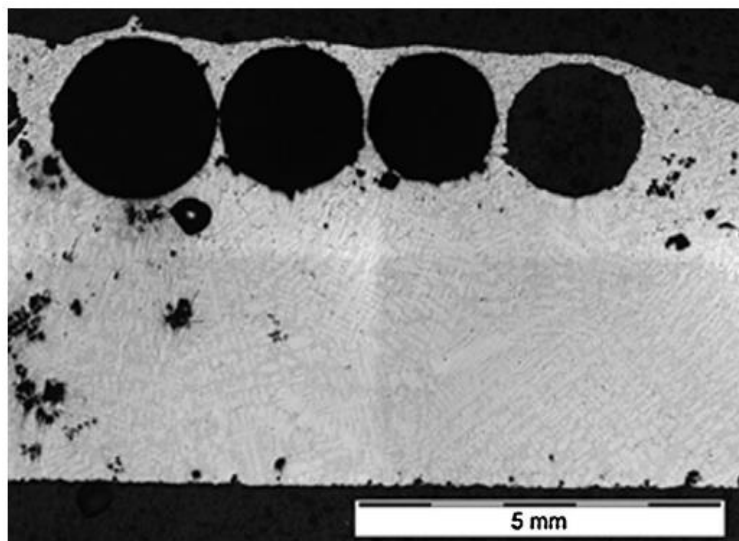


Figure I-7 : Mise en évidence de défauts de type porosité sphérique, relativement grossiers et régulièrement disposés en sous couche de la pièce [26]

2- Les défauts dits « de lasage » ou « lack-of-fusion, caractérisés par leurs formes complexes (Figure I-6).

Ce type de défauts est également associé aux paramètres du laser. Les défauts de lasage peuvent être dus à des zones non fondues et se traduisent généralement par la présence de particules de poudre. Il existe cependant des défauts de lasage allongés, mais ne contenant pas de particule de poudre. Selon *Kun V. Yang et al.*[24], on peut éviter ce dernier cas de figure en réalisant des empilements fins, ce qui augmente la densité volumique d'énergie due au laser.

$$E_v = \frac{P}{V \cdot d \cdot e} \left[ \frac{J}{mm^3} \right] \quad \text{Équation 2}$$

Avec  $e$  désignant l'épaisseur de poudre déposée.

Dans le cadre des travaux sur l'AlSi10Mg, *Aboukhair et al.*[22] proposent de classifier les paramètres du procédé suivant l'arborescence représentée en Figure I-8. Cette liste est bien évidemment non exhaustive. Les auteurs se proposent de réduire le taux de porosité en fixant la puissance du laser et l'épaisseur du lit de poudre. Dans cet objectif, on peut évaluer l'influence de la stratégie de balayage, le décalage entre chaque tracé laser, et la vitesse de balayage sur les défauts de lasage. Pour une même stratégie de lasage, les auteurs fixent la vitesse et observent que sur une plage de 50 à 300  $\mu m$  de décalage laser, il est préférable de resserrer les passes afin de réduire le nombre de défauts allongés. Dans un second temps, les auteurs font varier seulement la vitesse de balayage et constatent que pour le même décalage entre tracés lasers, il y a une réduction du nombre de défauts allongés avec la vitesse de balayage.

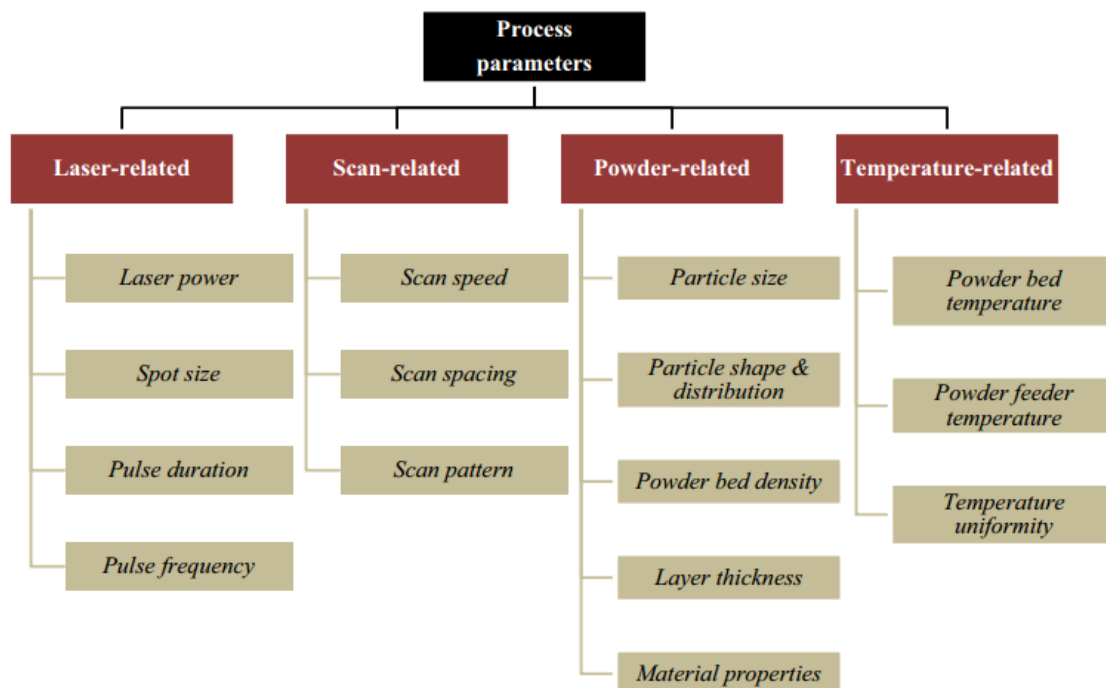


Figure I-8 : Classification des paramètres du procédé SLM selon *Aboukhair et al.* [22]



Afin d'évaluer l'influence de la stratégie de balayage sur la population de défauts, *Aboulkhair et al.* comparent cinq cas de figure, toutes choses égales par ailleurs. La Figure I-9 montre que les résultats obtenus sont plus satisfaisants lorsque le lit de poutre subit un « prélasage » à faible puissance.

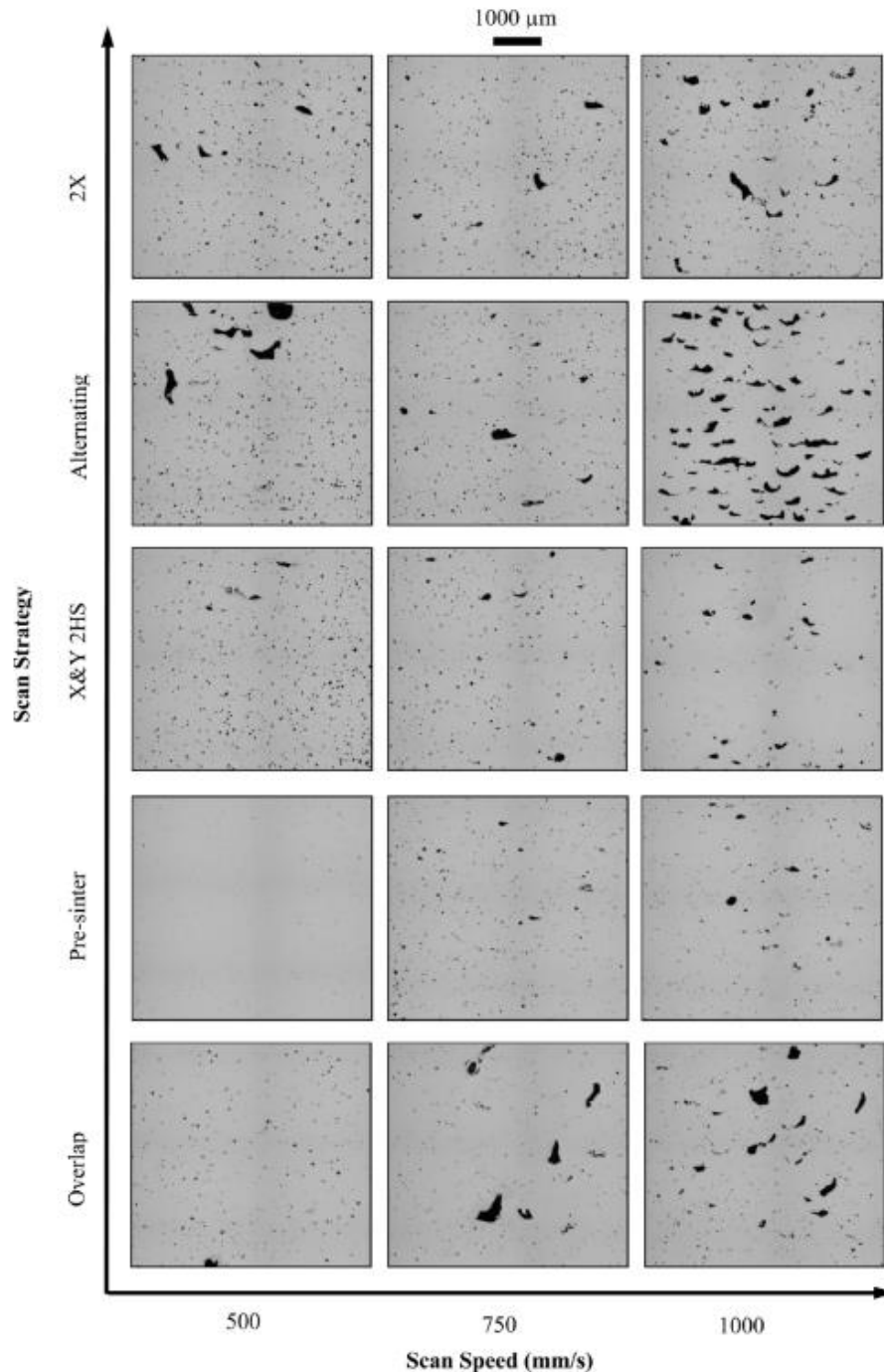


Figure I-9 : Influence de la stratégie de balayage sur les défauts allongés [22]

Dans la suite de l'étude des défauts inhérents au procédé SLM, il semble pertinent d'avoir deux approches de caractérisation des défauts qui permettront à terme d'établir un lien avec les caractéristiques mécaniques des pièces :

- Une approche globale basée sur le taux de porosité ;
- Une approche spécifique basée sur l'étude de chaque défaut en termes de taille, morphologie, position et orientation.

### Caractérisation globale des défauts

Pour beaucoup d'applications mécaniques, le taux de porosité est un critère d'acceptabilité des pièces. *Aboulkhair et al* [22] parviennent à atteindre des densités de l'ordre de 97,74 à 99,82% en agissant sur les paramètres de lasage (cf. Figure I-10). Selon ces auteurs, pour la même puissance de laser (500/750/1000 W), le même décalage et la même épaisseur de poudre déposée, il est possible d'atteindre des taux de porosité optimaux en couplant faible vitesse de balayage et prélasage.

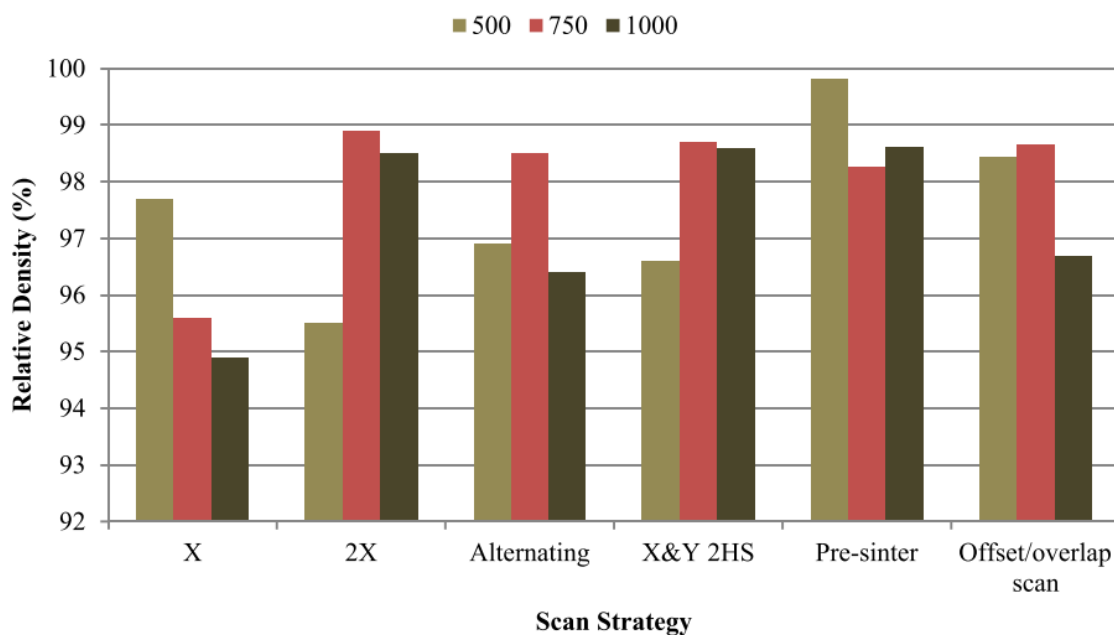


Figure I-10 : Optimisation du taux de porosité selon *Aboulkhair et al*[22]

*Kempen et al.*[34] proposent également une approche d'optimisation du taux de porosité des pièces en AlSi10Mg en agissant sur les paramètres de lasage. Dans cette approche, deux poudres S1 et S2 sont étudiées. Sachant que la norme ISO 3522 traitant de la composition chimique de la poudre dispose d'une teneur en silicium entre 9 et 11% wt. pour l'alliage AlSi10Mg, la poudre S2 contient 8,05% wt. de silicium contre 9,02 % wt. pour la poudre S1. Les valeurs renseignées correspondent à des pourcentages massiques (d'où le sigle wt. pour désigner weight : masse). En termes de granulométrie, *Kempen et al.*[35] constatent que la poudre S1 est constituée de particules plus sphériques que la poudre S2. La granulométrie de la poudre S1 est plus fine avec une taille moyenne de 16  $\mu\text{m}$  contre 48  $\mu\text{m}$  pour la poudre S2. Pour ces deux lots de poudres, *Kempen et al.*[35] réalisent des échantillons en faisant varier la vitesse de balayage et constatent que la poudre S1 conduit toujours à de meilleurs taux de porosité. Cet écart observé est essentiellement dû à la densité du lit de poudre inhérent à une faible granulométrie et une composition chimique plus riche en silicium. Forts de ce constat,

les auteurs proposent d'évaluer, pour la poudre S1, l'influence de la puissance du laser et de la vitesse de balayage sur le taux de porosité.

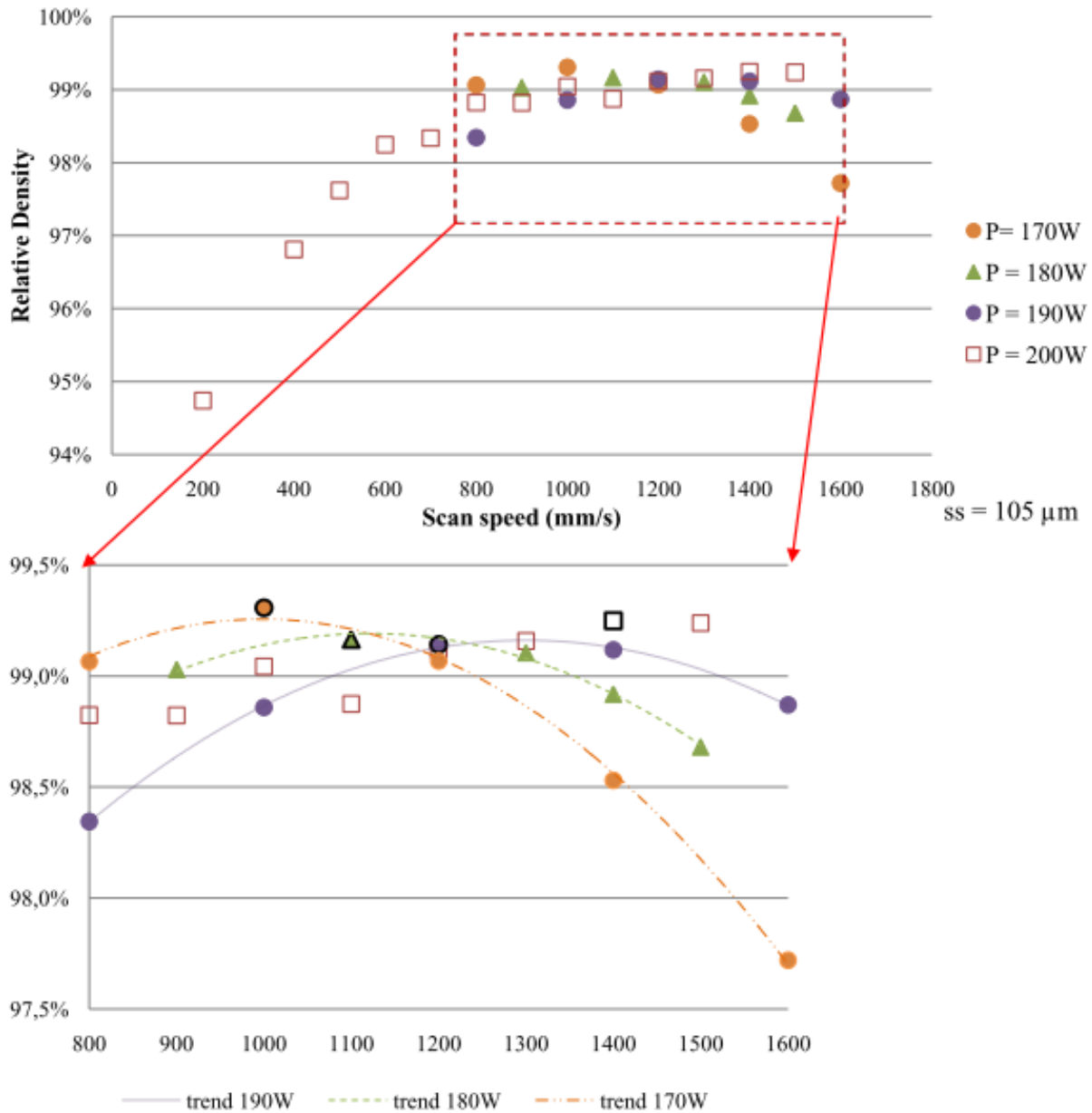


Figure I-11 : Optimisation du taux de porosité selon Kempen et al.[10]

La Figure I-11 montre que le taux optimal est atteint pour deux couples puissance laser et vitesse de balayage respectivement : (170 W, 1000 mm/s) et (200 W, 1400 mm/s). Dans un souci d'amélioration de productivité, Kempen et al.[10] proposent naturellement que le couple adéquat corresponde à une forte puissance associée à une grande vitesse de balayage (200 W, 1400 mm/s). Selon Kempen et al.[10], on peut encore améliorer le taux de porosité en procédant à un « prélasage » à plus forte température de façon à faire fondre partiellement le lit de poudre déposée.

#### Caractérisation spécifique des défauts

Dans certaines applications comme la fatigue, c'est souvent un défaut critique, défini par sa taille, sa morphologie et sa position par rapport à la surface libre, qui pilote la durée de vie au premier ordre [21], [36]–[39]. Dans cette partie, une approche d'analyse spécifique des défauts est proposée sur la base des travaux de *Damon et al.*[27] sur l'AlSi10Mg de fabrication additive par le procédé SLM. La stratégie de balayage adoptée est présentée en Figure I-I-12. Les tracés de lasers sont croisés d'une couche à l'autre et les contours des pièces subissent également trois balayages laser.

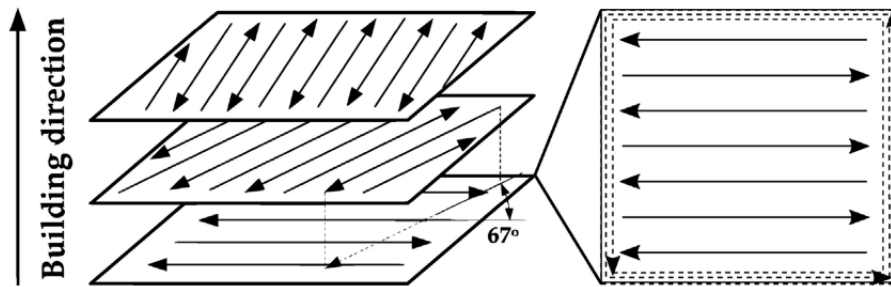


Figure I-I-12 : Stratégie de balayage adoptée par Damon et al. [27]

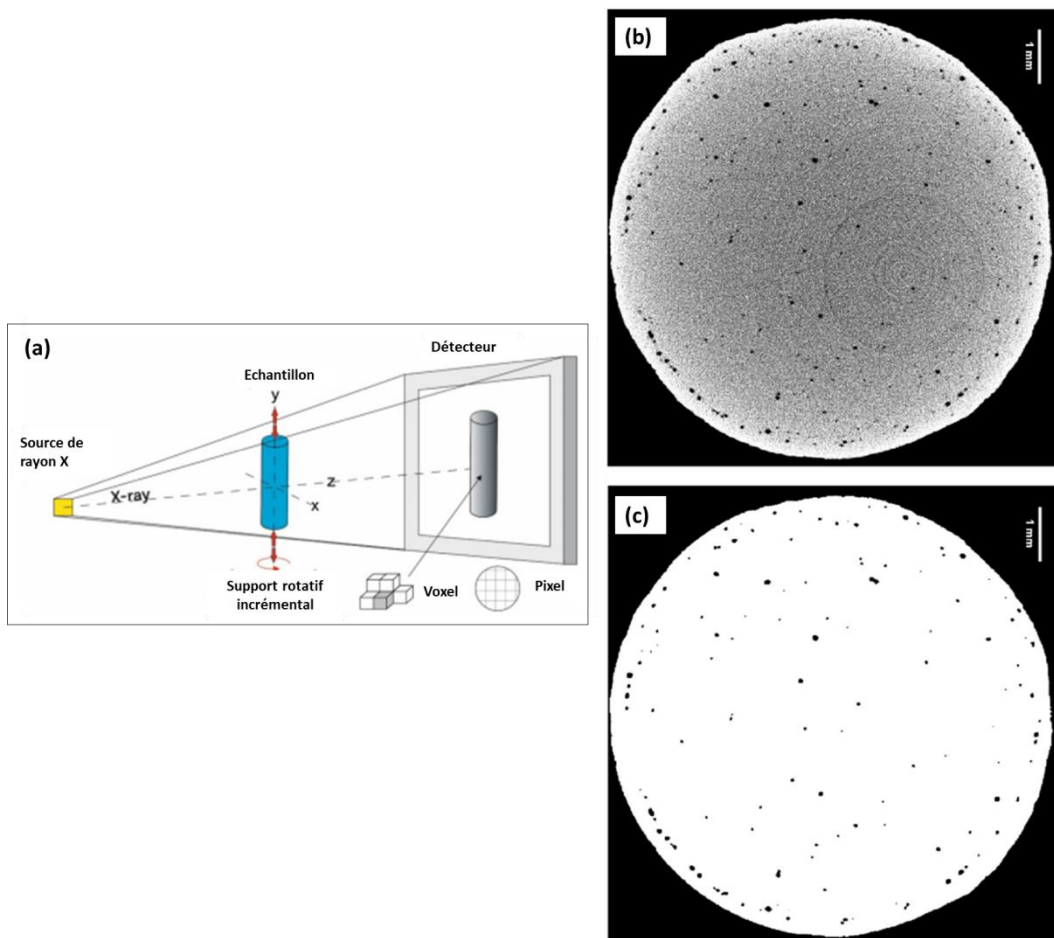


Figure I-13 : Caractérisation des défauts par microtomographie aux rayons X, (a) principe de fonctionnement [40] ; (b) image originale, (c) image traitée [27].

Deux états sont étudiés par *Damon et al.* [27]: un état brut de fabrication et un état ayant subi un grenailage. La caractérisation des défauts se fait par micro-tomographie par diffraction de rayons X comme le schématise la Figure I-13-a. Un échantillon de diamètre 8 mm est disposé verticalement sur un support en liaison pivot. L'échantillon subit une rotation autour de l'axe Z avec une incrémentation de  $0,15^\circ$  jusqu'à couvrir les  $360^\circ$ . Pendant la rotation, l'échantillon est irradié par un faisceau de rayons X à une tension d'accélération de 180 kV et un courant de  $120 \mu\text{A}$ . Un détecteur permet de récupérer le profil du signal incident. Le rendu est réalisé sous forme d'images par nuances de gris comme le montre la Figure I-13-b avec une résolution de  $8 \mu\text{m}$  par pixel. Un traitement numérique permet d'améliorer l'image comme le montre la Figure I-13-c ; on peut voir les deux familles de défauts (porosités sphériques et défauts allongés) présentées dans les travaux précédents [10], [22].

Cinq éprouvettes sont étudiées par *Damon et al.*[27] avant et après grenailage. De prime abord, les auteurs mesurent les taux de porosité selon trois méthodes :

- Analyse des données de tomographie ;
- Analyse des surfaces polies ;
- Pesées d'Archimède en négligeant la porosité ouverte.

Les résultats obtenus sont consignés sur la Figure I-15-a. La détermination du taux de porosité par micro-tomographie et par coupes polies a été faite seulement pour les éprouvettes après grenailage. La méthode par pesée a été faite avant et après grenailage. La sous-estimation du taux de porosité par tomographie peut être due à la résolution du tomographe qui exclut les défauts de  $512 \mu\text{m}^3$ . En revanche, les coupes polies et la méthode par pesée conduisent à des résultats similaires. On note pour chaque cas d'étude une réduction du taux de porosité liée au grenailage qui a pour effet de comprimer la sous couche des éprouvettes et donc de réduire la taille des défauts de sous-couche comme l'observe *Damon et al.*[27]. La Figure I-14 montre la diminution de la taille d'un défaut du fait du grenailage. Le défaut étudié avant grenailage est représenté en arrière-plan.

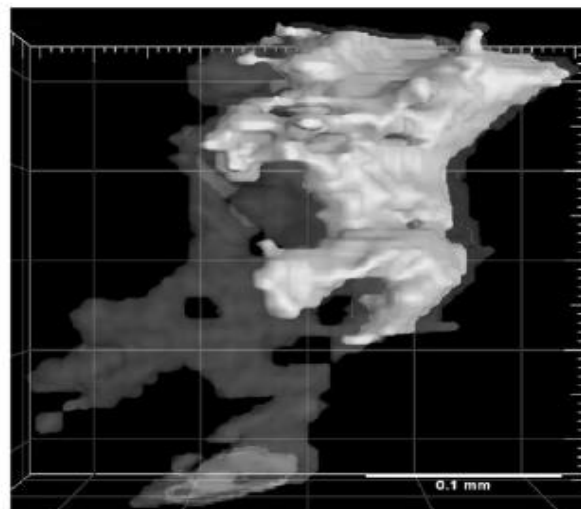


Figure I-14 : Évaluation de l'effet du grenailage sur un même défaut caractérisé par micro-tomographie [27].

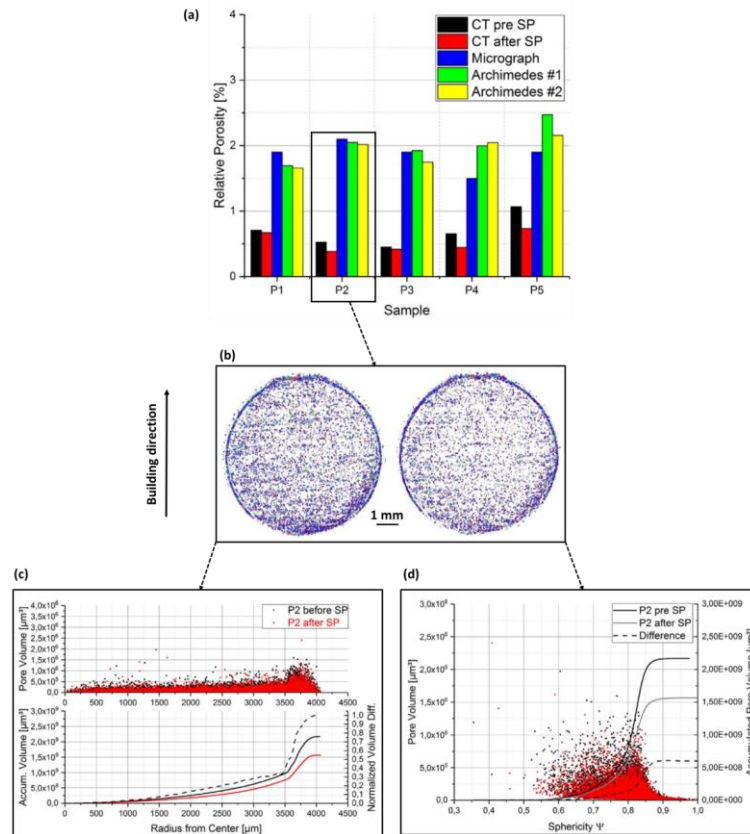


Figure I-15 : Caractérisation des défauts par tomographie [27] (a) évaluation du taux de porosité suivant trois méthodes pour des éprouvettes ayant ou non subi un grenailage, (b) projection de tous les défauts dans un plan perpendiculaire au plateau de construction, distribution du volume 3D des défauts en fonction (c) de la distance par rapport au centre et (d) en fonction de la sphéricité.

La Figure I-15-b donne une projection de tous les défauts dans un plan perpendiculaire au plateau de construction. Deux approches sont ensuite proposées pour étudier chaque défaut dont les tailles sont déjà obtenues en termes de volume et la surface extérieure du défaut (surface 3D).

- (1) La position du défaut est déterminée par rapport au centre de l'éprouvette comme le montre la Figure I-15-c. La partie haute donne le volume de chaque défaut en fonction de la position par rapport au centre de l'éprouvette. La forte concentration de défauts (petits et grands) en périphérie de l'éprouvette confirme que le *lasage* des contours induit des défauts. Dans la partie basse, *Damon et al.*[27] représentent l'évolution du volume cumulé en fonction de la position au centre de l'éprouvette. La courbe en traits interrompus représente la différence des volumes cumulés (avec et sans grenailage) normée par la différence maximale. L'analyse des courbes en traits pleins montre que le grenailage impacte également les défauts internes jusqu'à une profondeur de 2,5 mm, ce qui semble relativement important.
- (2) La sphéricité de chaque défaut est calculée (Équation 3) à l'aide de son volume (V) et son aire (A) obtenus par tomographie. Une sphéricité de 1 correspond à la sphère



parfaite, 0.806 pour le cube et 0,671 pour un tétraèdre régulier. Plus on se rapproche de 0, plus le défaut est tortueux [41].

$$\psi = \frac{\pi^{\frac{1}{3}} \cdot (6V)^{\frac{2}{3}}}{A} \quad \text{Équation 3}$$

La Figure I-15-d donne une représentation du volume des défauts en fonction de la sphéricité. L'analyse des courbes des volumes cumulés en fonction de la sphéricité montre que le grenailage n'impacte que très légèrement la sphéricité des défauts.

### Synthèse sur les défauts

Dans cette section, il ressort que les défauts inhérents à la fabrication additive de l'aluminium sont classifiés selon deux grandes familles, d'une part les porosités sphériques et d'autre part les défauts allongés. Il a été proposé d'étudier la notion de défaut en fabrication additive suivant le taux de porosité qui est une approche globale, et suivant une approche spécifique où chaque défaut est caractérisé par son type, sa taille, sa morphologie et sa position par rapport à la surface libre de la pièce. Dans la plupart des métaux, il a été montré par ailleurs que les défauts génèrent de forts abattements sur les propriétés mécaniques quasi-statiques ou dynamiques [1], [42]–[49]. Quelques travaux proposent une démarche d'étude permettant d'améliorer la santé matière des productions, du point de vue des défauts. La Figure I-16 issue des travaux de *Tang* [23] présente les deux principaux types de défauts qu'on peut rencontrer dans la fabrication additive des aluminiums. Il peut aussi exister des défauts résultant de la matière non consolidée, c'est à dire non fondue. À l'issue de ce manuscrit, cette classification sera examinée de façon critique, voire étendue.

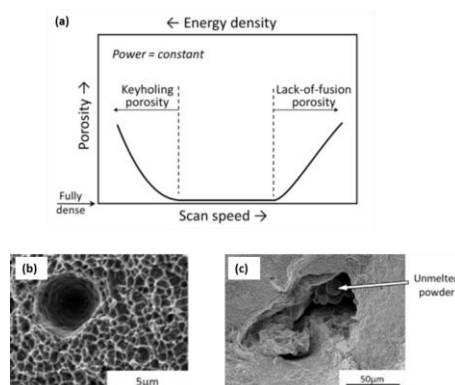


Figure I-16 : Type de défauts en lien avec les paramètres de balayage (a) application au titane Ti-6Al-4V [50]. Morphologie des défauts en lien avec les paramètres du procédé pour l'AlSi10Mg, (a) « Keyhole », (b) « lack-of-fusion » [23].

### I.2.2. Microstructure

Avant d'aborder l'étude de la microstructure proprement dite, il est important de présenter ici le diagramme des phases Al-Si. L'alliage qui fera l'objet de cette étude est un

alliage d'aluminium à 10% en masse de silicium. Cette composition en fait un alliage assez proche de l'eutectique. Ainsi, lors du procédé de fabrication additive, le passage des phases solide (poudre) – liquide (bain de fusion) – solide (pièce) se fait assez rapidement. On parle de refroidissement rapide. À l'état solide, on s'attend naturellement à une matrice solide d'aluminium entourée par le silicium solide de composition proche de celle de l'eutectique. En fonction des gradients thermiques mis en jeu dans le procédé SLM, différentes échelles de la microstructure sont générées au sein de la microstructure.

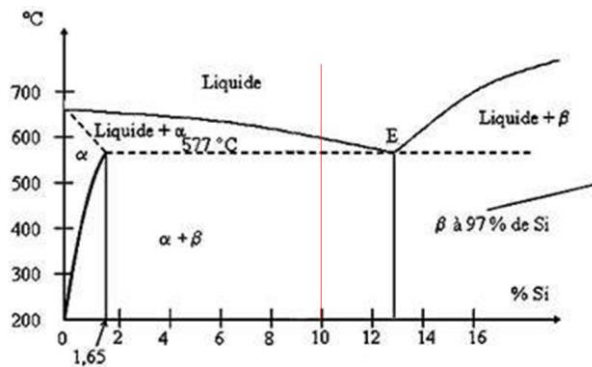


Figure I-17 : Diagramme de phase Al-Si

### Les melt-pools

La section I.2.1 du présent manuscrit évoque les paramètres laser mis en jeu lors de la fabrication des pièces. On peut rappeler ici la puissance du laser, le diamètre du spot laser et les croisements de laser qui permettent de définir les melt-pools du point de vue des dimensions caractéristiques et de l'orientation par rapport aux paramètres de balayage. Dans le cadre des travaux de *Kempen et al.* [10] sur l'optimisation du procédé SLM et l'étude de la microstructure, il a été observé, comme le montre la Figure I-18, que la structure des melt-pools diffère suivant le plan d'observation. Les échantillons d'étude ont été prélevés au cœur des barreaux, puis, enrobés, polis et observés en microscopie optique sans attaque chimique préalable. Dans le plan de lasage, on observe des ellipses qui se croisent suivant un angle régulier. Comme *Ming Tang* dans le cadre de ses travaux de thèse [23], *Kempen et al.* [10] associent ces croisements à la stratégie de balayage. En revanche, dans le plan YZ, les melt-pools semblent avoir une morphologie de coupole. Les melt-pools peuvent donc être définies au moins au travers des deux paramètres largeur et profondeur.

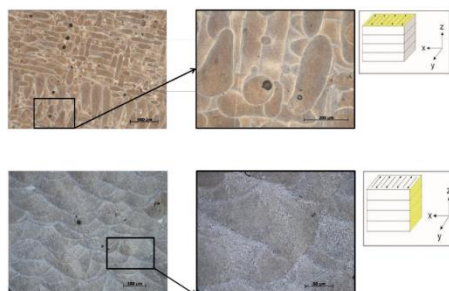


Figure I-18 : Observation des melt-pools suivant deux plans caractéristiques. Morphologie des melt-pools dans le plan de balayage (haut), dans un plan perpendiculaire au plan de balayage (bas) [10]



Selon *Tang* [23], même si les croisements de melt-pools sont fidèlement liés à la stratégie de croisement du laser, il est important de noter que les dimensions caractéristiques des melt-pools résultent de l’empreinte thermique du faisceau laser définie par sa taille et sa puissance. La Figure I-I-19-a illustre notamment que, dans le plan perpendiculaire au plan de balayage, l’impact thermique peut être trois fois supérieur à la taille du lit de poudre déposé. De même, l’impact thermique dû au laser est d’environ trois à quatre fois le diamètre du spot laser. La Figure I-I-19-b propose une schématisation des melt-pools.

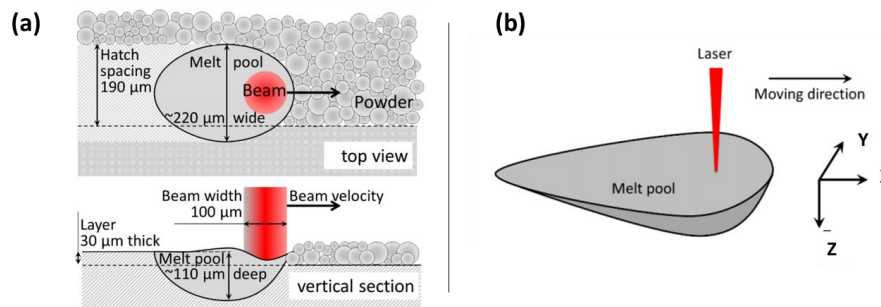


Figure I-I-19 : Schématisation de la melt-pool (a) en lien avec les paramètres de lasage, (b) représentation 3D [23].

### Structure du silicium (structure dendritique)

En s’appuyant sur le diagramme de phase Al-Si en Figure I-17, on peut admettre que, du point de vue de la chimie, le matériau peut être en tout point décrit par une matrice d’aluminium entourée par une structure proche de l’eutectique. Plusieurs travaux permettent de valider cette hypothèse [11], [23], [51]. Dans ces références, les melt-pools sont décrites du point de vue physico-chimique. En effet, les bordures des melt-pools peuvent finalement être liées à une taille différente de la structure du silicium à l’échelle macroscopique, comme l’illustre la Figure I-20. Les échantillons d’étude ont été prélevés au cœur de barreaux n’ayant subi aucun traitement thermique. Ces échantillons ont été polis finement et attaqués au réactif de Keller avant d’être observés au Microscopie Electronique à Balayage (MEB). Dans le plan de lasage (XY), on observe que la structure dendritique, relativement équi-axe, est plus grossière sur les bordures des melt-pools. Dans le plan YZ en revanche, la structure est plus allongée. Les travaux précédemment cités dans ce paragraphe stipulent que la structure observée correspond à une structure de type dendritique. Ainsi *Tang* [23] propose d’étudier quantitativement cette structure en s’appuyant sur la définition globale des dendrites dans des procédés impliquant des longs temps de refroidissement. Dans ces conditions, la dendrite est constituée d’une partie principale et des bras secondaires comme l’illustre la Figure I-21-a, issue des travaux de *Tang*, où  $\lambda_1$  et  $\lambda_2$  désignent respectivement les distances primaires et secondaires (équivalent à la SDAS de fonderie [52]) de dendrites. Du fait du refroidissement rapide lors du procédé SLM, on considère que les bras secondaires de dendrites n’ont pas le temps de se développer. *Tang* [23] propose d’associer le paramètre  $\lambda$  mesuré sur la Figure I-20 (plan YZ) à la distance  $\lambda_1$  de la Figure I-21-a.

Connaissant les taux de refroidissement, il est possible de prédire la taille de la structure dendritique en s’aidant de l’approche empirique de *Grant* (1993), développée pour plusieurs

classes de matériaux, Figure I-21-b. Dans ses travaux de thèse, *Tang* [23] approche le problème de prédiction de la taille de la structure dendritique en s'appuyant sur la théorie de *Rosenthal* (1941) et le modèle de *Matyja et al.* (1968). Les résultats obtenus expérimentalement sont en accord avec la théorie. La Figure I-21-c confirme que la structure dendritique est plus grossière en bordure de melt-pools du fait des faibles taux de refroidissement. Par ailleurs, *Siddique et al.* [53] constatent dans le cas de l'AlSi12Mg, que préchauffer le plateau de production a pour effet d'augmenter considérablement la taille de la structure dendritique (0,35  $\mu\text{m}$  à 0°C contre 0,56  $\mu\text{m}$  à 200°C).

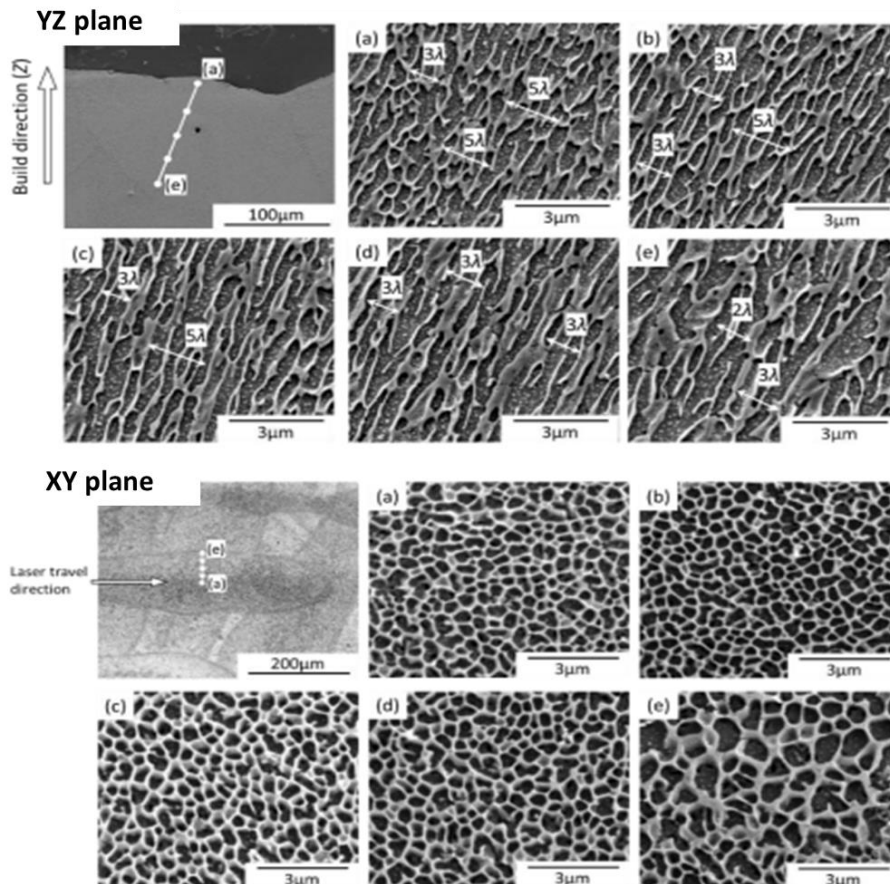


Figure I-20 : Observation MEB de la structure dendritique sur un échantillon poli et attaqué au réactif de Keller, (1 et 3) mise en évidence de la différence de taille suivant la position dans la melt-pool, (2) mise en évidence de l'effet d'anisotropie [23].

Comme le prévoit le diagramme de phase Al-Si, plusieurs études [28], [31], [54][42], [55], [56], montrent que l'application d'un traitement conventionnel de type T6 (mise en solution proche du palier eutectique suivi d'un refroidissement rapide à l'eau à température ambiante puis d'un vieillissement artificiel à environ 160-180 °C) a pour effet de détruire la structure dendritique au profit de la formation de grosses particules riches en silicium.

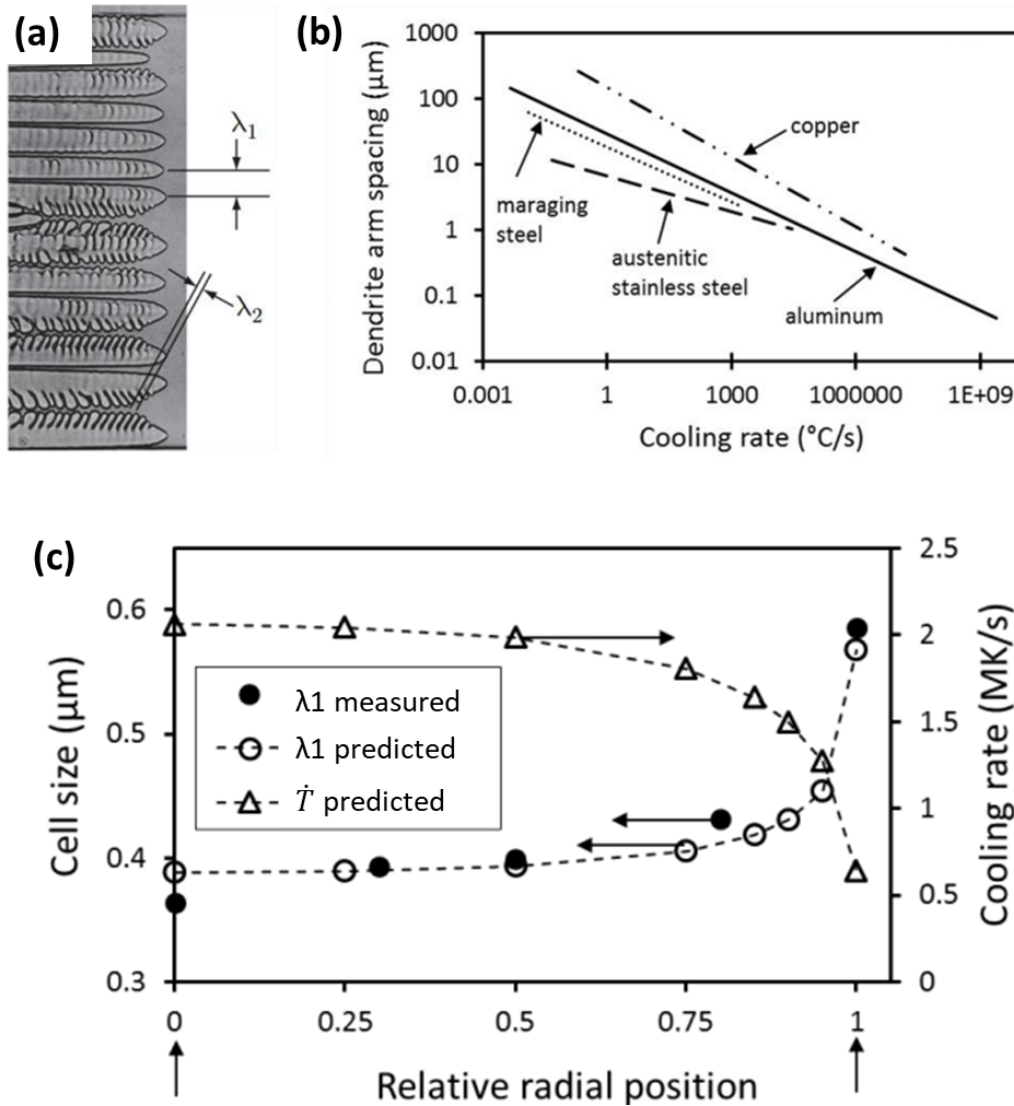


Figure I-21 : Étude quantitative de la structure dendritique, (a) schématisation des distances primaires et secondaires, (b) modélisation de la distance primaire en fonction du taux de refroidissement, (c) application à l'AlSi10Mg élaboré par fabrication additive [57].

### Grains cristallographiques

*Thijs et al.* [11] s'intéressent à la texture cristallographique dans l'alliage AlSi10Mg. Les éprouvettes d'étude sont réalisées sur une machine Concept Laser équipée d'un rouleau. Les couches empilées sont *lasées* dans la même direction que celle de déplacement du rouleau RD. Deux échantillons ont été prélevés respectivement dans le plan de balayage (RD, TD) = (XY) et un plan transversal (TD, BD) = (YZ). Les échantillons ont été préparés pour observation par diffraction d'électrons rétrodiffusés (EBSD). La Figure I-22 permet de montrer une forte anisotropie de la morphologie des grains dans le plan (YZ) ainsi que des grains orientés vers les centres de melt-pools, contrairement au plan (XY) où les grains sont relativement équi-axes. De même, on note qu'un grain peut s'étendre sur plusieurs melt-pools (matérialisées par des traits interrompus) et donc plusieurs couches. *Thijs et al.* [11] suggèrent qu'il peut y avoir reprise de la croissance d'un grain à partir de la couche précédente. La longueur d'un grain peut

atteindre 100  $\mu\text{m}$ . Dans le plan XY, on note que les grains sont d'autant plus grossiers à mesure qu'on se déplace vers les centres des melt-pools. La taille des grains varie de 3 à 12  $\mu\text{m}$ .

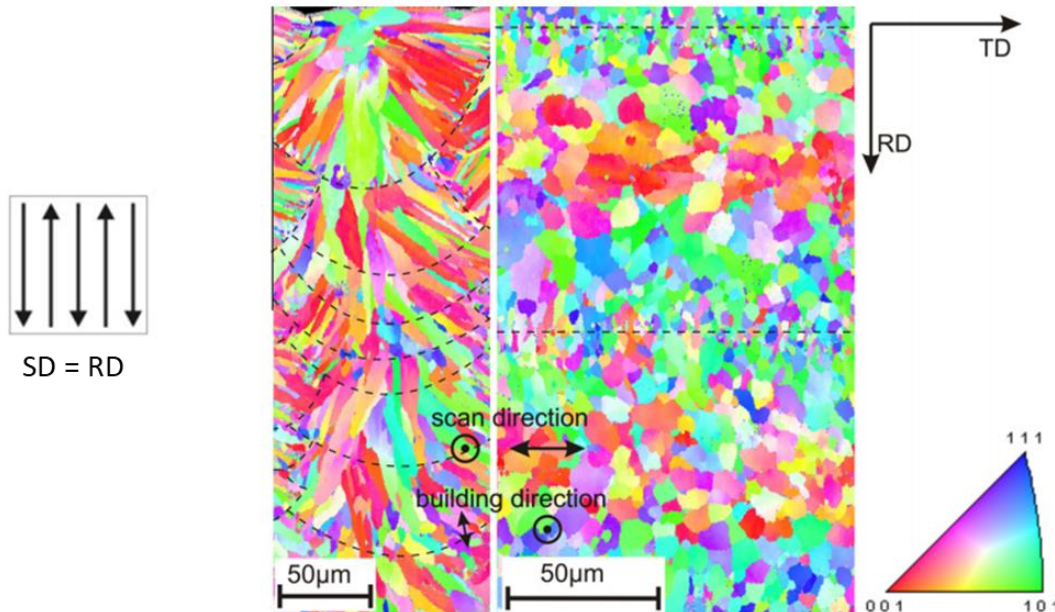


Figure I-22 : Observations EBSD de l'anisotropie cristallographique dans l'AlSi10Mg [11].

### Synthèse sur la microstructure

Dans ce paragraphe, la microstructure du matériau brut de fabrication a été décrite au travers de trois principaux paramètres :

- Les melt-pools, en première approche, liées à l'empreinte laissée par le faisceau laser, sont donc intrinsèquement liées à la stratégie de balayage. Celles-ci ressemblent à des coupoles définies par leur largeur et leur profondeur (100 à 200  $\mu\text{m}$ ) dans ces deux directions.
- La structure dendritique également anisotrope qui résulte de l'organisation du silicium eutectique autour de la matrice d'aluminium. Cette échelle de la microstructure plus fine (0,3 à 1  $\mu\text{m}$ ) est également liée aux melt-pools. La structure dendritique peut disparaître suite à un traitement conventionnel de type T6 au profit d'une structure de précipitation du silicium. De même, un traitement T6 entraîne la formation d'intermétalliques riches en fer, et sous forme d'aiguilles [57]–[61].
- Les grains au sens de la cristallographie qui présente une forte anisotropie. Les grains peuvent être représentés par des ellipsoïdes de largeur caractéristique (3 à 12  $\mu\text{m}$ ) et de longueur pouvant atteindre 100  $\mu\text{m}$ . Dans le plan de balayage, les grains sont relativement équi-axes et plus fins à mesure qu'on s'approche des bordures de melt-pools. Dans le plan perpendiculaire au plan de balayage, les tailles de grain sont deux à trois fois plus grandes que l'épaisseur de couche déposée.



### I.2.3. Rugosité

Parmi les avantages de la fabrication additive, on peut revenir sur la possibilité de réaliser les pièces de géométrie complexe. De ce point de vue, se pose clairement le problème de la possibilité ou non de reprendre par usinage certaines surfaces fonctionnelles des pièces. En d'autres termes, les pièces de fabrication additive peuvent-elles vivre avec un état de surface brut de fabrication ? Sachant que pour beaucoup d'applications, la rugosité de surface peut être un paramètre critique d'abattement des propriétés mécaniques, plusieurs études proposent d'optimiser la rugosité ou alors d'en prédire les niveaux [10], [62], [63]. L'analyse des travaux de la bibliographie permet de distinguer deux approches d'étude de la rugosité :

- (1) Dans un plan perpendiculaire au plateau de construction, *Boschetto et al.*[63] considèrent que la rugosité est liée à l'empilement des couches comme le prévoit la Figure I-23-a. Dans leurs travaux, *Boschetto et al.* proposent un modèle théorique pour définir la rugosité arithmétique en s'appuyant sur l'angle d'inclinaison et l'envergure du *staircase* due à l'empilement des couches fusionnées. Le modèle est validé expérimentalement sur une pièce réelle comme le montre la Figure I-23-b. L'analyse en contraste de couleurs proposée par *Boschetto et al.* sur la Figure I-23-c montre une bonne corrélation entre le modèle proposé et les résultats expérimentaux.
- (2) Dans le plan de balayage, *Wang et al.*[62] considèrent que la rugosité est liée à l'aspérité de la surface balayée. Les auteurs s'intéressent à l'optimisation de la rugosité Ra dans le cas de l'alliage AlSi10Mg. La Figure I-24-a présente la stratégie de balayage adoptée à une couche donnée. La Figure I-24-b permet de visualiser le profil de rugosité 2D et 3D d'une surface balayée. Différents échantillons ont été produits suivant cette stratégie mais en faisant varier la densité d'énergie volumique via la puissance instantanée du laser entre deux points de fusion adjacents comme le montre la Figure I-24-a. D'après les mesures de rugosités linéiques consignées sur la Figure I-24-c, il est possible d'optimiser la rugosité en agissant sur la densité de puissance volumique du laser.

De ce qui précède, on peut aussi noter une ondulation de surface probablement liée à la stratégie de balayage telle que présentée en Figure I-24-a. Ainsi il est possible de définir la rugosité d'ondulation de surface à une échelle globale, ainsi qu'à une échelle plus fine de rugosité. Sur la Figure I-24-c, il est important de noter que pour des cas extrêmes de rugosité arithmétique, les rugosités pic-vallées sont équivalentes. Ainsi, du point de vue de la tenue mécanique, il se pose la question du paramètre de rugosité pertinent à considérer lors du dimensionnement des pièces.

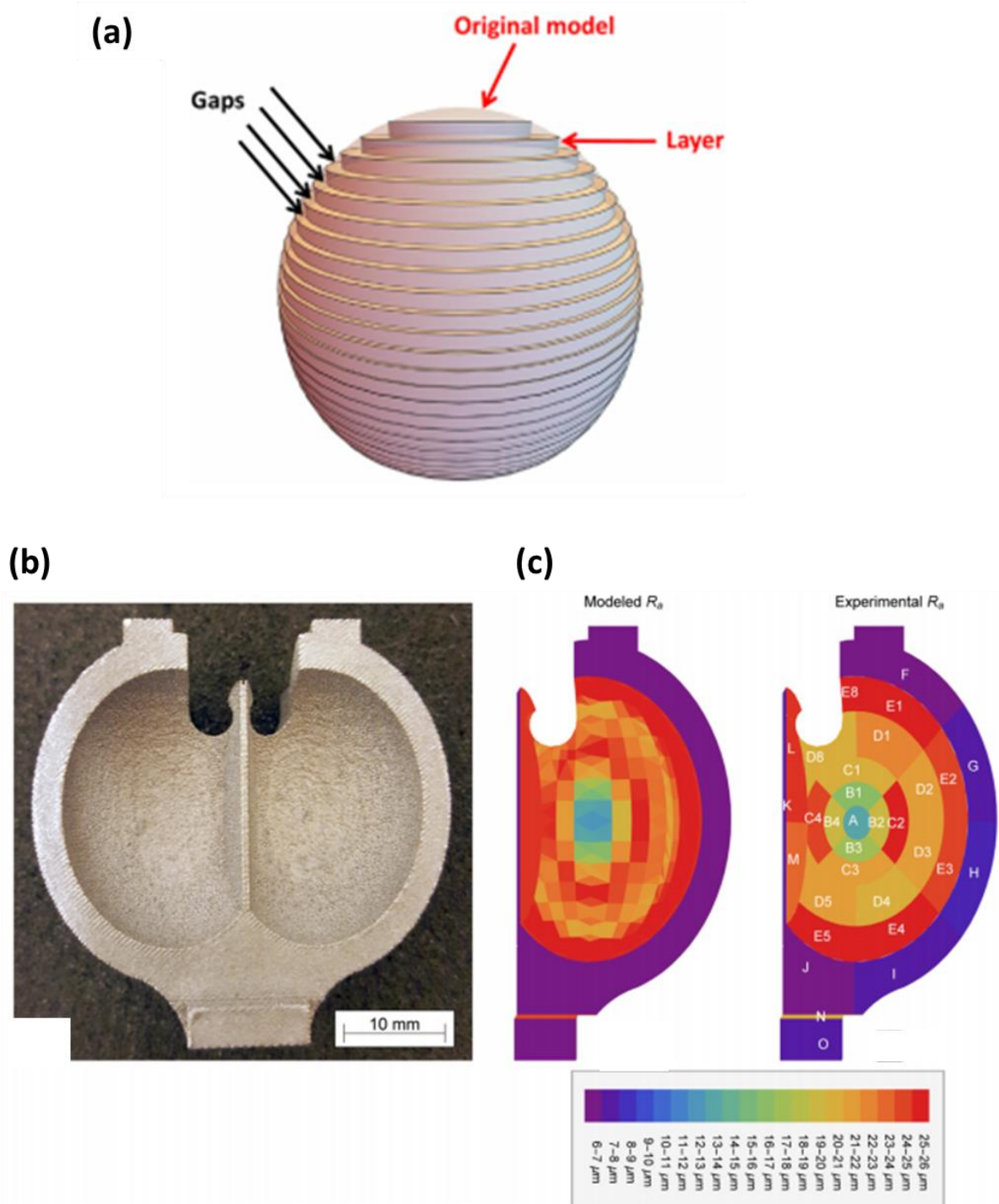


Figure I-23: Étude de la rugosité arithmétique dans une pièce sphérique en AlSi10Mg. (a) schématisation du facteur de rugosité. (b) cas d'étude. (c) comparaison du rendu expérimental avec la prédiction numérique [63].

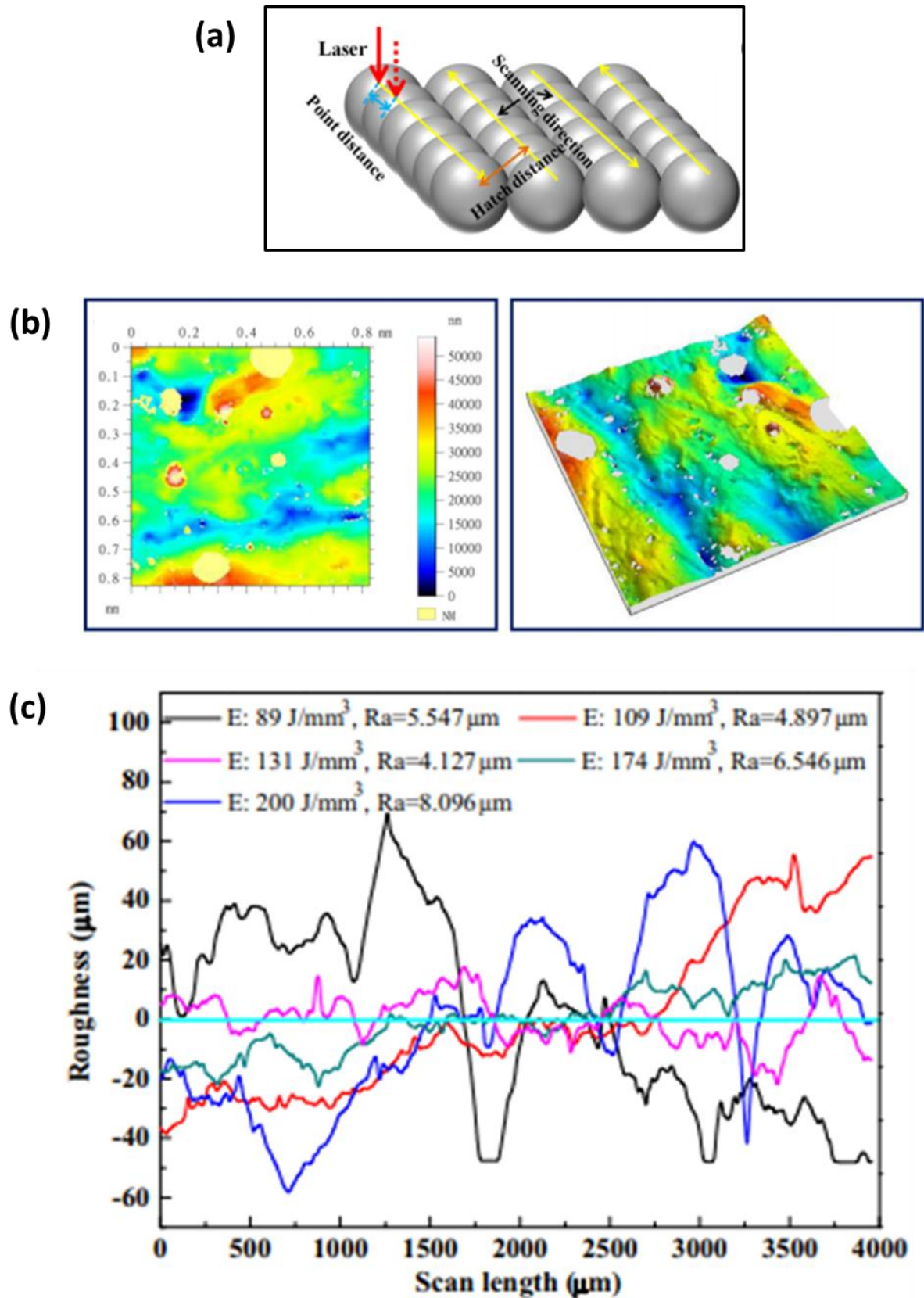


Figure I-24 : Influence de la densité volumique d'énergie sur la rugosité arithmétique, mise en évidence de l'ondulation de surface [62].

#### I.2.4. Contraintes résiduelles

La température du plateau de production et les stratégies de balayage induisent des cycles thermiques très complexes dans les pièces réalisées par fabrication additive [44], [64]. Ces cycles thermiques induisent des contraintes résiduelles. *Salmi et al.*[65] proposent une étude quantitative des contraintes résiduelles inhérentes au procédé SLM dans le cas de l'AlSi10Mg. Les résultats étudiés dans cette revue bibliographique concernent quatre éprouvettes en forme de pavé (30x20x10 mm<sup>3</sup>). Les pavés sont dénommés A, B, D, F. Contrairement aux pavés B, D et F, le pavé A ne dispose pas de supports de construction. Le pavé D a subi un traitement thermique de relaxation pendant 3h à 300°C. Les contraintes résiduelles (min et max) de surface ont été mesurées à différentes profondeurs de l'échantillon. Les résultats sont disposés sur la Figure I-25. Les points expérimentaux sont reliés par des courbes de tendances polynomiales. Pour les éprouvettes A, B et D, les mesures ont été faites sans que les éprouvettes soient détachées du plateau. L'éprouvette D a quant à elle été décrochée du plateau et a subi un grenailage avec des billes de zirconium de diamètre 200 µm projetées avec une pression de jet de 3 bars. La Figure I-25-a montre clairement un effet des supports. La présence des supports agit sur la surface effective de diffusion et a pour effet d'augmenter le niveau de contraintes résiduelles.

Selon *Salmi et al.*[65], l'ondulation observée peut être liée à la rotation des traits de lasage d'une couche à l'autre. En l'absence de traitement, on note que le procédé SLM induit de fortes contraintes résiduelles de traction pouvant atteindre 300 MPa jusqu'à une profondeur de 0,8 mm. Dans le cas des éprouvettes avec supports, la Figure I-25-b montre un net abattement dû au traitement thermique de relaxation appliqué, ainsi qu'une réduction de l'amplitude d'oscillation. En décochant les éprouvettes du plateau et en réalisant ensuite un grenailage, on peut également réduire le niveau de contraintes résiduelles.

Par ailleurs, dans le cas de l'AlSi12Mg, pour une densité d'énergie laser de 39,6 J/mm<sup>3</sup>, *Siddique et al.*[53] évaluent l'influence de la température du plateau (0°C ou 200°C) et d'un post-traitement de relaxation à 200°C sur les contraintes résiduelles. Selon ces derniers, un plateau de construction maintenu à 200°C suivi d'un traitement de relaxation minimise les contraintes résiduelles.

#### I.2.5. Quelques propriétés mécaniques de base

À partir des données de la littérature, il est proposé au Tableau I-1, une synthèse des propriétés mécaniques de l'alliage AlSi10Mg élaboré par fabrication additive, en comparaison des propriétés des alliages équivalents élaborés par fonderie classique. En complément de l'approche proposée par *Tang et al.*[33] qui proposent une lecture en regard de la puissance et de la vitesse du laser, il est ici proposé deux lectures : d'une part, en regard du taux de porosité dont le lien a été établi par ailleurs avec les paramètres du procédé liés au laser, mais aussi de la stratégie de balayage et des poudres utilisées. D'autre part, la lecture du Tableau I-1 peut se faire en vis-à-vis de la dureté liée aux post-traitements réalisés. Tout compte fait, les propriétés mécaniques en traction étant sensibles aux aspects moyens (populations de défauts, de grains, ...) il est à ce stade difficile de proposer une analyse fine des résultats recensés dans la littérature...



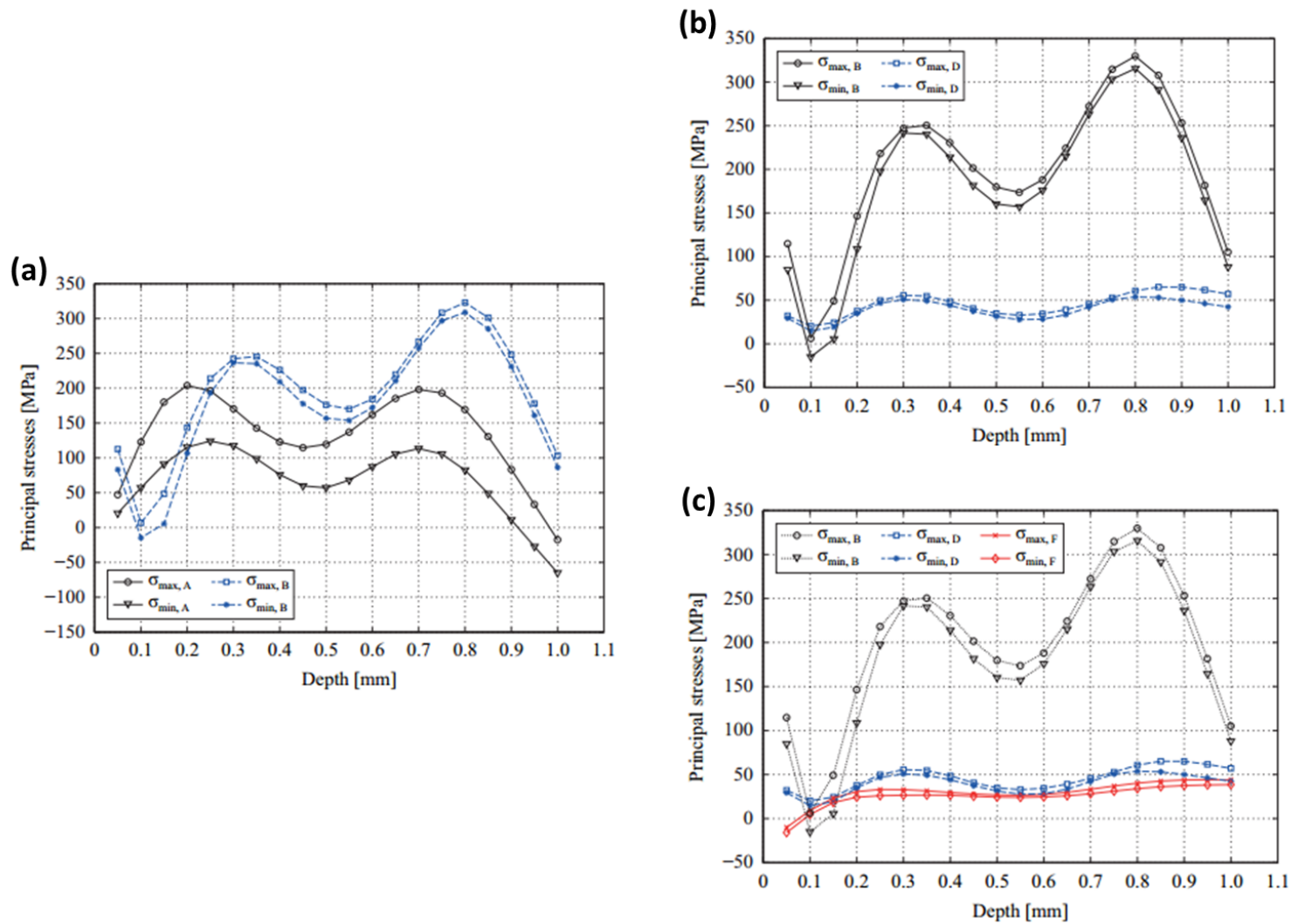


Figure I-25 Etude comparative des contraintes résiduelles dans différentes configurations d'éprouvettes. (a) influence des supports de construction. (b) influence d'un post-traitement de relaxation. (c) influence du grenailage[65]

Tableau I-1: Propriétés mécaniques en traction de l'alliage AlSi10Mg de fabrication additive, comparaison avec les alliages de fonderie

Réf	Machine/ procédé	Taux de porosité (%)	TTh	Sens	Rm (MPa)	Re (MPa)	À%	HV
[29]	Concept Laser M1	0,2-1,5	/	XY	385-397	/	5,2-5,6	127
			/	Z	388-404	/	2,9-4,1	/
[66]	Renishaw AM250	/	Aucun	XY (as- built)	320-340	/	1,1-1,7	/
		/	T6	Idem	388-396	/	3,4-4,3	/
[67]	EOS M400	/	Aucun	XY	360-370	220-230	6,2-7,2	/
		/		Z	400-410	220-252	4,9-5,7	/
		/		XY	440	305	6,7	/
		/		XY	440-446	287-295	6,2-7	/
		/		Z	435-445	250-256	2,8-3,2	/
[68]	SLM 250 HL	0,25-0,3	200°C	Z	355-365	187-205	3,9-4,2	/
		0,01	CIC	Z	150-160	250-256	18-21	/
[33]	EOS M280	0,05-0,15	300°C, 2H	XY	285	182	18	/
				Z	287	180	14,3	/
[69]	EOS M280	/	Aucun	Z	472-474	258-268	7,6-7,8	125
		/	300°C, 2H	Z	477-481	293-303	5,5-5,7	132
		/	200°C, 2H	Z	284-288	178-188	18-20	110
		/	CIC	Z	183-185	110-120	38-40	60
[70]	Concept Laser M2	0,29	/	XY	300-375	235-270	0,5-2,1	/
		0,29	/	Z	280-360	223-241	0,7-1,5	/
[71]		0,69-0,74	/	/	289-298	269-278	3,3 - 3,4	/
		0,05-0,06	CIC+T 6	/	316-328	291-296	3,6 - 4,3	/
[72]	Fonderie	0,7	T6	/	270-300	230	0,5 - 1,4	123
		0,2	T6	/	300	245	2,5 - 3,7	
[73]		0,002	T6	/	335	275	6	116

### I.3. Généralités sur la fatigue

L'étude de la tenue en fatigue de l'alliage AlSi10Mg élaboré par fabrication additive constitue le cœur de ce manuscrit. Avant de s'intéresser spécifiquement à la fatigue dans ce type d'alliage, il convient de présenter quelques généralités sur la notion de fatigue.

### I.3.1. Définition

La fatigue est définie comme l'endommagement d'une pièce ou d'une structure à la suite de sollicitations variables répétées. Deux notions permettent de caractériser un essai de fatigue : l'amplitude de la contrainte appliquée et le nombre de cycles à rupture. Ainsi, pour une population d'éprouvettes *a priori* équivalentes et soumises à des essais de fatigue, il est courant de représenter les résultats bruts sous forme de courbes S-N (Figure I-26) encore appelées courbes de Wöhler.

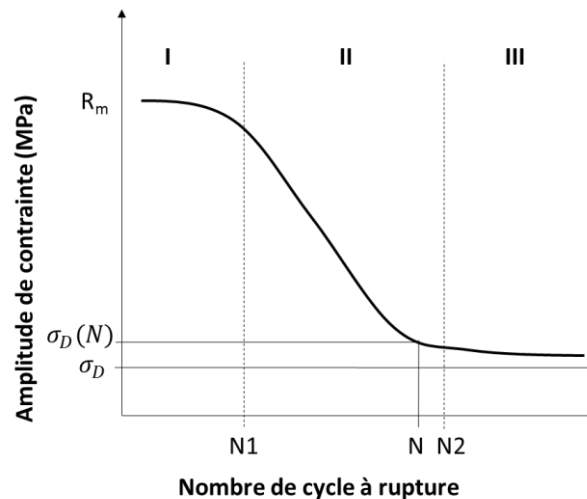


Figure I-26 : Représentation d'une courbe S-N. Mise en évidence des différents domaines caractéristiques d'un essai de fatigue. (I) domaine oligocyclique, (II) domaine d'endurance limitée, (III) domaine d'endurance illimitée.

La limite de fatigue est définie comme la contrainte en dessous de laquelle la probabilité de rupture par fatigue est quasiment nulle. Cette limite de fatigue est matérialisée par une asymptote horizontale. Dans le cas de certains matériaux comme les aluminiums, il n'existe pas de limite de fatigue au sens strict. Ainsi, on parle souvent de limite conventionnelle d'élasticité. La limite conventionnelle de fatigue est généralement définie entre 106 et 108 cycles. Dans la suite de cette étude, nous parlerons de limite de fatigue qui est en fait une limite conventionnelle de fatigue. Plusieurs méthodes peuvent être utilisées pour déterminer la limite de fatigue.

Les méthodes avec écart-type qui nécessitent un nombre très important d'éprouvettes. On peut citer :

- La méthode des « probits » [9] ;
- La méthode de l'escalier [9].

Par ailleurs, lorsque le nombre d'éprouvettes à disposition est faible comme c'est le cas dans cette étude, on utilise les méthodes sans écart-types. Dans cette étude, nous détaillons deux méthodes : la méthode de *Locati* [74], et la méthode par paliers qui s'en rapproche.

- La méthode de *Locati*

Cette méthode permet de déterminer la limite de fatigue pour une seule éprouvette. Un premier chargement est effectué en dessous de la limite de fatigue. Lorsque le nombre de cycle défini par convention est atteint sans que l'éprouvette soit rompue, la charge est incrémentée d'une certaine valeur et l'essai est relancé jusqu'à rupture de l'éprouvette. Chaque palier induit un dommage au sens de Miner. Les dommages ainsi créés sont pris en compte dans le calcul de la limite de fatigue.

À un palier  $i$ , sous une amplitude de contrainte  $\sigma_i$ , le dommage  $d_i$  est exprimé en fonction du nombre de cycles  $n_i$  vécus par l'éprouvette et du nombre de cycles  $N_{R_i}$  auquel elle aurait rompu sous cette même contrainte.

$$d_i = \frac{n_i}{N_{R_i}} \quad \text{Équation 4}$$

D'après la loi de Miner, l'éprouvette est rompue lorsque le dommage cumulé  $D$  vaut 1.

$$D = \sum_{i=1}^p \frac{n_i}{N_{R_i}} = 1 \quad \text{Équation 5}$$

L'application de la méthode de Locati implique la connaissance d'une courbe de Wöhler du matériau. Deux autres courbes hypothétiques dont les asymptotes sont décalées du pas de chargement sont représentées de part et d'autre de la courbe de référence. Pour chaque niveau de charge, on calcule le dommage créé par rapport à chaque courbe. La limite de fatigue est la valeur de contrainte qui conduit à un dommage de l'unité. Une fois la bonne courbe identifiée, on peut déterminer la limite de fatigue au nombre de cycles voulu.

- La méthode par palier.

Cette méthode est semblable à la méthode de *Locati* mais repose sur le fait que l'historique de chargement ne crée pas de dommage. Cette hypothèse a été validée pour plusieurs alliages, dont notamment l'Al356 de fonderie par *Roy et al.*[37] et sur un alliage de titane Ti-6Al-4V par *Lanning et al.*[75]. Dans le principe, le premier palier est choisi suffisamment bas pour éviter la rupture au premier niveau. Dans ce cas, la limite de fatigue est déterminée par interpolation linéaire entre le palier à rupture et le dernier palier à non-rupture. L'avantage principal de cette méthode est qu'elle est la seule qui permette de déterminer la limite de fatigue pour une éprouvette avec un défaut naturel. Aussi, la connaissance au préalable d'une courbe de Wöhler du matériau n'est pas nécessaire.

### I.3.2. Fatigue des alliages de fonderie

Du point de vue matériau, la notion d'endommagement par fatigue est définie par deux principaux phénomènes : l'amorçage et la propagation. L'analyse d'un faciès de rupture permet d'identifier ces deux phases.

#### I.3.2.1. Amorçage

L'amorçage en fatigue peut se définir comme la contrainte seuil qui provoque l'apparition de fissures au sein de quelques grains plastifiés du fait de la présence d'un concentrateur de contrainte. Ainsi, lors d'un essai de fatigue, il existe dans le matériau des concentrateurs de contraintes, souvent des défauts, qui provoquent l'amorçage des fissures. Ces concentrateurs, qui sont des zones de non-linéarité physique, peuvent aussi être des joints de grains, des éléments chimiques comme les dendrites, ou des bandes de glissements [37], [39], [71], [76]–[79]. Par ailleurs, l'amorçage de la fissure est souvent dû à des concentrateurs de contraintes reflétant des non-linéarités géométriques. C'est le cas des défauts internes ou externes, artificiellement créés ou inhérents aux procédés de fabrication [36], [38], [39], [41], [47], [73], [80]–[83]. Afin d'étudier la sensibilité de la tenue en fatigue à la microstructure et aux défauts, *Ceschini et al.* [77] proposent d'étudier l'effet de la compression isostatique à chaud (CIC) sur la tenue en fatigue en flexion alternée pour deux nuances d'aluminium A356-T6 et A204-T6. En l'absence de CIC, l'analyse des faciès de rupture révèle un amorçage systématiquement dû aux défauts de surface, contrairement au cas des éprouvettes ayant subi un traitement CIC où l'amorçage a lieu au niveau des bandes de glissement proches de la surface libre. En présence de défauts, l'alliage A204-T6 est légèrement moins résistant à la fatigue que l'A356-T6. Après CIC, en considérant pour référence l'état non CIC, *Ceschini et al.* [77] constatent une très forte amélioration de la tenue en fatigue de près de 70% pour l'A204-T6 contre environ 40% pour l'alliage A356-T6.

*Viet-Duc et al.* [39] étudient l'amorçage des fissures en fatigue multiaxiale (traction et torsion pures, et traction torsion) dans trois microstructures différentes (A, B et C) de l'alliage A356-T7 de fonderie. Le premier matériau (A) est enrichi en cuivre (0,5%). Les deux autres matériaux (B et C) ont la même composition chimique mais l'un (C) a subi un traitement CIC avant de subir le traitement T7. Le matériau C ayant subi un CIC est toujours plus résistant à la fatigue que les autres. L'analyse des fûts d'éprouvettes, Figure I-27, montre que dans le cas C, l'amorçage a lieu sur des bandes de glissement alors que les fissures s'amorcent toujours sur les défauts dans les cas A et B. En considérant que l'état de référence est le matériau non enrichi en cuivre et n'ayant pas subi de CIC, on note que les limites de fatigue en traction  $R = -1$  et en traction-torsion  $R = -1$  sont quasiment doublées lorsque les éprouvettes sont sans défaut. Alors que toutes choses égales par ailleurs, l'enrichissement en cuivre génère au maximum 25 % d'augmentation des limites de fatigue. Les travaux de *Ceschini et al.* [77] et *Viet-Duc et al.* [39], proposent que les défauts impactent fortement l'amorçage des fissures de fatigue.

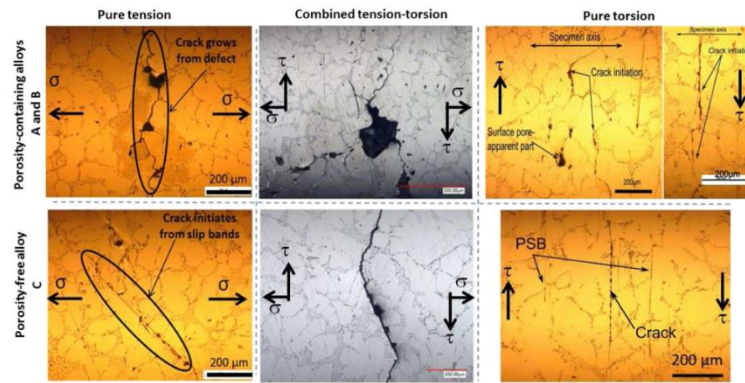


Figure I-27 : Identification des sites d'amorçages au niveau des fûts d'éprouvettes polies. Différents types de matériau (A, B ou C) , selon différentes sollicitations [39].

### I.3.2.2. Propagation

Quand les niveaux de contraintes sont tels qu'il y a de la plasticité localisée dans le matériau et qu'une fissure s'amorce, si la sollicitation continue et que le facteur d'intensité de contrainte généré dépasse un certain seuil, la fissure commence à se propager. En général, dans le cas de sollicitations uniaxiales pour les matériaux polycristallins, la propagation est d'abord cristallographiquement dépendante (Stade I) dans le plan de scission maximale. Ce plan de scission maximale correspond à un plan orienté à  $45^\circ$  par rapport au plan perpendiculaire à la direction de sollicitation dans le cas d'un essai de traction alternée par exemple. Dans le stade I, la fissure se propage sur quelques grains au maximum, avant de bifurquer et suivre le plan perpendiculaire à la direction de sollicitation (stade II). Les travaux de *Viet-Duc et al.* [39], dans le cas de l'A356-T6, montrent que lorsque la fissure est amorcée sur des bandes de glissement persistantes, elle croît d'abord suivant le plan de scission maximale avant de passer en stade II, comme le montre la Figure I-28. En revanche, en cas d'amorçage sur défauts, la fissure se propage directement en stade II. Dans ces mêmes travaux, *Viet-Duc et al.*[39] constatent également la présence des fissures non propageantes sur le fût d'éprouvettes. Ces fissures sont en effet bloquées aux joints de grains défavorablement orientés du point de vue de la propagation. En d'autres termes, les joints de grains peuvent se comporter comme des obstacles à la propagation des fissures.

Dans le cas de l'A357 élaboré par rhéomoulage et par moulage permanent, *Brochu et al.*[84] s'intéressent également aux mécanismes de fissuration. Dans ce cadre, les auteurs observent une fissure s'amorcer sur une particule de silicium. Cette fissure se propage en Stade I en traversant plusieurs cellules dendritiques (Figure I-29-a) jusqu'à être stoppée par un cluster de silicium à un joint de grain (Figure I-29-b), alors que plus de la moitié de la durée de vie de l'éprouvette est consommée. Une autre fissure naît alors au niveau de la même particule de silicium d'où est partie la fissure primaire (Figure I-29-c). Cette nouvelle fissure se propage en Stade II jusqu'à la rupture de l'éprouvette (Figure I-29-d). *Brochu et al.*[84] proposent alors qu'en l'absence de défauts, il est possible d'améliorer la tenue en fatigue en affinant les grains. De même *Vincent*[85] constate dans ses travaux de thèse sur le fer pur, qu'affiner les grains permet justement d'améliorer la résistance à la fatigue. Avant les travaux de *Vincent* et de *Brochu*, *Franck Alexandre* faisait également le même constat dans le cas de l'Inconel 718 [86]



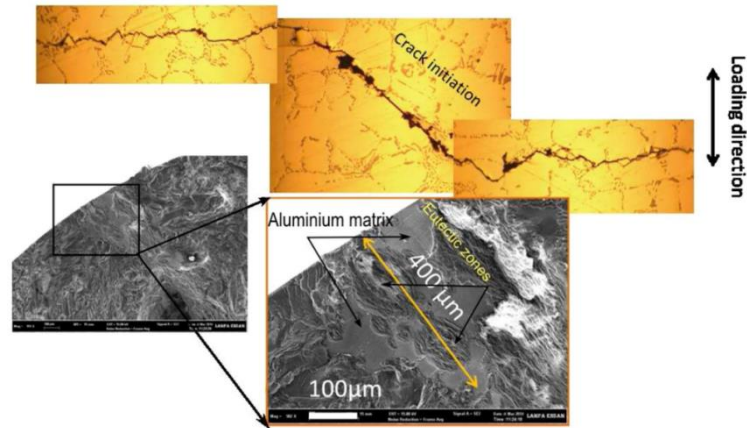


Figure I-28: Illustration du phénomène de propagation suivant le stade I, puis II. Cas de l'A356-T6 de fonderie [39]

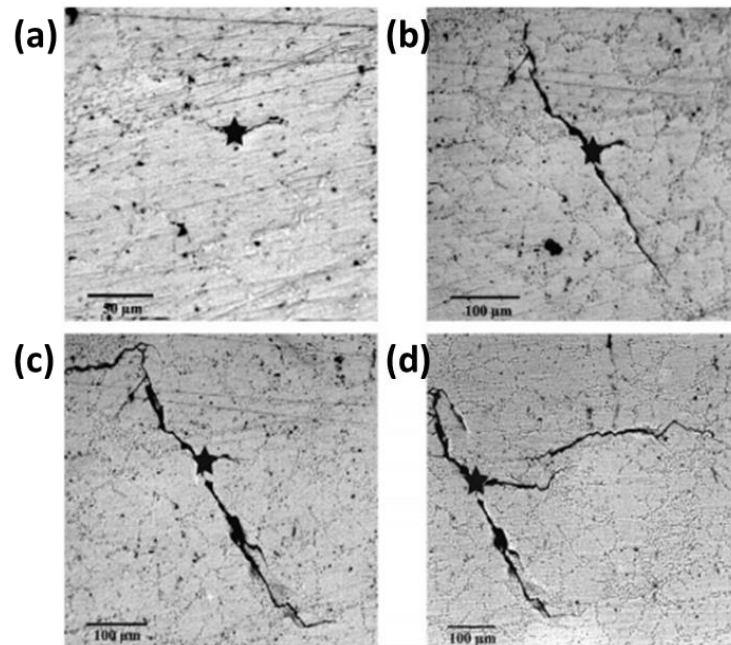


Figure I-29 : Mécanisme d'endommagement par fatigue dans l'alliage A357, (a) amorçage d'une fissure à partir d'une particule de silicium, (b) propagation en stade I, (c) la fissure est déviée puis stoppée par un cluster de silicium à un joint de grain, (d) une autre fissure s'amorce à la même particule de silicium et se propage en stade II [84].

### I.3.3. Notions de critères

Plusieurs critères entrent en jeu dans le dimensionnement en fatigue des structures. En l'absence de défauts, un élément de la microstructure peut jouer le rôle de maillon faible et provoquer l'amorçage puis la propagation de la fissure jusqu'à la rupture [76]–[78]. La rugosité de surface et les contraintes résiduelles peuvent également impacter la tenue en fatigue de certains matériaux. Plusieurs études proposent que les défauts impactent la tenue en fatigue à l'ordre 1 [36], [39]. Un critère de fatigue est un outil de dimensionnement en fatigue des composants. Les critères de fatigue d'une façon ou d'une autre prennent en compte l'influence sur la tenue en fatigue d'au moins un des paramètres cités précédemment. Ces critères peuvent

être purement théoriques ou empiriques. Dans tous les cas, ils doivent permettre de garantir un domaine de sûreté (domaine d'endurance illimitée) en service ou alors, ils doivent permettre de prédire la durée de vie en service (domaine d'endurance limitée). Quand le critère prédit une tenue en fatigue inférieure aux résultats expérimentaux, il est dit conservatif. À l'inverse, quand les résultats expérimentaux sont supérieurs à ceux prédits par le critère, le critère est qualifié de non conservatif.

#### I.4. Modélisation de la limite de fatigue des matériaux sans défauts

Dans ce paragraphe, il est présenté dans un premier temps quelques critères uniaxiaux permettant de modéliser l'effet des contraintes moyennes que l'on peut représenter dans un diagramme de *Haigh-Goodman* ou *DVM*. Dans un second temps, il est question de décrire les phénomènes de triaxialité des contraintes à l'échelle locale lorsqu'on applique une contrainte uniaxiale à l'échelle macroscopique. Le choix est porté sur le critère de *Crossland*.

##### I.4.1. Critères empiriques basés sur la contrainte moyenne

L'une des représentations les plus courantes de l'influence de la contrainte moyenne sur la limite de fatigue est le diagramme de *Haigh-Goodman* encore appelé diagramme A-B. Les critères de type *Haigh-Goodman* s'appuient sur la tendance de liaison des points A et B. Dans le cas d'un chargement traction/compression, le point A est identifié à partir d'un essai de fatigue à  $R = -1$  et le point B est identifié à partir d'un essai de traction monotone. Sur la Figure I-30, les droites de *Goodman* et *Söderberg*, la parabole de *Gerber* et l'ellipse de *Marin* sont présentées. Elles modélisent l'influence de la contrainte moyenne sur la tenue en fatigue.

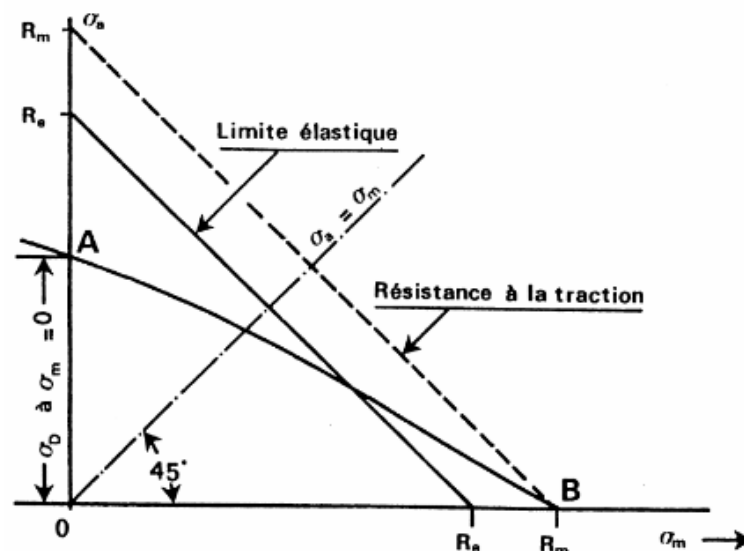


Figure I-30 : Diagramme de Haigh-Goodman

*Susmel et al.*[87] proposent une analyse des résultats de la littérature pour plusieurs classes de métaux. La Figure I-I-31 montre que la droite de *Söderberg* serait trop non conservative dans la mesure où tous les points expérimentaux se situent entre la droite de *Goodman* et l'ellipse de *Marin*. Dans leurs travaux, *Susmel et al.*[87] suggèrent que l'effet de la contrainte moyenne sur la limite de fatigue dépend du matériau et de son état microstructural.



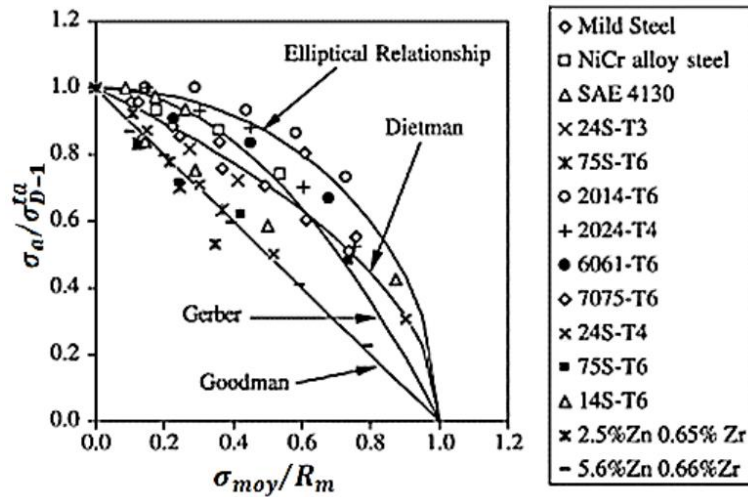


Figure I-1-31 :Prise en compte du type de matériau dans la description de l'influence de la contrainte moyenne sur la limite de fatigue[87].

Toujours dans le cas de la traction alternée, *Iben Houria*[52] s'intéresse à l'effet de la contrainte moyenne en présence de défauts. Les travaux sont effectués sur l'A356-T6 de fonderie. Les résultats des travaux de *Iben Houria* sont consignés sur la Figure I-32. Les essais de fatigue sont faits à deux rapports de charge  $R = -1$  et  $R = 0$ . L'auteur propose de modéliser l'effet de la contrainte moyenne par les droites de Goodman. Le matériau de référence est réputé sain sans défaut, ainsi, *Iben Houria* propose que l'effet de la contrainte moyenne dépend aussi de la taille des défauts et du rapport de charge. Pour les 2x3 éprouvettes testées, si les droites de Goodman sont des bons indicateurs de la sensibilité du matériau à la contrainte moyenne, il semble alors que cette sensibilité est diminuée avec la taille des défauts.

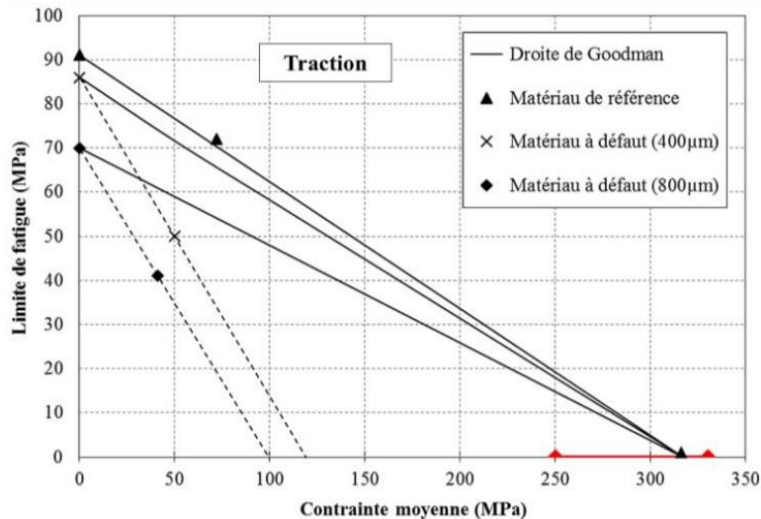


Figure I-32 :Prise en compte de la taille des défauts dans la description de l'influence de la contrainte moyenne sur la limite de fatigue [52].

Dans le contexte allemand, la DVM, équivalent de la SF2M française, préconise d'identifier le diagramme de *Haigh-Goodman* avec deux limites de fatigue : la résistance mécanique et la limite conventionnelle d'élasticité. Cette approche permet de modéliser l'effet d'une contrainte moyenne de compression.

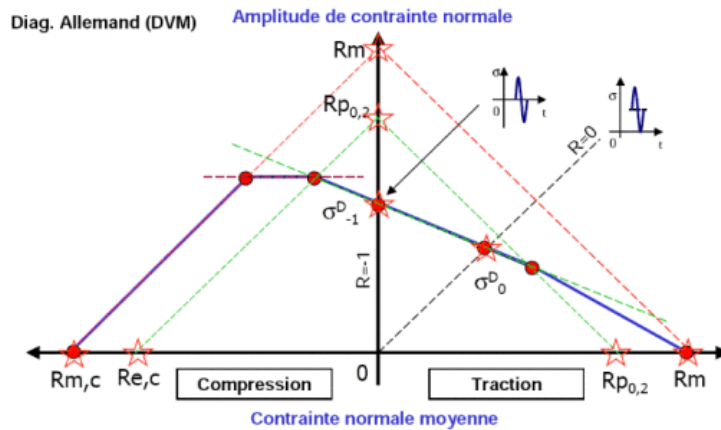


Figure I-33 : Diagramme de Haigh recommandé par la DVM

Kamaya et al.[49] abordent les aspects de contraintes moyennes dues au chargement et/ou des contraintes résiduelles liées au grenailage dans le cas de l'A316. Les désignations CW0 et CW20 correspondent respectivement aux taux 0 et 20% de précontraintes induites par le procédé mécanique. Les limites de fatigue calculées se situent entre les derniers points à non-rupture et les premiers points à rupture pour chaque rapport de charge sur la Figure I-26. Les paraboles de Gerber ainsi que les droites de Goodman (telles que formulées précédemment) sont tracées pour chaque type de matériau. On peut noter que pour les deux états du matériau, la parabole de Gerber permet de bien modéliser l'effet de la contrainte moyenne. Les résultats de Kamaya et al.[49] montrent que pour la même contrainte moyenne, on note un fort abattement de la limite de fatigue qui est liée au taux de précontrainte. En revanche, il semble que les contraintes résiduelles induites pas le procédé de précontrainte n'impactent pas le mode de description de l'influence de la contrainte moyenne.

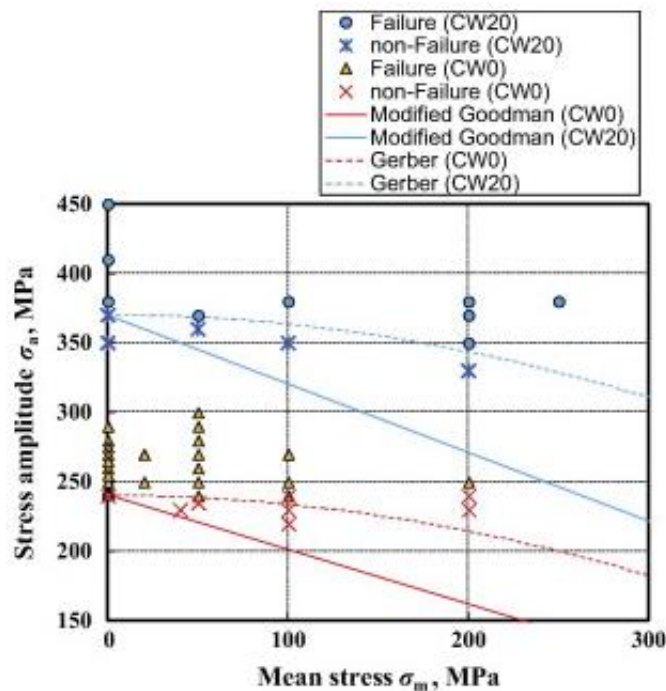


Figure I-34 : Influence de la contrainte moyenne dans le cas d'un acier inoxydable [49].

### I.4.2. Critère de Crossland

Le critère proposé par *Crossland* en 1956 est un critère de type *Von Mises* basé sur les invariants du tenseur des contraintes. Dans sa formulation, le critère prévoit que l'amorçage d'une fissure est piloté par l'amplitude de la contrainte déviatorique  $J_{2,a}$  et la contrainte hydrostatique maximale  $J_{1,max}$ . Sur un cycle de chargement, le critère de Crossland s'écrit :

$$\sigma_{cr} = \sqrt{J_{2,a}} + \alpha_{cr} J_{1,max} < \beta_{cr} \quad \text{Équation 6}$$

Les paramètres  $\alpha_{cr}$  et  $\beta_{cr}$  sont identifiés avec deux limites de fatigue en torsion alternée à  $R=-1$  et en traction alternée à  $R=-1$  par exemple, ou alors avec deux limites de fatigue à  $R=-1$  et à  $R=0,1$ .

Pour cela, il faut revenir aux définitions des invariants du tenseur des contraintes  $\underline{\underline{\sigma}}$ .

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{bmatrix} \sigma_{xx} & \sigma_{xy} & \sigma_{xz} \\ \sigma_{xy} & \sigma_{yy} & \sigma_{yz} \\ \sigma_{xz} & \sigma_{yz} & \sigma_{zz} \end{bmatrix} \quad \text{Équation 7}$$

Ainsi,

$$J_1 = \frac{1}{3} tr(\underline{\underline{\sigma}}) \quad \text{Équation 8}$$

Et

$$\sqrt{J_2} = \sqrt{\frac{1}{2} S : S} \quad \text{Équation 9}$$

Avec

$$S = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3} tr(\underline{\underline{\sigma}}) \cdot I \quad \text{Équation 10}$$

## I.5. Modélisation de la limite de fatigue des matériaux avec défauts

### I.5.1. Approche de la Mécanique de la Rupture en Élasticité Linéaire (MREL)

On considère qu'un défaut présent dans le matériau est assimilable à une fissure de taille équivalente au dit défaut. L'approche de la mécanique de la rupture en élasticité linéaire repose sur la propagation d'une fissure sous un chargement à vitesse constante dans le domaine d'élasticité du matériau. On considère que le chargement provoque une plasticité localisée à la pointe de fissure. La fissure devient alors propageante à partir d'un certain seuil  $\Delta K_{th}$ . Au-delà de ce seuil de propagation, le facteur d'intensité de contrainte est calculé en fonction de l'amplitude de contrainte appliquée  $\Delta\sigma$  et de l'évolution de la taille  $\sqrt{\pi l}$  (en  $\mu\text{m}$ ) et du facteur de forme  $Y$  de la fissure.

$$\Delta K_{th} = Y \cdot \Delta\sigma \cdot \sqrt{\pi l} \quad \text{Équation 11}$$

À partir de la relation 11, il est possible de suivre l'évolution de la limite de fatigue en fonction de la taille des défauts.

L'implémentation de ce modèle nécessite de déterminer le facteur d'intensité de contrainte seuil  $\Delta K_{th}$ . Dans le cas d'éprouvettes cylindriques, l'évolution du facteur de forme peut aussi être déterminée par analyse des faciès de rupture d'éprouvettes à sections utiles circulaires. Cette étape peut être délicate en l'absence de marquage. Dans ce cas, il faudrait mettre en place une manipulation spécifique de marquage, par encre par exemple ou thermique dans certaines conditions. Aussi, il faut que le défaut soit débouchant et qu'on puisse le localiser. Pour une éprouvette de diamètre  $D$  contenant une fissure de taille  $l$ , *Carpinteri* [72] propose une loi empirique qui rend compte de l'évolution du facteur de forme en fonction de l'évolution de la taille de la fissure.

$$Y = \frac{2}{\pi} + 0,986 \left(\frac{l}{D}\right) - 1,357 \left(\frac{l}{D}\right)^2 + 4,172 \left(\frac{l}{D}\right)^3 \quad \text{Équation 12}$$

Les travaux de *El Haddad et al.*[88] montrent que l'approche MREL classique n'est pas toujours valable et propose une correction pour des fissures courtes.

### 1.5.2. Approche de El Haddad

Les travaux de *El Haddad et al.*[88] sont réalisés sur un acier. En exprimant la limite de fatigue en traction  $R = -1$  en fonction de la taille de la fissure, les auteurs constatent qu'en dessous d'une certaine taille de fissure  $l_0$ , la pente de  $-1/2$  prédite par l'Équation 11 ne permet plus de décrire l'évolution réelle de la limite de fatigue en fonction de la taille de la fissure (cf. Figure I-35). Cette taille critique est identifiée expérimentalement et approchée par la MELR.

$$l_0 = \frac{1}{\pi} \left( \frac{\Delta K_{th}}{\sigma_{D-1}^{ta}} \right)^2 \quad \text{Équation 13}$$

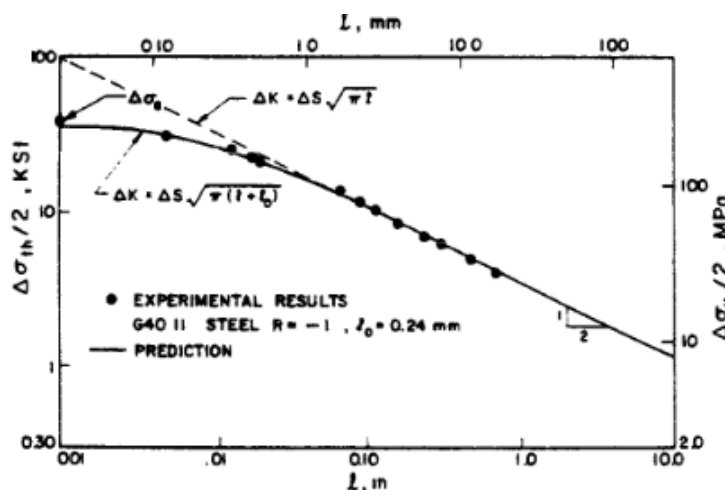


Figure I-35 : Correction de l'évolution de la limite de fatigue en fonction de la taille des défauts pour des fissures courtes[88]

La prise en compte de la taille critique  $l_0$  permet de proposer une correction de la MELR pour des fissures courtes sous la forme :

$$\Delta\sigma = \frac{1}{Y} \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{\pi(l+l_0)}} \quad \text{Équation 14}$$

Le modèle d'*El Haddad et al* s'écrit alors :

$$\Delta\sigma = \frac{\sigma_{D-1}^{ta}}{Y} \sqrt{\frac{l_0}{l+l_0}} \quad \text{Équation 15}$$

Il existe cependant plusieurs études qui montrent que les défauts ne sont pas toujours assimilables à des fissures [21], [36], [38], [80], [89]. Ces études tendent ainsi à limiter le champ d'applications des approches de type MELR.

### I.5.3. Approche de Murakami

Murakami et Endo s'intéressent pour la première fois à la description de la taille des défauts par le paramètre  $\sqrt{aire}$  que l'on peut voir en Figure I-36. Ce paramètre  $\sqrt{aire}$  choisi sur des considérations de facteur d'intensité de contrainte, correspond en fait à la projection d'un défaut de géométrie donnée dans le plan perpendiculaire à la direction de sollicitation de la plus grande contrainte principale.

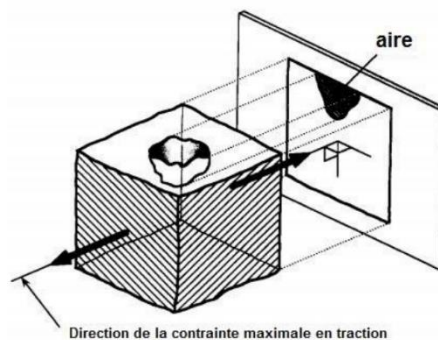


Figure I-36 : Taille de défaut au sens de Murakami et Endo [80].

Ce critère très robuste a été employé pour différentes classes de métaux [80]. *Murakami et Endo* montrent que pour tous les métaux, l'abaissement de limite de fatigue en fonction du paramètre  $\sqrt{aire}$  suit une pente de  $-1/n$ . La première formulation du critère s'écrit donc :

$$\sigma_w = C \cdot \sqrt{aire}^{-\frac{1}{n}} \quad \text{Équation 16}$$

Où « C » est une constante qui dépend du matériau et  $n=6$  pour les métaux. Le critère initial a subi plusieurs modifications avant d'être réécrit en 1986 dans sa forme la plus générale qui prend en compte non seulement la taille des défauts mais aussi la position par rapport à la surface libre et ainsi que la dureté HV et le rapport de charge R.

Dans le cas des défauts de surface, le critère s'écrit :

$$\sigma_w = 1,43(H_v + 120) \cdot \sqrt{aire}^{-\frac{1}{6}} \cdot \left(\frac{1-R}{2}\right)^\alpha \quad \text{Équation 17}$$

Avec

$$\alpha = 0,226 + H_v \cdot 10^{-4} \quad \text{Équation 18}$$

#### I.5.4. Approche DSG

*Nadot et Billaudeau* [81] étudient l'influence de la taille des défauts sur la limite de fatigue d'un acier 1045. Les essais de fatigue sont menés en traction uniaxiale et en torsion sur des éprouvettes contenant des défauts artificiels semi-sphériques puis sans défauts. L'analyse des fûts d'éprouvettes montre que les fissures sont amorcées aux points chauds dans les plans de cisaillement maximal, ce qui est classique en l'absence de défauts et non en présence des défauts. Cette observation permet de justifier la prise en compte des effets de gradients dans les mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue. Dans sa première description, le critère DSG prend en compte les effets de gradient de la partie hydrostatique du tenseur des contraintes. En 2013, *Vincent et al.*[82] ont proposé une extension du critère DSG aux défauts semi-elliptiques en calculant les champs mécaniques en utilisant la théorie *d'Eshelby* [90]. Dans leurs travaux, *Luu et al.*[91] appliquent le critère DSG en prenant en compte les effets de gradient des contraintes de scission et hydrostatique dans l'état adapté. Cette récente formulation a été implémentée pour plusieurs résultats de la littérature et s'est avérée intéressante pour décrire les effets des défauts. Le critère DSG s'écrit :

$$\sigma_{\nabla} = \sigma_{eq,M} - a_{\nabla} \frac{\sigma_{eq,M} - \sigma_{\infty}}{\sqrt{aire}} \leq \beta \quad \text{Équation 19}$$

Où  $\sigma_{\nabla}$  est un scalaire équivalent qui intègre la présence du défaut,  $\sigma_{eq,M}$  la contrainte au point chaud du défaut, lorsqu'on applique à l'éprouvette une contrainte  $\sigma_{\infty}$ . Le paramètre  $a_{\nabla}$ , homogène à une taille est identifié en considérant que la contrainte du critère DSG est égale à la contrainte seuil  $\beta$ .

Dans le cadre de ses travaux de thèse, *Iben Houria* [52] a réalisé des essais de torsion à  $R = 0$  et à  $R = -1$  sur des éprouvettes d'alliage A356-T6 sans défauts. Il constate une forte dispersion des résultats qui est en lien avec le paramètre SDAS de la microstructure qui traduit la distance entre les bras secondaires des dendrites. La contrainte équivalente  $\sigma_{eq,M}$  est alors identifiée par le critère de Crossland en prenant en compte la dépendance de la limite de fatigue du matériau sain à la taille de la SDAS. Le critère s'écrit alors :

$$\sigma_{\nabla} = \sigma_{eq,M} - a_{\nabla} \frac{\sigma_{eq,M} - \sigma_{\infty}}{\sqrt{aire}} \leq \beta(\lambda_2) \quad \text{Équation 20}$$

Où  $\lambda_2$  désigne la taille de la SDAS.

Si les critères précédents peuvent permettre une bonne description des phénomènes de fatigue, il est tout de même important de garder à l'esprit que la fatigue est souvent un problème de surface. La suite ce chapitre bibliographique propose de considérer les aspects de rugosité de surface dans l'analyse de la limite de fatigue. Ce type d'approche pourrait être adapté pour dimensionner les pièces réalisées par fabrication additive dans la mesure où l'état de surface est très rugueux.

#### I.5.5. Approches Kf

Ce paragraphe s'appuie sur les travaux de *Arola et Williams* [92] pour proposer une définition globale de la rugosité dans le cas de la fabrication additive. Sur la Figure I-37-a, la courbe en trait plein schématise une surface réelle avec sa rugosité locale et la courbe en trait interrompu schématise l'ondulation de surface. Cette définition de la rugosité est assez représentative d'une surface élaborée par fabrication additive. Ce type de considération a

également été étudié dans le cadre des travaux de Gerin pour comprendre les effets de défauts et d'intégrité de surface sur le comportement en fatigue des composants forgés [93]

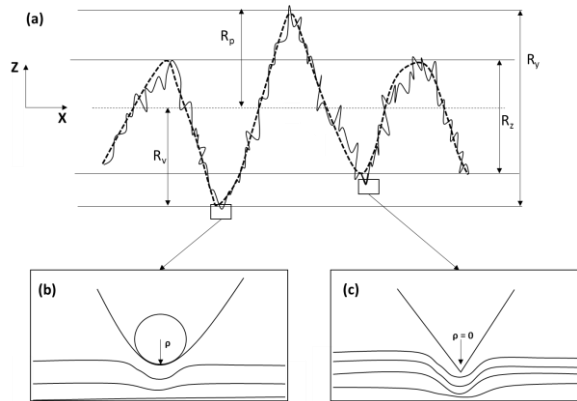


Figure I-37 : Définition de la rugosité pour une surface réelle, (a) illustration de la rugosité et de l'ondulation, (b, c) schématisation du phénomène de concentration de contrainte dans les cas de fonds d'entaille à faible et à fort gradients[92].

À partir de ce profil, on peut rappeler les différentes définitions des grandeurs de rugosité.

- La rugosité arithmétique  $R_a$  ou encore la moyenne intégrale des écarts pic-vallée en valeurs absolues.

$$R_a = \frac{1}{L} \int_0^L |Z| dx \quad \text{Équation 21}$$

La grandeur  $L$  désigne la longueur d'acquisition portée par l'axe X.

- La rugosité pic-vallée,  $R_y$  qui désigne en valeur absolue l'écartement entre le plus haut pic et la plus basse vallée.

$$R_y = |R_p - R_v| \quad \text{Équation 22}$$

- La moyenne des rugosités Pic-valée,  $R_z$ .

$$R_z = \frac{1}{m} \left[ \sum_{i=1}^m (Z_i)_{max} + \sum_{j=1}^m (Z_j)_{min} \right] \quad \text{Équation 23}$$

Les Figure I-37-b et Figure I-37-c schématisent la prise en compte des phénomènes locaux dus aux rayons en fond de vallées.

En s'appuyant sur les travaux de *Neuber (1958)* et des récents travaux *d'Arola et Ramulu [94]*, *Arola et Williams [92]* proposent de définir le facteur effectif de concentration de contrainte par la relation :

$$\bar{K}_t = 1 + n \left( \frac{R_a}{\bar{\rho}} \right) \left( \frac{R_y}{R_z} \right) \quad \text{Équation 24}$$

Où  $\bar{\rho}$  désigne le rayon de fond de profil et  $n = 2$  pour les essais de traction.

L'Équation 24 est intégrée dans le critère de *Peterson (1974)* basé sur l'expression du facteur d'intensité de contrainte effectif en fatigue  $\bar{K}_f$ .

$$\bar{K}_f = 1 + q(\bar{K}_t - 1) \quad \text{Équation 25}$$



Avec  $q$  un facteur désignant la sensibilité du matériau au défaut, défini par la relation :

$$q = \frac{1}{(1 + \gamma/\bar{\rho})} \quad \text{Équation 26}$$

Le paramètre  $\gamma$  est donc matériau-dépendant. Selon *Dowling*[95] le paramètre  $\gamma$  vaut 0,51 pour la plupart des aluminiums. Pour des matériaux à forte résistance mécanique  $Rm$ , le paramètre est déterminé par une loi empirique également proposée par *Dowling* [95] :

$$\gamma = 0,025 \left( \frac{2070 \text{MPa}}{Rm} \right)^{1,8} \quad \text{Équation 27}$$

Connaissant la limite de fatigue d'un état considéré comme référence, on peut alors en déduire la limite de fatigue de l'état rugueux en appliquant le facteur  $\bar{K}_f$ .

$$\bar{K}_f = \frac{\sigma_{D,réf}}{\sigma_{D,rugueux}} \quad \text{Équation 28}$$

Rappelons que le facteur  $\bar{K}_t$  peut aussi être calculé en utilisant la formule de Peterson [96] qui l'exprime en fonction de  $\bar{\rho}$  et  $\bar{t}$  la profondeur de l'entaille.

$$\bar{K}_t = 1 + n \sqrt{\frac{\bar{t}}{\bar{\rho}}} \quad \text{Équation 29}$$

Dans cette section, quelques généralités sur la fatigue ont été abordées. En s'inspirant des travaux de Gerin [93], il a été rappelé quelques définitions fondamentales. Quelques critères de fatigue ont été présentés en contexte uni et multi-axial. En présence de défauts, en s'appuyant sur des approches de type Murakami ou entailles, les rôles, des défauts, de la microstructure ainsi que de l'état de surface ont été évalués sur les mécanismes d'amorçage et de propagation des fissures dans le cas de plusieurs types de matériaux métalliques. Dans la dernière partie de ce chapitre, il est question de se focaliser sur la tenue en fatigue des alliages d'aluminium élaborés par fabrication additive. Une attention particulière est portée à l'AlSi10Mg qui est le matériau de cette étude.

## I.6. État de l'art sur la fatigue de l'alliage AlSi10Mg élaboré par voie additive

Comparativement aux alliages de fonderie, la littérature est à ce jour peu fournie en ce qui concerne l'étude de la tenue en fatigue des alliages d'aluminium élaborés par fabrication additive. Afin de passer en revue l'état de l'art sur la question, cette étude bibliographique propose deux approches. Cette partie permettra d'évaluer l'état d'avancement des travaux sur l'influence des paramètres matériaux (défauts, microstructure, contraintes résiduelles et état de surface) sur la tenue en fatigue sous différentes sollicitations. Le but ultime étant de positionner et d'orienter nos travaux qui font l'objet des chapitres suivants de ce manuscrit.

### I.6.1. Analyse des courbes S-N

Plusieurs études proposent d'évaluer la tenue en fatigue des aluminiums (AlSi7Mg, AlSi10Mg ou AlSi12Mg) de fabrication additive au travers des courbes S-N classiques pour différents états de microstructures, soit inhérents au procédé soit résultants d'un traitement



thermique [24], [27], [28], [30], [33], [40], [53], [66], [67], [97]. *Brandl et al.*[28] évaluent l'influence de la direction de production, de la température du plateau de construction et du traitement thermique de type T6 sur la tenue en fatigue. Trois directions de productions (éprouvettes à plat sur le plateau : 0°, à 45° et à 90°), deux températures du plateau (30°C et 300°C) sont évaluées en regard de la tenue à la fatigue. Le traitement T6 pratiqué est le suivant :

- Mise en solution : 6h à 525°C ;
- Refroidissement à l'eau à température ambiante ;
- Vieillessement artificiel : 7h à 165°C.

Toutes les éprouvettes étudiées ont une surface usinée. Les essais de fatigue sont réalisés en traction  $R = 0,1$ . Selon *Brandl et al.*[28] l'effet de la direction de production est prononcé lorsque le plateau est maintenu à 30°C pendant la fabrication. Les auteurs attribuent cela aux contraintes résiduelles, d'autant plus que les éprouvettes produites à 300°C ne révèlent pas de différences significatives. Pour une température de plateau donnée, *Brandl et al.* montrent que le traitement T6 a pour effet d'améliorer la tenue en fatigue. L'analyse des faciès de rupture montre que les fissures de fatigue sont toujours dues aux défauts présents en surface ou en sub-surface des éprouvettes (Figure I-38-a et c). Les faciès de rupture reflètent clairement un mode d'endommagement différent, se traduisant par un aspect plus lisse dans la zone de propagation (cf. Figure I-38-a et c), et dans la zone de rupture finale, le faciès des éprouvettes ayant subi un traitement T6 (cf. Figure I-38-d) semble présenter plus de marques d'arrachement ductile que dans le cas non T6 en Figure I-38-b. Pour le même rapport de charge  $R = 0,1$ , *Maskery et al.*[66] constatent que l'effet du traitement thermique T6 est bénéfique même en présence d'un état de surface brut de fabrication. Par ailleurs, *Aboulkhair et al.*[97] constatent le même effet du traitement T6 sur la tenue en fatigue. Dans ces mêmes travaux, les auteurs montrent, (Figure I-39) que l'état de surface brut de fabrication ne semble pas générer d'abatement significatif sur la résistance à la fatigue pour des fortes sollicitations, mais constatent que l'abatement généré est d'autant plus significatif à mesure que l'on s'éloigne du domaine oligocyclique. Comme *Maskery et al.* [66], ainsi que *Brandl et al* [28], *Aboulkhair et al.*[97] constatent que l'amorçage a toujours lieu à partir d'un défaut surfacique ou sub-surfacique.

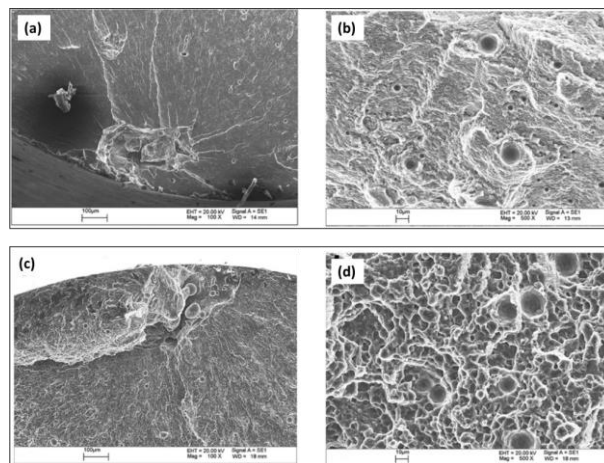


Figure I-38 : Faciès de rupture typiques des éprouvettes produites sur un plateau à 300 °C avec l'orientation 0°, testées en fatigue sans traitement thermique (a) et (b), et après traitement thermique T6 (c) et (d). (a) et (c) sites d'amorçage, (b) et (d) zones de rupture ductile [28]

Yang *et al.*[24] proposent d'alimenter l'état de l'art pour le même rapport de charge  $R = 0,1$  dans le cas de l'AlSi10Mg. Trois cas de figure sont étudiés dans un état de microstructure type T6. Premièrement, des éprouvettes avec sections utiles brutes de fabrication (diamètre 3 mm) et présentant une population de défauts en sub-surface. Deuxièmement, une partie de ces éprouvettes a légèrement été polie ( $R_a = 0,2 \mu\text{m}$ ) de façon à s'affranchir de la rugosité due à l'état brut de fabrication tout en conservant la population de défauts sub-surfacique. Troisièmement, des éprouvettes avec sections utiles brutes de diamètre 4 mm ont été usinées et polies ( $R_a = 0,2 \mu\text{m}$ ) au diamètre 3 mm de façon à s'affranchir des défauts sub-surfaciques. Yang *et al.*[24] constatent un abattement significatif des propriétés de fatigue qui est selon eux dû à la présence de défauts sub-surfaciques, étant donné que les éprouvettes usinées et polies présentant des défauts sub-surfaciques ont la même tendance que les éprouvettes avec surfaces brutes et défauts sub-surfaciques (Figure I-40). Yang *et al.*[24] proposent également que les défauts de surfaces ou sub-surfaciques pilotent l'amorçage des fissures de fatigue au premier ordre. Sur la base des résultats de la littérature, Beretta *et al.*[98] proposent de décrire l'influence du défaut sur la limite de fatigue au travers le paramètre  $\sqrt{aire}$  de Murakami mais le peu de résultats existants [98] ne permet pas encore d'établir des diagrammes de Kitagawa robustes pour cette classe de matériau.

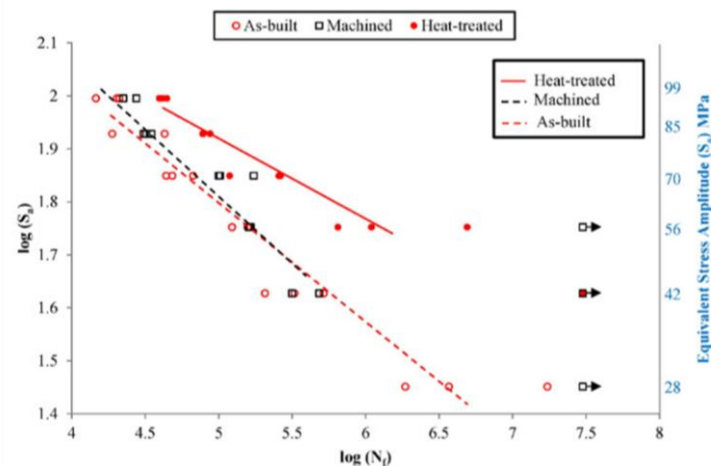


Figure I-39 : Influence de l'état de surface et du traitement thermique T6 sur la résistance à la fatigue à  $R = 0,1$  [97].

Rappelons que la température du plateau agit sur la taille de la structure dendritique et que réaliser un post-traitement à 200°C permet de minimiser les contraintes résiduelles dans le cas de l'AlSi12Mg. Dans ce contexte, pour un rapport de charge  $R = -1$ , Siddique *et al.* [53] proposent d'évaluer l'influence de la température du plateau et du post-traitement de relaxation des contraintes résiduelles sur le comportement en fatigue. Quatre gammes d'éprouvettes référencées E, F, G et H sont produites avec la même densité d'énergie laser. Les gammes E et F sont produites sur un plateau à 0°C alors que pour les gammes G et H, le plateau a été maintenu à 200°C. Les gammes E et G n'ont pas subi de post-traitement alors que les gammes

F et H en ont subi. *Siddique et al.*[53] proposent que la réduction des contraintes résiduelles et l'augmentation de la taille des dendrites dues au couplage entre la température du plateau et le traitement de relaxation a pour effet de réduire la durée de vie en fatigue et la dispersion des résultats. Cependant l'observation des faciès de rupture montre des tailles de défauts différentes à l'origine de la rupture. Il est donc difficile d'isoler l'effet des défauts dans l'étude de la tenue en fatigue. Selon *Damon et al.*[27], dans le cas de l'alliage AlSi10Mg sollicité en flexion rotative, la dispersion des résultats de fatigue est certainement due à l'hétérogénéité des défauts

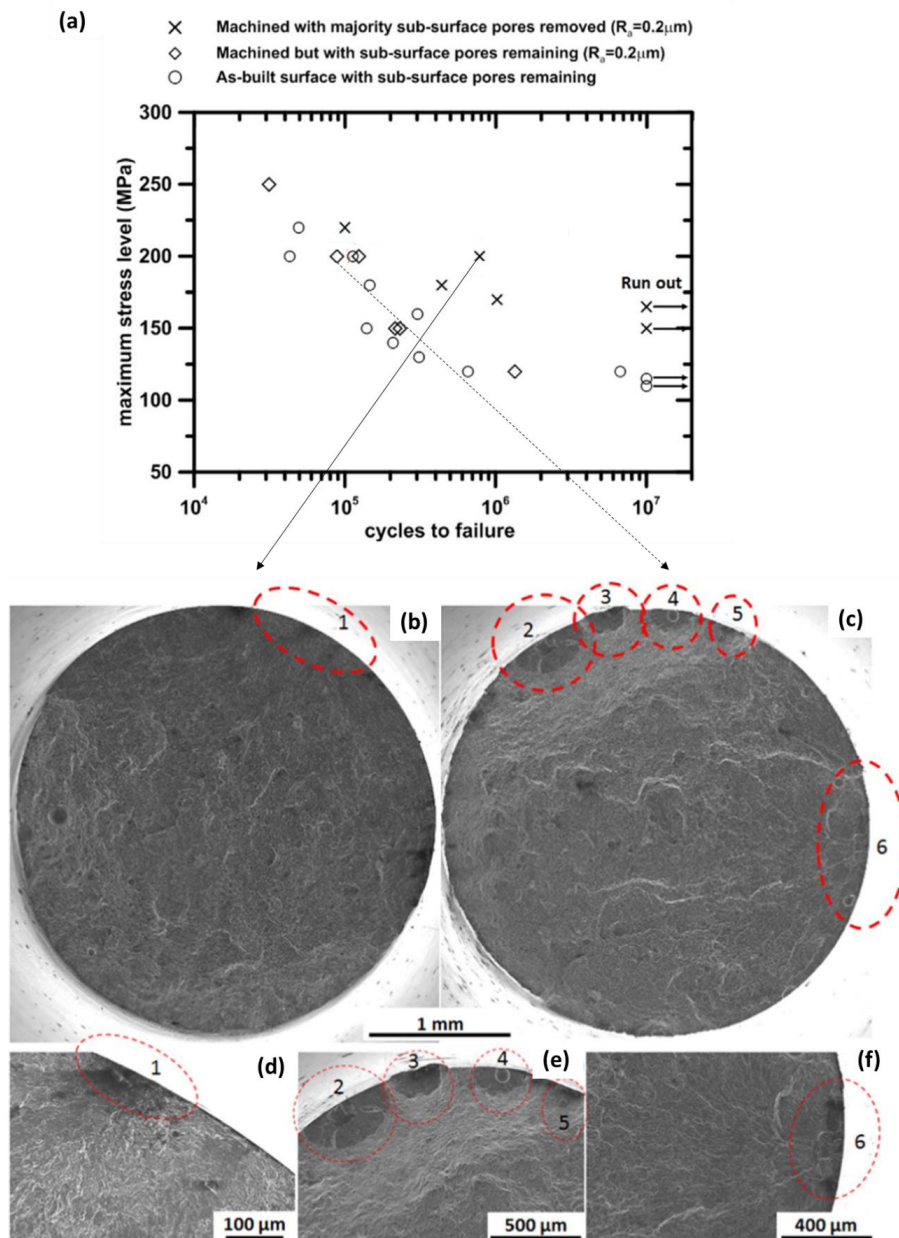


Figure I-40 : Évaluation de la sensibilité de l'AlSi10MgSi à l'état de surface brute de fabrication et aux défauts sub-surfaciques, (a) courbes S-N à  $R = 0,1$  pour différents états, (b-f) analyse des faciès de rupture, mise en évidence des défauts à l'origine de l'amorçage [24]

I.6.2. Analyse des courbes da-dN/ $\Delta K$ 

Quelques études s'intéressent aux aspects de propagation des fissures dans les aluminiums de fabrication additive [30], [40], [67]. *Suryawanshi et al.*[30] s'intéressent à l'identification des paramètres de la droite de *Paris* à  $R = 0,1$  pour différentes orientations et traitements thermiques (Figure I-41). Les éprouvettes d'étude sont produites avec différentes stratégies de balayage et suivant deux orientations. Certaines éprouvettes sont testées à l'état brut de fabrication et d'autres ont subi au préalable un post-traitement de relaxation de  $300^{\circ}\text{C}$  pendant 6h. En l'absence de traitement thermique, il n'y a pas d'influence notable de la direction de production et de la stratégie de balayage sur la résistance à la propagation des fissures longues. En revanche, un traitement thermique permet de révéler l'influence de la direction de production sur la résistance à la propagation des fissures. Selon *Siddique et al.*[40], un traitement thermique plus doux, 2h à  $240^{\circ}\text{C}$  peut avoir pour effet de modifier légèrement la pente de Paris. Dans les travaux de *Romano et al.*[67] sur l'alliage AlSi10Mg effectués à  $R = 0,7$ , l'évolution de la fissure dans ce cas est semblable à celle observée par *Suriawanshi* pour l'AlSi12Mg à  $R = 0,1$ . Le Tableau I-2 regroupe les valeurs de seuil de fissuration pour quelques travaux de la littérature. Comme sur la Figure I-41, les résultats sont comparés à ceux obtenus sur l'alliage A356 de fonderie.

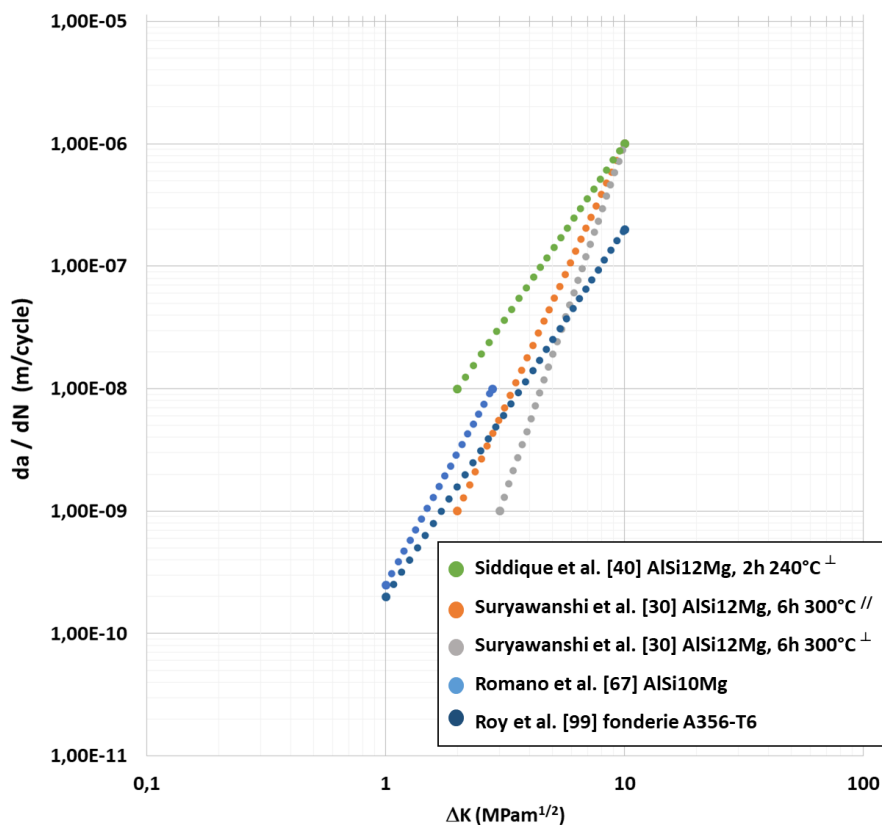


Figure I-41 : Courbe de fissuration des alliages d'aluminium de fabrication additive, influence de la direction de production après traitement thermique[30], du post-traitement[40], du rapport de charge [67] ; comparaison avec la fonderie [99].

Tableau I-2 : Quelques propriétés mécaniques en fatigue de l'alliage AlSi10Mg de fabrication additive, comparaison avec la fonderie.

Matériau et procédé	Stratégie de balayage	Température du plateau (°C)	TTh	Orientation	R	$\frac{\Delta K_{th}}{(MPa\sqrt{m})}$	m
AlSi12Mg (FA) [30], [40]	Single-melt[30]	/	/	XY	0,1	1,1	3,1
	Single-melt[30]	/		Z	0,1	1,4	3,7
	Check board [30]	/		XY	0,1	1,3	3,4
	Check board [30]	/		Z	0,1	1,3	3,9
	Check board [30]	/		XY (//)	0,1	2,0	3,1
	Check board [30]	/		Z ( $\perp$ )	0,1	3,1	3,7
	/	0		Z	0,1	3,1	2,74
/	200	Z	0,1	3,2	2,81		
AlSi10Mg (FA)[67]	/	200	/	/	0,7	< 1,3	3,6
	/	200	240°C	/	-1	3,2-3,6	3,6
A356 (*) (fonderie) [52]			T6		-1	1,5	2
A356 (fonderie) [99]			T6		-1	3,5	3

(\*) fissures courtes

### 1.7. Conclusion du chapitre I et orientation des travaux

Dans ce chapitre, les généralités sur la fabrication additive ont été présentées. Dans le cas des aluminiums élaborés par le procédé SLM, le matériau a été décrit qualitativement et quantitativement en l'absence de traitement type T6, au travers de 5 paramètres :

- (1) **Les défauts** qui peuvent être des porosités sphériques ou allongées. La taille et la morphologie des porosités varient fortement avec les paramètres du procédé. La répartition des défauts est homogène à cœur alors qu'il peut y avoir une organisation privilégiée en surface ou en sub-surface dès lors qu'il y a lasage des contours.
- (2) **Les melt-pools** ayant des morphologies de coupes allongées. Les frontières de ces melt-pools traduisent macroscopiquement l'empreinte laissée par le faisceau laser. Dans

le plan de lasage, les melt-pools se croisent avec le même angle de croisement que celui des tracés du laser. Du fait de l’empreinte thermique due au faisceau laser, la largeur des melt-pools dépasse généralement le diamètre du faisceau. Il a été possible d’évaluer les largeurs de melt-pools à environ 250  $\mu\text{m}$ . Dans les plans perpendiculaires au plan de balayage, il est pertinent de considérer plutôt la profondeur des melt-pools. Il est important de rappeler que l’empreinte thermique due au laser peut atteindre les 150-200  $\mu\text{m}$  soit jusqu’à plusieurs fois la taille de poudre déposée. La longueur des melt-pools correspond alors à la distance de parcours du faisceau laser. De l’analyse de cette étude bibliographique, il ressort que c’est la densité locale du silicium qui permet de matérialiser les frontières des melt-pools à l’échelle microscopique. Cette densité du silicium constitue la structure dendritique.

- (3) **La structure dendritique** qui résulte de l’organisation du silicium autour de la matrice primaire d’aluminium. Cette structure dendritique est semblable à la SDAS de fonderie. Considérant les fortes vitesses de refroidissement inhérentes au procédé SLM, les bras secondaires n’ont pas le temps de se former. Dans ce cas, on parlera alors de DAS pour désigner les distances primaires. La structure dendritique présente également une certaine anisotropie dans les plans perpendiculaires au plan de balayage. Les tailles caractéristiques des DAS varient entre 0.5 et 1  $\mu\text{m}$ . Cette structure dendritique disparaît lorsque le matériau subit un traitement thermique de type T6. Dans ce cas, il se forme une structure de précipitation constituée de plaquettes de silicium pures ainsi que d’intermétalliques riches en fer et sous forme d’aiguilles.
- (4) **Les grains d’aluminium** au sens cristallographique, fortement anisotropes, qui ont des formes d’ellipsoïdes avec une croissance orientée vers les forts gradients thermiques. Dans le plan de balayage, les analyses de coupes polies permettent de noter que les grains sont relativement équiaxes avec des tailles caractéristiques entre 2 et 20  $\mu\text{m}$  ; contrairement aux plans perpendiculaires où les grains sont très allongés et traversants parfois plusieurs melt-pools. Dans ce plan, les grains peuvent atteindre 100  $\mu\text{m}$  de longueur.
- (5) **L’état de surface AB (brut de fabrication)** est caractérisé dans quelques études au travers du paramètre  $R_a$  qu’il est possible d’optimiser en agissant sur les paramètres du procédé. Du point de vue de la tenue en fatigue, l’analyse des travaux de la bibliographie notamment des approches entaille, justifient qu’il faille considérer d’autres échelles de rugosité, dès lors qu’on veuille en évaluer l’impact sur les propriétés mécaniques.

Cependant, il est important de noter que le procédé de fabrication additive par fusion laser de lit de poudre génère de très fortes contraintes résiduelles. Ainsi, un post-traitement est systématiquement recommandé afin de relaxer les éprouvettes produites.

En résumé, le procédé SLM génère une microstructure complexe, relativement fine et fortement anisotrope dont certaines échelles peuvent être modifiées par un traitement thermique. Dans le cas des éprouvettes ayant subi un traitement thermique de type T6 ou CIC,

il y a disparition de la structure dendritique au profit d'une structure de précipitation riche en silicium.

En termes de propriétés mécaniques de base, les essais de traction monotones révèlent des effets d'anisotropie entre les éprouvettes construites verticalement et celles construites horizontalement. Pour ce qui est de la fatigue, il faut noter une littérature à ce jour peu fournie. Quelques études permettent cependant d'aborder et de poser les bases dans la prise en compte des paramètres matériau sur la tenue en fatigue, notamment les défauts d'où s'amorcent presque systématiquement les fissures de fatigue. Cependant, il existe à ce jour peu de diagrammes de type Kitagawa complets qui permettraient de décrire l'influence de la taille et du type de défauts sur la limite de fatigue. De même, la littérature est peu fournie en courbes de fissuration pour des défauts naturels. Par ailleurs, aussi bien pour les surfaces usinées que pour les surfaces brutes de fabrication, l'interaction entre microstructure et défaut mérite une attention afin d'apporter des compléments à l'état de la littérature.

Fort de ces éléments, la suite de ce manuscrit tentera de répondre aux questions suivantes :

Dans le cas des éprouvettes usinées à cœur de barreaux :

- (1) Dans ce type de microstructure, quelle est l'influence des défauts sur la limite de fatigue ?
- (2) Comment se comportent les fissures naturelles pour ce type de matériau ?

Sachant que certaines parties fonctionnelles des pièces devront vivre avec un état de surface non usiné (cf. Figure I-42) :

- (3) Quel est le bon paramètre pour caractériser l'impact d'une surface brute de fabrication sur la tenue en fatigue ?
- (4) Comment définir la notion de taille de défauts en présence de rugosité et d'ondulations de surface ? Le cas échéant, à partir de quelle taille de défauts peut-on considérer que la rugosité est sans effet sur la limite de fatigue : c'est-à-dire comment aborder la notion de compétition entre défauts et rugosité de surface ?

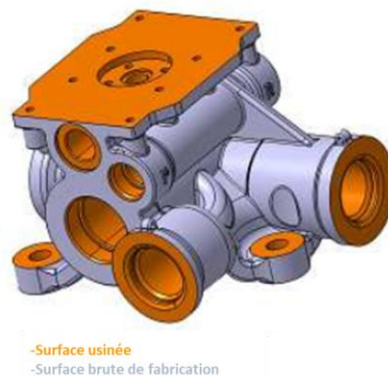


Figure I-42 : Vue 3D d'une servovalve [Zodiac Hydraulics], données CAO avant fabrication additive.



Enfin, dans un contexte plus ouvert :

- (5) Comment aborder la notion d'optimisation de ce type de procédé au regard de la tenue en fatigue ? De ce point de vue, la contribution des chapitres suivants va permettre d'enrichir le protocole d'optimisation proposé en Figure I-43.

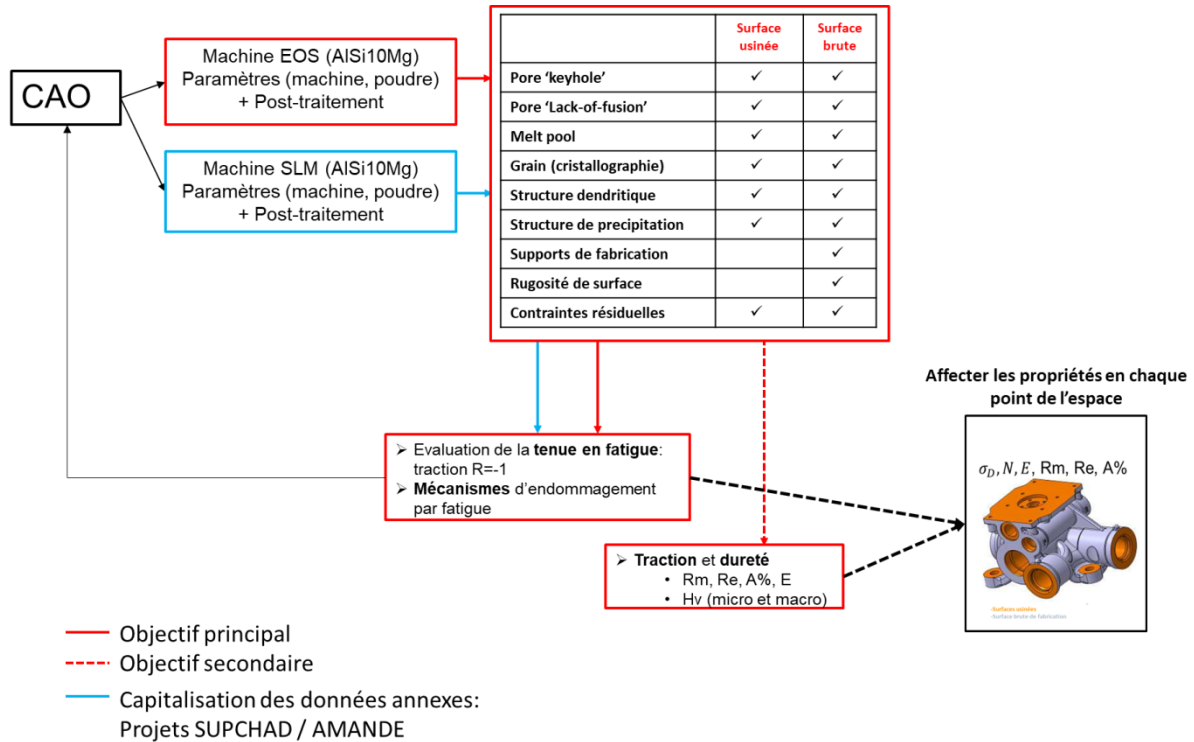


Figure I-43 : Proposition d'une démarche globale de l'optimisation du procédé de fabrication SLM. Application à l'AlSi10Mg.

Avant d'aborder les chapitres suivants, il semble important de rappeler ici que l'analyse des défauts et leur impact sur la tenue en fatigue est systématiquement proposée au travers des diagrammes de Kitagawa sur lesquels on s'appuie pour découpler l'effet des autres paramètres du matériau, à iso-défaut.



## **II. Chapitre II : Caractérisation du matériau, méthodes expérimentales**

Au chapitre I de ce manuscrit portant sur l'étude bibliographique, quelques généralités sur la fatigue ont été présentées. Dans le cas de l'AlSi10Mg qui est l'alliage retenu pour cette étude, cinq principaux paramètres du matériau en lien avec les paramètres du procédé sont identifiés. Le but de cette étude étant d'étudier le comportement en fatigue de cet alliage, ce chapitre sera consacré à trois principaux axes qui sont :

- La réalisation des éprouvettes ;
- La caractérisation de la microstructure du matériau en lien avec les paramètres de fabrication et le traitement thermique T6 ;
- La caractérisation des propriétés mécaniques de base, ainsi que de fatigue du matériau.

À l'issue de ce chapitre, une démarche d'analyse des résultats de fatigue est présentée. L'étude de la tenue en fatigue constituant le cœur de ce travail, les résultats obtenus sont présentés et analysés aux chapitres III et IV de ce manuscrit.

## II.1. Production des éprouvettes

### II.1.1. Différentes productions

La matière brute est fournie sous forme de pavés ou de barreaux à partir desquels seront prélevées les éprouvettes par usinage. Afin d'évaluer l'influence de l'état de surface sur les propriétés mécaniques, certaines éprouvettes sont fabriquées avec la section utile à la cote. Dans ce cas, seules les parties filetées sont reprises par usinage. Toutes les éprouvettes sont issues de la technologie de fabrication par fusion de lit de poudre, suivant deux types de machines (EOS et SLM). Il est important de noter dès à présent que ce travail ne vise pas à opposer les deux constructeurs dans la mesure où les éprouvettes ne sont pas produites dans les mêmes conditions. Les éprouvettes issues des productions EOS constitueront le cœur de ces travaux et les éprouvettes des productions SLM seront ponctuellement évoquées pour consolider les démarches d'analyse. Au cours de cette étude les principales familles de références seront donc dénommées :

- Us-SLM-Pav
- Us-SLM-Bar
- Br-SLM-Bar
- Us-EOS-Bar
- Br-EOS-Bar

Le symbole Us signifie que la section utile de l'éprouvette est usinée tandis que **Br** fait référence à un état de surface brute de fabrication. Les symboles **Pav** ou **Bar** font respectivement référence à la forme de pavé ou de barreau à partir desquels sont prélevées les éprouvettes. Dans le cas d'éprouvettes avec sections utiles brutes de fabrication, le symbole **Bar** est maintenu du fait de la forme cylindrique des têtes.

Le chapitre précédent a montré qu'il existe un vaste panel de paramètres pilotant le procédé de fabrication additive. Ces paramètres peuvent être regroupés en six sous-familles relatives respectivement à la poudre, au laser proprement dit, au mode de balayage, au lit de

poudre, à la température et à l'environnement. Pour toutes les productions SLM, la température du plateau est maintenue à environ 150°C contre environ 200°C pour les productions EOS. Pour les productions SLM, il faut noter que les barreaux ont été produits avec les paramètres standards référencés en Annexe 1. Ces mêmes paramètres ont été adoptés pour la production des pavés avec pour seule différence la stratégie de balayage. La Figure II-1 renseigne sur la stratégie de balayage adoptée sur une couche de poudre dans le cas des productions Us-SLM-Bar et Br-SLM-Bar. Le code couleur notifie le fait que les paramètres impactant les densités d'énergie sont différents entre le cœur et les contours. Tous les paramètres de la Figure II-1 sont détaillés dans le guide d'utilisateur fourni par le constructeur [100]. Au besoin, certains paramètres spécifiques seront présentés dans le détail tout au long de ce manuscrit. Retenons à ce stade que le paramètre *Stripe distance* est nul dans le cas des productions SLM-Pav. Ce qui revient à effectuer de longs tracés de laser. En dehors de ce paramètre de lasage à cœur, les autres paramètres sont identiques entre productions SLM. Par ailleurs, les éprouvettes Us-EOS-Bar et Br-EOS-Bar sont produites avec les paramètres standards recommandés par le constructeur.

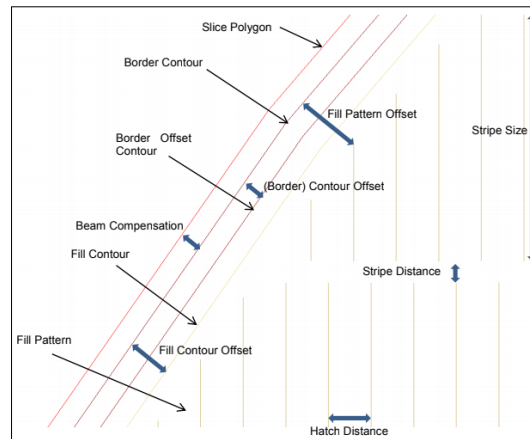


Figure II-1: Stratégie de balayage standard adoptée pour la fusion d'une couche de poudre des barreaux SLM [100].

### II.1.2. Choix des post-traitements

Afin de relaxer les contraintes résiduelles des éprouvettes fabriquées, tous les plateaux ont systématiquement subi un post-traitement de détensionnement. Rappelons ici que celui-ci est effectué sur chaque plateau avant décrochage des éprouvettes. Deux détensionnements ont été réalisés suivant les recommandations des constructeurs de machines.

- 1h à 210°C pour les productions SLM
- 2h à 300°C pour les productions EOS

Au vu de l'impact des nombreux paramètres de production sur la microstructure et contraintes résiduelles, il a été montré par ailleurs que l'état T6 peut être considéré comme référence dans la mesure où ce traitement gomme les différences d'une production à l'autre [89]. Le détail du traitement thermique T6 pratiqué dans cette étude est spécifié au Tableau II-1, c'est le même traitement couramment pratiqué en interne à la société Safran, dans le cas des

pièces de fonderie [101]. L'optimisation de ce traitement n'a pas été effectuée pour la fabrication additive.

Tableau II-1 : Détail du T6 pratiqué dans cette étude.

Étapes	Température (°C)	Durée (h)	Environnement
Mise en solution	540	8	Air
Trempe	20		Eau
Maintient	20	24	Air
Revenu	160	10	Air

### II.1.3. Dénomination des éprouvettes

Afin de répondre aux questions soulevées au chapitre précédent, deux états de surface et trois orientations d'éprouvettes sont étudiés dans ce manuscrit.

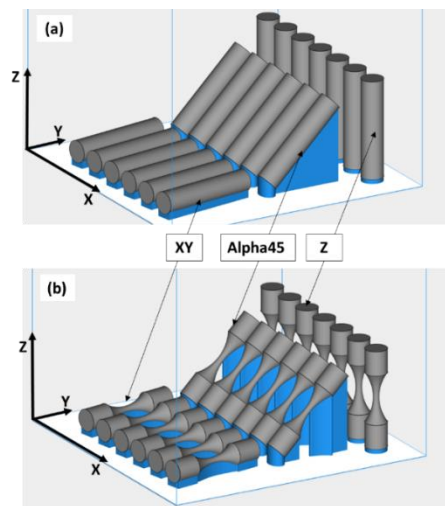


Figure II-2 : Orientation des éprouvettes d'étude, (a) toutes les surfaces des éprouvettes seront usinées, (b) seuls les filetages seront usinés, et dans les cas XY et Z, les supports seront décochés puis meulés.

La Figure II-2 donne l'orientation des éprouvettes. L'orientation d'une éprouvette est donnée par rapport au plan du plateau de production. Les éprouvettes d'étude sont référencées selon l'état de surface de la section utile, de la machine de production, l'état du matériau brut dans lequel est prélevée l'éprouvette, l'orientation ainsi que l'état T6 ou non. Les 17 dénominations dénombrées dans ce manuscrit feront l'objet d'analyse en fonction du besoin. Le Tableau II-2 présente les différentes dénominations utilisées dans cette étude.

La compréhension des mécanismes d'endommagement par fatigue en vue de l'optimisation des paramètres du procédé nécessite une bonne connaissance en amont de la microstructure inhérente au procédé de fabrication et ou des post-traitements appliqués. C'est pourquoi les paragraphes suivants sont consacrés à l'étude quantitative du matériau.

Tableau II-2 : Dénomination des éprouvettes étudiées

État de surface de la partie utile	Machine	Forme du brut	Détentionnement	T6	Orientation	Dénomination
Usinée (Us)	SLM	Pavés	1h, 210°C	Oui	XY	Us-SLM-Pav-XY-T6 [Rapport interne, Nadot, 2018]
					Z	Us-SLM-Pav-Z-T6 [Rapport interne, Nadot 2018]
		Barreaux			XY	Us-SLM-Bar-XY-T6
					Z	Us-SLM-Bar-Z-T6
	EOS	Barreaux	2h, 300°C	Non	XY	Us-EOS-Bar-XY-T6
					alpha-45	Us-EOS-Bar-alpha45-T6
					Z	Us-EOS-Bar-Z-T6
					XY	Us-EOS-Bar-XY
					alpha-45	Us-EOS-Bar-alpha45
					Z	Us-EOS-Bar-Z
Brute (Br)	SLM	Barreaux	1h, 210°C	Oui	Z	Br-SLM-Bar-Z
	EOS	Barreaux	2h, 300°C		XY	Br-EOS-Bar-XY-T6
					alpha-45	Br-EOS-Bar-alpha45-T6
					Z	Br-EOS-Bar-Z-T6
				Non	XY	Br-EOS-Bar-XY
	alpha-45	Br-EOS-Bar-alpha45				
	Z	Br-EOS-Bar-Z				

## II.2. Caractérisation de la matière

Dans la suite de ce manuscrit, le choix est fait d'aborder la microstructure sous plusieurs aspects. Dans un premier temps suivant les défauts de fabrication, c'est-à-dire des vides. Ensuite, suivant la microstructure de la matière, puis la rugosité et les contraintes résiduelles.

### II.2.1. Défauts

#### II.2.1.1. Caractérisation par coupes polies

Dans un premier temps, des coupes polies ont été préparées. Les observations ont été réalisées à la loupe binoculaire. La Figure II-3 renseigne sur la qualité de production du point de vue des défauts. Quatre références sont observées : Us-EOS-XY (Figure II-3-a), Br-SLM-XY (Figure II-3-b), Us-Pav-XY (Figure II-3-c) et Us-Pav-Z (Figure II-3-d). Sur les Figure II-3-a et b, on peut noter une forte présence de défauts de forme régulière. Sur la Figure II-3-b il est possible d'identifier deux populations de défauts, l'une en sub-surface et l'autre à cœur. Ces deux populations de défauts, notées P1 et P2, sont certainement dues à la stratégie de balayage illustrée en Figure II-3. Cette première famille de défauts sera qualifiée de porosité du fait de leur géométrie relativement régulière. Par ailleurs, l'analyse des Figure II-3-c et d permet d'illustrer des défauts relativement allongés et qui le sont d'autant plus lorsque l'échantillon est observé dans le plan de balayage. Ces défauts seront qualifiés de lack-of-fusion. Ils sont souvent allongés et leurs axes longitudinaux peuvent être liés aux croisements des traits de laser. Rappelons à ce stade que les productions SLM ont été réalisées dans un contexte particulier qui justifie la présence d'une telle population de défaut.

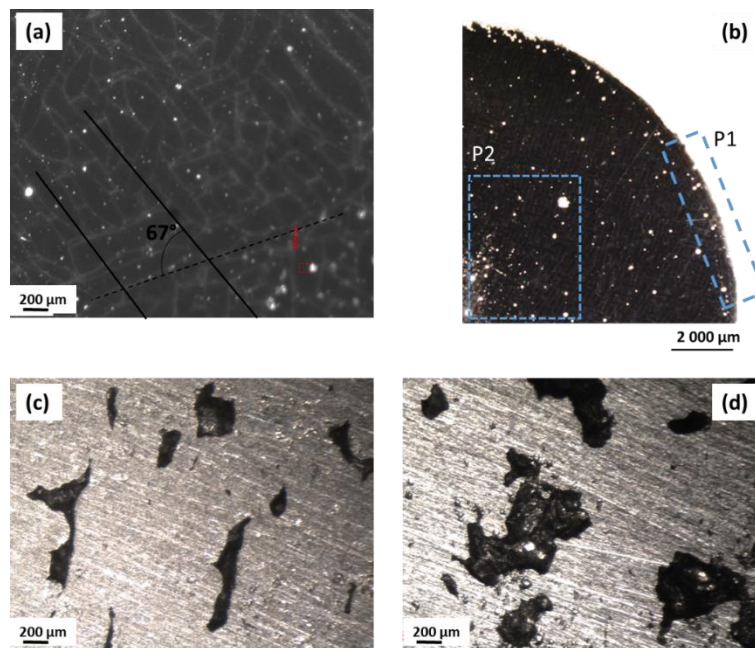


Figure II-3 : Mise en évidence des défauts sphériques par analyses optiques dans le plan de balayage (a) échantillon issu de la référence Us-EOS-Bar-Z, (b) échantillon issu de la référence Br-SLM-Bar-Z. Mise en évidence des défauts allongés, (c) échantillon issu de la référence Us-SLM-Pav observé dans le plan de balayage, (d) échantillon issu de la référence Us-SLM-Pav observé dans un plan perpendiculaire au plan de balayage.

Il est donc possible à ce stade de l'étude, de grouper les défauts en deux familles :

- Les porosités qui présentent une géométrie circulaire Figure II-3 (a) et (c) ;
- Les défauts dits de lasage qui se caractérisent par une géométrie complexe Figure II-3 (b).

L'analyse des défauts par des coupes polies ne donne qu'une vision partielle de la santé de la matière. Les notions de taille et de morphologie ne sont que qualitatives du fait de la position des plans de coupe par rapport aux défauts. Les images précédentes ont tout de même été binarisées sous *Paint*®, puis segmentées sous *Fiji*® et les fractions surfaciques de porosité ont été calculées également à l'aide de l'outil *Fiji*®.

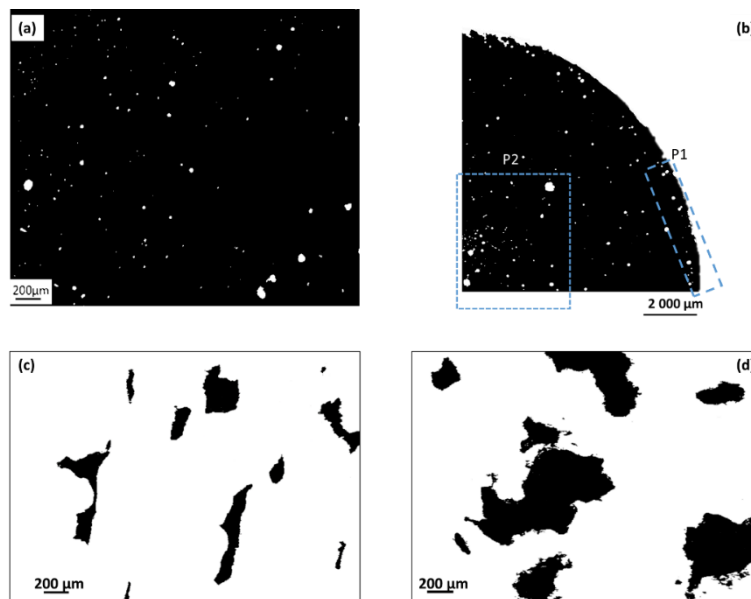


Figure II-4 : Images binarisées avant segmentation (a) échantillon issu de la référence Us-EOS-Bar-Z, (b) échantillon issu de la référence Br-SLM-Bar-Z. Mise en évidence des défauts allongés, (c) échantillon issu de la référence Us-SLM-Pav observé dans le plan de balayage, (d) échantillon issu de la référence Us-SLM-Pav observé dans un plan perpendiculaire au plan de balayage.

Le Tableau II-3 présente les résultats en termes de fraction surfacique de défauts. Les résultats sont obtenus à partir des images optiques à partir desquelles sont également calculées les surfaces de référence.

Tableau II-3 : Résultat de la segmentation des défauts dans chaque échantillon analysé issus de différentes productions.

Production	Nombre de défauts	Fraction surfacique des défauts %
Us-EOS-Bar-XY	43	0,4
Br-SLM-Bar-XY	179	4
Us-SLM-Pav-XY	10	8
Us-SLM-Pav-Z	15	20



On peut noter une faible fraction surfacique de défauts dans le cas de l'échantillon issu de la référence Us-EOS-Bar-XY. La fraction surfacique est multipliée par 10 pour l'échantillon issu de la référence Br-SLM-Bar-XY dont on a exclu les porosités ouvertes lors du calcul. Par ailleurs, pour une même production SLM-Pav, on peut noter que la présence de plus gros défauts s'accompagne d'une fraction surfacique de défauts nettement plus grande. Il est cependant important de noter que la méthode des coupes polies est peu fiable pour évaluer les taux de porosité notamment en présence de gros défauts de morphologie complexe.

### II.2.1.2. Mesure du taux de porosité par calculs

Afin d'aborder la notion de taux de porosité sous un aspect volumique, la technique de pesée a été déployée. Des échantillons  $30 \times 5 \times 1.5 \text{ mm}^3$  de caractérisation ont été prélevés par électro-érosion à cœur de barreaux ou de pavés. Un polissage mécanique a été ensuite effectué pour ramener la rugosité à moins de  $1 \mu\text{m}$ . Les dimensions de chaque échantillon ont été déterminées avec précision ainsi que leur densité déterminée à  $\pm 0,01$ . La Figure II-5 permet de schématiser les zones de prélèvement d'échantillons de caractérisation du taux de porosité dans le cas des pavés de production SLM. On peut y distinguer des échantillons dont les axes longitudinaux sont orientés selon l'axe de construction Z, ces échantillons peuvent être dénommés Us-SLM-Pav-Z, et les autres Us-SLM-Pav-XY. Les taux de porosités sont évalués à 3 hauteurs pour le cas XY et à 2 pour le cas Z.

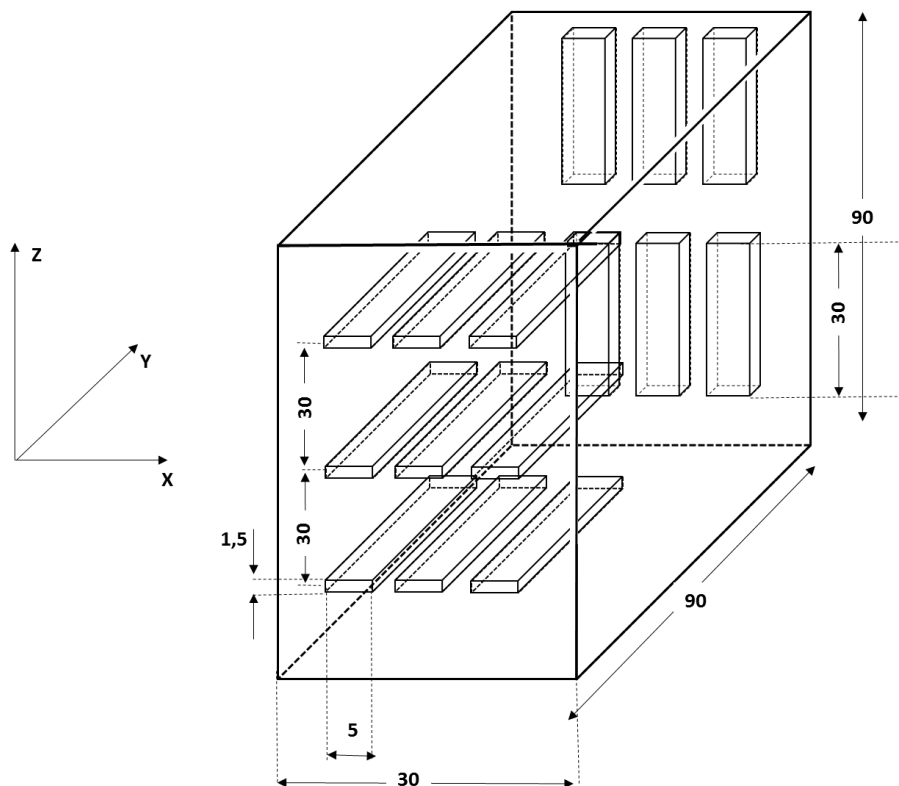


Figure II-5 : Zone de prélèvement d'échantillon de caractérisation de module d'Young et de taux de porosité. Cas d'un pavé Us-SLM-Pav.

La masse volumique retenue pour les calculs est de 2620 Kg/m<sup>3</sup>. Cette valeur a été déterminée sur des échantillons issus d'une pièce certifiée de fonderie. Le Tableau II-4 répertorie les résultats obtenus.

Tableau II-4 : Mesure du taux de porosité par pesée.

Référence	Niveau de prélèvement	Nombre d'échantillons	Taux de porosité %
Us-EOS-Bar-XY	/	2	<1
Us-EOS-Bar-Z	/	2	
Us-SLM-Pav-XY	Bas	3	3-5
	Milieu	3	
	Haut	3	
Us-SLM-Pav-Z	Bas	3	4-6
	Haut	3	

### II.2.1.3. Caractérisation des défauts par Micro-tomographie aux rayons X

Il a été observé au paragraphe précédent que le taux de porosité peut fortement varier d'une production à l'autre. Aussi, nous avons pu observer quelques écarts entre les fractions surfaciques et les taux de porosité obtenus par calculs. Ces écarts sont certainement dus au fait que la méthode des coupes polies donne des taux de porosité très locaux dans un plan de coupe. Par ailleurs, la méthode par calcul est limitée par le choix de la densité théorique et ne donne qu'un aspect trop global de l'étude des défauts. Afin d'aborder l'étude des défauts à la fois du point de vue global au sens du taux de porosités et spécifique au sens de l'étude de chaque défaut, la méthode par tomographie sera déployée. Cette dernière présente le principal avantage de caractériser chacun des défauts rencontrés dans la matière notamment en termes de taille et de morphologie. Deux échantillons de deux références seront étudiés :

- Us-EOS-Bar (1 XY et 1 Z);
- Us-SLM-Bar (1 XY et 1 Z).

Les échantillons d'étude sont des cylindres de diamètre 3 mm et de longueur 10 mm prélevés par électro-érosion à cœur de barreaux, au même niveau que la partie utile des éprouvettes de fatigue. L'équipement de caractérisation est un tomographe UltraTom® équipé d'une source de 150 kV qui permet d'atteindre une résolution de 125 μm<sup>3</sup> par voxel pour la taille des échantillons observés.

La Figure II-6 donne un aperçu des défauts dans une image prise parmi les milliers d'images obtenues pour chaque échantillon de tomographie. On peut déjà remarquer que les productions SLM, Figure II-6-(a) et (b) contiennent plus de défauts que les productions EOS, Figure II-6-(c) et (d). Aussi, il est possible de remarquer la présence de gros défauts de morphologie plutôt circulaire ou légèrement elliptique.

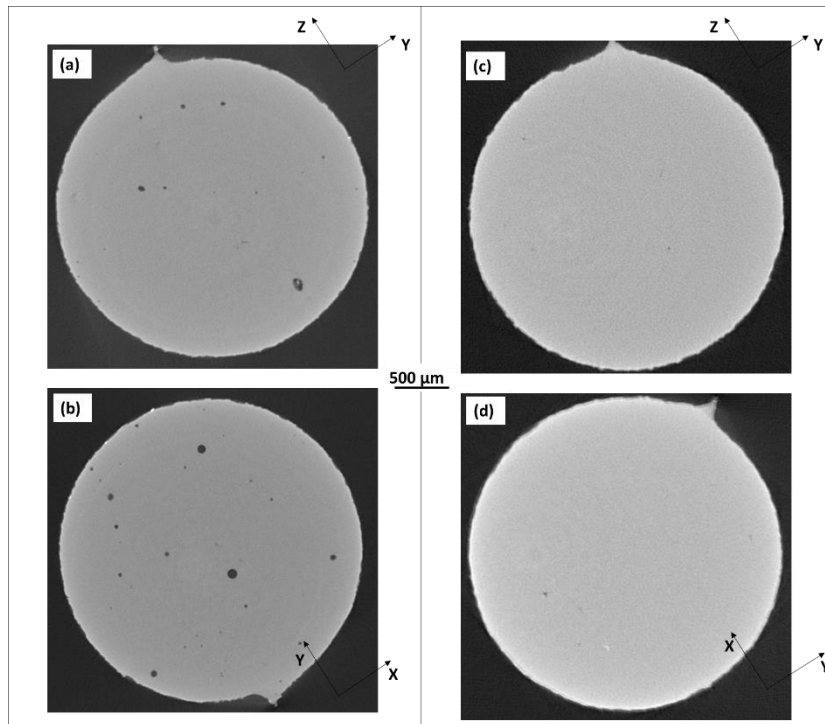


Figure II-6 : Images brutes de tomographie avant segmentation (a) Us-SLM-Bar-XY, (b) Us-SLM-Bar-Z, (c) Us-EOS-Bar-XY, (d) Us-EOS-Bar-Z.

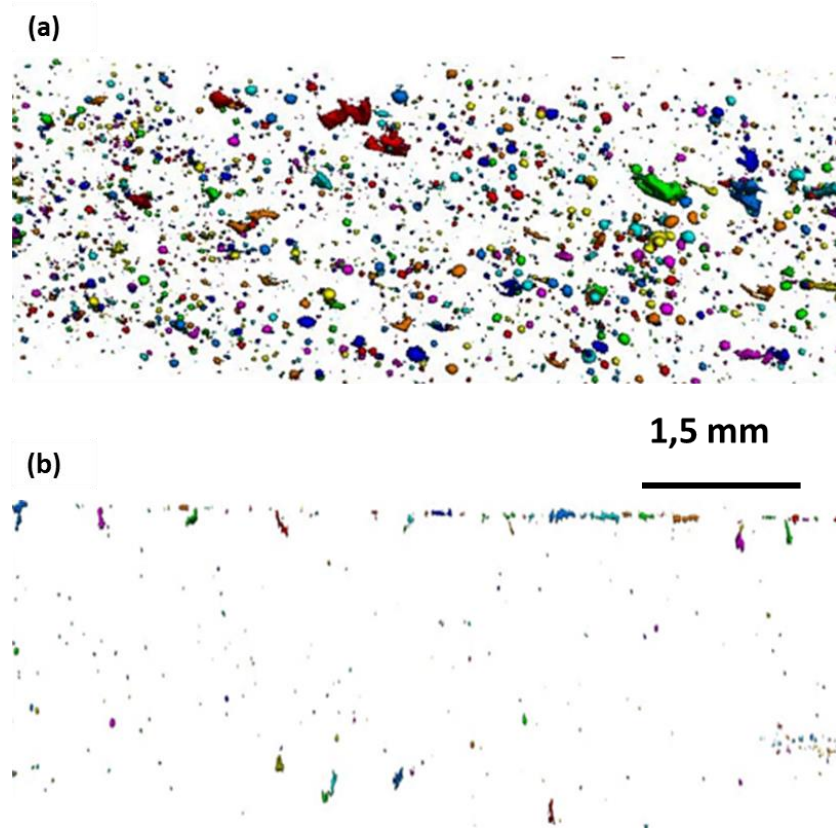


Figure II-7 : Projection dans un seul plan de tous les défauts dans deux productions (a) Us-SLM-Bar-XY, (b) Us-EOS-Bar-Z

Comme les images de microscopie optique présentées en section II.2.1.1, celles de tomographie sont traitées suivant les quatre étapes clés du traitement d'image qui sont :

- 1- Le prétraitement qui consiste à appliquer un filtre et définir l'image par niveaux de gris ;
- 2- La binarisation qui consiste à filtrer l'image de façon à affecter aux défauts une couleur et à la matière une autre ;
- 3- La segmentation proprement dite qui consiste à regrouper les pixels voisins ayant le même niveau de gris pour définir chaque défaut.

Le logiciel commercial Avizo® a été utilisé pour réaliser la segmentation des défauts. La Figure II-7 est une projection dans un seul plan de tous les défauts contenus dans les échantillons analysés. Il est possible de confirmer que la production SLM conduit à une mauvaise santé matière comparativement à la production EOS. Les deux productions sont réalisées avec les paramètres standards recommandés par les constructeurs.

Après ce post-traitement, chaque défaut a été caractérisé par son volume  $V$  et sa surface  $A$ . Connaissant le volume théorique de l'échantillon, il a ainsi été possible de calculer un taux de porosité global pour chaque échantillon. Les résultats obtenus pour la production EOS donnent un taux de porosité de l'ordre de 0.4 % contre environ 4% pour les échantillons issus des barreaux SLM.

Sur la Figure II-7 on peut également noter une certaine différence de forme des défauts. Ainsi, afin de décrire plus finement chacun de ces défauts, le paramètre  $s$  traduisant la sphéricité d'un élément 3D a été utilisé pour caractériser la morphologie des défauts [41].

$$s = \pi^{\frac{1}{3}} \cdot (6V)^{\frac{2}{3}} A \quad \text{Équation 30}$$

L'indice de sphéricité  $s$  varie entre 0 pour un défaut très tortueux comme c'est le cas pour les défauts dits de lasage et 1 pour les défauts parfaitement sphériques qualifiés de pores. La Figure II-8 donne la distribution de sphéricité en fonction de la taille de défauts. Le premier constat qu'on peut faire est que les gros défauts peuvent être sphériques ou tortueux. Ce constat est en accord avec les coupes polies des échantillons Us-EOS-Bar-XY et Br-SLM-Bar-XY présentés respectivement en Figure II-3-a et b ou en Figure II-4-a et b.

Les Figure II-8-(a) et (b) confirment en effet que les éprouvettes de production SLM contiennent plus de défauts que les éprouvettes de production EOS caractérisées par les Figure II-8-c et d. D'après les indices de sphéricité, il est possible de noter une forte présence de défauts sphériques dans le domaine de tailles allant de 0 à 120  $\mu\text{m}$ . Des analyses quantitatives des différentes populations de défauts montrent que près de 60 à 90 % des défauts, exceptés ceux représentés Figure II-8-(c), ont une sphéricité supérieure à 0,8. Nous pouvons donc conclure que 60 à 90% des défauts sont relativement isotropes et peuvent être assimilables à des sphères. Dans cette étude, le domaine de tortuosité correspond aux défauts dont les sphéricités sont inférieures à 0,6. Pour les trois références Us-SLM-Bar-XY, Us-SLML-Bar-Z et Us-EOS-Bar-Z, les domaines de défauts sphériques et de défauts tortueux sont matérialisés par des rectangles.

Les parties grisées correspondent aux queues de distribution du point de vue de la taille. Ces queues de distribution sont définies pour chaque référence par les 5 plus gros défauts. On peut noter que les gros défauts ne sont pas toujours essentiellement tortueux tout comme les petits défauts ne sont pas nécessairement sphériques. Aussi, on peut noter que les plus gros défauts de chaque référence sont relativement tortueux.

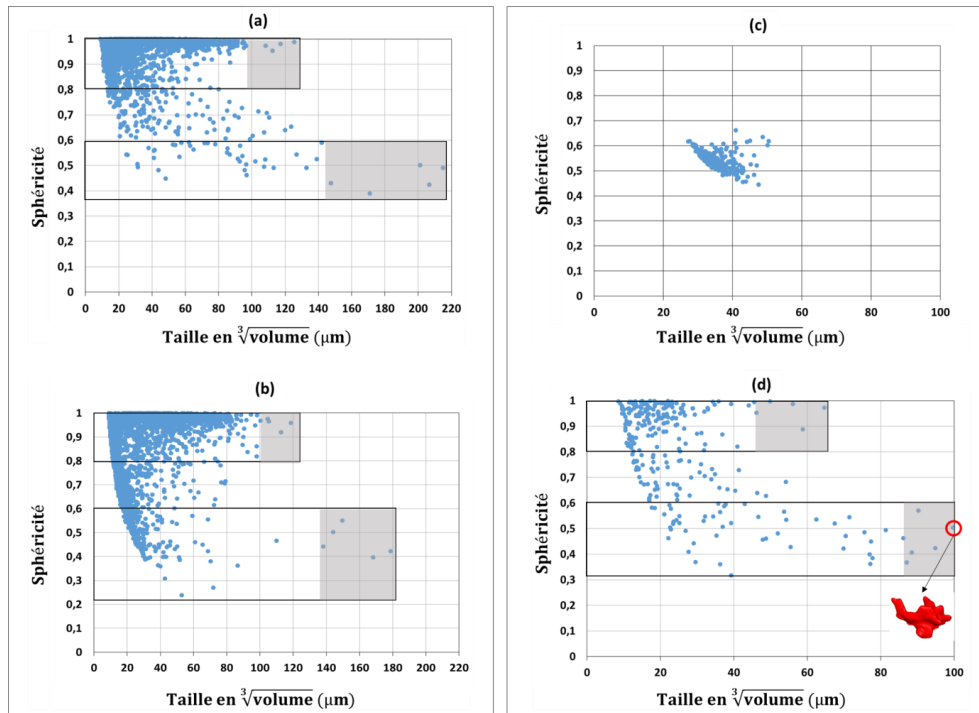


Figure II-8 : Distribution des défauts en taille et en sphéricité (a) XY-SLM (b) Z-SLM, (c) XY-EOS, (d) Z-EOS

Nous pouvons à ce stade ouvrir une parenthèse sur les aspects de tenue en fatigue en présence de défauts. Sachant que les phénomènes de fatigue sont sensibles aux queues de distribution, et au regard de cette analyse quantitative des défauts, on peut conjecturer que les défauts les plus nocifs en fatigue seront les plus tortueux, d'autant plus qu'ils sont plus grossiers que les plus gros défauts sphériques.

Cependant, il ne faut pas perdre de vue la notion de position des défauts qui n'est pas quantitativement abordée dans les analyses de tomographie. Rappelons à cet effet que les échantillons de tomographie ont un diamètre de 3 mm et sont prélevés à cœurs des barreaux. Soit une différence de 1 mm au rayon par rapport à la section utile des éprouvettes de fatigue. La Figure II-9 représente tous les défauts caractérisés par tomographie dans deux éprouvettes XY et Z prélevées à cœur de barreaux SLM. Tous les défauts sont projetés dans le plan perpendiculaire à la direction de la contrainte principale appliquée. En supposant que les Figure II-9-a et b représentent les défauts rencontrés dans une éprouvette de fatigue, il se peut qu'on rencontre une population de défauts sphériques en surface ou en sub-surface des éprouvettes de fatigue, dans ce cas, les plus gros défauts sphériques seraient les plus nocifs en fatigue (cf. Figure II-9-a). Dans le cas où les deux populations de défauts sphériques et tortueux sont présentes dans la zone critique, le défaut le plus nocif serait probablement le plus gros des

défauts tortueux qui est susceptible de générer de forts concentrateurs de contraintes. La Figure II-9-b illustre un gros défaut tortueux sur la couronne de la zone analysée.

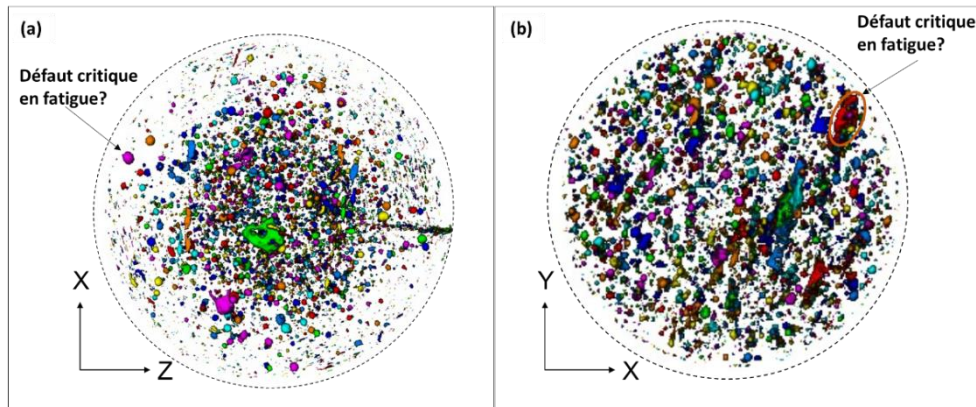


Figure II-9 : Scénario sur la notion de nocivité des défauts en fatigue pour deux morphologies de défauts différentes. (a), image issue de la référence Us-SLM-XY avec un gros défaut en sous couche. (b), image issue de la référence Us-SLM-Z, avec un gros défaut tortueux en sous couche.

Pour discuter des aspects de nocivité des défauts en fatigue, deux approches peuvent être déployées :

- 1- Réaliser une tomographie avant chaque essai de fatigue, identifier un certain nombre de défauts dont la criticité peut être calculée au travers des critères de fatigue, puis après essais, analyser des faciès de rupture pour valider les prédictions.
- 2- Réaliser des essais de fatigue et analyser tous les faciès. Dans ce cas, la notion de morphologie est traitée en 2D. C'est cette démarche qui sera abordée dans cette étude.

Après cette parenthèse sur les aspects de fatigue en présence de défauts, il est nécessaire de faire une synthèse sur les défauts avant de poursuivre la caractérisation du matériau du point de vue de la microstructure.

#### II.2.1.4. Synthèse sur les défauts

Pour différentes productions SLM ou EOS, les défauts inhérents au procédé de fabrication additive ont été caractérisés par deux moyens : destructif au travers des coupes polies et non destructif au travers de l'analyse par tomographie aux rayons X. Les taux de porosités ont été mesurés pour différentes références EOS ou SLM. Les tailles de défauts ont été mesurées ainsi que les morphologies. À ce stade de l'étude, il est possible de regrouper les défauts inhérents au procédé suivant deux grandes familles :

- Les défauts sphériques, assimilables à des pores. Les tailles de ces défauts sont de 20 à 120  $\mu\text{m}$  selon la production ;
- Les défauts allongés, encore appelés lack-of-fusion, dont les tailles varient de 40 à 500  $\mu\text{m}$  selon la production.



Dans la section II.3.4.2.1)-II.3.4.3 un protocole de mesure de la taille de défauts du point de vue de la nocivité en fatigue sera proposé. Le chapitre suivant traitera donc de la nocivité de ces défauts du point de vue de la fatigue. Au dernier chapitre de ce manuscrit, l'étude de la nocivité des défauts en fatigue sera abordée en lien avec quelques paramètres du procédé comme la puissance du laser, la vitesse de balayage, l'espacement entre les traits de lasers ainsi que l'épaisseur du lit de poudre déposé. Cela constituera quelques éléments d'optimisation du procédé.

## II.2.2. Microstructure

Dans cette étude, nous décrivons la microstructure au travers de quatre paramètres caractéristiques : les melt-pools, la structure dendritique, les grains au sens de la cristallographie, ainsi que les précipités et intermétalliques.

### II.2.3.1. Composition chimique du matériau

Avant d'engager la caractérisation de la microstructure, il est nécessaire de s'assurer que le matériau d'étude est conforme aux spécifications de la norme. De ce point de vue les teneurs en silicium et en magnésium ont été évaluées. Pour cela, un morceau d'échantillon non traité thermiquement a été prélevé dans la référence Us-EOS-Bar. L'échantillon prélevé a été poli dans le plan de balayage XY. Cet échantillon a été observé sans attaque chimique préalable, au MEB-FEG JEOL 7001-TTLS haute résolution, équipé d'un détecteur d'électrons secondaires et d'électrons rétrodiffusés ainsi que de détecteurs EDS et WDS. Le Tableau II-II-5 donne la composition trouvée en EDS. Les valeurs obtenues sont proches des standards utilisés : AlSi10Mg0,4. La suite de l'étude porte sur la caractérisation de la microstructure proprement dite.

*Tableau II-II-5 : Composition chimique de l'alliage étudié en comparaison avec celle donnée par la norme DIN EN 1706:2010*

	Al	Si	Fe	Mg	Mn	Zn	Ti
DIN EN 1706:2010	Bal	9-11	<0,55	0,2-0,45	<0,45	<0,1	<0,15
Mesures EDS, W% EDS	Bal	9,55		0,4			

### II.2.3.2. Melt-pools

Les échantillons de caractérisation ont été prélevés à cœurs des barreaux de la production Us-EOS-Bar. Ainsi, pour caractériser les melt-pools, trois faces polies ont été observées dans les trois plans caractéristiques du procédé : le plan de lasage XY et les deux plans XZ et YZ. Dans un premier temps une analyse optique permet de révéler une première échelle d'anisotropie au niveau des melt-pools. Dans le plan de lasage, la structure en forme d'ellipses avec croisement permet de révéler la stratégie de balayage d'une couche à l'autre. Les plans transversaux quant à eux montrent une structure en « fish-chip » qui traduit la profondeur du bain de fusion due au faisceau laser.



Les melt-pools peuvent donc être décrites comme des coupoles allongées définies par les trois grandeurs caractéristiques que sont la longueur, la largeur et la profondeur (cf Figure II-11). Une étude quantitative des melt-pools a été faite sur une population de 70 individus. La longueur caractéristique moyenne des melt-pools obtenue est de 600  $\mu\text{m}$  dans un intervalle entre 168  $\mu\text{m}$  et 1300  $\mu\text{m}$  et un écart-type de 310  $\mu\text{m}$ . Cet écart-type relativement élevé traduit le fait que la coupe ne soit pas exactement dans le plan XY. La largeur caractéristique des melt-pools a également été évaluée. La moyenne est de 146  $\mu\text{m}$  dans un intervalle entre 75  $\mu\text{m}$  et 245  $\mu\text{m}$  avec une dispersion de 40  $\mu\text{m}$ . De même il a été possible de fournir une hauteur moyenne de melt-pools de 80  $\mu\text{m}$  dans un intervalle entre 40  $\mu\text{m}$  et 110  $\mu\text{m}$  avec une dispersion de 20  $\mu\text{m}$ .

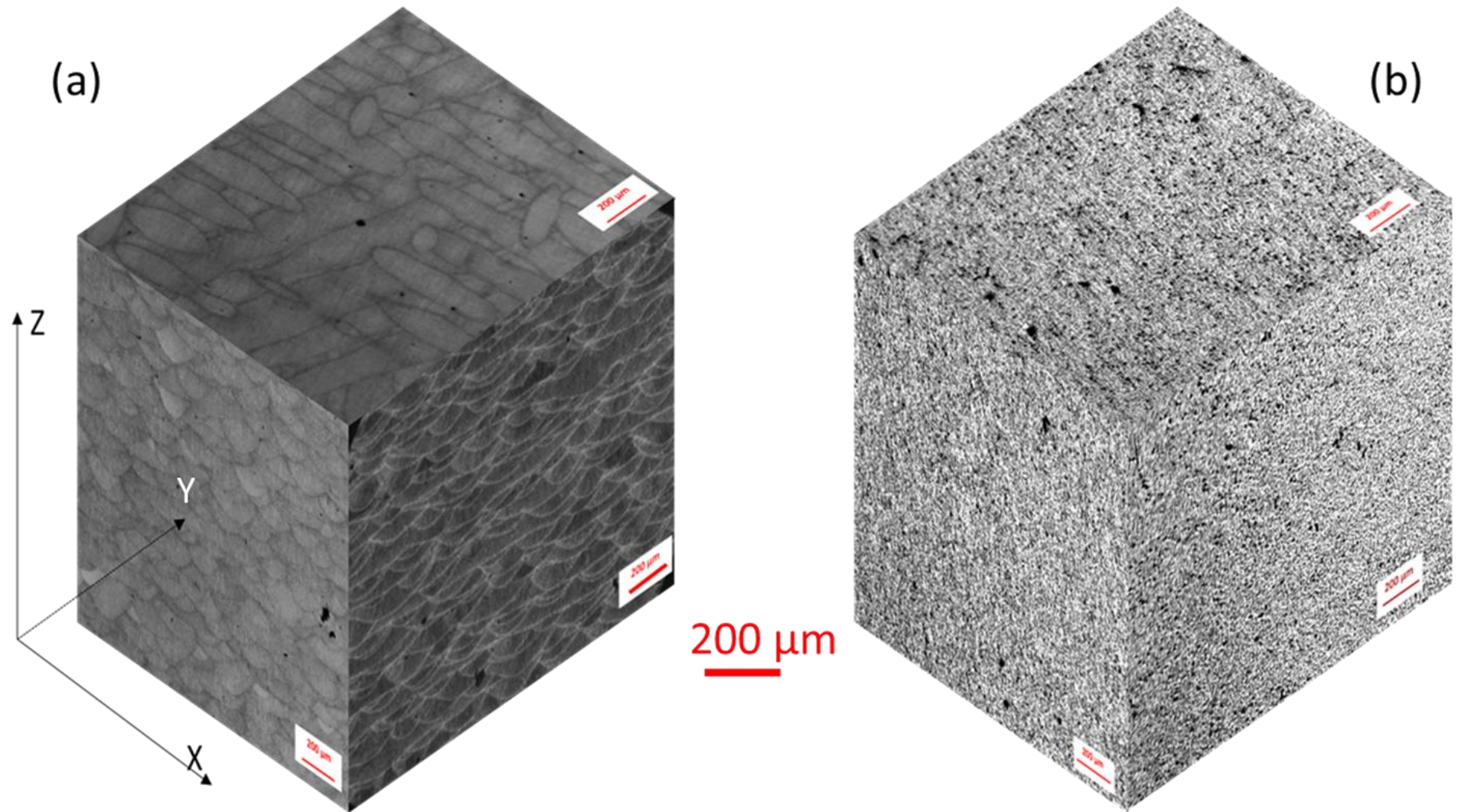


Figure II-10 : Reconstruction 3D de la microstructure par imagerie optique en champ sombre des surfaces polies (a)Us-EOS-Bar sans T6 (b)Us-EOS-Bar ayant subi un traitement thermique T6.

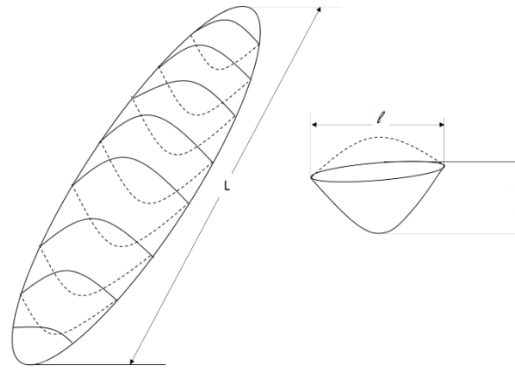


Figure II-11 : Schématisation représentatif d'une melt-pool et des grandeurs caractéristiques associées.

### II.2.3.3. La structure dendritique

Une analyse de la microstructure au MEB-FEG JEOL 7001-TTLS permet d'associer les contrastes observés en microscopie optique à la chimie locale du matériau. Pour cela, un échantillon a été prélevé dans la référence Us-EOS-Bar. Cet échantillon a été poli au micron et observé dans le plan XY sans attaque chimique. La Figure II-12 donne une cartographie de la répartition des éléments chimiques en surface de l'échantillon. Ceci permet de montrer que les cellules-alpha résultent de l'organisation d'une structure riche en silicium autour de la matrice riche en aluminium. Ces analyses EDS ne permettent pas de confirmer que ces cellules-alpha ont la composition de l'eutectique. Cependant, on peut s'appuyer sur les travaux de la littérature pour qualifier ces cellules de dendrites. Dans la suite de ce manuscrit, le terme DAS déjà défini dans le chapitre bibliographique, est adopté pour faire allusion à cette structure riche en silicium qui décore la matrice d'aluminium.

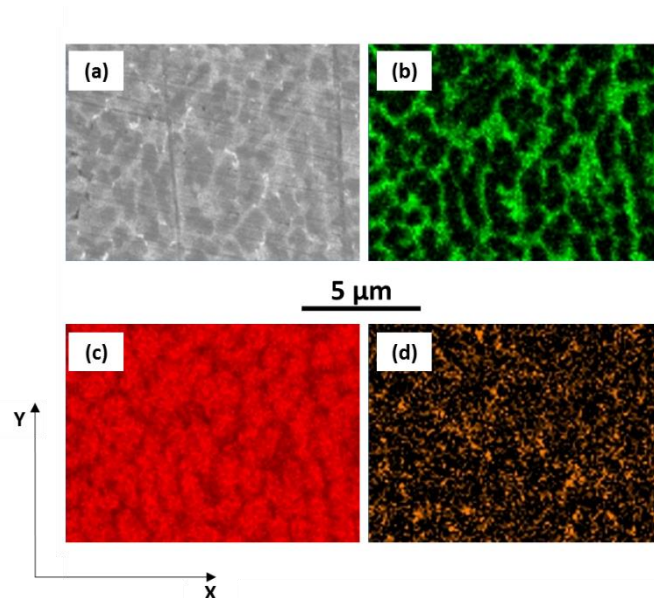


Figure II-12 : (a) Imagerie MEB d'un échantillon Us-EOS-Bar dans le plan XY. Cartographies des contrastes chimiques, distribution (b) du silicium (vert), (c) de l'aluminium (rouge), (d) du magnésium (orange)

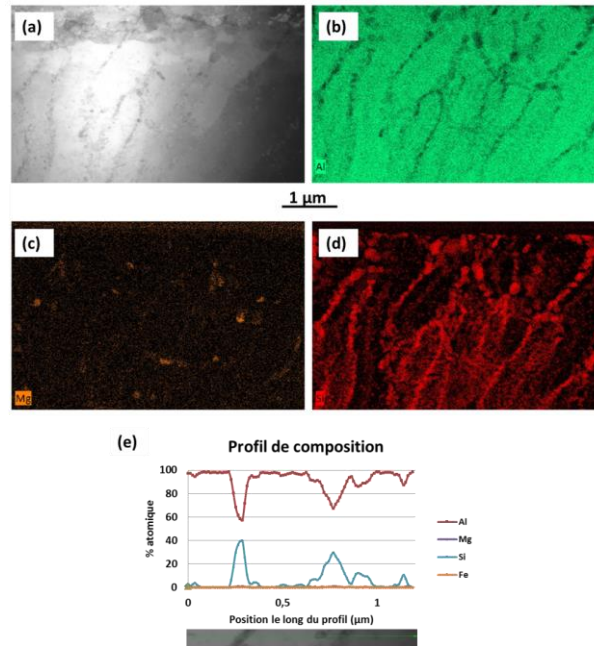


Figure II-13 : (a) Imagerie TEM d'un échantillon Us-EOS-Bar dans le plan XZ. Cartographies des contrastes chimiques, distribution (b) de l'aluminium (vert), (c) du magnésium (orange), (d) du silicium (rouge). (e) profil de composition chimique.

Une lame du matériau non traité thermiquement a été prélevée par faisceau d'ions focalisés (FIB). Une analyse fine en microscopie électronique en transmission permet de confirmer que les zones riches en silicium sont pauvres en aluminium (cf Figure II-13-e). L'aluminium, matérialisé par la couleur verte (cf Figure II-13-b) est uniformément réparti sur la lame. Le silicium quant à lui matérialisé en rouge sur la Figure II-13-d est réparti de façon structurée et suivant une direction privilégiée. Le magnésium, en orange sur la Figure II-13-c se retrouve uniformément distribué mais on peut noter quelques agglomérats présents dans les zones riches en silicium. L'analyse globale de la chimie ne révèle pas de présence des autres éléments susceptibles de faire partie de l'alliage (Fe, Mn, Zn et Ti) ce qui signifie que s'il y en a, ils sont distribués dans l'ensemble de l'échantillon tel qu'il soit impossible de les détecter avec la résolution de l'équipement.

Par ailleurs, des observations ont été faites au microscope optique à plus fort grossissement suivant les trois plans de l'espace. La Figure II-14 est une reconstruction 3D des images obtenues. Dans le plan de lasage, on note une structure relativement isotrope. Dans ce plan, les cellules élémentaires sont d'autant plus grandes à mesure que l'on s'approche des joints de melt-pools. En revanche, dans les plans transversaux, la structure assez colonnaire est orientée vers les centres des melt-pools. La structure dendritique peut être représentée par des ellipses dont la taille caractéristique dans le plan XY varie entre 0,5 et 2 µm et peut atteindre 5 µm dans les plans XZ ou YZ. Comparativement à la fonderie, dont la structure dendritique est caractérisée par des SDAS de l'ordre de quelques dizaines à la centaine de micromètres [36], [52], la fabrication additive génère quant à elle une structure dendritique très fine. La Figure II-14 met donc en évidence l'anisotropie de la microstructure à l'échelle de la DAS.



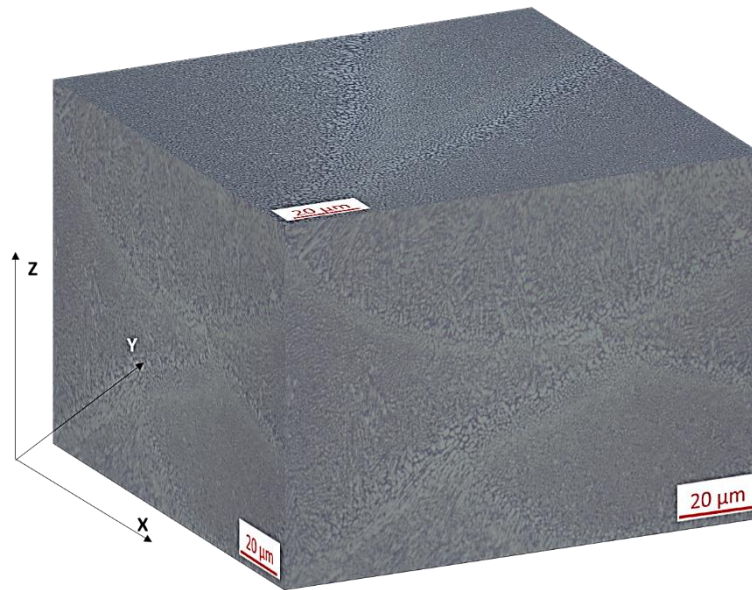


Figure II-14 : Reconstruction 3D permettant d'illustrer l'anisotropie de la microstructure à l'échelle de la structure dendritique. Images optiques du matériau Us-EOS-Bar sans attaque chimique.

#### II.2.3.4. Précipités et intermétalliques

Comme mentionné au chapitre 1, lors d'un traitement thermique de type T6, pendant la phase de mise en solution à 540°C, il y a diffusion du silicium en solution solide d'insertion dans la matrice d'aluminium. Plus le temps de mise en solution est long, plus la longueur de diffusion augmente et donc il y a plus de matière disponible pour une coalescence. Ce qui conduit à la formation de phases de plus en plus grosses. Le matériau subit ensuite une trempe brusque à 20°C. Ainsi, le silicium est figé dans l'état sous forme de précipités de taille micrométrique comme il est possible de voir sur la Figure II-15-b. À l'issue du traitement thermique, il est possible de détecter la présence d'éléments sous forme d'aiguilles. L'analyse EDS a permis de révéler une concentration d'élément fer bien que ce dernier ne semblât pas présent dans le matériau non traité. Ces agglomérats de fer permettent de justifier de la diffusion qui se produit lors du T6.

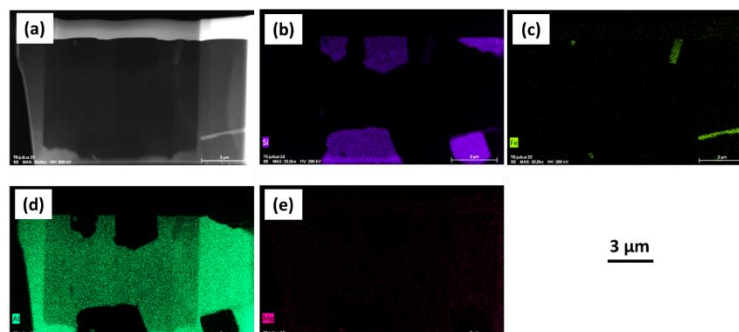


Figure II-15:(a) Observation par microscopie électronique en transmission d'une lame d'échantillon ayant subi un traitement T6 et cartographies EDS des composants chimiques. Distribution (b) du silicium (violet), (c) du fer (jaune), (d) de l'aluminium (vert), (e) du magnésium (rose).

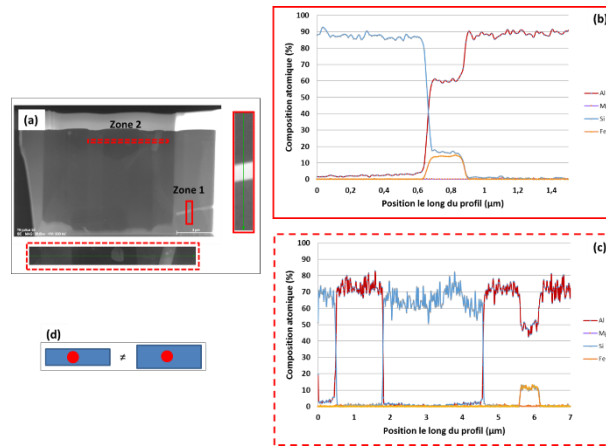


Figure II-16: (a) Micrographie MET d'une lame de matériau prélevée dans une éprouvette traitée T6 (b), (c) profils de compositions dans les zones 1 et 2 respectivement, (d) illustration de l'effet de bruit dû au volume analysé.

Une lame de Microscopie Electronique en Transmission (MET) analysée permet de donner localement les quantités atomiques des éléments présents dans l'alliage. Dans la zone 1, on note la présence d'éléments de l'alliage Al-Si-Fe dans les proportions atomiques 60-15-15 avec quelques traces de magnésium. Dans la zone 2 les proportions sont de 50-13-13. Dans les deux cas, la différence observée est liée au porte-objet et à la résolution du microscope. Le ratio fer-silicium est le même dans les deux zones d'observation. En revanche, on note une différence en pourcentage atomique d'aluminium qui est certainement due au volume sondé (cf. Figure II-16-d). Les profils de compositions atomiques en Figure II-16-b et c montrent de façon globale qu'une forte présence d'aluminium s'accompagne d'une très faible présence de silicium. Mais on note tout de même sur la Figure II-16-b un domaine de 100 nm, la présence significative des éléments suivants : Aluminium, Fer et Silicium. Sur la base de la cartographie EDS en Figure II-15 on peut associer les pics observés aux précipités riches en silicium et en fer. Afin de justifier cette association, des analyses ont été faites à très forte résolution et sont présentés sur des images (a) et (b) de la Figure II-17.

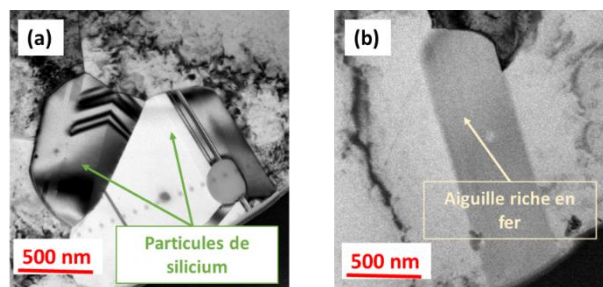


Figure II-17 : Micrographies MET montrant la structure de précipitation (a) d'une particule silicium (b) et d'une aiguille riche en fer.

Les résultats révèlent 98% de silicium pour 2 % d'aluminium dans les zones à fort contraste de silicium, contre une proportion Al-Si-Fe de 41-49-10 au niveau des aiguilles.

Il découle de ces analyses que le traitement T6 favorise la séparation de la microstructure à l'échelle de l'aluminium et du silicium. Cela peut s'expliquer par la diffusivité du silicium dans l'aluminium suivant une loi de type Arrhenius :

$$D = 8.3. 10^{-3}. e^{\frac{-0.81}{kT}}$$

Où k désigne la constante de Boltzmann et T la température en K. La diffusivité D est exprimée en cm<sup>2</sup>/s.

### II.2.3.5. Les grains

Afin de caractériser les grains au sens de la cristallographie, les échantillons ont préalablement été enrobés dans une résine conductrice. Ces échantillons ont d'abord subi plusieurs polissages au papier abrasif. Deux polissages de semi-finitions ont été ensuite conduits avec des solutions diamantées de 3 et 1 µm respectivement. Afin d'avoir un meilleur état de surface, le polissage final a été fait avec une solution colloïdale OP-S contenant des oxydes en suspension.

La morphologie et l'orientation des grains ont été caractérisées par diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD). Cette partie de l'étude a été faite par *Wen Hao* dans le cadre d'une collaboration avec l'université de Sydney en Australie et qui a fait l'objet d'une communication [89]. Chaque cartographie EBSD a été effectuée sur un microscope électronique à balayage à canon à émission de champ Zeiss Ultra. Cet équipement est doté d'un détecteur EBSD qui a été utilisé pour les scans en utilisant les conditions suivantes : une tension d'accélération de 20 kV, une taille de grain de 0,8 µm, une ouverture de 120 µm et une zone de balayage de 600 µm x 600 µm. Les taux d'indexation pour toutes les analyses étaient supérieurs à 90%. L'analyse des données a été réalisée à l'aide des logiciels Oxford Instruments HKL Tango et Mambo. Un angle de désorientation de 10° et un angle de complétion des joints de grains à 0 ° ont été utilisés pour définir les limites de grains. Quand une section d'un grain se trouve en dehors des limites de la zone balayée par la fenêtre de scan (c'est-à-dire que le grain est incomplet), la taille du grain est alors estimée en multipliant la taille calculée par un facteur de 2 (si elle intercepte une frontière) ou un facteur de 4 (si elle intercepte deux frontières).

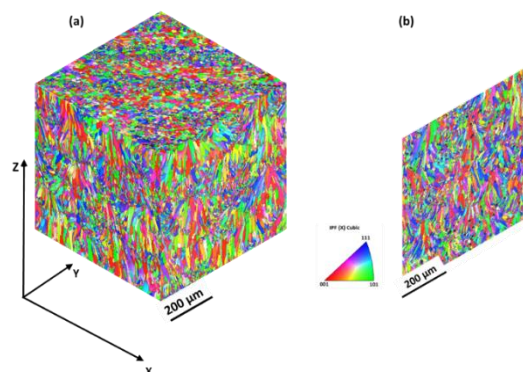


Figure II-18 : Caractérisation des orientations de grains par imagerie EBSD, (a) observation 3D du matériau Us-EOS-Bar n'ayant pas subi de T6, (b) le matériau a subi un traitement T6, observation dans le plan XZ.



À partir de la Figure II-18 cette étude propose une description qualitative des grains par un ellipsoïde. La notion de facteur de forme entre donc en jeu. Il s'agit du ratio entre le grand axe de l'ellipse et son petit axe. Les tailles caractéristiques peuvent donc être définies dans le plan de lasage (XY) et dans le plan perpendiculaire. Ces tailles caractéristiques sont calculées à partir des données de traitements d'images EBSD ; les grains sont projetés dans un plan et chaque grain est défini par sa surface dans ce plan. Dans le plan de lasage XY, les grains semblent relativement équiaxes mais il est difficile d'aborder les notions de taille compte tenu de l'orientation de la croissance des grains. En effet au sein d'une melt-pool une coupe dans le plan XY aura tendance à exacerber le facteur de forme des grains les plus excentrés. Dans cette étude, nous caractérisons les tailles de grains dans le plan YZ perpendiculaire au plan de lasage. Dans ce cas, les grains allongés sont assimilables à des ellipses. Deux paramètres sont alors nécessaires pour définir la taille du grain : le grand axe et le petit axe. Les fichiers d'EBSD traduisent l'allongement des grains via le facteur de forme désignant le ratio entre le grand axe et le petit axe du grain correspondant au diamètre du cercle circonscrit à la projection de l'ellipsoïde dans le plan perpendiculaire à la direction de croissance du grain. Connaissant la surface de chaque ellipse, on calcule le grand axe en considérant que le petit axe correspond au diamètre du cercle équivalent dans le plan XY.

Le tableau suivant donne les dimensions caractéristiques des grains avant et après traitement T6.

*Tableau II-6 : Dimensions caractéristiques des grains dans un plan YZ perpendiculaire au plan de lasage XY, cas du matériau Us-EOS-Bar avant et après T6.*

	Taille caractéristique	Min (µm)	Max (µm)	Moyenne (µm)	Écart type (µm)
Sans T6	Diamètre	3	62	8	6
	Longueur	3	194	25	28
T6	Diamètre	3	76	6	4
	Longueur	3	221	10	9

Bien que les populations étudiées soient suffisamment grandes (plus de 4000 grains indexés pour chaque état microstructural), la notion de moyenne n'est pas pertinente du fait de la présence de petits grains en bordure de melt-pools. Cette étude propose donc de considérer le domaine de variation des tailles caractéristiques entre le minimum et le maximum. On confirme ainsi l'anisotropie de morphologie cristallographique due aux effets de gradients thermiques induits par le procédé[102]. Aussi, il est important de noter qu'un grain peut dépasser 200 µm, soit environ 3 fois la hauteur moyenne des melt-pools (80µm) et 4 fois l'épaisseur de poudre déposée (50 µm).

Une analyse statistique de la distribution du facteur de forme des grains est proposée sur la Figure II-19 pour le matériau issu de la référence Us-EOS-Bar dans les deux états microstructuraux de l'étude : T6 et non T6. Il convient de signaler que ce n'est pas le même échantillon au sens strict du terme qui est observé avant et après T6. Cela est dû à la complexité de la mise en œuvre d'une telle manipulation. On peut tout de même noter que les grains peuvent être jusqu'à 17 fois plus longs que larges. De même, après traitement T6, le facteur de

forme diminue globalement. Cela se traduit par un écart-type plus resserré autour de la moyenne également plus basse. On suggère ainsi que le T6 induit un léger gonflement des grains. Ce résultat contribue à soutenir les conclusions soulevées par *Takata et al.*[102] sur le même alliage de fabrication additive.

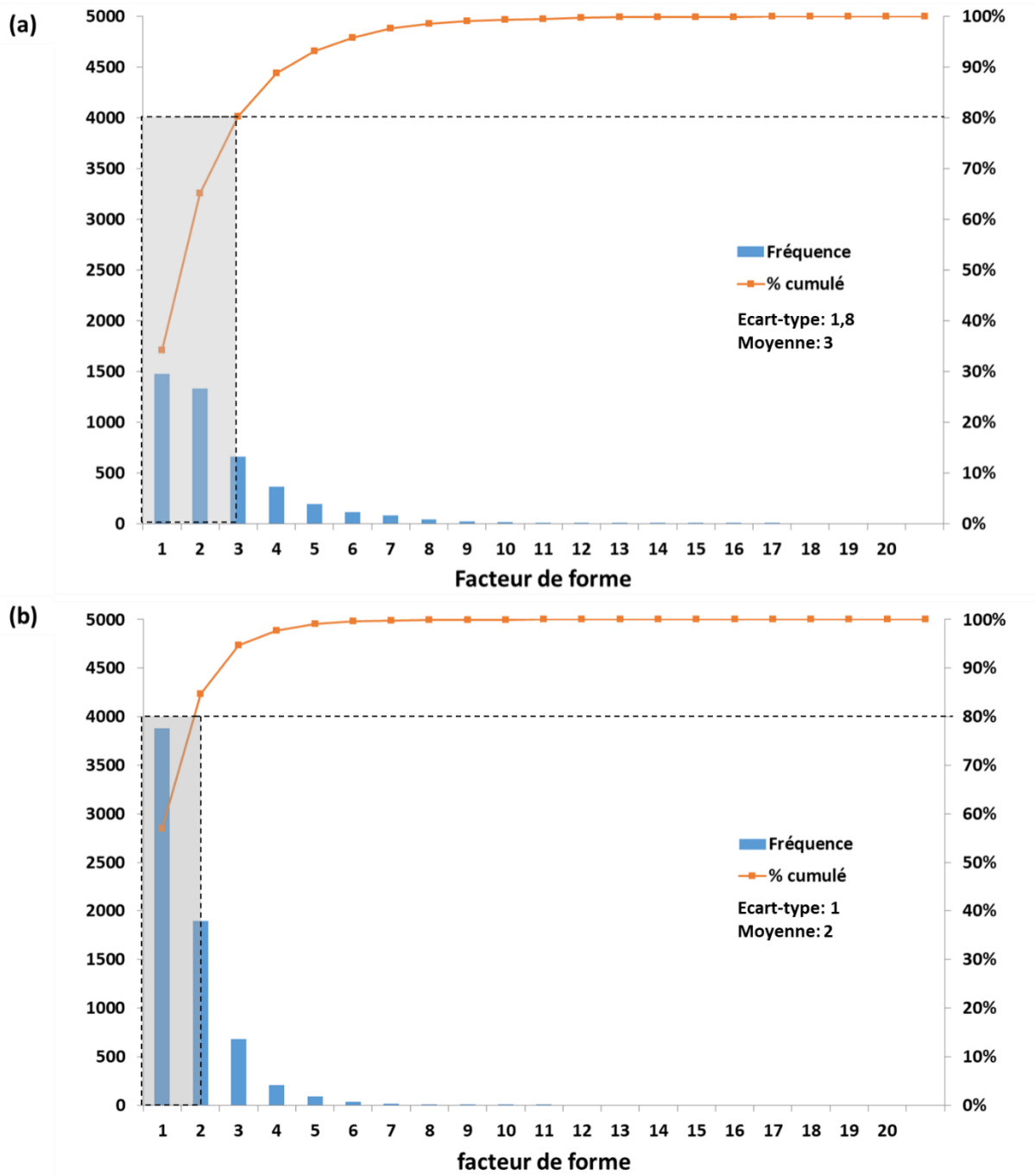


Figure II-19 : Distribution du facteur de forme des grains à partir des données de traitement des images d'EBS (a) Us-EOS-Bar-YZ dans le cas non T6, (b) Us-EOS-Bar-YZ dans le cas T6.

II.2.3.6. Synthèse sur la microstructure

Dans cette section, il a été proposé une description de la microstructure de l’alliage d’étude suivant cinq paramètres présentés sur la Figure II-20. Les principales conclusions de cette partie concernent l’influence du traitement T6 sur la microstructure au travers de :

- L’homogénéisation de la répartition du silicium et disparition de la structure dendritique ;
- La disparition des bordures de melt-pools au sens de la structure dendritique ;
- La formation de précipités de silicium relativement isotropes et d’intermétalliques en forme d’aiguilles ;
- Un léger grossissement des grains cristallographiques.

Une étude quantitative de chaque élément de la microstructure (Figure II-20) a été proposée. L’ensemble des résultats est résumé dans le Tableau II-7.

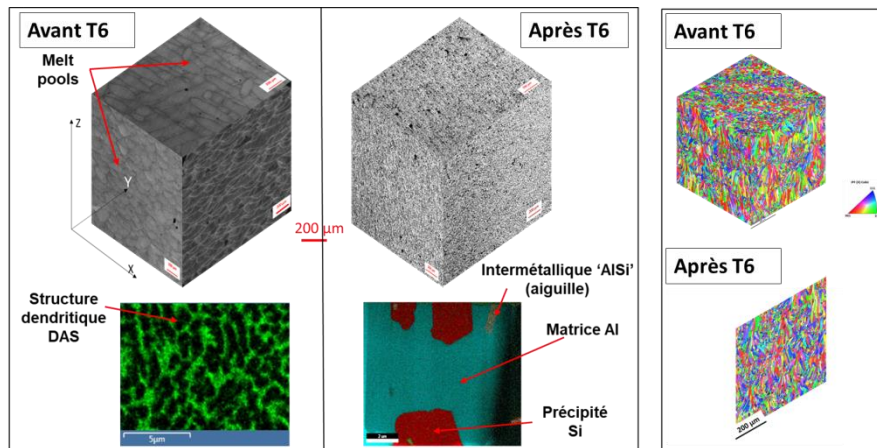


Figure II-20 : Synthèse des paramètres de la microstructure de l'AlSi10Mg de fabrication additive, avant et après traitement T6.

Tableau II-7 : Morphologie et taille caractéristiques des paramètres de la microstructure, lien avec le traitement thermique T6.

Paramètre microstructural	Avant T6	Après T6	Morphologie (description)	Taille
Melt-pools	✓		Anisotrope (coupoles allongées)	[168-1300] x [75-245] x [40-110] $\mu\text{m}^3$
DAS	✓		Anisotrope	[0,5-2] x [1-5] $\mu\text{m}^2$
Précipités de silicium		✓	/	3-7 $\mu\text{m}$
Intermétallique riche en fer		✓	Anisotrope (aiguilles)	3-5 $\mu\text{m}$
Grains	✓	✓	Anisotrope (ellipsoïdes) + sphériques	[3-76] x [3-225] $\mu\text{m}^2$

### II.2.3. Rugosité

Dans cette étude, la rugosité de surface est caractérisée d'une part par contact au rugosimètre linéique et d'autre part sans contact au microscope optique à variation de focale.

Dans un premier temps, les mesures sont faites au rugosimètre. Un palpeur est en contact avec la section utile de l'éprouvette à caractériser. L'acquisition se fait de façon électronique via un amplificateur de signal. Un logiciel intégré à l'équipement analyse le signal et donne accès à différentes grandeurs caractéristiques de rugosité. Le Tableau II-8 présente les résultats de mesures obtenus au rugosimètre linéique en termes de rugosité arithmétique ( $R_a$ ) et de rugosité de vallée maximale ( $R_{v,max}$ ).

Pour les éprouvettes avec sections utiles brutes, deux séries de mesures ont été faites pour les références Br-EOS-Bar-XY et Br-EOS-Bar-alpha- 45. Dans le cas d'éprouvettes XY, une première acquisition (side) a été faite dans le plan YZ Figure II-2-(b) et une deuxième dans le plan XY le long du dernier trait du laser. Comparativement aux mesures sur le côté (side) on peut noter que les paramètres  $R_{v,max}$  et  $R_a$  sont respectivement 25 et 36% plus bas pour la partie supérieure de l'éprouvette. Pour les éprouvettes construites à 45°, les deux séries d'acquisition sont faites dans les parties supérieures et inférieures de la section utile dénommées respectivement upskin et downskin, et illustrées par la figure présente dans le Tableau II-8. Les résultats des mesures montrent que la partie upskin est plus rugueuse que la partie downskin. Dans le cas des éprouvettes Z, une seule génératrice suffit à décrire la rugosité linéique. Les résultats se situent dans la même gamme que pour les autres configurations avec un  $R_{v,max}$  à 80  $\mu\text{m}$ .

Il semble pertinent de considérer a priori que le paramètre de rugosité  $R_{v,max}$  est le plus performant pour décrire les phénomènes de fatigue qui sont souvent très locaux. La rugosité arithmétique moyenne n'est donnée qu'à titre indicatif pour se rendre compte de la différence globale d'état de surface entre éprouvettes avec sections utiles usinées et celles avec sections utiles brutes de fabrication.

Deux réserves principales doivent cependant être émises dès lors que la rugosité est quantifiée via le rugosimètre :

- (1) L'impossibilité d'avoir des données surfaciques ;
- (2) L'encombrement propre de la tête de mesure qui peut empêcher de quantifier les vallées trop profondes.

Afin de pallier les réserves précédentes, les mesures de rugosité ont été faites de façon optique. Le dispositif utilisé permet de faire des mesures 3D avec précision. Le principe de mesure repose sur la variation focale. L'équipement utilisé a une résolution verticale de 10 nm. Afin d'avoir des mesures fiables et précises, il est important de s'assurer d'une luminosité adéquate qui illumine toutes les zones de la surface à observer. Les résultats des mesures sont consignés dans le Tableau II-8 par les paramètres  $S_a$  et  $S_{v,max}$ . Le premier,  $S_a$ , désigne la valeur absolue de la moyenne arithmétique de la différence de hauteur de chaque point par rapport au

plan moyen et le second,  $S_{v,max}$ , traduit la profondeur maximale. Les mesures ont été faites sur des sections utiles brutes de fabrication pour une éprouvettes Z et dans les parties critiques (du point de vue des mesures linéiques) des éprouvettes XY et alpha-45. On constate en effet que les mesures optiques conduisent à des valeurs plus importantes que celles obtenues au rugosimètre. Les résultats sont meilleurs en optique certainement du fait d'un éclairage adéquat qui permette de caractériser les zones impossibles d'accès au rugosimètre classique. la pénétration de la lumière. La Figure II-21 est un exemple de mesure de rugosité par variation de focale dans le plan YZ d'une éprouvette Br-EOS-XY.

Tableau II-8 : Valeurs de rugosité exprimées en termes de rugosité arithmétique ( $R_a$  et  $S_a$ ) et de profondeur maximale de valées ( $R_{v,max}$  et  $S_{v,max}$ ). Mesures effectuées sur les références usinées : Us-EOS-Bar-(XY/Z/alpha45) et brutes de fabrication : Br-EOS-Bar-(XY/Z/alpha45).

		$R_a$ ( $\mu\text{m}$ )	$R_{v, \text{max}}$ ( $\mu\text{m}$ )	$S_a$	$S_{v, \text{max}}$
Surface usinée	XY, Z, Alpha-45	0,7-1,2	2-4		
	Z	19	80	30	223
Surface brute de fabrication	XY, side	25	80	37	170
	XY, top	16	60		
	alpha-45, upskin	22	90	26	216
	Alpha-45, downskin	22	82		

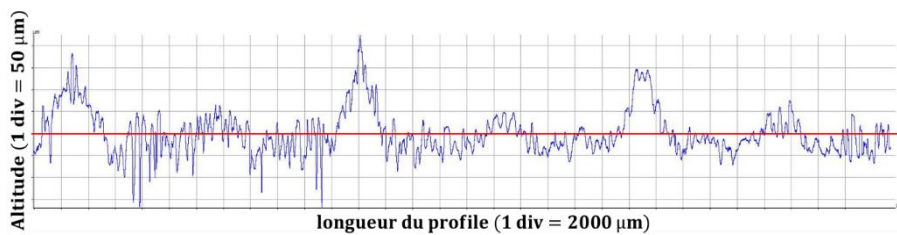
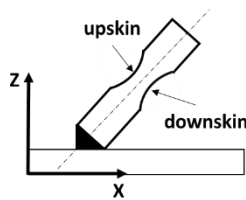


Figure II-21 : Profile de rugosité obtenue par mesure optique à l'Alicona, éprouvette XY avec section utile brute de fabrication, mesure dans le plan YZ.

#### II.2.4. Contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles ont été quantifiées par le CETIM. Les mesures ont été faites par diffractions des rayons X suivant la norme AFNOR NF EN 15305, relative aux méthodes d'essais pour l'analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X. C'est une méthode non destructive reposant sur le déplacement des plans atomiques distants de  $d(\phi, \psi)$  d'une même famille (hkl) pour plusieurs incidences  $\psi$  dans une direction  $\phi$ . L'angle  $\phi$  renseigne

la direction de mesure sur la surface de l'échantillon et l'angle  $\psi$  définit l'angle entre la normale à l'échantillon et la normale aux plans diffractants. Les mesures ont été faites en externe sur un banc RIGAKU, en montage Psi qui permet de détecter les plans (311) de l'aluminium à l'aide de la raie  $K\alpha$  du chrome. L'installation est donc équipée d'un tube à rayons X et d'un détecteur permettant de localiser les plans (311) de l'aluminium à  $2\theta = 140^\circ$ . Dans ces conditions, il est possible d'avoir la valeur des contraintes résiduelles jusqu'à une profondeur d'environ  $6\mu\text{m}$ . Dans la direction de mesure, 13 inclinaisons d'incidences  $\psi$  ont été effectuées. Ces inclinaisons ont été faites de façon à définir des intervalles de  $\sin^2\psi$  égaux, tels que  $0 \leq \sin^2\psi \leq 0.5$ .

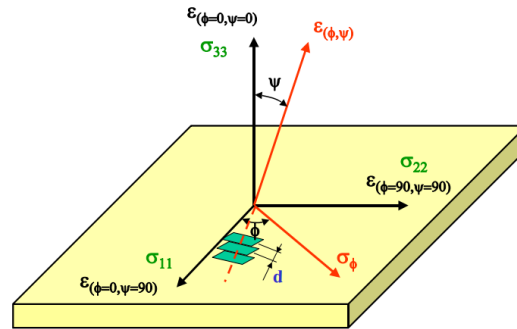


Figure II-22 : Illustration des grandeurs caractéristiques utilisées pour la détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X [rapport du CETIM-CERTEC].

Dans ce protocole expérimental, pour une incidence donnée de rayons X, ce sont les plans atomiques qui servent de jauges de déformation dans la direction de mesure. La déformation  $\varepsilon_{\phi\psi}$  est donnée par la relation :

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{\Delta d}{d} = \frac{1 + \nu}{E} \cdot \sin^2\psi \cdot \sigma_{\phi} = \frac{1}{2} S_2 \quad \text{Équation 31}$$

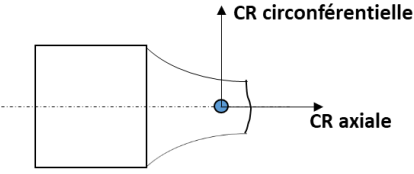
$\frac{1}{2} S_2$  désigne une constante d'élasticité radiocristallographique correspondant à la réflexion (311) de l'aluminium.

La déformation  $\varepsilon_{\phi\psi}$  est déterminée à partir des déplacements des pics de diffraction, via la méthode du barycentre-centré développée par le CETIM. Pour les différentes valeurs d'angle d'incidence, une régression linéaire de la déformation en fonction de  $\sin^2\psi$  permet de déterminer la pente. Connaissant la pente, la contrainte  $\sigma_{\phi}$  est déterminée en considérant que la constante d'élasticité radiocristallographique  $\frac{1}{2} S_2$  vaut  $19.07 \cdot 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$ .

Le protocole a été déployé sur 4 éprouvettes cylindriques usinées de la production EOS. Ces éprouvettes ont subi au préalable des essais de fatigue, donc les contraintes mesurées ne sont pas forcément celles inhérentes au procédé, mais les mesures obtenues permettent tout de même de renseigner sur le niveau de contraintes résiduelles dans les éprouvettes après essais puis de discuter sur le niveau initial avant essais. Le point de mesure est situé suffisamment loin

du faciès de rupture. Deux types de contraintes résiduelles sont mesurées en surface, suivant la circonférence de l'éprouvette et suivant l'axe de la génératrice. Les résultats des mesures sont consignés dans le Tableau II-9. Les résultats obtenus se situent dans la gamme d'incertitude de la technique de mesure. On peut donc considérer qu'il n'y a pas de contraintes résiduelles dans les éprouvettes. Ainsi on peut supposer qu'il n'y en avait pas non plus avant essais. Ainsi, on peut admettre que le détensionnement recommandé par EOS permet effectivement de relaxer les éprouvettes. Et par extension, le T6 aussi.

Tableau II-9 : Résultats des mesures des contraintes résiduelles dans les éprouvettes usinées et testées du lot usiné EOS, avant et après T6.

	Références	CR axiales (MPa)	CR circonférentielles (MPa)
	Us-EOS-Bar-XY	4	8
	Us-EOS-Bar-Z	-13	-11
	Us-EOS-Bar-XY-T6	-39	-55
	Us-EOS-Bar-Z-T6	-17	-26

Les mesures n'ont pas été faites sur les sections brutes de fabrication du fait de la rugosité très importante qui a tendance à perturber la diffraction rendant ainsi difficile l'identification des pics de diffractions. En s'appuyant sur l'analyse précédente sur le matériau usiné, dans cette étude, on admet qu'il n'y a plus de contraintes résiduelles après T6.

### II.3. Caractérisation des propriétés mécaniques

Les paragraphes précédents ont permis de contribuer à la description des paramètres du matériau : défauts, microstructure et contraintes résiduelles. Il est maintenant question d'évaluer quelques propriétés mécaniques telles que la dureté, le module d'Young et les propriétés de traction monotone.

#### II.3.1. Dureté

Il est important de rappeler en préambule de ce paragraphe que l'orientation des barreaux produits, implique des hauteurs de production très différentes sur le même plateau : 20 à 100 millimètres. Rappelons aussi que dans le cas des productions EOS, tout au long de la fabrication, la température du plateau est maintenue à 200 °C contre 150°C pour les productions SLM. Par exemple, un plateau contenant 12 éprouvettes horizontales et 7 verticales est fabriqué en environ 12 heures. Ainsi, à ces températures pendant la durée de fabrication, il peut se produire un vieillissement structural de l'alliage ; ce qui peut impacter la dureté.

Dans un premier temps l'effet de la hauteur de production a été évalué via la macrodureté. D'abord pour la production Us-SLM-Bar-Z puis Us-SLM-Bar-Z. Pour cela, deux échantillons ont été prélevés dans chaque cas. L'un à la base de l'éprouvette en contact direct avec le plateau, l'autre à environ 9 centimètres plus haut. Les échantillons ainsi prélevés ont été polis jusqu'au papier 4000. Cinq indentations ont ensuite été faites sous une charge de 20 N. Les résultats obtenus sont équivalents. Cela peut être dû aux forts taux de porosités qui sont



prépondérants à cette échelle de caractérisation. Afin de discriminer l'effet des défauts, une campagne expérimentale équivalente a été menée sur du matériau de production EOS, dix fois moins poreux. Dans ce cas, les résultats montrent que la dureté est maximale pour l'échantillon prélevé loin du plateau. On révèle ainsi l'effet de l'histoire thermique vécue par les éprouvettes lors de la production.

Dans un second temps, l'effet de la direction de production a été observé. La caractérisation a été faite uniquement sur les productions EOS. Pour cela, deux échantillons ont été prélevés à iso-hauteur dans les têtes d'éprouvettes de test : un dans une éprouvette XY et l'autre dans une éprouvette Z. La dureté moyenne obtenue pour l'échantillon prélevé dans l'éprouvette produite horizontalement est comprise entre 97 et 101 contre 100 et 105 pour l'échantillon issu de l'éprouvette produite verticalement. Les résultats obtenus semblent donc équivalents. En revanche, après traitement T6, on note une dureté supérieure pour les échantillons issus du matériau Us-EOS-XY, comparativement au cas Us-EOS-Z.

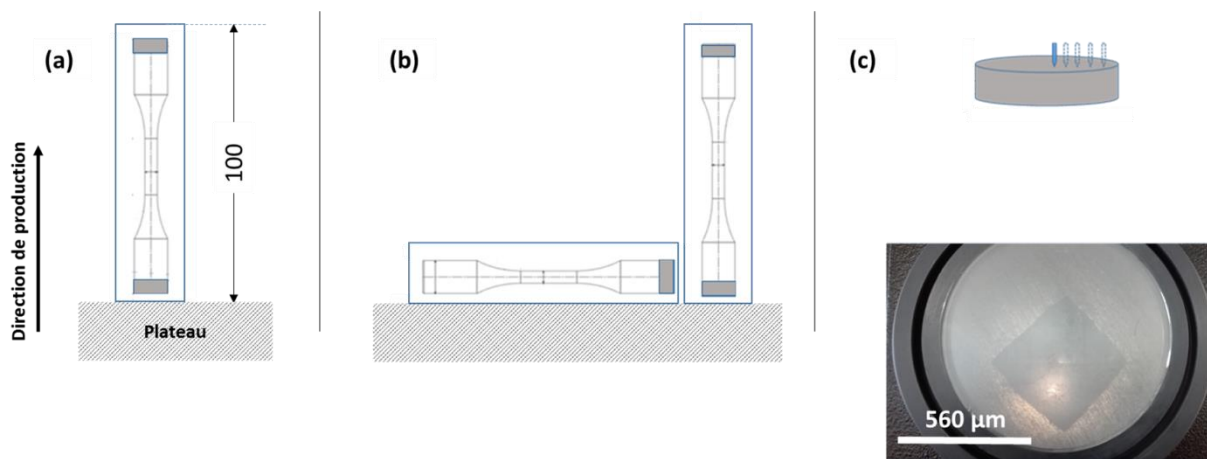


Figure II-23 : Illustration des zones de prélèvement pour les mesures de dureté

Tableau II-10: Influence de la hauteur de production et du traitement thermique T6 sur la macro-dureté moyenne ; cas des matériaux Us-EOS-Bar et Us-SLM-Bar.

	T6 (oui/non)	XY, HV[ <i>min</i> , <i>max</i> ]	Z, HV[ <i>min</i> , <i>max</i> ]
SLM-Bar bas	non	/	130 [129 ; 133]
SLM-Bar haut	non	/	129 [128 ; 131]
EOS-Bar bas	non	98 [97 ; 101]	103[100 ; 105]
EOS-Bar haut	non	/	115[114 ; 116]
EOS-Bar	oui	112[111 ; 114]	104[101 ; 108]

Dans un matériau multiéchelle comme l'AlSi10Mg de fabrication additive, il est important de caractériser la dureté à une échelle suffisamment fine pour capter les champs locaux. Pour cela, les essais de micro-indentation ont été faits sur des échantillons avant et après T6 de la production EOS. 14 essais ont été effectués sur chaque échantillon. Les résultats sont consignés au Tableau II-11. La caractérisation a été faite sur les productions EOS uniquement. On confirme qu'en l'absence de défauts, le traitement T6 permet d'augmenter la dureté. Aussi,

il est important de noter une forte dispersion des résultats après T6 qui est certainement due à la présence de précipités de silicium pur connus pour leur forte dureté. Ces précipités sont entourés par une matrice d'aluminium nettement moins dure.

### II.3.2. Traction monotone

Les éprouvettes de traction ont toutes été prélevées à cœur de barreaux. Deux références sont étudiées ici : les éprouvettes Us-EOS-Bar-(XY/Z) avec et sans traitement T6, et les éprouvettes Us-SLM-Bar-XY-T6. Rappelons que les productions SLM telles que produites pour cette étude, ont un taux de porosité 10 fois plus important que les productions EOS. L'effet du taux de porosité a été étudié pour l'état microstructural T6. Les effets d'anisotropie ont été évalués pour de faibles taux de porosité, sur les références Us-EOS-Bar-XY et Us-EOS-Bar-Z avant et après T6.

Les essais de traction ont été réalisés conformément à la norme NF EN 10002-1, en utilisant une machine Instron 4505. La traverse mobile se déplace à une vitesse de 0,22 mm / min. Tous les essais ont été menés à température ambiante. L'allongement a été mesuré avec un extensomètre, avec une longueur de référence de 12,5 mm. Les éprouvettes de test ont toutes la même géométrie. Le plan des éprouvettes de traction pour le matériau EOS est présenté en Figure II-24. Pour le matériau SLM, les essais ont été effectués sur une autre géométrie correspondant à celle de la Figure II-28. Les parties utiles n'ont pas subi de polissage, elles ont donc une rugosité arithmétique due à l'usinage, comprise entre 0,7 et 1,2  $\mu\text{m}$ . Deux essais de traction sont réalisés pour chaque référence.

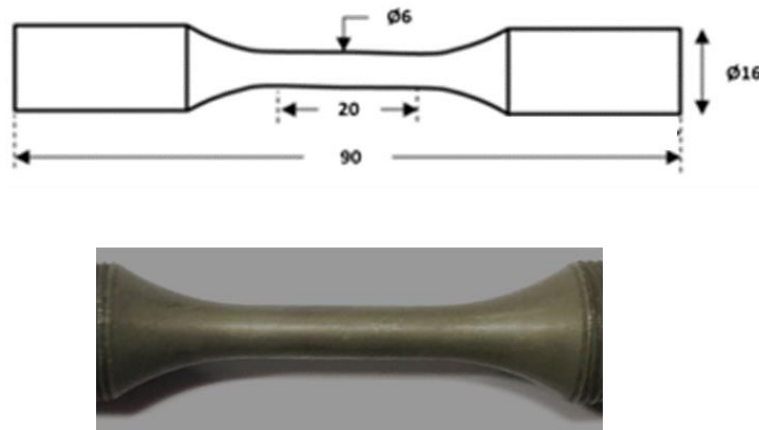


Figure II-24 : Plan d'une éprouvette de traction avec vue de la section utile dans le cas d'une éprouvette Us-EOS-Bar ayant subi un traitement thermique T6.

Deux productions sont étudiées. Dans le cas de la production EOS, deux directions de production sont abordées avec et sans traitement T6. La production SLM n'est abordée que dans la configuration XY-T6. Les courbes de traction obtenues après essais sont reportées en Figure II-25. De ces courbes, il est possible d'extraire les grandeurs caractéristiques de l'alliage comme la limite conventionnelle d'élasticité ( $R_e$ ), la limite d'élasticité à 0.02% de déformation plastique ( $R_{e0.02}$ ), la résistance à la traction ( $R_m$ ), et l'allongement à rupture. Ces grandeurs sont consignées dans le Tableau II-11.

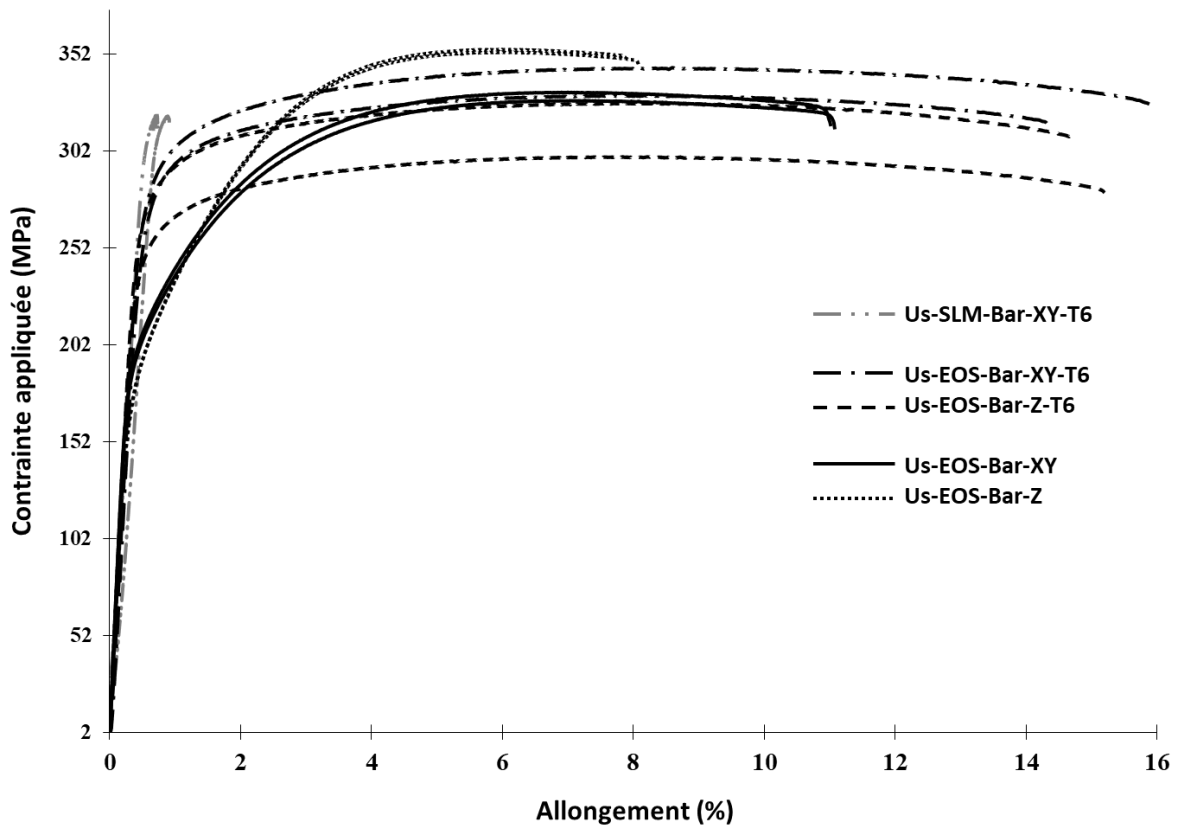


Figure II-25 : Influence de la direction de production et du traitement T6 sur les propriétés mécaniques en traction monotone de l'alliage AlSi10Mg

Dans le cas non T6, la résistance mécanique des éprouvettes prélevées à cœur des barreaux Z est plus grande que celles des barreaux XY. L'état T6 donne des résultats dispersés pour la résistance mécanique dans une plage entre 300 et 345 MPa.

Du point de vue de la ductilité, on note une forte réduction entre le matériau SLM et le matériau EOS. Tous les résultats sont équivalents à l'état T6 pour les références Us-EOS-Bar-XY/Z. En l'absence du traitement thermique T6, il est possible de noter un effet de la direction de production bénéfique à la référence Us-EOS-Bar-XY.

La limite conventionnelle d'élasticité est réduite en l'absence de traitement thermique T6 et semble ne pas dépendre de la direction de production. Après T6, on note une dispersion de la limite d'élasticité qui s'accompagne également d'une dispersion de dureté. Aussi, on peut noter que l'augmentation de la limite d'élasticité s'accompagne de l'augmentation de la micro-dureté. Aussi, cette augmentation de la dureté due au traitement T6 s'accompagne de l'augmentation de la capacité d'érouissage du matériau ainsi que la diminution du taux de consolidation plastique.

Tableau II-11 : Propriétés mécaniques en traction monotone et dureté

	Taux de porosité (%)	Rp 0,2 (MPa)	Rp 0,02 (MPa)	Rm (MPa)	À%	μHV
Us-SLM-Bar-XY-T6	~ 4	/	/	320	1.05	/
		/	/	320	1.1	/
Us-EOS-Bar-XY	0,3-0,4	210	172	325	11	136 +/- 28
		208	175	330	11	
Us-EOS-Bar-Z	0,3-0,4	195	145	350	8	136 +/- 24
		195	145	350	8	
Us-EOS-Bar-XY-T6	0,3-0,4	275	/	330	14.3	178 +/- 53
		285	/	345	15.7	
Us-EOS-Bar-Z-T6	0,3-0,4	280	200	300	14.7	180 +/- 50
		255	225	330	15.2	
Fonderie A356/A357-T6[71]– [73], [77], [103]	/	210-300	/	220-330	0.3-4.3	/

### II.3.3. Module d'Young

Cette partie de la caractérisation a été réalisée par Pascal Gadaud au sein du laboratoire. Le module d'Young est déterminé par la méthode dynamique résonante (DRM). La technique est basée sur la détection de la fréquence de résonance de l'échantillon posé sur un support. Un formalisme permet de déterminer le module d'Young dans le cas d'une poutre sollicitée en flexion[104].

$$E = 0.9464\rho F_F^2 \frac{L^4}{B^2} \quad \text{Équation 32}$$

Où  $F_F$  est la fréquence de résonance de flexion,  $\rho$  la densité,  $L$  la longueur et  $B$  l'épaisseur de l'échantillon

Les échantillons de caractérisation sont des parallélépipèdes rectangles de dimensions  $30*5*1,5 \text{ mm}^3$  qui ont été prélevés à cœur de barreaux ou pavés par électro-érosion. Un polissage mécanique a été effectué pour améliorer l'état de surface ( $Ra < 1 \mu\text{m}$ ). Pour cette étude, 20 éprouvettes ont été testées : 15 sont prélevés des pavés réalisés sur la machine SLM : 6 horizontalement à trois hauteurs et 6 verticalement à deux hauteurs (cf. Figure II-5). Le prélèvement à différentes hauteurs permet d'évaluer l'effet de la hauteur de production sur le module d'Young. Pour évaluer l'effet du taux de porosité, 4 éprouvettes sont prélevées dans des barreaux XY et Z de la production EOS (2 verticalement, barreaux Z, et 2 horizontalement, barreaux XY), et la dernière d'une pièce de fonderie qui servira de référence. Pour chaque échantillon, Figure II-26 positionne le module d'Young en fonction du taux de porosité.

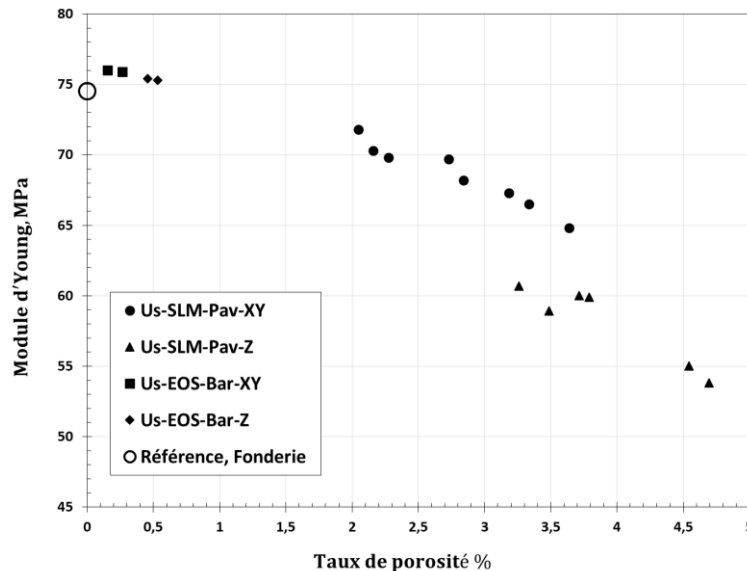


Figure II-26: Représentation du module d'Young en fonction du taux de porosité, prise en compte du type de production, du traitement thermique et de l'anisotropie due à la direction de production.

Pour les différentes productions (EOS avec un taux de porosité inférieur à 1%, SLM dont les taux de porosité peuvent atteindre 4,7%), la caractérisation du module d'Young a été faite dans deux directions différentes (XY et Z) afin d'évaluer sa sensibilité du taux de porosité

et à l'anisotropie de morphologie grains due à l'orientation des éprouvettes par rapport au plateau de construction. Quel que soit le type de production, la Figure II-26 montre globalement un abattement du module d'Young avec l'augmentation du taux de porosité. À iso-taux de porosité, on voit un léger effet d'anisotropie élastique entre les éprouvettes Us-SLM-Bar-Z et Us-SLM-Bar-XY. Cette anisotropie peut être due à l'anisotropie de morphologie des grains ou de défaut. Dans le cas des éprouvettes de productions EOS, il est difficile de dégager un effet d'anisotropie due à la direction de production. Une analyse approfondie de ces résultats sera proposée dans un autre périmètre que celui de la fatigue qui constitue le cœur de ce manuscrit.

### II.3.4. Fatigue

#### II.3.4.1. Préparation des éprouvettes

Pour l'étude de la tenue en fatigue, deux familles d'éprouvettes sont considérées :

- Les éprouvettes usinées à cœur de barreaux (éprouvettes usinées) ;
- Les éprouvettes avec sections utiles brutes de fabrication dont seuls les filets de serrage ont été usinés (éprouvettes brutes de fabrication).

Pour les éprouvettes usinées, une première tentative a été faite sur des éprouvettes à sections utiles droites dont le plan est donné en Figure II-27. Cependant, les essais menés ont conduit à des ruptures dans les filets comme le montre la Figure II-27.

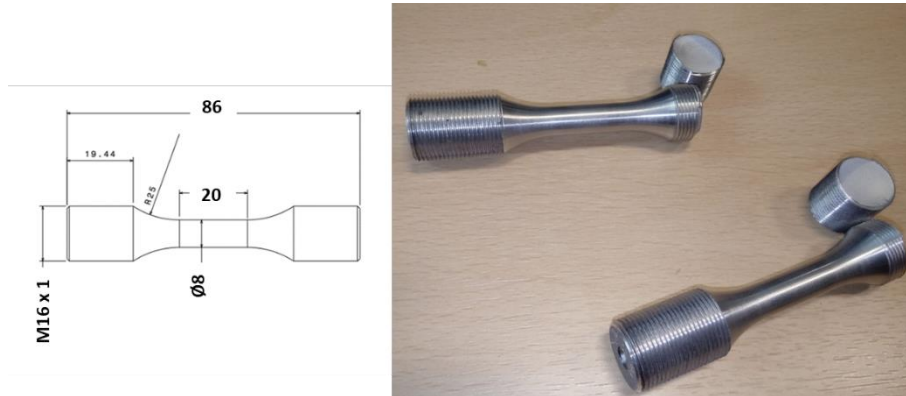


Figure II-27 : Première version d'éprouvettes de fatigue ayant conduit à la rupture dans les filets.

Pour éviter la rupture dans les filets, la section utile a été ramenée au diamètre 6. Ainsi, 34 éprouvettes ont été testées en fatigue. Après cette première campagne d'essais, la suite des essais a été menée sur des éprouvettes normalisées (NF EN 6072). La Figure II-28 présente le plan des éprouvettes normalisées.

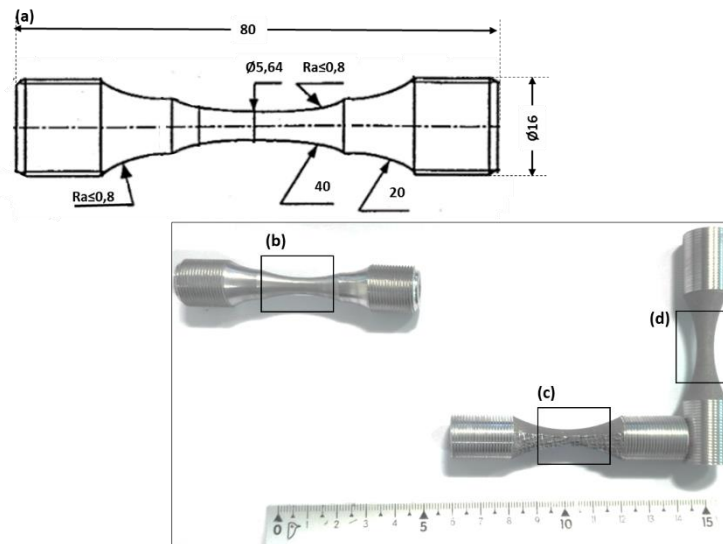


Figure II-28 : (a) Plan d'éprouvette normalisée pour les essais de fatigue. Différents états de surface des sections utiles (b) usinées (c) brutes de fabrication avec supports de fabrication, (d) brutes de fabrication sans supports de fabrication.

Dans le cas des éprouvettes avec sections utiles brutes de fabrication, on note une légère différence par rapport au plan de la norme au niveau du congé de raccordement de 20. Un calcul statique en élasticité linéaire permet de donner la répartition du champ de contrainte dans chaque type d'éprouvettes d'étude. Ce calcul permet ainsi d'évaluer le facteur de concentration de contrainte ( $K_t$ ) dans chaque éprouvette. Les dénominations suivantes sont adoptées :

- C1 : éprouvettes cylindriques de diamètre 8 mm ;
- C2 : éprouvettes cylindriques de diamètre 6 mm ;
- C3 : éprouvettes normalisées à doubles congés ;
- C4 : éprouvettes à congés uniques.

Les résultats des calculs sont consignés au Tableau -II-12. La correction maximale à appliquer du fait du changement de géométrie des éprouvettes est de 3% en fatigue. Par ailleurs, parmi les éprouvettes de type C2, il n'y a pas eu de rupture systématiquement aux congés donc l'effet du congé de raccordement est négligeable. Ainsi, dans la suite de cette étude, tous les résultats de fatigue seront analysés en négligeant les effets de  $K_t$ .

Il a été mentionné en section II.1.3 que certaines éprouvettes avec sections utiles brutes de fabrication (XY et alpha45) ont également sur leurs parties utiles des supports de fabrication visibles sur la Figure II-29-a. Ces supports doivent évidemment être décochés avant essais. Dans ce manuscrit, la notion de surface brute de fabrication peut donc impliquer les aspects liés à la suppression des supports. Pour aborder l'influence des supports sur la tenue en fatigue, cette étude propose un même protocole de suppression des supports pour chaque éprouvette. Ce protocole se décline en 4 étapes :



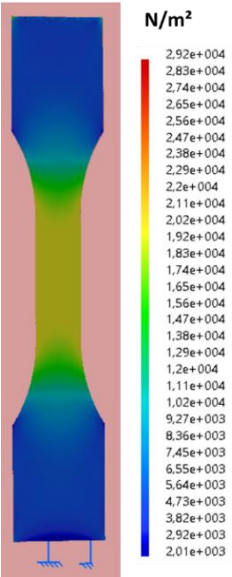
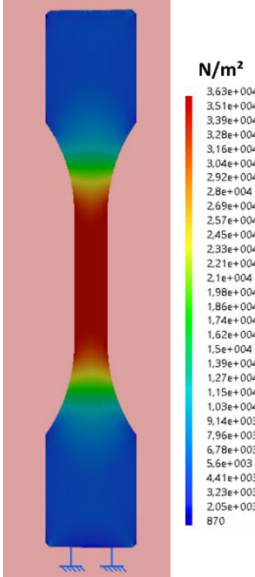
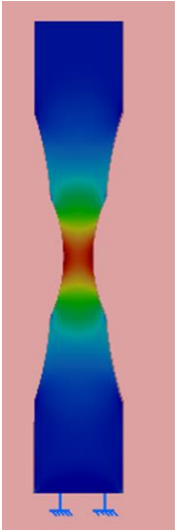
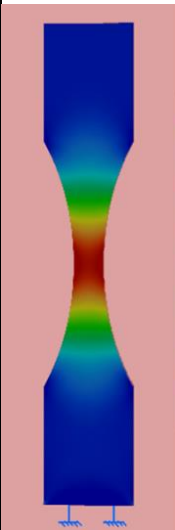
- 1- Les éprouvettes sont tenues à l'étai par des mors doux ;
- 2- Les tenailles ① et ② de la Figure II-29 permettent de dégrossir le décochage ;
- 3- Les tenailles ③ et ④ de la Figure II-29 sont utilisées pour s'approcher au mieux de la géométrie nominale de l'éprouvette ;
- 4- La dernière étape est faite au moyen d'une meule tournant à 1200 tours/minutes et équipée du papier SiC 500. Les parties sujettes à la suppression des supports ont donc toutes la même rugosité a priori.

La Figure II-29-c permet de visualiser le rendu pour deux éprouvettes des références Br-EOS-Bar-XY et Br-EOS-Bar-alpha45.



Figure II-29 : Schématisation du protocole de suppression des supports de construction. (a) Br- EOS-Bar-XY et Br-EOS-Bar-alpha45 avec supports, (b) outillage mis en jeu pour la suppression des supports, (c) éprouvettes avant usinage des filets.

Tableau -II-12: Vue en coupe de la répartition du champ de contrainte calculé par éléments finis en élasticité linéaire, et estimation du facteur de concentration de contraintes pour les différentes géométries d'éprouvettes utilisées dans cette étude.

	C1	C2	C3	C4
Champ de contrainte en volume de chaque type d'éprouvettes, selon le critère de Von Mises				
Facteur Kt	~1,04	~1,05	~1,04	~1,02

Nota :

- Dans le cas des éprouvettes de types C1 et C2, Kt est calculé entre le congé de raccordement et la section droite
- Dans le cas des éprouvettes de types C3 et C4, Kt est calculée en considérant la contrainte nominale dans le cylindre de diamètre 5,64

*II.3.4.2. Conduite des essais et détermination de la limite de fatigue*

Les essais de fatigue ont été effectués à la température ambiante sur une machine à résonance, pilotée en force. La fréquence des essais est d'environ 80 à 90 Hz suivant la géométrie de l'éprouvette. La plupart des essais est menée à  $R = -1$  c'est-à-dire sans contrainte moyenne. Pour des besoins d'analyses spécifiques, des essais sont menés à un rapport de charge positif  $R = 0,1$ . Une chute de fréquence de 5 Hz a été considérée comme critère de détection de rupture. Cette chute de fréquence correspond à une fissure qui s'est propagée jusqu'à une profondeur de l'ordre de la moitié de la surface utile de l'éprouvette comme le montre la Figure II-30 représentant un faciès de rupture d'une éprouvette de fatigue. La ligne interrompue est la frontière entre la zone de propagation et la zone de rupture ductile. Cette ligne correspond donc à l'activation du critère d'arrêt basé sur la chute de fréquence de 5Hz.



*Figure II-30 : Vue macroscopique d'un faciès de rupture d'une éprouvette de type C2 de la référence Us-EOS-Bar-XY.*

La contrainte est définie comme l'amplitude de charge, c'est-à-dire la charge maximale moins la charge moyenne. Cette définition est formalisée par l'équation

$$\sigma(t) = \sigma_{moy} + \sigma_a \sin \omega t \quad \text{Équation 33}$$

Dans cette étude, la méthode par palier a été utilisée pour déterminer la limite de fatigue à 106 cycles. C'est le seul moyen qui permette d'évaluer la limite de fatigue d'une éprouvette en présence de défauts naturels que l'on ne peut pas reproduire sur plusieurs éprouvettes. Un premier niveau de charge est réalisé au palier numéro  $n$  à la contrainte  $\sigma_n$ . Si au bout de 106 cycles il n'y a pas de chute de fréquence, l'essai est interrompu, le niveau de charge est incrémenté de 10 MPa, et le cycle est ainsi répété jusqu'à rupture de l'éprouvette au sens de l'activation du critère de chute de fréquence.

Quand il y a rupture après un ou plusieurs paliers à non-rupture, la limite de fatigue  $\sigma_{DR}^{ta}$  est calculée par interpolation linéaire selon la relation suivante :

$$\sigma_{DR}^{ta} = \frac{N_f}{10^6} \cdot (\sigma_n - \sigma_{n-1}) + \sigma_{n-1} \quad \text{Équation 34}$$

Où  $\sigma_{DR}^{ta}$  désigne la limite de fatigue en traction alternée (*ta*) pour un rapport de charge R et  $\sigma_{n-1}$  la contrainte appliquée au palier précédant le palier de rupture.

La détermination de la limite de fatigue par la méthode par palier telle que présentée repose sur une hypothèse forte selon laquelle il n'y a pas d'influence de l'histoire de chargement sur la limite de fatigue. C'est-à-dire qu'on admet que les étapes de chargement appliquées avant l'étape conduisant à la rupture n'introduisent aucun dommage significatif. Cette hypothèse a été validée par *Roy et al.*[37]. Les travaux de *Iben Houria*[52] et *Rotella et al.*[36] sur les aluminiums de fonderie supposent également que l'on peut négliger les effets d'histoire de sollicitation dans la détermination de la limite de fatigue par la méthode par paliers.

Par ailleurs, quand il y a rupture au premier palier de chargement, la limite de fatigue est calculée à partir d'une loi de type Basquin qui a préalablement été identifiée expérimentalement en modélisant les résultats expérimentaux par une courbe de tendances obtenue par la méthode des moindres carrés.

$$\sigma_{DR}^{ta} = A \cdot N_r^\alpha \quad \text{Équation 35}$$

Où  $N_r$  désigne le nombre de cycles à rupture, tandis que A et  $\alpha$  sont des paramètres du matériau identifiés expérimentalement.

Rappelons ici que la ligne interrompue sur la Figure II-30 matérialise la frontière entre les domaines de rupture ductile et de propagation. Il a été rappelé au chapitre bibliographique que la propagation est consécutive à une phase d'amorçage souvent due à la présence d'un défaut d'une certaine criticité. La suite de ce chapitre porte donc sur les méthodologies expérimentales déployées pour étudier l'amorçage et la propagation des fissures de fatigue dans l'AlSi10Mg de fabrication additive.

#### II.3.4.3. L'amorçage

Après rupture des éprouvettes, les faciès sont systématiquement observés au microscope électronique à balayage. Le but est d'identifier les sites d'amorçage des fissures fatales. Dans cette étude, il a toujours été question de défauts.

Les défauts observés sur les faciès de rupture sont quantifiés par l'intermédiaire du paramètre racine de l'aire  $\sqrt{\text{aire}}$  au sens de Murakami.

Pour les défauts naturels la taille du défaut critique a été estimée suivant le protocole proposé par *Iben Houria*[52]. La convergence des rivières permet de localiser le site d'amorçage sur le faciès de rupture. Les contrastes de gris permettent de définir le contour des

défauts. Deux cas de figure peuvent se présenter : rupture à partir d'un défaut unique ou par le concours de plusieurs défauts.

- 1- Dans les cas d'amorçage unique Figure II-31-a, il convient de décrire le critère dans le cas d'un défaut sub-surfacique. Une fois le contour réel du défaut identifié, il est ensuite extrapolé en incluant les parties concaves du défaut. Une première taille est alors définie. Cette taille est comparée à la taille du ligament à la surface libre. Si cette dernière est inférieure à la taille du défaut avec concavités, la taille critique est obtenue en considérant l'aire totale des ligaments débouchant.
- 2- Dans le cas d'amorçage sur plusieurs défauts de tailles différentes Figure II-31-b, pour chacun, le contour réel est déterminé puis le contour extrapolé qui inclut les parties concaves. Les deux tailles sont ensuite mesurées. La moyenne arithmétique des diamètres des cercles circonscrits à chaque défaut est comparée à la taille minimum des ligaments qui séparent les défauts. Si la moyenne des diamètres est inférieure à la taille minimum des ligaments entre les deux défauts, le défaut critique est le plus grand.

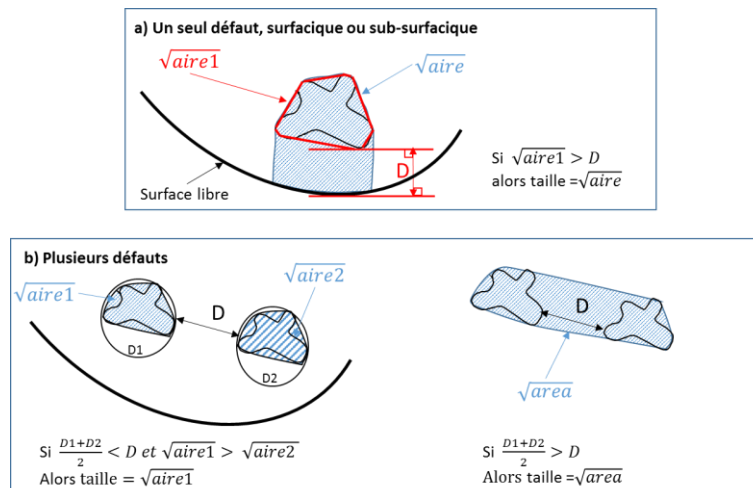


Figure II-31 : Protocole de mesure de la taille des défauts (a) défaut unique surfacique ou sub-surfacique, (b) défauts multiples [52].

Pour les défauts artificiels semi-elliptiques ou semi-sphériques, deux paramètres sont nécessaires pour définir la taille du défaut. Le diamètre  $\emptyset$  et la profondeur  $P$  induits par le fil d'électroérosion sont mesurés sur les faciès de rupture. Il est alors possible de donner la taille  $\sqrt{aire}$  du défaut suivant l'équation généralisée au cas d'une demi-ellipse :

$$\sqrt{aire} = \frac{1}{2} \sqrt{\pi \emptyset P} \quad \text{Équation 36}$$

Il a été observé en Figure II-3, que le procédé de fabrication induit des défauts naturels relativement sphériques d'une part (pores gazeux) et de forme relativement complexe et allongée d'autre part (lack-of-fusion). Ainsi, les défauts créés artificiellement dans cette étude

sont de deux types : les défauts hémisphériques pour modéliser les pores gazeux et les défauts semi-elliptiques pour modéliser les lac-of-fusion.

#### *II.3.4.4. Propagation*

Ayant identifié et caractérisé les sites d'amorçage, il en découle l'étape de compréhension de la phase de propagation de l'endommagement. De ce point de vue, deux approches sont utilisées : la propagation des fissures naturelles d'une part, c'est-à-dire des fissures dues à la présence de défauts inhérents au procédé. D'autre part, il sera question des fissures dues aux défauts créés artificiellement.

##### *a) Cas des fissures naturelles*

Afin de comprendre les mécanismes d'endommagement par fatigue en présence de défauts naturels, la technique des répliques a été déployée pour suivre l'endommagement en surface d'éprouvettes. Cette technique consiste à appliquer un mélange de deux polymères sur le fût d'une éprouvette polie afin de capter les fissures de surface. Du fait du mélange, le polymère résultant durcit. Le substrat obtenu est ensuite métallisé et observé au MEB afin de mesurer les tailles de fissure.

Dans la pratique, quatre étapes sont importantes pour réussir la manipulation.

##### *(1) La qualité du polissage*

Le polissage se fait au moyen d'une machine de polissage conçue et développée au laboratoire. Un premier polissage grossier est effectué de façon à produire des rayures orientées à 45° par rapport à l'axe longitudinal de l'éprouvette. Le but de ce premier polissage est de supprimer la rugosité induite par le tournage des éprouvettes. Différents polissages de plus en plus fins sont ensuite réalisés jusqu'à un état de surface submicronique. Le couplage adéquat des vitesses de rotation de la broche et du papier ainsi que les vitesses de translation suivant les axes de la broche et du papier, permet de croiser une fois sur deux les rayures d'une granulométrie à l'autre. Pour ne pas confondre les rayures de polissage aux fissures dues à la fatigue, il est important que le dernier polissage laisse des rayures parallèles à l'axe de l'éprouvette.

##### *(2) La conception des moules à répliques*

C'est une étape fondamentale de l'expérience. Plusieurs critères sont considérés dans la conception du moule. La légèreté pour éviter que le poids propre des moules fasse perdre les informations données par les répliques. Ensuite, les moules doivent permettre de réaliser un méplat à l'arrière de la réplique de façon à faciliter le collage sur plaques avant analyse. Enfin les moules doivent permettre de limiter le gaspillage des répliques et de contrôler la pression appliquée par l'utilisateur lors de la prise de l'empreinte du fût des éprouvettes. Pour cela, un épaulement est prévu à chaque extrémité des moules. Afin de bien repérer chaque réplique, des flèches et des références (I, II, III, ou IIII) physiques sont imprimées dans les moules. Dans les études précédentes, trois répliques



étaient appliquées de façon à couvrir toute la partie utile de l'éprouvette. Dans cette étude, les répliques sont appliquées par couple comme le montre les Figure II-32-b et d. Cela permet de gagner environ 10 minutes par arrêt pour application des répliques. Les moules de cette étude ont été réalisés par fabrication additive, par la méthode de dépose de fil fondu.

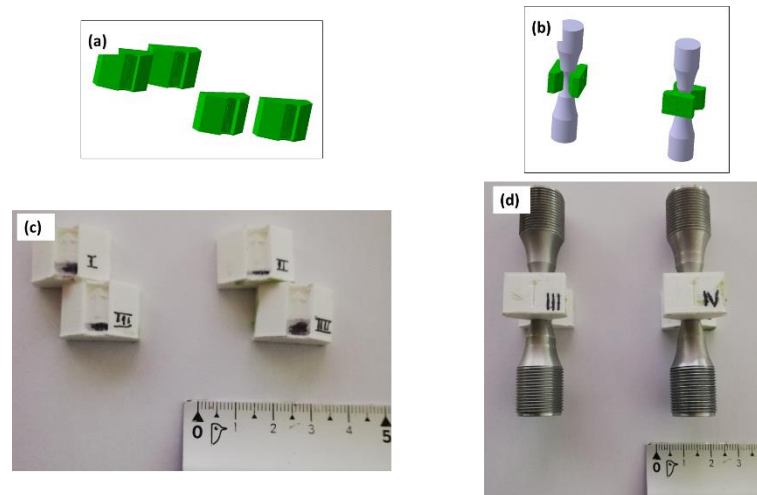


Figure II-32 : Conception et réalisation des moules à répliques.

### (3) L'application des répliques

Une fois l'éprouvette installée et prête à tester, le choix du niveau de contrainte doit être fait de façon objective. Cela nécessite au préalable la connaissance des courbes de tendance S-N pour la configuration sujette à l'expérience. L'essai sera ensuite interrompu à un échantillonnage bien défini de façon à cibler suffisamment de points expérimentaux. Afin de favoriser la pénétration de la réplique dans les fissures, à chaque arrêt, l'éprouvette est maintenue sous une tension d'environ 3/4 de la contrainte appliquée pour ouvrir les fissures. Une première série de répliques est faite à 0 cycle. Les épaulements prévus dans les moules permettent de contrôler la pression appliquée par l'expérimentateur évitant les artefacts. De plus deux cales sont prévues pour éviter les glissements verticaux. Au bout de quelques minutes, les répliques solidifiées sont démoulées et rangées par niveau d'arrêt.



Figure II-33 : Application des répliques



## (4) La métallisation des répliques

À l'issue des essais, on identifie en s'aidant du faciès de rupture, la réplique contenant la dernière fissure qui est généralement visible à l'œil nu : c'est la dernière réplique fille. La réplique faite à la même position à l'arrêt précédent est appelée réplique mère. Les répliques sont ensuite collées sur une plaque en veillant à bien identifier chaque famille. Les observations se font au microscope électronique à balayage. De ce fait, il est important de s'assurer qu'elles soient conductrices. Pour cela, les répliques à observer sont collées sur une plaque métallique au moyen d'une colle carbone (conductrice), un pont de conduction est réalisé et l'ensemble subit ensuite une métallisation par un revêtement de platine Figure II-34. Quand la fissure finale est totalement contenue dans la dernière réplique fille, toutes les répliques mères de cette lignée sont analysées. En revanche, il se peut que la dernière fissure soit partagée par plusieurs dernières répliques filles, dans ce cas, toutes les répliques mères des différentes lignées seront observées.

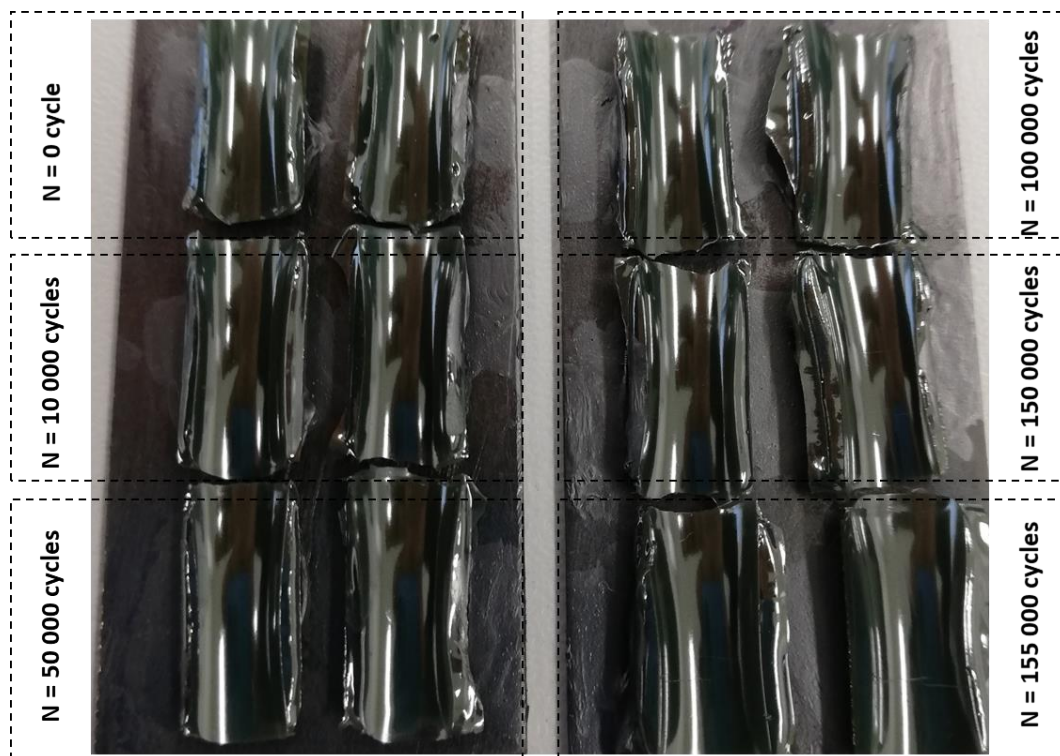


Figure II-34 : Répliques collées sur une plaque métallique puis métallisées par déposition d'une couche de platine, cas d'une éprouvette de la référence Us-EOS-Bar-alpha45-T6 sollicitée à 145 MPa en traction compression  $R = -1$ .

Après métallisation, les répliques sont observées au microscope électronique à balayage. Un modèle développé sous CATIA permet de calculer l'abscisse curviligne des fissures.

Bien que délicate, la méthode des répliques permet de suivre avec fiabilité l'évolution d'une fissure se propageant en surface de l'éprouvette. Il est ainsi possible de détecter une fissure avec une résolution de quelques microns. Le principal avantage de cette technique est qu'elle permet de gagner beaucoup de temps. En effet, s'il fallait observer directement l'endommagement en surface de l'éprouvette, il faudrait prendre en compte les temps de

montage et démontage de l'éprouvette sur la machine d'essai d'une part, et d'autre part, les temps de mise sous vide du MEB. Aussi, il faudrait réaliser les observations *in situ* sur un montage spécifique qui mette l'éprouvette sous tension au MEB de façon à ce qu'il soit possible d'observer les fissures. Le fait de remonter à l'historique de la fissure à partir de la dernière fissure, permet d'éviter de devoir chercher et suivre au MEB une même petite fissure de quelques microns sur un fût de diamètre 6 mm.

Cas des fissures longues.

Cette partie de l'étude a été faite dans une collaboration avec l'école polytechnique de Montréal au Canada, dans le cadre d'un stage effectué par Manon Monchatre. Un rapport de stage, disponible à la bibliothèque de l'ENSMa a été produit à cet effet. Une loi de fissuration a été obtenue et sera comparée aux résultats obtenus à partir des répliques. Les éprouvettes d'étude sont de type CT32. La géométrie des éprouvettes est présentée en Figure II-35.

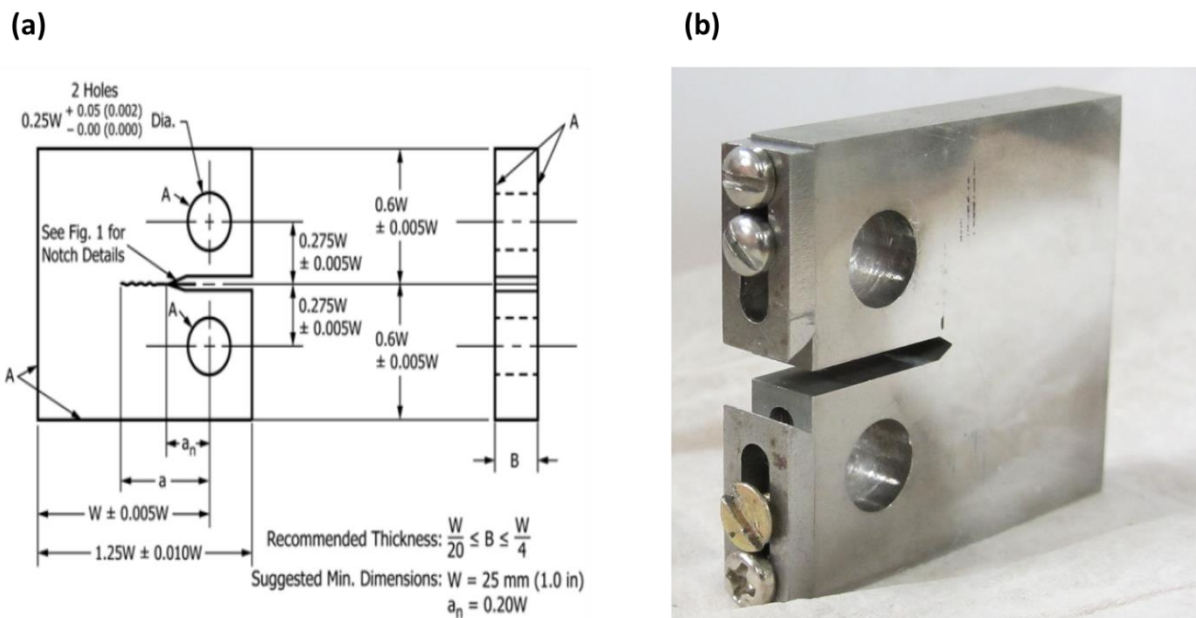


Figure II-35 : Plan d'une éprouvette CT, selon la norme ASTM E647-15. Pour cette étude,  $W = 32 \text{ mm}$  et  $B = 7,6 \text{ mm}$ .

Les essais de fissuration sur éprouvettes CT de la production EOS ont été réalisés sur une machine MTS 312.31 ayant une capacité maximale de 250 kN. La machine est équipée d'une cellule de charge de 25 kN. Dans la pratique, les étapes suivantes sont suivies.

- (1) L'adaptation des éprouvettes et du montage. Cette étape a consisté en la réalisation des mors adaptés et la fixation des couteaux pour fixer l'extensomètre ;
- (2) La pré-fissuration. Cette étape cruciale permet de s'assurer que l'on est effectivement dans le domaine de propagation. La méthode de pré-fissuration par charge décroissante est déployée. Elle permet de réduire les temps de manipulation et de ne pas manquer le seuil de fissuration ;
- (3) Descente au seuil, consiste à réduire davantage la charge jusqu'à déterminer le seuil de fissuration ;

- (4) Fissuration proprement dite, qui consiste à faire propager la fissure jusqu'à rupture de l'éprouvette. La taille des fissures est mesurée par suivi optique et par mesure de complaisance.

#### II.4. Conclusion du chapitre II

Dans ce chapitre le protocole expérimental déployé pendant la thèse a été présenté. Ce protocole a permis d'une part de caractériser le matériau du point de vue de la microstructure, et d'autre part, du point de vue des caractéristiques mécaniques.

Pour ce qui est de la microstructure du matériau, deux états sont distingués : l'état non traité thermiquement et l'état traité thermiquement T6. En l'absence de traitement thermique, le matériau peut-être décrit au travers cinq paramètres :

- (1) *Les défauts* qui peuvent être des porosités, des manques-matières ou des particules infondues. La taille et la morphologie des porosités varient fortement avec les paramètres du procédé. La répartition des défauts est homogène à cœur alors qu'il peut y avoir une organisation privilégiée en surface ou en sub-surface dès lors qu'il y a lasage des contours.
- (2) *Les melt-pools* qui traduisent macroscopiquement l'empreinte laissée par le faisceau laser. Les dimensions caractéristiques ont été données dans la section II.2.3.2.
- (3) *La structure dendritique* qui résulte de l'organisation du silicium autour de la matrice primaire d'aluminium. Dans cette étude le terme DAS a été retenu en comparaison avec le paramètre SDAS de la fonderie. La taille caractéristique de la DAS est de l'ordre de quelques microns (cf II.2.3.3)
- (4) *Les grains d'aluminium* au sens cristallographique, fortement anisotropes, qui ont des formes d'ellipsoïdes avec une croissance orientée vers les forts gradients thermiques. Rappelons que les grains peuvent avoir une longueur de près de 200  $\mu\text{m}$  c'est-à-dire plus grandes que la taille du lit de poudre déposé. Les grains peuvent franchir plusieurs melt-pools.
- (5) *L'état de surface* a été caractérisé sur des éprouvettes avec section utile brute de fabrication d'une part et usinée d'autre part.

Il est important de noter que le procédé de fabrication additive par fusion laser de lit de poudre génère des contraintes résiduelles. Ainsi un post-traitement est systématiquement réalisé afin de relaxer les éprouvettes avant de procéder à la découpe des pièces. Dans cette étude, les mesures de contraintes résiduelles dans la section utile des éprouvettes, après essais montrent des niveaux équivalents d'une production à l'autre et négligeables, c'est-à-dire inférieurs à la précision du moyen de mesure.

Par ailleurs, du fait de la température du plateau de fabrication au moins à 150°C, il se produit fatalement un vieillissement structural lors de la fabrication. Ce vieillissement se traduit par la formation d'un gradient de précipités le long de la hauteur de production. L'ensemble des paramètres de la microstructure et donc la tenue mécanique, est fortement dépendant des paramètres du procédé. Ainsi dans cette étude, il est suggéré un traitement thermique qui ramène la microstructure dans un état de référence. Il a été question ici du traitement thermique

de type T6 qui favorise la redistribution du silicium des cellules alpha, ce qui conduit à la disparition des frontières de melt-pools au sens des cellules alpha. La diffusion des éléments chimiques lors du T6 conduit à la formation d'une structure de précipitation qui constitue le sixième paramètre du matériau :

- (6) *La structure de précipitation*, constituée des précipités très riches en silicium, relativement isotrope et d'intermétalliques riches en fer. Les intermétalliques précipitent sous forme d'aiguilles.

En termes de propriétés mécaniques de base, les essais de traction monotone ont permis de révéler des effets d'anisotropies entre les éprouvettes construites verticalement et celles construites horizontalement. Le traitement thermique tend à homogénéiser la ductilité et la limite d'élasticité. Aussi, on note une augmentation du taux de consolidation cyclique. À iso-microstructure (T6) il est possible de noter une forte diminution de la ductilité qui est liée à l'augmentation du taux de porosité. De même, il a été établi une dépendance du module d'Young vis-à-vis du taux de porosité et de la morphologie des défauts.

Pour ce qui est de la dureté, il a été observé dans le cas des éprouvettes EOS, une augmentation de la micro-dureté liée au traitement T6, avec une forte dispersion qui est liée à la présence de précipités riches en silicium. En revanche, on note une diminution de la macro-dureté après le traitement T6.

### **III. Chapitre III : Fatigue des éprouvettes prélevées à cœur par usinage.**

À l'issue du chapitre bibliographique, cinq questions scientifiques ont été évoquées. L'analyse de la revue bibliographique montre que la microstructure de l'alliage AlSi10Mg de fabrication additive est très dépendante des paramètres du procédé. Dès lors, ce chapitre propose une contribution à l'étude de l'influence des défauts et de la microstructure sur la tenue en fatigue.

Dans un premier temps, il est question d'évaluer expérimentalement l'influence des paramètres d'élaboration comme la direction et la hauteur de production. Comme il a été montré au chapitre précédent, que dégrader les paramètres d'une production à une autre conduit à multiplier par 10 le taux de porosité et à doubler la taille de défaut maximale. La suite des constats expérimentaux permettra d'évaluer l'impact de ces défauts sur la tenue en fatigue.

Dans un second temps, l'analyse portera sur la limite de fatigue. Pour cela, les faciès de rupture seront systématiquement observés de manière à identifier et quantifier les sites d'amorçage de chaque éprouvette rompue. Le paramètre « taille », au sens de Murakami, est utilisé pour décrire les défauts. *In fine*, la limite de fatigue sera représentée en fonction de la taille des défauts et de la microstructure au travers des diagrammes de type Kitagawa. Le diagramme de Kitagawa sera ensuite simulé analytiquement à l'aide du critère DSG dont les paramètres seront identifiés au travers des critères tels que Crossland et Dang Vang qui prennent en compte la triaxialité du champ de contraintes[105].

Enfin, afin d'étudier le comportement des fissures naturelles et de comparer avec les résultats des fissures longues sur éprouvettes CT, la méthode des répliques sera déployée pour suivre l'évolution de l'endommagement en surface d'éprouvettes polies d'une part, et, d'autre part, pour séparer la phase d'amorçage et de propagation.

### III.1 Constats expérimentaux

#### III.1.1 Influence de la direction de production et du traitement thermique T6

Il a été montré au chapitre précédent que les éprouvettes sont fabriquées suivant trois orientations particulières par rapport au plan du plateau, à savoir :

- L'orientation de type XY pour les barreaux à plat sur le plateau de fabrication,
- L'orientation de type alpha-45 dont l'axe principal fait un angle de 45° avec le plan

Au chapitre précédent, il a été montré que l'application d'un traitement de type T6 a pour effet de réorganiser la microstructure au profit d'un état plus homogénéisé où les effets des paramètres du procédé sont relativement gommés. Ainsi, le matériau T6 est considéré comme le matériau de référence dans la suite de cette étude.

Il faut noter qu'à ce jour, relativement peu de données expérimentales de fatigue sont disponibles dans la littérature pour l'alliage AlSi10Mg. Ainsi, avant de s'intéresser spécifiquement aux paramètres pilotant la limite de fatigue, il semble pertinent de réaliser des essais dans le domaine d'endurance limitée des courbes de Wöhler. Dans ce paragraphe, tous les essais sont présentés pour un rapport de charge  $R=-1$  en fatigue uniaxiale. Dans ces

conditions, la résistance à la fatigue des éprouvettes est évaluée pour les trois directions précédemment citées. La Figure III-1 donne l'évolution de la contrainte maximale appliquée en fonction du nombre de cycles à rupture dans le cas des éprouvettes ayant subi un traitement T6. Rappelons ici que le nombre de cycles à rupture est défini quand le critère de chute de fréquence est atteint (cf. chapitre 2). Les points expérimentaux ont été interpolés par une loi de Basquin avec la méthode des moindres carrés.

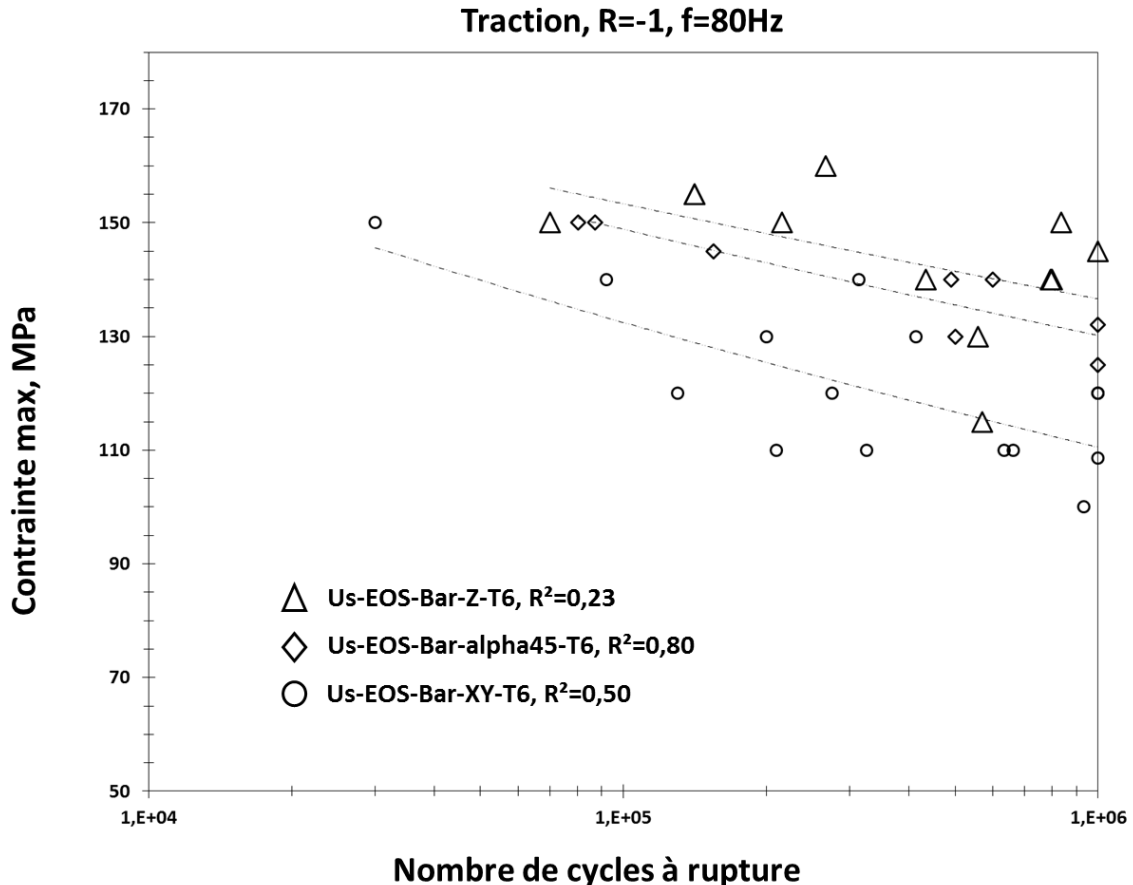


Figure III-1: Influence de la direction de production sur la résistance à la fatigue du matériau à l'état T6.

Les coefficients de corrélation  $R^2$  traduisent une forte dispersion des résultats pour les configurations XY et Z. Cependant, les courbes de tendance permettent tout de même de dégager un effet de la direction de production qui est favorable au cas Z, suivi du cas alpha-45. De même, les courbes S-N ont été établies pour les éprouvettes non T6. Sur la Figure III-2, on compare les données d'éprouvettes traitées T6 à celles d'éprouvettes non-traitées. Les domaines grisés ont des arrêtes qui passent par des points extrêmes des nuages : avec et sans T6. On note alors, dans le cas des éprouvettes non-traitées, un abattement de la résistance à la fatigue par rapport aux éprouvettes ayant subi un traitement T6. Pour les éprouvettes Us-EOS-Bar-XY et Us-EOS-Bar-Z, les courbes de tendances, montrent qu'à la différence des éprouvettes ayant subi un traitement thermique, les éprouvettes non traitées ne révèlent pas un effet significatif de la direction de production. Dans le cas non-traité, on note en revanche que, les éprouvettes Us-EOS-Bar-alpha45 ont une résistance légèrement supérieure aux éprouvettes Us-EOS-Bar-



XY et Us-EOS-Bar-Z. Dans le cas T6, la courbe de tendance des éprouvettes Us-EOS-Bar-alpha45 se situe entre celles des éprouvettes Us-EOS-Bar-XY et Us-EOS-Bar-Z.

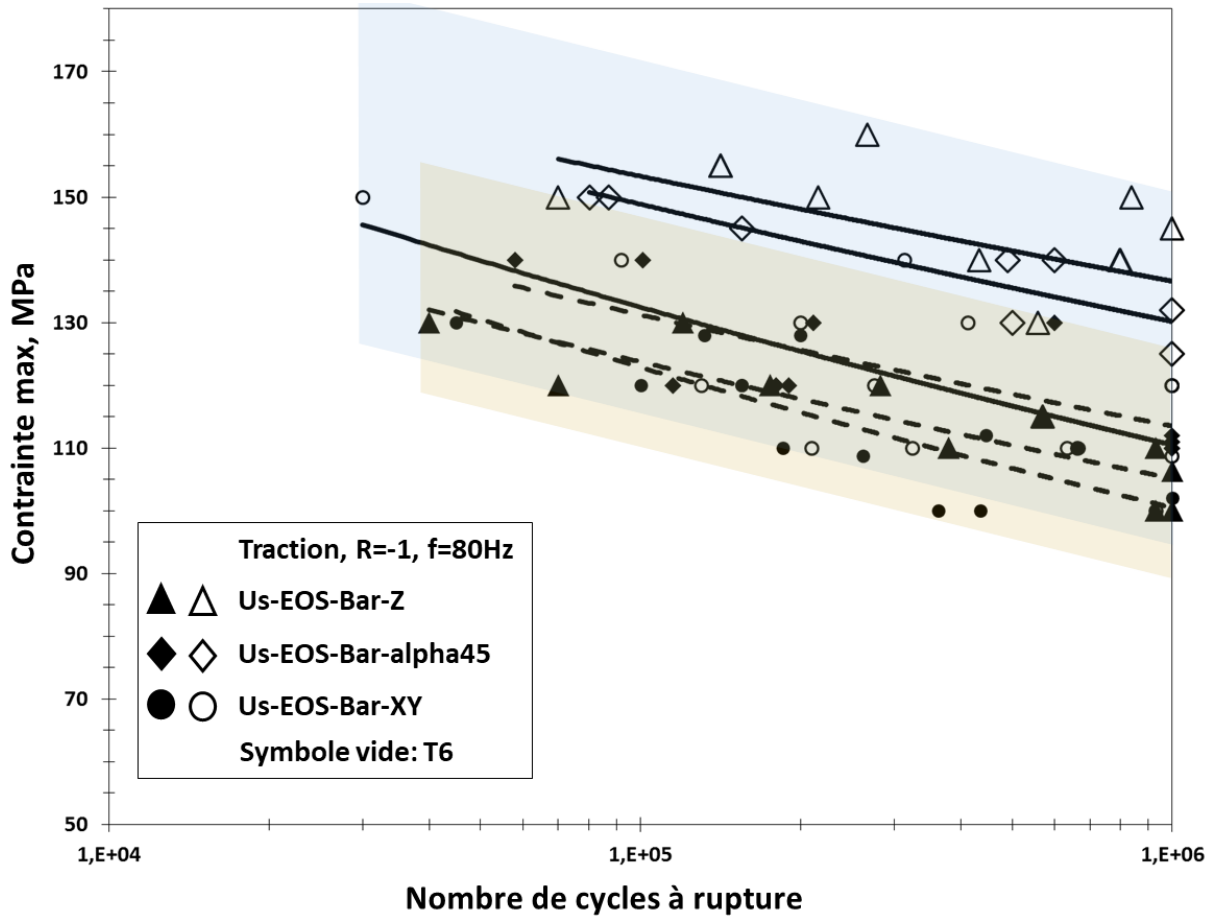


Figure III-2 : Comparaison de la résistance à la fatigue entre l'état T6 et l'état non T6 pour les trois directions de fabrication.

### III.1.2 Influence de la hauteur de production

Au chapitre précédent, il a été suggéré que l'histoire thermique du matériau génère un gradient de microstructure qui peut être révélé via la dureté. Afin d'évaluer l'impact du vieillissement dû à la hauteur de production, un plateau dit « étagé » a été produit. Trois niveaux d'éprouvettes notées H1, H2 et H3, espacés de 25 mm ont été réalisés. Les supports pleins permettent d'assurer l'inertie et la continuité thermique. Seules les éprouvettes de type XY sont étudiées ici. Les barreaux n'ont subi que le traitement de détensionnement classique, le traitement T6 n'a pas été effectué. Après usinage, les essais d'endurance répertoriés en Figure III-3 montrent que la résistance à la fatigue est meilleure pour les éprouvettes prélevées au niveau H2. Toutefois, il est, à ce stade, prématuré d'attribuer les écarts observés à la seule hauteur de production. Les défauts peuvent en être responsables. Dès le paragraphe suivant, il est proposé de s'intéresser à la contribution des défauts sur l'évolution de la tenue en fatigue.

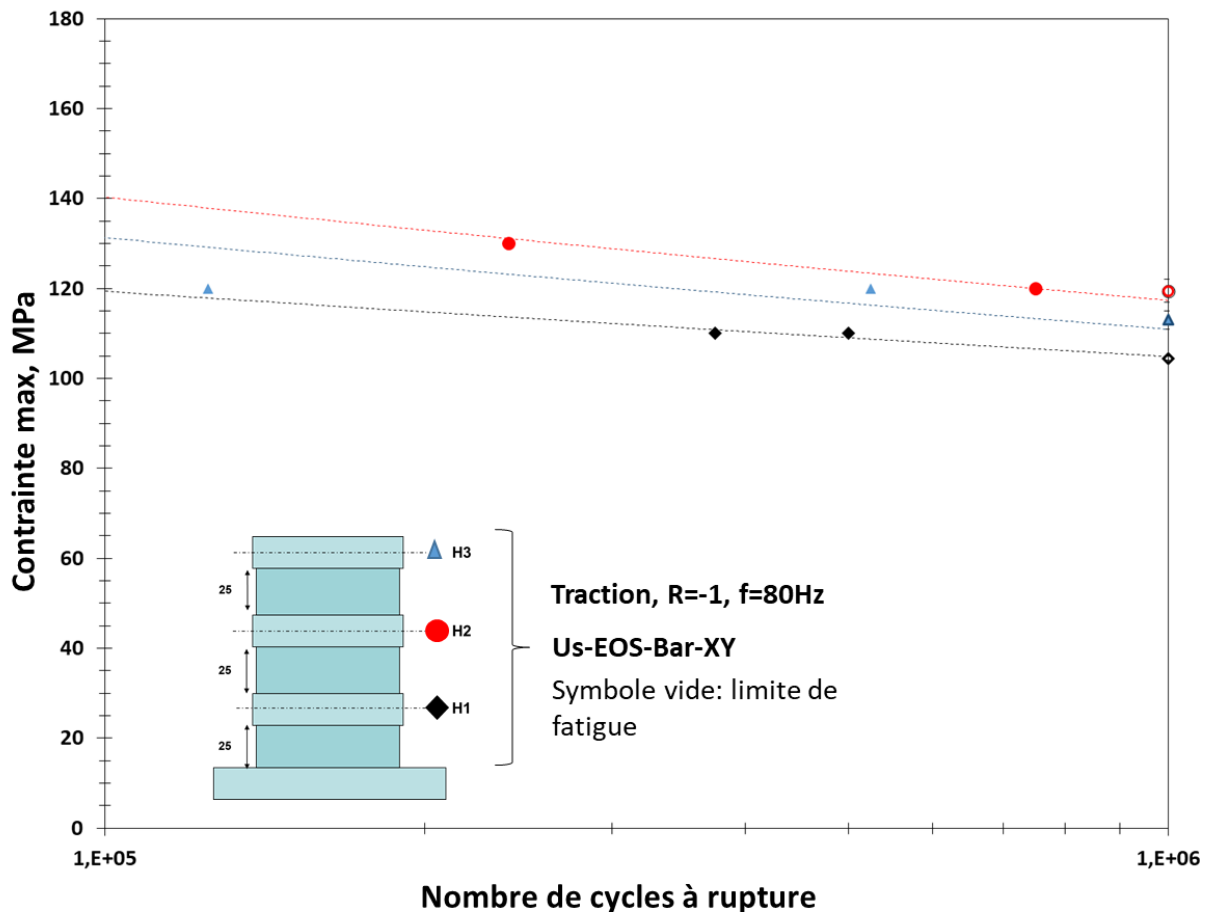


Figure III-3 : Influence de la hauteur de production sur la tenue en fatigue, cas du matériau Us-EOS-Bar-XY.

### III.1.3 Influence du taux de porosité

L'un des constats marquants de l'étude est le fort abattement observé entre les éprouvettes XY des productions SLM et EOS (cf. Figure III-4). Le chapitre précédent présente les différents paramètres de fabrication déployés pour chaque production. Dans le cas du matériau des productions EOS qui constitue le cœur de cette étude, un traitement T6 a été effectué. Il est important de rappeler ici que deux analyses par tomographie ont été effectuées pour ces productions. Outre la distribution spatiale des défauts qui est relativement homogène d'une production à une autre, les analyses de tomographie faites au chapitre précédent conduisent à deux conclusions fortes :

- Un taux de porosité 10 fois plus important pour la production SLM.
- La production SLM conduit à des défauts plus gros, en termes de racine cubique du volume, avec une sphéricité équivalente.

Sur la partie droite de la Figure III-4 des images de tomographie permettent d'aider à l'interprétation des résultats. On peut proposer que le fort abattement observé soit la conséquence d'une dégradation de la santé matière du point de vue des défauts.

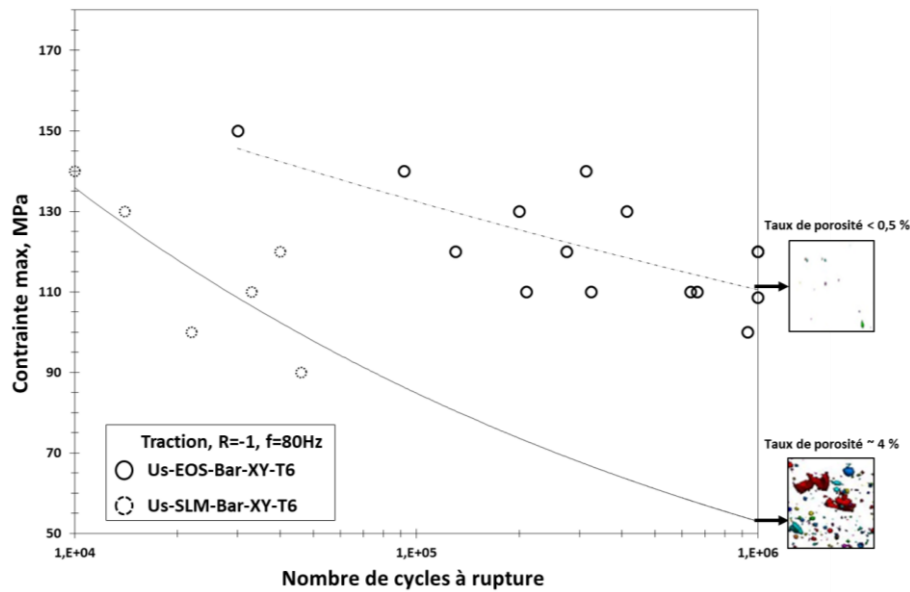


Figure III-4 : Prise en compte de la population des défauts dans l'abatement de la tenue en fatigue ; comparaison entre une production SLM fortement poreuse et une production EOS 10 fois moins poreuse.

Avant toute chose, le rôle des défauts sera étudié du point de vue de la fatigue, précisément, de la limite de fatigue telle que définie au chapitre précédent. Ainsi, la suite de ce chapitre portera essentiellement sur l'étude de la limite de fatigue et le comportement des fissures naturelles. Dans ce contexte, une attention particulière sera portée sur l'impact des défauts et de la microstructure sur le comportement en fatigue de l'alliage AlSi10Mg.

### III.2 Synthèse et orientation de l'analyse

Dans le cas des productions EOS, il est important de rappeler que les éprouvettes ont été produites dans les mêmes conditions. De ce fait, on supposera que les différences observées entre l'état T6 et l'état non T6 sont dues à la microstructure définie ici par quatre constituants caractéristiques :

- Les melt-pools ;
- La structure dendritique ;
- La structure de précipitation ;
- Les grains.

La comparaison entre les éprouvettes XY et Z ayant subi un traitement T6 permet d'isoler l'effet des melt-pools et de la structure dendritique qui disparaissent avec la mise en solution. Comme la structure de précipitation est équivalente entre les différentes orientations d'éprouvettes après traitement T6, les résultats obtenus suggèrent que seule l'anisotropie de morphologie cristallographique doit être considérée pour expliquer la différence entre les éprouvettes Us-EOS-Bar-XY, Us-EOS-Bar-Z et Us-EOS-Bar-alpha45. Il sera question par la suite de discuter les effets de tailles de grain en présence de défauts.

Par ailleurs, il a été montré précédemment que les plus forts abattements observés sur les courbes S-N sont dus aux défauts. L'influence des défauts sur la limite de fatigue sera donc au cœur de l'analyse dans cette étude. L'évaluation de la nocivité des défauts sur la limite de fatigue se fera au travers des paramètres suivants :

- La taille ;
- Le type (naturel inhérent au procédé ou artificiel) ;
- La morphologie ;
- La position ;
- La population.

### III.3 Détermination de la limite de fatigue

La limite de fatigue a été déterminée par la méthode par palier pour deux rapports de charge  $R = 0,1$  et  $R = -1$ . Entre deux et quatre éprouvettes ont été testées pour chaque configuration.

*Tableau III-1: Évaluation de la limite de fatigue à  $R=-1$  (en MPa) déterminée par la méthode par palier. L'incertitude correspond à la moyenne de la différence entre le maximum et le minimum.*

	XY	Alpha-45	Z
$\sigma_{D-1}^{ta}(T6)$	110+/-5	129(+/-3)	137(+/-5)
$\sigma_{D-1}^{ta}(non T6)$	102(+/-8)	111(+/-1)	106(+/-6)
$\sigma_{D0,1}^{ta}(T6)$	88	/	104
$\sigma_{D0,1}^{ta}(non T6)$	81	/	/

La dispersion des résultats est certainement due à la singularité des défauts dans chaque éprouvette. Ceci justifie l'utilisation de la méthode par palier, qui est la seule méthode permettant de déterminer la limite de fatigue spécifique à une éprouvette donnée. Ainsi, il convient dès à présent de découpler le rôle de la taille des défauts avant toute autre analyse. De ce fait, les faciès de rupture seront analysés dans la section suivante.

### III.4 Identification des sites d'amorçage

L'analyse des faciès de rupture en Figure III-5 et Figure III-6 montre que l'endommagement par fatigue des éprouvettes est toujours dû à la présence d'un défaut. La convergence des lignes de rivière pointées par des flèches en traits pleins (Figure III-5) permet de localiser le site d'amorçage sur le faciès. Les contours réels des défauts sont matérialisés par des traits interrompus courts noirs (cf. Figure III-5 et Figure III-6). Ensuite, le domaine critique est défini en incluant les concavités autour du défaut réel et en considérant les ligaments jusqu'à la surface libre. Le domaine critique est alors matérialisé par les traits pleins en blanc (cf. Figure III-5 et Figure III-6). La taille du défaut critique est ensuite estimée suivant le protocole proposé par Iben Houria dans ses travaux de thèse[52] et rappelé au chapitre précédent.

Les figures Figure III-5 et Figure III-6 présentent les faciès de rupture des éprouvettes issues des barreaux de productions SLM et EOS respectivement. Dans le cas des éprouvettes SLM, il est courant de rencontrer plusieurs sites d'amorçage qui sont des défauts. Deux de ces défauts critiques sont assimilables à des porosités sphériques et l'autre de forme complexe est semblable à un défaut de type lack-of-fusion. Les tailles de ces défauts critiques, au sens de la racine de l'aire, varient entre 110  $\mu\text{m}$  et 400  $\mu\text{m}$ . L'analyse de la convergence des rivières et la taille des domaines de propagation tendent à suggérer que le défaut principal est le plus gros (400  $\mu\text{m}$ ). Aussi, il semble que toute la population de défauts ne participe pas à l'endommagement au sens de l'amorçage des fissures, c'est notamment le cas des défauts internes.

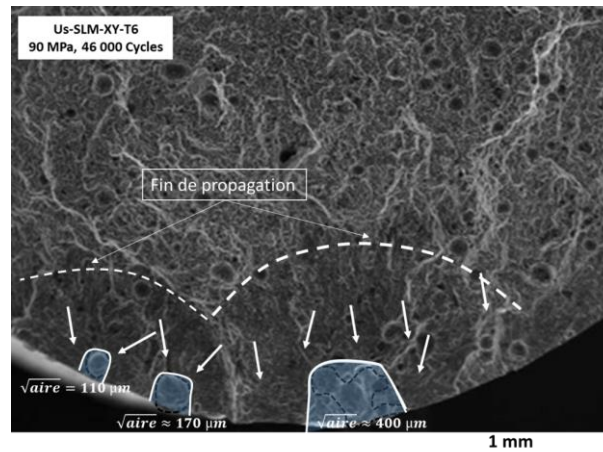


Figure III-5 : Imagerie MEB en électrons secondaires des sites d'amorçage multiple dans une éprouvette de production SLM fortement poreuse.

Dans le cas des éprouvettes EOS, les sites d'amorçage sont toujours des défauts uniques morphologies sphériques. Ces défauts critiques, assimilables des porosités gazeuses, sont toujours localisés en surface ou en sub-surface des éprouvettes. Aucun n'amorçage interne n'a été observé dans l'ensemble des éprouvettes étudiées.

Les défauts critiques observés sur les faciès de rupture sont quantifiés au travers du paramètre racine de l'aire  $\sqrt{\text{aire}}$  au sens de Murakami. Dans le cas des productions EOS, les défauts naturels mesurés sur les faciès ont une taille comprise entre 50 et 120  $\mu\text{m}$  contre 100 et

400  $\mu\text{m}$  dans le cas des productions SLM. Il est donc nécessaire de considérer le paramètre taille des défauts dans l'analyse de l'évolution de la limite de fatigue.

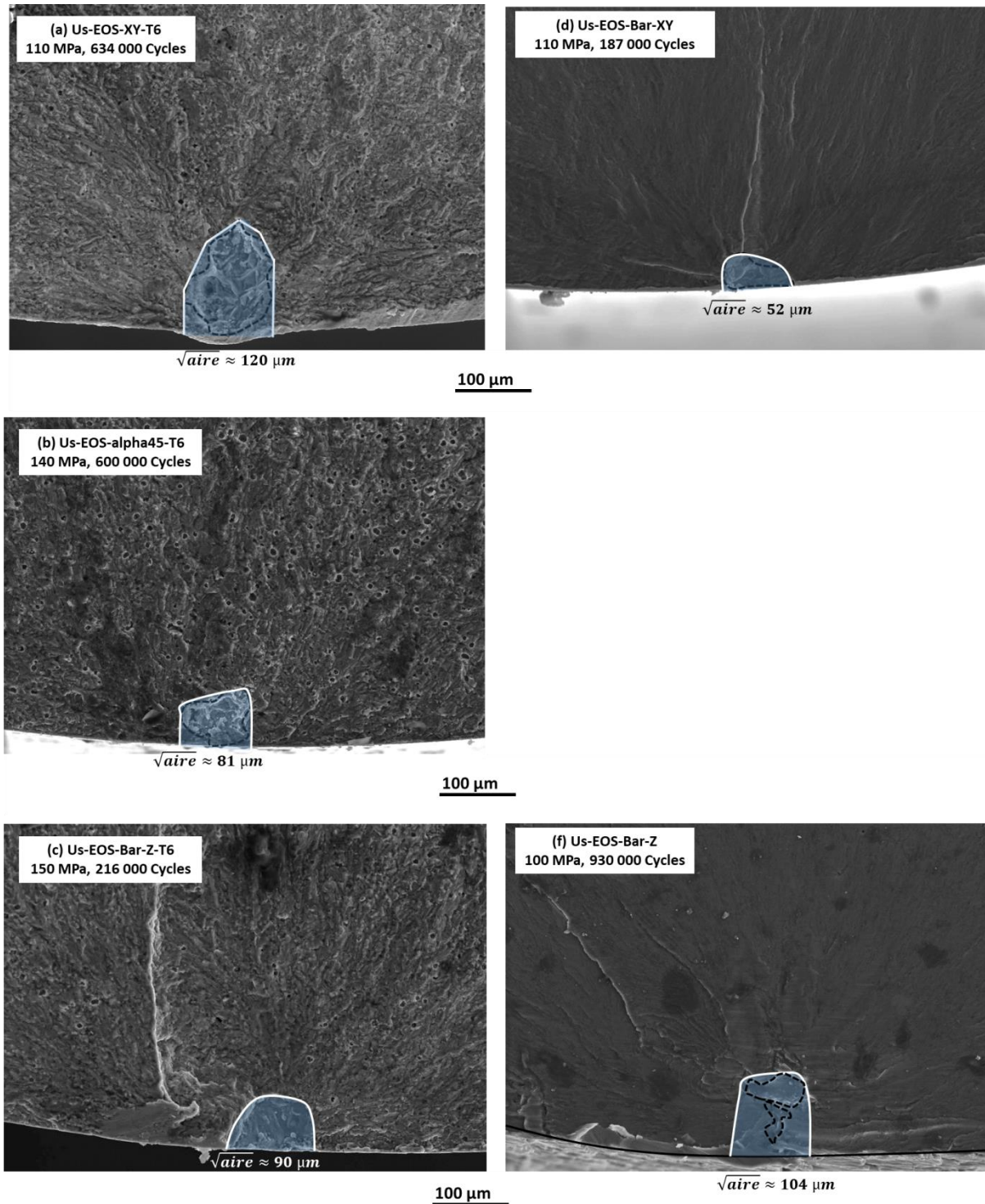


Figure III-6 : Imagerie MEB en électrons secondaires des sites d'amorçage unique dans le cas des éprouvettes de production EOS.



### III.5 Évolution de la limite de fatigue en fonction de la taille des défauts

#### III.5.1. Prise en compte de la direction de production et du traitement thermique T6

Dans cette section, l'analyse des résultats s'appuie sur des diagrammes de type Kitagawa. Pour chaque éprouvette, dont la limite de fatigue a été déterminée, la taille du défaut à l'origine de la rupture a été mesurée. Afin d'étudier une large gamme de tailles, des défauts sphériques ont été artificiellement créés par électroérosion (cf Figure III-7). La taille du défaut est dans un premier temps estimée comme précédemment. Ce qui donne une racine de l'aire sensiblement égale à 305  $\mu\text{m}$ . En considérant le défaut artificiel comme une demi-ellipse de diamètre  $\emptyset$  et la profondeur P induits par le fil d'électroérosion. La taille  $\sqrt{\text{aire}}$  est alors calculée suivant l'équation :

$$\sqrt{\text{aire}} = \frac{1}{2} \sqrt{\pi \emptyset P} \quad \text{Équation 37}$$

Le résultat obtenu est par ce calcul est de 298  $\mu\text{m}$  soit une sous-estimation d'environ 3% par rapport à la mesure précédente : ce qui est négligeable. Ainsi, pour les défauts artificiels, on peut simplifier la procédure de quantification de la taille en appliquant l'Équation 37.

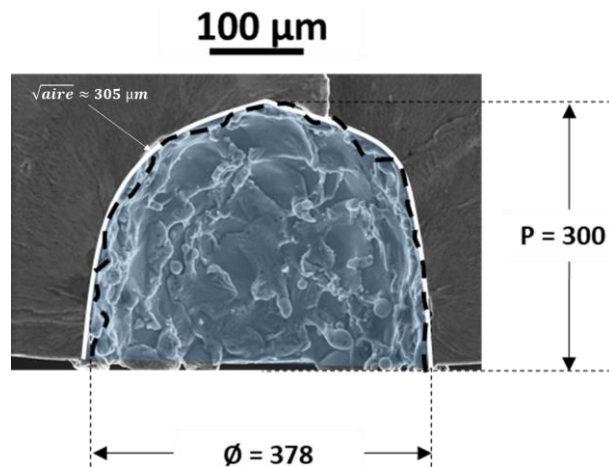


Figure III-7 : Défaut artificiel hémisphérique, créé par électroérosion sur un faciès de rupture d'une éprouvette issue de la référence Us-EOS-Bar-XY.

La Figure III-8 donne l'évolution de la limite de fatigue en fonction de la taille des défauts. Deux familles d'éprouvettes sont représentées : le cas T6 et le cas non T6.

Dans le cas du matériau non traité thermiquement, en partant d'une éprouvette contenant un défaut de 50  $\mu\text{m}$  et ayant une limite de fatigue de 106 MPa, les abattements de limite de fatigue ont été calculés pour deux tailles de défaut voisines (100  $\mu\text{m}$  et 115  $\mu\text{m}$ ) : le premier défaut est dit naturel inhérent au procédé et l'autre est dit artificiel, créé par électro-érosion. Les abattements obtenus sont équivalents (environ 18 et 21 %) comme le montre la Figure III-8. On peut par conséquent considérer qu'il n'y a pas d'influence du type de défaut sur la limite de



fatigue et que les résultats expérimentaux obtenus sur des défauts naturels peuvent donc être extrapolés avec ceux des défauts artificiels. À partir des points expérimentaux, les courbes de tendance sont décrites par une loi de type puissance ajustée par la méthode des moindres carrés. Les évolutions de la limite de fatigue en fonction de la taille des défauts (cf. Figure III-8) confirment les effets de la microstructure et de la direction de production, mis en avant sur les courbes S-N qui traduisent, elles, l'évolution de la contrainte maximale en fonction de la durée de vie totale.

Les courbes de tendance montrent que la limite de fatigue est pilotée par la taille des défauts. Plus la taille des défauts est faible, plus la limite de fatigue est élevée. Pour des faibles tailles de défaut, inférieures à 100  $\mu\text{m}$ , on note toutefois une forte contribution de la microstructure (direction de production + T6). Ces effets de la microstructure s'amenuisent à mesure que la taille des défauts augmente.

Dans le cas de certains alliages de fonderie comme l'A356 ou l'A357 qui sont proches de l'AlSi10Mg, il existe une taille critique de défauts au-delà de laquelle il y a abatement de la limite de fatigue[21], [36]–[38]. En dessous de cette taille critique, la limite de fatigue n'est plus pilotée par la taille des défauts mais par un paramètre microstructural appelé SDAS. Dans ce cas, le matériau est considéré comme sain au sens des défauts[52].

Pour l'alliage AlSi10Mg de fabrication additive, la notion de matériau sain n'est pas encore maîtrisée. En d'autres termes, est-il possible d'améliorer la limite de fatigue en agissant sur la taille des défauts ? Pour aborder cet aspect, quatre éprouvettes Us-EOS-Bar-XY-T6 ont subi un traitement de Compression Isostatique à Chaud (CIC) sous 200 bars pendant 2h à 500°C. Notons ici que le CIC a été réalisé sur éprouvettes usinées. Le but était de réduire la taille des défauts et d'en quantifier l'impact sur la limite de fatigue. Pour ces éprouvettes, les limites de fatigue n'ont pas pu être déterminées expérimentalement par la méthode par palier car les éprouvettes ont été rompues à des niveaux de charge plus faibles qu'espérés. Ainsi, sur la Figure III-9 on représente la contrainte maximale appliquée en fonction du nombre de cycles à rupture. Les résultats sont comparés aux résultats obtenus sur éprouvettes Us-EOS-Bar-XY-T6. On constate un abatement significatif (~20%) par rapport à l'état non CIC. L'analyse des faciès révèle un gonflement des éprouvettes au niveau du défaut. Ce gonflement peut être dû à la diffusion de l'argon que contiennent les porosités. L'analyse des faciès de rupture montre en outre que les défauts mesurés sont nettement plus gros que ceux observés avant CIC. Les tailles obtenues sont positionnées dans un diagramme de Kitagawa en Figure III-10. L'analyse en limite de fatigue conforte la courbe de tendance des éprouvettes XY, ce qui permet de fiabiliser l'approche Kitagawa déployée pour ce type de matériau. Pour autant, la notion de matériau sain reste à définir.

Afin de définir la notion de matériau sain, il conviendrait d'effectuer un CIC avant usinage. Dans ce cas, il peut être possible de réduire la taille des défauts internes (surfaciés ou sub-surfaciés après usinage). Dans cette étude, on considère que le matériau sain pour chaque famille d'éprouvettes correspond à la plus performante.

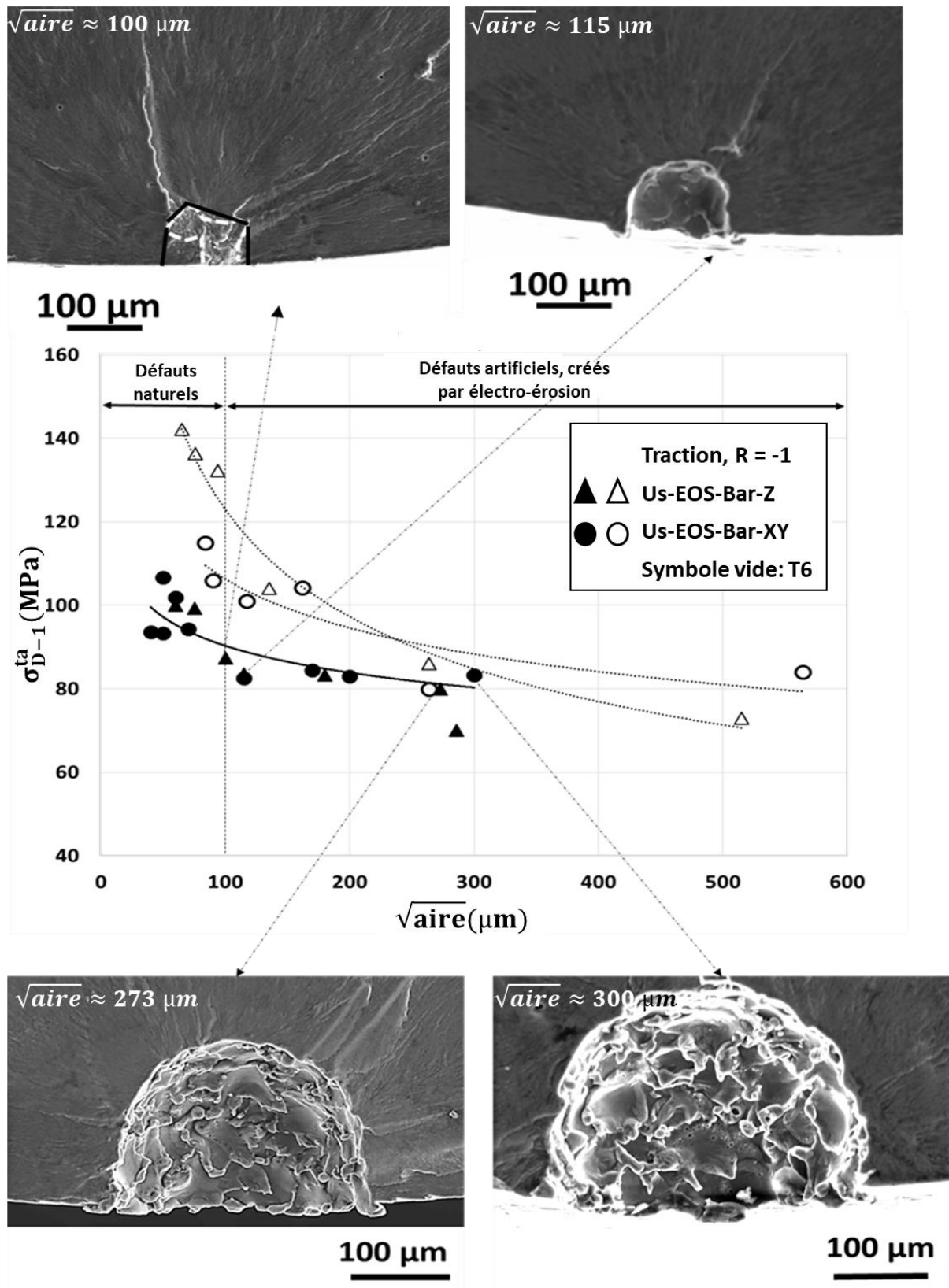


Figure III-8 : Influence de la taille des défauts au travers du diagramme de Kitagawa. Prise en compte de la microstructure et de la direction de production

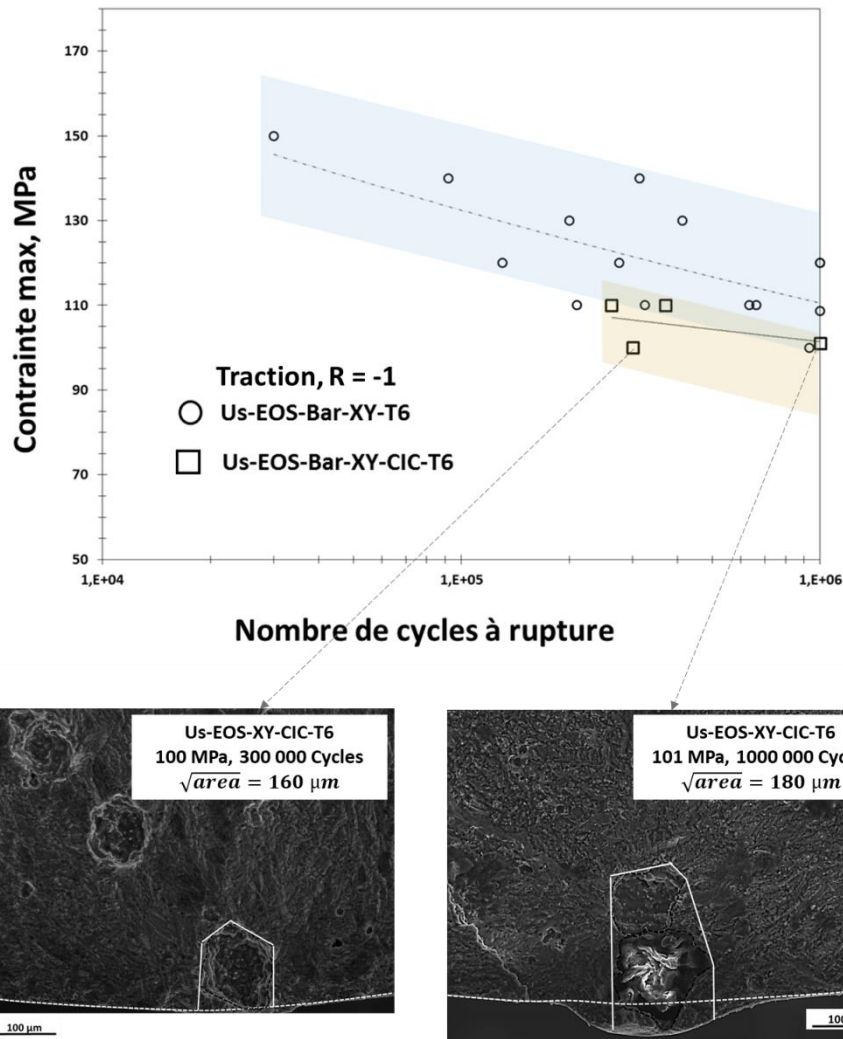


Figure III-9 : Évaluation de l'influence du CIC effectué sur éprouvettes usinées, au travers des courbes S-N, application au cas Us-EOS-Bar-XY.

La Figure III-10 est une représentation en échelle log-log du diagramme de Kitagawa.

Les résultats expérimentaux sont comparés à ceux des calculs analytiques basés sur la mécanique de la rupture en élasticité linéaire.

De façon simplifiée, la limite de fatigue est alors exprimée en fonction de la valeur seuil de l'étendue de variation du facteur d'intensité de contrainte  $\Delta K_{th}$ , du facteur de forme Y et la taille  $a$  de la fissure.

$$\Delta\sigma = \frac{1}{Y} \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{\pi a}}$$

On fait l'hypothèse que la fissure a un front semi-circulaire. Ainsi, le facteur de forme Y est supposé constamment égal à 0,64. Le seuil de fissuration a été déterminé sur une éprouvette CT prélevée dans la direction Z de la production EOS :  $\Delta K_{th} = 2\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ . Cette éprouvette n'a pas subi de traitement T6. Pour les gros défauts assimilables à des fissures longues, on constate que l'approche MELR décrit bien les résultats expérimentaux.

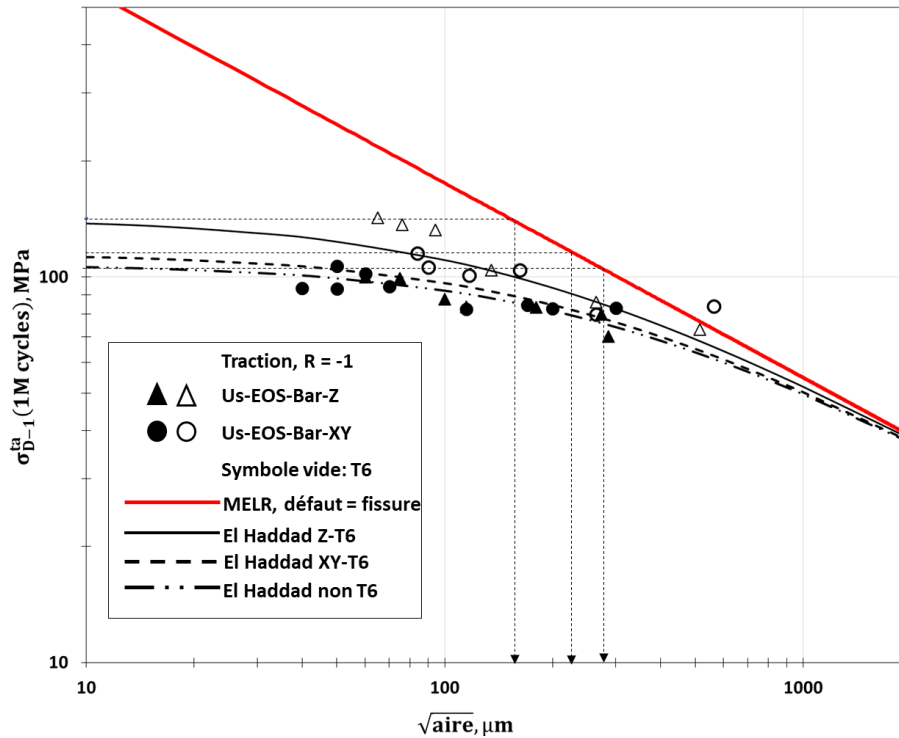


Figure III-10 : Modélisation de la limite de fatigue par les approches El Haddad [88] et MELR comparaison avec des alliages de fonderie pour différentes valeurs de SDAS.

Cependant, il est connu que les fissures courtes peuvent se propager à des niveaux de  $\Delta K$  inférieurs au seuil  $\Delta K_{th}$  des fissures longues [95], [106]. Pour ne pas surestimer la limite de fatigue, la prédiction de la mécanique de la rupture en élasticité linéaire est corrigée par des plateaux tels que proposés par *Kitagawa et Takashi* [107]. Ces plateaux traduisent la notion de matériau sain dans cette étude. Il a ainsi été possible de prédire les tailles critiques au sens des fissures longues. Les tailles critiques estimées sont répertoriées dans le Tableau III-2.

Dans le cas des éprouvettes non traitées thermiquement, n'ayant pas différences significatives entre les éprouvettes Us-EOS-Bar-XY et Us-EOS-Bar-Z, un seuil critique commun a été estimé. Dans le cas des éprouvettes ayant subi un traitement thermique T6, on peut noter que l'approche Kitagawa prévoit un seuil différent entre les éprouvettes XY-T6 et Z-T6. Cela permet donc de suggérer que l'approche Kitagawa permet dans le cas de la fabrication additive, de capter les effets de l'anisotropie de morphologie cristallographique, qui est le seul paramètre microstructural qui permet de distinguer les éprouvettes Us-EOS-Bar-Z et Us-EOS-Bar-XY. Aussi, si l'on compare le matériau T6 et le matériau non T6, pour la même configuration (XY par exemple), c'est-à-dire à iso-morphologie cristallographique, on peut alors suggérer que la différence observée est due à la disparition de la structure dendritique et/ou du léger gonflement des grains du(s) au traitement T6.

Par ailleurs, il semble que, les petits défauts naturels inhérents au procédé de fabrication additive ne puissent pas être considérés comme des fissures se propageant en mode I avec un facteur d'intensité de contrainte de  $2\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  tel que le prévoit la mécanique de la rupture en élasticité linéaire. Afin de prédire la limite de fatigue pour les petites fissures, le critère analytique d'El Haddad est implémenté et analysé. Ce critère établit un lien entre le seuil de

propagation dans le matériau sain et le seuil de propagation dans le matériau contenant des fissures longues.

$$\Delta K_{th} = Y \Delta \sigma \sqrt{\pi(a + a_0)}$$

Dans cette formulation,  $a_0$  désigne la longueur de fissure effective qui est calculée par la MELR.

$$a_0 = \left( \frac{\Delta K_{th}}{Y \Delta \sigma_0} \right)^2 \cdot \frac{1}{\pi}$$

Où  $\Delta \sigma_0$  désigne la limite de fatigue du matériau sain au sens des défauts.

Le Tableau III-2 permet de comparer les données expérimentales à celles issues des analyses basées sur les approches de *Kitagawa et Takashi* et *El Haddad*. Seules les éprouvettes de production EOS sont considérées.

Connaissant la limite de fatigue du matériau sain, pour chaque configuration d'éprouvettes, les tailles de fissures effectives sont calculées à partir de l'approche *El Haddad* en considérant un seuil effectif de  $2\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ . Les résultats sont comparés à la prédiction de *Kitagawa et Takashi*. Il en ressort que, tel qu'identifié, le critère de El Haddad est relativement en bon accord avec les prédictions de Kitagawa. Les différences observées (moins de 5%) peuvent être dues au choix du seuil et du facteur de forme du front de la fissure.

Afin de discuter de la prédictivité de l'approche El-Haddad, la limite de fatigue est calculée pour trois tailles de défauts données et les résultats sont comparés à ceux des essais. L'écart est estimé relativement à l'expérience. Dans les cas des éprouvettes Us-EOS-Bar-Z-T6, le critère d'El Haddad décrit bien l'expérience alors qu'il est conservatif dans le cas des éprouvettes Us-EOS-Bar-Z-T6 (-15 %) et XY/Z (-5%) n'ayant pas subi de traitement T6. Il en ressort que le mode d'identification adopté permet d'assurer une bonne prédiction des résultats pour les éprouvettes Us-EOS-Bar-Z-T6 et pour les éprouvettes non-traitées.

En outre, au regard des données expérimentales et des deux modes de dimensionnement proposés (MREL et El Haddad), on peut proposer une autre lecture du diagramme de Kitagawa. En effet, les points expérimentaux semblent converger vers la prédiction MREL à mesure que la taille des défauts augmente, les prédictions de El Haddad aussi, avec un écart qui augmente à mesure qu'on diminue la taille des défauts. Ainsi, il semble se dégager trois domaines sur la Figure III-10:

- (1) Pour des tailles de défauts inférieures à  $100 \mu\text{m}$ , on note une amélioration de la limite de fatigue qui n'est pas due à la taille des défauts mais à la microstructure. Dans un premier temps, la comparaison entre les éprouvettes non-traitées thermiquement et les éprouvettes XY-T6 permet de découpler l'effet des melt-pools ou de la structure dendritique. Aussi, pour les éprouvettes ayant subi un traitement T6, quand la limite de fatigue n'est plus pilotée par la taille des défauts, on peut associer la différence observée à l'anisotropie de morphologie cristallographique qui existe entre les éprouvettes Us-EOS-Bar-Z-T6 et Us-EOS-Bar-XY-T6. L'analyse de la contribution de ces échelles de la microstructure est détaillée à la section III.7.3.

- (2) Pour des tailles de défauts supérieures à environ 250  $\mu\text{m}$ , la limite de fatigue semble pilotée essentiellement par la taille des défauts.
- (3) En fin, pour des tailles de défauts intermédiaires, entre 100  $\mu\text{m}$  et 250  $\mu\text{m}$ , la limite de fatigue est pilotée par, la microstructure (melt-pool, structure dendritique, précipités, intermétalliques, et anisotropie de morphologie cristallographique) et la taille des défauts au sens de la racine de l'aire.

Tableau III-2 : Comparaison de l'approche d'El Haddad avec les résultats expérimentaux de cette étude.

	$\Delta\sigma_0$ (MPa)	$a_{0,Kitagawa}$ ( $\mu\text{m}$ )	$a_{0,El\ Haddad}$ ( $\mu\text{m}$ )	$\Delta\sigma_{D,El\ Haddad}$ (MPa)	$\Delta\sigma_{D,Exp}(a\ \text{en}\ \mu\text{m})$ (MPa)	Écart (%)
Z-T6	142	156	154	104 ( $\sqrt{\text{aire}} = 133\mu\text{m}$ )	103 ( $\sqrt{\text{aire}} = 133\mu\text{m}$ )	+1
XY-T6	115	227	235	88 ( $\sqrt{\text{aire}} = 160\ \mu\text{m}$ )	104 ( $\sqrt{\text{aire}} = 160\ \mu\text{m}$ )	-15
XY/Z	108	267	266	75 ( $\sqrt{\text{aire}} = 270\ \mu\text{m}$ )	79 ( $\sqrt{\text{aire}} = 270\ \mu\text{m}$ )	-5

### III.5.2. Prise en compte de la hauteur de production

Au travers des courbes S-N, il a été montré au paragraphe que la hauteur de production pouvait impacter la résistance à la fatigue. L'analyse proposée dans cette partie se veut complémentaire dans la mesure où l'on prend en compte la taille des défauts. De ce point de vue, le diagramme de Kitagawa est proposé en Figure III-11. Pour chacune des trois hauteurs H1, H2 et H3, la limite de fatigue a été déterminée pour deux éprouvettes à  $R = -1$  par la méthode par palier. Les éprouvettes testées ont été prélevées des barreaux XY de production EOS. Aucun traitement thermique n'a été réalisé. Après essais, les faciès de rupture ont été observés au MEB de façon à caractériser les sites d'amorçage. Les images obtenues (Figure III-12, Figure III-13, et Figure III-14) montrent que la rupture est toujours due à un défaut débouchant dont la taille a été quantifiée. Les tailles de défauts mesurées à différentes hauteurs sont équivalentes.

Le but du diagramme de Kitagawa ici est de proposer, une lecture des résultats, de façon à dégager, l'influence de la taille des défauts tout en prenant en compte, les effets dus à la hauteur de production. Dans cette approche, les résultats de fatigue à différentes hauteurs de production sont comparés à d'autres résultats obtenus à la hauteur de référence H0. Cet état de référence correspond en fait au lot d'éprouvettes US-EOS-Bar-XY, d'où la courbe de tendance reprise. Il en ressort que, dans le domaine des défauts naturels inhérents au procédé, on peut proposer une lecture verticale des résultats expérimentaux. Les résultats des essais à la hauteur H1 se situent dans le nuage des éprouvettes du niveau de référence H0. De façon globale, à iso-défauts, on note que la limite de fatigue peut être optimisée via la hauteur de production. Le Tableau III-3 donne les valeurs des limites de fatigue obtenues pour chaque hauteur étudiée.

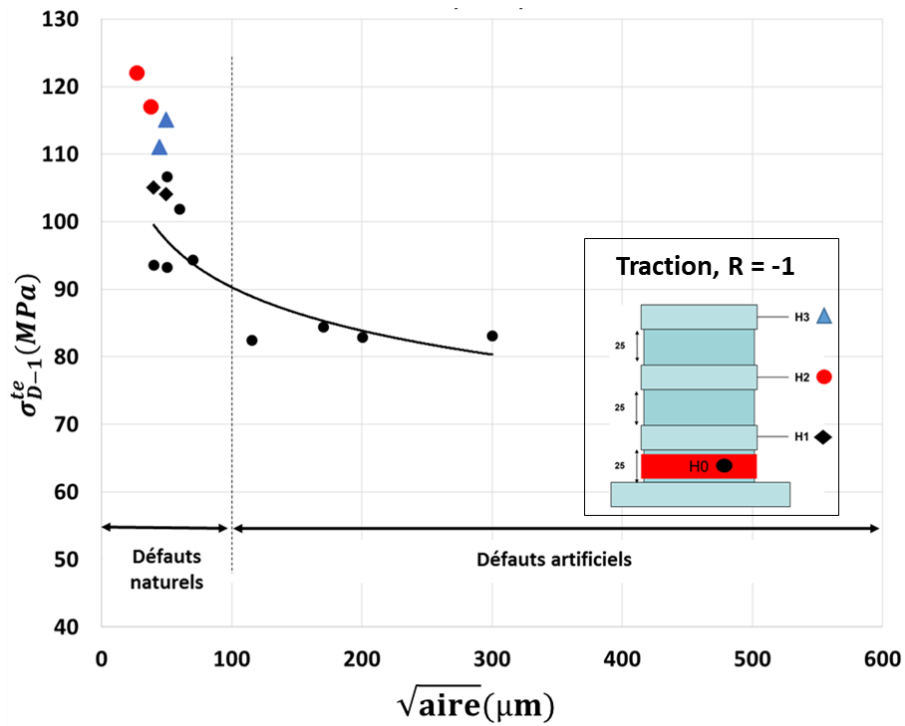
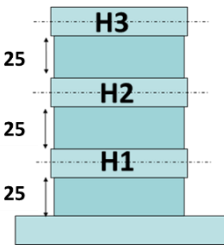
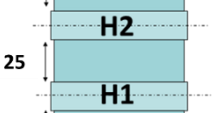
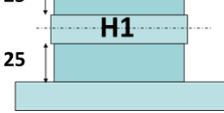


Figure III-11 : Influence de la hauteur de production sur la limite de fatigue en fonction de la taille des défauts.

Tableau III-3 : Limite de fatigue obtenue à différentes hauteurs de production.

Hauteur de production Espacement en mm	$\sigma_{D-1}^{ta}$ (MPa)
	104,5(+/-0,5)
	119,5(+/-2,5)
	113(+/-2)



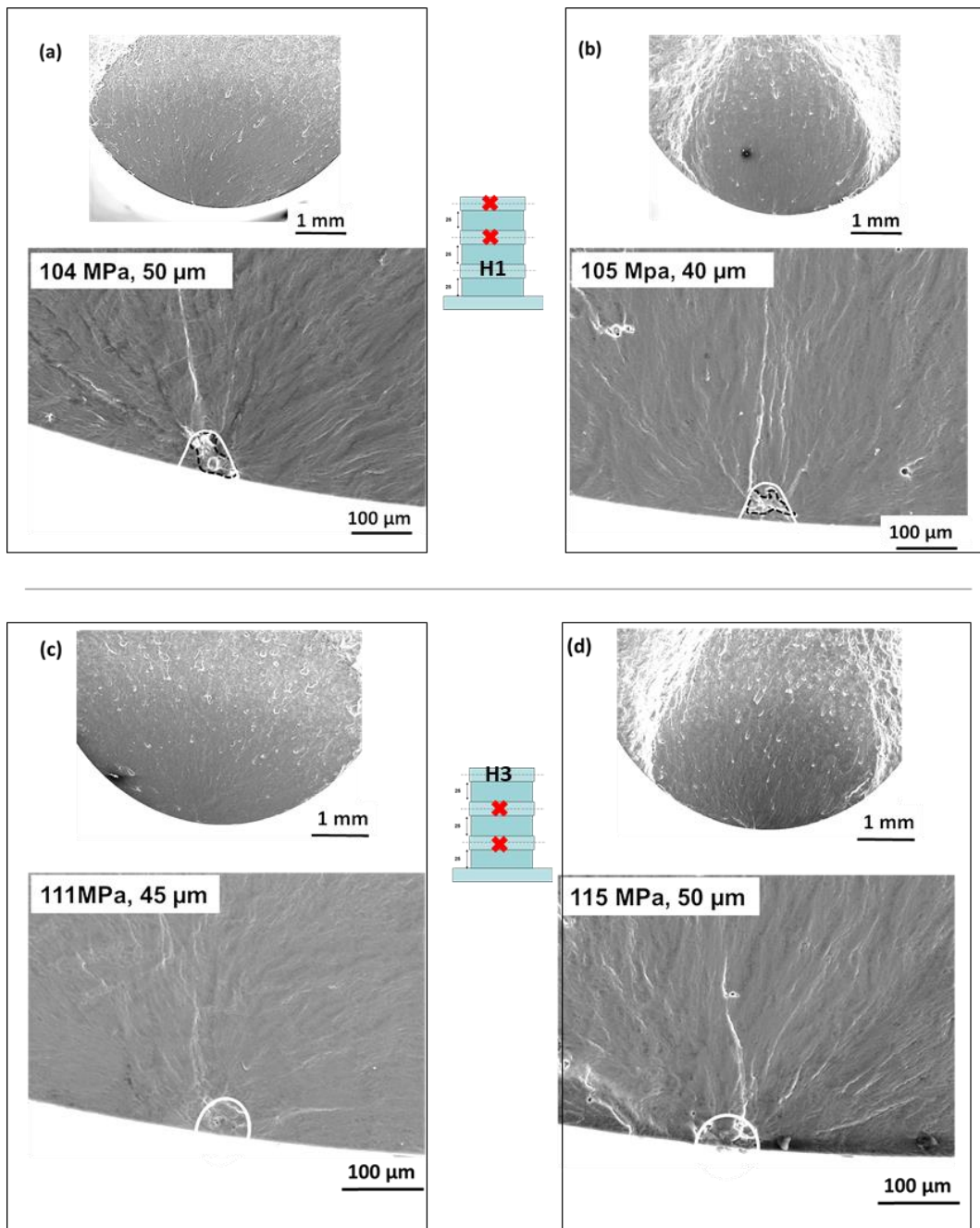


Figure III-12 : Sites d'amorçage pour les éprouvettes EOS produites à des hauteurs H1 (a) et (b), et H3 (c) et (d). Les contraintes mentionnées correspondent aux limites de fatigue à 1 million de cycles.

En outre, le faciès de rupture présenté en Figure III-13 montre le phénomène d'amorçage multiple qui peut se produire lors d'un essai de fatigue. Dans le cas d'espèce, les deux sites d'amorçage sont des défauts de type porosité et les tailles ont été mesurées. Bien que cohérentes vis-à-vis de l'augmentation de la limite de fatigue mentionnée, les tailles mesurées équivalentes ouvrent la discussion sur la notion de nocivité de défauts dans ce type de procédé. La Figure III-13-c présente le défaut principal. En effet, c'est celui qui participe le plus à l'endommagement ; le domaine de propagation étant le plus grand. En d'autres termes, ces deux défauts ne se comportent pas de la même façon en amorçage, le défaut de la Figure III-13-b a une durée de vie à l'amorçage plus élevée que celui de la Figure III-13-c.

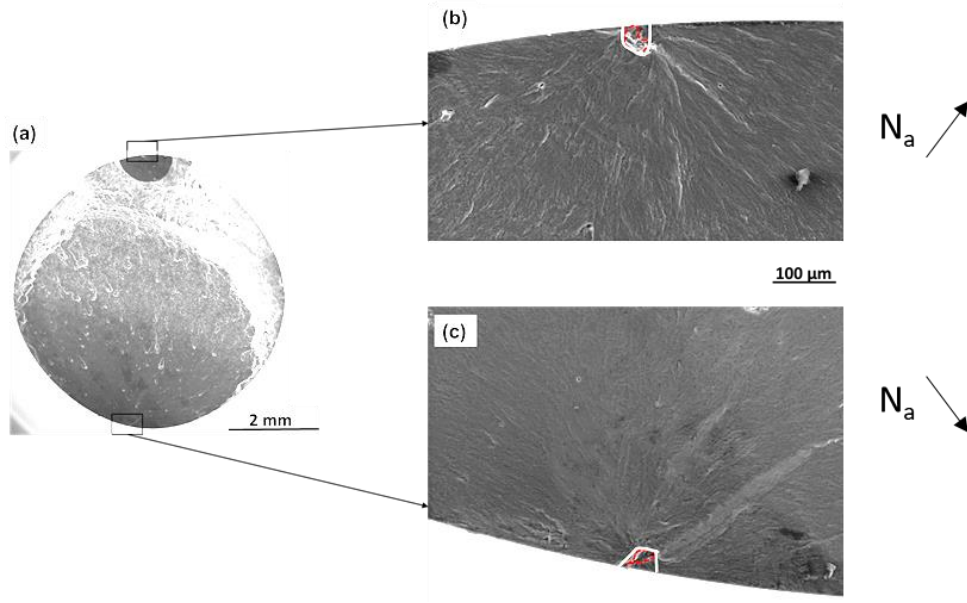


Figure III-13 : Sites d'amorçage sur une éprouvette issue d'une production EOS à la hauteur H2 dont la limite de fatigue à 1 million de cycles est de 117MPa, (a) vue générale, (b) défaut secondaire de 40  $\mu\text{m}$ , (c) défaut principal de 38  $\mu\text{m}$ .

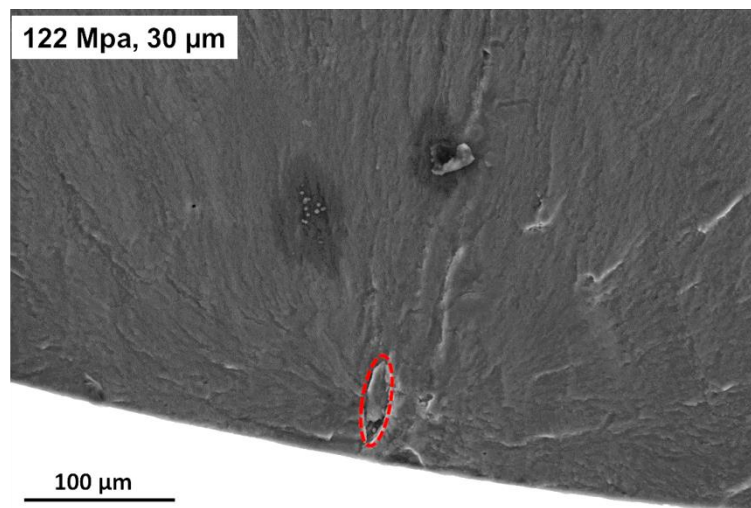


Figure III-14 : Mise en évidence d'un petit défaut elliptique à l'origine de la rupture d'une éprouvette de production EOS à la hauteur H2. La contrainte mentionnée correspond à la limite de fatigue à 1 million de cycles.

Bien plus, l'analyse du faciès de rupture d'une éprouvette prélevée à la hauteur H2, qui plus est la plus performante en termes de limite de fatigue, révèle un défaut certes de plus petite taille mais de morphologie elliptique (cf. Figure III-14). S'il est vrai que le paramètre taille permet d'expliquer la meilleure tenue en fatigue de cette éprouvette par rapport aux autres, il n'en demeure pas moins que la morphologie du défaut soit également à considérer.

En somme, il ressort de cette campagne expérimentale que la notion de matériau sain reste à explorer pour ce type de procédé de fabrication. Aussi, d'après la Figure III-11, il est important d'admettre que la taille du défaut, au sens de la racine de l'aire, n'est peut-être pas le

bon paramètre pour définir la notion de matériau sain. La notion de nocivité des défauts doit être prise en compte, notamment sur des considérations morphologiques.

### III.5.3. Prise en compte de la morphologie des défauts



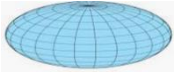
#### III.5.3.1. Défauts naturels

En parallèle des travaux de cette thèse, *Nadot et al.*[108] ont réalisé des essais sur des éprouvettes Us-SLM-Bar-Z-T6, Us-SLM-Pav-(XY/Z)-T6 contenant des défauts de lasage souvent très allongés. Les données de tomographie permettent aux auteurs de classer les défauts rencontrés en trois classes :

- les sphères ;
- les ellipsoïdes ;
- les oblates.

Les limites de fatigue obtenues sont comparées à celles calculées en extrapolant des résultats expérimentaux obtenus sur des éprouvettes Us-SLM-Bar-XY-T6. Ces éprouvettes contiennent des défauts sphériques. L'ensemble des résultats obtenus sont répertoriés au Tableau III-4.

Tableau III-4 : Influence de la morphologie des défauts

Production	$\sigma_{D-1}^{ta}$ (MPa)	Défaut ( $\mu\text{m}$ )	Type (naturel par défaut)	Forme [109]
Us-EOS-Bar-XY/Z-T6/no T6	70-90	250-600	Artificiel	sphère
Us-EOS-Bar-Z-T6	130-142	<100		
Us-EOS-Bar-XY-T6	100-120	<100		
Us-SLM-Bar-XY-T6	~55	300-600		
Us-SLM-Bar-Z-T6[108]	76	250		ellipsoïde
	113	194		
	104	88		
Us-SLM-Bar-XY-T6[108]	94	130		
Us-SLM-Pav-Z-T6[108]	53	510		Oblate
Us-SLM-Pav-XY-T6[108]	50	530-630		
	42	1565		

Le Tableau III-4 permet d'évaluer globalement l'influence de la morphologie des défauts dans des plages de tailles équivalentes ; il semble que les défauts en formes d'oblates soient les plus nocifs en fatigue.

Quatre faciès typiques sont présentés sur la Figure III-15 pour illustrer les gros défauts naturels rencontrés dans les productions SLM. La Figure III-15-a présente un ensemble de défauts observés sur un faciès de rupture d'une éprouvette Us-SLM-Bar-XY-T6. Les fonds de ces défauts donnent matière à les considérer comme des sphères. Le défaut critique entouré sera considéré comme un défaut unique sphérique. Les cas de Figure III-15-b et c, présentent des défauts en forme d'oblates plus ou moins aplatis, dont les grands axes sont orientés à  $90^\circ$  l'un par rapport à l'autre. Sur la Figure III-15-c, il est possible de noter la présence de plusieurs autres défauts qui participent certainement à l'endommagement. Le plus gros défaut a été entouré mais il est difficile d'affirmer qu'il s'agit du défaut fatal. Enfin, la Figure III-15-d est un cas de figure plus complexe encore dans la mesure où le site d'amorçage contient les trois types de défauts présentés précédemment. Notons ici que les deux défauts en forme d'oblate ou d'ellipsoïde ont des tailles équivalentes ( $\sim 633 \mu\text{m}$ ) légèrement supérieures à celle du défaut sphérique ( $\sim 530 \mu\text{m}$ ) qui plus est peut-être considéré comme interne, mais sûrement lié à la surface par pontage. La Figure III-15 confirme que le paramètre taille seul ne suffit pas à décrire la nocivité des défauts. La position, la morphologie et l'orientation des défauts doivent être prises en compte.

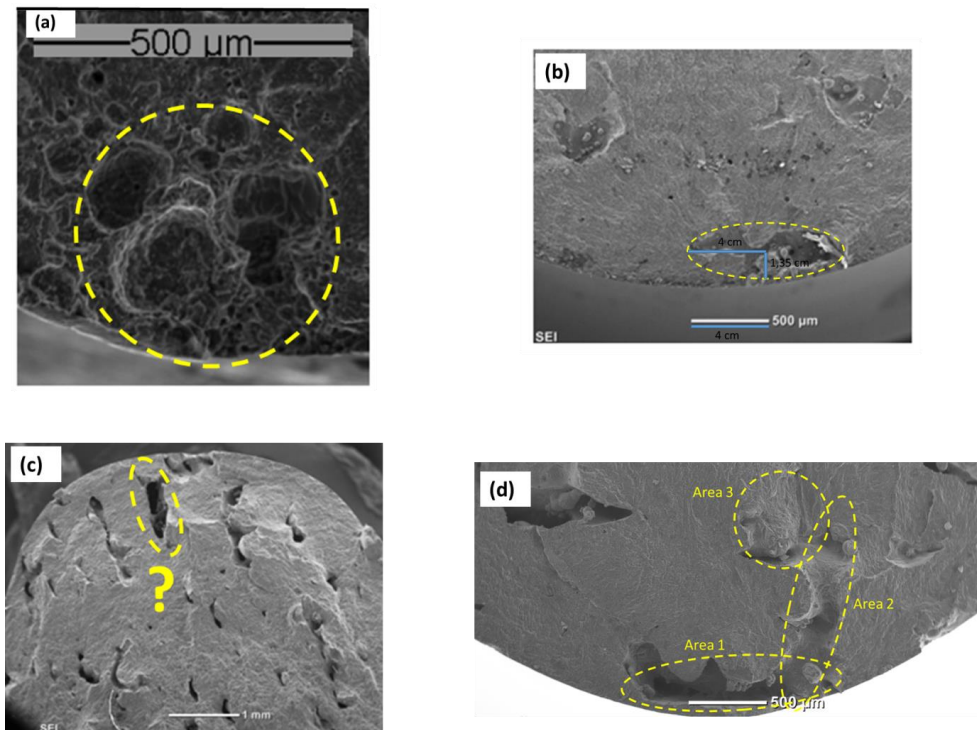


Figure III-15 : Faciès typiques rencontrés dans le cadre de gros défauts naturels. (a) Us-SLM-Bar-XY-T6 avec défaut sphérique de  $360 \mu\text{m}$ , limite de fatigue à  $55 \text{ MPa}$ . (b) Us-SLM-Pav-Z-T6 avec défaut elliptique de  $510 \mu\text{m}$  orienté à  $90^\circ$  par rapport à un axe diamétral, limite de fatigue à  $53 \text{ MPa}$ . (c) Us-SLM-Pav-XY-T6, un défaut elliptique orienté vers le centre de l'éprouvette. (d) Us-SLM-Pav-XY-T6 [108].



## III.5.3.2. Défauts artificiels

Compte tenu de ce qui précède, nous proposons dans ce paragraphe quelques bases de discussion sur la notion de morphologie des défauts. Afin de comprendre le problème de morphologie des défauts, cette étude propose de modéliser l'impact d'un défaut unique de surface allongé vers le centre de l'éprouvette. Les défauts ont été créés par électroérosion. Ces défauts pourraient à terme permettre de simuler le comportement des défauts de type lack-of-fusion généralement allongés. Chaque défaut créé est caractérisé par un facteur de forme qui désigne le ratio entre sa profondeur et son diamètre. La Figure III-16, présente ces défauts elliptiques, à l'origine de la rupture par fatigue des éprouvettes Us-EOS-Bar-XY (Figure III-16 a et b) et Us-EOS-Bar-Z (Figure III-16 c et d).

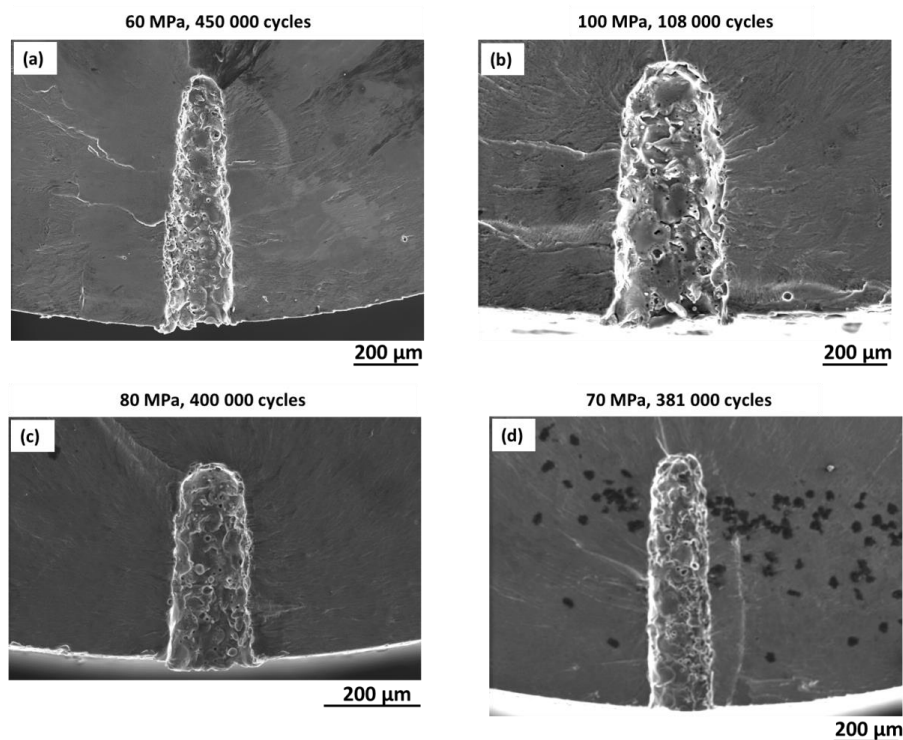


Figure III-16: sites d'amorçage des sur défauts artificiels semi-elliptiques, créés par électro-érosion. (a) et (b) Us-EOS-Bar-XY, facteur de forme respectif de 2,3 et 3,6. (c) et (d) Us-EOS-Bar-Z, facteur de forme respectif de 2,28 et 4.

Avant toute analyse, on considère que l'hypothèse de non-influence du type de défaut est toujours valide même pour les défauts allongés. Aussi, on considère qu'en présence de deux défauts de taille identique, toutes choses par ailleurs égales (position, chargement) le défaut sphérique est moins nocif que l'elliptique donc le grand axe est orienté vers le centre de l'éprouvette. Ainsi, les éprouvettes de référence considérées et dans lesquelles sont créés les défauts allongés, sont issues de la production EOS qui présente de petits défauts de type porosité gazeuse, assimilables à des sphères. Vu le nombre d'éprouvettes à disposition (2 XY et 2 Z) le choix a été fait d'étudier le matériau non T6, qui se situe dans la limite inférieure de résistance à la fatigue, toutes choses égales par ailleurs.

Au travers du diagramme de Kitagawa, la Figure III-17 permet d'évaluer l'influence, sur la limite de fatigue, des défauts isolés de morphologies elliptiques. Les flèches en traits interrompus, orientées vers le bas indiquent les éprouvettes rompues dès le premier palier Figure III-17-b et c. Il est impossible dans cette configuration de déterminer une valeur précise de la limite de fatigue. Nous savons en revanche qu'elle se situe en dessous du niveau de contrainte appliquée, d'où le sens des flèches en traits interrompus. Pour les deux autres éprouvettes (Figure III-17-a et d) ayant eu des paliers de non-rupture, les limites de fatigue ont pu être déterminées. Par rapport au matériau de référence non traité dont la limite de fatigue d'environ 108 MPa, on note des abattements significatifs de plus de 40 %. Par rapport au matériau sain dans le cas Us-EOS-Bar-XY-T6 dont la limite de fatigue est de 115 MPa, l'abattement quantifié pour le défaut naturel en forme d'oblate, de la Figure III-15-d (Us-EOS-Bar-XY-T6) est de l'ordre de 57 %.

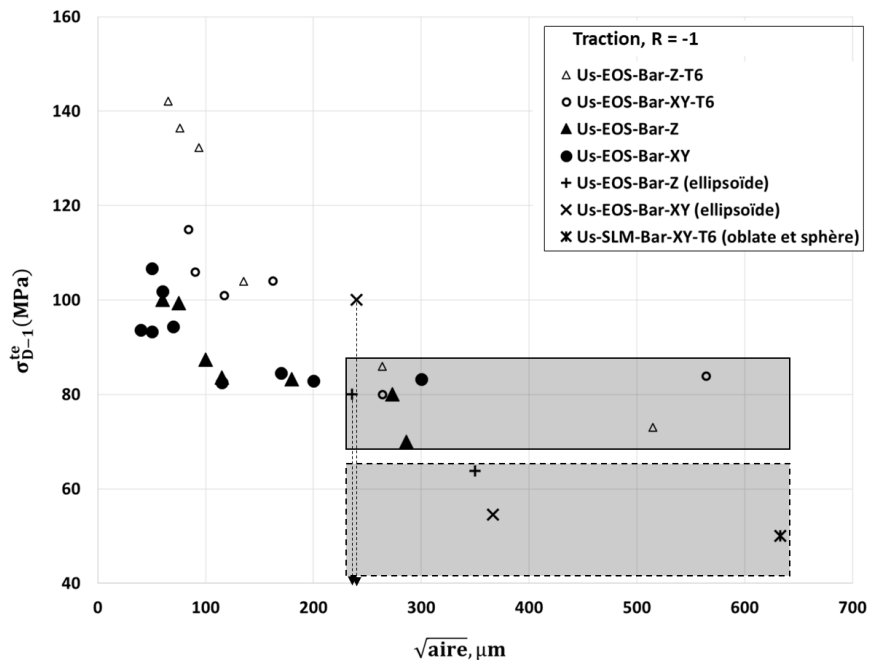


Figure III-17 : évolution de la limite de fatigue en fonction de la taille des défauts, prise en compte de la morphologie du défaut.

N'ayant pas de défauts sphériques à iso-taille, il est proposé à la Figure III-17d'encadrer quelques résultats expérimentaux d'éprouvettes contenant des défauts artificiels, d'une part en forme de sphères (rectangle en trait plein), et d'autre part en forme d'ellipses et d'oblate (rectangle en trait interrompu). Les contours des domaines sont définis de façon à encadrer tous les points extrêmes. Il semble alors qu'à iso-taille, l'abattement de limite de fatigue est dû à la forme du défaut. Pour seulement deux éprouvettes elliptiques, il est difficile de dégager de façon déterministe une tendance d'évolution de la limite de fatigue en lien avec le facteur de forme.

Les deux sections précédentes ont permis d'analyser les évolutions de la limite de fatigue en fonction de la taille des défauts. Dans ce contexte, l'influence, de la direction de production, de la hauteur de production et de la morphologie des défauts a été analysée au

travers des diagrammes de type Kitagawa. Dans la section suivante, nous tentons d'étudier le comportement des fissures de fatigue inhérentes à un défaut naturel.

### III.6 Étude des fissures naturelles

#### III.6.1. Évolution de la taille en surface

Après analyse des données de la littérature sur la tenue en fatigue de l'AlSi10Mg de fabrication additive, il est proposé ici d'aborder les aspects de fatigue dans notre alliage d'étude, sous l'angle du suivi de l'endommagement en surface. C'est l'objectif de la contribution proposée dans ce paragraphe. La méthode des répliques sera déployée afin d'identifier une loi de propagation pour des fissures naturelles, c'est-à-dire dues aux défauts inhérents au procédé. Déjà décrite au chapitre précédent, la méthode de suivi de l'endommagement par répliques a été utilisée sur une éprouvette issue de la configuration ayant la plus forte résistance à la fatigue : Us-EOS-Bar-Z-T6. L'éprouvette a été sollicitée à 155 MPa pendant 141 000 cycles, c'est-à-dire dans le domaine de l'endurance limitée. La Figure III-18 présente le faciès de rupture de l'éprouvette d'étude. La Figure III-18-a montre la présence de deux sites d'amorçage dénommés *Site 1* et *Site 2*. Il est possible de noter que ces deux sites sont situés dans deux plans distants d'environ 2 mm comme le montre la Figure III-18-b. Du fait du rapport de charge  $R = -1$  et de la non-activation du critère d'arrêt sur la chute de fréquence à la dernière étape, certaines parties du faciès de rupture sont dégradées comme l'on peut remarquer sur les Figure III-18-a-c-e. Cependant les sites d'amorçage sont identifiables et quantifiables, Figure III-18-c-d-e-f. Les tailles de défauts responsables de la rupture sont équivalentes en termes de paramètre « racine de l'aire » et l'analyse du faciès ne permet pas de discriminer la fissure principale.

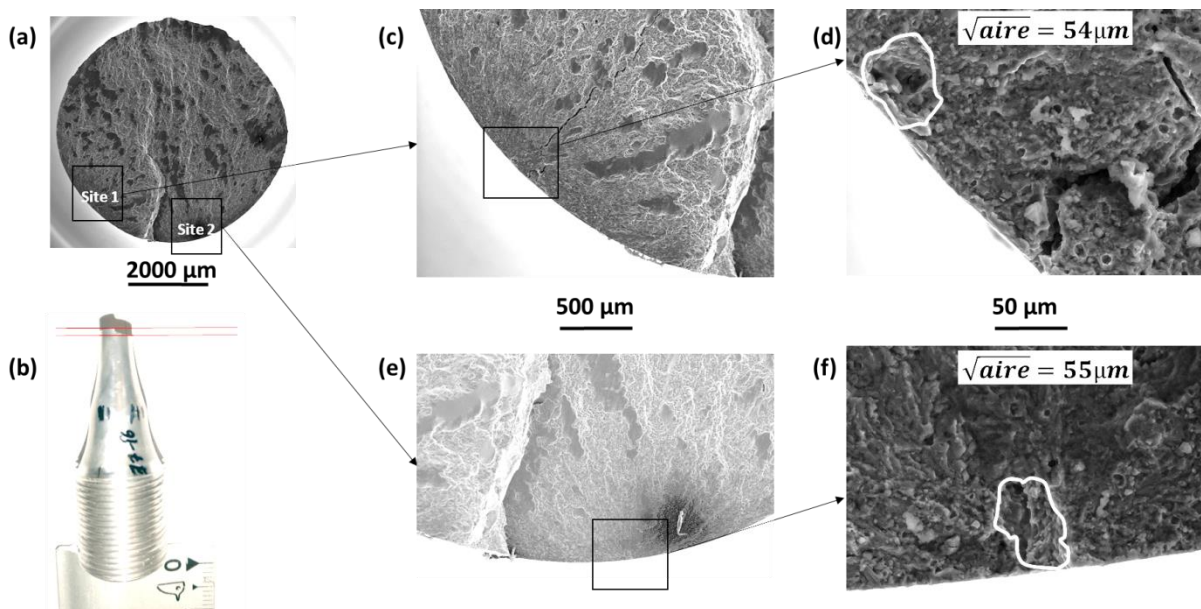


Figure III-18 : (a) faciès de rupture d'une éprouvette Us-EOS-Bar-Z-T6 (rupture après 141 000 cycles sous 155 MPa). Mise en évidence de deux sites d'amorçage dénommés Site 1 et Site 2, (b) vue macroscopique de l'éprouvette pour illustrer le dénivelé des plans de propagation des deux sites d'amorçage, (c-f) imageries des différents sites d'amorçage à fort grossissement et mesure des tailles de défauts.



Afin de proposer une loi de propagation pour des fissures naturelles, la taille des fissures issues de chaque site d'amorçage a été mesurée dans chaque réplique en partant de la dernière. Un modèle CAO permet de corriger l'erreur de mesure due à l'abscisse curviligne (cf. Figure III-19). La correction repose sur l'hypothèse que la fissure se propage avec un front constant semi-circulaire. Évidemment, il a été observé que l'effet de l'abscisse curviligne est impactant pour les dernières fissures plus grandes. Les données brutes avant corrections sont reportées sur les Figure III-20 et Figure III-21, pour les sites 1 et 2 respectivement.

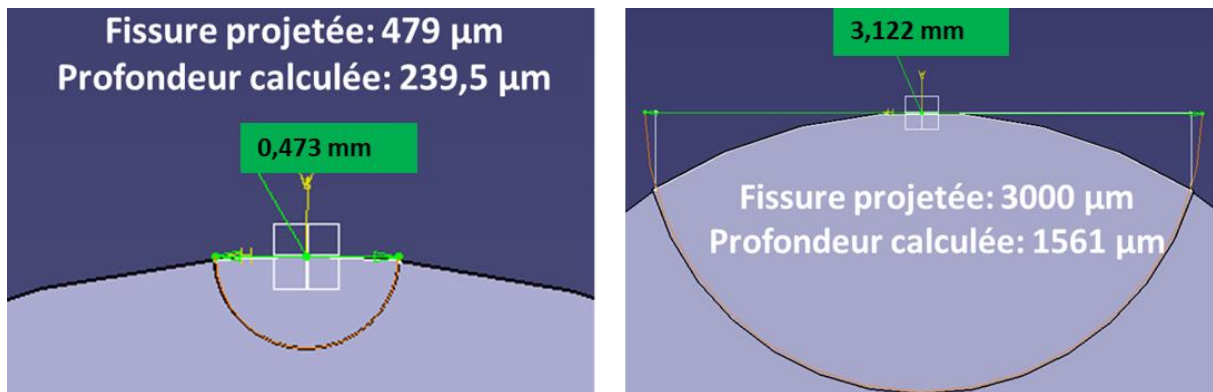


Figure III-19 : Correction de taille par l'abscisse curviligne.

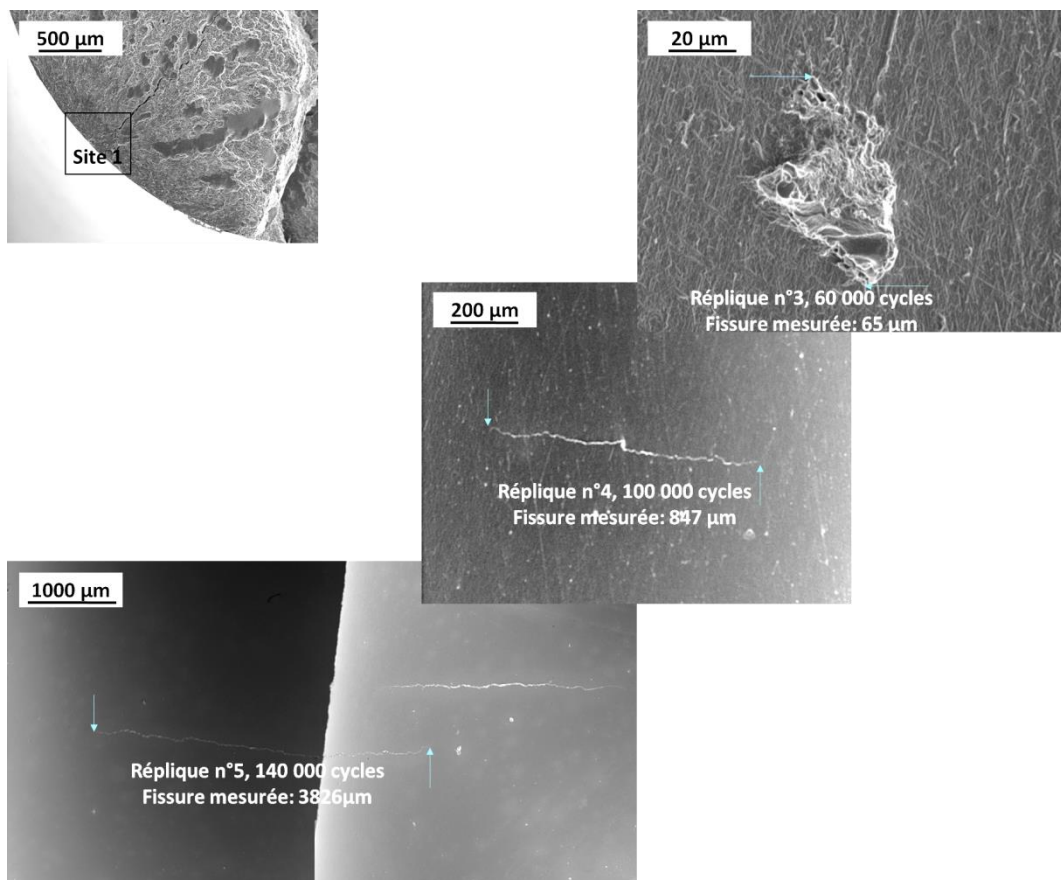


Figure III-20 : Suivi de l'endommagement à partir du site 1.

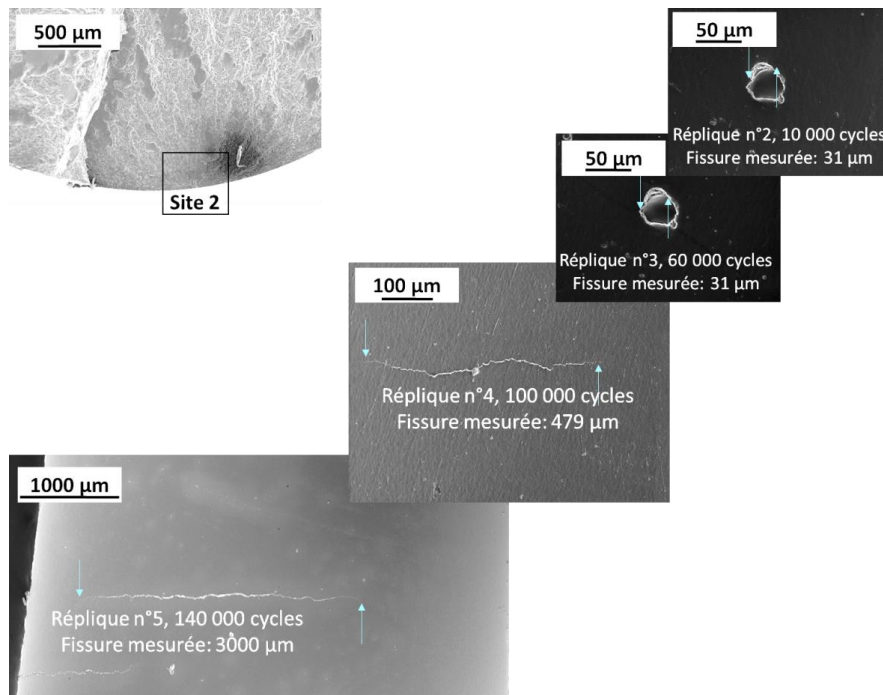


Figure III-21 : Suivi de l'endommagement à partir du site 2.

À partir des mesures de taille de fissures sur répliques, puis correction de l'abscisse curviligne, l'évolution de la taille du dommage est représentée en fonction de la durée de vie pour les deux sites S1 et S2. Les courbes de tendances obtenues par la méthode des moindres carrés, sont présentées en Figure III-22 (description par des exponentielles) et Figure III-23 (description par des polynômes de degré 4).

Dans le Tableau III-5, il est proposé une synthèse de notre réflexion sur les domaines de validité des lois d'évolution des fissures en surface. Dans le cas des lois exponentielles, il semble qu'à partir de 100 000 cycles, les courbes de tendances proposées ne décrivent pas très bien les résultats expérimentaux. En revanche, les lois polynomiales elles, semblent mieux décrire les résultats expérimentaux. Au degré 4, les lois polynomiales sont en bon accord avec la réalité expérimentale qui traduit qu'il n'y a pas d'évolution de la taille des fissures dans les domaines de durée de vie inférieurs à 60 000 cycles. Dans la suite de l'étude, nous considérons les deux types de lois mais avec quelques réserves pour les exponentielles.

Tableau III-5: Validité des lois d'évolution de la taille de la fissure en surface, en fonction du domaine de durée de vie

	Loi	DDV	De 0 à 60 000 cycles	De 50 000 à 100 000 cycles	De 100 000 cycles à la rupture
Site 1	Poly.		✓	✓	✓
	Expon.		✓	✓	
Site 2	Poly.		✓	✓	✓
	Expon.		✓	✓	

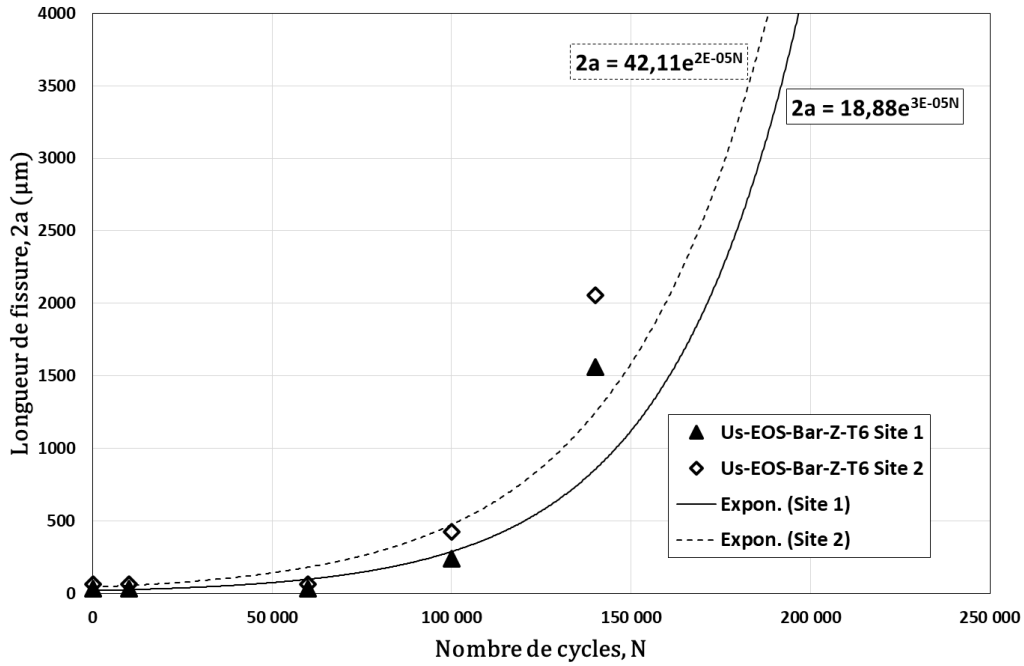


Figure III-22 : Evolution des longueurs de fissure en fonction du nombre de cycles, suivant une loi exponentielle.

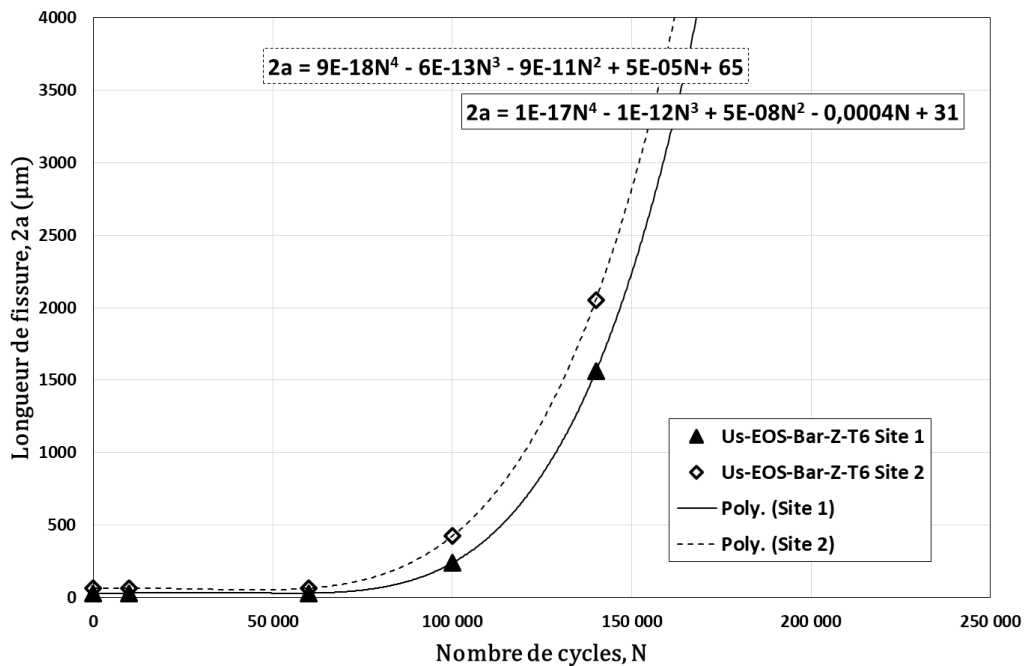


Figure III-23: Evolution des longueurs de fissure en fonction du nombre de cycles, suivant une loi polynomiale.

### III.6.2. Loi de fissuration des défauts naturels

À partir de ces lois, la taille moyenne de la fissure est calculée tous les 10 000 cycles ; et pour cette taille de fissure, le facteur d'intensité de contrainte est également évalué. On considère que la fissure se propage avec un front constant semi-circulaire. Il en découle une loi de propagation des fissures issues des deux sites d'amorçage, comme le montre la Figure III-24.

Dans le domaine de Paris, on peut noter une différence de comportement des fissures, selon que la loi de propagation dérive d'une exponentielle ou d'un polynôme. Lorsqu'elles dérivent d'une loi polynomiale, les fissures issues des sites 1 et 2, ont le même comportement. En revanche, lorsque l'on s'écarte du domaine de Paris, vers les faibles vitesses de propagation, il semble se dégager deux seuils estimés à  $0,6 \text{ MP}\cdot\text{m}^{1/2}$  et  $0,8 \text{ MP}\cdot\text{m}^{1/2}$  correspondant respectivement aux fissures amorcées aux sites 1 et 2. Cette légère différence peut s'expliquer par des champs locaux dus à la microstructure du matériau.

Par ailleurs, lorsque les lois de propagation des fissures dérivent des exponentielles, il ne semble pas avoir de seuil. Tout se passe comme si les fissures se propageaient dès les premiers cycles. Ce qui ne semble pas le cas au vu de l'analyse des répliques. Cependant, les pentes du domaine de Paris sont équivalentes pour les fissures issues des deux sites d'amorçage S1 et S2. À iso-taille de fissure, l'écart observé sur les facteurs d'intensité de contrainte est certainement lié à l'écart observé sur les exponentielles dont ils découlent.

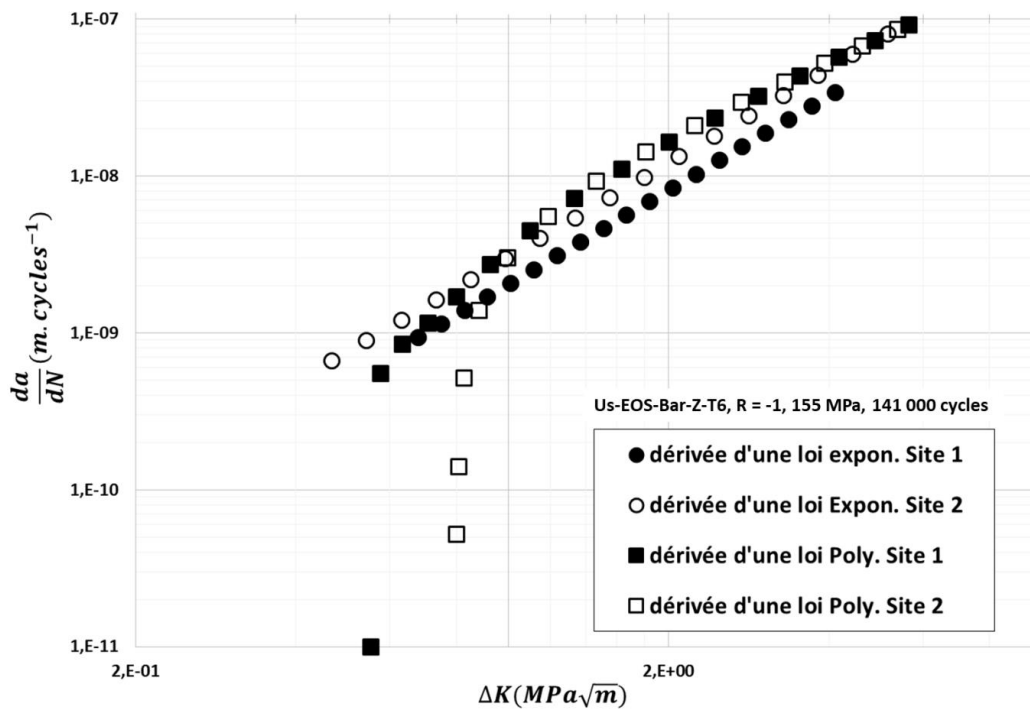


Figure III-24: Évolution de la vitesse de fissuration à partir de deux sites d'amorçage (défauts naturels) présents dans une éprouvettes Us-EOS-Bar-Z-T6.

Sur la Figure III-25, on représente la loi de propagation des fissures naturelles de l'éprouvette Us-EOS-Bar-Z-T6 en comparaison avec les données de la littérature, obtenues dans différentes conditions (type de fissure, matériau, structure et chargement). Le Tableau III-6 regroupe les paramètres des lois de Paris identifiées pour chaque matériau.

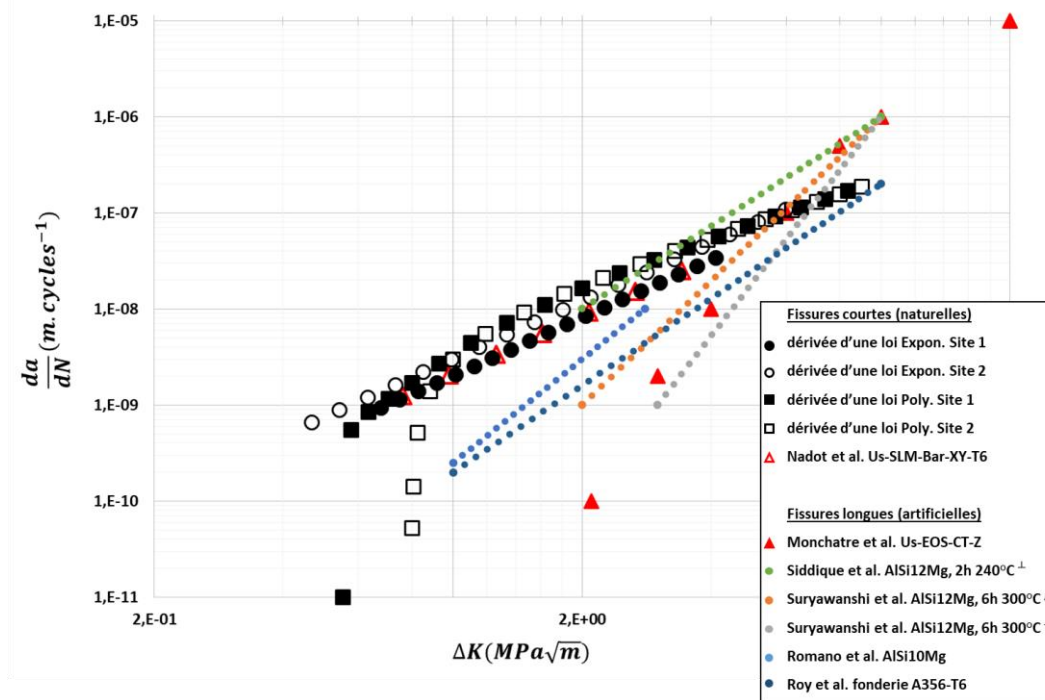


Figure III-25 : Loi de propagation des fissures naturelles dans une éprouvette Us-EOS-Bar-Z-T6 sollicitée en traction  $R = -1$  ; comparaison avec les données de la littérature obtenues dans différentes conditions de chargement [30], [40], [67], [99] .

Il s'agit dès lors d'analyser le comportement des fissures naturelles en comparaison avec les fissures longues. Rappelons que les fissures naturelles sont des fissures amorcées sur une surface polie, alors que les fissures longues, de tailles initiales très grandes par rapport à la microstructure, sont celles que l'on rencontre sur une éprouvette CT. La comparaison entre fissures naturelles et fissures longues est faite pour différents matériaux au sens de la microstructure. Les conditions de chargement ainsi que la structure (géométrie des éprouvettes) sont également prises en compte dans la comparaison des résultats obtenus dans cette étude avec ceux issus de la littérature. L'analyse proposée pour la Figure III-25 est faite sous réserve que les différentes conditions de similitude de la MREL soient vérifiées.

Comparativement aux fissures longues, la Figure III-25 montre un léger décalage des lois de fissuration pour les fissures naturelles. Sachant que tous les essais de fissuration sur éprouvettes lisses ont été effectués à  $R = -1$ , on note également que les courbes obtenues à partir de l'éprouvette Us-EOS-Bar-Z-T6 sont très légèrement décalées (trois des quatre) par rapport à celle obtenue à partir de l'éprouvette Us-SLM-Bar-XY-T6. On peut alors associer ce très léger décalage au mode d'interpolation de l'évolution en surface de la taille des fissures, mais aussi à l'anisotropie de morphologie cristallographique.

En outre, pour les petites valeurs de  $\Delta K$  ( $\sim 3\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ ), on note que les fissures naturelles ont tendance à se propager plus rapidement que les fissures longues. Au-delà d'un certain seuil, toutes les courbes des matériaux de fabrication additive semblent converger, indépendamment de la microstructure du matériau et du rapport de charge. En effet, on constate que la loi de propagation des fissures naturelles obtenue à  $R = -1$  tend à converger vers le comportement des fissures longues à  $R = 0,1$  et notamment à  $R = 0,7$  c'est-à-dire près du seuil effectif. En d'autres

termes, pour des faibles valeurs de  $\Delta K$ , il faut prendre en compte les effets de fermeture certainement liés à la rugosité de surface. Selon Suresh et Ritchi [110], la fermeture peut aussi être due à des phénomènes de plasticité confinée en pointe de fissure ainsi qu'à l'oxydation du faciès, mais ces aspects n'ont pas été abordés dans cette étude.

Par ailleurs, pour des faibles vitesses de propagation, on remarque que les fissures se propagent dans le matériau de fonderie pour des facteurs d'intensité de contraintes plus élevés. Cela traduit dans ce cas précis, que l'A356-T6 de fonderie semble avoir une meilleure résistance à la propagation des fissures que les matériaux de fabrication additive.

Le Tableau III-6 donne une synthèse des paramètres de Paris pour le matériau d'étude et ceux issus des travaux de la littérature pour différents rapports de charge, différentes compositions chimiques et microstructures.

Tableau III-6 : Synthèse des paramètres des lois de Paris pour différents matériaux.

	Matériau	TTh	R	Type de fissure	C	m
Us-EOS-Bar-Z, Expo. Site 1	AlSi10 Mg	T6	-1	Naturelles	$2 \times 10^{-9}$	2
Us-EOS-Bar-Z, Expo. Site 2					$3 \times 10^{-9}$	2
Us-EOS-Bar-Z, Poly. Site 1					/	/
Us-EOS-Bar-Z, Poly. Site 2					/	/
Us-SLM-Bar-XY [rapport interne, Nadot 2018]	AlSi10 Mg	/	0,1	Longues (éprouvette CT)	$2 \times 10^{-9}$	2
Us-EOS-CT-Z [rapport interne, Monchatre 2017]					$6 \times 10^{-12}$	5
Siddique et al.[40], Z( $\perp$ )	AlSi12 Mg	2h 240°C	0,1	Longues (éprouvette CT)	$1 \times 10^{-9}$	2,9
Suryawanshi et al.[30], XY (//)		6h 300°C	0,1	Longues (éprouvette CT)	$2 \times 10^{-12}$	5,7
Suryawanshi et al.[30], Z( $\perp$ )		6h 300°C	0,1	Longues (éprouvette CT)	$5 \times 10^{-11}$	4,3
Romano et al.[67]	AlSi10 Mg	/	0,7	Longues (éprouvette CT)	$3 \times 10^{-10}$	3,6
Roy et al.[99]	A356	T6	0,1	Longues (éprouvette CT)	$2 \times 10^{-10}$	3



Ayant établi les lois de propagation pour les fissures naturelles inhérentes aux défauts du procédé de fabrication, dans un cas Us-EOS-Bar-Z-T6, la section suivante propose d’aborder les aspects de durée de vie en amorçage qui constituent un autre enjeu de l’étude de l’endommagement en fatigue par la méthode des répliques.

### III.6.3. Courbes S-N à l’amorçage

Sachant que la durée de vie en fatigue est la somme de la part d’amorçage et de propagation, il est possible, connaissant la loi de propagation des défauts naturels, de calculer les courbes S-N à l’amorçage. Il faut en plus de la loi de propagation deux tailles de fissures :

- La taille initiale,  $a_i$ , désigne le rayon du demi-cercle d’aire équivalente à la racine de l’aire du défaut mesuré sur le faciès de rupture ;
- La taille finale,  $a_f$  qui correspond à la profondeur de la zone de propagation, également quantifiable sur le faciès de rupture.

Ces données sont recensées dans le Tableau III-7. Connaissant ces éléments, on calcule le nombre de cycles à rupture en intégrant la loi de propagation entre les bornes correspondant au défaut initial et la fin de la zone de propagation, suivant la relation :

$$N_p = \int_{a_i}^{a_f} \frac{1}{C \Delta K^m} da \quad \text{Équation 38}$$

Où C et m désignent les paramètres de la loi de Paris.

On considère qu’il n’y a pas d’évolution du facteur de forme de la fissure.

Dans le cas d’étude (Us-EOS-Bar-Z-T6), rappelons que l’hypothèse de propagation avec un front semi-circulaire a été faite. Connaissant la durée de vie en propagation, il est possible de représenter la durée de vie en amorçage comme le prévoit la Figure III-26. De même, on peut aussi calculer la fraction de durée de vie en amorçage qui désigne le pourcentage de durée de vie en amorçage par rapport à la durée de vie totale. Les calculs ont été effectués en considérant le mode de propagation dérivé de la loi puissance.

Tableau III-7:Données expérimentales utilisées pour le calcul de la durée de vie en amorçage, cas des éprouvettes Us-EOS-Z-T6.

	Contrainte appliquée	Nombre de cycles à rupture	$a_i$ (μm)	$a_f$ (μm)
Us-EOS-Bar-Z-T6-1	130	559 000	62	2200
Us-EOS-Bar-Z-T6-2	140	434 000	76	1100
Us-EOS-Bar-Z-T6-3	140	800 000	94	450
Us-EOS-Bar-Z-T6-4	150	216 000	65	1500
Us-EOS-Bar-Z-T6-5 (site1)	155	141 400	31	1560
Us-EOS-Bar-Z-T6-5 (site2)	155	141 400	55	2054
Us-EOS-Bar-Z-T6-7	160	267 000	78	900

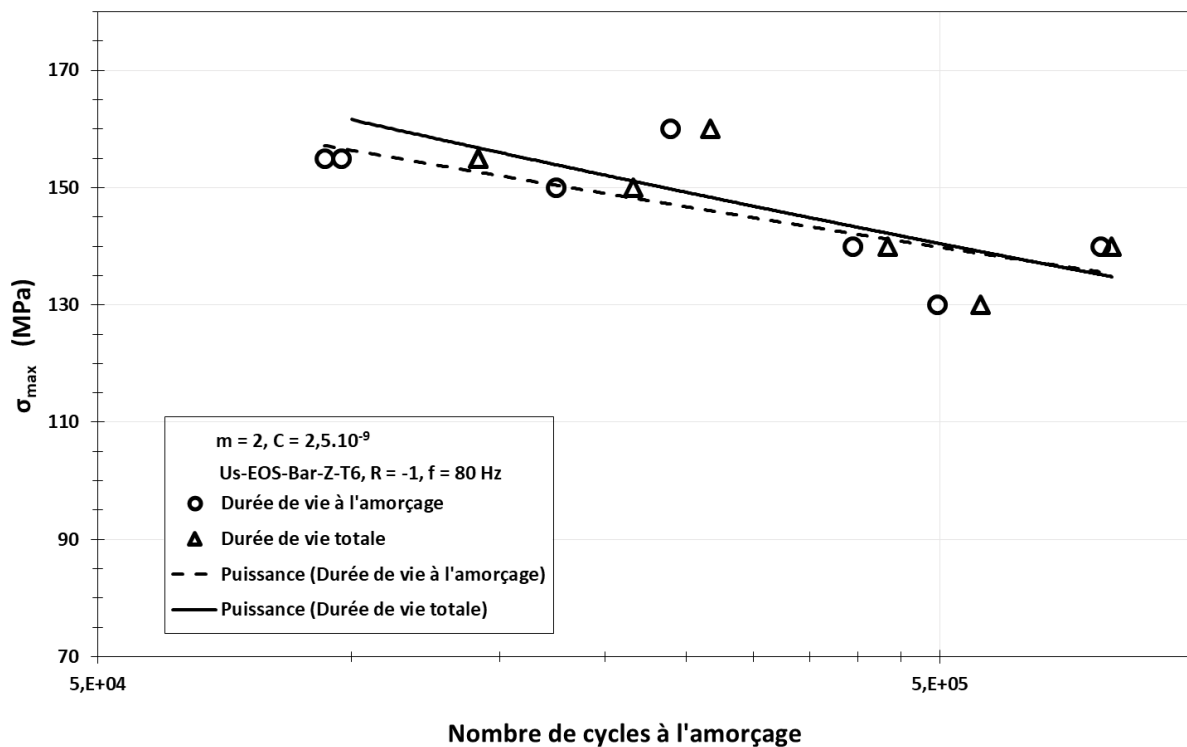


Figure III-26 : Courbe S-N à l'amorçage, Us-EOS-Bar-Z-T6.

On peut également remarquer que les durées de vie en amorçage (voire en propagation par déduction) et durée de vie totale, n'ont pas la même tendance. Dans la configuration Us-EO-Bar-Z-T6, l'évolution de la durée de vie en amorçage en fonction de la taille des défauts est donnée sur la Figure III-27.

En s'appuyant sur la courbe S-N en amorçage Figure III-26, qui prévoit que la durée de vie en amorçage est d'autant plus grande que la contrainte appliquée est faible, et sachant que les phénomènes d'amorçage dépendent entre autres de la taille de défauts et des contraintes moyennes [80] ; il est important d'analyser ces effets en considérant ces paramètres. De ce point de vue, la Figure III-27 est exprimée relativement à la contrainte appliquée pour chaque éprouvette. Les fractions de durée de vie à l'amorçage sont représentées en fonction de la taille des défauts en abscisses. On note alors que les phénomènes d'amorçage sont plus longs en présence de gros défauts. Ceci a été montré par ailleurs dans les travaux de Nadot sur les fontes GS [111] ; dans ce cadre, l'auteur considère que plus le défaut est grand plus il faut plastifier de grains qui l'entoure retardant ainsi la phase d'amorçage, contrairement au cas des petits défauts. Cette définition de l'amorçage n'est certainement pas isolée des effets d'acuité de défauts qui seront abordés au chapitre suivant. De ce point de vue, pour l'alliage d'étude, il se pose la question de savoir si l'hypothèse selon laquelle le défaut est assimilable à une fissure est valable pour toutes les tailles de défauts. Par ailleurs, il semble que pour des tailles des défauts équivalentes, la durée de vie en amorçage est plus grande pour les faibles contraintes (cf. domaine encadré sur la Figure III-27).

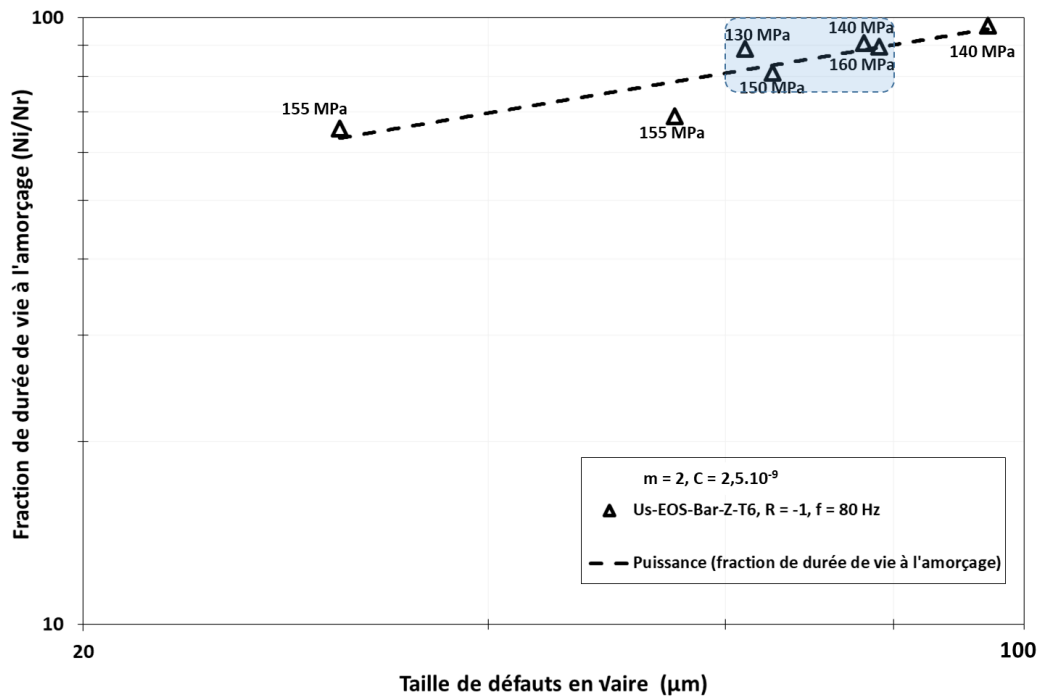


Figure III-27 : Représentation de la fraction de durée de vie en amorçage en fonction de la taille (racine de l'aire) des défauts responsables de la rupture par fatigue.

### III.7 Influence de la microstructure sur la résistance à la fatigue

Au terme des paragraphes précédents, l'étude de l'endommagement par fatigue a été abordée sous l'angle du suivi en surface des fissures. Cette section propose d'étudier le rôle des paramètres de la microstructure du matériau sur le comportement en fatigue.

#### III.7.1. Contribution des précipités de silicium et des intermétalliques

Rappelons que pour chaque direction de production, on note des abattements significatifs de la résistance à la fatigue en l'absence de traitement thermique (cf. Figure III-2). Sous réserve que chaque production EOS génère une microstructure équivalente d'une production à l'autre, on peut tout à fait faire l'hypothèse que l'état T6 a une meilleure résistance à la fatigue du fait de la présence des précipités de silicium présents dans le matériau ainsi que d'autres nano particules induites par ledit traitement thermique [102].

Afin d'étudier le rôle des précipités de silicium et des intermétalliques, deux éprouvettes sont analysées : Us-EOS-Bar-Z et Us-EOS-Bar-Z-T6. Dans un premier temps, il est important de noter l'aspect relativement lisse des faciès de rupture des éprouvettes non traitées, contre un aspect visiblement accidenté des faciès d'éprouvettes traitées thermiquement. Ces effets de topologie ont été mis en évidence par observations MEB de faciès de rupture et observations en microscopie optique des coupes transversales enrobées et polies telles que présentées sur les Figure III-28-a-2 et b-2. L'analyse de ces coupes polies permet d'associer le relief de la surface de rupture au mode de rupture. En l'occurrence, dans le cas des éprouvettes non traitées thermiquement (Figure III-28-a) il semble que la fissure se propage essentiellement en stade II dans le plan perpendiculaire à la direction de sollicitation, alors que dans les cas des éprouvettes

traitées, le mode de rupture est plus complexe. Cette étude propose l'hypothèse que les faciès d'éprouvettes T6 sont plus accidentés du fait de la présence des précipités qui auront tendance à interagir avec la propagation des fissures de fatigue. Pour appuyer cette hypothèse, l'approche adoptée est basée sur l'observation à très fort grossissement d'une lame MET prélevée dans la tête d'une éprouvette T6 après un essai de fatigue. L'analyse MET en Figure III-29 révèle la présence de dislocations dans la matrice d'aluminium, mais pas dans les précipités de silicium et intermétalliques riches en fer. L'absence de dislocations dans les précipités et intermétalliques suggère donc que ces derniers se comportent comme des barrières à la plasticité. Les fissures de fatigue ont alors tendance à contourner ces éléments d'où l'aspect très accidenté des faciès de rupture. De manière générale, il est ainsi possible d'attribuer la meilleure tenue en fatigue des éprouvettes T6 à la présence des précipités et intermétalliques aléatoirement répartis dans la matrice.

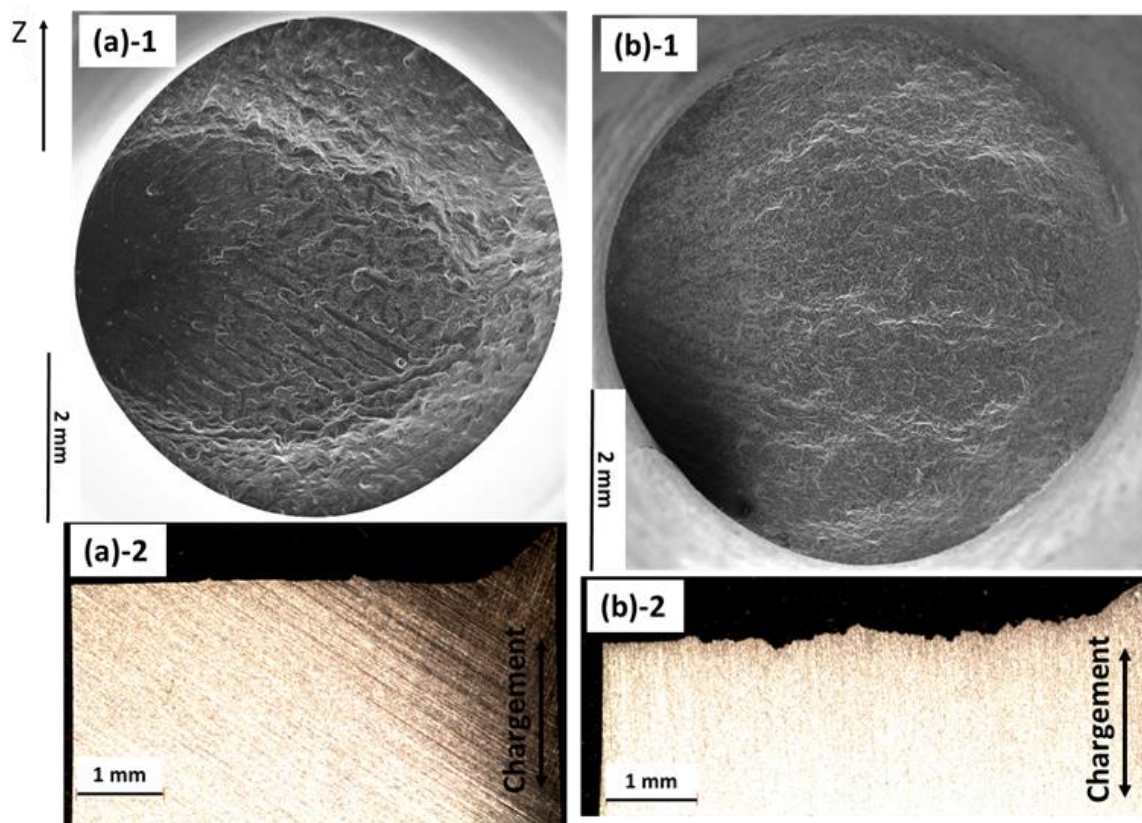


Figure III-28 : Illustration des différences observées sur les faciès de rupture avant et après T6. (a) éprouvette Us-EOS-Bar-Z, 115 MPa, 570 000 cycles. (a)-1 observation MEB du faciès de rupture, (a)-2 observation MO d'une coupe polie. (b) éprouvette Us-EOS-Bar-Z-T6, 110 MPa, 406 000 cycles. (b)-1 observation MEB du faciès de rupture, (b)-2 observation MO d'une coupe polie.

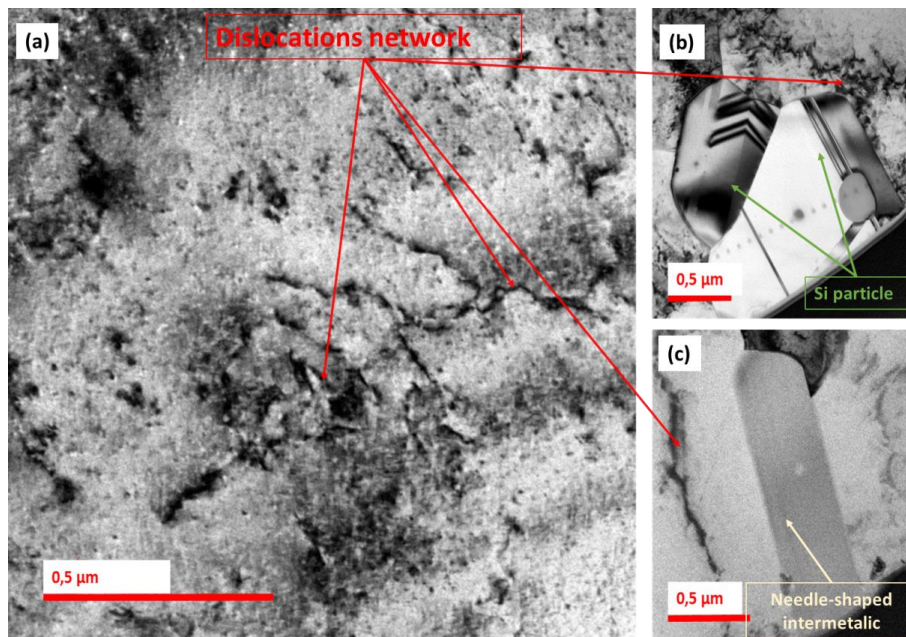


Figure III-29 : Micrographie en champ clair d'une lame MET prélevée à cœur d'une éprouvette T6 ayant subi un essai de fatigue. (a) mise en évidence des dislocations dans la matrice d'aluminium, (b) particule de silicium ne contenant pas de dislocations, (c) aiguille d'intermétallique également non chargée en dislocations[89].

### III.7.2. Contribution des grains cristallographiques

En présence de défauts on peut définir la limite de fatigue comme étant la contrainte seuil qui provoque la rupture des grains autour d'un défaut de taille et de morphologie données [111].

Dans cette partie, nous nous consacrons aux éprouvettes de production EOS. Nous savons désormais que même en présence de défauts, les éprouvettes ayant subi un traitement thermique T6 révèlent un effet de la direction de production. Dans cette étude, on considère que les défauts après T6 sont de tailles équivalentes et que la structure de précipitation est également équivalente, indépendamment de la direction de production. Sous ces hypothèses, seule la texture morphologique des grains cristallographiques, *a priori* inchangée après T6, permet d'expliquer les effets de direction de production observés. Au chapitre précédent nous avons vu que la taille des grains est nettement plus petite dans le plan de lasage XY, comparativement aux plans perpendiculaires XZ et YZ. Vu la morphologie des grains, il est pertinent de considérer que la taille de ces derniers est intermédiaire dès lors que l'on se place dans un plan bissecteur médian entre le plan de lasage et un plan perpendiculaire. Afin d'évaluer l'influence de la cristallographie sur la tenue en fatigue, il est proposé ici une analyse à fort grossissement des faciès de rupture en fatigue pour les configurations Us-EOS-Bar-Z-T6, Us-EOS-Bar-alpha45-T6 et Us-EOS-Bar-Z-T6. La Figure III-30 présente le cas d'une éprouvette du lot Us-EOS-Bar-alpha45-T6. On peut noter sur la Figure III-30-b des marques de propagation cristallographiques du site d'amorçage qui est difficile à identifier dans ce cas.



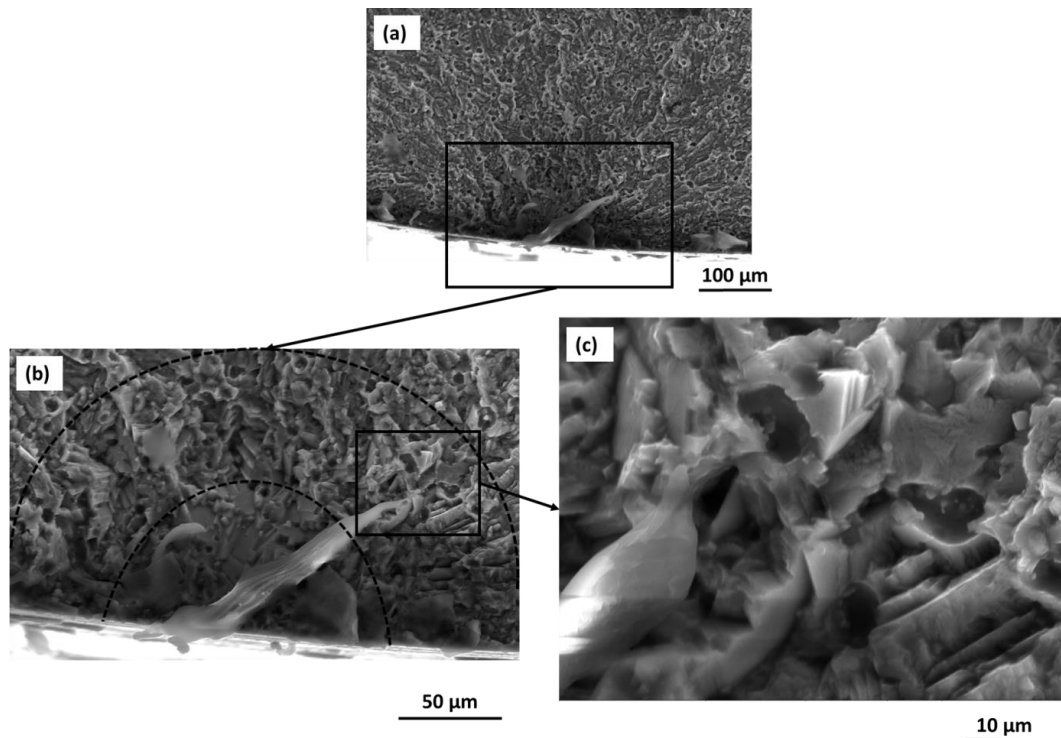


Figure III-30 :Faciès de rupture d'une éprouvette Us-EOS-Bar-alpha45-T6 (130 MPa, 500 000 cycles à rupture), (a) vue d'ensemble d'un domaine d'endommagement par fatigue, (b) premiers stades de l'endommagement avec des marques de propagation cristallographiques, (c) image à fort grossissement mettant en évidence des facettes dans la zone de propagation.

### III.7.3. Proposition d'un basé sur le rôle de la microstructure dans la tenue en fatigue

Les melt-pools étant constituées de l'organisation de cellules dendritiques plus ou moins grossières, il est proposé dans cette étude d'analyser leur impact en fatigue en s'appuyant sur l'effet de la SDAS des alliages équivalents de fonderie. Selon les travaux de *Wang et al* [79] ou plusieurs autres auteurs [36], [38], [67], en l'absence de défauts et à iso-taille de grains, une SDAS fine s'accompagne d'une meilleure tenue en fatigue. Dans le cas de l'AlSi10Mg de fabrication additive, cette section va tenter d'aborder deux questions :

- Comment expliquer qu'en l'absence de traitement T6, la tenue en fatigue est équivalente entre les éprouvettes Us-EOS-Bar-XY et Us-EOS-Bar-Z ?
- Quelle explication donner à la différence révélée entre les différentes directions de production, après traitement thermique ?

En s'appuyant sur la caractérisation du matériau faite au chapitre 2 de ce manuscrit, cette étude propose donc d'expliquer l'anisotropie observée sur la résistance à la fatigue par un scénario basé sur le franchissement des barrières microstructurales aux échelles des melt-pools et des grains au sens de la cristallographie. À l'état T6, seule la taille caractéristique des grains entre en jeu alors qu'à l'état non T6 l'effet de la cristallographie est annihilé par l'effet des melt-pools.



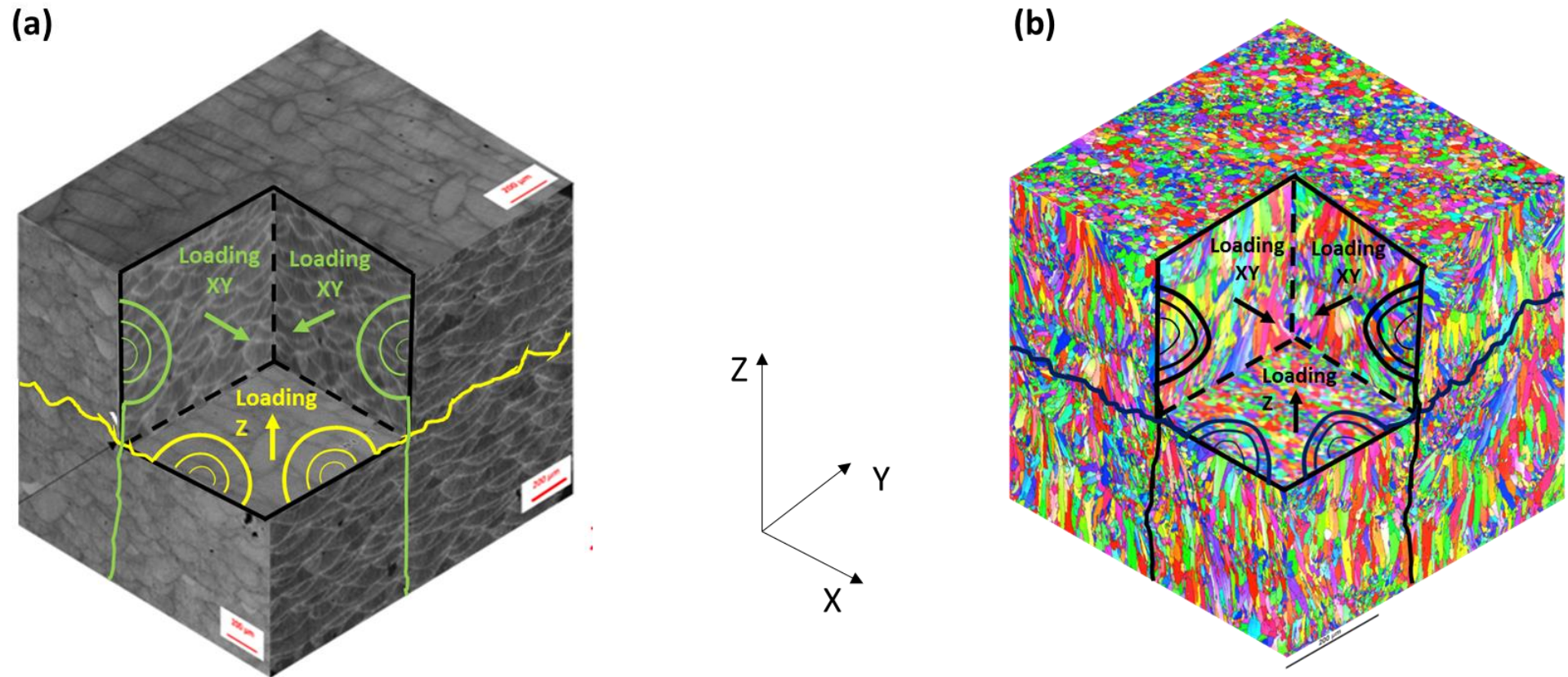


Figure III-31: Imagerie 3D de la microstructure à l'échelle des melt-pool (a : optique) et des grains cristallographiques (b : EBSD) et illustration d'un scénario expliquant la différence observée en termes de résistance à la fatigue entre les éprouvettes XY et Z, (a) prise en compte de la taille des melt-pools, (b) prise en compte de la taille des grains[89].

Le scénario proposé en Figure III-31 repose sur le fait que les fissures de fatigue doivent plastifier suffisamment de barrières microstructurales avant de se propager. D'après ce scénario, dans le cas Z-T6 les phénomènes d'endommagement par fatigue sont retardés par des grains plus fins contrairement au cas XY-T6. Dans le plan de lasage, la fissure devra plastifier plus de grains que dans les plans perpendiculaires. Ainsi, dans le plan de lasage (éprouvette Z), le nombre important de grains est forcément associé à une forte probabilité de présence de grains orientés défavorablement qui auront pour effet de retarder les phénomènes d'amorçage. Il faudra donc une contrainte plus élevée pour que s'amorcent les fissures dans le cas d'éprouvettes Us-EOS-Bar-Z-T6. Ce phénomène est toujours valide en l'absence de traitement T6 mais il est connu que la structure dendritique joue un rôle important dans la tenue en fatigue des aluminiums. En effet, une SDAS fine est souvent associée à une limite de fatigue élevée [21], [38], [52]. En conséquence, toutes choses par ailleurs égales, la présence des melt-pools peut être étudiée comme la SDAS de fonderie. Ces melt-pools sont plus grandes dans le plan de lasage (éprouvettes Z non T6) que dans les plans perpendiculaires (éprouvettes XY non T6). Par analogie à la fonderie, ces melt-pools plus grandes dans des éprouvettes Z, ce qui a pour conséquence d'annihiler l'effet bénéfique des grains fins. A contrario, dans le cas d'éprouvettes XY non T6, des melt-pools plus fines pourraient réduire l'effet néfaste des grains plus allongés.

Somme toute, le scénario proposé suppose que c'est la combinaison de ces ensembles d'évènements antagonistes qui expliquerait l'égalité de limite de fatigue observée entre les configurations XY ; le T6 gommant les melt-pools à l'échelle de la structure dendritique, laissant des grains inchangés, la différence observée entre les éprouvettes XY et Z serait principalement due à l'anisotropie de morphologie cristallographique.

### III.8 Application de quelques critères de fatigue

#### III.8.1. Prise en compte de la contrainte moyenne en présence de défauts

Rappelons que les chargements de fatigue sont définis par l'amplitude de la contrainte et la contrainte moyenne. Les essais présentés jusqu'ici ont été menés à contrainte moyenne nulle. Dans cette partie, il est question d'évaluer, à iso-défaut, dans le cas des éprouvettes de production EOS, l'influence d'une contrainte moyenne positive sur la résistance à la fatigue. Le rapport de charge choisi est  $R = 0,1$  qui est couramment utilisée en contexte aéronautique.

Seule l'orientation XY est abordée pour quantifier l'abattement de la courbe S-N. Six éprouvettes sont testées. Les niveaux de contrainte sont choisis de façon à rester dans le domaine d'endurance limitée. On note sur la Figure III-32 une diminution significative de la résistance à la fatigue.

Tous les faciès de rupture ont été analysés. La rupture est toujours due aux défauts surfaciques dont les tailles varient entre 40 et 100  $\mu\text{m}$ . Les défauts rencontrés sont donc identiques à ceux jusqu'ici rencontrés dans les autres éprouvettes de productions EOS qui ont été testées à  $R = -1$ . Ainsi la diminution observée est principalement due un effet de la contrainte moyenne.

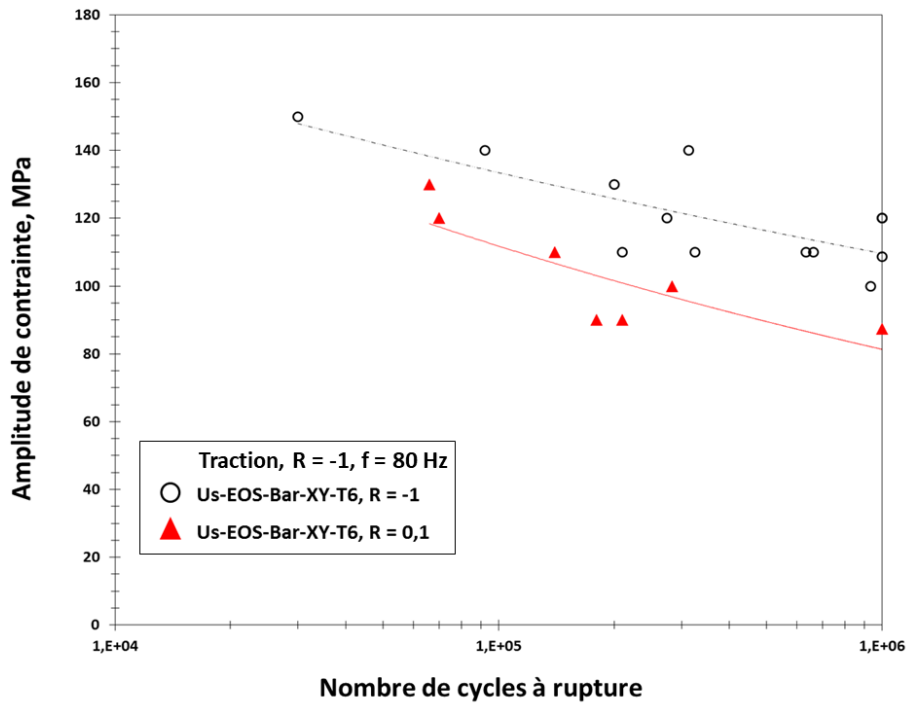


Figure III-32 : Influence du rapport de charge sur la résistance à la fatigue.

Afin d'évaluer l'effet des contraintes moyennes, des limites de fatigue ont été déterminées à R = 0,1 par la méthode par palier. Les essais ont été menés pour les productions Us-EOS-Bar-(Z/XY) -T6, Us-EOS-Bar-XY. Les résultats obtenus sont répertoriés dans le Tableau III-8. Les abattements de limites de fatigue y sont quantifiés pour chacune des références considérées. Les abattements observés sont principalement dus à la contrainte moyenne vu que les tailles des défauts mesurées sur faciès sont équivalentes. Il semble alors que le matériau est d'autant plus sensible à la contrainte moyenne que sa résistance à la fatigue à R = -1 est grande.

Tableau III-8: Évaluation de l'effet d'une contrainte moyenne positive sur la limite de fatigue.

Référence	$\sigma_{D-1}^{ta} (MPa)$	Défauts ( $\mu m$ )	$\sigma_{D0,1}^{ta} (MPa)$	Défauts ( $\mu m$ )	Différence (%)
Us-EOS-Bar-Z-T6	142	65	82		27
Us-EOS-Bar-XY-T6	115	84	92	65	20
Us-EOS-Bar-Z	100	60	/	/	/
Us-EOS-Bar-XY	108	50	81		15

Afin d'étendre l'analyse de la contrainte moyenne pour tout rapport de charge positif, trois critères analytiques sont identifiés et représentés de manière à construire le diagramme classique de Haigh-Goodman :

- Goodman
- Soderberg
- Gerber

Ces critères sont identifiés à partir des limites de fatigue à  $R = -1$  et les données de traction monotones obtenues expérimentalement. Les courbes analytiques sont ainsi construites et reportées sur la Figure III-33. Pour modéliser l'effet des contraintes moyennes dans le domaine de la compression nous nous sommes basés sur les travaux d'*Aboulkhair et al.*[31] ainsi que de *Chou et al.*[112] qui montrent que le durcissement structural de la matrice dû au T6 a pour effet d'induire un abattement de la limite d'élasticité de compression par rapport à la limite d'élasticité en traction. À l'état T6, les abattements de limite d'élasticité quantifiés sont situés entre 30 et 35% par rapport à l'état non T6. Pour ce même état de microstructure, la résistance mécanique en traction est comparée à la résistance mécanique en compression correspondant à 25% de déformation plastique. Selon *Aboulkhair et al.*[31] on note que la résistance mécanique en compression (environ 466 MPa) est supérieure d'environ 60% à la résistance mécanique en traction.

D'autre part, la résistance mécanique en compression des travaux de *Chou et al.*[112] qui est de l'ordre de 320 MPa après T6 est du même ordre de grandeur que la résistance mécanique en traction obtenue dans cette étude (entre 300 et 350 MPa). Selon les travaux d'*Aboulkhair et al.*[31], en l'absence de traitement thermique, la limite d'élasticité en compression est augmentée d'environ 18% par rapport à la limite d'élasticité en traction (50% par rapport à cette étude), contre environ 80% quand on compare la limite d'élasticité en compression de *Chou et al.*[112] à la limite d'élasticité en traction obtenue dans cette étude. Pour ce qui est de la résistance mécanique du matériau n'ayant pas subi de T6, en considérant toujours pour référence les résultats de cette étude, la résistance mécanique en compression est deux fois plus grande en compression selon *Aboulkhair et al.*[31] contre environ 1,4 fois selon *Chou et al.*[112]. Le Tableau III-9 regroupe l'ensemble des données nécessaires à la construction du diagramme DVM.

Tableau III-9 : Synthèse des données pour modéliser l'effet de la contrainte moyenne sur la limite de fatigue de l'AlSi10Mg de fabrication additive.

Référence	$R_{m,t}$	Coefficient appliqué	$R_{m,c}$	$R_{e,t}$	Coefficient appliqué	$R_{e,c}$
Us-EOS- Bar-Z-T6	315(+/-15)	1	315(+/-15)	268(+/- 12)	0,7	187(+/-8)
Us-EOS- Bar-XY-T6	338(+/-7)	1	338(+/-7)	280(+/-5)	0,7	196(+/-4)
Us-EOS- Bar-XY	328(+/-2)	1,4	460	209(+/-1)	0,82	171(+/-1)

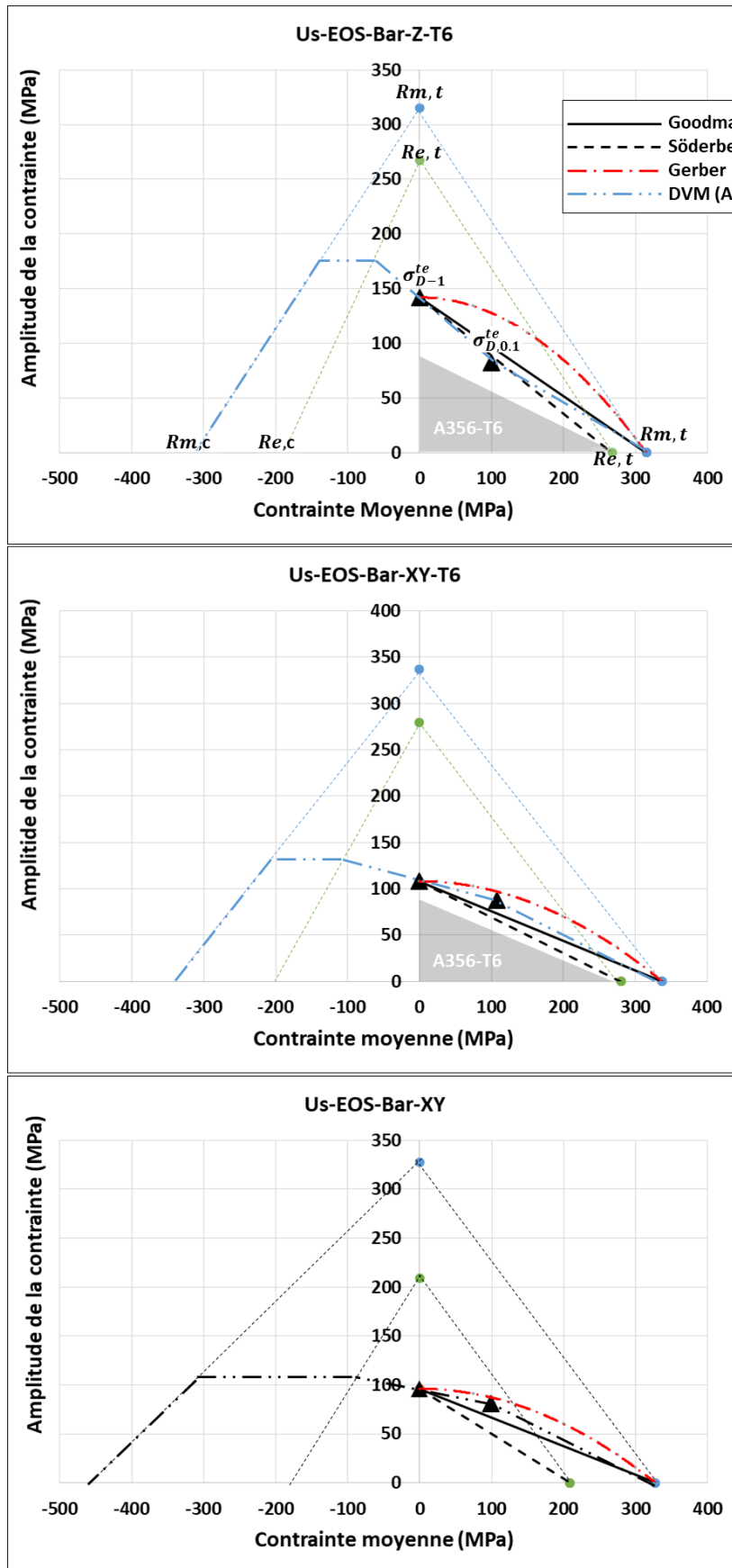


Figure III-33 :Évolution de la limite de fatigue en traction uniaxiale en fonction de la contrainte moyenne, comparaison avec l'A356-T6 de fonderie [52]. (a) Us-EOS-Bar-Z-T6, (b) Us-EOS-Bar-XY-T6, (c) Us-EOS-Bar-XY.

En s'appuyant sur les travaux de la littérature et à partir des limites de fatigue déterminées à  $R = 0,1$  les diagrammes de types DVM (expérimentaux) sont donc construits pour chacune des trois configurations étudiées. Nous faisons un choix très drastique sur la résistance mécanique en compression et moindre sur la limite d'élasticité. Pour cela, cette étude propose une égalité entre traction et compression pour la résistance mécanique dans le cas T6 et un abattement de limite d'élasticité de 30% par rapport à la traction. En l'absence de T6, on considère un abattement de 18% sur la limite d'élasticité et une augmentation de 40% sur la résistance mécanique.

Dans le domaine des contraintes moyennes positives, les courbes DVM expérimentales sont comparées aux critères de Goodman, Söderberg et Gerber. La configuration Us-EOS-Bar-Z-T6 s'écarte des limites des critères et se situe proche de la droite de Söderberg. En revanche, on note que les configurations Us-EOS-Bar-XY-T6 et Us-EOS-Bar-XY se situent relativement proche de la droite de Goodman. De façon globale, le faible nombre de résultats expérimentaux ne facilite pas l'analyse de l'effet de la contrainte moyenne sur la limite de fatigue, mais il semble tout de même que la droite de Goodman soit la plus adaptée pour dimensionner l'AlSi10Mg de fabrication additive.

### III.8.2. L'approche de Murakami

Afin d'évaluer l'effet de la dureté, le critère de *Murakami et Endo*[80] a été simulé en considérant la micro et la macro dureté en présence de défauts.

Les défauts sont tous assimilables à des sphères. Le facteur d'intensité de contrainte est donc proportionnel au paramètre  $\sqrt{aire}$ . Dans le cas d'un matériau présentant des défauts surfaciques, le critère s'écrit :

$$\sigma_w = \frac{1.43(Hv + A)}{\sqrt{aire}^{1/6}} \cdot \left(\frac{1 - R}{2}\right)^\alpha$$

Avec  $R$  le rapport de chargement,  $Hv$  la dureté du matériau,  $A$  une constante liée au matériau et  $\alpha$  un paramètre du matériau qui dépend de la dureté.

$$\alpha = 0.226 + Hv \cdot 10^{-4}$$

Dans le cas de la traction purement alternée, le critère s'écrit :

$$\sigma_D = \frac{1.43(Hv + A)}{\sqrt{aire}^{1/6}}$$



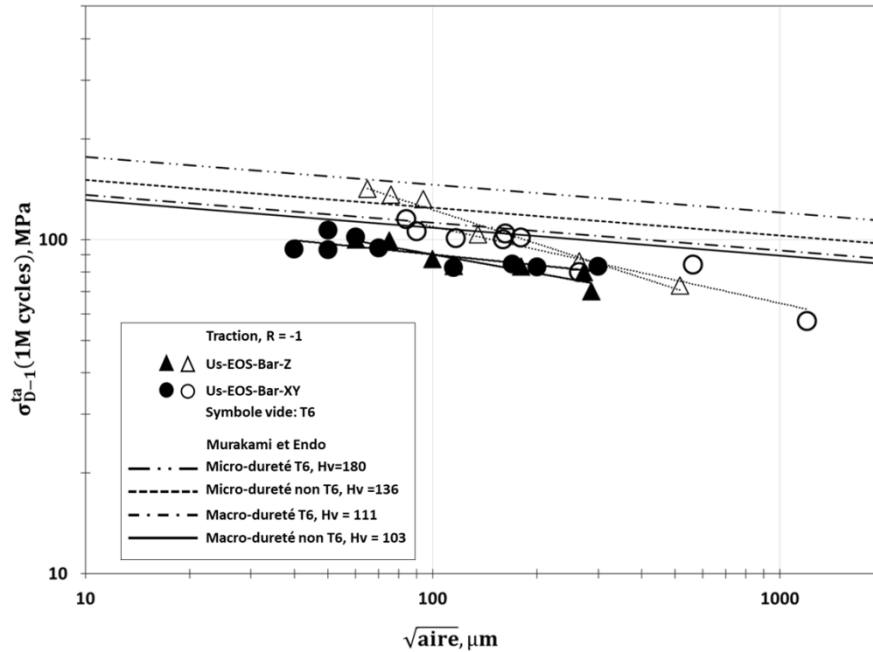


Figure III-34 : Simulation de la limite de fatigue en présence de défauts pour des valeurs extrêmes de dureté.

Pour le peu de résultats expérimentaux de cette étude, le critère a été calculé pour des valeurs extrêmes de micro et macro-dureté. La comparaison des résultats expérimentaux à ceux du calcul analytique montre que le critère de Murakami, tel qu'appliqué, décrit relativement bien les pentes pour le matériau non traité. Mais il semble que la micro et la macro-dureté ne soient pas suffisantes pour décrire l'influence de la microstructure sur la limite de fatigue. Dans le cas du matériau non traité, la prédiction de la limite de fatigue selon le critère de Murakami nécessite l'application d'un coefficient de sécurité. Pour ce qui est du matériau traité thermiquement, le critère de Murakami est non conservatif.

### III.8.3. L'approche DSG

Dans cette partie, on se propose de calculer le champ de contrainte autour des défauts critiques et de prédire la limite de fatigue des éprouvettes à défauts. Pour cela, l'approche DSG [81] est déployée. Dans sa formulation, le critère DSG présenté au chapitre bibliographique prévoit au préalable de calculer la contrainte équivalente  $\sigma_{eq,M}$  au point chaud du défaut contenu dans une éprouvette sollicitée par une contrainte donnée. Le calcul de la contrainte équivalente nécessite l'implémentation d'un critère multiaxial qui rende compte de la triaxialité du champ de contrainte autour des défauts. Pour le critère choisi, on identifie l'autre paramètre  $a_V$  qui rend compte de la distance effective de l'influence du défaut. L'Équation 39 est un rappel de la formulation du critère DSG :

$$\sigma_V = \sigma_{eq,M} - a_V \frac{\sigma_{eq,M} - \sigma_\infty}{\sqrt{\text{aire}}} = \beta \quad \text{Équation 39}$$

Au seuil de rupture, il y a égalité entre la contrainte donnée par le critère DSG et la contrainte seuil :

D'où l'expression du paramètre  $a_{\nabla}$  :

$$a_{\nabla} = \sqrt{aire} \cdot \frac{\sigma_{eq,M} - \beta}{\sigma_{eq,M} - \sigma_{\infty}} \quad \text{Équation 40}$$

Dans cette étude, l'application du critère DSG se fait pour des défauts assimilables à des sphères. Dans ce cas pour une sollicitation uniaxiale dans la direction 11, le champ local des contraintes est obtenu en appliquant un facteur de concentration de contrainte suivant le tenseur  $\sigma_{loc}$  [52].

$$\sigma_{loc} = \begin{bmatrix} 2,05 & 0 & 0 \\ 0 & 0,136 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad \text{Équation 41}$$

Plusieurs critères multiaxiaux peuvent être implémentés pour identifier les paramètres du critère DSG et calculer la contrainte équivalente. On peut utiliser les critères de type Dang Vang et Findley qui nécessitent la recherche du plan de scission critique, ou alors les critères de type Crossland. Pour le besoin de cette étude, l'approche DSG sera employée en s'appuyant uniquement sur le critère de Crossland.

Les paramètres du critère de Crossland sont déterminés pour le matériau sain au sens de cette étude. Pour chacune des configurations étudiées, il s'agit de l'éprouvette contenant certes un défaut mais dont la limite de fatigue est la plus grande. Cette étude fait l'hypothèse forte que cette éprouvette correspond au matériau sain ; en d'autres termes, on considère que l'on se situe aux limites du procédé.

$$\alpha_{cr} = \frac{3 \cdot (\sigma_{D-1}^{ta} - \sigma_{D0,1}^{ta})}{\sqrt{3} \cdot (2 \cdot \sigma_{D0,1}^{ta} - \sigma_{D-1}^{ta})} \quad \text{Équation 42}$$

Et

$$\beta_{cr} = \frac{\sigma_{D-1}^{ta}}{\sqrt{3}} + \alpha_{cr} \frac{\sigma_{D-1}^{ta}}{3} \quad \text{Équation 43}$$

Avec ces paramètres et en s'appuyant sur les définitions des deux invariants du tenseur des contraintes, on en déduit la contrainte équivalente de Crossland  $\sigma_{eq,M}$  au point « chaud » du défaut. Le paramètre  $a_{\nabla}$  du critère DSG en découle en appliquant l'Équation 40.

Ce paramètre correspond à la taille du défaut contenu dans le matériau réputé sain. Le paramètre  $\beta_V$  correspond à la limite de fatigue pour un défaut qui génère un abatement d'au moins 10% par rapport à la limite de fatigue du matériau sain et  $\sigma_\infty$  est calculée pour cette même éprouvette par le critère de Crossland. Le critère DSG est identifié pour trois microstructures (Us-EOS-Bar-Z-T6, Us-EOS-Bar-XY-T6, et Us-EOS-Bar-(XY/Z)-T6. Les données d'identification et les grandeurs identifiées sont répertoriées dans le Tableau III-10. On peut noter que le paramètre  $a_V$  identifié dans chaque configuration est supérieure à la réalité expérimentale (cf. Figure III-35).

Tableau III-10 : Identification du paramètre  $a_V$  du critère DSG à l'aide du critère de Crossland.

Référence	$\sigma_{D-1}^{ta}(sain)$ MPa	$\sigma_{D0,1}^{ta}(sain)$ (MPa)	$\sigma_{D-1}^{ta}(déf)$ (MPa)	$\alpha_{cr}$	$\beta_{cr}(MPa)$	$a_V(\mu m)$
Us-EOS-Bar-Z-T6	142	104	86 (264 $\mu m$ )	0,74	117	100
Us-EOS-Bar-XY-T6	115	88	80 (264 $\mu m$ )	0,58	89	152
Us-EOS-Bar-XY/Z	106	81	83 (200 $\mu m$ )	0,59	82	146

Sur la Figure III-35, indépendamment de l'état de la microstructure (T6 ou non) il est possible d'identifier deux régions. La première région correspond aux défauts supérieurs à 300  $\mu m$  où le critère DSG décrit relativement bien les résultats expérimentaux, ici interpolés par la méthode des moindres carrés. La deuxième région correspond aux défauts inférieurs à 300  $\mu m$ . Dans ce domaine, le critère est davantage non conservatif à mesure que la taille des défauts diminue. Sachant qu'il y a un effet de la direction de production après traitement T6, deux simulations du critère DSG sont proposées dans ce cas, comme indiqué sur la Figure III-35-a.

Dans le cas T6, on peut noter que, dans la formulation actuelle, l'approche DSG ne permet pas de modéliser la limite de fatigue pour les deux directions d'éprouvettes. Aussi, pour des défauts inférieurs à 200  $\mu m$ , dans le cas T6, on note que le critère DSG prévoit une meilleure tenue en fatigue des éprouvettes Us-EOS-Bar-XY-T6 ; ce qui est en contradiction avec les résultats expérimentaux.

En revanche, sachant qu'il n'y a pas d'effet notable de la direction de production sur le matériau non traité T6, une seule simulation du critère DSG est proposée dans ce cas. Sur la Figure III-35-b, on peut également noter que l'approche DSG actuelle ne permet pas de prédire la limite de fatigue du matériau non traité. Dans la suite de ce chapitre, il est proposé une adaptation de l'approche DSG à l'AlSi10Mg de fabrication additive. L'adaptation proposée repose sur la contribution des tailles caractéristiques des grains cristallographiques qui conservent leur caractère de forte anisotropie après T6.

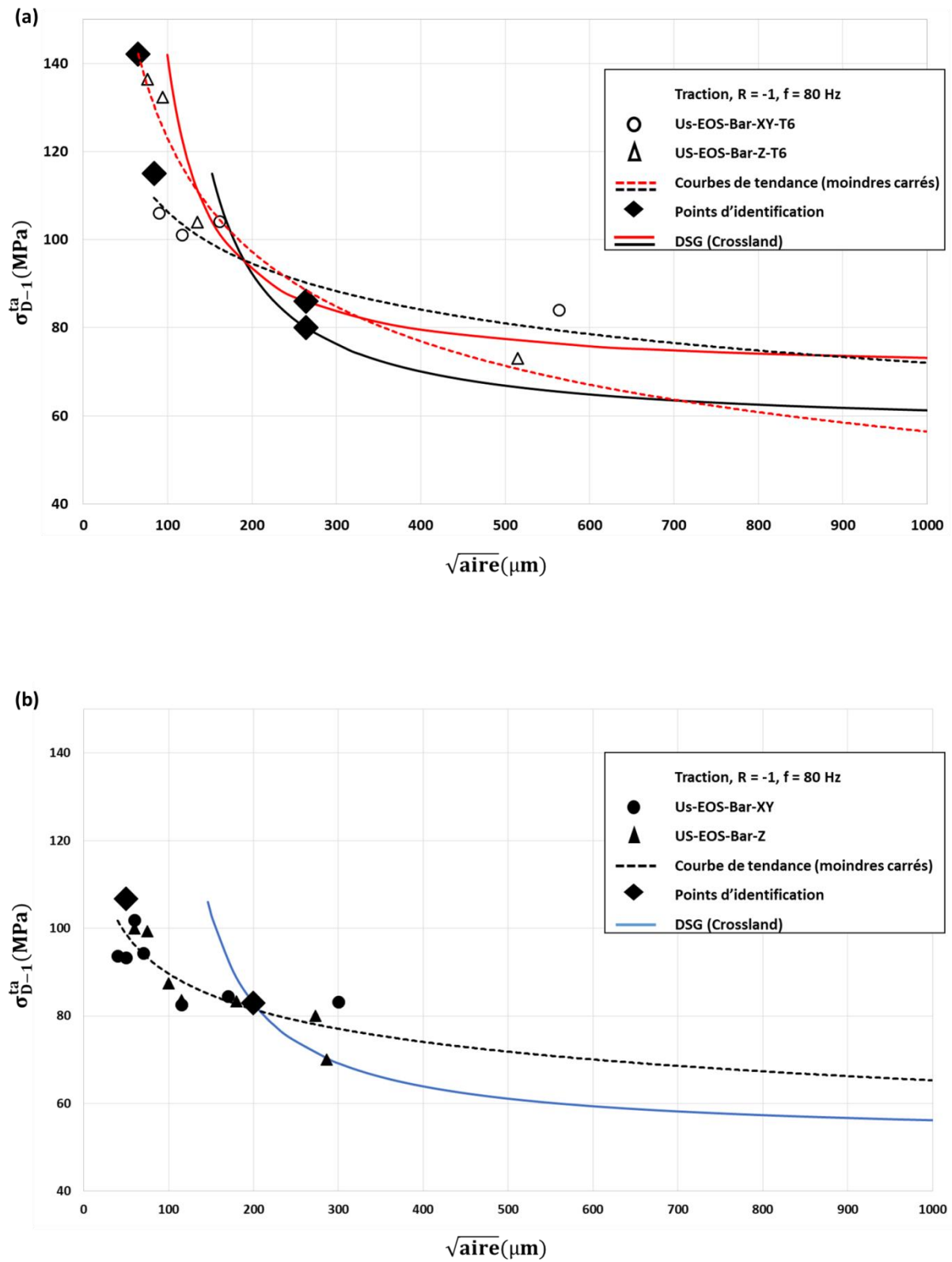


Figure III-35 : Simulation de l'approche DSG à l'aide du critère de Crossland, (a) cas T6, (b) cas non T6.

## III.8.4. Adaptation de l'approche DSG au matériau d'étude

Il a été vu au chapitre précédent que le traitement T6 redistribue le silicium eutectique, gommant ainsi les effets d'anisotropie à l'échelle des melt-pools et de la DAS. En revanche, la texture de morphologie cristallographique est inchangée. De ce fait, rappelons ici que la différence de tenue en fatigue entre les configurations Us-EOS-Bar-Z-T6 et Us-EOS-Bar-XY-T6 est essentiellement due aux grains [89]. La limite de fatigue étant définie en présence de défauts comme étant la contrainte seuil qui conduit à la plastification des grains entourant le défaut, l'approche DSG est alors adaptée pour évaluer l'effet de la cristallographie sur la limite de fatigue. Afin de valider que la taille des grains impacte la limite de fatigue, des essais sur des tailles de grain intermédiaires menés dans la configuration Us-EOS-Bar-Alpha45-T6 ont également conduit à des résultats intermédiaires (cf. Figure III-1). Pour adapter l'approche DSG dans le cas T6, la cible sera donc la taille des grains.

Sur un cliché EBSD, la distance caractéristique des grains est mesurée par intersection des joints de grains et un segment tracé dans la direction d'intérêt (cf. Figure III-36). La distance caractéristique moyenne est obtenue en divisant la longueur du segment par le nombre total d'intersections. Dans ce paragraphe nous considérons les tailles moyennes.

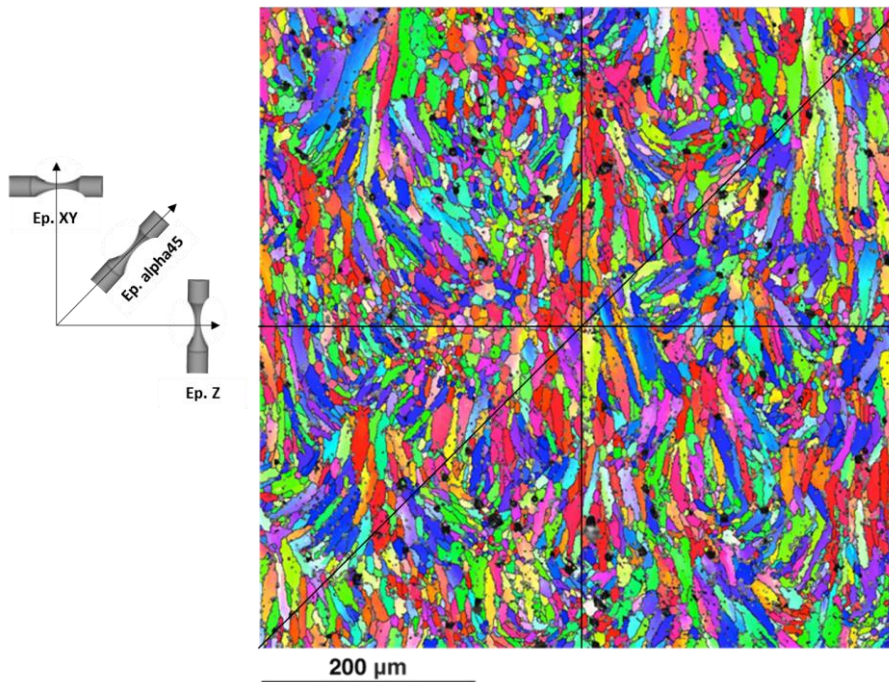


Figure III-36: Protocole de mesure de la longueur caractéristique d'un grain, selon l'orientation de l'éprouvette.

Ne disposant pas de valeur de la limite de fatigue pour les défauts artificiels dans la configuration Us-EOS-Bar-Alpha45-T6, il est ici supposé qu'un défaut de  $264 \mu\text{m}$  conduit à une limite de fatigue également située entre celles des configurations Us-EOS-Bar-Z-T6 et Us-EOS-Bar-XY-T6 : entre 80 MPa et 86 MPa. Nous considérons ici la valeur médiane. Pour la configuration Us-EOS-Bar-alpha45-T6, la limite de fatigue à  $R = 0,1$  est estimée en appliquant un abattement de 25% par rapport à la limite de fatigue à  $R = -1$ . L'abattement appliqué est issu de l'abattement observé pour les configurations Us-EOS-Bar-Z-T6 et Us-EOS-Bar-XY-T6.

Tableau III-11 : Identification du paramètre  $a_{\nabla}$  du critère DSG à l'aide du critère de Crossland pour différentes tailles moyennes de grains.

Référence	$\sigma_{D-1}^{ta}$ (sain) (MPa)	$\sigma_{D0,1}^{ta}$ (sain) (MPa)	$\sigma_{D-1}^{ta}$ (264 $\mu\text{m}$ ) (MPa)	Taille de grains ( $\mu\text{m}$ )	$\alpha_{cr}$	$\beta_{cr}$ (MPa)	$a_{\nabla}$ ( $\mu\text{m}$ )
Us-EOS- Bar-Z-T6	142	104	86	7	0,74	117	100
Us-EOS- Bar- alpha45- T6	132	99	83	12	0,65	105	113
Us-EOS- Bar-XY- T6	115	88	80	16	0,58	89	146

À partir des données du Tableau III-11, le critère DSG est calculé pour les trois tailles de grains. Le critère est ensuite simulé dans chacun des trois cas. Les courbes obtenues sont représentées sur la Figure III-37. Il est alors possible de noter que, sous réserve de légers ajustements, chaque tendance proposée puisse modéliser toutes les tailles de défauts, ce qui tend à remettre en question la démarche proposée. Mais l'analyse d'un cliché EBSD dans le plan XZ montre qu'il est possible de trouver des grains de tailles variables dans les trois directions principales de l'endommagement. Ainsi, les mécanismes d'endommagement dépendraient aussi de la taille et de la position des défauts par rapport à une population de grains donnée. Les paramètres  $\beta_{cr}$  et  $\alpha_{cr}$  sont donc exprimés en fonction de la taille des grains :

$$\beta_{cr}(d) = \beta_0 e^{-d} \quad \text{Équation 44}$$

Et

$$\alpha_{cr}(d) = \alpha_0 e^{-d} \quad \text{Équation 45}$$

Où  $\alpha_0$  et  $\beta_0$  sont déterminés empiriquement.

Les lois identifiées sont regroupées au Tableau III-12. On note une bonne corrélation des résultats expérimentaux, avec des coefficients de corrélation proches de 1.

Tableau III-12 : Paramètre-fonctions utilisées pour l'adaptation de l'approche DSG aux éprouvettes ayant subi un traitement thermique T6.

	$\alpha_{cr}(d)$	$\beta_{cr}(d)$	$a_{\nabla}(d)$
Expressions	$0,90 e^{-0.027d}$	$146,25 e^{-0.030d}$	$72,96 e^{-0.041d}$
Coefficient de corrélation	0,999	0,976	0,931

Le critère est d'abord identifié pour la configuration Us-EOS-Bar-alpha45-T6 en considérant recalculé et représenté en Figure III-37. Comme proposé au troisième paragraphe de cette section, on considère qu'un défaut de 264  $\mu\text{m}$  induirait une limite de fatigue en traction/compression  $R = -1$  de 83 MPa. Dans ces conditions, le critère semble bien décrire les résultats expérimentaux pour des défauts de taille supérieurs à 160  $\mu\text{m}$ .



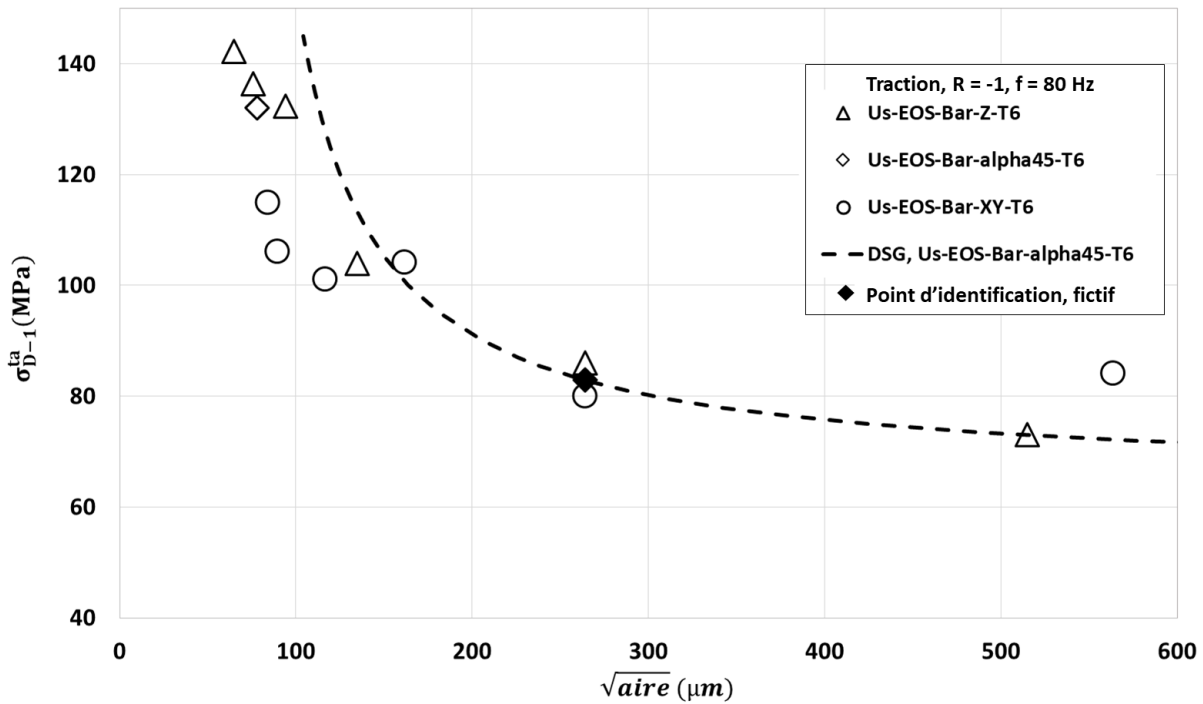


Figure III-37 : Évaluation de la prédictivité de l'approche DSG, identifiée pour une orientation d'éprouvette intermédiaire (Us-EOS-Bar-alpha45-T6).

Afin d'évaluer la sensibilité de l'approche DSG à la taille des grains, les lois d'évolution obtenues empiriquement pour les paramètres  $\beta_{cr}$  et  $\alpha_{cr}$  sont ensuite intégrées dans le paramètre  $a_{\nabla}$  de DSG et le critère DSG s'écrit alors en fonction de la taille des grains :

$$\sigma_{\nabla}(d) = \sigma_{eq,M}(d) - a_{\nabla}(d) \frac{\sigma_{eq,M}(d) - \sigma_{\infty}(d)}{\sqrt{aire}} \leq \beta_{\nabla}(d) \quad \text{Équation 46}$$

Le critère est alors calculé pour trois tailles de grains différentes. Les résultats sont représentés sur la Figure III-38. Il en ressort que :

Les trois tendances décrivent raisonnablement bien les résultats expérimentaux, mais divergent à mesure que la taille des défauts augmente. En d'autres termes, le critère est d'autant plus sensible à la taille caractéristique moyenne des grains, que la taille des défauts est élevée.

Sur tout le domaine de taille étudié, la prise en compte de la taille des grains cristallographiques permet de donner une bonne prédictivité des résultats expérimentaux dans un domaine de taille de grains compris entre 7 et 12  $\mu m$ . Cette formulation de l'approche DSG suggère alors qu'il ne faut pas nécessairement considérer les queues de distribution des tailles de grains. Les éprouvettes de test ont des défauts probablement entourés de grains fins (7 à 16  $\mu m$ ).

Dans le cas des éprouvettes non traitées thermiquement, pour des défauts de tailles supérieures à 160  $\mu m$ , on a une bonne prédictivité de la formulation de l'approche DSG

proposée (notamment pour des tailles de grains comprises entre 7 et 12  $\mu\text{m}$ ). On confirme alors qu'au-delà d'une certaine taille de défaut, la limite de fatigue n'est plus sensible à des considérations microstructurales mais essentiellement la taille des défauts.

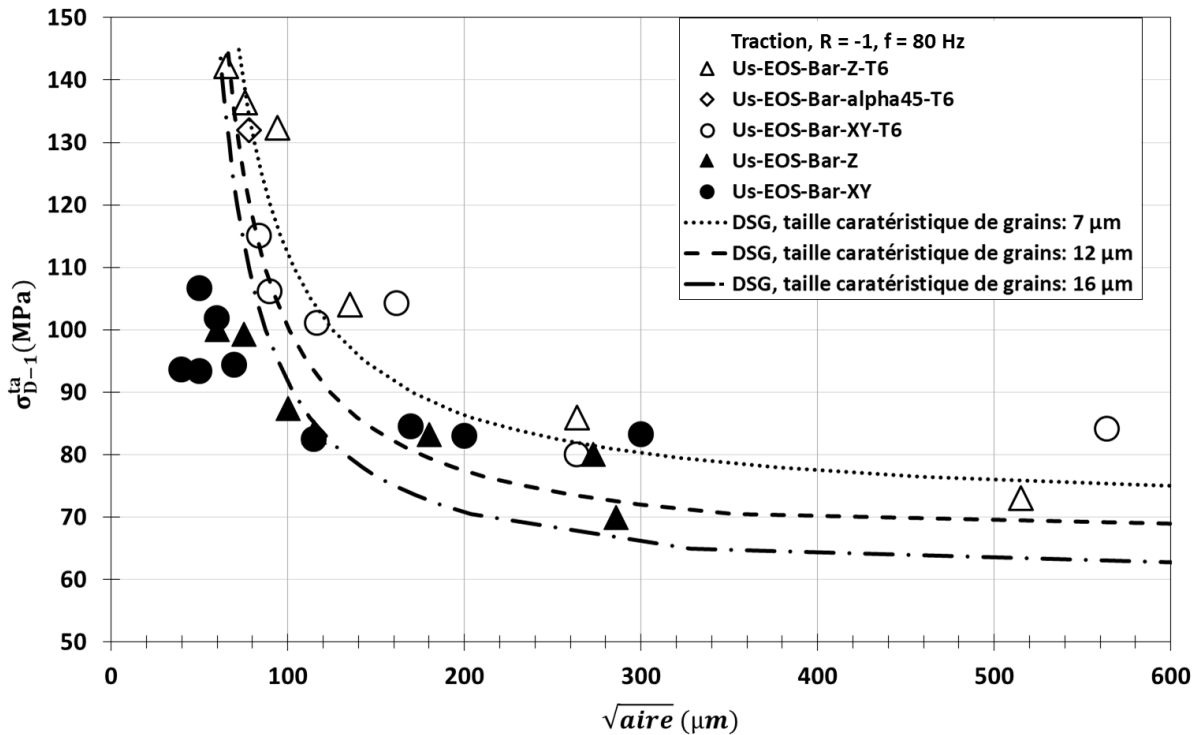


Figure III-38 : Adaptation de l'approche DSG au cas T6, comparaison avec le cas non T6 (symboles pleins).

Telle qu'identifiée, la nouvelle approche DSG semble raisonnablement bien décrire, l'évolution de la limite de fatigue en présence de défauts. Avec plus de points d'identification des fonctions-paramètres du critère, il sera possible de construire une démarche plus robuste. En l'absence de traitement thermique T6, pour des faibles tailles de défauts (inférieures à 100  $\mu\text{m}$ ), une démarche similaire à celle proposée précédemment peut être déployée cette fois en raisonnant sur la taille de la structure dendritique.

### III.9 Conclusion du chapitre III

Le but de ce chapitre était de contribuer à l'étude de l'endommagement par fatigue dans le cas d'éprouvettes usinées à cœur de barreaux en AlSi10Mg de fabrication additive. À cet effet le matériau Us-EOS-Bar-Z-T6 a été considéré comme référence, car disposant de meilleures propriétés de fatigue et non dépendantes des paramètres du procédé. Partant de cela, quelques constats généraux ont été établis, notamment sur les différents abattements de tenue en fatigue quantifiés selon que le matériau ait ou non subi un traitement T6. À ce stade, il a également été constaté que la direction de production a un faible effet sur la tenue en fatigue du matériau non traité T6, contrairement au cas T6 où il est possible d'évaluer des diminutions significatives de la limite de fatigue suivant la direction de production et cela même en présence de défauts. L'analyse des résultats expérimentaux a permis de montrer que l'amorçage des fissures de fatigue est toujours dû à la présence de défauts. L'analyse de la nocivité des défauts

a été abordée pour des défauts de type porosité ou lack-of-fusion, dans le cas du matériau traité T6 ou non, avec prise en compte de la direction et de la hauteur de production.

Par ailleurs, l'étude de l'endommagement par suivi en surface des répliques a permis de construire une loi de propagation pour les défauts naturels. À partir de cette loi, la durée de vie à l'amorçage a été estimée en présence de défauts.

La contribution de la microstructure (précipités de silicium et grains cristallographiques) a été abordée. Un scénario basé sur l'anisotropie de morphologie cristallographique, a été proposé pour expliquer les différences de comportement observées entre les éprouvettes Us-EOS-Bar-Z et Us-EOS-Bar-XY ayant subi un traitement T6.

En outre, afin de proposer une approche de dimensionnement en fatigue de l'AlSi10Mg de fabrication additive, en présence de défauts, l'évolution de la limite de fatigue en fonction de la contrainte moyenne a été simulée analytiquement par les diagrammes de Haigh-Goodman/DVM ; la prise en compte de dureté à deux échelles (macroscopique et microscopique) a été faite au travers du critère de Murakami. De même, l'approche DSG a été simulée. Une adaptation de l'approche DSG permettant de prendre en compte la taille des grains a été proposée pour le matériau T6 de l'étude. L'adaptation de l'approche DSG proposée semble bien décrire l'évolution de la limite de fatigue au matériau d'étude dans le cas T6, mais nécessite davantage de résultats expérimentaux afin de la rendre plus robuste.

# **IV. Chapitre IV : Fatigue des éprouvettes avec section utile brute de fabrication.**

Dans ce dernier chapitre, la tenue en fatigue pour des éprouvettes ayant des surfaces utiles non usinées est abordée. Pour cela, les surfaces usinées seront considérées comme des états de référence. Après quelques constats expérimentaux sur l'influence du protocole de suppression des supports de fabrication, de la direction de production et du traitement thermique T6, les faciès de rupture sont étudiés de façon à quantifier les sites d'amorçage en relation avec les défauts de surface et la rugosité (à l'échelle des particules de poudre ou de l'ondulation de surface). Une première analyse basée sur l'établissement de diagrammes de Kitagawa est donc proposée. Une démarche d'analyse est ensuite proposée pour comprendre la compétition entre rugosité et défauts de procédé, du point de vue de la limite de fatigue. La dernière partie de ce chapitre porte sur l'influence de quelques paramètres du procédé de fabrication, sur la limite de fatigue du matériau.

#### IV.1. Constats expérimentaux

##### IV.1.1. Influence du mode de retrait des supports de fabrication

Rappelons que certaines orientations d'éprouvettes ont été construites sur des supports de construction qu'il faut supprimer avant essais. Cette étude n'aborde pas en profondeur les effets d'intégrité de surface qui sont très différents entre une zone brute de fabrication et une zone meulée. Afin d'évaluer l'impact de la suppression des supports sur la tenue en fatigue, 23 éprouvettes des références Br-EOS-Bar-XY et Br-EOS-Bar-alpha45 ont été étudiées. Ces éprouvettes, de par leur configuration (cf. Chapitre II), ont été sujettes à la suppression des supports déjà présentés au chapitre 2 de ce manuscrit. Des essais de fatigue ont été menés sur ces éprouvettes. Après la rupture, telle que définie dans cette étude, une analyse visuelle macroscopique permet de classer les éprouvettes suivant deux lots : le premier correspond aux éprouvettes dont les sites d'amorçage se trouvent du côté de la zone meulée et le second correspond aux éprouvettes dont les sites d'amorçage se situent du côté de la surface brute de fabrication. Sur les 23 essais menés, les constats suivants ont été faits :

- 8 cas de rupture dans la zone où le meulage a été pratiqué pour supprimer les supports de construction ;
- Dans le cas du matériau ayant subi au préalable un traitement thermique T6, pour 15 essais réalisés, on note 4 cas de rupture dans la zone meulée. En revanche, pour les éprouvettes n'ayant pas subi de traitement T6, il y a 4 cas de rupture au meulage pour un total de 8 essais réalisés.
- Dans les cas des éprouvettes ayant subi un traitement thermique T6, sur 8 éprouvettes de type Br-EOS-Bar-XY-T6 on note 4 cas de rupture dans la zone meulée. Dans le cas Br-EOS-Bar-alpha45-T6, les quatre éprouvettes ont rompu à partir de la rugosité.
- En l'absence de traitement thermique T6, 4 essais ont été conduits pour les références Br-EOS-Bar-XY et 3 pour les références Br-EOS-Bar-alpha45 et les ruptures dans la zone meulée sont respectivement de 3 et 1.

Afin d'évaluer la sensibilité du matériau au meulage, des courbes SN ont d'abord été établies à l'état T6 pour les éprouvettes Br-EOS-Bar-XY-T6 ayant suivi le protocole de suppression des supports. 7 points expérimentaux sont représentés sur la Figure IV-1.

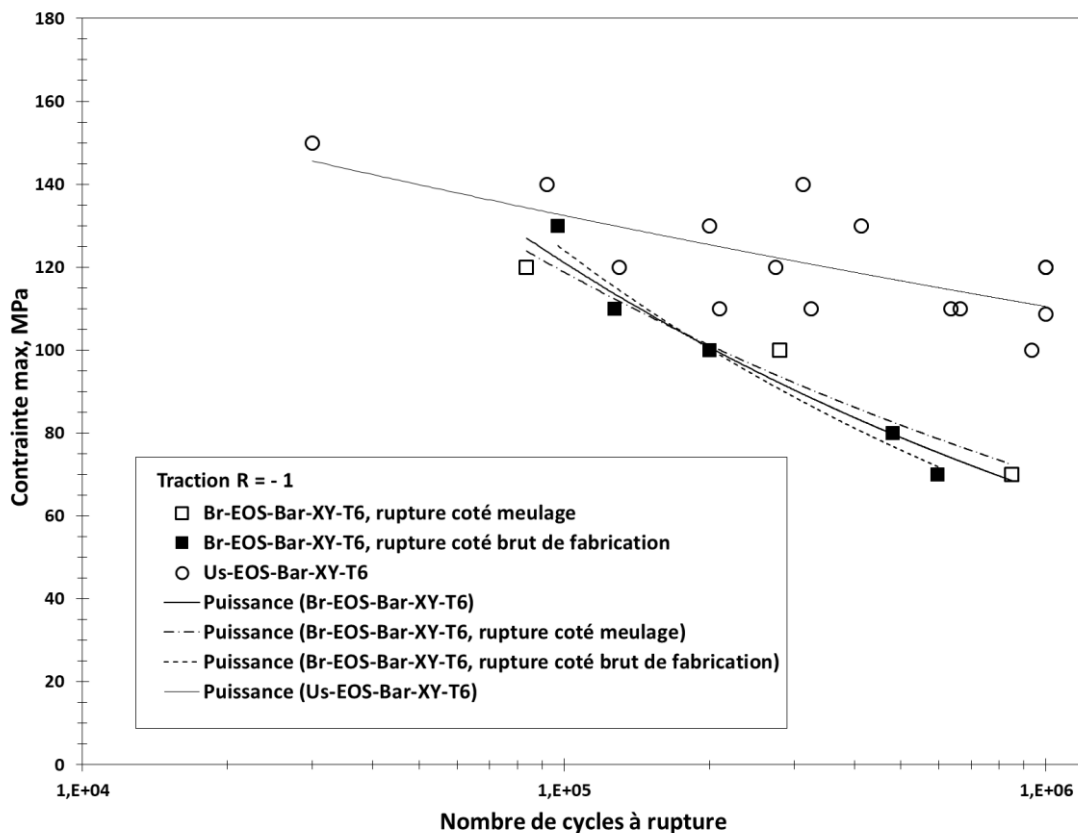


Figure IV-1: Durée de vie des éprouvettes Br-EOS-Bar-XY-T6 et classification par site d'amorçage (zone meulée ou zone avec surface brute de fabrication).

Sur la Figure IV-1, une courbe de tendance globale, en trait continu, a été tracée pour rendre compte de l'ensemble des résultats expérimentaux. Les deux autres courbes de tendance, en traits interrompus, sont tracées respectivement pour les cas de rupture sur surfaces meulées ou sur surfaces brutes de fabrication. Il est difficile au vu du nombre limité de points expérimentaux de dégager une tendance quant à l'influence du protocole de suppression des supports sur la durée de vie en fatigue. On peut cependant noter l'absence d'effet marqué et une faible dispersion des résultats. Sur la Figure IV-2, les résultats des éprouvettes de références Br-EOS-Bar-alpha45-T6 ayant subi le protocole de suppression des supports sont comparés à ceux des références Br-EOS-Bar-XY-T6. Dans le cas des éprouvettes Br-EOS-Bar-alpha45-T6, une seule a été rompue dans la zone meulée. Il n'est donc pas possible de dégager une tendance des résultats que l'on peut associer au mode de suppression des supports. On note tout de même un point de faible durée de vie, dont la rupture a été occasionnée par la suppression des supports de fabrication. L'analyse du faciès de rupture de cette éprouvette montre un cas d'amorçage multiple sur des défauts de surface. Alors que dans le cas d'une éprouvette Br-EOS-Bar-alpha45-T6 sollicitée à la même contrainte, et dont le site d'amorçage se situe du côté de la surface brute de fabrication, l'analyse du faciès de rupture montre un site d'amorçage unique assimilable à l'ondulation de surface.



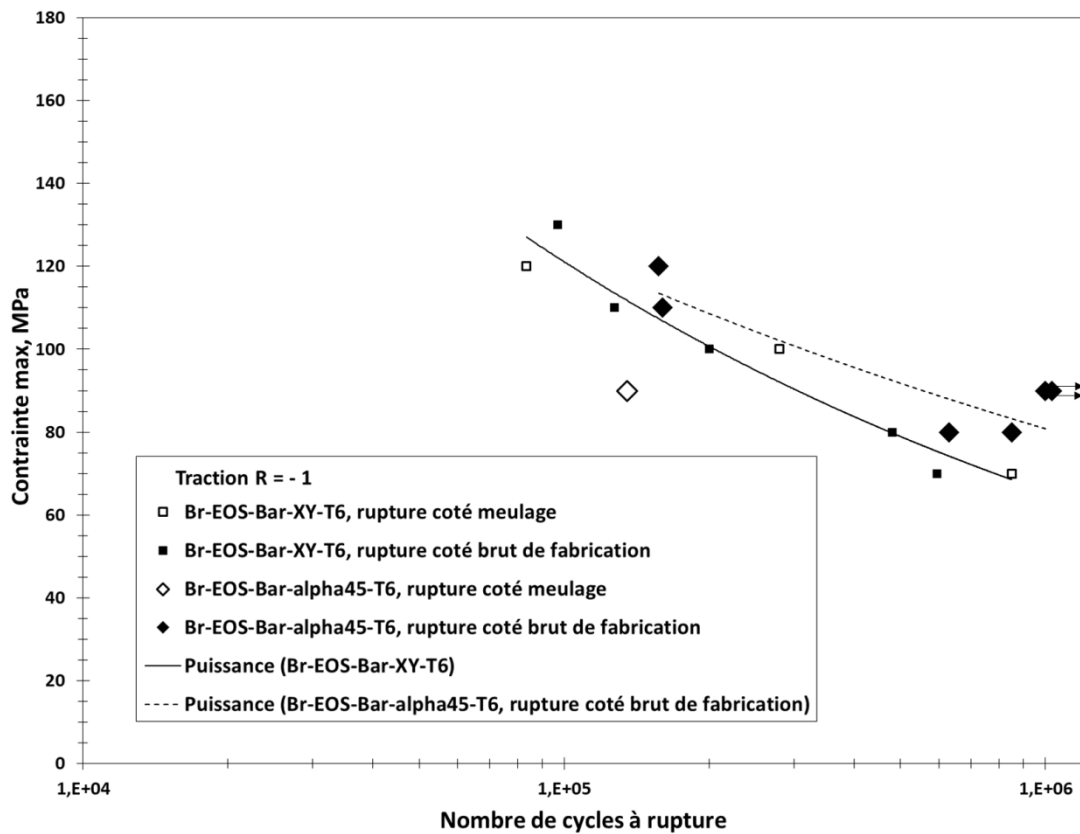


Figure IV-2: Durée de vie des éprouvettes Br-EOS-Bar-XY-T6 et Br-EOS-Bar-alpha45-T6, et classification par site d'amorçage : zones meulées ou zones avec surfaces brutes de fabrication. Les flèches indiquent des points de non-rupture.

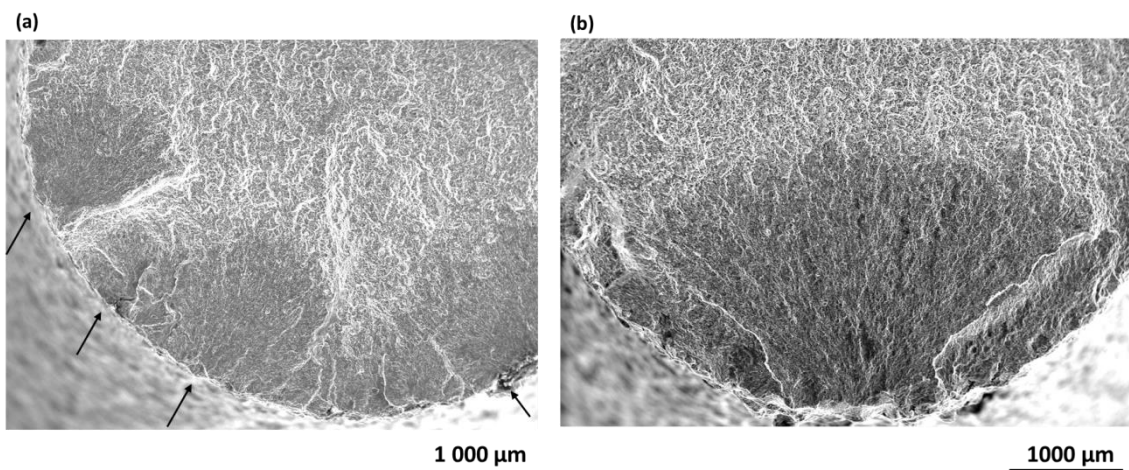


Figure IV-3: Faciès de rupture d'éprouvettes Br-EOS-Bar-alpha45-T6, (a) 90 MPa, 135 000 cycles, amorçage multiple associé au meulage des supports de construction (b) 90 MPa, non-rupture à 1 million de cycles, amorçage unique.

En l'absence de traitement thermique il est également difficile de dégager une tendance de durée de vie en fatigue en fonction du mode de suppression de supports pratiqué, et ce d'autant plus que le nombre d'essais est très faible.

À ce stade, il n'est pas évident de conclure, quant à l'influence sur la durée de vie en fatigue, de l'effet du protocole de suppression des supports de construction, que ce soit avant

ou après traitement thermique. En revanche, on peut noter que le protocole n'est pas optimal du point de vue de la résistance à la fatigue car on note tout de même 35 % de ruptures dues aux défauts situés du côté de la zone meulée. Rappelons aussi que la suppression des supports est manuelle, donc il est certain que l'intégrité de surface qui en résulte est différente d'une éprouvette à l'autre, ce qui complique l'extraction de conclusions fortes à partir de ces résultats. De plus, en présence de zones meulées il est difficile d'isoler le meulage de la présence des défauts critiques de fatigue. L'observation des faciès de rupture montre que l'on n'est pas à iso-défaut, ce qui rend plus difficile la construction de conclusions fortes sur ce volet.

Dans la suite de ce chapitre, les analyses proposées seront relatives aux aspects de fatigue des éprouvettes avec surfaces utiles brutes de fabrication uniquement ; c'est-à-dire que les éprouvettes dont les sites d'amorçage sont situés du côté des zones meulées ne sont pas étudiées.

#### IV.1.2. Influence de la direction de production et du T6

Dans ce paragraphe, deux états de la microstructure (avant et après T6) sont considérés pour chacune des trois directions de production. La Figure IV-4 présente l'ensemble des résultats d'essais sur surfaces brutes en comparaison avec les résultats sur éprouvettes usinées. Pour chacune des trois orientations d'éprouvettes, un coloriage matérialise les bandes de dispersion des résultats sur éprouvettes T6 avec sections utiles brutes de fabrication.

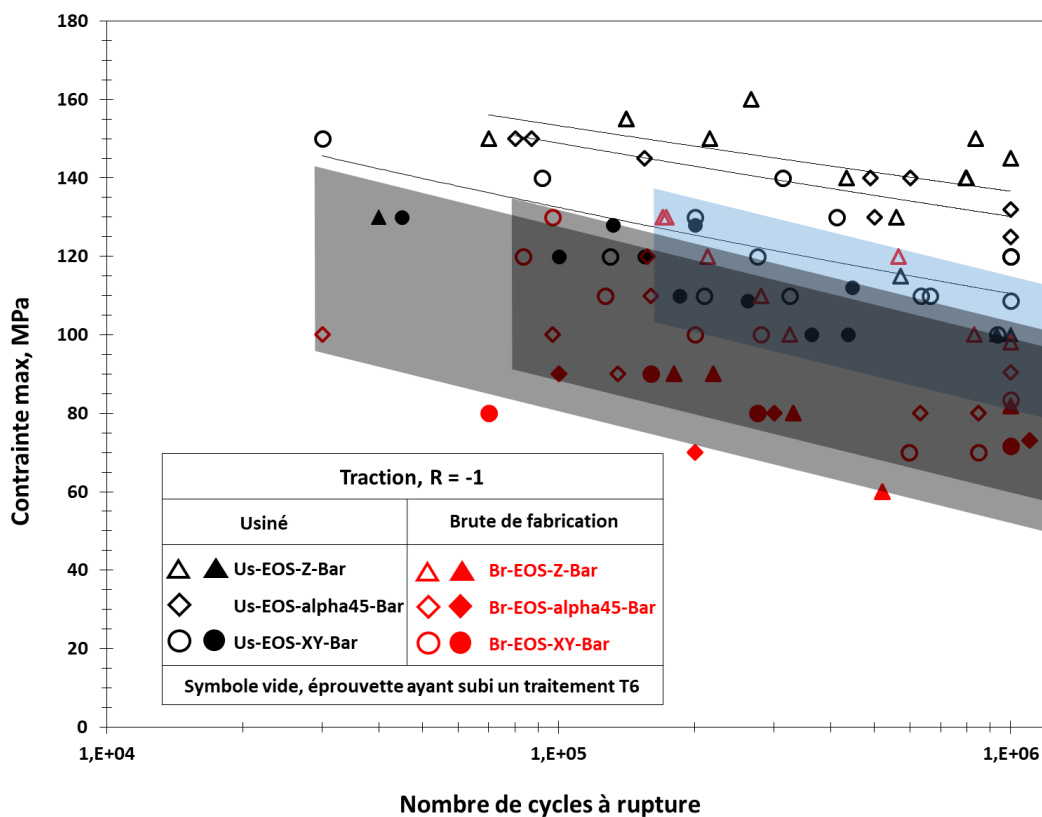


Figure IV-4: Comparaison de la résistance à la fatigue des éprouvettes avec sections utiles brutes de fabrication avec celle des éprouvettes usinées. Prise en compte de l'orientation des éprouvettes et du traitement thermique T6.

Aussi, il est possible de noter que même en présence d'une forte rugosité de surface, le traitement T6 induit, comme dans le cas des éprouvettes prélevées à cœur par usinage, une anisotropie de résistance en fatigue.

L'évaluation quantitative de l'effet du traitement thermique en présence de surfaces brutes de fabrication a été faite au travers de la limite de fatigue à 1 million de cycles telle que définie au chapitre II de ce manuscrit. Le Tableau IV-1 regroupe les abattements moyens quantifiés à partir des limites de fatigue des éprouvettes prélevées à cœur de barreaux par usinage. De ce tableau, les principaux constats sont les suivants :

- 1- À la limite de fatigue, il semble qu'en l'absence de traitement thermique, les éprouvettes Br-EOS-Bar-Z ont une tenue légèrement supérieure à celles des éprouvettes XY et alpha45 qui sont relativement équivalentes entre elles.
- 2- Même en présence d'un état de surface « brut de fabrication », le traitement thermique T6, en améliorant la tenue en fatigue, a pour effet de révéler un effet d'anisotropie assimilable à celui observé au chapitre précédent pour des éprouvettes usinées à cœur de barreaux.

*Tableau IV-1: Évaluation des pourcentages d'abattements (référence : usiné) moyens sur la limite de fatigue dus à l'état de surface. Prise en compte de la direction de production et du traitement thermique T6.*

		Brut T6			Brut non T6		
		Z	alpha45	XY	Z	alpha45	XY
Usiné T6	Z	31	37	42	43	49	50
	alpha45	24	30	36	36	44	44
	XY	10	17	23	24	32	33
Usiné non T6	Z	8	15	11	23	32	33
	Alpha45	12	19	25	26	34	35
	XY	4	12	18	20	28	30

À l'issue de ce paragraphe, les abattements de limite de fatigue par rapport à l'état usiné ont été quantifiés pour différentes orientations d'éprouvettes avant et après T6. Il semble que l'état de surface est un paramètre impactant la tenue en fatigue de l'AlSi10Mg au premier rang. L'analyse des faciès de rupture doit permettre de conforter cette proposition.

IV.2. Analyse de l'influence de la direction de production, prise en compte du T6

IV.2.1. Sites d'amorçage.

Dans cette section, nous analysons différents faciès de rupture afin d'identifier les sites d'amorçage. L'analyse des faciès de rupture est faite pour différentes configurations d'éprouvettes Br-EOS-Bar-XY, Br-EOS-Bar-Z et Br-EOS-Bar-alpha45 avant et après T6. Rappelons que les éprouvettes dont la rupture est due au protocole de suppression des supports ne sont pas considérées ici.

IV.2.1.1. Éprouvette non-traitées T6

En l'absence de traitement thermique T6, des faciès de rupture caractéristiques sont présentés en Figure IV-5 et en Figure IV-6.

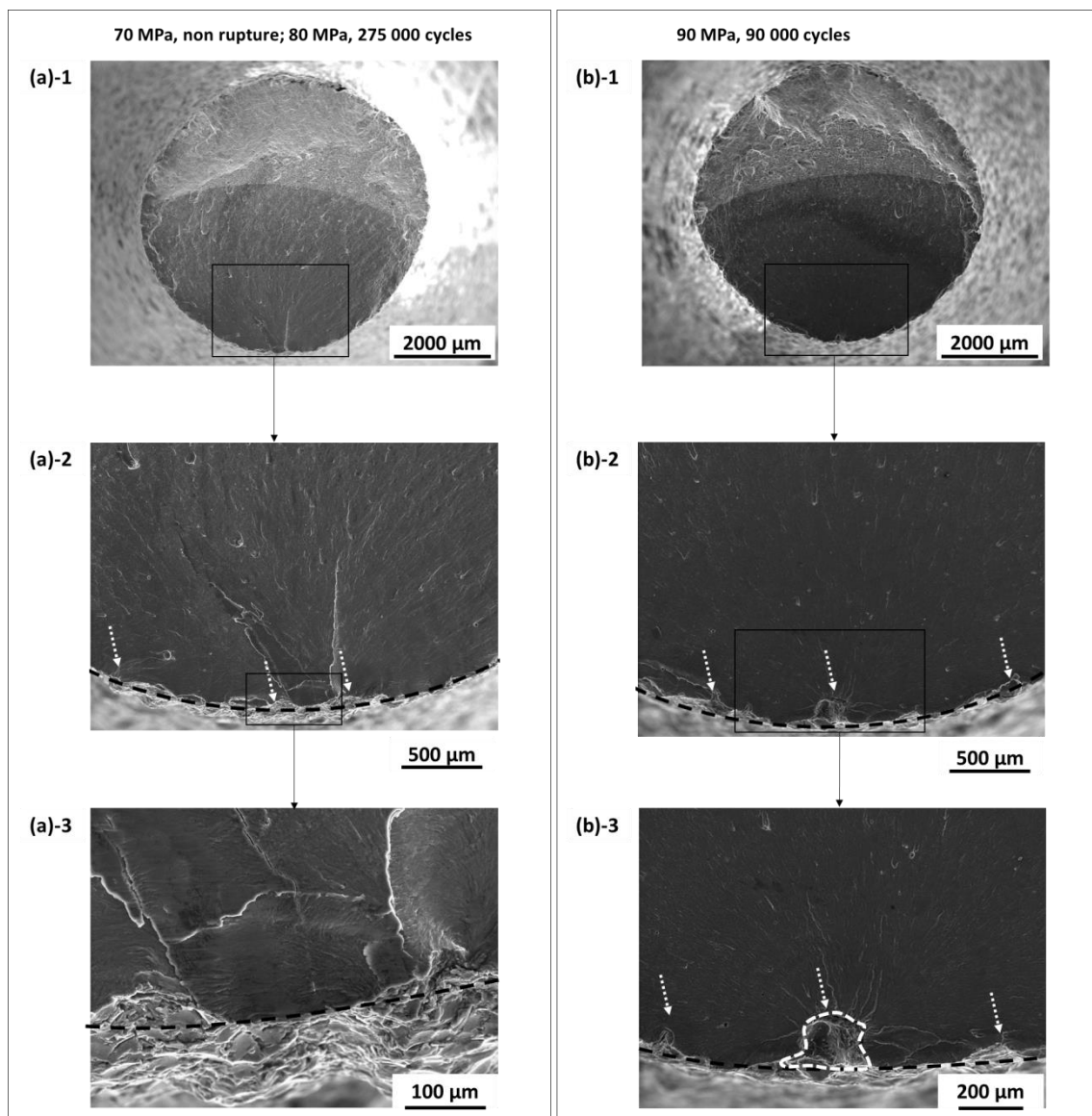


Figure IV-5: Identification des sites d'amorçage, (a) cas d'amorçage dû à la rugosité de surface d'une éprouvette Br-EOS-Bar-XY, (b) cas d'amorçage sur une porosité débouchant à la surface d'une éprouvette Br-EOS-Bar-alpha45.



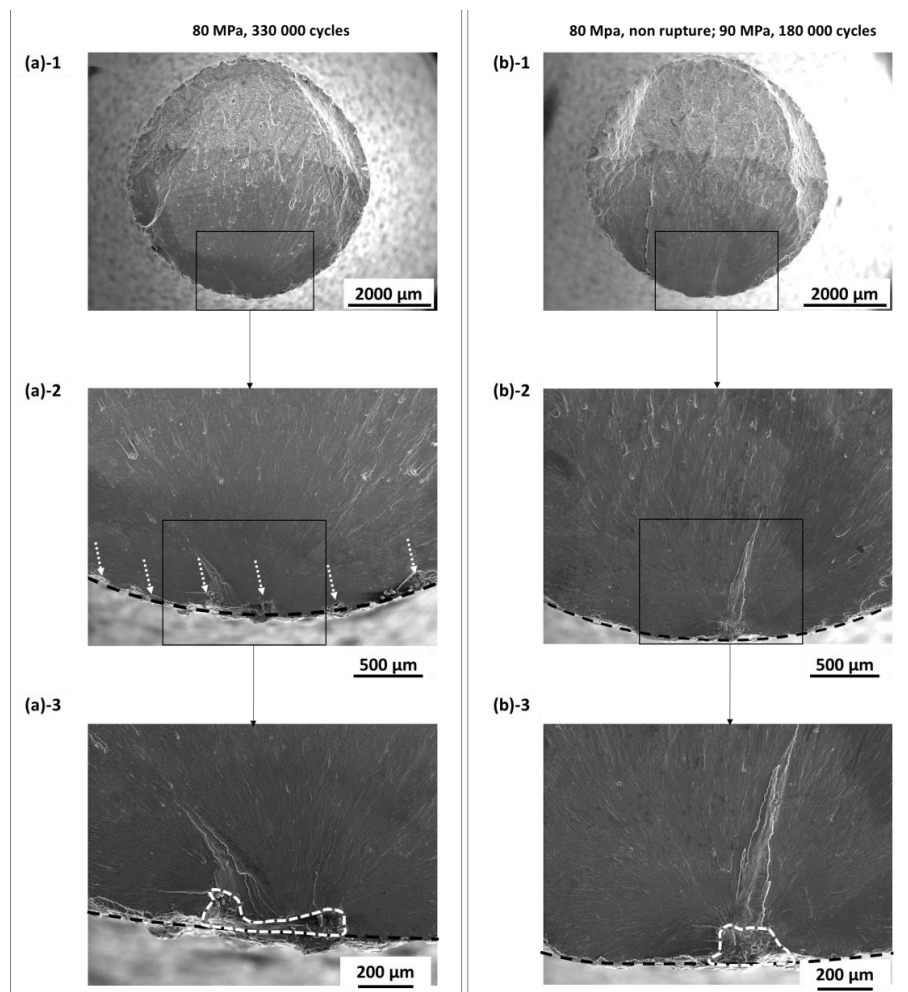


Figure IV-6: Identifications des sites d'amorçages (a) contribution de la rugosité et d'un défaut de type « lack-of-fusion » dans le phénomène d'amorçage multiple en périphérie d'une éprouvette Br-EOS-Bar-Z, (b) site d'amorçage unique dû à un défaut de type « lack-of-fusion » débouchant à la surface d'une éprouvette Br-EOS-Bar-Z.

Les Figure IV-5-a et b, présentent respectivement des faciès de rupture d'éprouvettes Br-EOS-Bar-XY et Br-EOS-Bar-alpha45 à différents grossissements. Sur les Figure IV-5-a-1 et b-1, il est possible de repérer les deux zones macroscopiques correspondant aux domaines de propagation et de rupture ductile. Sur les Figure IV-5-a-2 et b-2 on note la présence de plusieurs sites d'amorçage matérialisés par des flèches en traits interrompus courts. Les traits interrompus longs matérialisent les contours nominaux des sections d'éprouvettes. Ces contours nominaux permettent, eux, de matérialiser les ondulations de surface, quantifiées par le paramètre  $\sqrt{aire}$ . Une fois les sites d'amorçage principaux encadrés. L'analyse est faite à plus fort grossissement, sur les Figure IV-5-a-3 et b-3. Dans le cas de l'éprouvette Br-EOS-Bar-alpha45 (cf. Figure IV-5-b-3), l'amorçage est principalement dû à un défaut vraisemblablement de type « lack-of-fusion » tandis que dans le cas de l'éprouvette Br-EOS-Bar-XY (cf. Figure IV-5-a-3) il semble qu'il s'agisse plutôt d'amorçage dû à la rugosité de surface vraisemblablement à l'échelle des particules de poudre.

Les Figure IV-6-a-(1 à 3) et b-(1 à 3) présentent deux cas de rupture d'éprouvettes Br-EOS-Bar-Z. Les deux éprouvettes ont été soumises à des paliers de chargement. La première éprouvette dont le faciès est présenté en Figure IV-6-a, a subi un seul palier à 80 MPa. Sous cette contrainte, la rupture a eu lieu à environ 330 000 cycles. La deuxième éprouvette (Figure IV-6-b), après un palier de non-rupture (1 000 000 cycles, 80 MPa), a rompu après 180 000 cycles au deuxième palier à 90 MPa. L'analyse des faciès montre que l'éprouvette la moins performante présente des sites d'amorçages multiples qui sont à la fois dus aux défauts de type « lack-of-fusion » et à la rugosité de surface, avec une prépondérance de l'effet du défaut de « lack-of-fusion » sur la rugosité. En revanche, il semble que la deuxième éprouvette ait rompu principalement du fait de la présence d'un défaut de type « lack-of-fusion » débouchant à la surface libre. Pour ces seules éprouvettes, il est difficile de conclure quant à la nocivité des défauts.

#### IV.2.1.2. Éprouvettes traitées T6

De la même façon, il est possible d'identifier des sites d'amorçage multiples dans le cas des éprouvettes ayant subi un traitement thermique de type T6. Deux faciès sont représentés à différents grossissements sur la Figure IV-7.

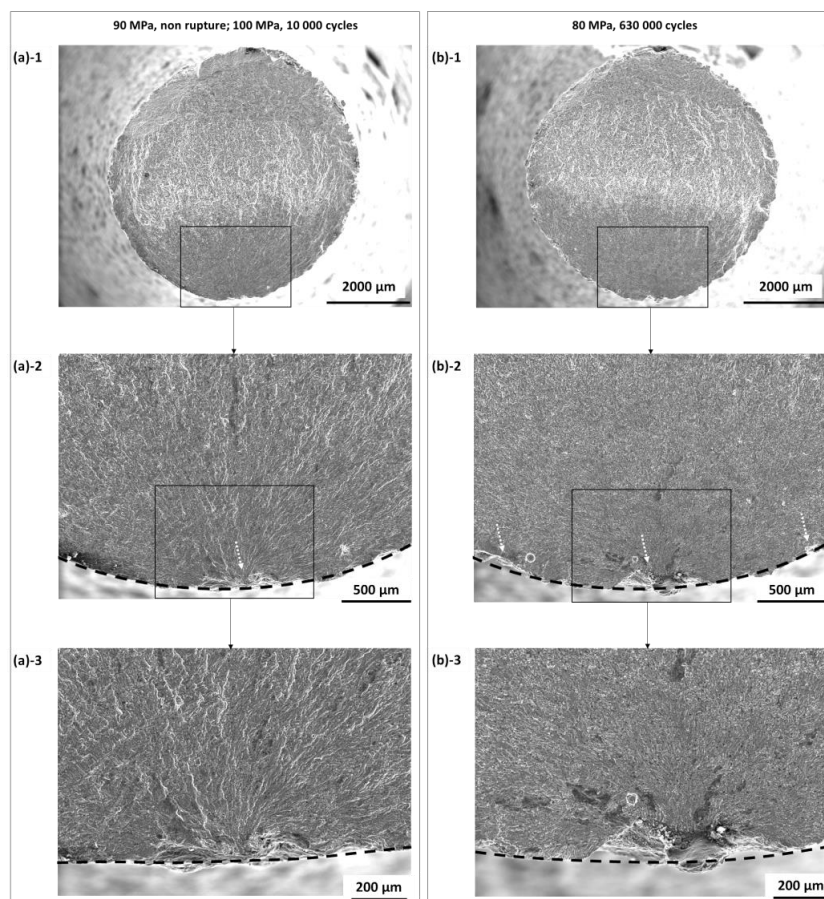


Figure IV-7: Identification des sites d'amorçage (a) unique en périphérie d'une éprouvette Br-EOS-Bar-XY-T6, (b) multiple en périphérie d'une éprouvette Br-EOS-Bar-alpha45-T6.



Les Figure IV-7-a-(1 à 3) correspondent à une éprouvette Br-EOS-Bar-XY-T6 et les Figure IV-7-b-(1 à 3) correspondant à une éprouvette Br-EOS-Bar-alpha-45-T6. Comme dans le cas des éprouvettes non traitées, il est possible d'identifier de l'amorçage unique ou multiple. Dans ce dernier cas, il y a prépondérance d'un site particulier. Cependant, l'analyse des sites d'amorçage ne permet pas d'identifier un défaut (porosité ou « lack-of-fusion ») à l'origine de la rupture. Il semble que l'amorçage est dû à la rugosité à l'échelle de l'ondulation de surface

La Figure IV-8 présente un cas d'amorçage multiple sur une éprouvette Br-EOS-Z-Bar-T6.

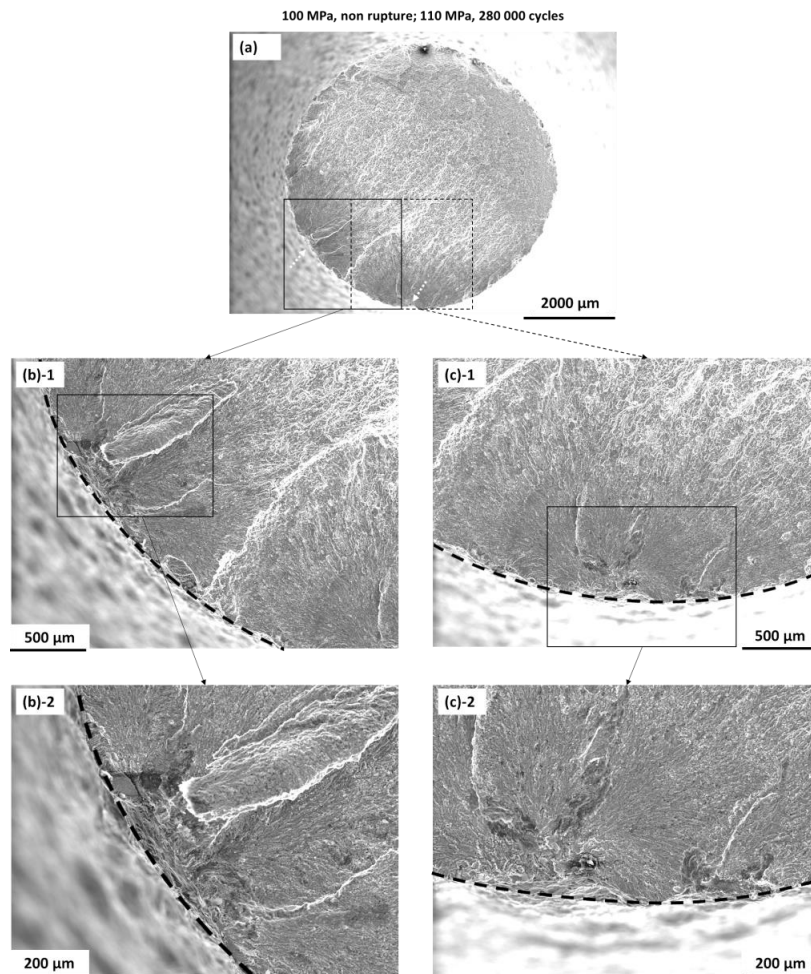


Figure IV-8: Identification des sites d'amorçage (a) vue générale d'un faciès d'éprouvette Br-EOS-Bar-Z5-T6, (b-1 et 2) vues à différents grossissements de l'un des sites d'amorçage, (c-1 et 2) vues à différents grossissements de l'autre site d'amorçage.

La vue générale (Figure IV-8-a) permet d'identifier deux domaines de propagation qui sont de tailles équivalentes. Ces domaines de propagation sont issus des deux sites d'amorçages localisés à la surface libre de l'éprouvette. L'analyse de ces sites d'amorçage à plus forts grossissements (cf. Figure IV-8-b-1, b-2, c-1 et c-2) ne permet pas de définir de façon évidente la nature des sites d'amorçage. Cependant on peut noter que les zones de convergence des rivières de fatigue sont plus chargées en gris, ce qui traduit généralement une mauvaise conduction électronique souvent due à la présence d'oxyde à la surface du défaut. Ainsi, il est possible d'assimiler les sites d'amorçage à des défauts de fabrication.

Au terme de cette section, quelques sites d'amorçage d'éprouvettes ayant ou non subi un traitement thermique T6, ont été étudiés. Pour toutes les éprouvettes analysées, les sites d'amorçage se trouvent du côté des surfaces non meulées, c'est-à-dire brutes de fabrication. L'analyse de ces sites d'amorçage a permis de montrer que la rupture par fatigue peut être due à:

- la rugosité due aux particules de poudre ;
- la rugosité due à l'ondulation de surface ;
- des défauts de type lack-of-fusion.

À la section suivante, il est proposé d'analyser l'évolution de la limite de fatigue en fonction de la taille des défauts. Sachant que la notion de taille de défaut est relativement complexe dès lors qu'il faut considérer en plus les deux échelles de rugosité précédemment énoncées.

#### IV.2.2. Diagramme de Kitagawa.

Rappelons que le diagramme de Kitagawa exprime l'évolution de la limite de fatigue en fonction de la taille de défauts au sens de la racine de l'aire du défaut projeté dans un plan perpendiculaire à la direction principale de sollicitation. Dans cette section, toutes les éprouvettes dont les limites de fatigue ont été obtenues à l'aide de la méthode par paliers sont analysées. Pour chaque éprouvette, quand la rupture est due à un défaut, sa taille est donnée au travers du paramètre racine de l'aire. Le Tableau IV-2 récapitule l'ensemble des limites de fatigue des neuf éprouvettes d'analyse en lien avec la nature du site d'amorçage ainsi que les positions des sites d'amorçage par rapport aux zones meulées.

*Tableau IV-2: synthèse des résultats de limites de fatigue obtenues sur les éprouvettes avec sections utiles brutes de fabrication ou partiellement meulées.*

	Identification de l'éprouvette	Limite de fatigue (MPa)	Nature du site d'amorçage	Rupture du côté du meulage ?
T6	Br-EOS-Bar-Z1	93	Lack-of-fusion	/
	Br-EOS-Bar-Z5	103	Lack-of-fusion	/
	Br-EOS-Bar-Z7	98	Lack-of-fusion	/
	Br-EOS-Bar-XY1	90	Lack-of-fusion	Non
	Br-EOS-Bar-XY2	92	/	Oui
	Br-EOS-Bar-XY7	75	Lack-of-fusion	Oui
Non T6	Br-EOS-Bar-Z4	82	Lack-of-fusion	/
	Br-EOS-Bar-XY4	71	Lack-of-fusion	Oui
	Br-EOS-Bar-XY6	73	Rugosité	Non

Connaissant les valeurs de limite de fatigue, il est maintenant question de déterminer, dans les cas où la rupture est due au défaut, les tailles au travers du paramètre « racine de l'aire ». Les Figure IV-9-a-f illustrent des exemples de détermination de ce paramètre.

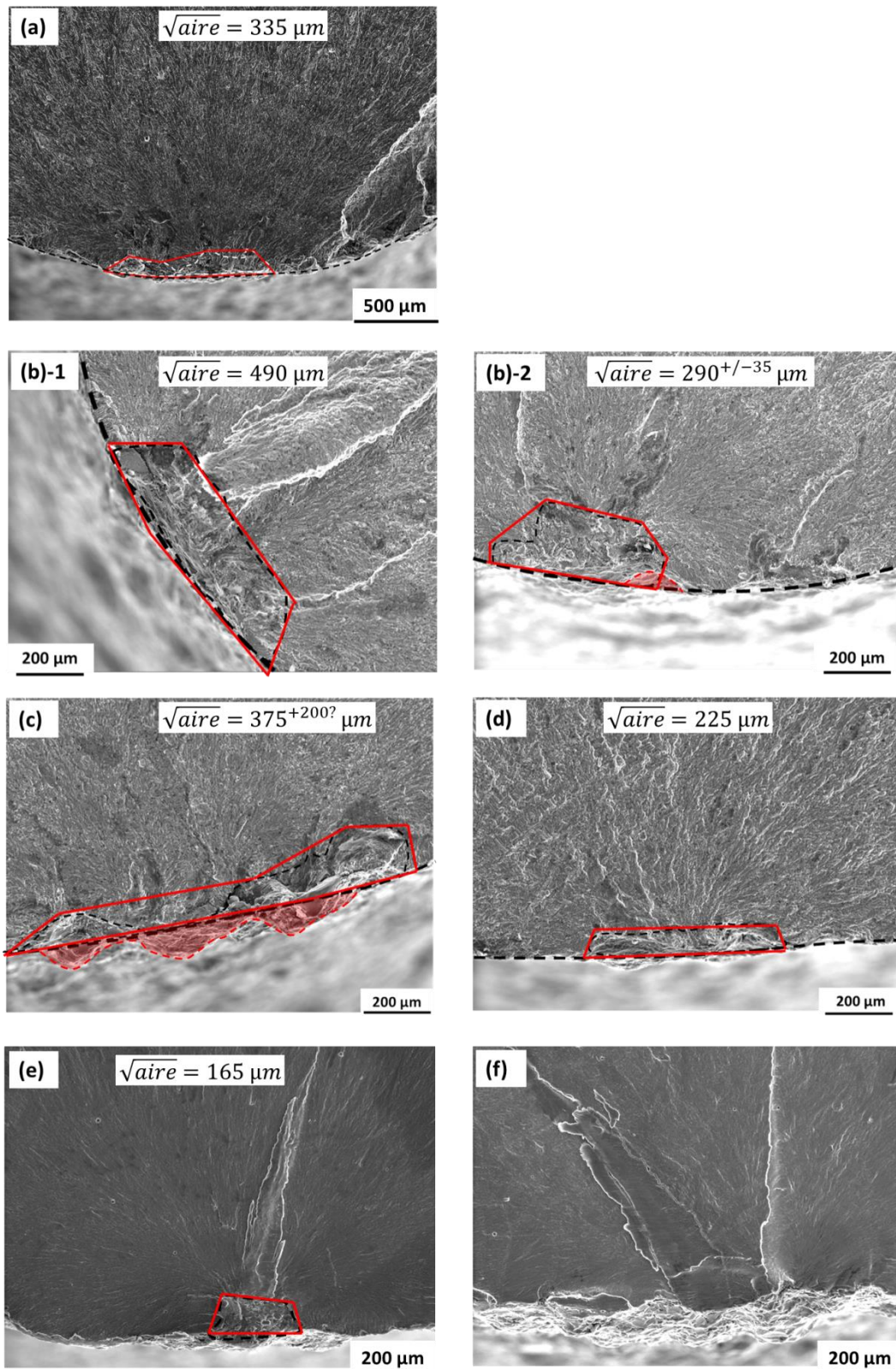


Figure IV-9: Étude quantitative des sites d'amorçage (a) et (f) ruptures dues à la rugosité de surface, (b)-(e) ruptures dues aux défauts de types lack-of-fusion. (a) Br-EOS-Bar-Z1-T6, 300 000 cycles à 100 MPa (b-1 et 2) Br-EOS-Bar-Z5-T6, 300 000 cycles à 110 MPa (c) Br-EOS-Bar-Z7-T6, 800 000 cycles à 100 MPa, (d) Br-EOS-Bar-XY1-T6, 10 000 cycles à 100 MPa, (e) Br-EOS-Bar-Z4, 200 000 cycles à 90 MPa et (f) Br-EOS-Bar-XY6, 300 000 cycles à 80 MPa.



Dans le cas de l'éprouvette Br-EOS-Bar-Z1 (Figure IV-9-a), l'analyse du site d'amorçage en électrons secondaires ne permet pas d'identifier clairement un défaut. En effet, on peut noter que les lignes de rivière convergent toutes vers la surface libre. Il semble dans ce cas, que la rupture est due à la rugosité (ondulation) de surface ; c'est également le cas de l'éprouvette Br-EOS-Bar-XY6 (Figure IV-9-f). Les Figure IV-9-b1 et b2 concernent les sites d'amorçage présents sur le faciès de l'éprouvette Br-EOS-Bar-Z5 dont la vue générale est présentée en Figure IV-8-a ; on peut clairement identifier à l'extérieur des domaines en traits interrompus courts, les rivières de fatigue qui convergent vers lesdits domaines. Les sites d'amorçage sont alors quantifiés au travers du paramètre  $\sqrt{aire}$ . Il en est de même pour les éprouvettes Br-EOS-Bar-Z7 (Figure IV-9-c), Br-EOS-Bar-XY1 (Figure IV-9-d) et Br-EOS-Bar-Z4 (Figure IV-9-e). L'incertitude de mesure des tailles est le fait de la prise en compte ou non de l'ondulation de surface.

Par ailleurs, des faciès d'éprouvettes dont les limites de fatigue ont été déterminées et dont les sites d'amorçage se situent du côté de la zone meulée ont également été analysés (Figure IV-10). Dans les deux cas (T6 et non T6), les vues macroscopiques (Figure IV-10-a-1 et a-2) montrent des lignes de rivière qui convergent vers des zones en surfaces. L'analyse à plus fort grossissement de ces zones (Figure IV-10-a-2 et b-2) montrent que les sites d'amorçages sont des défauts de type lack-of-fusion. Ces défauts ont été quantifiés au travers du paramètre « racine de l'aire ».

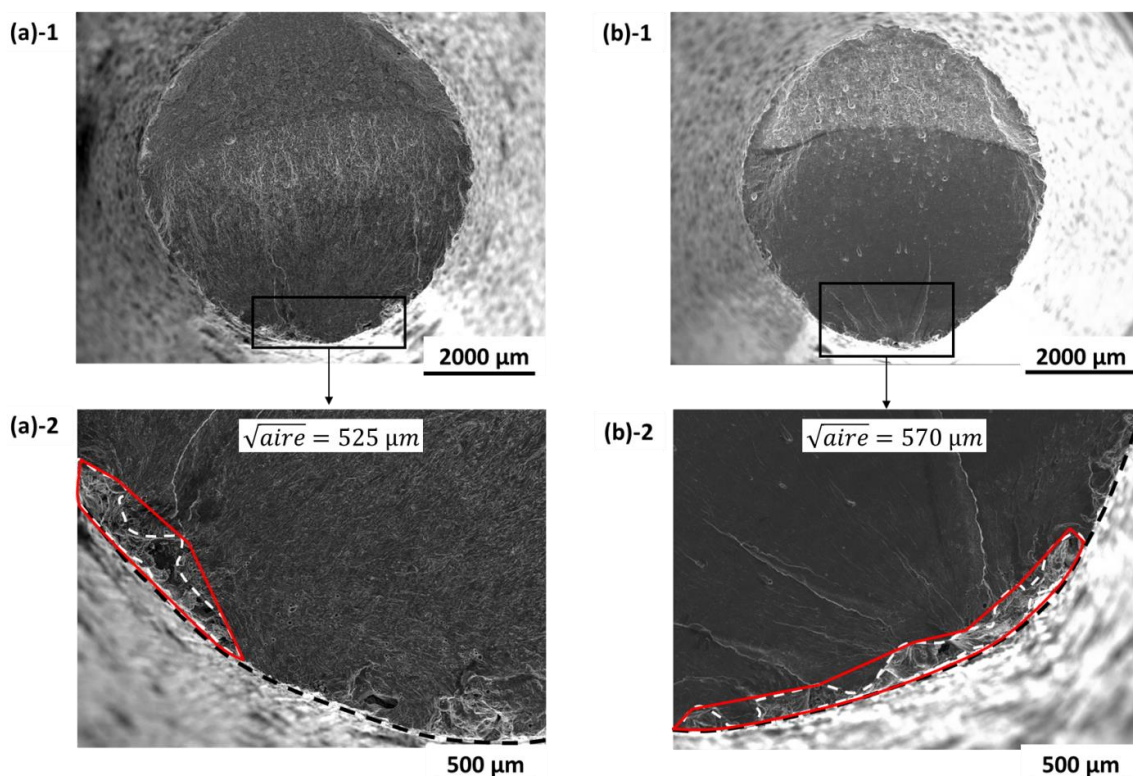


Figure IV-10: Observations MEB des faciès de rupture d'éprouvettes dont les sites d'amorçage se situent du côté des zones meulées. (a) éprouvettes Br-EOS-Bar-XY7-T6, 500 000 cycles à 80 MPa, (a-1) vue macroscopique, (a-2) vue locale du site d'amorçage. (b) éprouvettes Br-EOS-Bar-XY4, 70 000 cycles à 80 MPa, (b-1) vue macroscopique, (b-2) vue locale du site d'amorçage.

Dans les paragraphes précédents, les limites de fatigue ont été calculées et pour chaque éprouvette, l'analyse des faciès de rupture a montré que dans la plupart des cas, l'amorçage a lieu sur des défauts de fabrication. Dans ces cas, les tailles de défauts ont pu être évaluées. Par conséquent, le diagramme de Kitagawa mettant en relation la limite de fatigue et la taille des défauts peut être établi. Cependant, pour une configuration d'éprouvette donnée, nous ne disposons pas d'assez de points pour proposer des diagrammes de Kitagawa complets. Les résultats obtenus sont donc positionnés sur le diagramme du matériau usiné comme le montre la Figure IV-11.

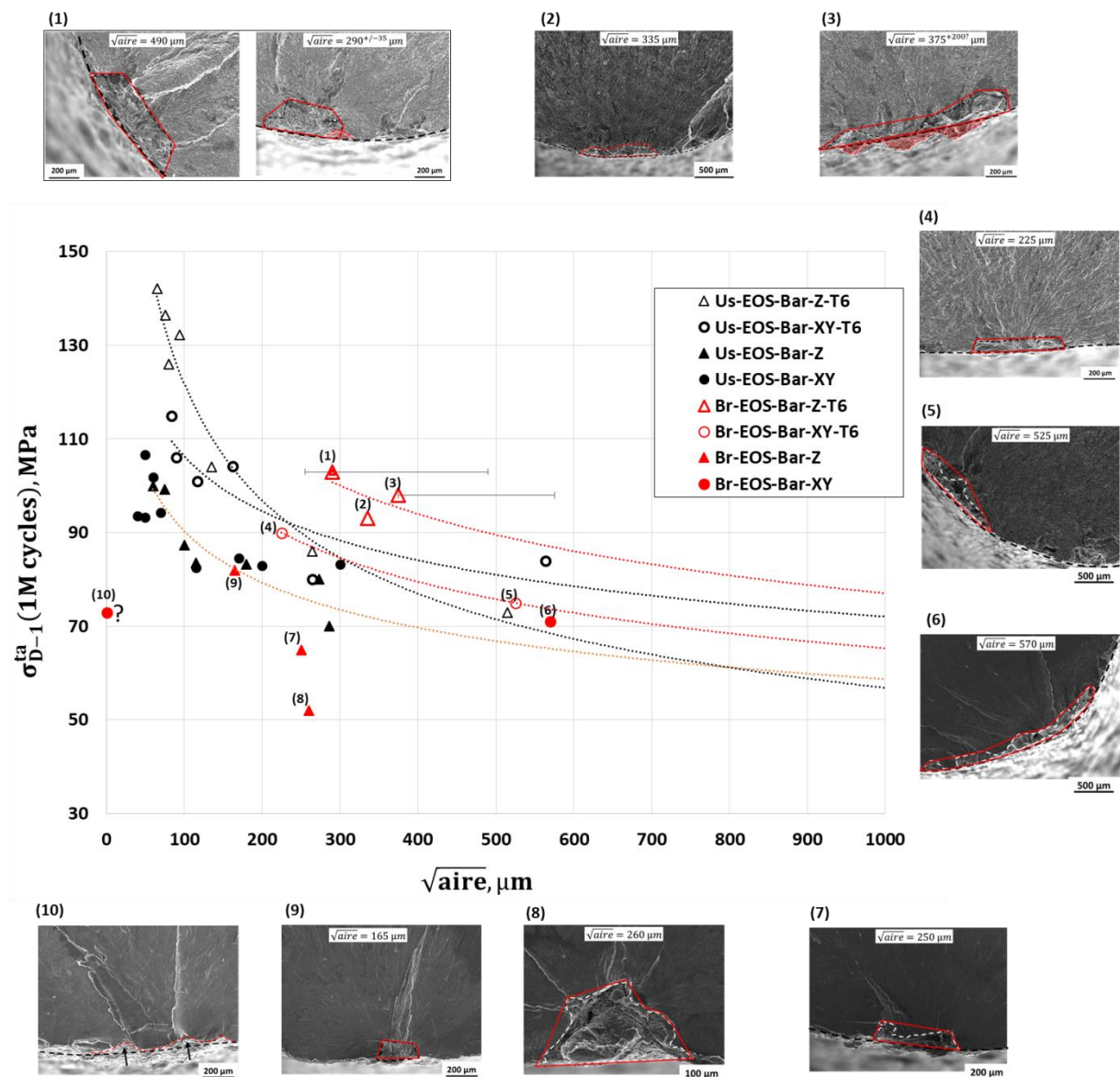


Figure IV-11: Évolution de la limite de fatigue (traction  $R = -1$ ) du matériau avec surface brute de fabrication en fonction de la taille de défaut. Prise en compte du traitement thermique, de l'orientation des éprouvettes, et comparaison avec le matériau usiné.

Avant d'analyser la Figure IV-11 il convient de commenter quelques points particuliers de ladite figure. Le point référencé (1) correspond à une éprouvette ayant deux sites d'amorçage

dont les tailles ont été quantifiées. Le plus petit défaut est mesuré avec une incertitude de  $\pm 35 \mu\text{m}$  qui prend en compte la rugosité à l'échelle de l'ondulation de surface. La barre d'incertitude associée à ce point correspond donc, pour la partie inférieure, au plus petit défaut auquel on a retranché l'ondulation de surface ; et pour la partie supérieure, au plus gros défaut d'amorçage mesuré sur le faciès. La barre d'incertitude du point référencé (3) correspond quant à elle à la taille du défaut si on prend en compte l'ondulation de surface. Quant au point référencé (10) il est difficile de le positionner horizontalement, dans la mesure où la rupture est essentiellement due à ce que nous avons qualifié de rugosité de surface au sens de l'ondulation.

L'analyse du diagramme de Kitagawa proposé évoque un premier constat marquant : à iso-taille les éprouvettes produites verticalement (Z) ont une meilleure tenue en fatigue lorsqu'elles ont des surfaces utiles brutes de fabrication. Cela peut être dû au lasage des contours qui induit une microstructure meilleure, c'est-à-dire susceptible d'améliorer le comportement en fatigue en surface. Avant d'aborder ces aspects locaux dus à la stratégie de balayage des contours, il convient de justifier la potentielle source de variation de propriété entre le cœur et les contours. La Figure IV-12 schématise la stratégie de contours adoptée dans chaque éprouvette d'étude. Les traits continus matérialisent le contour nominal prévu par la CAO. Les deux traits interrompus matérialisent les contours du faisceau laser. Pour les éprouvettes orientées à  $45^\circ$  par rapport au plateau, une vue en coupe à mi-hauteur (Figure IV-12-a) permet d'illustrer les stratégies de lasage des contours qui diffèrent en fonction de la position spécifique du laser ; on note en l'occurrence trois stratégies de lasage :

- Up-skin ;
- Down-skin ;
- Standard.

Chaque stratégie est associée à deux couples (Puissance, Vitesse) comme le montre le Tableau IV-3, selon que l'on soit en intérieur ou en extérieur. Dans le cas des éprouvettes produites horizontalement, une coupe dans la partie utile dans un plan perpendiculaire au plateau permet de matérialiser une stratégie de balayage uniquement standard intérieure et extérieure (Figure IV-12-b) comme c'est le cas à mi-hauteur d'une éprouvette verticale (Figure IV-12-c). En revanche, notons aussi la présence de supports dans le cas des éprouvettes Br-EOS-Bar-alpha45 et Br-EOS-Bar-XY, qui sont matérialisés par des zones grisées.

Le constat évoqué plus haut sur le diagramme de Kitagawa (Figure IV-11) ne concerne que les éprouvettes verticales (Br-EOS-Bar-Z-T6). Ayant présenté quelques éléments du procédé qui peuvent justifier les variations entre le cœur et la sub-surface, la suite de cette section propose de savoir s'il est possible d'expliquer, au travers des analyses EDS, la meilleure tenue en fatigue des éprouvettes avec sections utiles brutes de fabrication (cas Br-EOS-Bar-Z-T6) par rapport aux éprouvettes usinées (cas Us-EOS-Bar-Z-T6).

Des spectres EDS ont été réalisés à pas constants suivant un rayon d'un barreau Z de diamètre 20 en partant de la surface libre jusqu'au centre de la pastille prélevée. Rappelons ici que les mesures obtenues ne sont que qualitatives. Ainsi, un pic de silicium indique uniquement la présence de précipité ; la composition chimique de chaque élément de la microstructure a été



faite par transmission et présentée au chapitre 2 de ce manuscrit. Le barreau d'étude a subi au préalable un traitement thermique T6. Comme le montre la Figure IV-13-a, 54 spectres ont été réalisés, soit environ une acquisition tous les 165  $\mu\text{m}$ . Ainsi, il est possible de capter les effets dus aux ex-melt-pools à cœur et en sub-surface des barreaux (Figure IV-13-b et c).

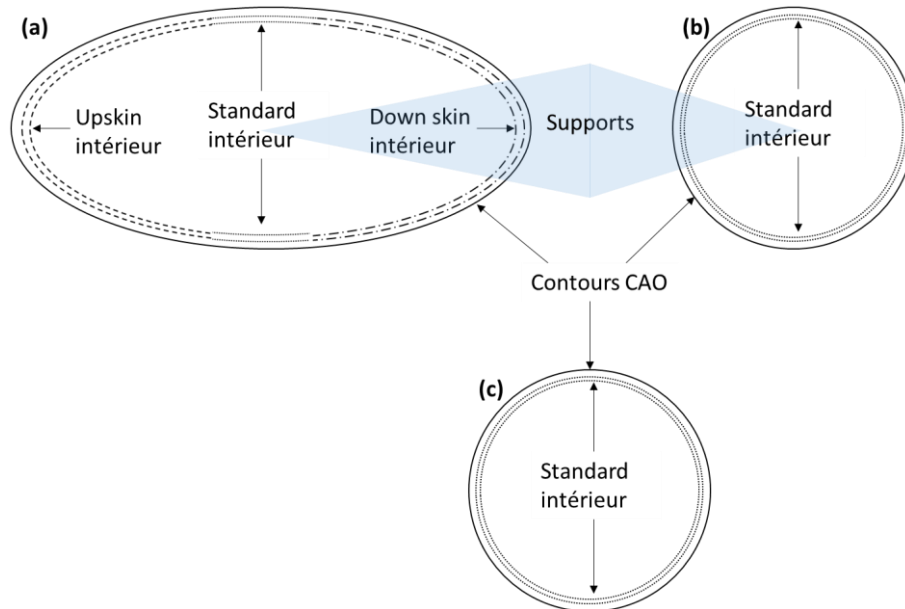


Figure IV-12: Schématisation de la stratégie de balayage des contours, (a) éprouvettes Br-EOS-Bar-alpha45 (b) Br-EOS-Bar-XY et (c) Br-EOS-Bar-Z. Vues en coupe à mi-hauteur de chaque éprouvette dans un plan parallèle au plateau de construction : (a) et (c), (b) coupe à mi-longueur dans un plan perpendiculaire au plateau.

Tableau IV-3: Évaluation de la densité volumique d'énergie entre le cœur et la surface des éprouvettes produites.

	Coeur	Surface/contour					
	/	Up-skin int.	Up-skin ext.	Down-skin int.	Down-skin ext.	Standard int.	Standard ext.
P (W)	370	80	85	60	70	80	85
V (mm/s)	1300	900	900	500	400	900	900
Hd ( $\mu\text{m}$ )	190					20	
e ( $\mu\text{m}$ )	30	30	30	30	30	30	30
$E_v^*$ (J/mm <sup>3</sup> )	119	37	39	50	73	37	39

\* $E_v$  désigne la densité d'énergie volumique (cf. Chapitre I).

En s'appuyant sur le scénario proposé par Takata et al. [58] sur la diffusion et la coalescence du silicium lors du traitement thermique, on peut considérer que les domaines de

pics de silicium correspondent aux zones des ex-melt-pools localement plus riches en silicium. Sur l'ensemble des mesures réalisées, on note une forte dispersion des résultats qui s'explique donc par l'hétérogénéité de la matière elle-même due à la formation de précipités de silicium. Il est difficile d'associer un pic ou un creux à la surface libre du barreau. On considère que les hétérogénéités observées dans un rayon de 10 mm sont répétées dans la partie de l'éprouvette qui tangente un cylindre de diamètre de 5,64 mm (diamètre de la section utile). Ainsi, les premiers spectres acquis sur la Figure IV-13-b sont supposés similaires à l'échelle d'une petite éprouvette. Partant de cette surface de référence (trait plein extérieur), il est proposé une surface usinée hypothétique (trait plein intérieur).

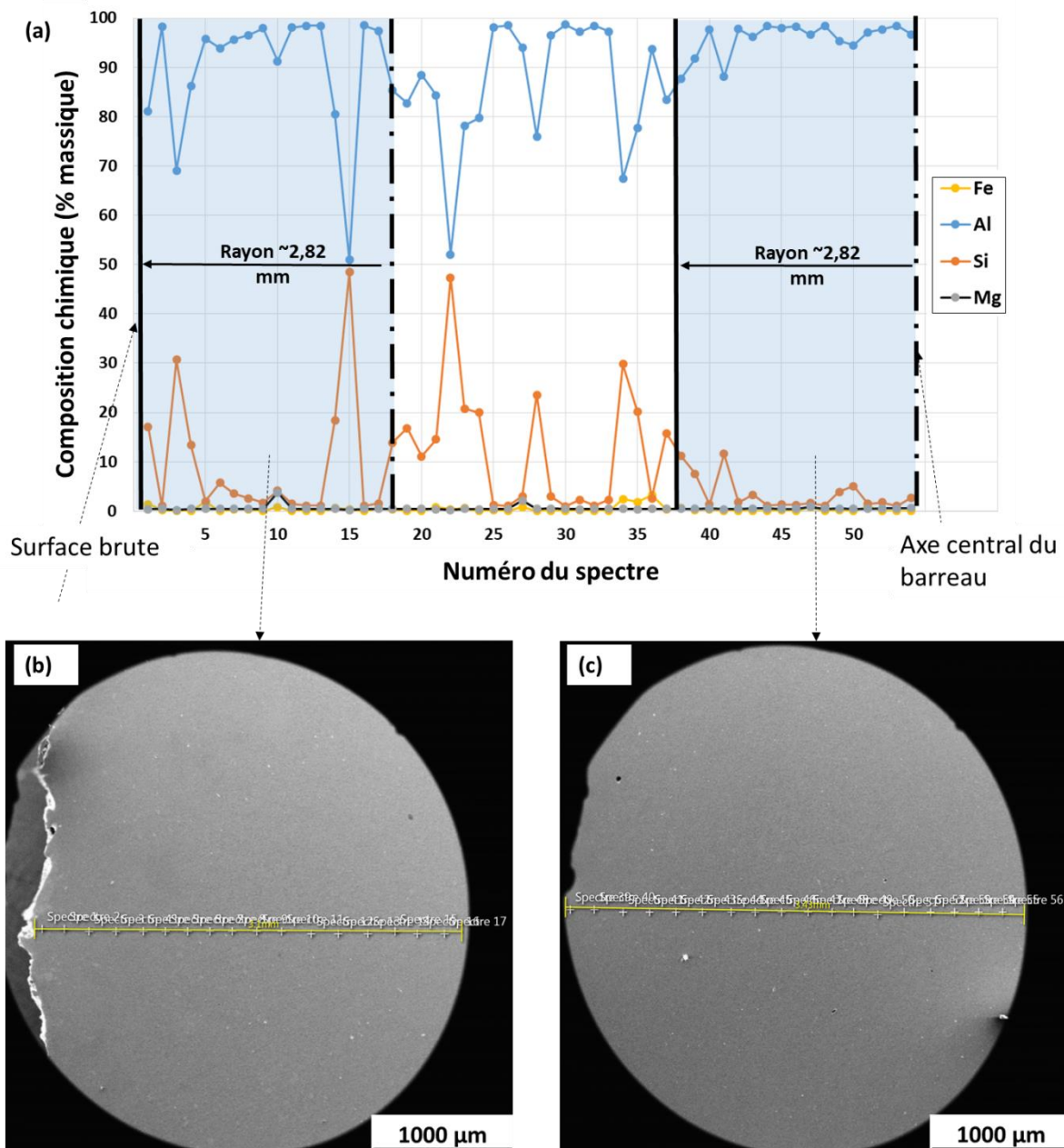


Figure IV-13: (a) évolution de la composition chimique du matériau T6 entre la surface et le cœur d'une pastille de diamètre 20 mm prélevé dans une référence Br-EOS-Bar-Z-T6. Illustration du domaine d'acquisition des spectres EDX (b) scénario d'une éprouvette à section utile brute, (c) cas d'une éprouvette avec surface utile usinée.

L'analyse quantitative du silicium par des spectres EDX ne permet pas de dissocier la surface brute du cœur. Il n'est donc pas évident de proposer une analyse des résultats basée sur le taux de précipitation du silicium des ex-melt-pools. Cependant, il est connu que la stratégie de balayage des contours diffère de celle du cœur, et qu'il en résulte des vitesses de refroidissement différentes du fait des densités d'énergies de fabrication elles-mêmes différentes entre le cœur et la surface. De ce point de vue, le Tableau IV-3 donne les valeurs des densités d'énergie calculée lors d'un passage laser, au cœur et en surface. Au vu des valeurs obtenues, on peut admettre que le refroidissement est plus rapide au niveau des contours qu'à cœur, ce qui peut expliquer une structure dendritique plus fine en sub-surface [51], [113], [114]. Ainsi, après traitement T6, en sub-surface, on s'attendrait à une forte propension à former des précipités de silicium.

D'autre part, la variation de taille des grains entre la surface et le cœur des éprouvettes n'a pas été quantifiée expérimentalement. Toutefois, en s'appuyant sur les calculs de densité d'énergie et les données de la littérature [115], on peut considérer qu'un refroidissement rapide s'accompagne aussi d'une structure cristallographique plus fine. Comme Takata et al. [58], au chapitre 2 de ce manuscrit, il a été montré que le traitement T6 peut induire un léger grossissement des grains. Cependant à ce stade, il est difficile d'identifier si le gonflement est limité à une population de grains donnée. Nous faisons ici l'hypothèse que le T6 ne gomme pas cet effet d'anisotropie de taille des grains entre le cœur et la surface des éprouvettes.

Par ailleurs, les contraintes résiduelles n'ont pas été quantifiées pour les surfaces brutes de fabrication. Cependant, lors d'un traitement thermique T6, la température appliquée pour la mise en solution (540 °C) et le mode de refroidissement rapide à l'eau à température ambiante ainsi que les conditions de vieillissement (8h à 160°C) donnent matière à considérer que les contraintes résiduelles sont équivalentes entre les éprouvettes usinées à cœur et les éprouvettes avec sections utiles brutes de fabrication.

Fort de ce qui précède, on peut considérer qu'à iso-défaut, l'amélioration de la limite de fatigue des éprouvettes Br-EOS-Bar-Z-T6 comparativement au cas usiné (Us-EOS-Bar-Z-T6) peut être attribuée aux effets d'intégrité de surface aux échelles de la cristallographie avec des grains plus fins qui améliorent la tenue à l'amorçage [89]. Du point de vue des précipités de silicium qui ont tendance à limiter la propagation en bloquant les dislocations (cf. chapitre 3) l'analyse de la Figure IV-13 ne permet pas de justifier des effets de gradients de microstructure entre la surface et le cœur.

Le deuxième constat mis en avant par le diagramme de Kitagawa est qu'après un traitement thermique T6, même en présence de gros défauts supérieurs à 200  $\mu\text{m}$ , et de surface on note un effet d'anisotropie favorable aux éprouvettes Z. Cette amélioration de la limite de fatigue peut être expliquée par l'anisotropie de morphologie des grains au travers du scénario proposé au Chapitre 3 de cette étude.

D'autre part, à iso-défaut, pour deux éprouvettes Br-EOS-Bar-Z, on note une forte diminution de la limite de fatigue (cf. références (7) et (8) de la Figure IV-11) qui peut être due à l'influence de la morphologie des défauts. Rappelons ici que pour le matériau usiné, le

domaine des tailles de défaut supérieures à 200  $\mu\text{m}$  ne concerne que des défauts sphériques artificiellement créés par électroérosion, contrairement aux éprouvettes non usinées qui dans ce même domaine contiennent des défauts de type lack-of-fusion, c'est-à-dire que ce qui est considéré comme défaut peut contenir de la matière qui n'est pas totalement consolidée. Ainsi, la notion de nocivité des défauts, ici caractérisé par le paramètre « type » peut également expliquer les différences observées dans le domaine des défauts supérieurs à 200  $\mu\text{m}$ . A minima, ces deux résultats obtenus sur des éprouvettes Br-EOS-Z-Bar suggèrent que le paramètre « racine de l'aire » n'est pas suffisant pour décrire la nocivité des défauts rencontrés dans ces productions.

Enfin, il est possible de noter un point sur l'axe des ordonnées du diagramme de Kitagawa (cf. Figure IV-11). Le positionnement vertical du point correspond à une limite de fatigue obtenue expérimentalement. Le positionnement horizontal du point est délicat dans la mesure où il est difficile d'entourer un défaut (porosité ou lack-of-fusion) qui soit à l'origine de la rupture. L'analyse du faciès de rupture suggère un possible effet de la rugosité de surface. Dès lors, il se pose le problème de la prise en compte des défauts sous-jacents en présence d'une rugosité importante.

#### IV.2.3. Synthèse

Dans la section IV.2, une analyse des résultats de fatigue obtenus sur éprouvettes avec parties utiles brutes de fabrication a été développée. Dans ce contexte, deux directions de productions sont considérées, avec et sans traitement thermique T6. L'analyse des faciès de rupture a mis en avant des sites d'amorçage qui peuvent être des défauts de type lack-of-fusion ou de la rugosité à l'échelle des particules de poudre ou de l'ondulation de surface traitée comme des défauts. Dans certains cas, il a été noté plusieurs sites d'amorçage mais le défaut principal a pu être quantifié, permettant ainsi d'établir un diagramme de Kitagawa pour les éprouvettes d'étude. Dans le cas des éprouvettes Br-EOS-Bar-Z-T6, à iso-défauts, on note une meilleure tenue en fatigue par rapport à l'état de référence usiné, qui peut être due à une meilleure microstructure en sub-surface, caractérisée ici par l'hétérogénéité de la répartition du silicium dans l'éprouvette et des grains a priori plus fins du fait d'un refroidissement plus rapide des contours. Cette hétérogénéité de répartition du silicium traduit l'effet de la stratégie de balayage différente entre cœur et contour. Au-delà des effets d'intégrité de surface, on a pu associer la dispersion des résultats de fatigue sur surfaces brutes d'une part à la morphologie des défauts de type lack-of-fusion et d'autre part à la rugosité de surface au sens des particules de poudre ou de l'ondulation de surface. Dans le cas des ruptures dues à la rugosité de surface, on peut retenir que s'il est relativement simple de quantifier une taille pour l'ondulation de surface et de positionner un point sur le diagramme de Kitagawa, il est un peu plus délicat de le faire dans le cas des ruptures à partir de la rugosité à l'échelle des particules de poudre. Aussi, toutes les éprouvettes présentent les deux échelles de rugosité ainsi que les défauts et la rupture peut être le fait de l'un ou l'autre paramètre. Quand cela est possible, les défauts et la rugosité de surface sont quantifiés au travers du paramètre  $\sqrt{\text{aire}}$ . Ainsi, il se pose naturellement la question de la nocivité du site d'amorçage du point de vue de l'acuité. En d'autres termes, comment considérer la compétition entre rugosité et défaut isolé ? Ce thème fera l'objet des paragraphes suivants.

IV.3. Analyse de la compétition défauts/rugosité en surface

IV.3.1. Approche expérimentale

L'analyse du diagramme de Kitagawa en Figure IV-11 montre que les défauts critiques rencontrés en surface brute sont généralement grossiers (> 200 µm). Afin d'aborder la notion de compétition entre rugosité de surface et défauts isolés caractérisés par la taille au sens de la racine de l'aire, des défauts artificiels sont créés par électro-érosion dans deux lots (T6 ou non T6) de trois éprouvettes. Dans un lot donné, chaque éprouvette contient un défaut créé avec un fil de diamètre 400 µm, 250 µm ou 150 µm. Afin de limiter les effets parasites éventuellement dus au protocole de suppression de supports, seules les éprouvettes verticales sont retenues pour cette analyse. Aussi, ce choix permet de s'affranchir des éventuels effets d'anisotropie que l'on peut rencontrer en surface du fait de la stratégie de lasage des contours. Après rupture des éprouvettes, les résultats sont rangés par type de microstructure (T6 ou non). Une analyse visuelle des éprouvettes permet dans certains cas, de dire si la rupture est due ou non à des défauts artificiels. Les données d'analyses sont répertoriées dans le Tableau IV-4

Tableau IV-4:Données brutes d'essais sur éprouvettes Br-EOS-Bar-Z, avec et sans T6, contenant des défauts artificiels créés avec trois fils de diamètres différents.

	Diamètre du fil (µm)	Site d'amorçage Déf. Art. / Déf.	Contrainte à rupture (MPa)	Nombre de cycle à rupture	Nb de paliers à non-rupture
T6	400	Déf. Nat.	40	720 000	1
	250	Déf. Art.	60	950 000	3
	150	N.I.*	80	137 000	4
Non T6	400	Déf. Art.	30	800 000	0
	250	Déf. Nat.	70	300	4
	150	N.I.*	60	300 000	3

NI : Non Identifiable à l'œil nu

Les six faciès de rupture ont été analysés au MEB (cf. Figure IV-14). Les sites d'amorçage non identifiés tels que mentionnés au Tableau IV-4 sont des défauts naturels. D'une part il s'agit d'un défaut de type lack-of-fusion (cf. Figure IV-14-c) et d'autre part, c'est un défaut assimilable à l'ondulation de surface (cf. Figure IV-14-f) qui est critique. Toutes les tailles de défauts critiques ont été mesurées. Rappelons ici que les tailles de défauts artificiels, semi-phériques ou semi-elliptiques sont quantifiées en appliquant la relation :

$$\sqrt{aire} = \frac{1}{2} \sqrt{\pi \phi P} \quad \text{Équation IV-47}$$



Avec  $\varnothing$  le diamètre du défaut débouchant, supérieur au diamètre du fil, et  $P$  la profondeur du défaut due à la pénétration du fil lors du procédé d'électro-érosion.

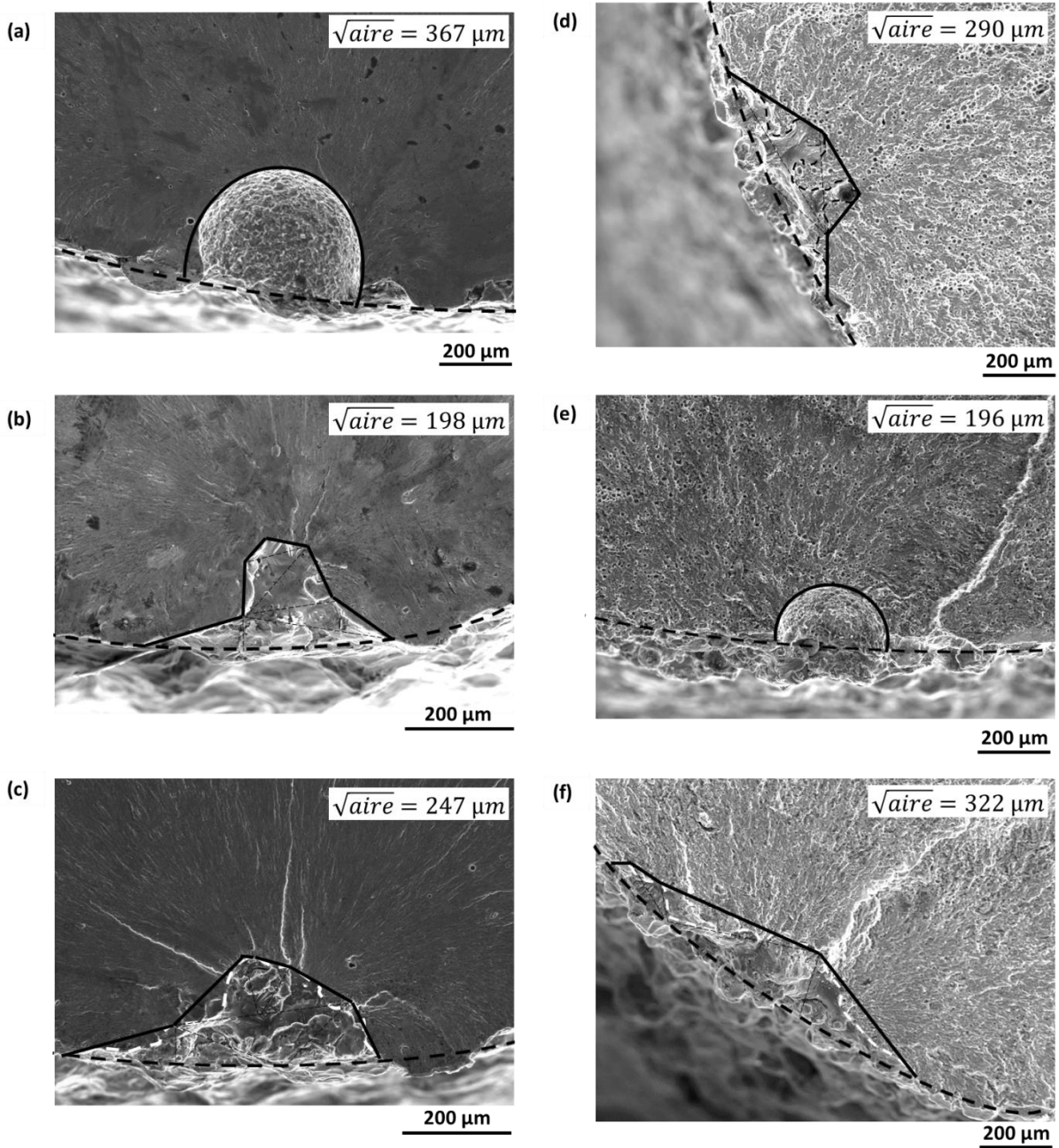


Figure IV-14: Analyse des sites d'amorçage d'éprouvettes Br-EOS-Bar-Z (a, b et c) et Br-EOS-Bar-Z-T6 (d, e et f). Cas non T6 : (a) rupture directe à 30 MPa après 800 000 cycles, (b) et (c) limites de fatigue à 1 million de cycles de 60 et 53 MPa respectivement. Cas T6, limites de fatigue à 1 million de cycles de, (d) 37 MPa, (e) 59 MPa et (f) 71 MPa.

Avant toute autre analyse, les résultats sont positionnés sur un diagramme de Kitagawa comme le montre la Figure IV-15 . Seules les éprouvettes verticales, usinées ou avec sections utiles brutes de fabrication, sont représentées.



Comparativement aux éprouvettes Br-EOS-Bar-Z-T6 qui ont fait l'objet de l'analyse en section IV.2 (triangles vides) on note une forte diminution de la limite de fatigue des éprouvettes Br-EOS-Bar-Z-T6 contenant les défauts artificiels (losanges vides). L'analyse des faciès de rupture ne permet pas d'expliquer les résultats. De même, toutes les éprouvettes ont été produites avec les paramètres standards mais sur des plateaux différents. Les abattements observés peuvent être des artefacts de production ou expérimentaux susceptibles d'induire une certaine variabilité que l'on ne maîtrise pas.

En revanche, les éprouvettes non traitées (losanges pleins) semblent en accord avec ceux précédemment analysés en section IV.2 (triangles pleins). On note tout de même un point particulièrement bas, à 30 MPa, qui ne correspond pas tout à fait à une limite de fatigue au sens de la méthode par palier. La rupture de l'éprouvette ayant eu lieu au premier palier sous une charge de 30 MPa, après 800 000 cycles on considère que la limite de fatigue est proche des 30 MPa de chargement. Ce sont les éprouvettes non traitées qui seront analysées en détail en vue d'extraire les éléments de compréhension de la notion de compétition entre défaut isolé et rugosité.

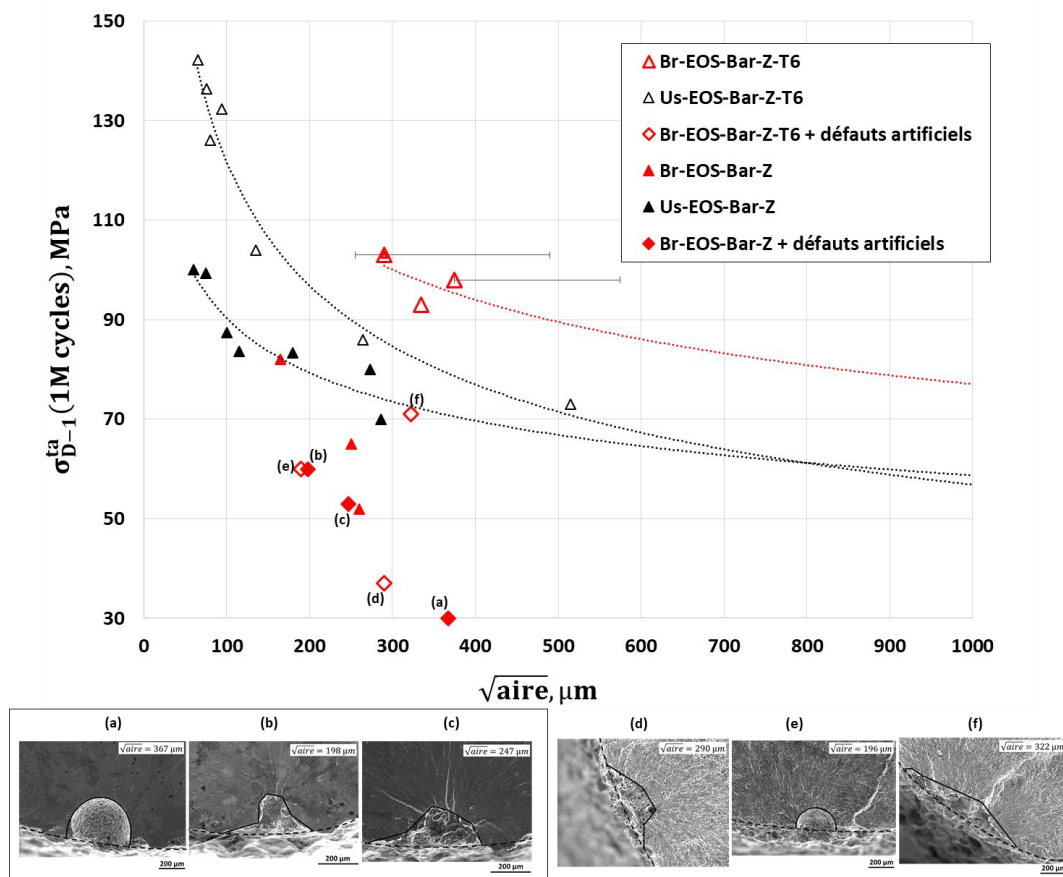


Figure IV-15: Évolution de la limite de fatigue (traction  $R = -1$ ) du matériau avec surface brute de fabrication au travers de la taille de défaut. Prise en compte de la compétition entre défauts artificiels et rugosité.

L'analyse des faciès de rupture, Figure IV-14-b et c montrent que les défauts naturels ayant menés à rupture sont respectivement l'ondulation de surface et un défaut de type lack-of-

fusion également débouchant à la surface libre. Rappelons ici que les deux éprouvettes dont les ruptures émanent des défauts naturels, Figure IV-14-b et c, contiennent des défauts artificiels créés avec des fils de diamètres 250  $\mu\text{m}$  et 150  $\mu\text{m}$  respectivement. L'analyse des fûts d'éprouvettes au microscope optique peut permettre de reconstruire le profil des défauts artificiels, par une série d'images prises à différentes altitudes entre le fond du défaut et la surface de l'éprouvette.

Le défaut créé avec un fil fin de 150  $\mu\text{m}$  n'est pas visible sur le fût de l'éprouvette, certainement du fait de la rugosité totale et de l'ondulation de surface. La résolution de l'appareil ne permet pas non plus de détecter les éventuelles zones attaquées par le fil. Afin d'appuyer cette hypothèse, une cartographie d'une surface où est censée se trouver la zone de création du défaut recherché a été faite au microscope optique à variation de focale dotée d'une résolution verticale sub-micronique. Le profil de surface a été reconstruit et sur cette surface, la rugosité a été quantifiée. Il en ressort que le diamètre de fil choisi (150  $\mu\text{m}$ ) est nettement inférieur à la distance moyenne entre crêtes d'ondulation ce qui rend difficile la possibilité de détecter un contour entier (cercle) dû au fil. De même, la profondeur cible (150  $\mu\text{m}$ ) est inférieure au paramètre de rugosité de vallée ( $R_v$ ), ce qui tend à justifier qu'on ne détecte pas le fond du défaut créé.

Cependant, le défaut créé avec le fil de diamètre 250  $\mu\text{m}$  est facilement identifiable au microscope optique classique. Le profil est reconstruit en Figure IV-16 et les paramètres  $\varnothing$  et  $P$  en sont extraits et la taille de défaut qui en découle, au sens de la racine de l'aire est d'environ 207  $\mu\text{m}$  ; c'est-à-dire équivalente à la taille du défaut naturel mesuré sur le faciès de rupture (cf. Figure IV-14-b).

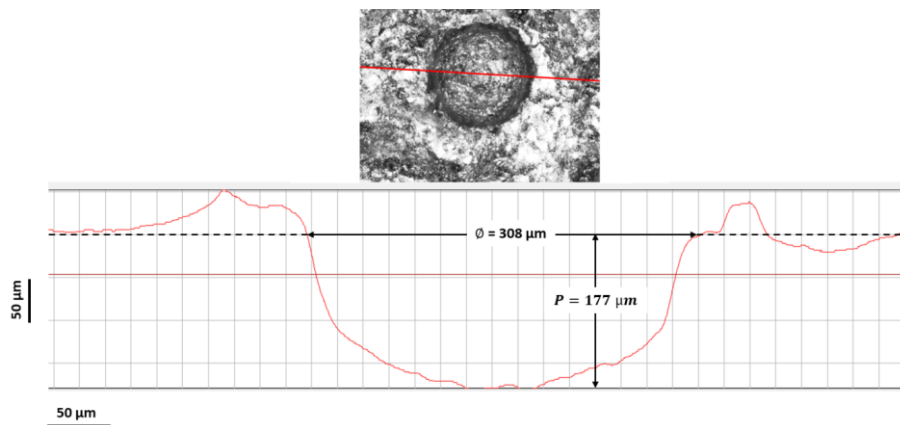


Figure IV-16: Reconstruction par analyse optique du profil d'un défaut créé par électro-érosion avec un fil de diamètre 250  $\mu\text{m}$  dans le fût d'une éprouvette Br-EOS-Bar-Z.

On peut alors noter qu'à taille équivalente, l'ondulation de surface semble plus nocive qu'un défaut isolé artificiellement créé par électro-érosion. De plus, l'analyse du profil obtenu montre que le défaut artificiel est relativement sphérique, alors qu'une analyse MEB du défaut d'ondulation de surface, à fort grossissement, montre des entailles en fond de défaut qui peuvent augmenter ainsi sa nocivité. À cet effet, il convient ici de rappeler que les analyses MEB ne donnent qu'une projection du défaut dans le plan perpendiculaire à la direction de sollicitation. Par conséquent, les images qui en découlent ne permettent pas de discuter solidement des effets

de morphologie en fond de défaut. Ainsi, afin de donner des informations locales au fond du défaut critique, une analyse 3D de ce dernier a été faite au microscope optique à variation de focale et le résultat est matérialisé à la Figure IV-17. Le contour du défaut est matérialisé en trait interrompu ; il s'agit d'un contour grossier qui ne prend pas en compte les singularités visibles en fond de défaut. Les régions blanches sont celles qui n'ont pas été indexées et les zones sombres, elles, correspondent aux hauteurs hors échelles. Une analyse similaire a été faite pour l'éprouvette Br-EOS-Bar-Z rompue du fait d'un défaut naturel d'environ 247 (cf. Figure IV-14-c) en présence d'un défaut artificiel a priori sphérique, créé avec un fil de diamètre 150  $\mu\text{m}$ . Il en ressort que les défauts naturels présentent des fonds relativement rugueux avec des dénivelés (distance entre pics et vallées) pouvant atteindre 50  $\mu\text{m}$ , contrairement aux défauts artificiels à fonds lisses a priori [38], [52], [85], [101]. Cette analyse permet de donner une information locale de la morphologie du défaut critique et d'apporter des éléments de discussion sur la nécessité de prendre en compte les effets d'acuité de défaut sur la tenue en fatigue de l'alliage d'étude.

Les résultats expérimentaux suggèrent que les aluminiums de fabrication additive n'ont pas une tenue en fatigue similaire à celle des alliages de fonderie. En effet, il a été montré dans le cadre des travaux de thèse de Rotella [101] que la présence d'une entaille en fond de défaut artificiel n'impacte pas la limite de fatigue d'un alliage A357-T6 de fonderie. Une explication à ce phénomène peut être le comportement à l'amorçage qui est assez différent entre les deux types de matériau du fait des tailles de grains très différentes. Il a en effet été montré au chapitre III de ce manuscrit que la part d'amorçage n'est pas négligeable dans la durée de vie en fatigue de l'alliage d'étude.

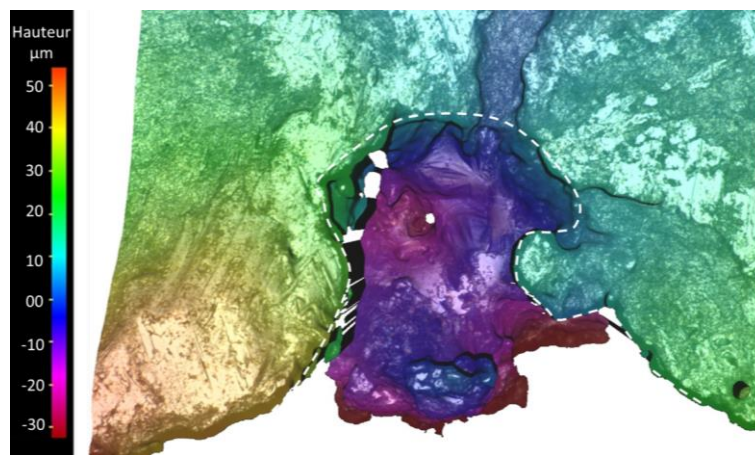


Figure IV-17: Caractérisation par microscopie optique à variation de focale de la morphologie du défaut critique d'une éprouvette Br-EOS-Bar-Z.

Il en résulte, à l'issue de cette section, que pour certaines tailles de défauts artificiels sphériques à fond « lisse », ce sont les défauts naturels, parfois de taille inférieure, qui pilotent la limite de fatigue. L'analyse du fond des défauts a mis en avant des considérations d'acuité locale responsable de la nocivité des défauts naturels. À la section suivante, il est proposé un scénario, basé sur des calculs analytiques de  $K_f$ , pour comprendre la notion de compétition entre défaut et rugosité (entaille et ondulation).

IV.3.2. Approche analytique basée sur le facteur  $K_t$  ou  $K_f$

À la section précédente, il a été observé que les ruptures émanent toujours d'un défaut. Ce défaut peut être naturel, isolé, de type lack-of-fusion ou alors artificiel, créé par électroérosion.

Rappelons que l'analyse des parties utiles a montré par ailleurs que toutes les éprouvettes possèdent les deux types de rugosité aux échelles de l'ondulation de surface et des particules de poudre (effets d'entailles). La présence de défaut débouchant peut donc être analysée comme de la rugosité à l'une des échelles précédentes. Ainsi, le facteur de concentration de contrainte  $K_t$  sera déterminé analytiquement sous deux points de vue. Il en découlera l'évaluation du coefficient d'abattement en fatigue  $K_f$ , entre une surface usinée et une surface brute de fabrication.

Dans un premier temps, l'aspect ondulation de surface est traité en s'appuyant de la Figure IV-18. Pour chaque défaut (ondulation de surface), le facteur  $K_t$  est d'abord calculé au sens de Peterson :

$$\bar{K}_t = 1 + n \sqrt{\frac{\bar{t}}{\bar{\rho}}} \quad \text{Équation 48}$$

où  $\bar{\rho}$  désigne le rayon en fond d'entaille,  $\bar{t}$  sa profondeur et  $n = 2$  (en traction).

Connaissant  $K_t$ , le facteur  $K_f$  est calculé :

$$\bar{K}_f = 1 + q(\bar{K}_t - 1) \quad \text{Équation 49}$$

Où  $q$  désigne le paramètre de sensibilité au défaut du matériau.

$$q = \frac{1}{(1 + \gamma/\bar{\rho})} \quad \text{Équation 50}$$

En considérant la valeur de la constante matériau  $\gamma$  de 0,51 pour les aluminiums tels que préconisé par Dowling [95]. Rappelons ici que ce paramètre traduit la sensibilité du matériau au défaut. Pour le matériau d'étude, il en résulte que le facteur  $K_t$  est équivalent au facteur  $K_f$ .

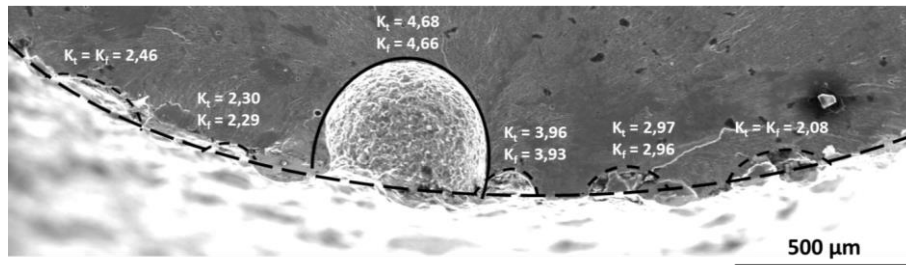


Figure IV-18: Mise en évidence des coefficients  $K_t$  et  $K_f$  dus à l'ondulation de surface et à la présence d'un défaut artificiellement créé dans une éprouvette Br-EOS-Bar-Z, contenant un défaut artificiel semi-sphérique d'environ 367 μm en racine de l'aire ; rupture à 30 MPa après 800 000 cycles.

Bien que l'approche de Peterson telle qu'appliquée semble confirmer que la rupture a lieu sur le défaut de plus fort  $K_t$ , il est tout de même important de mettre en avant la mauvaise estimation du  $K_t$  de la sphère, connu à 2,05 en traction ; ce qui remet en question la validité des calculs de  $K_t$  proposés pour les autres défauts. Rappelons ici que l'approche de Peterson est mieux adaptée aux entailles macroscopiques sur pièces de structure.

L'analyse précédente ne permet pas de comprendre la notion de compétition entre taille de défaut et rugosité.

Dans un second temps, l'analyse est basée sur les aspects locaux de rugosité en fond de défaut. Cette approche peut être généralisée à la rugosité à l'échelle des particules de poudre. Dans ce contexte, il est question de discuter qualitativement des notions de  $K_t$  ou  $K_f$  pour deux défauts de tailles équivalentes, l'un artificiel et l'autre inhérent au procédé de fabrication. L'éprouvette dont le faciès est présenté en Figure IV-14-b est particulièrement adaptée dans la mesure où elle contient deux défauts de tailles équivalentes, l'un, naturel, débouchant donc assimilable à un défaut de surface (rugosité de poudre ou d'ondulation), et l'autre, artificiellement créé par électro-érosion, de fond *a priori* lisse. Pour le défaut artificiel, on s'attend à un  $K_t$  ou  $K_f$  plus doux comparativement au défaut naturel présentant un fond entaillé comme l'on peut voir sur la Figure IV-19. Ces entailles sont susceptibles de générer un fort  $K_t$ .

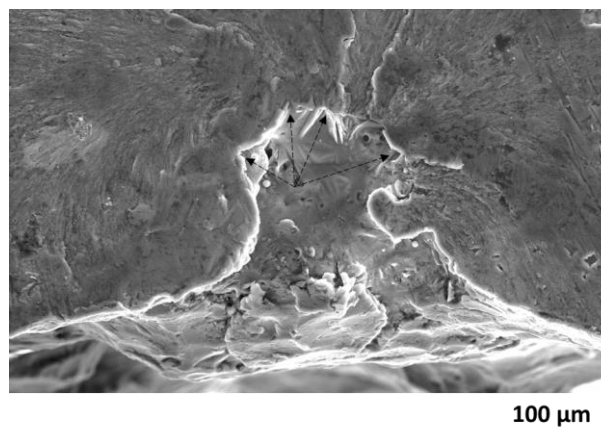


Figure IV-19: Mise en évidence des entailles sur les contours d'un défaut naturel inhérent au procédé et d'une valeur locale des facteurs  $K_t$  et  $K_f$ . Cas d'une éprouvette Br-EOS-Bar-Z dont la limite de fatigue à 1 million de cycles vaut 60 MPa.



Cette analyse propose alors qu'à taille équivalente, un défaut naturel observé sur le faciès de rupture est plus nocif que le défaut artificiel du fait des états de surface en fond de défaut qui peuvent générer des  $K_t$  plus ou moins sévères. En d'autres termes, à iso-tailles de défauts, l'acuité du défaut impacte la limite de fatigue de l'alliage AlSi10Mg. En aidant à la compréhension de l'analyse de la compétition entre défaut et rugosité de surface, la sensibilité de l'AlSi10Mg aux entailles propose en outre qu'à taille identique, toutes choses égales par ailleurs, un défaut de type porosité gazeuse, généralement de fond lisse est moins nocif qu'un défaut de type lack-of-fusion généralement de fond rugueux.

#### IV.4. Influence de quelques paramètres du procédé d'élaboration sur la limite de fatigue

##### IV.4.1. Présentation des productions

Cette partie de l'étude a été menée dans le cadre d'un projet collaboratif entre Zodiac et ses partenaires : le projet AMANDE.

Afin d'amorcer une réflexion vers l'optimisation du procédé, cette section propose d'évaluer l'impact de quelques paramètres de fabrication sur la tenue en fatigue. Deux lots d'éprouvettes verticales sont produits à cet effet sur une machine EOS M280. À chaque lot correspond une poudre différente. Ces poudres sont toutes deux obtenues par atomisation, les particules de poudre sont sphériques mais diffèrent notamment par leur granulométrie.  $D_{10}$ ,  $D_{50}$  et  $D_{90}$  désignent respectivement les diamètres des 10%, 50% et 90% des particules. Les fiches techniques des différentes poudres sont données en annexes 2, 3 et 4.

Tableau IV-5: Données techniques relatives aux poudres Hermillon et Tekna.

	Analyses chimiques (% at.)				Analyses granulométriques		
	Al	Si	Mg	Fe	$D_{10}$	$D_{50}$	$D_{90}$
Hermillon (données du CETIM)	Bal.	9,7	0,44	0,14	9,7	37,3	88,4
Tekna (données du fournisseur)	Bal.	10,3	0,33	0,17	25,1	36,1	53,4
Poudre, matériau de référence	Bal.	10,3	0,4	0,2	/	/	/

Pour une puissance du laser fixée à 350 Watts, trois paramètres du procédé sont évalués :

- L'épaisseur de couche de poudre déposée  $E_c$  ;
- La vitesse de balayage ;
- L'espacement entre traits de lasers  $H_d$ .

Le Tableau IV-6 donne une synthèse des éprouvettes utilisées. Pour chaque jeu de paramètres, 3 éprouvettes sont produites. Au lieu des filetages dans les têtes, les éprouvettes étudiées dans le cadre du projet AMANDE [116] possèdent des méplats (cf. Figure IV-20) pour permettre la fixation par les mors de la machine de test.



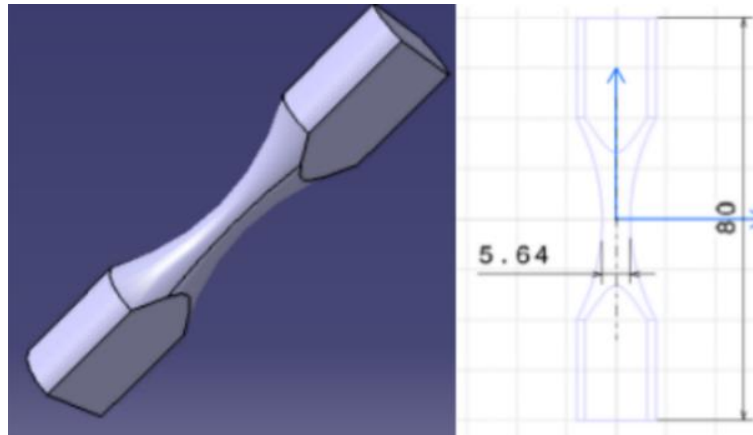


Figure IV-20: Géométrie des éprouvettes utilisées dans le cadre du projet AMANDE [116]

Deux lots d'éprouvettes (Lot I et lot X) sont étudiés. Afin de simplifier la démarche d'analyse, les éprouvettes sont produites dans une seule direction (verticale), de façon à s'affranchir de l'effet du mode de suppression des supports de construction. Dans le cadre du projet AMANDE, les éprouvettes ont toutes subi un traitement thermique T6 différent de ce qui a été pratiqué jusqu'ici :

- Mise en solution, 10 h à 540 °C ;
- Trempe à l'eau ;
- Revenu, 6 h à 160°C.

Un grenailage a été effectué avant et après T6 (80 mesh, 5 bars). Ainsi, toutes les éprouvettes ont une surface similaire. Avant traitement thermique et grenailage, toutes les éprouvettes n'ont pas subi de détensionnement, mais on peut considérer qu'après le traitement thermique T6 pratiqué, le niveau de contrainte résiduelle est équivalent d'une éprouvette à l'autre. L'analyse des résultats sera faite sous cette réserve.

Tableau IV-6: Présentation des paramètres du procédé explorés (la densité d'énergie est calculée pour un spot de 80  $\mu\text{m}$  de diamètre).

	Jeu de paramètres	e ( $\mu\text{m}$ )	V (mm/s)	H <sub>d</sub> ( $\mu\text{m}$ )	E <sub>v</sub> (J/mm <sup>3</sup> )	Nb. ép.	Identification ep.
Lot I	P1	50	1150	100	76	3	Br-EOS-Bar-Z-Lot-I-P1
	P2	100	930	170	47	3	Br-EOS-Bar-Z-Lot-I-P2
	P3	50	930	170	94	3	Br-EOS-Bar-Z-Lot-I-P3
Lot X	P1	50	1150	100	76	3	Br-EOS-Bar-Z-Lot-X-P1
	P2	100	930	170	47	3	Br-EOS-Bar-Z-Lot-X-P2
	P3	50	930	170	94	3	Br-EOS-Bar-Z-Lot-X-P3

IV.4.2. Résultats d'essais

Les essais de fatigue ont été menés par le Cetim de Casablanca au Maroc, sur une machine vibrante pilotée en force à un rapport de charge  $R = -1$ . Dans le cadre de cette campagne expérimentale, le premier niveau d'essais est fixé à 40 MPa. En cas de non-rupture à un million de cycles, des paliers de 15 MPa sont ensuite réalisés jusqu'à rupture de l'éprouvette. Comme précédemment, la rupture se traduit par une chute de fréquence. Les données brutes d'essais sont répertoriées au Tableau IV-7. Les chiffres en gras traduisent les nombres de cycles à rupture au sens de la chute de fréquence. Comme toutes les éprouvettes ont subi au moins un palier non-rupture, elles possèdent toutes une limite de fatigue au sens de la méthode par paliers définie au chapitre 2 de ce manuscrit.

Tableau IV-7: Résultats des essais de fatigue pour chaque lot d'éprouvettes

	Contrainte appliquée (MPa)	Nombre de cycles, P1			Nombre de cycles, P2			Nombre de cycles, P3		
Lot I	85	/	28 0819	/	/	/	/	30 309	229 045	297 940
	70	/	10 <sup>6</sup>	821 153	409 946	564 226	463 967	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>
	55	270 787	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>
	40	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>
Lot X	85	139 224	/	352 412	/	/	/	19 9195	/	47 971
	70	10 <sup>6</sup>	670 810	10 <sup>6</sup>	478 649	492 884	344 649	10 <sup>6</sup>	931 774	10 <sup>6</sup>
	55	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>
	40	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>6</sup>

La Figure IV-21 exprime la contrainte appliquée en fonction du nombre de cycles à rupture. Seuls les points à rupture sont représentés. Pour des contraintes menant à rupture, on note une forte dispersion des durées de vie. Cette dispersion de durée de vie n'est pas associable à ce stade, aux paramètres du procédé ou au type de poudre utilisée. L'objet des paragraphes suivants est de tenter de découpler les différents effets.

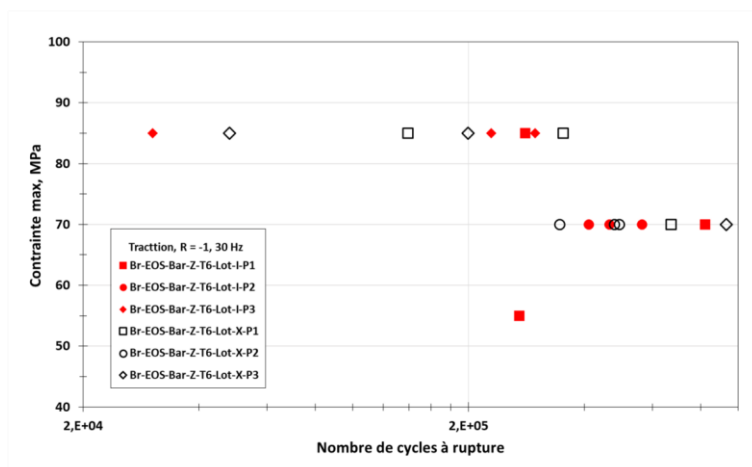


Figure IV-21: Influence des paramètres de fabrication sur la durée de vie en fatigue. Prise en compte de deux lots de poudres différentes par leur morphologie et granulométrie.

IV.4.3. Analyse des résultats

IV.4.3.1. Prise en compte du cumul unitaire des dommages sur la dispersion des résultats

Dans le cadre de cette étude, les limites de fatigue sont évaluées, d'une part en appliquant la méthode par paliers sans effets de l'historique de chargement, et d'autre part, en considérant le cumul unitaire du dommage au sens de Miner. Comme présenté au Chapitre 1 de ce manuscrit, le dommage total à rupture d'une éprouvette s'écrit :

$$D = \sum_{i=1}^p \frac{n_i}{N_{Ri}} = 1 = \sum_{i=1}^p \frac{n_i}{C \cdot \sigma_i^{-\frac{1}{\alpha}}} \quad \text{Équation 51}$$

Avec  $N_{Ri}$  exprimée par une loi de type Basquin :

$$N_{Ri} = C \cdot \sigma_i^{-\frac{1}{\alpha}} \quad \text{Équation 52}$$

Où C désigne le facteur d'échelle du modèle et  $\alpha$  la pente de Basquin.

On peut alors exprimer le facteur d'échelle C suivant l'équation :

$$C = \sum_{i=1}^p n_i \cdot \sigma_i^{\frac{1}{\alpha}} \quad \text{Équation 53}$$

Connaissant le facteur C, on peut estimer la limite de fatigue à N cycles (ici N = 10<sup>6</sup> cycles) par l'expression :

$$C = \sum_{i=1}^p n_i \cdot \sigma_i^{\frac{1}{\alpha}} = N \cdot [\sigma_{D-1}^{ta}(N)]^{\frac{1}{\alpha}} \quad \text{Équation 54}$$

Et la limite de fatigue, prenant en compte le cumul unitaire des dommages s'écrit alors :

$$\sigma_{D-1}^{ta}(N) = \left[ \frac{C}{N} \right]^{\frac{1}{\alpha}} = \left[ \frac{\sum_{i=1}^p n_i \cdot \sigma_i^{\frac{1}{\alpha}}}{N} \right]^{\alpha} \quad \text{Équation 55}$$

Pour une pente de Basquin donnée, on peut facilement calculer l'écart entre la limite de fatigue calculée en prenant en compte la notion de cumul de dommage et la limite de fatigue calculée en négligeant ces aspects (méthode par palier). Dans cette étude, on considère  $\alpha = 0,13$  (pente obtenue empiriquement en fittant les résultats d'essais sur éprouvettes Br-EOS-Bar-Z-T6 par une loi de Basquin obtenue par la méthode des moindres carrés). Pour cette pente de Basquin, les limites de fatigue sont calculées et comparées à celles obtenues par la méthode par paliers. Les écarts quantifiés sont analysés relativement au nombre de paliers à non-rupture vécus par l'éprouvette (cf. Figure IV-22).

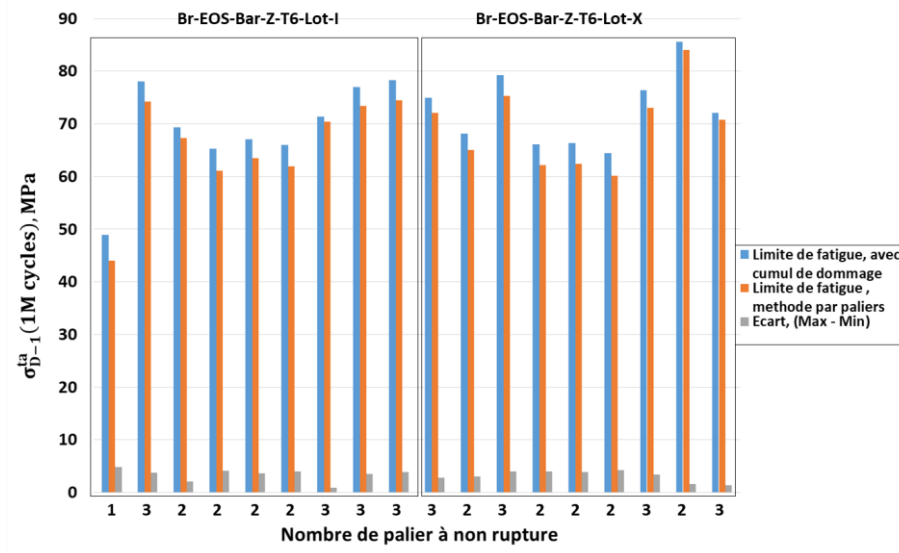


Figure IV-22: Comparaison des limites de fatigue, prise en compte du type de poudre, et des et des paramètres du procédé.

Les écarts quantifiés sont négligeables. On note également une certaine dispersion des résultats qui ne semble pas liée au nombre de paliers de non-rupture. En d'autres termes, la dispersion des résultats de limite de fatigue, voire de contrainte à rupture, n'est pas un effet du cumul des dommages induits par les paliers à non-rupture. Par ailleurs, il est également difficile, au vu de la Figure IV-22, d'associer la dispersion de la limite de fatigue aux paramètres du procédé ou même de l'interaction laser matière due au type de poudre utilisé. Une analyse basée sur le diagramme de Kitagawa, absolument nécessaire pour découpler les effets des autres paramètres, est d'abord proposée.

#### IV.4.3.2. Approche Kitagawa

Les faciès de rupture sont analysés de façon globale avec une vision d'ensemble de la surface (Figure IV-23, Figure IV-24, Figure IV-25 et Figure IV-26), et de façon locale où l'attention est portée sur le site d'amorçage (Figure IV-23, Figure IV-24, Figure IV-25 et Figure IV-27).

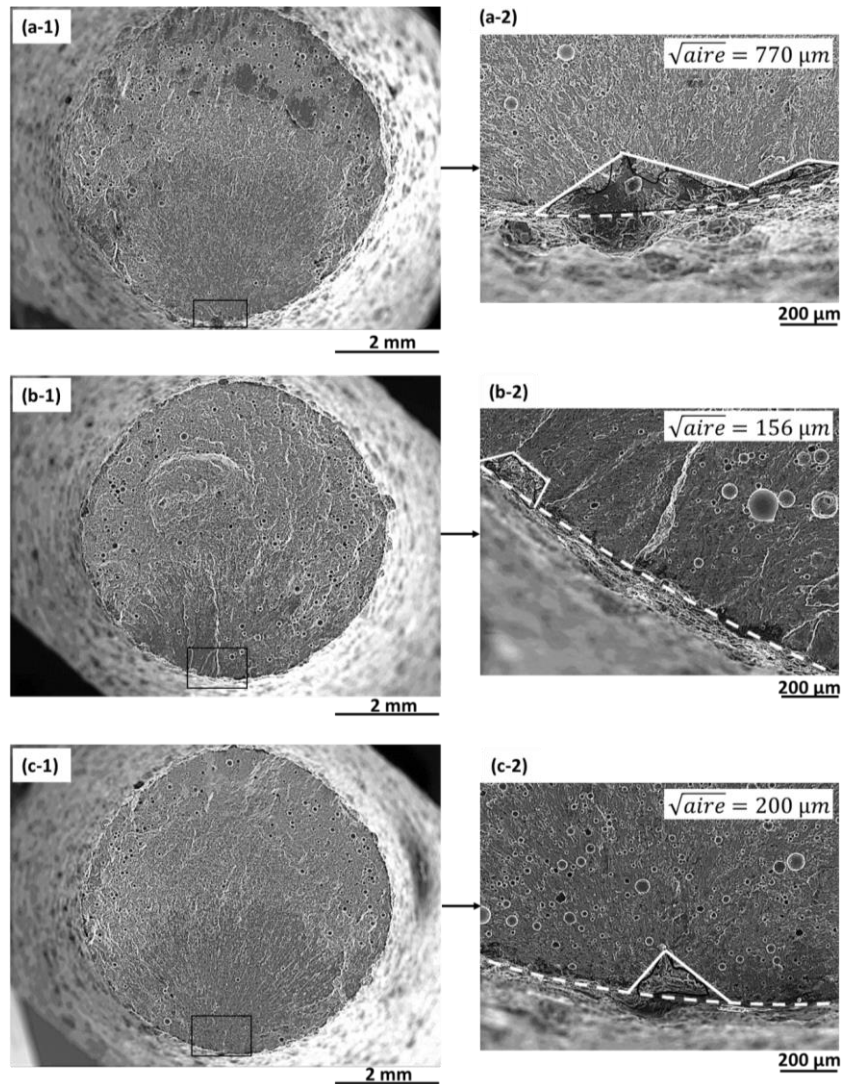


Figure IV-23 : Analyse des faciès de rupture des éprouvettes Br-EOS-Bar-Z-lotI-P1, (a-1, 2 et 3) vue d'ensemble du faciès et localisation de la zone d'amorçage, (b-1, 2 et 3) caractérisation du site d'amorçage. Les limites de fatigue à 1 million de cycles sont calculées pour chaque éprouvette, (a) 44 MPa, (b) 74 MPa, (c) 67 MPa.



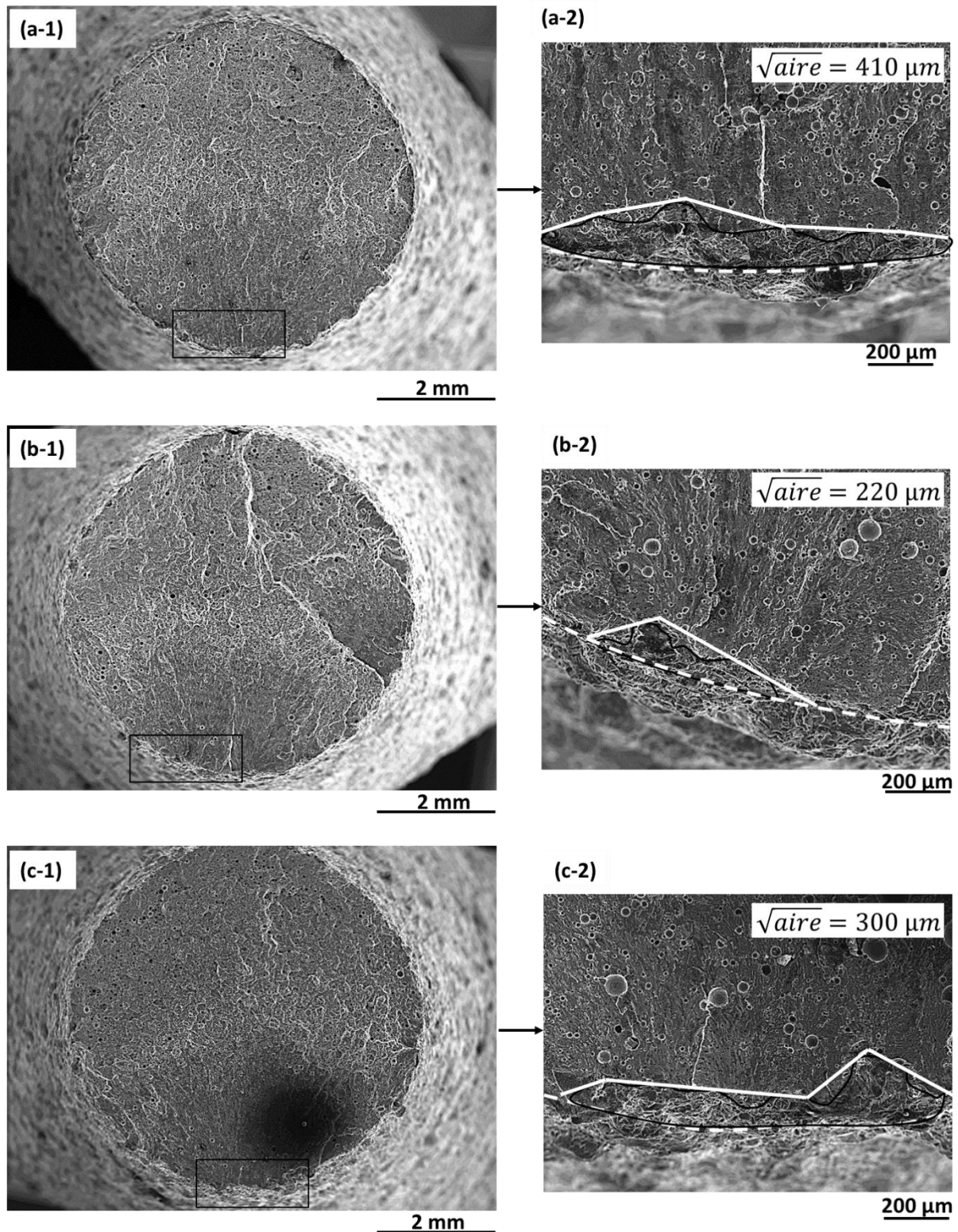


Figure IV-24: Analyse des faciès de rupture des éprouvettes Br-EOS-Bar-Z-lotI-P2, (a-1, 2 et 3) vue d'ensemble du faciès et localisation de la zone d'amorçage, (b-1, 2 et 3) caractérisation du site d'amorçage. Les limites de fatigue à 1 million de cycles sont calculées pour chaque éprouvette, (a) 61 MPa, (b) 63 MPa, (c) 62 MPa.



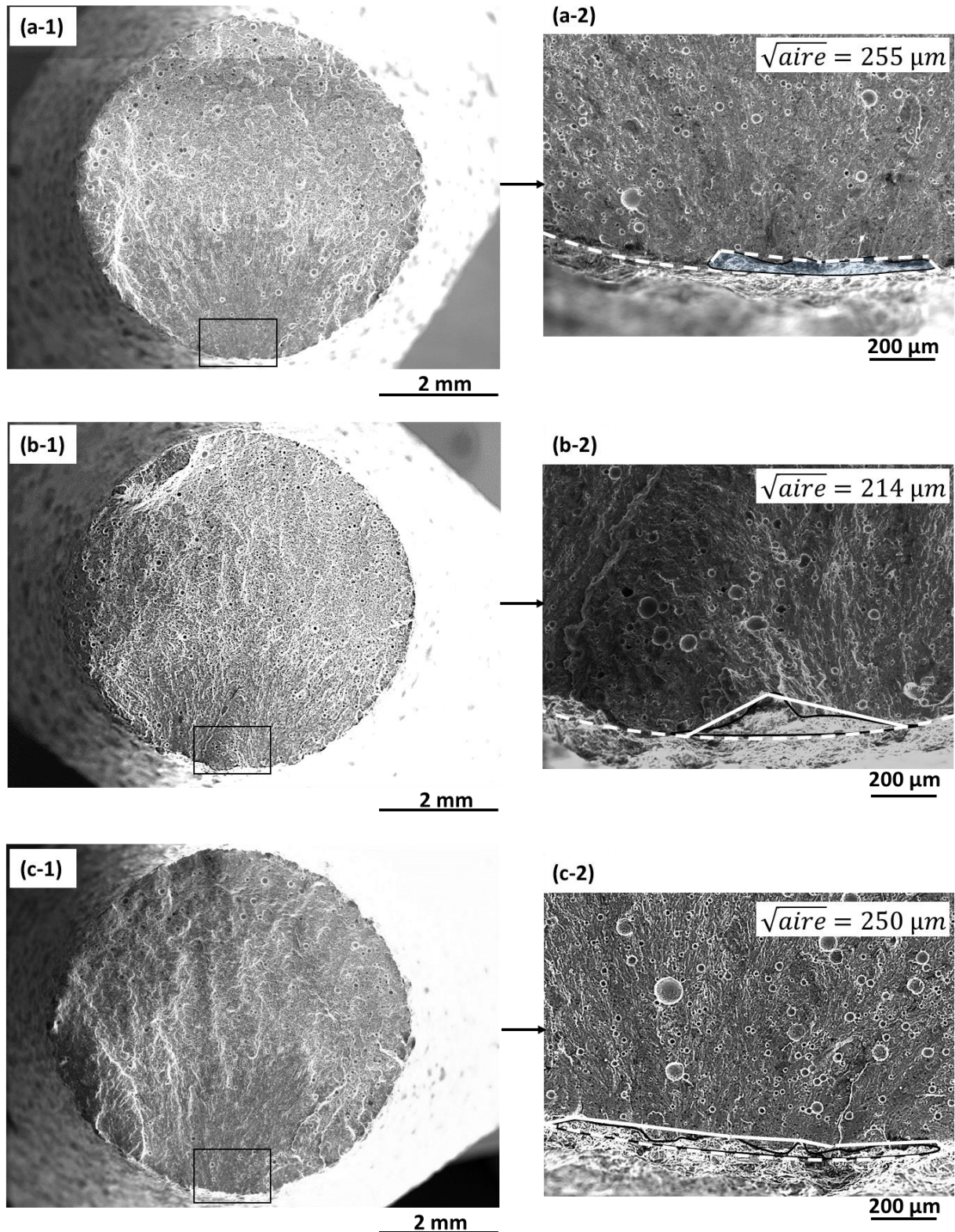


Figure IV-25: Analyse des faciès de rupture des éprouvettes Br-EOS-Bar-Z-lotI-P3, (a-1, 2 et 3) vue d'ensemble du faciès et localisation de la zone d'amorçage, (b-1, 2 et 3) caractérisation du site d'amorçage. Les limites de fatigue à 1 million de cycles sont calculées pour chaque éprouvette, (a) 70 MPa, (b) 73 MPa, (c) 74 MPa.



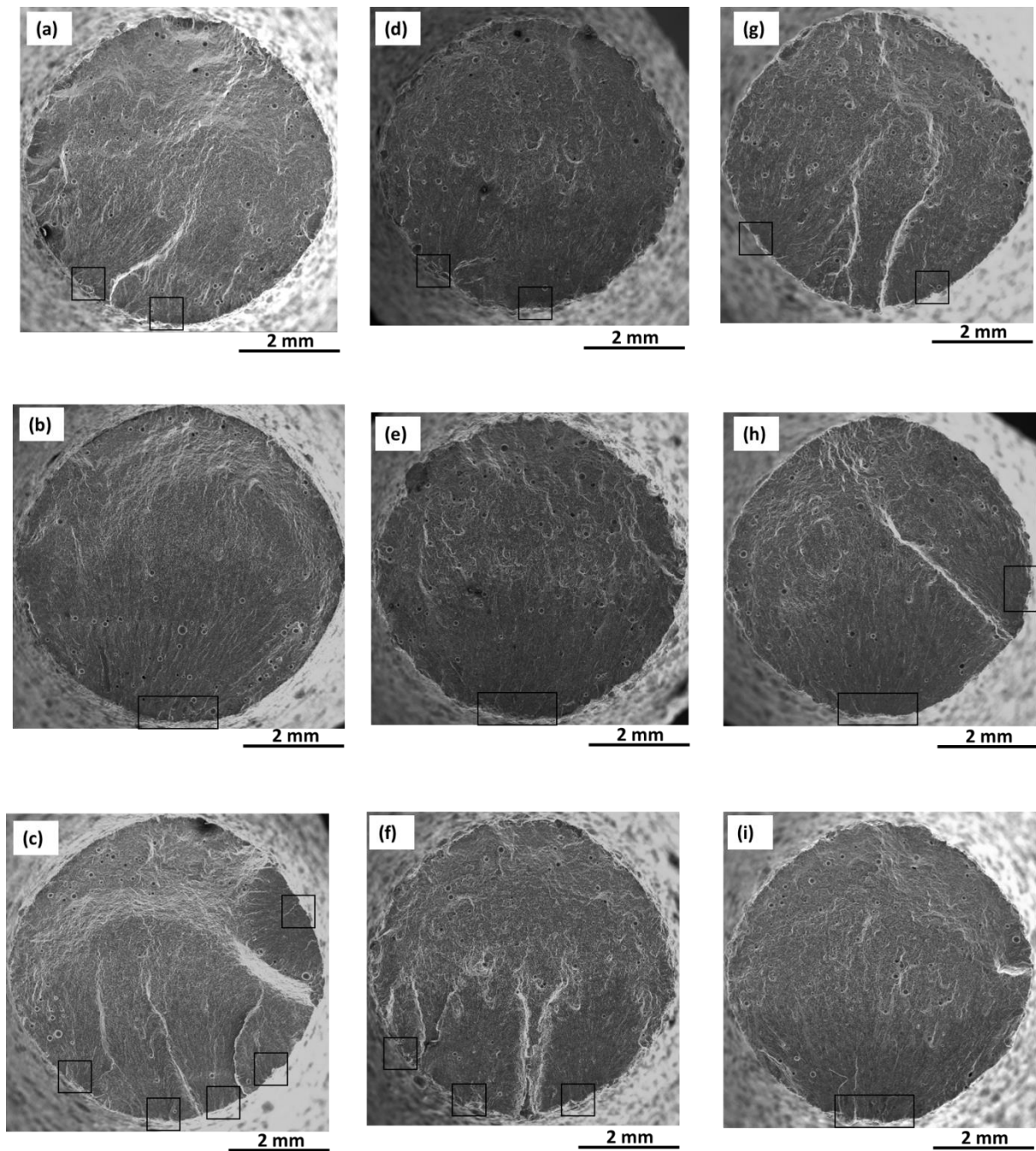


Figure IV-26: Localisation des sites d'amorçage par analyse macroscopique des faciès de rupture des éprouvettes Br-EOS-Bar-Z-lotX, (a, b et c) jeu de paramètre P1, (d, e et f) jeu de paramètre P2, (g, h et i) jeu de paramètre P3. Les limites de fatigue à 1 million de cycles sont calculées pour chaque éprouvette, (a) 72 MPa, deux sites d'amorçage, (b) 65 MPa, un site d'amorçage, (c) 75 MPa, 5 sites d'amorçage, (d) 62 MPa, deux sites d'amorçage, (e) 62 MPa, un site d'amorçage, (f) 60 MPa, trois sites d'amorçage, (g) 73 MPa, deux sites d'amorçage, (h) 69 MPa, deux sites d'amorçage, (i) 71 MPa, un site d'amorçage.

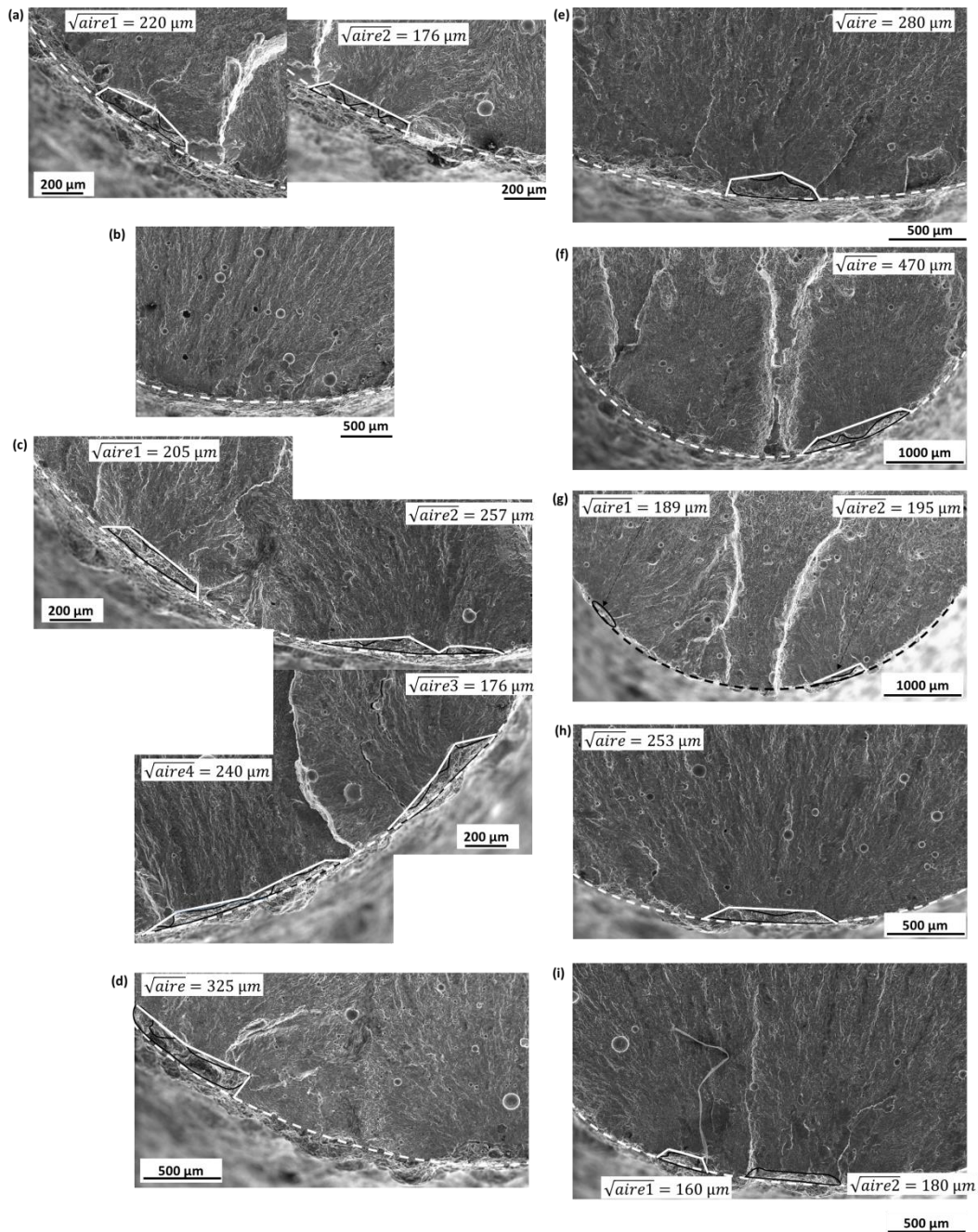


Figure IV-27 : Mesure des défauts critiques sur des faciès d'éprouvettes Br-EOS-Bar-Z-lotX, (a, b et c) jeu de paramètre P1, (d, e et f) jeu de paramètre P2, (g, h et i) jeu de paramètre P3.

Dans le cas des éprouvettes du lot I, l'analyse macroscopique des faciès de rupture (Figure IV-23, Figure IV-24, Figure IV-25 et Figure IV-26) montre que l'amorçage des fissures est essentiellement dû à la rugosité de surface (ondulation) traitée ici comme des défauts uniques. De même, dans le cas des éprouvettes du lot X la rugosité à l'échelle de l'ondulation de surface semble être le paramètre critique en fatigue ; on note plusieurs cas d'amorçages multiples (cf. Figure IV-26). Une analyse locale de la zone d'amorçage permet de conforter l'analyse précédente : il n'existe pas de cas d'amorçage sur défaut isolé assimilable soit à une porosité gazeuse, soit à un lack-of-fusion. Ces défauts sont quantifiés par le paramètre racine de l'aire comme le montrent la Figure IV-26 et la Figure IV-27.



Les résultats sont d'abord comparés à ceux obtenus sur éprouvettes avec sections utiles brutes de fabrication, produites avec les paramètres standards recommandés par le constructeur EOS. On note un abattement significatif de la limite de fatigue à iso-défaut qui est certainement dû à stratégie de balayage des contours.

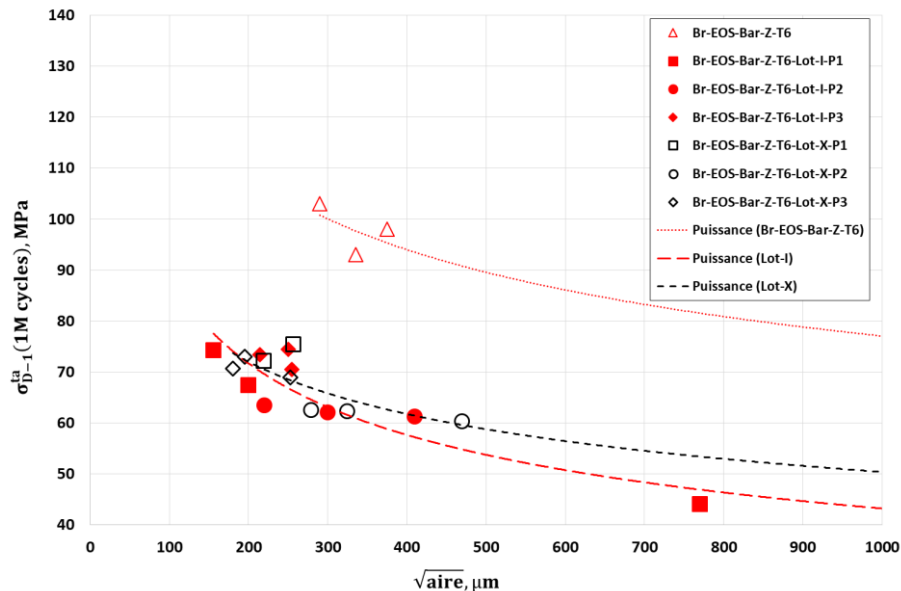


Figure IV-28: Influence des paramètres du procédé sur la limite de fatigue. Comparaison avec les éprouvettes Br-EOS-Bar-Z-T6 réalisées avec les paramètres standards recommandés.

Dans le cas des différentes productions du lot-I comme du lot-X, il est difficile d'établir un lien entre les paramètres du procédé et la taille des défauts critiques quantifiée sur un faciès de rupture par la racine de l'aire. Les résultats d'essais sur éprouvettes des lot-I et X, sont comparés à ceux obtenus sur éprouvettes EOS avec sections utiles brutes de fabrication. Ces dernières sont produites avec les paramètres renseignés au Tableau IV-3. À iso-défauts, les écarts observés traduisent certainement le fait que les paramètres du procédé ont alors un impact sur les autres éléments de la microstructure du matériau.

#### IV.4.3.3. Prise en compte des paramètres du procédé sur l'évolution de la limite de fatigue

Dans la section précédente, le diagramme de Kitagawa a été construit de façon à pouvoir découpler des autres paramètres l'effet de la taille des défauts sur la limite de fatigue. Dans cette section, deux autres aspects sont abordés : l'influence des paramètres du procédé qui impactent inévitablement l'interaction laser-matière.

Le Tableau IV-8 donne des valeurs quantitatives de la limite de fatigue pour chaque jeu de paramètres et pour différentes poudres. Les résultats sont comparés au matériau de référence Br-EOS-Bar-Z-T6. Pour chaque poudre, le jeu de paramètre P1 conduit à des résultats relativement dispersés, mais avec un domaine de variation plus étendu dans le cas du lot I. Cette dispersion des résultats est certainement due à l'interaction laser-matière au sens de la densité d'énergie et la morphologie des particules de poudre [22], [35].

Par ailleurs, les jeux de paramètres P2 et P3 conduisent à des résultats plus reproductibles. On note cependant, indépendamment du type de poudre, une augmentation de la limite de fatigue en passant de la paramétrie P2 à la paramétrie P3. Cette augmentation est associée à la diminution de l'épaisseur de couche. Ainsi, à iso-puissance (350 W), l'augmentation de la limite de fatigue de P2 à P3 est liée à une densité d'énergie plus importante dans le lit de poudre. Il a été vu au chapitre bibliographique qu'une augmentation de la densité d'énergie due au laser s'accompagne généralement d'une meilleure fusion de la poudre. Il en résulte une faible présence de défauts de type lack-of-fusion.

Enfin, les résultats de limite de fatigue sont analysés par type de poudre. Les moyennes obtenues entre éprouvettes du lot-I et lot-X sont similaires. On note une dispersion caractérisée par l'écart-type moyen, qui est plus étendue dans le cas des éprouvettes du lot I. Cette dispersion des résultats peut être l'expression de l'interaction laser-matière. La comparaison des limites de fatigues des deux lots précédents, à celles obtenues sur les éprouvettes de référence dont les paramètres de fabrication sont répertoriés au Tableau IV-3 permet de confirmer que les paramètres du procédé peuvent impacter fortement la limite de fatigue.

Tableau IV-8: Étude quantitative de la limite de fatigue pour différents jeux de paramètres pour chaque lot, comparaison avec le matériau de référence Br-EOS-Bar-Z-T6.

	Jeu de paramètres	$\sigma_{D-1}^{ta}$ (MPa) Moy <sub>[min ; max]</sub>	Domaine de variation (max-min), MPa	$\sigma_{D-1}^{ta}$ (MPa) Moy <sub>+/- éc. type</sub>
Lot I Poudre Hermillo	P1	62 <sup>[44 ; 74]</sup>	30	66 <sup>+/-10</sup>
	P2	62 <sup>[61 ; 63]</sup>	2	
	P3	73 <sup>[70 ; 74]</sup>	4	
Lot X Poudre Tekna	P1	71 <sup>[65 ; 75]</sup>	10	68 <sup>+/-5</sup>
	P2	62 <sup>[60 ; 62]</sup>	2	
	P3	71 <sup>[69 ; 73]</sup>	4	
Br-EOS- Bar-Z-T6	P0 cf. Tableau IV-3	98 <sup>[93 ; 103]</sup>	10	/

La Figure IV-29 donne l'évolution de la limite de fatigue en fonction des différents paramètres du procédé. Rappelons que trois états sont évalués. Ainsi, le décalage de certains points expérimentaux est fait uniquement à des fins de facilité de lecture. Les courbes de tendance en revanche sont tracées pour les valeurs réelles des paramètres. L'analyse de la Figure IV-29 montre que, dans les domaines explorés, la limite de fatigue diminue quand l'épaisseur de couche de poudre et l'espacement entre traits laser augmente. En revanche, dans le domaine des vitesses de balayage étudiées, on note une augmentation de la limite avec la vitesse. Ce qui paraît contradictoire vis-à-vis de la Figure I-9 qui prédit la présence de gros défaut pour des fortes vitesses, donc, une limite de fatigue plus faible d'après les prédictions des diagrammes de Kitagawa. Ceci suggère donc une possible contribution de la microstructure dans la tenue en fatigue de ce type d'alliage, même en présence de défauts et d'un état de surface brut de fabrication.

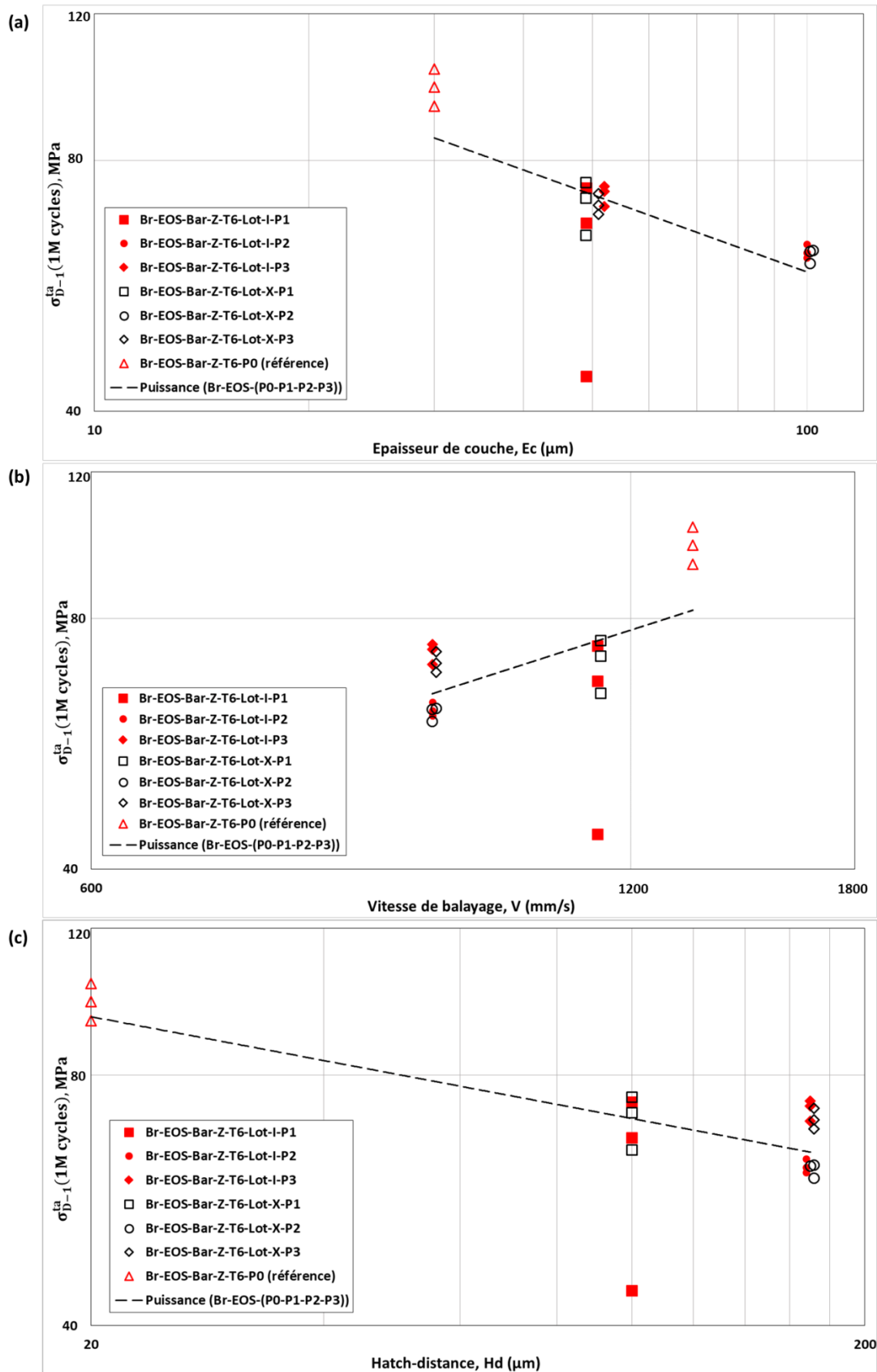


Figure IV-29: Limite de fatigue en fonction de (a) l'épaisseur de couche de poudre déposée, (b) la vitesse de balayage du laser, (c) l'espacement entre tracés du laser.



#### IV.5. Conclusion du chapitre IV

Le but de ce chapitre était de contribuer à la compréhension de la tenue en fatigue des surfaces brutes de fabrication. La notion de surface brute de fabrication a d'abord été définie. Il est important de rappeler ici que la notion de surface brute de fabrication fait référence à des parties d'éprouvettes n'ayant pas été sujettes au retrait des supports. Ces supports peuvent influencer l'amorçage des fissures, car, même si la rupture par fatigue est souvent due aux défauts ou à la rugosité, plusieurs résultats ont montré des cas de rupture où le site d'amorçage est situé du côté de la zone où les supports de fabrication ont été meulés.

L'influence de la direction de production avant et après traitement thermique a également été abordée. Dans ce cadre, seules les éprouvettes non meulées ont été étudiées. Les faciès de rupture ont été observés de façon à quantifier les sites d'amorçage et proposer une analyse de la limite de fatigue basée sur le diagramme de Kitagawa. Ainsi, il a été montré qu'à iso-défauts, pour la même direction de production (éprouvettes verticales), la meilleure tenue en fatigue après T6 peut être attribuée à une meilleure microstructure en subsurface, à l'échelle des grains et de la répartition du silicium des ex-melt-pools.

Par ailleurs, compte tenu d'un nombre significatif de ruptures observées en lien avec la rugosité de surface à l'échelle des particules de poudres ou de l'ondulation de surface, la troisième partie de ce chapitre a été consacrée à l'analyse de la compétition entre défauts et rugosité. Dans ce cadre, il a été montré qu'à taille équivalente (ondulation de surface ou défaut isolé), la limite de fatigue est sensible aux champs locaux dus à l'acuité de la rugosité ou du fond de défaut. Cette acuité a été quantifiée via le facteur de concentration de contraintes en fatigue  $K_t$  qui n'est pas toujours équivalent au rapport entre les limites de fatigue du matériau sain et du matériau rugueux.

Enfin, la dernière partie de ce chapitre a permis d'évaluer l'influence de l'interaction laser-matière sur la limite de fatigue. Pour cela, des éprouvettes ont été produites en faisant varier trois paramètres du procédé (puissance du laser, vitesse de balayage et épaisseur de poudre) pour deux types de poudres. Les résultats d'essais ont montré que ces paramètres impactent en fait la taille des défauts générés dont l'effet sur la limite de fatigue est maintenant connu. Toutefois il semble que l'augmentation de la limite de fatigue avec la vitesse de balayage traduit une contribution non négligeable de la microstructure inhérente au procédé.

# **Conclusions générales et perspectives**

La présente étude a porté sur l'étude de la tenue en fatigue uniaxiale de l'alliage AlSi10Mg élaboré par fabrication additive. Dans la mesure où les pièces industrielles produites par ce procédé sont partiellement sujettes à l'usinage tandis que certaines surfaces demeurent avec une rugosité inhérente au procédé, le but principal de cette étude était de proposer une démarche d'étude de l'endommagement par fatigue des surfaces usinées d'une part et brutes de fabrication d'autre part. Mais avant toutes choses, le matériau a été caractérisé en lien avec les paramètres de fabrication et l'effet du traitement thermique T6 sur la microstructure a été évalué. Des propriétés mécaniques en traction monotone ont également été déterminées. Dans ce cadre, les principales contributions de ce manuscrit portent sur trois points principaux : la caractérisation du matériau ; les propriétés mécaniques en traction monotone ; et la tenue en fatigue.

Pour ce qui est de la caractérisation du matériau, dans cette étude, 5 paramètres principaux sont analysés :

- Les défauts de fabrication qui peuvent être regroupés en deux principales familles avec d'une part des défauts dits de porosité généralement sphériques et associés à un couplage entre forte puissance de laser et faible vitesse de balayage, et d'autre part, des défauts dits de type lack-of-fusion généralement de formes complexes et qui résultent d'une faible puissance du laser et d'une grande vitesse de balayage.
- Les melt-pools, très anisotropes, qui résultent de l'organisation du silicium eutectique dans la matrice d'aluminium et de la stratégie de balayage.
- La structure dendritique constituée du silicium eutectique également anisotrope, dont la variation de taille permet de décrire les contours des melt-pools ;
- Les précipités de silicium, relativement équiaxes. Ces précipités apparaissent après traitement thermique T6 (mise en solution et revenu), du fait de la disparition des melt-pools et de la structure dendritique due à la diffusion et de la coalescence du silicium dans la matrice d'aluminium.
- Les intermétalliques, riches en fer et en forme d'aiguille, qui apparaissent également après traitement thermique T6.
- Les grains au sens de la cristallographie, fortement anisotropes et qui ne subissent pas un effet du T6 sinon un très léger grossissement, ainsi, à l'échelle des grains, il est possible de retrouver les contours de melt-pools même après T6 du fait de la présence de petits grains déjà présents à l'état non traité.

Pour ce qui concerne les propriétés mécaniques monotones de l'alliage, les constats expérimentaux sont regroupés en deux points :

- Les essais de traction menés sur éprouvettes usinées non traitées T6 ont permis de montrer une différence de comportement due à l'effet de l'orientation des éprouvettes par rapport au plateau de construction. Cette anisotropie mécanique est visible sur la résistance mécanique et la ductilité du matériau.
- Après traitement T6, on note une augmentation de la limite d'élasticité et de la ductilité mais aussi une forte dispersion en termes de résistance mécanique ; on note aussi une réduction de la ductilité du matériau avec l'augmentation du taux de porosité.

- Par ailleurs, le module d'élasticité linéaire a également été étudié. Il a ainsi été possible de montrer une forte diminution avec l'augmentation du taux de porosité, ainsi qu'un effet d'anisotropie élastique pour un fort taux de porosité. Cette anisotropie est certainement due à la morphologie des défauts car elle n'est pas observée pour des porosités dans le cas des éprouvettes XY et Z à faible taux de porosité.

Après cette première phase de caractérisation du matériau, il s'en est suivi l'étude de la tenue en fatigue proprement dite. Les essais sont menés en traction uniaxiale à  $R = -1$  principalement sur des éprouvettes prélevées à cœur par usinage ou avec sections utiles brutes de fabrication. La limite de fatigue a été définie à  $10^6$  cycles. Les apports principaux de ce travail sont les suivants :

- Dans la plupart des cas de rupture, les faciès de rupture ont montré que ce sont les défauts (porosité ou lack-of-fusion) qui sont toujours à l'origine de l'amorçage. Ces sites d'amorçage ont été quantifiés au travers du paramètre  $\sqrt{aire}$  tel que défini par Murakami. Ainsi, il a été possible d'analyser dans le cas des essais en traction/compression  $R = -1$ , l'évolution de la limite de fatigue par des diagrammes de Kitagawa. Cette analyse a permis de montrer que la limite de fatigue dépend de la taille des défauts mais qu'il est tout de même possible d'observer un effet de l'anisotropie de morphologie des grains dû à l'orientation des éprouvettes uniquement à l'état T6. Il a également été montré que même en présence des défauts, la microstructure joue un rôle sur la tenue en fatigue. En effet, en dessous d'une certaine taille de défaut (environ 100  $\mu\text{m}$ ), la limite de fatigue dépend peu de la taille des défauts mais essentiellement de la microstructure, notamment de l'anisotropie de morphologie des grains. Cependant, pour des tailles de défauts comprises entre 100  $\mu\text{m}$  et 250  $\mu\text{m}$ , la limite de fatigue est pilotée par la taille des défauts et la microstructure. Enfin, pour des défauts supérieurs à 250  $\mu\text{m}$ , la limite de fatigue est pilotée essentiellement par la taille des défauts et les résultats convergent tous vers la prédiction de la MREL ou de El Haddad.
- Le paramètre  $\sqrt{aire}$  seul ne suffit pas à décrire la nocivité des défauts en fatigue pour ce type d'alliage. En effet, afin de comparer l'effet des défauts de type porosité (relativement sphériques) et des défauts de type lack-of-fusion (souvent très anisotropes), des défauts allongés ont été créés dans des productions réputées saines afin de simuler certains défauts de type lack-of-fusion, comparés aux défauts sphériques de tailles équivalentes, il a alors été possible de montrer un abattement significatif dû à la morphologie allongée des défauts.
- La méthode de suivi en surface des fissures par répliques a permis de montrer, dans le domaine de Paris, un comportement similaire des fissures naturelles indépendamment du type de production. Aussi, il a été montré que le comportement des fissures courtes (naturelles) converge vers celui des fissures longues (éprouvettes CT) à mesure que le facteur d'intensité de contraintes augmente.
- À partir des lois de comportement des fissures naturelles, il a été possible de représenter les courbes S-N à l'amorçage et de montrer pour ce type d'alliage, la part d'amorçage est non négligeable et que les phénomènes d'amorçage sont d'autant plus allongés que

le défaut est grand et que pour des tailles de défauts équivalentes, la durée de vie en amorçage est plus grande pour des faibles contraintes.

- En admettant que les phénomènes d'amorçage sont gouvernés par le franchissement des barrières cristallographique, un scénario d'endommagement par fatigue a été proposé dans ce sens en raisonnant sur les joints de melt-pools d'une part et sur les joints de grains d'autre part. Il est alors proposé que l'effet de l'orientation des éprouvettes par rapport au plateau de fabrication, n'est pas visible avant T6 du fait des contributions antagonistes des melt-pools au sens du silicium eutectique, alors qu'après T6, la disparition des joints de melt-pools de ce point de vue permet d'associer l'augmentation de la limite de fatigue des éprouvettes verticales à une taille de grains plus fine.
- Une démarche prédictive de la limite de fatigue a été proposée en s'appuyant sur l'implémentation de quelques critères de fatigue de la littérature. Ainsi, les diagrammes de Haigh-Goodman ont permis de montrer qu'à iso-défaut, il est possible de dimensionner les structures en AlSi10Mg de fabrication additive par la droite de Goodman. En présence de différentes tailles de défauts, il semble que le critère de Murakami tel qu'identifié ne permet pas de prédire le diagramme de Kitagawa ; de même le critère DSG basé sur le gradient des contraintes locales, a été identifié dans sa première formulation à l'aide du critère de Crossland. Dans ce cadre, l'approche DSG a été adaptée au matériau d'étude en considérant que les paramètres du critère sont des fonctions de la taille des grains. Il en résulte une formulation plus prédictive des résultats expérimentaux.

Dans le cas spécifique des éprouvettes avec surfaces utiles brutes de fabrication, trois principaux points sont mis en avant.

- Même en présence d'un état de surface brut de fabrication, l'analyse de la limite de fatigue au travers du diagramme de Kitagawa permet de montrer un effet de la direction de production après T6. Il a notamment été observé qu'à iso-défaut (taille) certains résultats obtenus sur éprouvettes avec sections utiles brutes ont une meilleure limite de fatigue que les éprouvettes usinées, du fait de la stratégie de balayage des contours qui peut induire une meilleure microstructure en surface. Il est important de noter que les faciès de rupture ont tous montré des sites d'amorçage externes soit dus aux défauts soit dus à la rugosité de surface (à l'échelle des particules de poudre ou de l'ondulation de surface) caractérisée via le paramètre  $\sqrt{aire}$  de Murakami.
- L'analyse de la compétition entre défaut et rugosité a permis de montrer qu'il est important de considérer les champs locaux en fond de défauts ou de rugosité qui induisent des facteurs  $K_t$  plus ou moins sévères qui sont en fait impactant en fatigue pour ce type de matériau, contrairement à l'A357 de fonderie par exemple. Cette conclusion propose alors de considérer les effets d'acuité de défauts et pas que la taille. Il a en effet été observé qu'à iso-taille une ondulation de surface traitée comme un défaut est plus nocive qu'un défaut sphérique de fond lisse. De même qu'en présence de rugosité (les deux échelles) il y a eu rupture sur un gros défaut sphérique de fond lisse.
- Dans le cadre du projet collaboratif AMANDE, des éprouvettes ont été produites pour la même puissance du laser et pour deux types de poudres différentes par leur

granulométrie et leur composition chimique. Ces éprouvettes ont été produites en faisant varier la vitesse de balayage, l'épaisseur du lit de poudre déposé, et l'espacement entre les tracés du laser. Soit deux lots différents par le type de poudre utilisée. Toutes les éprouvettes ont subi un traitement thermique T6. Pour toutes les éprouvettes testées, il a été montré que ce sont les défauts qui sont responsables de la rupture par fatigue. Le diagramme de Kitagawa a donc été construit et comparé à ceux de la direction équivalente de la production précédente avec différents paramètres. Il en ressort naturellement que la limite de fatigue diminue quand l'épaisseur de couche de poudre et l'espacement entre traits de laser augmentent mais il est difficile de conclure de façon isolée quant à l'effet de la vitesse de balayage.

À la vue des travaux menés, cette étude propose naturellement quelques perspectives :

Du point de vue du matériau, cette étude ne propose pas une étude de la morphologie 3D des précipités de silicium et des intermétalliques riches en fer qui surviennent après T6. De ce point de vue, il serait peut-être intéressant d'y procéder par sonde ionique focalisée. Aussi, dès lors que la présence de ces paramètres de la microstructure est associée à une amélioration de la tenue en fatigue, il pourrait également être intéressant d'optimiser le traitement thermique du point de vue de la taille des précipités et intermétalliques obtenus. De même, la notion de matériau sain comme de matériau de référence reste à définir.

Du point de vue de la fatigue, d'une part, l'analyse des faciès de rupture a montré que l'endommagement est principalement dû à la présence des défauts dont la nocivité a été analysée au travers du paramètre  $\sqrt{aire}$ . Cette étude propose que l'acuité du défaut est un paramètre à prendre en compte pour étudier l'amorçage et puisse mieux fixer le cadre d'application de l'hypothèse *défaut = fissure* dans ce type de matériau. Il conviendra alors d'approfondir ces aspects éventuellement soit :

- (1) En réalisant une tomographie haute résolution des éprouvettes avant essais, calculer la nocivité de chaque défaut en évaluant l'acuité, puis de voir à partir de quand la taille en  $\sqrt{aire}$  est adaptée pour prédire la limite de fatigue.
- (2) En observant par exemple au microscope à variation de focale le relief en fond de défaut à partir du faciès de rupture. Dans ce cadre, il ne faut pas perdre de vue que les faciès de rupture induisent une perte d'informations.

Des lois de propagation des fissures courtes n'ayant pas été déterminées pour les trois configurations d'éprouvettes.

- (3) Nous proposons de poursuivre l'étude de la fissuration pour des fissures courtes et longues pour les trois orientations d'éprouvettes avant et après T6. Pour toutes ces configurations, il sera alors possible de construire les courbes S-N à l'amorçage et de discuter des phénomènes d'amorçage pour différentes configurations d'éprouvettes.

D'autre part, l'analyse des diagrammes de Kitagawa a également permis de montrer qu'il existe des domaines de taille de défaut où la limite de fatigue est pilotée partiellement ou



totalemment par la microstructure. À cet effet, un scénario d'amorçage basé sur la taille des grains a été proposé. Il serait peut-être intéressant :

- (4) D'approfondir cet aspect éventuellement par des simulations numériques d'anisotropie cristalline (taille et morphologie) en micromécanique. Dans ce cadre, la prise en compte des défauts du procédé pourrait peut-être être considérée.

De même, la notion d'intégrité de surface a été légèrement abordée dans cette étude. Il a notamment été observé, notamment dans le cas T6, que certaines éprouvettes avec sections utiles brutes de fabrication ont une meilleure tenue en fatigue que les éprouvettes usinées alors que dans le cas non T6, les résultats sont plus bas et plus dispersés. Ainsi, il conviendrait peut-être :

- (5) D'approfondir dans le cas T6 par exemple, l'étude de la compétition entre rugosité, défauts et microstructure du point de vue de la fatigue. Pour cela il faut déployer une méthode plus robuste de la caractérisation des précipités de silicium et intermétalliques en lien avec la stratégie de balayage des contours, et voir dans quelle mesure il est possible de découpler l'effet des précipités des autres paramètres d'intégrité de surface sur la tenue en fatigue.
- (6) De poursuivre la démarche d'analyse sur la compétition entre défauts et rugosité par des approches  $K_f$ . De ce point de vue, une étude numérique peut être proposée à partir de surfaces réelles des pièces obtenues au microscope à variation de focale par exemple. Cela nécessiterait un traitement d'image relativement élaboré. En effet, il faudrait trouver un moyen de remplir de façon réaliste les parties non indexées du fait de l'ombrage, ensuite, d'assembler l'ensemble des triangles qui constitue les images stéréolithographiques générées puis d'intégrer ces images dans un volume et procéder ensuite au calcul. Il s'en suivra des étapes d'optimisation du maillage de façon à se rapprocher au mieux de la réalité expérimentale.

Par ailleurs, quelques éléments de discussion vers l'optimisation du procédé ont été proposés. Il semble que le défaut qui pilote la limite de fatigue au premier ordre pour ce type de matériau, notamment au-delà d'une certaine taille. Ainsi, les études ultérieures peuvent poursuivre la démarche d'optimisation du procédé du point de vue de la fatigue :

- (7) En réalisant une bibliothèque de défaut en lien avec les paramètres du procédé et en y associant des modèles probabilistes pour prédire la rupture par fatigue en présence de chaque défaut pour différentes tailles, morphologie et position.

# Références bibliographiques

- [1] W. S. W. Harun, M. S. I. N. Kamariah, N. Muhamad, S. A. C. Ghani, F. Ahmad, and Z. Mohamed, "A review of powder additive manufacturing processes for metallic biomaterials," *Powder Technol.*, vol. 327, pp. 128–151, 2018.
- [2] J. K. Watson and K. M. B. Taminger, "A decision-support model for selecting additive manufacturing versus subtractive manufacturing based on energy consumption," *J. Clean. Prod.*, vol. 176, pp. 1316–1322, 2018.
- [3] S. Bose, S. F. Robertson, and A. Bandyopadhyay, "Surface modification of biomaterials and biomedical devices using additive manufacturing," *Acta Biomater.*, vol. 66, pp. 6–22, Jan. 2018.
- [4] S. Bose, D. Ke, H. Sahasrabudhe, and A. Bandyopadhyay, "Additive manufacturing of biomaterials," *Prog. Mater. Sci.*, vol. 93, pp. 45–111, 2018.
- [5] D. R. Eyers and A. T. Potter, "Industrial Additive Manufacturing: A manufacturing systems perspective," *Comput. Ind.*, vol. 92–93, pp. 208–218, Nov. 2017.
- [6] E. O. Olakanmi, R. F. Cochrane, and K. W. Dalgarno, "A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties," *Prog. Mater. Sci.*, vol. 74, pp. 401–477, Oct. 2015.
- [7] Chee; Kah, *3D PRINTING AND ADDITIVE MANUFACTURING, PRINCIPLES AND APPLICATIONS*, The 4th ed. 2014.
- [8] AXIS, "[https://www.google.com/search?q=fabrication+additive&client=firefox-b-ab&source=lnms&tbm=isch&sa=X&ved=0ahUKEwjjtLGkIngAhUMmhQKHYYwnAkAQ\\_AUIESgE&biw=1760&bih=865#imgcr=bxDa5JTeQTVhHM:](https://www.google.com/search?q=fabrication+additive&client=firefox-b-ab&source=lnms&tbm=isch&sa=X&ved=0ahUKEwjjtLGkIngAhUMmhQKHYYwnAkAQ_AUIESgE&biw=1760&bih=865#imgcr=bxDa5JTeQTVhHM:)"
- [9] A. P. Claude Bathias, *Fatigue des matériaux et structures 1*. 2008.
- [10] K. Kempen, L. Thijs, E. Yasa, M. Badrossamay, W. Verheecke, and J. P. Kruth, "Process Optimization and microstructural analysis for Selective Laser Melting of AlSi10Mg," *Solid Free. Fabr.*, pp. 484–495, 2011.
- [11] 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.
- [12] J. H. Rao, Y. Zhang, X. Fang, Y. Chen, X. Wu, and C. H. J. Davies, "The origins for tensile properties of selective laser melted aluminium alloy A357," *Addit. Manuf.*, vol. 17, pp. 113–122, 2017.
- [13] J. N. D. Ngnekou, G. Henaff, Y. Nadot, J. Nicolai, and L. Ridosz, "Fatigue resistance of selectively laser melted aluminum alloy under T6 heat treatment," *Procedia Eng.*, vol. 213, no. 2017, pp. 79–88, 2018.
- [14] J. N. Domfang Ngnekou, Y. Nadot, G. Henaff, J. Nicolai, and L. Ridosz, "Influence of as-built surface and heat treatment on the fatigue resistance of Additively Layer Manufacturing ( ALM ) AlSi10Mg alloy .," vol. 02004, 2018.
- [15] D. L. Zhang and L. Zheng, "The quench sensitivity of cast Al-7 Wt Pct Si-0.4 Wt pct Mg alloy," *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 27, no. 12, pp. 3983–3991, 1996.
- [16] L. M. Laorden, P. Rodrigo, B. Torres, and J. Rams, "Modification of microstructure and superficial properties of A356 and A356/10%SiCp by Selective Laser Surface Melting (SLSM)," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 309, pp. 1001–1009, 2017.
- [17] 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.
- [18] 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.
- [19] M. Filippini, S. Beretta, L. Patriarca, and S. Sabbadini, "Effect of the microstructure on the deformation and fatigue damage in a Gamma-TiAl produced by Additive Manufacturing," in *GammaTitaniumAluminideAlloys2014*, 2014.
- [20] F. Trevisan *et al.*, "Effects of heat treatments on A357 alloy produced by selective laser

- melting,” *World PM 2016 Congr. Exhib.*, no. October, 2016.
- [21] S. Beretta and S. Romano, “A comparison of fatigue strength sensitivity to defects for materials manufactured by AM or traditional processes,” *Int. J. Fatigue*, vol. 94, pp. 178–191, 2017.
- [22] N. T. Aboulkhair, Nicola, M. Everitt, I. Ashcroft, and C. Tuck, “Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting,” *Addit. Manuf.*, vol. 1–4, pp. 77–86, 2014.
- [23] T. Ming, “Inclusion, porosity, and Fatigue of AlSi10Mg Parts Produced by Selective Laser Melting,” Melon University, 2017.
- [24] K. V. Yang *et al.*, “Porosity formation mechanisms and fatigue response in Al-Si-Mg alloys made by selective laser melting,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 712, no. September 2017, pp. 166–174, 2018.
- [25] E. Louvis, P. Fox, and C. J. Sutcliffe, “Selective laser melting of aluminium components,” *J. Mater. Process. Tech.*, vol. 211, no. 2, pp. 275–284, 2011.
- [26] C. Weingarten, D. Buchbinder, N. Pirch, W. Meiners, K. Wissenbach, and R. Poprawe, “Journal of Materials Processing Technology Formation and reduction of hydrogen porosity during selective laser melting of AlSi10Mg,” *J. Mater. Process. Tech.*, vol. 221, pp. 112–120, 2015.
- [27] J. Damon, S. Dietrich, F. Vollert, J. Gibmeier, and V. Schulze, “Process dependent porosity and the influence of shot peening on porosity morphology regarding selective laser melted AlSi10Mg parts,” *Addit. Manuf.*, vol. 20, no. December 2017, pp. 77–89, 2018.
- [28] 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, 2012.
- [29] K. Kempen, L. Thijs, J. Van Humbeeck, and J.-P. Kruth, “Mechanical Properties of AlSi10Mg Produced by Selective Laser Melting,” *Phys. Procedia*, vol. 39, pp. 439–446, 2012.
- [30] J. Suryawanshi, K. G. Prashanth, S. Scudino, J. Eckert, O. Prakash, and U. Ramamurty, “Simultaneous enhancements of strength and toughness in an Al-12Si alloy synthesized using selective laser melting,” *Acta Mater.*, vol. 115, pp. 285–294, 2016.
- [31] N. T. Aboulkhair, I. Maskery, C. Tuck, I. Ashcroft, and N. M. Everitt, “The microstructure and mechanical properties of selectively laser melted AlSi10Mg: The effect of a conventional T6-like heat treatment,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 667, pp. 139–146, 2016.
- [32] S. Siddique, M. Imran, E. Wycisk, C. Emmelmann, and F. Walther, “Influence of process-induced microstructure and imperfections on mechanical properties of AlSi12 processed by selective laser melting,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 221, pp. 205–213, 2015.
- [33] M. Tang and P. C. Pistorius, “Oxides, porosity and fatigue performance of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting,” *Int. J. Fatigue*, vol. 94, pp. 192–201, 2017.
- [34] K. Kempen, L. Thijs, E. Yasa, M. Badrossamay, W. Verheecke, and J.-P. Kruth, “Process optimization and microstructural analysis for Selective Laser Melting of AlSi10Mg,” 2011.
- [35] K. Kempen, L. Thijs, E. Yasa, M. Badrossamay, W. Verheecke, and J. P. Kruth, “Process Optimization and microstructural analysis for Selective Laser Melting of AlSi10Mg,” *Solid Free. Fabr.*, no. June 2015, pp. 484–495, 2001.
- [36] A. Rotella, Y. Nadot, M. Piellard, and R. Augustin, “Influence of natural defects on the fatigue limit of a cast Al-Si alloy,” *Procedia Struct. Integr.*, vol. 7, pp. 513–520, 2017.
- [37] M. J. Roy, Y. Nadot, C. Nadot-Martin, P. G. Bardin, and D. M. Maijer, “Multiaxial Kitagawa analysis of A356-T6,” *Int. J. Fatigue*, vol. 33, no. 6, pp. 823–832, 2011.

- [38] M. Iben Houria, Y. Nadot, R. Fathallah, M. Roy, and D. M. Maijer, "Influence of casting defect and SDAS on the multiaxial fatigue behaviour of A356-T6 alloy including mean stress effect," *Int. J. Fatigue*, vol. 80, pp. 90–102, 2015.
- [39] V.-D. Le, F. Morel, D. Bellett, N. Saintier, and P. Osmond, "Multiaxial high cycle fatigue damage mechanisms associated with the different microstructural heterogeneities of cast aluminium alloys," *Mater. Sci. Eng.*, vol. A649, pp. 426–440, 2016.
- [40] S. Siddique, M. Imran, and F. Walther, "Very high cycle fatigue and fatigue crack propagation behavior of selective laser melted AlSi12 alloy," *Int. J. Fatigue*, vol. 94, pp. 246–254, Jan. 2017.
- [41] J. Buffière, S. Savelli, P. H. Jouneau, E. Maire, and R. Fougé, "Experimental study of porosity and its relation to fatigue mechanisms of model Al – Si7 – Mg0.3 cast Al alloys," vol. 316, pp. 115–126, 2001.
- [42] U. Tradowsky, J. White, R. M. Ward, N. Read, W. Reimers, and M. M. Attallah, "Selective laser melting of AlSi10Mg: Influence of post-processing on the microstructural and tensile properties development," *Mater. Des.*, vol. 105, pp. 212–222, 2016.
- [43] C. M. Lewandowski, "Mechanical Properties of Selective Laser Melted AlSi10Mg, Nano, Micro and Macro Properties," *Eff. Br. mindfulness Interv. acute pain Exp. An Exam. Individ. Differ.*, vol. 1, pp. 1026–1035, 2015.
- [44] D. Dai *et al.*, "Influence of scan strategy and molten pool configuration on microstructures and tensile properties of selective laser melting additive manufactured aluminum based parts," *Opt. Laser Technol.*, vol. 99, pp. 91–100, 2018.
- [45] J.-Y. Lee *et al.*, "Formation, stability and structural characterization of ternary MgUO<sub>2</sub>(CO<sub>3</sub>)<sub>2</sub>– and Mg<sub>2</sub>UO<sub>2</sub>(CO<sub>3</sub>)<sub>3</sub>(aq) complexes," *Radiochim. Acta*, vol. 105, no. 3, pp. 183–193, 2017.
- [46] Y. X. Gao, J. Z. Yi, P. D. Lee, and T. C. Lindley, "A micro-cell model of the effect of microstructure and defects on fatigue resistance in cast aluminum alloys," *Acta Mater.*, vol. 52, no. 19, pp. 5435–5449, 2004.
- [47] Y. X. GAO, J. Z. YI, P. D. LEE, and T. C. LINDLEY, "The effect of porosity on the fatigue life of cast aluminium-silicon alloys\*," *Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 27, no. 7, pp. 559–570, Jul. 2004.
- [48] H. Asgari, A. Odeshi, K. Hosseinkhani, and M. Mohammadi, "On dynamic mechanical behavior of additively manufactured AlSi10Mg\_200C," *Mater. Lett.*, vol. 211, pp. 187–190, 2018.
- [49] M. Kamaya and M. Kawakubo, "Mean stress effect on fatigue strength of stainless steel," *Int. J. Fatigue*, vol. 74, pp. 20–29, 2015.
- [50] 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.*, vol. 1–4, pp. 87–98, 2014.
- [51] M. Tang and P. C. Pistorius, "Oxides, porosity and fatigue performance of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting," *Int. J. Fatigue*, vol. 94, pp. 192–201, 2017.
- [52] M. Iben Houria, "Étude expérimentale et modélisation de la durée de vie en fatigue d'un alliage d'aluminium de fonderie A356-T6 sous chargement multiaxial," 2015.
- [53] S. Siddique, M. Imran, E. Wyciskc, C. Emmelmann, and F. Walthera, "Influence of process-induced microstructure and imperfections on mechanical properties of AlSi12 processed by selective laser melting," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 221, pp. 205–213, 2015.
- [54] W. Li *et al.*, "Effect of heat treatment on AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting: Microstructure evolution, mechanical properties and fracture mechanism," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 663, pp. 116–125, 2016.
- [55] S. Liu, H. Zhu, G. Peng, J. Yin, and X. Zeng, "Microstructure prediction of selective

- laser melting AlSi10Mg using finite element analysis,” *Mater. Des.*, vol. 142, pp. 319–328, 2018.
- [56] J. Fiocchi, A. Tuissi, P. Bassani, and C. A. Biffi, “Low temperature annealing dedicated to AlSi10Mg selective laser melting products,” *J. Alloys Compd.*, vol. 695, pp. 3402–3409, 2017.
- [57] M. Tang and P. C. Pistorius, “Anisotropic Mechanical Behavior of AlSi10Mg Parts Produced by Selective Laser Melting,” *Jom*, vol. 69, no. 3, pp. 516–522, 2017.
- [58] N. Takata, H. Kodaira, K. Sekizawa, A. Suzuki, and M. Kobashi, “Change in microstructure of selectively laser melted AlSi10Mg alloy with heat treatments,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 704, pp. 218–228, Sep. 2017.
- [59] N. Takata, H. Kodaira, A. Suzuki, and M. Kobashi, “Size dependence of microstructure of AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting,” *Mater. Charact.*, vol. 143, no. October, pp. 18–26, 2018.
- [60] A. H. Maamoun, M. Elbestawi, G. K. Dosbaeva, and S. C. Veldhuis, “Thermal post-processing of AlSi10Mg parts produced by Selective Laser Melting using recycled powder,” *Addit. Manuf.*, vol. 21, no. February, pp. 234–247, 2018.
- [61] J. N. Domfang Ngnkou, J. Nicolai, Y. Nadot, G. Henaff, and L. Ridosz, “Influence of as-built surface and heat treatment on the fatigue resistance of Additively Layer Manufacturing (ALM) AlSi10Mg alloy..,” in *MATEC Web of Conferences*, 2018, vol. 165.
- [62] L. Wang, and Sen Wang, and J. Wu, “Experimental investigation on densification behavior and surface roughness of AlSi10Mg powders produced by selective laser melting,” *Opt. Laser Technol.*, vol. 96, pp. 88–96, 2017.
- [63] A. Boschetto, L. Bottini, and F. Veniali, “Roughness modeling of AlSi10Mg parts fabricated by selective laser melting,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 241, pp. 154–163, 2017.
- [64] J. Wu, L. Wang, and X. An, “Numerical analysis of residual stress evolution of AlSi10Mg manufactured by selective laser melting,” *Optik (Stuttg.)*, vol. 137, pp. 65–78, 2017.
- [65] A. Salmi, E. Atzeni, L. Iuliano, and M. Galati, “Experimental Analysis of Residual Stresses on AlSi10Mg Parts Produced by Means of Selective Laser Melting (SLM),” *Procedia CIRP*, vol. 62, pp. 458–463, 2017.
- [66] I. Maskery, N. T. Aboulkhair, C. Truck, and R. D. Wildman, “Fatigue performance enhancement of selective laser melted aluminium alloy by heat treatment,” 2016.
- [67] S. Romano, A. Brückner-Foit, A. Brandão, J. Gumpinger, T. Ghidini, and S. Beretta, “Fatigue properties of AlSi10Mg obtained by additive manufacturing: Defect-based modelling and prediction of fatigue strength,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 187, pp. 165–189, Jan. 2018.
- [68] S. Siddique *et al.*, “Computed tomography for characterization of fatigue performance of selective laser melted parts,” *Mater. Des.*, vol. 83, pp. 661–669, 2015.
- [69] I. Rosenthal, R. Shneck, and A. Stern, “Heat treatment effect on the mechanical properties and fracture mechanism in AlSi10Mg fabricated by additive manufacturing selective laser melting process,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 729, no. May, pp. 310–322, 2018.
- [70] 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.
- [71] M. H. Lee, J. J. Kim, K. H. Kim, N. J. Kim, S. Lee, and E. W. Lee, “Effects of HIPping on high-cycle fatigue properties of investment cast A356 aluminum alloys,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 340, no. 1–2, pp. 123–129, 2003.
- [72] H. N. J. Linder, M. Axelsson, “The influence of porosity on the fatigue life for sand and



- permanent mould cast aluminium,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, pp. 1752–1758, 2006.
- [73] I. Serrano-munoz, J. Buffiere, C. Verdu, Y. Gaillard, P. Mu, and Y. Nadot, “Influence of surface and internal casting defects on the fatigue behaviour of A357-T6 cast aluminium alloy,” vol. 82, pp. 361–370, 2016.
- [74] H. P. Lieurade, *Pratique des essais de fatigue.pdf*, Pyc editio. 1982.
- [75] D. B. Lanning, T. Nicholas, and G. K. Haritos, “On the use of critical distance theories for the prediction of the high cycle fatigue limit stress in notched Ti – 6Al – 4V 5,” vol. 27, pp. 45–57, 2005.
- [76] G. Ran, J. Zhou, and Q. G. Wang, “The effect of hot isostatic pressing on the microstructure and tensile properties of an unmodified A356-T6 cast aluminum alloy,” *J. Alloys Compd.*, vol. 421, no. 1–2, pp. 80–86, Sep. 2006.
- [77] L. Ceschini, A. Morri, and G. Sambogna, “The effect of hot isostatic pressing on the fatigue behaviour of sand-cast A356-T6 and A204-T6 aluminum alloys,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 204, no. 1–3, pp. 231–238, 2008.
- [78] J. Z. Yi, Y. X. Gao, P. D. Lee, and T. C. Lindley, “Effect of Fe-content on fatigue crack initiation and propagation in a cast aluminum–silicon alloy (A356–T6),” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 386, no. 1–2, pp. 396–407, Nov. 2004.
- [79] Q. . Wang, D. Apelian, and D. . Lados, “Fatigue behavior of A356-T6 aluminum cast alloys. Part I. Effect of casting defects,” *J. Light Met.*, vol. 1, no. 1, pp. 73–84, Feb. 2001.
- [80] Y. MURAKAMI and M. ENDO, “Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength,” *Int. J. Fatigue*, vol. 16, no. 3, pp. 163–182, Apr. 1994.
- [81] Y. Nadot and T. Billaudeau, “Multiaxial fatigue limit criterion for defective materials,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 73, pp. 112–133, 2006.
- [82] M. Vincent, Y. Nadot, and A. Dragon, “Fatigue from defect under multiaxial loading : Defect Stress Gradient ( DSG ) approach using ellipsoidal Equivalent Inclusion Method,” *Int. J. Fatigue*, vol. 59, pp. 176–187, 2014.
- [83] C. SONSINO and J. ZIESE, “Fatigue strength and applications of cast aluminium alloys with different degrees of porosity,” *Int. J. Fatigue*, vol. 15, no. 2, pp. 75–84, Mar. 1993.
- [84] M. Brochu, Y. Verreman, F. Ajersch, and D. Bouchard, “High cycle fatigue strength of permanent mold and rheocast aluminum 357 alloy,” *Int. J. Fatigue*, vol. 32, no. 8, pp. 1233–1242, 2010.
- [85] M. Vincent, “Interaction entre défaut de surface et taille de grain en fatigue à grand nombre de cycles : approche expérimentale et numéri,” Université de Poitiers, 2018.
- [86] F. Alexandre and F. Alexandre, “Aspects probabilistes et microstructuraux de l’amorçage des fissures de fatigue dans l’alliage Inco 718. Mécanique [physics.med-ph]. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2004. Français. <tel-00161472>,” 2004.
- [87] L. Susmel, R. Tovo, and P. Lazzarin, “The mean stress effect on the high-cycle fatigue strength from a multiaxial fatigue point of view,” vol. 27, pp. 928–943, 2005.
- [88] K. N. S. M. El Haddad, T. H. Topper, “Prediction of non propagating cracks,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 11, pp. 573–584.
- [89] J. N. Domfang Ngnekou *et al.*, “Fatigue properties of AlSi10Mg produced by Additive Layer Manufacturing,” *Int. J. Fatigue*, vol. 119, no. July 2018, pp. 160–172, 2018.
- [90] J. D. Eshelby, “The Determination of the Elastic Field of an Ellipsoidal Inclusion, and Related Problems.” *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*, vol. 241, no. 1226, 1957, pp. 376–396. JSTOR, [www.jstor.org/stable/100095](http://www.jstor.org/stable/100095),” vol. 241, no. 1226, p. 100095, 1957.
- [91] D. H. Luu, M. H. Maitournam, and Q. S. Nguyen, “Formulation of gradient multiaxial fatigue criteria,” *Int. J. Fatigue*, vol. 61, pp. 170–183, 2014.
- [92] D. Arola and C. L. Williams, “Estimating the fatigue stress concentration factor of machined surfaces,” vol. 24, pp. 923–930, 2002.
- [93] B. Gerin, “Modélisation des effets de défauts et d ’ intégrité de surface sur la tenue en

- fatigue dans les composants forgés. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. École nationale supérieure d'arts et métiers -ENSAM, 2016. Français. <NNT : 2016ENAM0040>. <tel-;” 2017.
- [94] D. Arola and M. Ramulu, “An Examination of the Effects from Surface Texture on the Strength of Fiber Reinforced Plastics,” no. January 2014, 1999.
- [95] N. E. Dowling, *Mechanical Behavior of Materials*, 4th ed. 1998.
- [96] P. Walter, *Peterson's stress concentration factors*. 1997.
- [97] N. T. Aboulkhair, I. Maskery, C. Tuck, I. Ashcroft, and N. M. Everitt, “Improving the fatigue behaviour of a selectively laser melted aluminium alloy: Influence of heat treatment and surface quality,” *Mater. Des.*, vol. 104, pp. 174–182, 2016.
- [98] S. Beretta and S. Romano, “A comparison of fatigue strength sensitivity to defects for materials manufactured by AM or traditional processes,” *Int. J. Fatigue*, vol. 94, pp. 178–191, Jan. 2017.
- [99] M. Roy, Y. Nadot, D. M. Maijer, and G. Benoit, “Multiaxial fatigue behaviour of A356-T6,” *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 35, no. 12, pp. 1148–1159, 2012.
- [100] SLM, *SLM Build Processor 2.0, User Guide*. .
- [101] A. Rotella, “Fatigue d’ un alliage d’ aluminium moulé A357-T6 : rôle de la morphologie , de la position des défauts et application à une structure pour le calcul de la durée de vie en fatigue To cite this version : HAL Id : tel-01692427,” 2018.
- [102] N. Takata, H. Kodaira, K. Sekizawa, A. Suzuki, and M. Kobashi, “Change in microstructure of selectively laser melted AlSi10Mg alloy with heat treatments,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 704, no. August, pp. 218–228, 2017.
- [103] W. JIANG, Z. FAN, and D. LIU, “Microstructure, tensile properties and fractography of A356 alloy under as-cast and T6 obtained with expendable pattern shell casting process,” *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, vol. 22, pp. s7–s13, Oct. 2012.
- [104] X. Milhet, P. Gadaud, V. Caccuri, D. Bertheau, and D. Mellier, “Influence of the Porous Microstructure on the Elastic Properties of Sintered Ag Paste as Replacement Material for Die Attachment,” vol. 44, no. 10, pp. 3948–3949, 2015.
- [105] G. Hénaff and F. Morel, *Fatigue des Structures. Endurance, critères de dimensionnement, propagation des fissures, rupture*, Ellipses. 2005.
- [106] S. Pearson, “Initiation of fatigue cracks in commercial aluminium alloys and the subsequent propagation of very short cracks,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 7, pp. 235–247, 1975.
- [107] S. Kitagawa, H.; Takashi, “Applicability of fracture mechanics to very small cracks.,” in *Proceedings of the second International Conference on Mechanical Behaviour of Materials*, 1976, pp. 627–631.
- [108] Y. Nadot *et al.*, “Predicting the fatigue life of an AlSi10Mg alloy manufactured via selective laser melting by using data from Computed Tomography,” *Rapp. interne*.
- [109] Wikipedia, “Spheroid.” [Online]. Available: <https://en.wikipedia.org/wiki/Spheroid>.
- [110] S. Suresh and R. O. Ritchie, “A Geometric Model for Fatigue Crack Closure Induced by Fracture Surface Roughness,” vol. 13, no. September, pp. 1627–1631, 1982.
- [111] Y. Nadot, “Influence des défauts de fonderie sur la résistance à la fatigue d’une fonte GS,” Université de Poitiers, 1997.
- [112] R. Chou, A. Ghosh, S. C. Chou, M. Paliwal, and M. Brochu, “Materials Science & Engineering A Microstructure and mechanical properties of Al10SiMg fabricated by pulsed laser powder bed fusion,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 689, no. February, pp. 53–62, 2017.
- [113] L. Y. Zhang *et al.*, “Effect of cooling rate on solidified microstructure and mechanical properties of aluminium-A356 alloy,” vol. 7, pp. 107–111, 2007.
- [114] R. Chen, Y. Shi, Q. Xu, and B. Liu, “Effet of cooling rate on solidification parameters and microstructure of Al-7Si-0 . 3-Mg-0 . 15Fe alloy,” *Trans. Nonferrous Met. Soc.*

- China*, vol. 24, no. 6, pp. 1645–1652, 2014.
- [115] R. Maniara, J. Sokołowski, and W. Kasprzak, “Effect of cooling rate on the solidification behavior of AC AlSi 7 Cu 2 alloy,” vol. 191, pp. 317–320, 2007.
- [116] A. Pierre, “Présentation, Retex AMANDE, Juillet 2018,” 2018.

## **A. Annexes**

## A.1. Annexe 1 : paramètres d'élaboration des barreaux SLM

	<b>Paramètres secondaires - Ne pas les modifier</b>			
	<b>Paramètres principaux</b>			
	<b>Paramètres actifs que s'il y a plusieurs lasers dans la machine</b>			
	<b>Down skin ne sert pas souvent en fusion laser métal car supports</b>			
	<b>Pour les grosses pièces</b>			
<b>Scanning</b>	<b>Blocked Paths</b>	<b>Power Factor</b>	-	1
		<b>Speed Factor</b>	-	1,5
	<b>Borders</b>	<b>Laser index</b>	-	
		<b>Power</b>	Watt	350
		<b>Speed</b>	mm/s	600
		<b>Focus</b>	mm	0
	<b>Fill Contours</b>	<b>Laser index</b>	-	
		<b>Power</b>	Watt	350
		<b>Speed</b>	mm/s	600
		<b>Focus</b>	mm	0

	<b>Transition Contours</b>	<b>Laser index</b>	-	
		<b>Power</b>	<b>Watt</b>	
		<b>Speed</b>	<b>mm/s</b>	
		<b>Focus</b>	<b>mm</b>	
	<b>Hatches (Outer Hull)</b>	<b>Laser index</b>	-	
		<b>Power</b>	<b>Watt</b>	<b>350</b>
		<b>Speed</b>	<b>mm/s</b>	<b>930</b>
		<b>Focus</b>	<b>mm</b>	<b>0</b>
	<b>Hatches (Core)</b>	<b>Laser index</b>	-	
		<b>Power</b>	<b>Watt</b>	
		<b>Speed</b>	<b>mm/s</b>	
		<b>Focus</b>	<b>mm</b>	
	<b>Additionalnal Volume Hatches</b>	<b>Laser index</b>	-	
		<b>Power</b>	<b>Watt</b>	
		<b>Speed</b>	<b>mm/s</b>	
		<b>Focus</b>	<b>mm</b>	
	<b>Up Skin</b>	<b>Laser index</b>	-	
		<b>Power</b>	<b>Watt</b>	<b>350</b>
		<b>Speed</b>	<b>mm/s</b>	<b>850</b>



		Focus	mm	0	
	Down Skin Hatches	Laser index	-		
		Power	Watt		
		Speed	mm/s		
		Focus	mm		
	Down Skin Border	Laser index	-		
		Power	Watt		
		Speed	mm/s		
		Focus	mm		
	Down Skin Fill Contour	Laser index	-		
		Power	Watt		
		Speed	mm/s		
		Focus	mm		
	Vector Supports	Laser index	-		
		Power	Watt		350
		Speed	mm/s		900
Focus		mm	0		

Température de fabrication	°C	150
----------------------------	----	-----

<b>Slicing</b>	<b>Slice Thickness</b>			<b>mm</b>	<b>0,05</b>
	<b>Fixing Options</b>	<b>Gap Fill</b>	<b>Enable</b>	<b>Oui ou non</b>	<b>Oui</b>
			<b>Maximal Gap Size</b>	<b>mm</b>	<b>0,2</b>
		<b>Unify Slices</b>	<b>Enable</b>	<b>Oui ou non</b>	<b>Oui</b>
	<b>Optimization Options</b>	<b>Contour Filter</b>	<b>Enable</b>	<b>Oui ou non</b>	<b>Non</b>
			<b>Min Length closed outer contours</b>	<b>mm</b>	<b>0,1</b>
			<b>Min Length closed inner contours</b>	<b>mm</b>	<b>0,1</b>
			<b>Min Length open contours</b>	<b>mm</b>	<b>0,1</b>
		<b>Point reduction</b>	<b>Enable</b>	<b>Oui ou non</b>	<b>Oui</b>
			<b>Tolerance</b>	<b>Oui ou non</b>	<b>0,05</b>

<b>Up Skin</b>	<b>Enable</b>		<b>Oui ou non</b>	<b>Oui</b>
	<b>Hatch Offset (Fill Pattern Offset)</b>		<b>mm</b>	<b>0</b>
	<b>Tolerance</b>		<b>mm</b>	<b>0,1</b>
	<b>Consider Gas Flow</b>		<b>Oui ou non</b>	<b>Oui</b>
	<b>Angle</b>		<b>Degree</b>	<b>0</b>
	<b>Minimal Up Skin Area</b>	<b>Enable Up Skin Area Thersholding</b>		<b>Oui ou non</b>

	<b>Borders</b>	<b>Enable Up Skin Border</b>	<b>Oui ou non</b>	<b>Oui</b>	
		<b>Offset</b>	<b>mm</b>	<b>0</b>	
	<b>Hatches</b>	<b>Distance</b>	<b>mm</b>	<b>0,15</b>	
		<b>Reduce Jumps</b>	<b>Oui ou non</b>	<b>Oui</b>	
		<b>Filter length</b>	<b>mm</b>	<b>0,05</b>	
<b>Volume</b>	<b>Start Point relocation</b>	<b>Mode</b>	<b>-</b>	<b>Metal</b>	
		<b>Number of Layers</b>	<b>-</b>	<b>67</b>	
		<b>Minimal Distance</b>	<b>mm</b>	<b>1</b>	
		<b>Search Closest Neighbor</b>	<b>Oui ou non</b>	<b>Non</b>	
	<b>Borders</b>	<b>Beam Compensation</b>	<b>mm</b>	<b>0,17</b>	
		<b>Number of Borders</b>	<b>-</b>	<b>2</b>	
		<b>Distance</b>	<b>mm</b>	<b>0,17</b>	
		<b>Inside Out</b>	<b>Oui ou non</b>	<b>Non</b>	
		<b>Total fil</b>	<b>Oui ou non</b>	<b>Non</b>	
		<b>Blocked Paths</b>	<b>Enable Offset Correction</b>	<b>Oui ou non</b>	<b>Oui</b>
			<b>Angle threshold for conners</b>	<b>Degree</b>	<b>80</b>
			<b>Correction factor</b>	<b>-</b>	<b>3</b>
			<b>Insert blocked Paths</b>	<b>Oui ou non</b>	

			<b>Trim blocked Patches</b>	<b>Oui ou non</b>	
			<b>Trimming Threshold</b>	<b>mm</b>	<b>0,12</b>
<b>Fill Contours</b>	<b>Enable Fills Contours</b>		<b>Oui ou non</b>	<b>Oui</b>	
	<b>Offset</b>		<b>mm</b>	<b>0,17</b>	
	<b>Number of Fill Contours</b>		<b>-</b>	<b>1</b>	
	<b>Contour Distance</b>		<b>mm</b>	<b>0,1</b>	
	<b>Inside Out</b>		<b>Oui ou non</b>	<b>Non</b>	
<b>Hatching (Outer Hull)</b>	<b>Enable Hatching</b>		<b>Oui ou non</b>	<b>Oui</b>	
	<b>Hatch every X layers</b>		<b>-</b>	<b>1</b>	
	<b>Hatch distance</b>		<b>mm</b>	<b>0,17</b>	
	<b>Hatch Offset (Fill Pattern Offsett)</b>		<b>mm</b>	<b>0</b>	
	<b>Filter Length</b>		<b>mm</b>	<b>0,09</b>	
	<b>Optimized Sorting</b>		<b>Oui ou non</b>	<b>Oui</b>	
	<b>Pattern</b>	<b>Enable Fill Pattern</b>		<b>Oui ou non</b>	<b>Oui</b>
		<b>Fill Pattern Type</b>		<b>Stripes ou Chess</b>	<b>Stripes</b>
		<b>Stripe Parameters</b>	<b>Size</b>	<b>mm</b>	<b>10</b>
			<b>Stripe Offset</b>	<b>mm</b>	<b>0,05</b>

				Shift Factor	-	7
				Merge Vectors	Oui ou non	Oui
				Merge length	mm	5
				Optimize Jumps	Oui ou non	Oui
			Chess Parameters	Number of Vectors	-	
				Field Offset	mm	
				Shift Factor	-	
				Minimal Field Size	mm	
	Field Output Order	Choix				
	Rotation	Angle (Start value)	Degree	0		
		Angle increment	Degree	90		
		Limit Rotation	Oui ou non	Oui		
		Limitation window	Degree	163		
		Enable Hatching		Oui ou non		

<b>Hatching (Core)</b>	<b>Hatch every X layers</b>		-			
	<b>Hatch distance</b>		mm			
	<b>Hatch Offset (Fill Pattern Offset)</b>		mm			
	<b>Filter Length</b>		mm			
	<b>Optimized Sorting</b>		Oui ou non			
	<b>Transition Contour</b>	<b>Transition Contour Offset</b>	mm			
		<b>Number of Contours</b>	-			
		<b>Distance</b>	mm			
	<b>Pattern</b>	<b>Enable Fill Pattern</b>	Oui ou non			
		<b>Fill Pattern Type</b>	Stripes ou Chess			
	<b>Stripe Parameters</b>	<b>Size</b>	mm			
		<b>Stripe Offset</b>	mm			
		<b>Shift Factor</b>	-			
		<b>Merge Vectors</b>	Oui ou non			
		<b>Optimize Jumps</b>	Oui ou non			



			Chess Parameters	Number of Vectors	-	
				Field Offset	mm	
				Shift Factor	-	
				Minimal Field Size	mm	
				Field Output Order	Choix	
		Rotation	Angle (Start value)	Degree		
			Angle increment	Degree		
			Limit Rotation	Oui ou non		
		Additional Volume	Enable	Oui ou non		
			Pattern	Enable Fill Pattern	Oui ou non	
				Stipe Parameters	Size	
					Stripe Offset	
					Shift Factor	
		Merge Vectors				
				Optimize Jumps		

<b>Down Skin</b>	<b>Enable</b>		<b>Oui ou non</b>	
	<b>Hatch Offset (Fill Pattern Offset)</b>		<b>mm</b>	
	<b>Layer reference</b>		<b>-</b>	
	<b>Maximum Surface Angle</b>		<b>Degree</b>	
	<b>Consider Ges Flow</b>		<b>Oui ou non</b>	
	<b>Angle</b>		<b>Degree</b>	
	<b>Increment Angle</b>		<b>Degree</b>	
	<b>Hatches</b>	<b>Distance</b>		<b>mm</b>
		<b>Reduce Jumps</b>		<b>Oui ou non</b>
		<b>Overlap with Volume Area</b>		<b>mm</b>
	<b>Pattern</b>	<b>Enable Fill Pattern</b>		<b>Oui ou non</b>
		<b>Fill Pattern Type</b>		<b>Stripes ou Chess</b>
		<b>Stripe Parameters</b>	<b>Size</b>	<b>mm</b>
			<b>Stripe Offset</b>	<b>mm</b>
			<b>Shift Factor</b>	<b>-</b>
<b>Merge Vectors</b>			<b>Oui ou non</b>	
<b>Merge Length</b>			<b>mm</b>	
<b>Optimize Jumps</b>	<b>Oui ou non</b>			

		<b>Chess Parameters</b>	<b>Number of Vectors</b>	-	
			<b>Field Offset</b>	mm	
			<b>Shift Factor</b>	-	
			<b>Minimal Field Size</b>	mm	
			<b>Field Output Order</b>	Choix	

## A.2. Annexe 2 : fiche technique de la poudre Hermillon



**AVIS D'EXPEDITION**  
**SHIPPING ADVICE**  
**BL16677 du 15/11/16**

Adresse de livraison  
 Delivery address

No <sup>o</sup> Références Our references	: AR161041 du 20/10/16
Vos références Your references	: PC004
Représentant Agent	:
Références représentant Agent references	:
Délai de livraison initial Delivery date	: 16/11/16
Conditions de livraison Delivery terms	: CIP Bourges
Conditions de paiement Payment terms	: 30 Jours fin mois VIREMENT

**CETIM - CERTEC**  
 9 Boulevard Lahitolle  
 18000 Bourges  
 FRANCE

Transporteur  
Carrier : DB SCHENKER

N° remorque  
Truck number : CAMION GROUPE

Désignation	Tarification douanière	Quantité commandée kg	Qté expédiée kg		Conditionnement	
			poids net	poids brut	Quantité	Emballage
GRENAILLE D'ALUMINIUM AISI 10Mg SUR 1 PALETTE PERDUE TRANSPORT	7601208000	200,000	200,000	231,00	6	Futs 25 kg
TVA 20% sur les débits		1,000	1,000		1	Unité
<b>TOTAL</b>			200,00	231,00		

Le chauffeur a pris connaissance de son chargement. Le transporteur s'engage à indiquer tout changement de destination.

The driver has been informed of the loading. The carrier undertakes to keep us informed of any change of destination.

**ZODIAC AEROSPACE S.A.**  
 61 Rue Pierre Curie  
 B.P. 1  
 78373 Plaisir Cedex  
 FRANCE

N° Intracommunautaire :

Escompte règlement anticipé : 0,5 % par mois. Agio retard de paiement : 1,5 % par mois.  
 Le retard de paiement entraîne le paiement d'une indemnité forfaitaire de 40 € pour frais de recouvrement (Art D441-5 du Code de Commerce)  
 Siège Social : 400 route des Jardins - 79300 HERMILLON - FRANCE - Tél. Fines Poudres : +33 (0)4 79 59 16 02 - Fax : +33 (0)4 79 59 16 19  
 S.A.R.L. au capital de 3 289 540 € - N° identification TVA : FR21410120850 - RCS Chambéry 419 120 950 - Code APE 2622Z

Form-C-LABO-007 Rev 0



### CERTIFICAT D'ANALYSES CHIMIQUES ET GRANULOMETRIQUES

Certificate of chemical and particle size analysis

NOM DU CLIENT Customer Name	: ZODIAC AERISPACE	ADRESSE Address	:
COMMANDE CLIENT Customer Order	: P0004	N° COMMANDE PH PH Order N°	: AR 181041
AVIS D'EXPEDITION Shipping Advice	: <i>1669A</i>	DATE D'EXPEDITION Shipping date	: <i>JSU1116</i>
TITRE METALURE, PRODUIT Metal Grade/Product ref.	: Aluminium alloy, Powder AS10Mg D05-90µm	POIDS NET Net Weight	: 200 kg

REF. ECHANTILLON Sample Ref.	ANALYSES CHIMIQUES par spectromètre à étincelle Chemical Analysis by spark analyzer		ANALYSES GRANULOMETRIQUES* Particle size analysis*	
	Fe	Si	D 10	D 50
16.07.11.16	0.14%	0.7%	9.7 µm	37.3 µm
CRITERES D'ACCEPTATION Acceptance criteria				
				88.4 µm

\*MILVERN laser granulomètre (dry method)

Date d'émission : 14.11.2016  
Issuing Date

LE LABORATOIRE

LE RESPONSABLE QUALITE



## Grenaille atomisée d'alliages d'aluminium

### Fiche de données de sécurité

conforme au Règlement (CE) n° 1907/2006 (REACH) avec sa modification Règlement (UE) 2015/830  
Date d'émission: 05/03/2015 Date de révision: 18/01/2016 Remplace la fiche: 05/03/2015

Version: 2.0

#### RUBRIQUE 1: Identification de la substance/du mélange et de la société/l'entreprise

##### 1.1. Identificateur de produit

Forme du produit : Mélange  
Nom : Grenaille atomisée d'alliages d'aluminium

##### 1.2. Utilisations identifiées pertinentes de la substance ou du mélange et utilisations déconseillées

###### 1.2.1. Utilisations identifiées pertinentes

Utilisation de la substance/mélange : Brasure automobile - Imprimerie 3D  
Utilisation de la substance/mélange : Matière première pour la métallurgie des poudres

###### 1.2.2. Usages déconseillés

Pas d'informations complémentaires disponibles

##### 1.3. Renseignements concernant le fournisseur de la fiche de données de sécurité

POUDRES HERMILLON  
400 route des jardins  
73300 Hermillon - FRANCE  
T +334 79 59 18 00 - F +334 79 59 18 19  
[securite@poudres-hermillon.com](mailto:securite@poudres-hermillon.com)

##### 1.4. Numéro d'appel d'urgence

Numéro d'urgence : Poudres Hermillon : +336 14 85 54 58

Pays	Organisme/Société	Adresse	Numéro d'urgence
France	ORFILA	<a href="http://www.centres-antipoison.net">http://www.centres-antipoison.net</a>	+33 (0)1 45 42 59 59

#### RUBRIQUE 2: Identification des dangers

##### 2.1. Classification de la substance ou du mélange

Classification selon le règlement (CE) N° 1272/2008 [CLP]

Non classé

Effets néfastes physicochimiques, pour la santé humaine et pour l'environnement : A notre connaissance, ce produit ne présente pas de risque particulier, sous réserve de respecter les règles générales d'hygiène industrielle.

##### 2.2. Éléments d'étiquetage

Étiquetage selon le règlement (CE) N° 1272/2008 [CLP]

Phrases EUH : EUH210 - Fiche de données de sécurité disponible sur demande

##### 2.3. Autres dangers

Autres dangers qui n'entraînent pas la classification : Aucun, à notre connaissance.

#### RUBRIQUE 3: Composition/informations sur les composants

##### 3.1. Substance

Non applicable

##### 3.2. Mélange

Nom	Identificateur de produit	%	Classification selon le règlement (CE) N° 1272/2008 [CLP]
Aluminium substance possédant une/des valeurs limites d'exposition professionnelle nationales (FR)	(N° CAS) 7429-90-5 (N° CE) 231-072-3 (N° REACH) 01-2119529243-45	80 - 99	Non classé
Silicium substance possédant une/des valeurs limites d'exposition professionnelle nationales (FR)	(N° CAS) 7440-21-3 (N° CE) 231-130-8 (N° REACH) 01-2119480401-47	< 15	Non classé
Zinc substance possédant une/des valeurs limites d'exposition professionnelle nationales (FR)	(N° CAS) 7440-66-6 (N° CE) 231-175-3	< 8	Non classé



## Grenaille atomisée d'alliages d'aluminium

### Fiche de données de sécurité

conforme au Règlement (CE) n° 1907/2006 (REACH) avec sa modification Règlement (UE) 2015/830

Magnésium	(N° CAS) 7439-95-4 (N° CE) 231-104-6 (N° Index) 012-001-00-3	< 5	Water-react. 1, H260
Manganèse substance possédant une/des valeurs limites d'exposition professionnelle nationales (FR)	(N° CAS) 7439-96-5 (N° CE) 231-105-1	< 5	Non classé
Cuivre substance possédant une/des valeurs limites d'exposition professionnelle nationales (FR)	(N° CAS) 7440-50-8 (N° CE) 231-159-6 (N° REACH) 01-2119480154-42	< 5	Non classé

Texte complet des phrases H: voir section 16

#### RUBRIQUE 4: Premiers secours

##### 4.1. Description des premiers secours

Premiers soins après inhalation	: Retirer le sujet de la zone contaminée et l'amener à l'air frais. Assistance respiratoire si nécessaire. En cas de malaise consulter un médecin.
Premiers soins après contact avec la peau	: Oter tout vêtement ou chaussure souillés. Rincage abondant à l'eau. En cas de rougeur ou irritation, appeler un médecin.
Premiers soins après contact oculaire	: Rincage à l'eau immédiat et prolongé en maintenant les paupières bien écartées. Consulter un ophtalmologue si l'irritation persiste.
Premiers soins après ingestion	: Consulter un médecin.

##### 4.2. Principaux symptômes et effets, aigus et différés

Symptômes/lésions après inhalation	: Toux. Les poussières du produit peuvent causer une irritation des voies respiratoires.
Symptômes/lésions après contact oculaire	: Les poussières peuvent provoquer une légère irritation des muqueuses oculaires par effet mécanique.

##### 4.3. Indication des éventuels soins médicaux immédiats et traitements particuliers nécessaires

Traitement symptomatique.

#### RUBRIQUE 5: Mesures de lutte contre l'incendie

##### 5.1. Moyens d'extinction

Moyens d'extinction appropriés	: Poudre spéciale contre les feux métalliques (classe D). Sable sec. Alumine.
Agents d'extinction non appropriés	: Eau. Dioxyde de carbone. Poudre ABC.

##### 5.2. Dangers particuliers résultant de la substance ou du mélange

Danger d'incendie	: Dégagement de gaz très inflammable (H2) au contact de l'eau.
Produits de décomposition dangereux en cas d'incendie	: Dégagement possible de poussières inertes d'alumine.

##### 5.3. Conseils aux pompiers

Instructions de lutte contre l'incendie	: Endiguer et contenir les fluides d'extinction. Ne pas respirer les fumées. Éviter la mise en suspension de poussières aériennes susceptibles de provoquer une explosion.
Protection en cas d'incendie	: Ne pas intervenir sans un équipement de protection adapté. Appareil de protection respiratoire autonome isolant. Protection complète du corps.

#### RUBRIQUE 6: Mesures à prendre en cas de dispersion accidentelle

##### 6.1. Précautions individuelles, équipement de protection et procédures d'urgence

Mesures générales	: Éviter la mise en suspension de poussières aériennes susceptibles de provoquer une explosion.
-------------------	---

##### 6.1.1. Pour les non-secouristes

Procédures d'urgence	: Interdire la zone aux personnes non autorisées. Intervention limitée au personnel qualifié muni des protections appropriées.
----------------------	--

##### 6.1.2. Pour les secouristes

Équipement de protection	: Ne pas intervenir sans un équipement de protection adapté. Pour plus d'informations, se reporter à la section 8 : "Contrôle de l'exposition-protection individuelle".
--------------------------	---

##### 6.2. Précautions pour la protection de l'environnement

Ne pas laisser le produit se répandre dans l'environnement. Ne pas déverser à l'égout et dans les rivières.

##### 6.3. Méthodes et matériel de confinement et de nettoyage

Procédés de nettoyage	: Ramasser mécaniquement le produit. (Se reporter à la section 7 : Manipulation et stockage). Recueillir le produit dans un récipient de secours convenablement étiqueté. Éliminer les matières ou résidus solides dans un centre autorisé. Ne pas nettoyer à l'eau.
Autres informations	: Au contact de l'eau, dégage des gaz inflammables.

##### 6.4. Référence à d'autres sections

Pour plus d'informations, se reporter à la section 13.

## Grenaille atomisée d'alliages d'aluminium

### Fiche de données de sécurité

conforme au Règlement (CE) n° 1907/2006 (REACH) avec sa modification Règlement (UE) 2015/830

#### RUBRIQUE 7: Manipulation et stockage

##### 7.1. Précautions à prendre pour une manipulation sans danger

Précautions à prendre pour une manipulation sans danger : Relève de la réglementation ATEX. Assurer une bonne ventilation du poste de travail. Capturer les poussières à leur point d'émission. Eviter le contact avec la peau et les yeux. Prendre des mesures de précaution contre les décharges électrostatiques. Utiliser un outillage ne produisant pas d'étincelles. Eviter la mise en suspension de poussières aériennes susceptibles de provoquer une explosion. Interdiction de fumer. Mise à la terre des installations.

Mesures d'hygiène : Ne pas boire, manger ou fumer sur le lieu de travail.

##### 7.2. Conditions d'un stockage sûr, y compris d'éventuelles incompatibilités

Conditions de stockage : Conserver dans un local bien ventilé. Conserver le récipient à l'abri de l'humidité. Conserver à l'abri des sources d'ignition. Conserver dans des conteneurs hermétiquement clos. Conserver dans l'emballage d'origine. Eviter la proximité de produits inflammables (y compris bois, carton...).

Matériaux incompatibles : Eau. Acides. Oxydants puissants. Bases. Métaux alcalino-terreux. Alcools. Oxydes métalliques.

Matériaux d'emballage : Métaux usuels, éventuelles saches internes conductrices.

##### 7.3. Utilisation(s) finale(s) particulière(s)

Pas d'informations complémentaires disponibles

#### RUBRIQUE 8: Contrôles de l'exposition/protection individuelle

##### 8.1. Paramètres de contrôle

Aluminium (7429-90-5)		
France	VME (mg/m <sup>3</sup> )	10 mg/m <sup>3</sup> Aluminium (métal)
Zinc (7440-66-6)		
France	Nom local	Oxyde de zinc (fumées)
France	VME (mg/m <sup>3</sup> )	5 mg/m <sup>3</sup>
Silicium (7440-21-3)		
France	Nom local	Silicium
France	VME (mg/m <sup>3</sup> )	10 mg/m <sup>3</sup>
Culvre (7440-50-8)		
France	VME (mg/m <sup>3</sup> )	1 mg/m <sup>3</sup> (Poussières) 0,2 mg/m <sup>3</sup> (fumées)
France	VLE (mg/m <sup>3</sup> )	2 mg/m <sup>3</sup> (Poussières)
Manganèse (7439-96-5)		
France	VME (mg/m <sup>3</sup> )	1 mg/m <sup>3</sup> (fumées, en Mn)

##### 8.2. Contrôles de l'exposition

Contrôles techniques appropriés : Assurer une bonne ventilation du poste de travail. Capturer les poussières à leur point d'émission.

Protection des mains : Gants de protection. Les gants utilisés doivent répondre aux spécifications de la directive 89/686/CEE et de la norme correspondante NF EN 374. Délai de rupture : consulter les préconisations du fabricant

Protection oculaire : Lunettes de sécurité

Protection de la peau et du corps : Vêtements de protection (manches et col fermés)

Protection des voies respiratoires : Dégagement de poussières: masque antipoussières filtre P3. En cas de contact avec le produit fondu : Appareil de protection respiratoire

#### RUBRIQUE 9: Propriétés physiques et chimiques

##### 9.1. Informations sur les propriétés physiques et chimiques essentielles

État physique : Solide

Couleur : Gris argent

Odeur : Inodore.

Seuil olfactif : Non applicable

pH : Non applicable

Vitesse d'évaporation relative (acétate de butyle=1) : Non applicable

Point de fusion : 550 - 650 °C

Point de congélation : Non applicable

Point d'ébullition : Aucune donnée disponible

Point d'éclair : Non applicable

## Grenaille atomisée d'alliages d'aluminium

### Fiche de données de sécurité

conforme au Règlement (CE) n° 1907/2006 (REACH) avec sa modification Règlement (UE) 2015/830

Température d'auto-inflammation	: = 500 °C
Température de décomposition	: Non applicable
Inflammabilité (solide, gaz)	: Le produit n'est pas inflammable
Pression de vapeur	: Non applicable
Densité relative de vapeur à 20 °C	: Aucune donnée disponible
Densité relative	: 2,7
Solubilité	: Eau: Insoluble
Log Pow	: Non applicable
Viscosité, cinématique	: Non applicable
Viscosité, dynamique	: Aucune donnée disponible
Propriétés explosives	: Les poussières peuvent former un mélange explosif avec l'air. Limites explosives : Pas de données spécifiques aux alliages. A défaut et à titre indicatif, se reporter à celles de l'Aluminium ci jointes (Données de l'Aluminium Association).
Propriétés comburantes	: Non comburant selon les critères CE.
Limites d'explosivité	: 55 - 170 g/m <sup>3</sup> (Aluminium)

#### 9.2. Autres informations

Energie minimale d'ignition	: 10 - 100 mJ
Densité apparente	: 0,75 - 1,25

### RUBRIQUE 10: Stabilité et réactivité

#### 10.1. Réactivité

Oxydation à l'air humide.

#### 10.2. Stabilité chimique

Stable à température ambiante et dans les conditions normales d'emploi.

#### 10.3. Possibilité de réactions dangereuses

Les poussières peuvent former un mélange explosif avec l'air. Réaction exothermique au contact de : Oxydes métalliques, Matières oxydantes.

#### 10.4. Conditions à éviter

Eau. Humidité. Eviter la mise en suspension de poussières aériennes susceptibles de provoquer une explosion.

#### 10.5. Matières incompatibles

Acides. Matières oxydantes. Bases fortes. Métaux alcalino-terreux. Alcools. Composés halogénés. Oxydes métalliques.

#### 10.6. Produits de décomposition dangereux

Dégagement de gaz très inflammable (H<sub>2</sub>) au contact de l'eau.

### RUBRIQUE 11: Informations toxicologiques

#### 11.1. Informations sur les effets toxicologiques

Toxicité aiguë : Non classé (Compte tenu des données disponibles, les critères de classification ne sont pas remplis)

<b>Aluminium (7429-90-5)</b>	
DL50 orale rat	> 2000 mg/kg
CL50 inhalation rat	> 0,888 mg/l/4h (OECD 403)
<b>Manganèse (7439-96-5)</b>	
DL50 orale rat	9000 mg/kg

Corrosion cutanée/Irritation cutanée	: Non classé (Compte tenu des données disponibles, les critères de classification ne sont pas remplis) pH: Non applicable
Lésions oculaires graves/Irritation oculaire	: Non classé (Compte tenu des données disponibles, les critères de classification ne sont pas remplis) pH: Non applicable
Sensibilisation respiratoire ou cutanée	: Non classé (Compte tenu des données disponibles, les critères de classification ne sont pas remplis)
Mutagenicité sur les cellules germinales	: Non classé (Compte tenu des données disponibles, les critères de classification ne sont pas remplis)
Cancérogénicité	: Non classé (Compte tenu des données disponibles, les critères de classification ne sont pas remplis)
Toxicité pour la reproduction	: Non classé (Compte tenu des données disponibles, les critères de classification ne sont pas remplis)
Toxicité spécifique pour certains organes cibles (exposition unique)	: Non classé (Compte tenu des données disponibles, les critères de classification ne sont pas remplis)

19/01/2016

FR (français)

4/6

## Grenaille atomisée d'alliages d'aluminium

### Fiche de données de sécurité

conforme au Règlement (CE) n° 1907/2006 (REACH) avec sa modification Règlement (UE) 2015/830

<b>Aluminium (7429-90-5)</b>	
NOAEL (Inhalation, rat, poussière/brouillard/fumée)	10 mg/m <sup>3</sup>
Toxicité spécifique pour certains organes cibles (exposition répétée)	: Non classé (Compte tenu des données disponibles, les critères de classification ne sont pas remplis)
Danger par aspiration	: Non classé (Impossibilité technique d'obtenir les données)

#### RUBRIQUE 12: Informations écologiques

##### 12.1. Toxicité

Ecologie - général : Ne présente pas de risque particulier pour l'environnement, sous réserve de respecter les recommandations de la section 13 relatives à l'élimination ainsi que les prescriptions réglementaires nationales ou locales pouvant s'appliquer.

<b>Manganèse (7439-96-5)</b>	
CE50 Daphnie	40 mg/l/48h

##### 12.2. Persistance et dégradabilité

<b>Grenaille atomisée d'alliages d'aluminium</b>	
Persistance et dégradabilité	Non facilement biodégradable.
<b>Aluminium (7429-90-5)</b>	
Persistance et dégradabilité	Non facilement biodégradable.

##### 12.3. Potentiel de bioaccumulation

<b>Grenaille atomisée d'alliages d'aluminium</b>	
Log Pow	Non applicable
<b>Aluminium (7429-90-5)</b>	
Log Pow	Non applicable

##### 12.4. Mobilité dans le sol

Pas d'informations complémentaires disponibles

##### 12.5. Résultats des évaluations PBT et VPvB

<b>Composant</b>	
Aluminium (7429-90-5)	Le produit ne répond pas aux critères de classification PBT et vPvB

##### 12.6. Autres effets néfastes

Pas d'informations complémentaires disponibles

#### RUBRIQUE 13: Considérations relatives à l'élimination

##### 13.1. Méthodes de traitement des déchets

Méthodes de traitement des déchets : Se conformer aux législations, règlements et arrêtés divers en vigueur.  
 Indications complémentaires : Vidier complètement les emballages avant élimination. L'attention de l'utilisateur est attirée sur la possible existence de dispositions législatives, réglementaires et administratives spécifiques, communautaires, nationales ou locales, relatives à l'élimination, le concernant.

#### RUBRIQUE 14: Informations relatives au transport

Conformément aux exigences de ADR / RID / IMDG / IATA / ADN

ADR	IMDG	IATA
<b>14.1. Numéro ONU</b>		
Non réglementé pour le transport		
<b>14.2. Désignation officielle de transport de l'ONU</b>		
Non applicable	Non applicable	Non applicable
<b>14.3. Classe(s) de danger pour le transport</b>		
Non applicable	Non applicable	Non applicable
Non applicable	Non applicable	Non applicable
<b>14.4. Groupe d'emballage</b>		
Non applicable	Non applicable	Non applicable
<b>14.5. Dangers pour l'environnement</b>		
Dangereux pour l'environnement : Non	Dangereux pour l'environnement : Non Polluant marin : Non	Dangereux pour l'environnement : Non
Pas d'informations supplémentaires disponibles		

## Grenaille atomisée d'alliages d'aluminium

### Fiche de données de sécurité

conforme au Règlement (CE) n° 1907/2006 (REACH) avec sa modification Règlement (UE) 2015/830

#### 14.6. Précautions particulières à prendre par l'utilisateur

Mesures de précautions pour le transport : Pas de contraintes réglementaires, cependant privilégier le transport bûché ou container étanche.

#### 14.7. Transport en vrac conformément à l'annexe II de la convention MARPOL 73/78 et au recueil IBC

Non applicable

### RUBRIQUE 15: Informations réglementaires

#### 15.1. Réglementations/législation particulières à la substance ou au mélange en matière de sécurité, de santé et d'environnement

##### 15.1.1. Réglementations UE

Ne contient pas de substance soumise à restrictions selon l'annexe XVII de REACH

Ne contient aucune substance de la liste candidate REACH

Ne contient aucune substance listée à l'Annexe XIV de REACH

Autres informations, restrictions et dispositions légales : Relève de la réglementation ATEX.

##### 15.1.2. Directives nationales

Pas d'informations complémentaires disponibles

#### 15.2. Évaluation de la sécurité chimique

Aucune évaluation de la sécurité chimique n'a été effectuée

### RUBRIQUE 16: Autres informations

Indications de changement:

Section(s) modifiée(s) de la FDS : 1-2-3.

Sources des données

: ECHA - European Chemical Agency.

Autres informations

: Cette fiche de données de sécurité a été rédigée conformément à l'annexe II du règlement (CE) N° 1907/2006 (REACH). Fiche de données de sécurité établie par : LISAM SERVICES - TELEGIS  
17, Rue de la Couture F-60400 PASSEL  
Safety Made Easy with [www.lisam.com](http://www.lisam.com).

Texte complet des phrases H et EUH:

Water-react. 1	Substances et mélanges qui, au contact de l'eau, dégagent des gaz inflammables, Catégorie 1
H260	Dégage au contact de l'eau des gaz inflammables qui peuvent s'enflammer spontanément
EUH210	Fiche de données de sécurité disponible sur demande

FDS UE (Annex II REACH) 15.1.0.3 V2

Ces informations sont basées sur nos connaissances actuelles et décrivent le produit pour les seuls besoins de la santé, de la sécurité et de l'environnement. Elles ne devraient donc pas être interprétées comme garantissant une quelconque propriété spécifique du produit.



## A.3. Annexe 3 : fiche technique de la poudre Tekna


**TEKNA PLASMA SYSTEMS INC.**

 2935 Industriel Blvd., Sherbrooke  
 Quebec, Canada, J1L 2T9  
 Tel : (819) 820-2204, Fax: (819) 820-1502

**MATERIAL TEST CERTIFICATE**

<b>Product Name:</b>	<b>AlSi10Mg-53/20</b>
<b>Description:</b>	<b>Plasma atomised AlSi10Mg powder, experimental</b>
<b>Size:</b>	<b>-53 + 20 µm</b>
<b>Composition:</b>	<b>Al-10%Si-0.3%Mg</b>
<b>Sample lot number:</b>	<b>36538-MG17001</b>

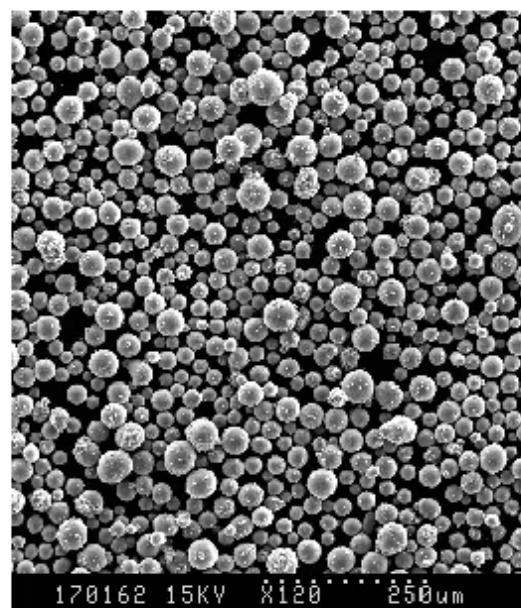
**Chemical Composition (meets A-S10G, EN AC 43000 based on 3.2381)**

Element	C	Cu	Fe	Mg	Mn	N	Ni	O	Pb	Si	Sn	Ti	Zn
Results	0.004	0.0014	0.17	0.33	0.0051	0.004	0.0025	0.042	< 0.002	10.3	<0.002	0.10	0.0087

Balance: Aluminum (Al); All results in weight %; Methods: LECO for C, N and O, DCP-OES for all others.

**Physical Properties**

	Value
<b>Carney Flow Test (sec/100g):</b> <small>Insp. ASTM-B213-13</small>	24
<b>Tap Density (g/cc):</b> <small>Insp. ASTM-B827-15</small>	1.70
<b>Apparent Density (g/cc):</b> <small>Insp. ASTM-B212-13</small>	1.43
<b>Particle Size Distribution</b>	
By Laser Light Diffraction (ASTM-B822/823-10) – Vol%	
	Results (µm)
• D10	25.1
• D50	38.1
• D90	53.4
By Sieve Analysis (ASTM B214) – wt%	
Size (µm)	Results (%)
• +53	0.8
• -53+20	92.0
• -20	7.2

**Morphology**


Date: January 20, 2017

Completed by: Thomas Kinsey

This report is confidential and proprietary, and intended for the recipient of the product. If you receive in error you are prohibited from disclosing, copying, distributing, or using any of the information. The test report shall not be reproduced except in full, without the written approval of the laboratory. Please contact our office for instructions.





FICHE DE DONNÉES DE SÉCURITÉ  
AISI10Mg

SELON LES RÈGLEMENTS (CE) 1907/2006 (REACH), 1272/2008 (CLP) & 2015/830

1. RUBRIQUE 1: IDENTIFICATION DE LA SUBSTANCE/DU MÉLANGE ET DE LA SOCIÉTÉ/L'ENTREPRISE

1.1 Identificateur de produit

Désignation Commerciale AISI10Mg  
N° CAS Mélange.  
N° CE Mélange.  
N° D'Enregistrement d'REACH Mélange.

1.2 Utilisations identifiées pertinentes de la substance ou du mélange et utilisations déconseillées

Utilisation Identifiée Pour les applications dans les technologies de fabrication d'additifs avec utilisation de laser (frittage et fusion SLS, DMLS et SLM) et les applications de projection à froid.

Utilisations Déconseillées Pas connu.

1.3 Renseignements concernant le fournisseur de la fiche de données de sécurité

Fabricant  
Identification de la société Tekna Advanced Materials Inc.  
Adresse du Fabricant 2896, Industrial Blvd.  
Sherbrooke, QC,  
Canada.  
Code postal J1L 2T9  
Téléphone: (819) 820-7771  
Email jf.berube@tekna.com

Fournisseur  
Identification de la société Tekna Advanced Materials Inc.  
Adresse du Fournisseur 200, boulevard de la résistance  
Mâcon, France.  
Code postal 71000  
Téléphone: +33(0) 386 231 046  
Fax +33(0) 386 210 476  
Email remf.pontone@tekna.com

1.4 Numéro d'appel d'urgence

Centre national de réponse  
Adresse Centre antipoison et de toxicovigilance de Paris  
Hôpital Fernand Widal, 200 rue du Faubourg St Denis,  
76476 Paris Cedex 10,  
France.  
Tél. d'urgence +33 (0) 145 42 69 69 (24 H/24)



FICHE DE DONNÉES DE SÉCURITÉ  
AISI10Mg

2. RUBRIQUE 2: IDENTIFICATION DES DANGERS

2.1 Classification de la substance ou du mélange

Règlement (CE) n° 1272/2008 (CLP) Non classé comme dangereux pour l'utilisation et le conditionnement.

2.2 Éléments d'étiquetage

Selon le Règlement (CE) n° 1272/2008 (CLP)

Désignation Commerciale AISI10Mg  
Pictogramme(s) de Danger Aucun.  
Mention(s) d'Avertissement Aucun.  
Mention(s) de Danger Aucun.  
Mention(s) de mise en garde Aucun.

2.3 Autres dangers

Rien de connu.

2.4 Autres informations

Aucun.

3. RUBRIQUE 3: COMPOSITION/INFORMATIONS SUR LES COMPOSANTS

3.1 Substances

Non applicable.

3.2 Mélanges

COMPOSANTS DANGEREUX	N° CAS	N° CE / No. D'Enregistrement d'REACH	%WW	Mention(s) de Danger	Pictogramme(s) de Danger
Aluminium en poudre (stabilisée)	7429-90-6	231-072-3 / 01-2119629243-45-0000	>88	Flamm. Sol. 1; H228 Water-react. 2; H261	GHS02
Silicone	7440-21-3	231-130-8 / 01-2119480401-47-0000	9-11	Non classé	
Manganèse	7439-96-6	231-106-1 / 01-2119486474-28-0000	<0.46	Non classé	
Cuivre	7440-50-8	231-169-6 / 01-2119480164-42-0000	<0.10	Aquatic Acute 1; H400 Aquatic Chronic 3; H412	GHS09
poudre de nickel [diamètre des particules < 1 mm]	7440-02-0	231-111-4 / 01-2119438727-29-0000	<0.06	Skin Sens. 1; H317 Carc. 2; H361 STOT RE 1; H372 Aquatic Chronic 3; H412	GHS08 GHS07
Plomb	7439-92-1	231-100-4 / 01-2119513221-69-0000	<0.06	Repr. 1B H360FD Lact. H362	GHS08



FICHE DE DONNÉES DE SÉCURITÉ  
AISI10Mg

4. RUBRIQUE 4: PREMIERS SECOURS

4.1 Description des premiers secours

Inhalation	Si il y a difficulté à respirer, transporter la victime à l'extérieur et la maintenir au repos dans une position où elle peut confortablement respirer.
Contact avec la Peau	Laver la peau à l'eau et au savon.
Contact avec les yeux	Tenir les yeux ouverts et rincer doucement à l'eau pendant 15 à 20 minutes.
Ingestion	Rincer la bouche à l'eau.

4.2 Principaux symptômes et effets, aigus et différés

Non attribué.

4.3 Indication des éventuels soins médicaux immédiats et traitements particuliers nécessaires

Peu probable mais si nécessaire administrer un traitement symptomatique.

6. RUBRIQUE 6: MESURES DE LUTTE CONTRE L'INCENDIE

6.1 Moyens d'extinction

Moyens d'Extinction Appropriés	Utiliser poudre sèche pour l'extinction.
Moyens d'extinction inappropriés	Ne pas utiliser d'eau ou de produits halogénés.

6.2 Dangers particuliers résultant de la substance ou du mélange

Peut former des nuages de poussières explosifs dans l'air. Peut former des mélanges de poussières/d'air explosifs. La combustion ou la décomposition thermique dégage des vapeurs toxiques.

6.3 Conseils aux pompiers

Les membres des services de lutte contre l'incendie doivent porter des vêtements de protection complets, y compris un appareil respiratoire autonome.

6. RUBRIQUE 6: MESURES À PRENDRE EN CAS DE DISPERSION ACCIDENTELLE

6.1 Précautions individuelles, équipement de protection et procédures d'urgence

Assurer une ventilation adéquate. Éviter la production de poussières. Porter des gants de protection/des vêtements de protection/un équipement de protection des yeux/du visage.

6.2 Précautions pour la protection de l'environnement

Empêcher toute contamination du réseau des eaux usées, égouts ou cours d'eau.

6.3 Méthodes et matériel de confinement et de nettoyage

Obturer la fuite si cela peut se faire sans danger. Ramasser en la balayant la substance répandue et la transporter en lieu sûr. Utiliser un aspirateur pour ramasser les matières répandues, lorsque c'est faisable. Transférer dans un conteneur pour élimination.

6.4 Référence à d'autres rubriques

Consulter Aussi les Rubrique 8, 13.



FICHE DE DONNÉES DE SÉCURITÉ  
AISI10Mg

7. RUBRIQUE 7: MANIPULATION ET STOCKAGE

7.1 Précautions à prendre pour une manipulation sans danger

Pratiquer une ventilation adéquate. Éviter l'accumulation de poussière. Porter des gants de protection/des vêtements de protection/un équipement de protection des yeux/du visage. Se laver soigneusement les mains après manipulation. Ne pas manger, boire ou fumer sur le lieu de travail.

7.2 Conditions d'un stockage sûr, *f* compris d'éventuelles incompatibilités

Température de stockage: Ambiante.  
Temps limite de stockage: Stable dans les conditions normales.  
Matières incompatibles: Agents oxydants forts, Acides, Alcalin, Composés halogénés, Oxyde de fer (réaction aluminothermique).

7.3 Utilisation(s) finale(s) particulière(s)

Pour les applications dans les technologies de fabrication d'additifs avec utilisation de laser (frittage et fusion SLS, DMLS et SLM) et les applications de projection à froid.

8. RUBRIQUE 8: CONTRÔLES DE L'EXPOSITION PROTECTION INDIVIDUELLE

8.1 Paramètres de contrôle

8.1.1 Limites d'exposition sur le lieu de travail

SUBSTANCE	N° CAS	VME (8 heures, ppm)	VME (8 heures, mg/m <sup>3</sup> )	VLE (ppm)	VLE (mg/m <sup>3</sup> )	Remarque
Aluminium (métal)	7429-90-5		10			
Aluminium (pulvérulent)	7429-90-5		5			
Silicone	7440-21-3		10			
Cuivre (fumées)	7440-50-8		0.2			
Cuivre (poussières)	7440-50-8		1		2	
Manganèse (fumées)	7439-96-5		1			
Nickel (grillage des mattes)	7440-02-0		1			(7)
Nickel (métal)	7440-02-0		1			C2
Plomb	7439-92-1		0.1			(2), (10)

Source: Décret N° 2012-746 Du 9 Mai 2012 Fixant Des Valeurs Limites D'exposition Professionnelle Contraignantes Pour Certains Agents Chimiques.

(7): Procédé cancérigène cité à l'arrêté du 5 janvier 1993, complété par celui du 18 septembre 2000.

C2: substance classée cancérigène de catégorie 2.

(2): Certains ou tous ces composés sont classés C1a, C1b ou C2).

(10): Certains ou tous ces composés sont classés R1a, R1b ou R2.



## FICHE DE DONNÉES DE SÉCURITÉ AISI10Mg

### 8.2 Contrôles de l'exposition

8.2.1. Contrôles techniques appropriés Fournir une ventilation adéquate, notamment une extraction locale adaptée.

#### 8.2.2. Équipements de protection individuelle



Protection des Yeux Porter une protection pour les yeux et/ou le visage appropriés.



Protection de la peau Porter des gants appropriés.



Protection respiratoire Si l'installation ne fonctionne pas correctement ou est inadéquate porter un équipement de protection respiratoire convenable.



Risques thermiques Non applicable.

8.2.3. Contrôles D'exposition Liés À La Protection De L'environnement Empêcher toute contamination du réseau des eaux usées, égouts ou cours d'eau.

## 9. RUBRIQUE 9: PROPRIÉTÉS PHYSIQUES ET CHIMIQUES

### 9.1 Informations sur les propriétés physiques et chimiques essentielles

Aspect	Poudre.
	Couleur : Grises.
Odeur	Inodore.
Seuil olfactif	Non applicable.
pH	Non applicable.
Point de fusion/point de congélation	660°C
Point initial d'ébullition et intervalle d'ébullition	2467°C
Point d'éclair	Non disponible.
taux d'Évaporation	Non applicable.
Inflammabilité (solide, gaz)	Non inflammable.
Limites supérieures/inférieures d'inflammabilité ou limites d'explosivité	Non disponible.
Pression de vapeur	Non applicable.
Densité de vapeur	Non applicable.
Densité	Non disponible.
Densité relative	2.7g/cm <sup>3</sup> @ 20°C
Solubilité(s)	Insoluble dans l'eau et les solvants.
Coefficient de partage: n-octanol/eau	Non applicable.
Température d'auto-inflammabilité	Non disponible.
Température de Décomposition (°C)	Non disponible.
Viscosité	Non applicable.
Propriétés explosives	Non Explosif.

Révision: 0

Page: 6 - 8

Date: 23-01-2017



FICHE DE DONNÉES DE SÉCURITÉ  
AISI10Mg

Propriétés comburantes Non oxydant.

9.2 Autres informations

Aucun.

10. RUBRIQUE 10: STABILITÉ ET RÉACTIVITÉ

10.1 Réactivité

L'alliage va réagir de façon exothermique en présence d'un oxydant fort si le mélange est enflammé.

10.2 Stabilité chimique

Stable dans les conditions normales.

10.3 Possibilité de réactions dangereuses

Réagit avec les oxydants forts si le mélange est enflammé.

10.4 Conditions à éviter

Tenir à l'écart de l'eau. Protégé contre l'humidité. Conserver à l'écart de la chaleur et de toute source d'ignition.

10.5 Matières incompatibles

Agents oxydants forts, Acides, Alcalin, Composés halogénés, Oxyde de fer (réaction aluminothermique).

10.6 Produits de décomposition dangereux

Aucuns produits de décomposition dangereux connus.

11. RUBRIQUE 11: INFORMATIONS TOXICOLOGIQUES

11.1 Informations sur les effets toxicologiques

Toxicité aiguë - Ingestion Faible toxicité aiguë.

Toxicité aiguë - Contact avec la Peau Faible toxicité aiguë.

Toxicité aiguë - Inhalation Faible toxicité aiguë.

Corrosion cutanée/irritation cutanée Non irritante.

Lésions oculaires graves/irritation oculaire Non irritante.

Données sur la sensibilisation de la peau Non sensibilisant pour la peau.

Données sur la sensibilisation respiratoire Non attribué.

Mutagénicité sur les cellules germinales Il n'y a aucune preuve de potentiel mutagène.

Cancérogénicité Aucune preuve d'action cancérogène.

Toxicité pour la reproduction Non attribué.

L'allaitement Non classé.

Toxicité spécifique pour certains organes cibles - exposition unique Non attribué.

Toxicité spécifique pour certains organes cibles - exposition répétée Non attribué.

Danger par aspiration Non classé.

11.2 Autres informations

Aucun.





FICHE DE DONNÉES DE SÉCURITÉ  
AISI10Mg

12. RUBRIQUE 12: INFORMATIONS ÉCOLOGIQUES

12.1 Toxicité

Toxicité - Invertébrés aquatiques	Peu toxique pour les invertébrés.
Toxicité - Poissons	Peu toxique pour les poissons.
Toxicité - Algues	Peu toxique pour les algues.
Toxicité - le compartiment sédiment	Non classé.
Toxicité - Milieu terrestre	Non classé.

12.2 Persistance et Dégradabilité

Pas d'informations disponibles.

12.3 Potentiel de bioaccumulation

Pas d'informations disponibles.

12.4 Mobilité dans le sol

Insoluble dans l'eau. Le produit devrait être peu mobile dans le sol.

12.5 Résultats des évaluations PBT et vPvB

Pas classé comme PBT ou vPvB.

12.6 Autres effets néfastes

Aucun.

13. RUBRIQUE 13: CONSIDÉRATIONS RELATIVES À L'ÉLIMINATION

13.1 Méthodes de traitement des déchets

Se débarrasser de ce produit et de son récipient comme s'il s'agissait de déchets dangereux.  
L'élimination doit être effectuée en accord avec la législation locale, régionale ou nationale.

13.2 Autres informations

Code de déchet UE 17 04 02 Aluminium.

14. RUBRIQUE 14: INFORMATIONS RELATIVES AU TRANSPORT

Non classifié comme dangereux pour le transport.

16. RUBRIQUE 16: INFORMATIONS RELATIVES À LA RÉGLEMENTATION

16.1 Réglementations/législation particulières à la substance ou au mélange en matière de sécurité, de santé et d'environnement

Règlements Européens - Autorisations et/ou Restrictions à l'Utilisation

Liste des substances extrêmement préoccupantes candidates en vue d'une autorisation Tous les produits chimiques ne sont pas répertoriés.

REACH: L'annexe XIV des substances soumises à autorisation Tous les produits chimiques ne sont pas répertoriés.

## A.4. Annexe 4 : fiche technique de la poudre EOS



## Test report

### EOS AlSi10Mg

#### Lot No.

➤ 0444/2/5

#### Chemical composition of powder

The chemical powder composition of the alloy AlSi10Mg is in accordance with standard DIN EN 1706:2010 – 06 and EN AC – 43000.

Element	Required concentration (%)	Measured concentration (%)
Si	9.0-11.0	10.3
Mg	0.2-0.45	0.4
Fe	max. 0.55	0.2
Mn	max. 0.45	<0.005
Cu	max. 0.05	<0.005
Zn	max. 0.10	<0.005
Ti	max. 0.15	0.004
Al	Balance	Balance

#### Particle shape and size

➤ The powder is gas atomised under inert nitrogen gas, the particle shape is spherical.

### A.5. Annexe 5 : Influence du traitement de surface OAS sur la tenue en fatigue

L'OAS consiste à réaliser une fine (5 à 25  $\mu\text{m}$ ) d'oxyde à la surface de la pièce. Ce type de traitement est adapté aux alliages légers et permet de limiter les craquelures en surface. Ces craquelures pouvant se propager et causer la rupture par fatigue des pièces. Pour le besoin de cette étude, 2x4 éprouvettes ont été produits verticalement sur une machine SLM 280 dans le cadre du projet SUPCHAD. Ces éprouvettes n'ont pas subi de traitement thermique T6. Deux états de surface sont étudiés : usinée et brute de fabrication additive. Tous les essais de fatigue ont été menés à  $R = -1$  à la même contrainte de 120 MPa. La Figure A-1 présente les résultats obtenus. On peut noter une forte dispersion des résultats dans le cas usiné. L'observation des faciès de rupture ne permet pas d'associer la dispersion des résultats au traitement pratiqué mais aux défauts.

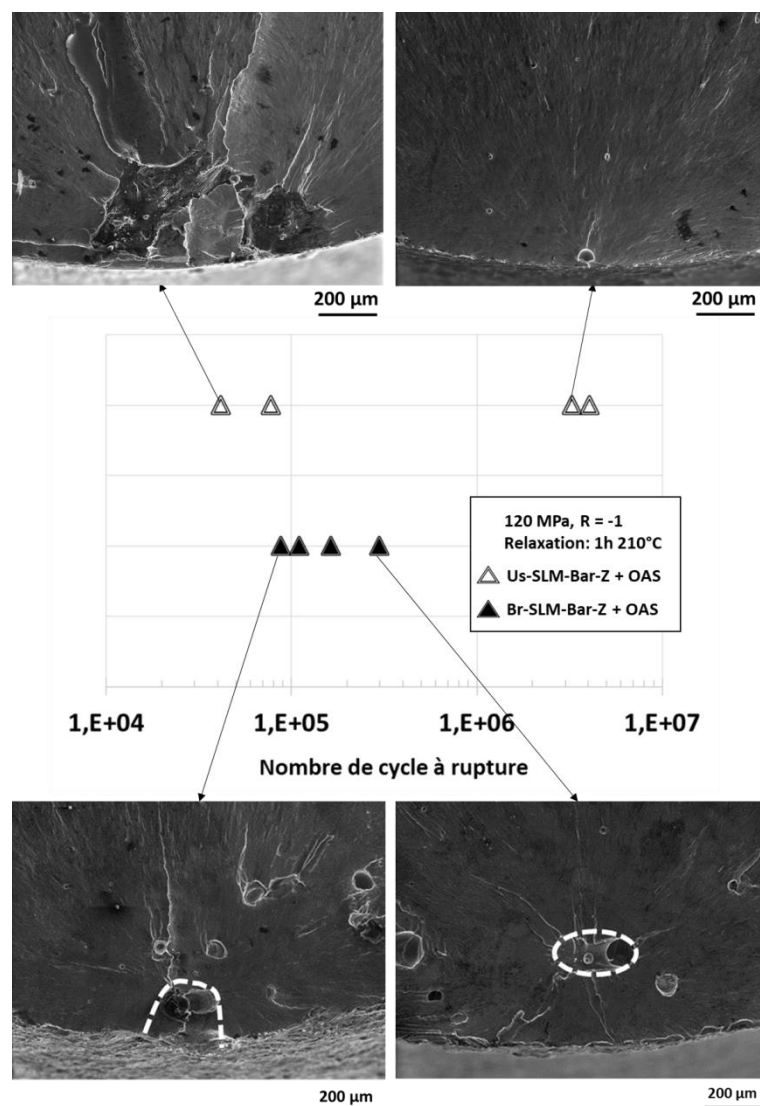


Figure A-1: influence du traitement de surface OAS sur la durée de vie en fatigue ; prise en compte de l'état de surface (usiné et brut de fabrication additive).

### A.5.1. Sites d'amorçage.

Dans ce paragraphe, il est question d'analyser les faciès de rupture des éprouvettes de façon à identifier et de caractériser s possible les sites d'amorçage. Dans un premier temps, il est question des éprouvettes ayant subi le traitement OAS. .

#### Éprouvettes avec surfaces utiles brutes de fabrication et ayant subi un traitement OAS.

Dans le cas des éprouvettes avec surfaces brutes de fabrication, il est possible de noter la présence d'une couronne de défauts en sub-surface proche de la surface libre comme le montrent les Figure A-2-(a-1 et (a-2). Ces défauts sont dus au lasage des contours. Une analyse locale des faciès de rupture montre que la rupture de fatigue est due à un défaut unique, contenu dans le chapelet de porosité observé. Deux cas de figures sont présentés. Le premier faciès présente un cas d'amorçage sur un défaut débouchant à la surface libre de l'éprouvette (cf. Figure A-2-a-2. La taille de défaut mesurée est d'environ 225  $\mu\text{m}$  en racine de l'aire. Le deuxième faciès montre un défaut dont la taille est d'environ 190  $\mu\text{m}$  également au sens de la racine de l'aire (cf. Figure A-2-b-2). Cette taille mesurée est comparée au plus petit ligament qui mesure environ 250  $\mu\text{m}$ . Le défaut peut donc être qualifié de défaut interne selon le critère de *Iben Houria* [52].

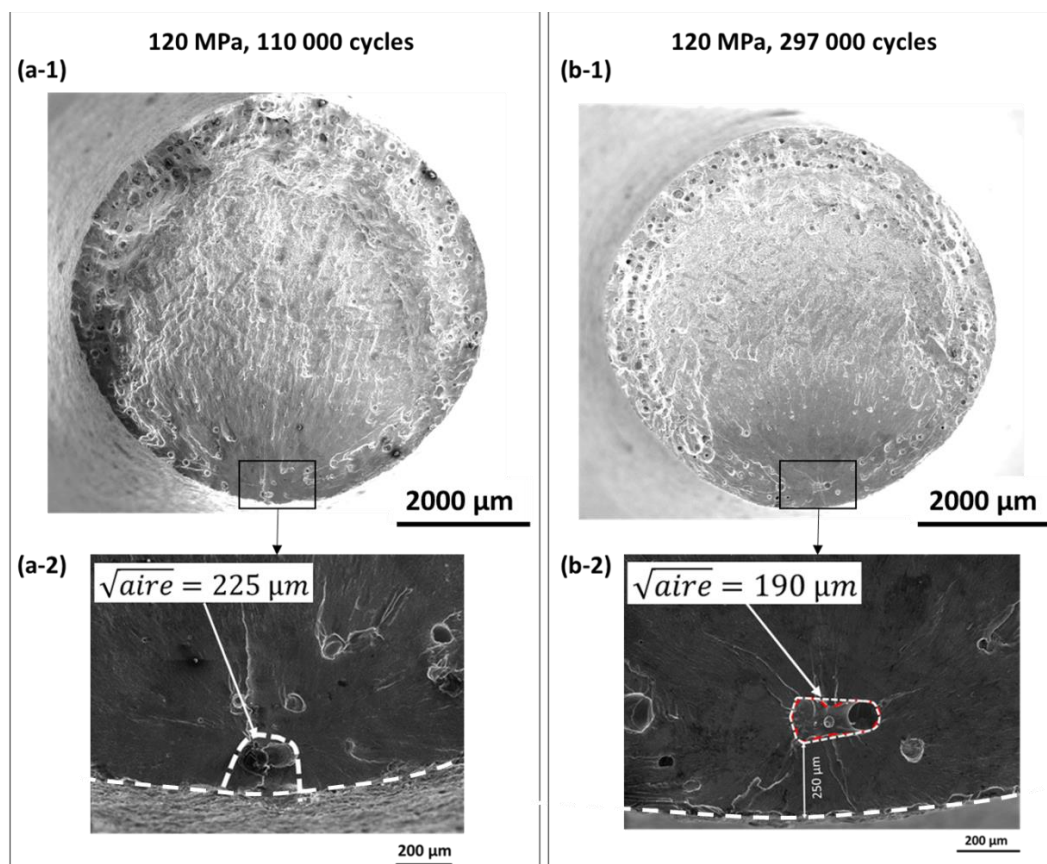


Figure A-2: observation des faciès de rupture des éprouvettes Br-SLM-Bar-Z ayant subi un traitement OAS, (a-1) et (b-1) mise en évidence d'un chapelet de porosité sphérique dû au lasage des contours, (a-2) cas d'amorçage sur un défaut débouchant, (b-2) cas d'amorçage sur un défaut interne dû au lasage des contours.

L'analyse des deux derniers faciès d'étude révèle également une rupture due aux défauts de surface. Cependant, la quantification de ces défauts est délicate du fait de l'ondulation de surface (cf. Figure A-3-a et b) déjà abordée aux chapitres 1 et 2 de ce manuscrit. Aux deux tailles mesurées, on peut appliquer un supplément pouvant atteindre 40% de la valeur qu'on aurait obtenue en l'absence d'ondulation. Aussi, même si le défaut principal est identifié et associé pour toutes les éprouvettes d'étude, il est important de considérer la contribution de la rugosité locale qui participe également à l'endommagement. Ces aspects sont matérialisés par des flèches en traits interrompus le long de la surface libre (cf. Figure A-3-a et b).

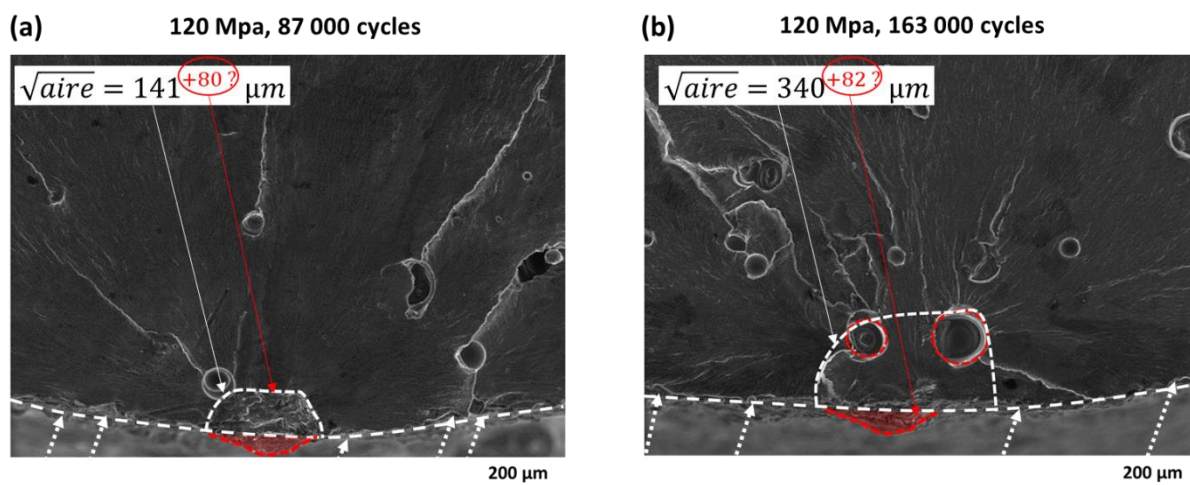


Figure A-3: Prise en compte de l'ondulation de surface dans la détermination de la taille des défauts à l'origine de la rupture et de la contribution de la rugosité de surface dans la phase d'amorçage, cas des éprouvettes Br-SLM-Bar-Z après OAS, (a) défaut débouchant, (b) défaut sub-surfacique de type porosité due au lasage des contours.

#### Éprouvettes avec surfaces utiles usinées et ayant subi un traitement OAS.

Rappelons que les résultats sur le matériau usiné sont mentionnés dans ce chapitre à titre de référence. Les Figure A-4-a-1 et b-1 donnent une vue d'ensemble des faciès observés. L'absence du chapelet de porosités en sous couche est due à l'usinage. Cependant, on note tout de même la convergence des rivières de fatigue vers des défauts (cf. Figure A-4-a-2 et b-2). Ainsi, on confirme que d'après ces analyses des faciès que ce sont les défauts qui pilotent la tenue en fatigue. Dans le cas de la Figure A-4-a-2 il s'agit d'un gros défaut d'environ 450 μm, de type *Lack-of-fusion* (partiellement rempli) alors que dans le cas de la Figure A-4-b-2, il s'agit d'une petite porosité sphérique d'environ 75 μm. De façon générale, dans le cas des éprouvettes ayant été usinées au préalable il semble que la durée de vie totale est d'autant plus grande que la taille du défaut est faible.



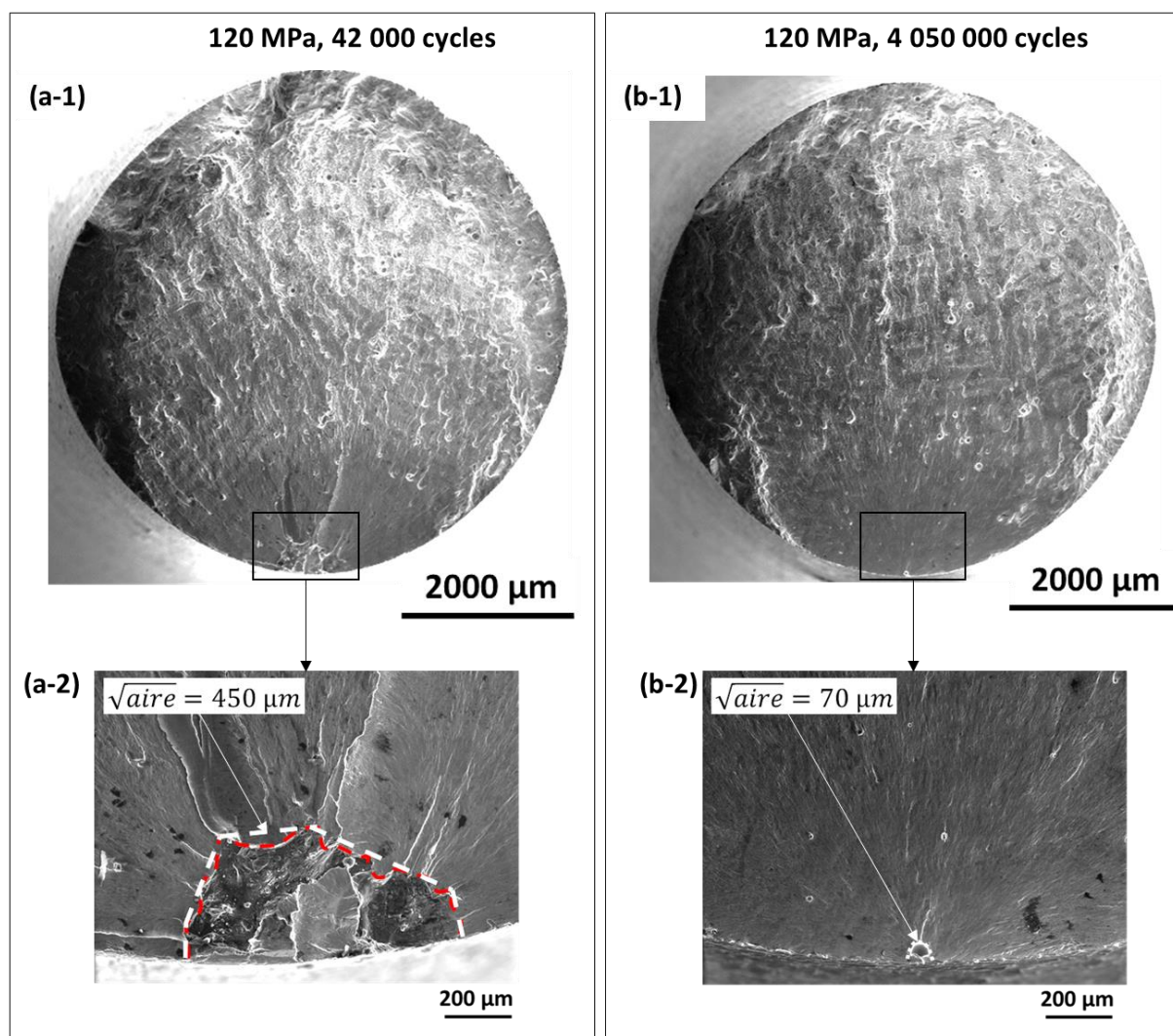


Figure A-4: Faciès des éprouvettes Us-SLM-Bar-Z ayant subi le traitement OAS, (a-1) et (b-1) vues globales, (a-2) défaut grossier de lasage, (b-2) petite porosité gazeuse.

#### A.5.2. Diagrammes de Kitagawa.

De façon générale, l'analyse des faciès de rupture a permis de révéler que l'endommagement par fatigue après OAS, que ce soit pour des éprouvettes avec sections utiles brutes de fabrication ou pour des éprouvettes usinées, est dû à la présence de défauts. Ces défauts ont été quantifiés au travers du paramètre racine de l'aire. En revanche, tous les essais ayant été menés jusqu'à rupture à 120 MPa il n'est pas possible d'obtenir expérimentalement une limite de fatigue. La construction du diagramme de Kitagawa est donc moins directe. Pour obtenir la limite de fatigue des éprouvettes testées, cette étude propose de s'appuyer sur les lois de Basquin obtenus par ailleurs [rapport interne, Nadot 2018] pour des productions SLM. La Figure A-5 permet de comparer les pentes  $\alpha$  des lois de Basquin pour toutes les productions EOS ayant subi un traitement T6. Pour les différentes directions d'éprouvettes issues de différentes productions ayant ou no subi un traitement T6, la pente de Basquin varie entre 0,2 et 0,4. En s'appuyant sur le cas EOS usiné (chapitre 3) où il est possible de noter que le T6 n'impacte pas significativement la pente de Basquin, l'analyse proposée ici suggère de considérer que dans le cas d'étude (SLM + OAS) la pente de Basquin des éprouvettes non



traitées T6 est sensiblement égale au cas T6. Ainsi, par chacun des points expérimentaux issus des éprouvettes EOS, on extrapole une courbe de Basquin dont la pente varie entre 0,2 et 0,4 de façon à pouvoir déterminer la limite de fatigue à 1 million de cycles. Les limites de fatigue ainsi estimées sont répertoriées au Tableau A-1.

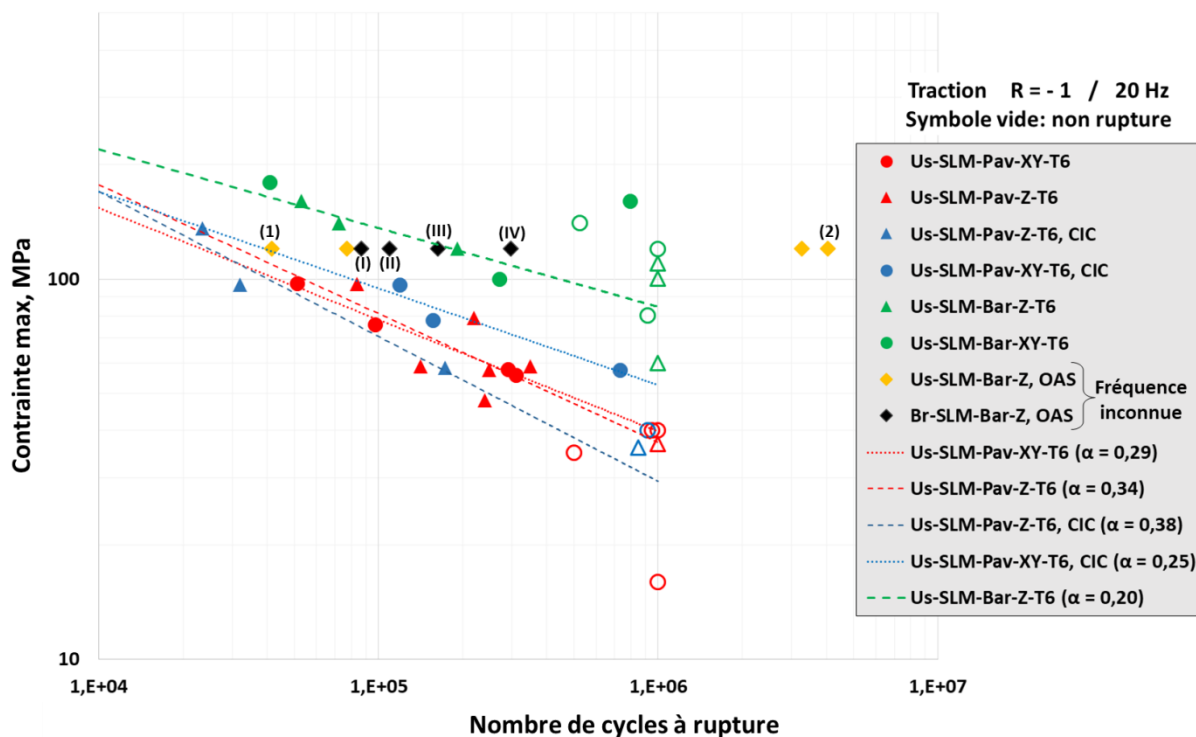


Figure A-5: Amplitude des contraintes en fonction du nombre de cycles, pour toutes les productions SLM ayant subi un traitement thermique T6. Influence de la direction et du type production, du CIC et de l'OAS pour deux états de surface (usiné et brute de fabrication).

Tableau A-1: Estimation par des lois de Basquin de la limite de de fatigue des éprouvettes ayant subi un post-traitement OAS

Identification de l'éprouvette	Limite de fatigue estimée, $\alpha = 0,2$ (MPa)	Limite de fatigue estimée, $\alpha = 0,4$ (MPa)
Br-EOS-Bar-Z-(I)	71	47
Br-EOS-Bar-Z-(II)	74	51
Br-EOS-Bar-Z-(III)	80	59
Br-EOS-Bar-Z-(IV)	90	74
Us-EOS-Bar-Z-(1)	60	34
Br-EOS-Bar-Z-(2)	158	200

Sur la Figure A-6 les limites de fatigue estimée sont représentées en fonction de la taille des défauts. Le positionnement des points expérimentaux ne peut être déterministe du fait de la méthode de détermination de la limite de fatigue et du contexte de mesure des tailles de défauts. Ainsi, des barres d'incertitude ont été placées. Pour ce qui est de la contrainte, l'incertitude est due au choix de la pente du modèle de Basquin et celle sur le défaut est à l'ondulation de surface. Dans le cas du point Br-SLM-Bar-Z (190 $\mu\text{m}$ , 59 MPa) l'incertitude sur la taille de défaut est liée à la longueur du ligament entre le défaut et la surface libre de l'éprouvette. Au regard du critère utilisé dans cette étude pour proposer une mesure de la taille de défaut, on peut suggérer qu'on est dans un cas d'amorçage interne : c'est le seul cas rencontré dans cette étude.

Rappelons que le traitement OAS a été réalisé sur deux lots de matière : le premier concerne les éprouvettes avec parties utiles brutes de fabrication ; en sous couche de ces éprouvettes, les faciès de rupture révèlent un chapelet de porosité due à la stratégie de balayage des contours. Le deuxième lot de matière est constitué d'éprouvettes prélevées à cœur de barreaux par usinage ; dans ce cas, les faciès de rupture ne révèlent pas de chapelet de porosité en sous couche. Ainsi, Outre l'effet du traitement OAS, les résultats de fatigue peuvent donc aussi être liés à la rugosité de surface et aux paramètres de production qui diffèrent entre la sub-surface et le cœur. La Figure A-6 propose d'analyser ces effets en considérant la présence des défauts (caractérisé par le paramètre racine de l'aire) qui ont toujours été à l'origine de la rupture. Il est difficile de proposer une analyse solide des résultats vu le faible nombre de points expérimentaux mais on peut tout de même dégager une sensibilité des éprouvettes usinées à la présence des défauts. En revanche, dans le cas des éprouvettes non usinées, il semble que la limite de fatigue n'est pas sensible à la taille des défauts ; cela peut être lié au traitement OAS ou aux autres paramètres d'intégrité de surface dus à la stratégie de lasage des contours.

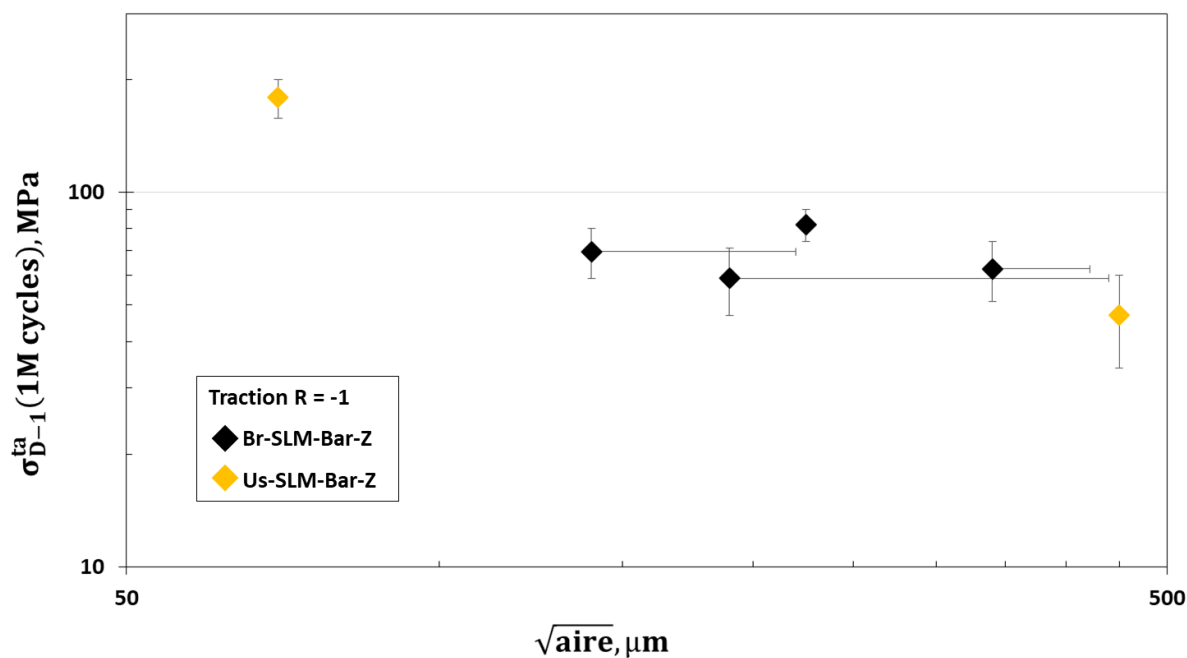


Figure A-6: Évolution de la limite de fatigue en fonction de la taille des défauts, cas des éprouvettes Br-SLM-Bar-Z et Us-SLM-Bar-Z

Sur la Figure A-7, les résultats d'essais sur éprouvettes ayant subi un post-traitement OAS sont d'une part, comparés aux résultats des productions EOS (surface utile usinée et brute) et d'autre part aux résultats SLM.

Par rapport aux éprouvettes usinées de la production EOS, il est difficile de comparer les résultats avec ceux obtenus sur éprouvettes SLM usinées ayant subi un traitement OAS. En revanche, dans le cas des éprouvettes avec sections utiles brutes de fabrication, on note qu'en l'absence de traitement thermique T6, les résultats sont similaires entre éprouvettes Br-EOS-Bar-Z et Br-SLM-Bar-Z. Ces résultats se situent globalement en dessous de la tendance des éprouvettes usinées. Cette similitude des résultats tend à proposer que pour des surfaces brutes de fabrication, à iso-défauts, la contribution de la population de porosités en sous-couche de sections utiles d'éprouvettes brutes, ainsi que celle de l'oxydation anodique sulfurique, sont négligeables devant celle de la rugosité. En d'autres termes, pour les mêmes tailles de défauts, c'est la rugosité de surface qui pilote la limite de fatigue à l'ordre 1.

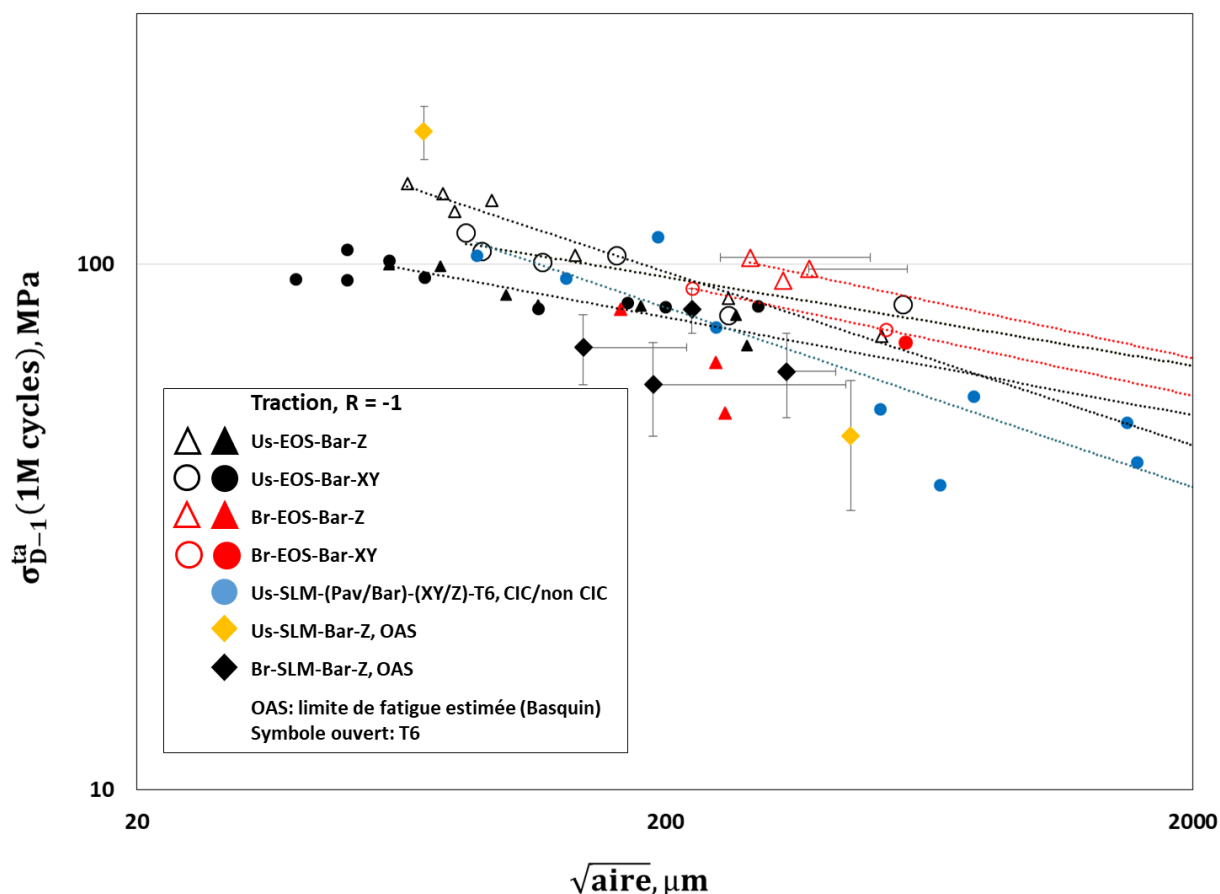


Figure A-7: Évolution de la limite de fatigue en fonction des défauts. Influence du type de production.

Pour les productions SLM, toutes les éprouvettes sont représentées sans distinctions car il a été montré par ailleurs que pour ces productions, ce sont les défauts qui pilotent la limite de fatigue au premier ordre [108]. Sur la Figure A-8, la limite de fatigue est exprimée en fonction de la taille des défauts. Tous les sites d'amorçage (défauts), sont présentés. Les surfaces grisées

encadrent les points expérimentaux des éprouvettes avec sections utiles usinées et brutes de fabrication ayant subi un traitement OAS, ainsi que ceux des éprouvettes SLM issues des travaux de Nadot et al. [108]. Bien que ces éprouvettes diffèrent par leur microstructure, défauts (type, taille, morphologie, orientation et position) et état de surface, il semble que les limites de fatigue associées soient descriptibles par une même tendance.

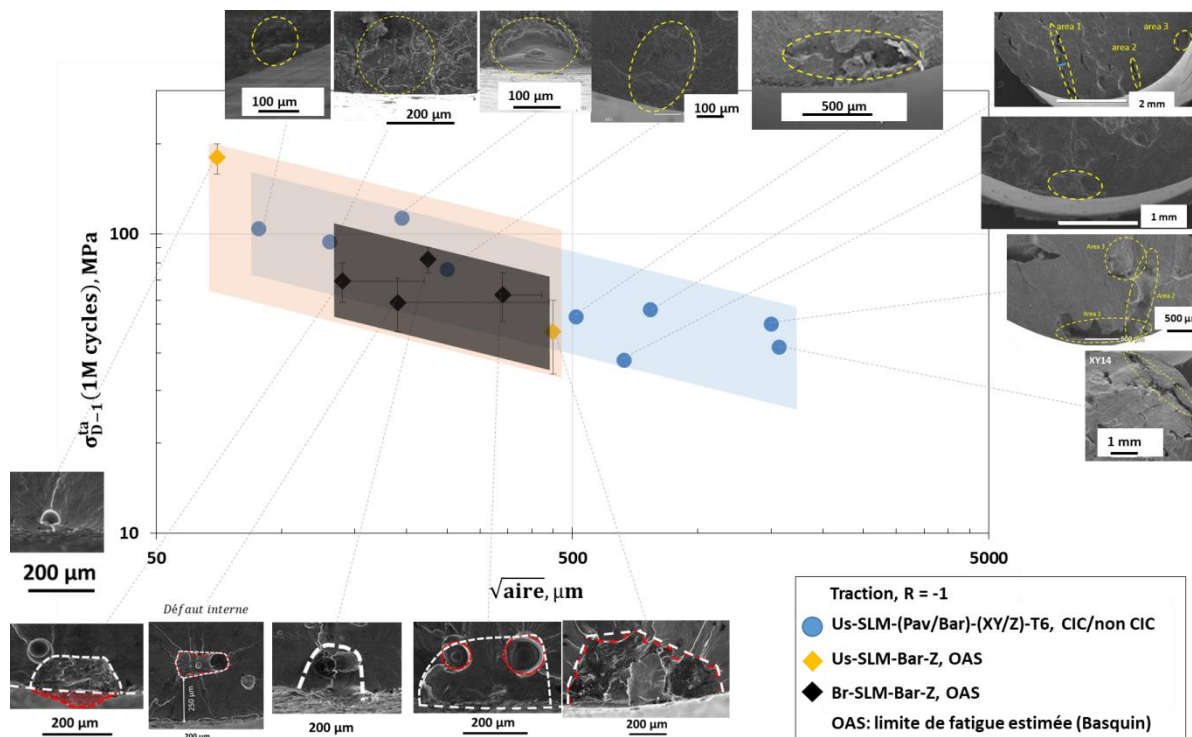


Figure A-8: Comparaison de l'évolution de la limite de fatigue en fonction de la taille des défauts, des éprouvettes ayant subi un traitement OAS et de ceux n'en ayant pas subi. Prise en compte de la microstructure, du type de défauts et de l'état de surface.

À partir de ce qui précède, il semble que c'est le défaut qui pilote la limite de fatigue au premier ordre. Notamment au-delà d'une certaine taille. C'est de cette manière qu'il faut peut-être aborder la notion d'optimisation du procédé à l'avenir ?

# Liste des figures

Figure 0-1: Proposition d'une démarche d'optimisation d'un procédé de fabrication .....	9
Figure I-1: Schématisation de la fabrication additive, (a) comparaison avec les procédés par enlèvement de matière et par formage [7], [8], (b) illustration de l'aspect couche-par-couche. ....	13
Figure I-2 : Définition du périmètre de la fabrication additive, quel que soit le procédé [7]	14
Figure I-3 : Réduction des coûts et temps de production par la fabrication additive [7] .....	15
Figure I-4 : Schéma de principe du procédé SLM [7].....	16
Figure I-5 : Mise en évidence par tomographie de deux populations de défauts [21]. .....	17
Figure I-6 : ‘Petites’ porosités entourant un défaut de lasage [22].....	17
Figure I-7 : Mise en évidence de défauts de type porosité sphérique, relativement grossiers et régulièrement disposés en sous couche de la pièce [26] .....	18
Figures I-8 : Classification des paramètres du procédé SLM selon Aboulkhair et al. [22] ....	19
Figure I-9 : Influence de la stratégie de balayage sur les défauts allongés [22].....	20
Figures I-10 : Optimisation du taux de porosité selon Aboulkhair et al.[22].....	21
Figures I-11 : Optimisation du taux de porosité selon Kempen et al.[10] .....	22
Figure I-I-12 : Stratégie de balayage adoptée par Damon et al. [27].....	23
Figure I-13 : Caractérisation des défauts par microtomographie aux rayons X, (a) principe de fonctionnement [40] ; (b) image originale, (c) image traitée [27].....	23
Figure I-14 : Évaluation de l'effet du grenailage sur un même défaut caractérisé par microtomographie [27]. .....	24
Figure I-15 : Caractérisation des défauts par tomographie [27] (a) évaluation du taux de porosité suivant trois méthodes pour des éprouvettes ayant ou non subi un grenailage, (b) projection de tous les défauts dans un plan perpendiculaire au plateau de construction, distribution du volume 3D des défauts en fonction (c) de la distance par rapport au centre et (d) en fonction de la sphéricité. ....	25
Figure I-16 : Type de défauts en lien avec les paramètres de balayage (a) application au titane Ti-6Al-4V [50]. Morphologie des défauts en lien avec les paramètres du procédé pour l'AlSi10Mg, (a) « Keyhole », (b) « lack-of-fusion » [23].....	26
Figure I-17 : Diagramme de phase Al-Si.....	27
Figure I-18 : Observation des melt-pools suivant deux plans caractéristiques. Morphologie des melt-pools dans le plan de balayage (haut), dans un plan perpendiculaire au plan de balayage (bas) [10] .....	27
Figure I-I-19 : Schématisation de la melt-pool (a) en lien avec les paramètres de lasage, (b) représentation 3D [23].....	28
Figure I-20 : Observation MEB de la structure dendritique sur un échantillon poli et attaqué au réactif de Keller, (1 et 3) mise en évidence de la différence de taille suivant la position dans la melt-pool, (2) mise en évidence de l'effet d'anisotropie [23]. .....	29
Figure I-21 : Étude quantitative de la structure dendritique, (a) schématisation des distances primaires et secondaires, (b) modélisation de la distance primaire en fonction du taux de refroidissement, (c) application à l'AlSi10Mg élaboré par fabrication additive [57].....	30
Figure I-22 : Observations EBSD de l'anisotropie cristallographique dans l'AlSi10Mg [11].	31
Figure I-23: Étude de la rugosité arithmétique dans une pièce sphérique en AlSi10Mg. (a) schématisation du facteur de rugosité. (b) cas d'étude. (c) comparaison du rendu expérimental avec la prédiction numérique [63].....	33

Figure I-24 : Influence de la densité volumique d'énergie sur la rugosité arithmétique, mise en évidence de l'ondulation de surface [62].....	34
Figure I-25 Etude comparative des contraintes résiduelles dans différentes configurations d'éprouvettes. (a) influence des supports de construction. (b) influence d'un post-traitement de relaxation. (c) influence du grenailage[65] .....	36
Figure I-26 : Représentation d'une courbe S-N. Mise en évidence des différents domaines caractéristiques d'un essai de fatigue. (I) domaine oligocyclique, (II) domaine d'endurance limitée, (III) domaine d'endurance illimitée.....	38
Figure I-27 : Identification des sites d'amorçages au niveau des fûts d'éprouvettes polies. Différents types de matériau (A, B ou C) , selon différentes sollicitations [39].....	41
Figure I-28: Illustration du phénomène de propagation suivant le stade I, puis II. Cas de l'A356-T6 de fonderie [39].....	42
Figure I-29 : Mécanisme d'endommagement par fatigue dans l'alliage A357, (a) amorçage d'une fissure à partir d'une particule de silicium, (b) propagation en stade I, (c) la fissure est déviée puis stoppée par un cluster de silicium à un joint de grain, (d) une autre fissure s'amorce à la même particule de silicium et se propage en stade II [84]. .....	42
Figure I-30 : Diagramme de Haigh-Goodman.....	43
Figure I-I-31 : Prise en compte du type de matériau dans la description de l'influence de la contrainte moyenne sur la limite de fatigue[87].....	44
Figure I-32 : Prise en compte de la taille des défauts dans la description de l'influence de la contrainte moyenne sur la limite de fatigue [52].....	44
Figure I-33 : Diagramme de Haigh recommandé par la DVM.....	45
Figure I-34 :Influence de la contrainte moyenne dans le cas d'un acier inoxydable [49]. .....	45
Figure I-35 : Correction de l'évolution de la limite de fatigue en fonction de la taille des défauts pour des fissures courtes[88] .....	47
Figure I-36 : Taille de défaut au sens de Murakami et Endo [80]. .....	48
Figure I-37 : Définition de la rugosité pour une surface réelle, (a) illustration de la rugosité et de l'ondulation, (b, c) schématisation du phénomène de concentration de contrainte dans les cas de fonds d'entaille à faible et à fort gradients[92].....	50
Figure I-38 : Faciès de rupture typiques des éprouvettes produites sur un plateau à 300 °C avec l'orientation 0°, testées en fatigue sans traitement thermique (a) et (b), et après traitement thermique T6 (c) et (d). (a) et (c) sites d'amorçage, (b) et (d) zones de rupture ductile [28] ..	53
Figure I-39 : Influence de l'état de surface et du traitement thermique T6 sur la résistance à la fatigue à R = 0,1 [97].....	53
Figure I-40 : Évaluation de la sensibilité de l'AlSi10MgSi à l'état de surface brute de fabrication et aux défauts sub-surfaciques, (a) courbes S-N à R = 0,1 pour différents états, (b-f) analyse des faciès de rupture, mise en évidence des défauts à l'origine de l'amorçage [24] ..	54
Figure I-41 : Courbe de fissuration des alliages d'aluminium de fabrication additive, influence de la direction de production après traitement thermique[30], du post-traitement[40], du rapport de charge [67] ; comparaison avec la fonderie [99].....	55
Figure I-42 : Vue 3D d'un servovalve [Zodiac Hydraulics], données CAO avant fabrication additive. 58	
Figure I-43 : Proposition d'une démarche globale de l'optimisation du procédé de fabrication SLM. Application à l'AlSi10Mg. ....	59
Figure II-1: Stratégie de balayage standard adoptée pour la fusion d'une couche de poudre des barreaux SLM [100].....	62
Figure II-2 : Orientation des éprouvettes d'étude, (a) toutes les surfaces des éprouvettes seront usinées, (b) seuls les filetages seront usinés, et dans les cas XY et Z, les supports seront décochés puis meulés. ....	63
Figure II-3 : Mise en évidence des défauts sphériques par analyses optiques dans le plan de balayage (a) échantillon issu de la référence Us-EOS-Bar-Z, (b) échantillon issu de la référence	



Br-SLM-Bar-Z. Mise en évidence des défauts allongés, (c) échantillon issu de la référence Us-SLM-Pav observé dans le plan de balayage, (d) échantillon issu de la référence Us-SLM-Pav observé dans un plan perpendiculaire au plan de balayage.....	65
Figure II-4 : Images binarisées avant segmentation (a) échantillon issu de la référence Us-EOS-Bar-Z, (b) échantillon issu de la référence Br-SLM-Bar-Z. Mise en évidence des défauts allongés, (c) échantillon issu de la référence Us-SLM-Pav observé dans le plan de balayage, (d) échantillon issu de la référence Us-SLM-Pav observé dans un plan perpendiculaire au plan de balayage. ....	66
Figure II-5 : Zone de prélèvement d'échantillon de caractérisation de module d'Young et de taux de porosité. Cas d'un pavé Us-SLM-Pav.....	67
Figure II-6 : Images brutes de tomographie avant segmentation (a) Us-SLM-Bar-XY, (b) Us-SLM-Bar-Z, (c) Us-EOS-Bar-XY, (b) Us-EOS-Bar-Z.....	69
Figure II-7 : Projection dans un seul plan de tous les défauts dans deux productions (a) Us-SLM-Bar-XY, (b) Us-EOS-Bar-Z.....	69
Figure II-8 : Distribution des défauts en taille et en sphéricité (a) XY-SLM (b) Z-SLM, (c) XY-EOS, (d) Z-EOS .....	71
Figure II-9 : Scénario sur la notion de nocivité des défauts en fatigue pour deux morphologies de défauts différentes. (a), image issue de la référence Us-SLM-XY avec un gros défaut en sous couche. (b), image issue de la référence Us-SLM-Z, avec un gros défaut tortueux en sous couche. ....	72
Figure II-10 : Reconstruction 3D de la microstructure par imagerie optique en champ sombre des surfaces polies (a)Us-EOS-Bar sans T6 (b)Us-EOS-Bar ayant subi un traitement thermique T6. ....	75
Figure II-11 : Schématisation représentative d'une melt-pool et des grandeurs caractéristiques associées. ....	76
Figure II-12 : (a) Imagerie MEB d'un échantillon Us-EOS-Bar dans le plan XY. Cartographies des contrastes chimiques, distribution (b) du silicium (vert), (c) de l'aluminium (rouge), (d) du magnésium (orange) .....	76
Figure II-13 : (a) Imagerie TEM d'un échantillon Us-EOS-Bar dans le plan XZ. Cartographies des contrastes chimiques, distribution (b) de l'aluminium (vert), (c) du magnésium (orange), (d) du silicium (rouge). (e) profil de composition chimique.....	77
Figure II-14 : Reconstruction 3D permettant d'illustrer l'anisotropie de la microstructure à l'échelle de la structure dendritique. Images optiques du matériau Us-EOS-Bar sans attaque chimique. ....	78
Figure II-15: (a) Observation par microscopie électronique en transmission d'une lame d'échantillon ayant subi un traitement T6 et cartographies EDS des composants chimiques. Distribution (b) du silicium (violet), (c) du fer (jaune), (d) de l'aluminium (vert), (e) du magnésium (rose). .....	78
Figure II-16: (a) Micrographie MET d'une lame de matériau prélevée dans une éprouvette traitée T6 (b), (c) profils de compositions dans les zones 1 et 2 respectivement, (d) illustration de l'effet de bruit dû au volume analysé.....	79
Figure II-17 : Micrographies MET montrant la structure de précipitation (a) d'une particule silicium (b) et d'une aiguille riche en fer. ....	79
Figure II-18 : Caractérisation des orientations de grains par imagerie EBSD, (a) observation 3D du matériau Us-EOS-Bar n'ayant pas subi de T6, (b) le matériau a subi un traitement T6, observation dans le plan XZ.....	80
Figure II-19 : Distribution du facteur de forme des grains à partir des données de traitement des images d'EBS (a) Us-EOS-Bar-YZ dans le cas non T6, (b) Us-EOS-Bar-YZ dans le cas T6. ....	82
Figure II-20 : Synthèse des paramètres de la microstructure de l'AlSi10Mg de fabrication additive, avant et après traitement T6. ....	83

Figure II-21 : Profile de rugosité obtenue par mesure optique à l'Alicona, éprouvette XY avec section utile brute de fabrication, mesure dans le plan YZ. ....	85
Figure II-22 : Illustration des grandeurs caractéristiques utilisées pour la détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X [rapport du CETIM-CERTEC]. ....	86
Figure II-23 : Illustration des zones de prélèvement pour les mesures de dureté .....	88
Figure II-24 : Plan d'une éprouvette de traction avec vue de la section utile dans le cas d'une éprouvette Us-EOS-Bar ayant subi un traitement thermique T6. ....	89
Figure II-25 : Influence de la direction de production et du traitement T6 sur les propriétés mécaniques en traction monotone de l'alliage AlSi10Mg .....	90
Figure II-26: Représentation du module d'Young en fonction du taux de porosité, prise en compte du type de production, du traitement thermique et de l'anisotropie due à la direction de production. ....	92
Figure II-27 : Première version d'éprouvettes de fatigue ayant conduit à la rupture dans les filets. ....	93
Figure II-28 : (a) Plan d'éprouvette normalisée pour les essais de fatigue. Différents états de surface des sections utiles (b) usinée, (c) brutes de fabrication avec supports de fabrication, (c) brutes de fabrication sans supports de fabrication. ....	94
Figure II-29 : Schématisation du protocole de suppression des supports de construction. (a) Br- EOS-Bar-XY et Br-EOS-Bar-alpha45 avec supports, (b) outillage mis en jeu pour la suppression des supports, (c) éprouvettes avant usinage des filets. ....	95
Figure II-30 : Vue macroscopique d'un faciès de rupture d'une éprouvette de type C2 de la référence Us-EOS-Bar-XY. ....	97
Figure II-31 : Protocole de mesure de la taille des défauts (a) défaut unique surfacique ou sub-surfacique, (b) défauts multiples [52]. ....	99
Figure II-32 : Conception et réalisation des moules à répliques. ....	101
Figure II-33 : Application des répliques .....	101
Figure II-34 : Répliques collées sur une plaque métallique puis métallisées par déposition d'une couche de platine, cas d'une éprouvette de la référence Us-EOS-Bar-alpha45-T6 sollicitée à 145 MPa en traction compression $R = -1$ .....	102
Figure II-35 : Plan d'une éprouvette CT, selon la norme ASTM E647-15. Pour cette étude, $W = 32$ mm et $B = 7,6$ mm. ....	103
Figure III-1: Influence de la direction de production sur la résistance à la fatigue du matériau à l'état T6. ....	108
Figure III-2 : Comparaison de la résistance à la fatigue entre l'état T6 et l'état non T6 pour les trois directions de fabrication. ....	109
Figure III-3 : Influence de la hauteur de production sur la tenue en fatigue, cas du matériau Us-EOS-Bar-XY. ....	110
Figure III-4 : Prise en compte de la population des défauts dans l'abattement de la tenue en fatigue ; comparaison entre une production SLM fortement poreuse et une production EOS 10 fois moins poreuse. ....	111
Figure III-5 : Imagerie MEB en électrons secondaires des sites d'amorçage multiple dans une éprouvette de production SLM fortement poreuse. ....	113
Figure III-6 : Imagerie MEB en électrons secondaires des sites d'amorçage uniques dans le cas des éprouvettes de production EOS. ....	114
Figure III-7 : Défaut artificiel hémisphérique, créé par électroérosion sur un faciès de rupture d'une éprouvette issue de la référence Us-EOS-Bar-XY. ....	115
Figure III-8 : Influence de la taille des défauts au travers le diagramme de Kitagawa. Prise en compte de la microstructure et la direction de production .....	117
Figure III-9 : Évaluation de l'influence du CIC effectué sur éprouvettes usinées, au travers des courbes S-N, application au cas Us-EOS-Bar-XY. ....	118

Figure III-10 :	Modélisation de la limite de fatigue par les approches El Haddad [88] et MELR comparaison avec des alliages de fonderie pour différentes valeurs de SDAS. ....	119
Figure III-11 :	Influence de la hauteur de production sur la limite de fatigue en fonction de la taille des défauts. ....	122
Figure III-12 :	Sites d'amorçage pour les éprouvettes EOS produites à des hauteurs H1 (a) et (b), et H3 (c) et (d). Les contraintes mentionnées correspondent aux limites de fatigue à 1 million de cycles. ....	123
Figure III-13 :	Sites d'amorçage sur une éprouvette issue d'une production EOS à la hauteur H2 dont la limite de fatigue à 1 million de cycles est de 117MPa, (a) vue générale, (b) défaut secondaire de 40 $\mu\text{m}$ , (c) défaut principal de 38 $\mu\text{m}$ . ....	124
Figure III-14 :	Mise en évidence d'un petit défaut elliptique à l'origine de la rupture d'une éprouvette de production EOS à la hauteur H2. La contrainte mentionnée correspond à la limite de fatigue à 1 million de cycles. ....	124
Figure III-15 :	Faciès typiques rencontrés dans le cadre de gros défauts naturels. (a) US-SLM-Bar-XY-T6 avec défaut sphérique de 360 $\mu\text{m}$ , limite de fatigue à 55 MPa. (b) Us-SLM-Pav-Z-T6 avec défaut elliptique de 510 $\mu\text{m}$ orienté à 90° par rapport à un axe diamétral, limite de fatigue à 53 MPa. (c) Us-SLM-Pav-XY-T6, un défaut elliptique orienté vers le centre de l'éprouvette. (d) Us-SLM-Pav-XY-T6 [108]. ....	126
Figure III-16 :	sites d'amorçage des sur défauts artificiels semi-elliptiques, créés par électro-érosion. (a) et (b) Us-EOS-Bar-XY, facteur de forme respectif de 2,3 et 3,6. (c) et (d) Us-EOS-Bar-Z, facteur de formes respectives de 2,28 et 4. ....	127
Figure III-17 :	(a) évolution de la limite de fatigue en fonction de la taille des défauts, prise en compte de la morphologie du défaut. ....	128
Figure III-18 :	(a) faciès de rupture d'une éprouvette Us-EOS-Bar-Z-T6 (rupture après 141 000 cycles sous 155 MPa). Mise en évidence de deux sites d'amorçage dénommés Site 1 et Site 2, (b) vue macroscopique de l'éprouvette pour illustrer le dénivelé des plans de propagation des deux sites d'amorçage, (c-f) imageries des différents sites d'amorçage à fort grossissement et mesure des tailles de défauts. ....	129
Figure III-19 :	Correction de taille par l'abscisse curviligne. ....	130
Figure III-20 :	Suivi de l'endommagement à partir du site 1. ....	130
Figure III-21 :	Suivi de l'endommagement à partir du site 2. ....	131
Figure III-22 :	Evolution des longueurs de fissure en fonction du nombre de cycles, suivant une loi exponentielle. ....	132
Figure III-23 :	Evolution des longueurs de fissure en fonction du nombre de cycles, suivant une loi polynomiale. ....	132
Figure III-24 :	Évolution de la vitesse de fissuration à partir de deux sites d'amorçage (défauts naturels) présents dans une éprouvette Us-EOS-Bar-Z-T6. ....	133
Figure III-25 :	Loi de propagation des fissures naturelles dans une éprouvette Us-EOS-Bar-Z-T6 sollicitée en traction $R = -1$ ; comparaison avec les données de la littérature obtenues dans différentes conditions de chargement [30], [40], [67], [99] . ....	134
Figure III-26 :	Courbe S-N à l'amorçage, Us-EOS-Bar-Z-T6. ....	137
Figure III-27 :	Représentation de la durée de vie en amorçage en fonction de la taille (racine de l'aire) des défauts responsables de la rupture par fatigue. ....	138
Figure III-28 :	Illustration des différences observées sur les faciès de rupture avant et après T6. (a) éprouvette Us-EOS-Bar-Z, 115 MPa, 570 000 cycles. (a)-1 observation MEB du faciès de rupture, (a)-2 observation MO d'une coupe polie. (b) éprouvette Us-EOS-Bar-Z-T6, 110 MPa, 406 000 cycles. (b)-1 observation MEB du faciès de rupture, (b)-2 observation MO d'une coupe polie. ....	139
Figure III-29 :	Micrographie en champ clair d'une lame MET prélevée à cœur d'une éprouvette T6 ayant subi un essai de fatigue. (a) mise en évidence des dislocations dans la	

matrice d'aluminium, (b) particule de silicium ne contenant pas de dislocations, (c) aiguille d'intermétallique également non chargée en dislocations[89].	140
Figure III-30 : Faciès de rupture d'une éprouvette Us-EOS-Bar-alpha45-T6 (130 MPa, 500 000 cycles à rupture), (a) vue d'ensemble d'un domaine d'endommagement par fatigue, (b) premiers stades de l'endommagement avec des marques de propagation cristallographiques, (c) image à fort grossissement mettant en évidence des facettes dans la zone de propagation...	141
Figure III-31: Imagerie 3D de la microstructure à l'échelle des melt-pool (a : optique) et des grains cristallographiques (b : EBSD) et illustration d'un scénario expliquant la différence observée en termes de résistance à la fatigue entre les éprouvettes XY et Z, (a) prise en compte de la taille des melt-pools, (b) prise en compte de la taille des grains[89].	142
Figure III-32 : Influence du rapport de charge sur la résistance à la fatigue.	144
Figure III-33 : Évolution de la limite de fatigue en traction uniaxiale en fonction de la contrainte moyenne, comparaison avec l'A356-T6 de fonderie [52]. (a) Us-EOS-Bar-Z-T6, (b) Us-EOS-Bar-XY-T6, (c) Us-EOS-Bar-XY.	146
Figure III-34 : Simulation de la limite de fatigue en présence de défauts pour des valeurs extrêmes de dureté.	148
Figure III-35 : Simulation de l'approche DSG à l'aide du critère de Crossland, (a) cas T6, (b) cas non T6.	151
Figure III-36: Protocole de mesure de la longueur caractéristique d'un grain, selon l'orientation de l'éprouvette.	152
Figure III-37 : Évaluation de la prédictivité de l'approche DSG, identifiée pour une orientation d'éprouvette intermédiaire (Us-EOS-Bar-alpha45-T6).	154
Figure III-38 : Adaptation de l'approche DSG au cas T6, comparaison avec le cas non T6 (symboles pleins).	155
Figure IV-1: Durée de vie des éprouvettes Br-EOS-Bar-XY-T6 et classification par site d'amorçage (zone meulée ou zone avec surface brute de fabrication).	159
Figure IV-2: Durée de vie des éprouvettes Br-EOS-Bar-XY-T6 et Br-EOS-Bar-alpha45-T6, et classification par site d'amorçage : zones meulées ou zones avec surfaces brutes de fabrication. Les flèches indiquent des points de non-rupture.	160
Figure IV-3: Faciès de rupture d'éprouvettes Br-EOS-Bar-alpha45-T6, (a) 90 MPa, 135 000 cycles, amorçage multiple associé au meulage des supports de construction (b) 90 MPa, non-rupture à 1 million de cycles, amorçage unique.	160
Figure IV-4: Comparaison de la résistance à la fatigue des éprouvettes avec sections utiles brutes de fabrication avec celle des éprouvettes usinées. Prise en compte de l'orientation des éprouvettes et du traitement thermique T6.	161
Figure IV-5: Identification des sites d'amorçage, (a) cas d'amorçage dû à la rugosité de surface d'une éprouvette Br-EOS-Bar-XY, (b) cas d'amorçage sur une porosité débouchant à la surface d'une éprouvette Br-EOS-Bar-alpha45.	163
Figure IV-6: Identifications des sites d'amorçages (a) contribution de la rugosité et d'un défaut de type « lack-of-fusion » dans le phénomène d'amorçage multiple en périphérie d'une éprouvette Br-EOS-Bar-Z, (b) site d'amorçage unique dû à un défaut de type « lack-of-fusion » débouchant à la surface d'une éprouvette Br-EOS-Bar-Z.	164
Figure IV-7: Identification des sites d'amorçage (a) unique en périphérie d'une éprouvette Br-EOS-Bar-XY-T6, (b) multiple en périphérie d'une éprouvette Br-EOS-Bar-alpha45-T6.	165
Figure IV-8: Identification des sites d'amorçage (a) vue générale d'un faciès d'éprouvette Br-EOS-Bar-Z5-T6, (b-1 et 2) vues à différents grossissements de l'un des sites d'amorçage, (c-1 et 2) vues à différents grossissements de l'autre site d'amorçage.	166
Figure IV-9: Étude quantitative des sites d'amorçage (a) et (f) ruptures dues à la rugosité de surface, (b)-(e) ruptures dues aux défauts de types lack-of fusion. (a) Br-EOS-Bar-Z1-T6, 300 000 cycles à 100 MPa (b-1 et 2) Br-EOS-Bar-Z5-T6, 300 000 cycles à 110 MPa (c) Br-	

EOS-Bar-Z7-T6, 800 000 cycles à 100 MPa, (d) Br-EOS-Bar-XY1-T6, 10 000 cycles à 100 MPa, (e) Br-EOS-Bar-Z4, 200 000 cycles à 90 MPa et (f) Br-EOS-Bar-XY6, 300 000 cycles à 80 MPa. 168

Figure IV-10: Observations MEB des faciès de rupture d'éprouvettes dont les sites d'amorçage se situent du côté des zones meulées. (a) éprouvettes Br-EOS-Bar-XY7-T6, 500 000 cycles à 80 MPa, (a-1) vue macroscopique, (a-2) vue locale du site d'amorçage. (b) éprouvettes Br-EOS-Bar-XY4, 70 000 cycles à 80 MPa, (b-1) vue macroscopique, (b-2) vue local du site d'amorçage. .... 169

Figure IV-11: Évolution de la limite de fatigue (traction  $R = -1$ ) du matériau avec surface brute de fabrication en fonction de la taille de défaut. Prise en compte du traitement thermique, de l'orientation des éprouvettes, et comparaison avec le matériau usiné. .... 170

Figure IV-12: Schématisation de la stratégie de balayage des contours, (a) éprouvettes Br-EOS-Bar-alpha45 (b) Br-EOS-Bar-XY et (c) Br-EOS-Bar-Z. Vues en coupe à mi-hauteur de chaque éprouvette dans un plan parallèle au plateau de construction : (a) et (c), (b) coupe à mi-longueur dans un plan perpendiculaire au plateau. .... 172

Figure IV-13: (a) évolution de la composition chimique du matériau T6 entre la surface et le cœur d'une pastille de diamètre 20 mm prélevé dans une référence Br-EOS-Bar-Z-T6. Illustration du domaine d'acquisition des spectre EDX (b) scénario d'une éprouvette à section utile brute, (b) cas d'une éprouvette avec surface utile usinée. .... 173

Figure IV-14: Analyse des sites d'amorçage d'éprouvettes Br-EOS-Bar-Z (a, b et c) et Br-EOS-Bar-Z-T6 (d, e et f). Cas non T6 : (a) rupture directe à 30 MPa après 800 000 cycles, (b) et (c) limites de fatigue à 1 million de cycles de 60 et 53 MPa respectivement. Cas T6, limites de fatigue à 1 million de cycles de, (d) 37 MPa, (e) 59 MPa et (f) 71 MPa. .... 177

Figure IV-15: Évolution de la limite de fatigue (traction  $R = -1$ ) du matériau avec surface brute de fabrication au travers de la taille de défaut. Prise en compte de la compétition entre défauts artificiels et rugosité. .... 178

Figure IV-16: Reconstruction par analyse optique du profil d'un défaut créé par électro-érosion avec un fil de diamètre 250  $\mu\text{m}$  dans le fût d'une éprouvette Br-EOS-Bar-Z. .... 179

Figure IV-17: Caractérisation par microscopie optique à variation de focale de la morphologie du défaut critique d'une éprouvette Br-EOS-Bar-Z. .... 180

Figure IV-18: Mise en évidence des coefficients  $K_t$  et  $K_f$  dus à l'ondulation de surface et à la présence d'un défaut artificiellement créé dans une éprouvette Br-EOS-Bar-Z, contenant un défaut artificiel semi-sphérique d'environ 367  $\mu\text{m}$  en racine de l'aire ; rupture à 30 MPa après 800 000 cycles. .... 182

Figure IV-19: Mise en évidence des entailles sur les contours d'un défaut naturel inhérent au procédé et d'une valeur locale des facteurs  $K_t$  et  $K_f$ . Cas d'une éprouvette Br-EOS-Bar-Z dont la limite de fatigue à 1 million de cycles vaut 60 MPa. .... 182

Figure IV-20: Géométrie des éprouvettes utilisées dans le cadre du projet AMANDE [116] ..... 184

Figure IV-21: Influence des paramètres de fabrication sur la durée de vie en fatigue. Prise en compte de deux lots de poudres différentes par leur morphologie et granulométrie. .... 185

Figure IV-22: Comparaison des limites de fatigue, prise en compte du type de poudre, et des et des paramètres du procédé. .... 187

Figure IV-23 : Analyse des faciès de rupture des éprouvettes Br-EOS-Bar-Z-lotI-P1, (a-1, 2 et 3) vue d'ensemble du faciès et localisation de la zone d'amorçage, (b-1, 2 et 3) caractérisation du site d'amorçage. Les limites de fatigue à 1 million de cycles sont calculées pour chaque éprouvette, (a) 44 MPa, (b) 74 MPa, (c) 67 MPa. .... 188

Figure IV-24: Analyse des faciès de rupture des éprouvettes Br-EOS-Bar-Z-lotI-P2, (a-1, 2 et 3) vue d'ensemble du faciès et localisation de la zone d'amorçage, (b-1, 2 et 3) caractérisation du site d'amorçage. Les limites de fatigue à 1 million de cycles sont calculées pour chaque éprouvette, (a) 61 MPa, (b) 63 MPa, (c) 62 MPa. .... 189

Figure IV-25: Analyse des faciès de rupture des éprouvettes Br-EOS-Bar-Z-lotI-P3, (a-1, 2 et 3) vue d'ensemble du faciès et localisation de la zone d'amorçage, (b-1, 2 et 3) caractérisation du site d'amorçage. Les limites de fatigue à 1 million de cycles sont calculées pour chaque éprouvette, (a) 70 MPa, (b) 73 MPa, (c) 74 MPa.....	190
Figure IV-26: Localisation des sites d'amorçage par analyse macroscopique des faciès de rupture des éprouvettes Br-EOS-Bar-Z-lotX, (a, b et c) jeu de paramètre P1, (d, e et f) jeu de paramètre P2, (g, h et i) jeu de paramètre P3. Les limites de fatigue à 1 million de cycles sont calculées pour chaque éprouvette, (a) 72 MPa, deux sites d'amorçage, (b) 65 MPa, un site d'amorçage, (c)75 MPa.5 sites d'amorçage, (d) 62 MPa, deux sites d'amorçage, (e)62 MPa, un site d'amorçage, (f) 60 MPa, trois sites d'amorçage, (g) 73 MPa, deux sites d'amorçage, (h) 69 MPa, deux sites d'amorçage, (i) 71 MPa, un site d'amorçage.....	191
Figure IV-27 : Mesure des défauts critiques sur des faciès d'éprouvettes Br-EOS-Bar-Z-lotX, (a, b et c) jeu de paramètre P1, (d, e et f) jeu de paramètre P2, (g, h et i) jeu de paramètre P3.....	192
Figure IV-28: Influence des paramètres du procédé sur la limite de fatigue. Comparaison avec les éprouvettes Br-EOS-Bar-Z-T6 réalisées avec les paramètres standards recommandés...	193
Figure IV-29: Limite de fatigue en fonction de (a) l'épaisseur de couche de poudre déposée, (b) la vitesse de balayage du laser, (c) l'espacement entre tracés du laser.....	195
Figure A-1: influence du traitement de surface OAS sur la durée de vie en fatigue ; prise en compte de l'état de surface (usiné et brut de fabrication additive).....	240
Figure A-2: observation des faciès de rupture des éprouvettes Br-SLM-Bar-Z ayant subi un traitement OAS, (a-1) et (b-1) mise en évidence d'un chapelet de porosité sphérique dû au lasage des contours, (a-2) cas d'amorçage sur un défaut débouchant, (b-2) cas d'amorçage sur un défaut interne dû au lasage des contours.....	241
Figure A-3: Prise en compte de l'ondulation de surface dans la détermination de la taille des défauts à l'origine de la rupture et de la contribution de la rugosité de surface dans la phase d'amorçage, cas des éprouvettes Br-SLM-Bar-Z après OAS, (a) défaut débouchant, (b) défaut sub-surfacique de type porosité due au lasage des contours.....	242
Figure A-4: Faciès des éprouvettes Us-SLM-Bar-Z ayant subi le traitement OAS, (a-1) et (b-1) vues globales, (a-2) défaut grossier de lasage, (b-2) petite porosité gazeuse.....	243
Figure A-5: Amplitude des contraintes en fonction du nombre de cycles, pour toutes les productions SLM ayant subi un traitement thermique T6. Influence de la direction et du type production, du CIC et de l'OAS pour deux états de surface (usiné et brute de fabrication)..	244
Figure A-6:Evolution de la limite de fatigue en fonction de la taille des défauts, cas des éprouvettes Br-SLM-Bar-Z et Us-SLM-Bar-Z.....	245
Figure A-7: Evolution de la limite de fatigue en fonction des défauts. Influence du type de production.....	246
Figure A-8: Comparaison de l'évolution de la limite de fatigue en fonction de la taille des défauts, des éprouvettes ayant subi un traitement OAS et de ceux n'en n'ayant pas subi. Prise en compte de la microstructure, du type de défauts et de l'état de surface.....	247



# Liste des tableaux

Tableau I-1: Propriétés mécaniques en traction de l'alliage AlSi10Mg de fabrication additive, comparaison avec les alliages de fonderie .....	37
Tableau I-2 : Quelques propriétés mécaniques en fatigue de l'alliage AlSi10Mg de fabrication additive, comparaison avec la fonderie.....	56
Tableau II-1 : Détail du T6 pratiqué dans cette étude.....	63
Tableau II-2 : Dénomination des éprouvettes étudiées .....	64
Tableau II-3 : Résultat de la segmentation des défauts dans chaque échantillon analysé issus de différentes productions.....	66
Tableau II-4 : Mesure du taux de porosité par pesée.....	68
Tableau II-5 : Composition chimique de l'alliage étudié en comparaison avec celle donnée par la norme DIN EN 1706:2010 .....	73
Tableau II-6 : Dimensions caractéristiques des grains dans un plan YZ perpendiculaire au plan de lasage XY, cas du matériau Us-EOS-Bar avant et après T6.....	81
Tableau II-7 : Morphologie et taille caractéristiques des paramètres de la microstructure, lien avec le traitement thermique T6.....	83
Tableau II-8 : Valeur de rugosité exprimées en termes de rugosité arithmétique (Ra et Sa) et de profondeur maximale de vallées (Rv,max et Sv,max). Mesures effectuées sur les références usinées : Us-EOS-Bar-(XY/Z/alpha45) et brutes de fabrication : Br-EOS-Bar-(XY/Z/alpha45).	85
Tableau II-9 : Résultats des mesures des contraintes résiduelles dans les éprouvettes usinées et testées du lot usiné EOS, avant et après T6.....	87
Tableau II-10:Influence de la hauteur de production et du traitement thermique T6 sur la macrodureté moyenne ; cas des matériaux Us-EOS-Bar et Us-SLM-Bar.....	88
Tableau II-11 : Propriétés mécaniques en traction monotone et dureté.....	91
Tableau II-12:Vue en coupe de la répartition du champ de contrainte calculé par éléments finis en élasticité linéaire, et estimation du facteur de concentration de contraintes pour les différentes géométries d'éprouvettes utilisées dans cette étude.....	96
Tableau III-1: Évaluation de la limite de fatigue à R=-1(en MPa) déterminée par la méthode par palier. L'incertitude correspond à la moyenne de la différence entre le maximum et le minimum.....	112
Tableau III-2 : Comparaison de l'approche d'El Haddad avec les résultats expérimentaux de cette étude.....	121
Tableau III-3 : Limite de fatigue obtenue à différentes hauteurs de production.....	122
Tableau III-4 : Influence de la morphologie des défauts .....	125
Tableau III-5: Validité des lois d'évolution de la taille de la fissure en surface, en fonction du domaine de durée de vie.....	131
Tableau III-6 : Synthèse des paramètres des lois de Paris pour différents matériaux.....	135
Tableau III-7:Données expérimentales utilisées pour le calcul de la durée de vie en amorçage, cas des éprouvettes Us-EOS-Z-T6.....	136
Tableau III-8: Évaluation de l'effet d'une contrainte moyenne positive sur la limite de fatigue.	144
Tableau III-9 : Synthèse des données pour modéliser l'effet de la contrainte moyenne sur la limite de fatigue de l'AlSi10Mg de fabrication additive.....	145
Tableau III-10 : Identification du paramètre $a\sqrt{r}$ du critère DSG à l'aide du critère de Crossland.....	150
Tableau III-11 : Identification du paramètre $a\sqrt{r}$ du critère DSG à l'aide du critère de Crossland pour différentes tailles moyennes de grains.....	153

Tableau III-12 : Paramètre-fonctions utilisées pour l'adaptation de l'approche DSG aux éprouvettes ayant subi un traitement thermique T6. ....	153
Tableau IV-1: Évaluation des pourcentages d'abattelements (référence : usiné) moyens sur la limite de fatigue dus à l'état de surface. Prise en compte de la direction de production et du traitement thermique T6. ....	162
Tableau IV-2:synthèse des résultats de limites de fatigue obtenues sur les éprouvettes avec sections utiles brutes de fabrication ou partiellement meulées. ....	167
Tableau IV-3:Évaluation de la densité volumique d'énergie entre le cœur et la surface des éprouvettes produites.....	172
Tableau IV-4:Données brutes d'essais sur éprouvettes Br-EOS-Bar-Z, avec et sans T6, contenant des défauts artificiels créés avec trois fils de diamètres différents.....	176
Tableau IV-5: Données techniques relatives aux poudres Hermillon et Tekna. ....	183
Tableau IV-6: Présentation des paramètres du procédé explorés (la densité d'énergie est calculée pour un spot de 80 $\mu\text{m}$ de diamètre). ....	184
Tableau IV-7: Résultats des essais de fatigue pour chaque lot d'éprouvettes .....	185
Tableau IV-8: Étude quantitative de la limite de fatigue pour différents jeux de paramètres pour chaque lot, comparaison avec le matériau de référence Br-EOS-Bar-Z-T6. ....	194
Tableau A-1: Estimation par des lois de Basquin de la limite de fatigue des éprouvettes ayant subi un post-traitement OAS .....	244

## **Résumé/Abstract**

## ETUDE EXPÉRIMENTALE DE LA TENUE EN FATIGUE DE L'ALLIAGE ALSi10Mg ELABORÉ PAR FUSION LASER DE LIT DE POUDRE.

### Résumé :

Ce travail montre l'impact des défauts et de la microstructure sur la limite de fatigue de l'AlSi10Mg de fabrication additive (FA). Les échantillons d'étude sont fabriqués suivant trois orientations ( $0^\circ$ ,  $45^\circ$  et  $90^\circ$ ) ; les surfaces d'étude sont usinées ou brutes de fabrication. Les éprouvettes sont étudiées avec ou sans traitement thermique T6. Avant toute chose, le matériau est d'abord caractérisé en lien avec les paramètres du procédé à l'aide de plusieurs moyens (microscopie, microtomographie).

Du point de la fatigue, les courbes S-N sont établies avant et après T6, principalement à  $R = -1$  en sollicitation uniaxiale. Pour toutes les éprouvettes d'étude, l'analyse des faciès montre que ce sont toujours les défauts qui sont à l'origine de la rupture par fatigue. Ainsi, un critère est appliqué pour définir ces défauts critiques (type, taille morphologie et position) et la limite de fatigue est systématiquement analysée via les diagrammes de Kitagawa. Le rôle de la direction de construction sur la tenue en fatigue est étudié, avant et après traitement thermique T6, tant pour les surfaces usinées que brutes de fabrication. À cet effet, un scénario basé sur la taille caractéristique des grains est proposé pour expliquer les effets d'orientation post-T6. La contribution de la structure de précipitation est également étudiée ; ainsi que le rôle des défauts (type, taille, morphologie et position) sur la limite de fatigue à différents états microstructuraux : avant et après T6. Afin de comprendre les mécanismes d'endommagement par fatigue en surface, la méthode des répliques est déployée sur une éprouvette polie. Dans ce cadre, une loi de propagation des fissures naturelles, c'est-à-dire qu'elles sont dues à un défaut hérité du procédé, est identifiée. Elle permet de séparer les phases d'amorçage et de propagation, alimentant ainsi les discussions sur les phénomènes d'amorçage en présence de défauts. Par ailleurs, quelques critères de fatigue sont également discutés et l'approche Defect Stress Gradient (DSG) est adaptée au matériau d'étude en tenant compte de la taille des grains cristallographiques.

Pour les sections utiles brutes de fabrication, le rôle du mode de suppression des supports fabrication sur l'amorçage des fissures de fatigue est étudié ; la définition de la notion de taille de défauts en présence de la rugosité, à l'échelle de l'ondulation de surface, est abordée. Sachant que l'amorçage peut avoir lieu sur une ondulation de surface ou sur un défaut isolé (porosité ou défaut de fusion), une méthode expérimentale est proposée pour analyser la compétition entre ces facteurs.

Dans un contexte de développement industriel, l'influence sur la limite de fatigue des paramètres de procédé relatifs au laser (vitesse de balayage, puissance et distance de hachure), au lit de poudre (composition chimique, taille des particules, épaisseur du lit) est étudiée, en vue d'alimenter les discussions vers l'optimisation du procédé du point de vue de la tenue en fatigue.

**Mots clés :** fabrication additive, AlSi10Mg, aluminium – alliage, alliage – fatigue, métaux – défauts, microtomographie, métaux – rupture, microstructure (physique), rugosité et ondulation de surface, limite de fatigue, fissures naturelles.

### EXPERIMENTAL STUDY OF THE FATIGUE BEHAVIOR OF THE ALSi10Mg ALLOY PRODUCED BY POWDER-BED LASER MELTING.

#### Abstract :

This work shows the impact of defects and microstructure on the fatigue limit of AlSi10Mg produced by Additive Layer Manufacturing (ALM). Samples are produced according to three orientations with respect to the construction plate ( $0^\circ$ ,  $45^\circ$  and  $90^\circ$ ); the studied surfaces are machined or left as-built (AB) in the gauge section. The specimens are studied with or without T6 heat treatment. The study surfaces are machined or as built. Some specimens are subjected to T6 heat treatment. Before any others study, the material is characterized in connection with the process parameters through several techniques (microscopes and 3D X-ray microtomography).

Regarding the fatigue, the S-N curves are established before and after T6, mainly at  $R = -1$  under uniaxial loading. For all the fatigue test specimens, fracture surfaces analysis shows that it is always a defect that cause fatigue failure. Thus, a criterion is applied to define these critical defects (type, size morphology and position) and the fatigue limit is analyzed through the Kitagawa type diagrams. The role of the building direction on the fatigue strength is studied, before and after T6 heat treatment, for both machined and as-built surfaces. For this purpose, a sketch based on the characteristic grain size is proposed to explain post-T6 orientation effects. The contribution of the precipitation structure is also studied; as well as the role of defects (type, size, morphology and position) on the fatigue limit at different microstructural states: before and after T6. In order to understand the surface fatigue damage mechanisms, the replica method is used on a polished specimen. In this context, a propagation law of natural cracks, that is to say due to a defect inherited from the process, is identified. It makes it possible to separate the initiation and propagation phases, thus feeding the discussions on the phenomena of priming in the presence of defects. In addition, some fatigue criteria are also discussed and the Defect Stress Gradient (DSG) approach is adapted to the studied material, by taking into account the size of the crystallographic grains.

In the specific case of specimens with as-built useful sections, the role of the process of suppression of the building supports on the initiation of fatigue cracks is studied; the definition of the concept of defect size in the presence of roughness, at the scale of the surface undulation, is discussed. Knowing that initiation can occurs on a surface undulation or on an isolated defect (porosity or lack-of-fusion), an experimental method is proposed to analyze the competition between these factors. In a context of industrial development, the influence on the fatigue limit of the process parameters, related to the laser (scanning speed, power and hatching distance), or powder bed (chemical composition, particle size, bed thickness) is studied, in order to feed the discussions towards the process optimization regarding the fatigue strength.

**Keywords :** additive manufacturing, AlSi10Mg, aluminium alloys, alloy – fatigue, metals – defects, microtomography, , microstructure, metals – fracture, microstructure, roughness and surface ripple, fatigue limit, natural cracks.