POLYTECHNIQUE MONTRÉAL

affiliée à l'Université de Montréal

Contrôle non destructif par ultrasons appliqué aux pièces métalliques issues de la fabrication additive et conventionnelle

ANAÏS LORANS

Département de génie mécanique

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

Génie mécanique

Janvier 2021

© Anaïs Lorans, 2021.

POLYTECHNIQUE MONTRÉAL

affiliée à l'Université de Montréal

Ce mémoire intitulé :

Contrôle non destructif par ultrasons appliqué aux pièces métalliques issues de la fabrication additive et conventionnelle

présenté par **Anaïs LORANS**

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

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

Etienne MARTIN, président
Myriam BROCHU, membre et directrice de recherche
Alexandre BOIS-BROCHU, membre et codirecteur de recherche
Gilles ROUSSEAU, membre

REMERCIEMENTS

Je souhaite tout d'abord remercier le Consortium de Recherche et d'Innovation en Aérospatial du Québec (CRIAQ), le Conseil de recherches en sciences naturelles et en génie du Canada (CRSNG), Polytechnique Montréal, le Centre de Métallurgie du Québec (CMQ), l'université McGill ainsi que les partenaires industriels, Pratt et Whitney Canada, Bombardier Aerospace, Bell Helicopter, Equisphere, MDA, Héroux Devtek, Liburdi et Precision ADM pour la mise en place et le financement de ce projet.

Mes remerciements vont ensuite à la Professeure Myriam Brochu et à Alexandre Bois-Brochu pour leur suivi et leur investissement, ainsi que pour leurs relectures attentives. Je suis également très reconnaissante aux membres du CMQ pour leur soutien matériel, leur disponibilité et leurs remarques constructives tout au long du projet, notamment Simon Francœur, Vincent Mélançon, Jeremy Carignan et Karl Jauvin.

Sur le plan personnel, je remercie mes proches qui m'ont toujours encouragée dans mes études, et celui qui m'a toujours soutenue.

Enfin je remercie les membres du jury pour la lecture de ce document.

RÉSUMÉ

Ce projet porte sur le contrôle non destructif (CND) par ultrasons des pièces d'alliages d'aluminium et de titane produites par fabrication additive métallique (FAM) destinées à l'industrie aéronautique. La FAM permet de produire rapidement des pièces de formes complexes, qui réduisent les coûts et l'empreinte environnementale. Cependant, le développement des méthodes de CND doit accompagner celui de la FAM.

Tout d'abord, les discontinuités de la FAM sont recensées pour les deux méthodes étudiées dans ce projet, qui sont le dépôt sous énergie concentrée (DED), et la fusion sur lit de poudre (PBF). Trois types de discontinuités sont constatées dans la FAM, des pores gazeux sphéroïdaux de petite taille, des manques de fusion de plus grande taille et de forme ramifiée, ainsi que des fissures dues aux contraintes résiduelles. Les discontinuités qui s'avèrent être les plus critiques en termes de fatigue sont les manques de fusion situés en sous-surface. Une méthode de CND possédant une fine limite de détection et couramment utilisée, est le contrôle par rayons X, et notamment la tomodensitométrie, qui produit une image en trois dimensions de la pièce. Cependant, ce sont des analyses très coûteuses, longues, et la résolution est dépendante du volume inspecté. En moyenne, la résolution sera de 1% de l'épaisseur de la pièce pour une analyse par tomodensitométrie et de 2% pour une analyse par radiographie conventionnelle. Au contraire, les méthodes ultrasonores qui se basent sur la réflexion de l'onde sur les discontinuités, sont rapides et bon marché et la limite de détection s'affine à mesure que la fréquence utilisée augmente. Néanmoins, augmenter la fréquence conduit à augmenter l'atténuation de l'onde, et réduire la profondeur d'inspection et la lisibilité des résultats. Il existe pourtant une autre méthode permettant d'affiner la résolution, il s'agit de mettre en évidence le comportement non linéaire de certaines discontinuités en comparant la réponse obtenue à deux niveaux d'énergie différents.

Ces constatations mises en évidence par la revue de littérature ont permis d'orienter le projet vers une méthodologie basée sur l'exploration des ultrasons non linéaires. Le coefficient d'atténuation à 5 MHz a d'abord été mesuré dans les six échantillons intacts, dont deux issus de la FAM et quatre de procédés de mise en forme conventionnels afin de vérifier que la microstructure de FAM ne gênait pas le CND par ultrasons. Les échantillons ont par la suite été usinés afin de contenir des discontinuités artificielles sphériques de diamètre allant de 1,3 mm à 0,25 mm, et une discontinuité plane de 0,12 mm d'épaisseur. Ils ont été inspectés à 5 MHz par une sonde ultrasonore de 64

éléments, en contact et en immersion et à haute et basse énergie. Une reconstruction par focalisation en tous points (TFM) a été appliquée pour former des images. Afin de déterminer une limite de détection et d'estimer la taille des discontinuités artificielles, une segmentation à – 6 dB, et une méthode de détection basée sur la reconnaissance de formes rondes, ont été utilisées. De plus, les images obtenues à haute et basse énergie ont été soustraites pour essayer de mettre en évidence le comportement non linéaire des discontinuités. Une analyse temps-fréquence basée sur la Pseudo Distribution Lissée de Wigner-Ville a également été appliquée pour filtrer le signal. Enfin, le rapport signal sur bruit des images produites a été évalué pour étudier l'impact de la rugosité de surface pour une gamme de Ra allant de 0,08 à 0,48 µm.

Les coefficients d'atténuation des pièces issues de la FAM se sont avérés plus faibles et plus isotropes que ceux obtenus pour des procédés conventionnels. La taille de grains ne suffit pas à expliquer les différences de coefficient d'atténuation, il y a donc également un effet matériau. Les résultats des inspections ont permis de visualiser les discontinuités artificielles, et la limite de détection obtenue est de 430 µm par contact et de 250 µm en immersion. Ainsi, une inspection par immersion est préférable à une inspection par contact, car les fronts d'ondes moins sphériques permettent de frapper plus de discontinuités, notamment dans les échantillons de faible épaisseur. Néanmoins, la zone sous-surfacique est saturée par le signal d'écho de surface ce qui empêche toute détection dans cette zone. D'autre part, l'estimation de la taille des discontinuités artificielles par les images s'avère non concluante. Enfin, les images non linéaires obtenues n'ont pas permis d'obtenir des informations supplémentaires sur d'éventuelles discontinuités naturelles présentes dans les échantillons de FAM. La méthode d'inspection n'est peut-être pas la mieux adaptée pour ce type d'analyse et une analyse par ondes planes serait peut-être plus efficace. Néanmoins, l'analyse temps-fréquence a permis de filtrer efficacement les hautes et basses fréquences du signal, et notamment de supprimer la saturation en sous-surface. L'application de cette méthode de filtrage à l'échantillon produit par PBF a permis d'en identifier deux discontinuités en sous-surface.

Ce projet a donc permis d'évaluer le potentiel du CND par ultrasons sur des pièces de FAM, qui peut concurrencer la tomodensitométrie pour des épaisseurs supérieures à 25 mm.

En conclusion, la microstructure de la FAM pour les échantillons issus des méthodes DED et PBF produit une atténuation des ondes ultrasonores moindre par rapport aux microstructures conventionnelles, ce qui rend le CND par ultrasons des pièces de la FAM attractif. D'autre part, la méthodologie mise en place pour visualiser le comportement non linéaire des discontinuités naturelles de la FAM, qui sont respectivement de l'ordre de 138 µm et 30 µm pour l'échantillon d'aluminium issu de la méthode DED et celui de titane issu de la méthode PBF, n'a pas fonctionné. Cependant, la méthode TFM a permis d'identifier des discontinuités artificielles de 250 µm dans tous les échantillons de titane et d'aluminium étudiés. De plus, une rugosité de surface allant jusqu'à 0,48 µm n'affecte pas la qualité des images générées. Enfin, une inspection par immersion est préférable pour maximiser la détectabilité notamment dans les échantillons de faible épaisseur.

ABSTRACT

This project focuses on ultrasonic non-destructive testing of metallic additive manufactured material made of titanium and aluminium alloys for the aerospace industry. The metallic additive manufacturing makes possible the production of complex shaped parts, therefore reduces economic costs and environmental footprint. However, development of metallic additive manufacturing must go together with development of non-destructive testing methods.

In a first instance, metallic additive manufacturing discontinuities are listed for the two methods under this project scope, direct energy deposition and power bed fusion. Three types of discontinuities are founded in metallic additive manufacturing, small, rounded gas pores, big branched lacks of fusion as well as cracks due to residual stresses. Most dangerous discontinuities for fatigue strength are subsurface lack of fusion. Among non-destructive methods, X-rays are a commonly used because of their high resolution as well as computed tomography analysis which produce a 3D image of the part. Nevertheless, these analyses are very expensive, take a long time and resolution achievable is dependent of the inspected volume. On average, resolution is about 1 % of the part's width for computed tomography analysis and 2 % for conventional radiography. On the contrary, ultrasonic methods, based on the reflection of the wave on discontinuities, are quick, inexpensive and the resolution increases with the frequency. Nonetheless, increase frequency also increase attenuation and thus reduce the depth of inspection and readability of results. Another method exists to overcome this issue, it is a matter of highlighting nonlinear behaviours of small discontinuities by comparing their responses at two levels of energy.

These findings from the literature review oriented the project toward nonlinear ultrasonic exploration. Firstly, attenuation coefficient at 5 MHz was measured in six samples, two of it produces by metallic additive manufacturing and four from conventional shaping methods. The aim was to verify that metallic additive manufacturing does not impede ultrasonic non-destructive testing. Samples were then machined to create artificial rounded discontinuities from 1.3 mm diameter to 0.25 mm, and a plane discontinuity of 0.12 mm width. They were inspected at 5 MHz by a 64 elements ultrasonic probe, in contact and in immersion, at high and low energy. The total focusing method was applied to produce images. A – 6 dB segmentation and a detection method based on round pattern recognition were used to define a detection limit. Moreover, high, and low images were subtracted in an attempt to highlight nonlinear behaviour of discontinuities. A time-

frequency analysis based on the Pseudo Smoothed Wigner-Ville distribution was also applied to filter out ultrasonic signals. Finally, the signal to noise ratio of images was worked out to check the influence of surface roughness, for a range from 0.08 to 0.48 µm.

Attenuation coefficients for metallic additive manufacturing parts turn out to be lower and more isotropic than those for conventional shaping process. Grain size does not explain difference in attenuation coefficient, there is also an effect from the material. Ultrasonic inspections made it possible to see artificial discontinuities, and the limit of detection is 430 µm in contact and 250 µm in immersion. Thus, an immersion inspection is preferable to a contact inspection because wave fronts are less spherical and hit more discontinuities, particularly in small thickness samples. However, subsurface area is saturated by the surface echo, which makes impossible any detection in this area. On the other hand, the size estimation of discontinuities is not conclusive. Lastly, nonlinear images were useless to identify natural discontinuities in metallic manufactured samples. The inspection method might not be the best, and plane wave imaging might work better. Nevertheless, the time-frequency analysis filtered out efficiently high and low frequency components of ultrasonic signals and suppressed subsurface saturation. This filtering method has been applied on the power bed fusion sample and two artificial subsurface discontinuities were identified.

This project therefore made it possible to evaluate the potential of ultrasound NDT on FAM parts, which can compete with CT for thicknesses greater than 25 mm.

To conclude, direct energy deposition and power bed fusion metallic additive manufacturing microstructures of the studied samples generate less ultrasonic attenuation than conventional microstructures, which makes ultrasonic non-destructive testing attractive. On the other hand, the methodology used to visualize nonlinear behaviour of natural metallic additive manufacturing discontinuities, which are about 138 µm for the aluminium direct energy deposition sample and 30 µm for the titanium power bed fusion sample did not work. However, artificial discontinuities of 250 µm diameter could be identified in all titanium and aluminium studied samples with the total focusing method. Moreover, a surface roughness of 0,48 µm does not affect ultrasonic images quality. Finally, immersion inspection is preferable to maximise detectability, especially in small thickness samples.

TABLE DES MATIERES

REMERCIEMENTS III

RÉSUMÉ IV

ABSTRACT VII

TABLE DES MATIERES IX

LISTE DES TABLEAUX XII

LISTE DES FIGURES XIII

LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS XXI

LISTE DES SYMBOLES XXII

LISTE DES ANNEXES XXV

CHAPITRE 1 INTRODUCTION 1

1.1 Mise en contexte 1

1.2 Contexte spécifique et objectifs du projet 2

CHAPITRE 2 REVUE DE LITTÉRATURE 4

2.1 Caractérisation des discontinuités typiques de la fabrication additive métallique 4

2.1.1 Pores gazeux 5

2.1.2 Manques de fusion 7

2.1.3 Fissures 12

2.1.4 Impacts des discontinuités sur les propriétés mécano-cycliques 13

2.2 Contrôle non destructif par rayons X 18

2.2.1 Principe de fonctionnement 18

2.2.2 Résolution 18

2.2.3 Analyse par tomodensitométrie de pièces métalliques produites par fabrication additive 21

2.3 Contrôle non destructif par ultrasons linéaires 25
2.3.1 Principe de fonctionnement 25
2.3.2 Acquisition des données et représentation 26
2.3.3 Acquisition multiéléments et méthodes de reconstruction 27
2.3.4 Atténuation 31
2.3.5 Application du contrôle par ultrasons linéaires aux pièces issues de la FAM 36
2.4 Contrôle non destructif par ultrasons non linéaires 39
2.4.1 Non-linéarités classiques 39
2.4.2 Non-linéarités non classiques 40
2.4.3 Méthodes d'imagerie des non-linéarités non classiques 41
2.5 Résumé 45
CHAPITRE 3 DÉMARCHE ET ORGANISATION DU TRAVAIL 46
3.1 Plan expérimental 46
3.2 Mesure du coefficient d'atténuation 48
3.2.1 Descriptions des échantillons 48
3.2.2 Procédure de mesure 53
3.3 Détermination d'une limite de détection 55
3.3.1 Description des échantillons 55
3.3.2 Inspections ultrasonores réalisées 59
3.4 Étude de l'effet de la rugosité 65
3.4.1 Caractérisation de l'état de surface des échantillons 65
3.4.2 Mesure du rapport signal sur bruit 66
CHAPITRE 4 RÉSULTATS ET ANALYSE 68
4.1 Effet de la microstructure de FAM sur l'atténuation 68

4.2 Détermination d'une limite de détection 72

4.3 Estimation de la taille des discontinuités 83

4.4 Analyse Temps-Fréquence 84

4.5 Inspection à 10 MHz de l'échantillon de FAM DED 95

4.6 Effet de la rugosité de surface sur la détectabilité 96

CHAPITRE 5 DISCUSSION GÉNÉRALE 98

5.1 Effet de la microstructure de FAM sur l'atténuation des ultrasons 98

5.2 Bénéfices de la méthode TFM 99

5.3 Détection des discontinuités naturelles des échantillons de FAM 100

5.4 Analyse temps–fréquence et filtrage du signal en sous–surface 102

CHAPITRE 6 CONCLUSIONS 104

RÉFÉRENCES 106

ANNEXES 114

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 2-1 Vitesse du son (d'après www.olympus-ims.com) et limite de détection des ultrasons linéaires pour divers métaux d'usage commun.....26

Tableau 3-1 Composition chimique de l'alliage 4043 (d'après la norme AMS 4289).....48

Tableau 3-2 Composition chimique de l'alliage F357 (d'après la norme ASTM B108) 48

Tableau 3-3 Composition chimique de l'alliage Ti6Al4V grade 23 (d'après la norme ASTM F3001) 49

Tableau 3-4 Composition chimique de l'alliage Ti6Al4V grade 5 (d'après la norme ASTM B367) 49

Tableau 3-5 Tableau présentant les références utilisées, les matériaux, les procédés de mise en forme, et les dimensions des échantillons utilisés pour les mesures d'atténuation 50

Tableau 3-6 Valeurs du paramètre Ra sur le plan XY pour les six échantillons étudiés 66

Tableau 4-1 Limites de détection en contrôle par ultrasons avec la méthode FMC/TFM.....82

Tableau 4-2 Estimation des diamètres en mm des discontinuités artificielles.....84

Tableau 6-1 Récapitulatif des tailles de grains (en µm) obtenues, du nombre de grains pris en compte dans le calcul et du type d'analyse utilisée.....115

LISTE DES FIGURES

Figure 1.1 Organigramme du projet MANU1708 2

Figure 2.1 Schémas illustratifs de la méthode PBF (a) et de la méthode DED (b) (Tirés de www.hybridmanutech.com) 4

Figure 2.2 a) Schéma de la cavité du bain de fusion et b) de son effondrement menant à la formation d'un pore (adapté de (A. A. Martin et al., 2019)) 6

Figure 2.3 Tailles caractéristiques des pores gazeux recensées dans la littérature pour les méthodes PBF et DED 7

Figure 2.4 Pore gazeux observé au MEB (a) au grossissement 1000 et (b) au grossissement 2000 dans un échantillon de Ti-6.5Al-2Zr-Mo-V (Tirées de (Xiaobo Wang, He, Wang, & Li, 2019)) 7

Figure 2.5 a) Schéma du dépôt de la poudre avant le passage du laser, b) Fusion incomplète de la poudre par le faisceau laser, c) Initiation d'un manque de fusion, d) e) f) répétition de ces trois étapes pour le second passage du laser et g) manque de fusion aligné avec la direction de construction formé après 5 passages du laser (adapté de (Bauereiß et al., 2014)) 9

Figure 2.6 Manques de fusion observés au MEB (haut) et reconstruction 3D à partir d'une analyse par tomodensitométrie (bas) dans un échantillon de Ti-6Al-4V construit selon la direction Z (Tiré de (Stef et al., 2018)). 11

Figure 2.7 Dimensions extrêmes des manques de fusion recensées dans la littérature pour la méthode PBF et DED 11

Figure 2.8 Résultats de l'algorithme de classification des discontinuités selon la taille et la sphéricité (Tiré de (Snell et al., 2019)) 12

Figure 2.9 Contraintes résiduelles selon la direction z pour un dépôt de 10 couches d'Inconel 718 par la méthode DED (Tirée de (Mukherjee et al., 2017)) 13

Figure 2.10 Diagramme S-N du Ti-6Al-4V produit par PBF pour différentes conditions : telles que fabriquées (Bruts), gravées à 0,5 mm d'épaisseur (Gravés), HIP et gravées (HIP + Gravés), usinées à 0,5 mm d'épaisseur (Usinés I), HIP et usinées, usinées à 2,5 mm d'épaisseur (HIP

+ Usinés II), HIP et usinées à 2,5 mm d'épaisseur (HIP + Usinés II), avec R = 0.1 et f = 10 Hz; et la zone grisée représente les données pour le Ti-6Al-4V corroyé (Adapté de (Sun et al., 2020)) 14

Figure 2.11 Facteur d'intensité de contrainte en fonction du nombre de cycles à la rupture selon le type de défaut ayant causé la rupture (Adapté de Günther et al. (2017)) 16

Figure 2.12 Échantillon d'inconel 625 présentant deux défauts initiateurs de fissures suite à un essai en fatigue par tension-compression à R = 0.1 et f = 30 Hz, et la reconstruction 3D des défauts par analyse tomodensitométrique (tirée de (Poulin et al., 2020)) 17

Figure 2.13 Schéma de principe d'un tomographe industriel à rayons X 18

Figure 2.14 Profil d'un IQI irradié (adaptée de la norme ASTM E2002) 19

Figure 2.15 Modulation d'amplitude en fonction de l'espacement des fils (adaptée de la norme ASTM E2002) 20

Figure 2.16 Nombres de discontinuités détectées par tomodensitométrie selon la taille de voxel et la méthode de seuillage utilisée (adapté de (Pascucci, 2019)) 22

Figure 2.17 a) Identification d'un pore à partir de l'analyse par tomodensitométrie avec des voxels de 3 µm et b) avec des voxels de 500 nm (Tirées de (Salarian & Toyserkani, 2018)) 23

Figure 2.18 a) Identification d'une discontinuité à partir de l'analyse par tomodensitométrie avec des voxels de 12 µm et b) avec des voxels de 30 µm (Tirées de (Pascucci, 2019)) 23

Figure 2.19 a) Identification d'une discontinuité à partir de l'analyse par tomodensitométrie avec une segmentation par seuillage manuel et b) avec une segmentation automatisée du logiciel VG Studio Max (Tirées de Pascucci (2019)) 23

Figure 2.20 Schéma définissant les axes repères pour un contrôle ultrasonore 26

Figure 2.21 (a), (b) et (c) Acquisition des échos ultrasonores par une sonde mono-élément dans des blocs de métal avec des défauts artificiels et (d), (e) et (f) visualisation d'un A-scan, d'un B-scan et d'un C-scan (Tirées de www.olympus-ims.com) 27

Figure 2.22 Schématisation des lois focales permettant de focaliser le faisceau ultrasonore (a) et de le diriger (b) avec une sonde linéaire 28

Figure 2.23 Schéma de principe de l'algorithme Delay and Sum 29

Figure 2.24 Schéma de principe de l'algorithme TFM.....30

Figure 2.25 Image d'un réflecteur ponctuel avec (a) un B-scan sectoriel et (b) la méthode TFM (Tirées de (Holmes et al., 2005)).....31

Figure 2.26 Cartographie EBSD d'échantillons de Ti-6Al-4V imprimés par PBF avec une (a) faible densité d'énergie et (b) haute densité d'énergie (Tirées de (Cepeda-Jiménez et al., 2020))..32

Figure 2.27 (a) (b) et (c) Cartographie EBSD réalisée selon les trois faces d'un échantillon d'Al10SiMg produit par la méthode PBF et (d) (e) (f) carte des joints de grains (Tirées de (Qin et al., 2018)) 33

Figure 2.28 Microstructure d'un échantillon de Ti6Al4V produit par la méthode DED observée au MEB (Tirée de (Ho et al., 2019)) 33

Figure 2.29 Cartographie EBSD d'un échantillon d'AlSi7Mg0.6 produit par la méthode DED (Tirées de (Q. Yang et al., 2019)) 34

Figure 2.30 Coefficient d'atténuation des ondes ultrasonores calculé à partir d'un modèle d'éléments finis en fonction de la fréquence dans de l'acier 316 L et un alliage de Nickel pour (a) un angle microstructure/faisceau de 45° et (b) un angle de 60° (Tirées de (Lhuillier et al., 2017)) 35

Figure 2.31 (a) Schéma de positionnement des trous artificiels dans un échantillons de TC18 produit par la méthode PBF et C-scan obtenu avec (a) les ultrasons conventionnels, (b) une sonde linéaire et l'algorithme TFM, et (c) une sonde annulaire et l'algorithme TFM (Adaptées de (Xiaohui Wang et al., 2020)).....36

Figure 2.32 (a) Reconstruction TFM en B-scan d'un échantillon d'aluminium 5356 produit par la méthode DED à 10 MHz et (b) radiographie (Tirées de (Chabot et al., 2019)).....37

Figure 2.33 Échantillons d'acier bruts d'impression par la méthode PBF (Tirée de www.additivemet.com) 37

Figure 2.34 (a) Représentation de l'onde ultrasonore initiale, (b) représentation de l'onde ultrasonore après une non-linéarité de contact, (c) spectre fréquentiel de l'onde initiale, (d) spectre fréquentiel de l'onde après une non-linéarité de contact (Adapté de (Blanloeuil, 2013)) 41

Figure 2.35 B-scans d'une éprouvette CT à (a) 3,8 MHz, (b) 4 MHz, (c) 4,2 MHz, (e) , (f), (g), (h) image non linéaire obtenue par soustraction de la somme de (a), (b), (c) par la somme de (e), (f), (g) (Adaptées de (Fierro & Meo, 2020)) 42

Figure 2.36 (a) Image TFM d'un échantillon d'aluminium 2014 contrôlé à 5MHz et (b) image non linéaire obtenue par soustraction entre l'énergie diffuse et séquentielle (Tirées de (Potter et al., 2014)) 43

Figure 3.1 Récapitulatif de la stratégie expérimentale employée pour répondre aux objectifs spécifiques 47

Figure 3.2 Schéma de référence pour les observations métallographiques des échantillons (l'axe de fabrication pour l'échantillon DED et PBF correspondent respectivement à l'axe Z et X)... 51

Figure 3.3 Observations métallographiques des microstructures des échantillons (a) *Al7%Si – CMT*, (b) *Al7%Si – Moule permanent* et (c) *Al7SiMg – Moulage semi–solide* attaquées à l'acide fluorhydrique (2%) au MO au grossissement 500x 52

Figure 3.4 Observations métallographiques des microstructures des échantillons (a) *Ti6Al4V – Moulage*, (b) *TI6AL4V – LPBF* et (c) *Ti6Al4V – Corroyage* attaquées à l'acide fluorhydrique (2%) au MO au grossissement 500x 52

Figure 3.5 A–scan permettant de calculer le coefficient d'atténuation (Tirée de la norme ASTM E664) 53

Figure 3.6 Schéma des emplacements de mesure du coefficient d'atténuation, la face 1 correspond au plan XY, la face 2 au plan YZ et la face 3 au plan ZX 54

Figure 3.7 Schéma des échantillons usinés avec les discontinuités artificielles 56

Figure 3.8 Aire des discontinuités calculées à partir des métallographies pour 1) le plan XY et 2) le plan XZ pour les échantillons (a) *Al7Si – CMT*, (b) *Al7SiMg – Moule permanent*, (c) *Al7SiMg – Moulage semi–solide*, (d) *Ti6Al4V – Moulage*, (e) *Ti6Al4V – LPBF* et (f) *Ti6Al4V – Corroyage* 57

Figure 3.9 Métallographies de l'échantillon *Al7Si – CMT* selon (a) le plan XY et (b) le plan XZ au grossissement 100x 58

Figure 3.10 Métallographies de l'échantillon *TI6AL4V – LPBF* selon (a) le plan XY et (b) le plan XZ au grossissement 100x 58

Figure 3.11 a) Schéma de la configuration d'inspection FMC en contact direct et b) Schéma de la configuration d'inspection FMC en immersion selon le plan XY 60

Figure 3.12 Schéma de principe de l'inspection par capture de la matrice inter-éléments à (a) basse et (b) haute énergie 61

Figure 3.13 (a) Signaux unidimensionnels des reconstructions TFM de moyenne non nulle et (b) signaux unidimensionnels des reconstructions TFM de moyenne nulle 62

Figure 3.14 Schéma de trois représentations temps-fréquence d'une reconstruction TFM 63

Figure 3.15 Schéma du principe de la transformée circulaire de Hough, (a) image initiale comportant 4 points de forte intensité disposés sur un cercle et (b) espace paramétrique de Hough 64

Figure 3.16 Exemple d'un profil de surface (adapté de Raphet (2008)) 65

Figure 3.17 Schéma des zones utilisées pour le calcul du SNR, en bleue la zone utilisée pour le calcul de la variance du signal et en rouge la zone utilisée pour le calcul de la variance du bruit 67

Figure 4.1 Valeurs des coefficients d'atténuation des ondes ultrasonores selon les 3 faces des 6 échantillons à 5 MHz 69

Figure 4.2 Plage de variation de l'amplitude d'une onde ultrasonore au travers (a) du plan XY, (b) du plan ZX et (c) du plan YZ pour chaque échantillon 70

Figure 4.3 Coefficient d'atténuation des ondes ultrasonores en fonction de la taille moyenne de grains au travers du plan XY et du plan ZX pour les échantillons (a) d'alliage d'aluminium et (b) de titane 72

Figure 4.4 Reconstructions TFM des échantillons (a) *Al7Si – CMT*, (b) *Ti6AL4V – LPBF*, (c) *Ti6AL4V – Moulage* et (d) *Ti6AL4V – Corroyage* à la suite des acquisitions FMC réalisées à 5 MHz et 120 V en contact direct 74

Figure 4.5 Reconstructions TFM des échantillons (a) *Al7SiMg – Moule permanent* et (b) *Al7SiMg – Moulage semi–solide* à la suite des acquisitions FMC réalisées à 5 MHz et 120 V en contact direct 75

Figure 4.6 Reconstructions TFM des échantillons (a) *Al7Si – CMT*, (b) *Ti6AL4V – LPBF*, (c) *Ti6AL4V – Moulage* et (d) *Ti6AL4V – Corroyage* à la suite des acquisitions FMC réalisées à 5 MHz et 120 V en immersion 76

Figure 4.7 Reconstructions TFM des échantillons (a) Al7SiMg – Moule permanent et (b) Al7SiMg – Moulage semi–solide à la suite des acquisitions FMC réalisées à 5 MHz et 120 V en immersion 77

Figure 4.8 Schéma du comportement d'une onde sphérique (a) en contact direct et (b) en immersion 78

Figure 4.9 Schéma des échos généré par la surface dans le cas d'une inspection (a) par contact et (b) en immersion 78

Figure 4.10 Zoom au niveau du trou de diamètre 250 µm de la reconstruction TFM obtenue par inspection (a) en contact et (b) en immersion 79

Figure 4.11 (a) Image segmentée à –6 dB de l'échantillon *Al7Si – CMT* présentant un trou de 250 µm de diamètre et (b) application de la transformée circulaire de Hough sur la même image 80

Figure 4.12 Taux de détection des discontinuités artificielles pour (a) la méthode de segmentation à –6 dB et (b) l'application de la transformée circulaire de Hough 81

Figure 4.13 Taux de détection des discontinuités artificielles pour (a) une inspection par contact et (b) une inspection par immersion 82

Figure 4.14 Détection du maximum d'intensité du signal pour (a) une inspection par contact et (b) une inspection en immersion de l'échantillon *Ti6AL4V – LPBF* 83

Figure 4.15 Détection des trous de 250 µm et 430 µm par la méthode de la transformée circulaire de Hough dans l'échantillon *Ti6AL4V – Corroyage* et faux positif dans la zone sous surfacique 83

Figure 4.16 Images non linéaires TFM pour l'échantillon *Al7Si – CMT* (a) par contact et (b) en immersion et *Ti6AL4V – LPBF* (c) par contact et (d) en immersion 86

Figure 4.17 Pseudo Distribution de Wigner–Ville Lissée appliquée à la reconstruction TFM de l'échantillon *Al7Si – CMT* pour une inspection en contact à 120 V au niveau du trou de diamètre 250 µm 87

Figure 4.18 Images formées à partir de la pseudo distribution de Wigner–Ville lissée pour l'échantillon *Al7Si – CMT* à (a) 0,6 MHz en contact, (b) 19 MHz en contact, (c) 0,08 MHz en immersion et (d) 8,9 MHz en immersion 88

Figure 4.19 Images formées à partir de la pseudo distribution de Wigner–Ville lissée pour l'échantillon *Ti6AL4V – LPBF* à (a) 0,2 MHz en contact, (b) 29 MHz en contact, (c) 0,3 MHz en immersion et (d) 17 MHz en immersion 89

Figure 4.20 Reconstruction TFM de l'échantillon *Al7Si – CMT* inspecté à 5 MHz à 120 V en immersion avec le signal d'écho de la discontinuité inséré dans la zone sous-surfacique 90

Figure 4.21 Distribution de Wigner–Ville appliquée à la reconstruction TFM modifiée de l'échantillon *Al7Si – CMT* pour une inspection en contact à 120 V (a) dans une zone sans discontinuité et (b) au niveau des discontinuités de diamètre 250 µm 91

Figure 4.22 Image formée à partir de la pseudo distribution de Wigner-Ville lissée pour la reconstruction TFM modifiée de l'échantillon *Al7Si – CMT*.....92

Figure 4.23 Reconstructions TFM de l'échantillon *Ti6AL4V – LPBF* inspecté à 5 MHz à 120 V en immersion.....93

Figure 4.24 Images formées à partir de la pseudo distribution de Wigner-Ville lissée pour la reconstruction TFM de l'échantillon *Ti6AL4V – LPBF* de (a) gauche à (b) à droite.....94

Figure 4.25 Reconstructions TFM de l'échantillon *Al7Si – CMT* inspecté à (a) 5 MHz et (b) 10 MHz à 120 V en immersion 95

Figure 4.26 Rapport signal sur bruit des reconstruction TFM en fonction du paramètre de rugosité Ra 96

Figure 6.1 (a) Exemple de comptage de l'aire d'un grain dans l'échantillon *Al7Si – CMT* selon le plan XY et (b) exemple de mesure de la longueur d'un grain dans l'échantillon *Ti6Al4V – LPBF* selon le plan ZX 114

Figure 6.2 Résultats des analyses EBSD utilisées pour le calcul de la taille de grains dans les échantillons (a) (d) *Al7Si – CMT*, (b) (e) *Al7SiMg – Moule permanent* et (c) (f) *Al7SiMg – Moulage semi–solide*.....116

Figure 6.3 Résultat de (a) l'analyse EBSD et de (d) l'observation à la lumière polarisée pour l'échantillon *Ti6Al4V – LPBF*, (b) (e) résultat des observations à la lumière polarisée pour l'échantillon *Ti6Al4V – Moulage* et résultat de l'observation (c) au MO au grossissement x50 et (f) à la lumière polarisée pour l'échantillon *Ti6Al4V – Corroyage* 117

LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS

CHT	Circular Hough Transform
CMT	Cold Metal Transfer
CT	Compact Testing
CND	Contrôle Non Destructif
DAS	Delay And Sum
DED	Dépôt sous énergie concentrée
DWV	Distribution de Wigner-Ville
EBSD	Electron Backscatter Diffraction
FAM	Fabrication Additive Métallique
FMC	Full Matrix Capture
HIP	Hot Isostatic Pressing
IQI	Indicateur de Qualité d'Image
LPBF	Laser Power Bed Fusion
MEB	Microscope Electronique à Balayage
MO	Microscope optique
NRUS	Nonlinear Resonance Ultrasound Spectroscopy
OS	Objectif Spécifique
PBF	Power Bed Fusion
PDLWV	Pseudo Distribution Lissée de Wigner-Ville
SNR	Signal to Noise Ratio
S-N	Stress/Cycle to fatigue
TGM	Thermal Gradient Mecanism

LISTE DES SYMBOLES

α/β	Phases du titane
β'	Paramètre de non-linéarité ultrasonore classique
γ_f	Paramètre de non-linéarité ultrasonore élastique
ε_{33}	Permittivité diélectrique d'un élément piézoélectrique en mode longitudinal
η	Coefficient d'atténuation des ondes ultrasonores
η_g	Coefficient d'atténuation des ondes ultrasonores géométrique
η_a	Coefficient d'atténuation des ondes ultrasonores dû à l'absorption
η_d	Coefficient d'atténuation des ondes ultrasonores dû à la diffusion
τ	Temps de vol
λ	Longueur d'onde d'une onde ultrasonore
μ	Paramètre de non-linéarité acoustique
ρ	Masse volumique
σ	Contrainte
A	Amplitude de déplacement de l'onde ultrasonore
c	Vitesse du son
d_{33}	Coefficient piézoélectrique d'un élément piézoélectrique en mode longitudinal
e	Epaisseur des échantillons
h	Transformée de Hilbert
FI	Distance foyer image d'un système rayons X
FO	Distance foyer objet d'un système rayons X
f	Fréquence d'une onde ultrasonore
I_r	Intensité acoustique de l'onde réfléchie

I_0	Intensité acoustique de l'onde incidente
I_{24V}	Image TFM à 24 V
I_{120V}	Image TFM à 120 V
I_{NL}	Image TFM non-linéaire
K_I	Facteur d'intensité de contrainte en mode I
$K_{I,max}$	Facteur maximal d'intensité de contrainte en mode I
k_{33}	Coefficient de proportionnalité mécanique/électrique d'un élément piézoélectrique en mode longitudinal
L	Longueur des échantillons
l	Largeur des échantillons
N	Nombre d'éléments d'une sonde multi-éléments
N_{grains}	Nombre de grains utilisés pour le calcul de taille
$P_{signal/bruit}$	Puissance d'un signal/ du bruit
R	Rapport de contrainte
Ra	Paramètre de rugosité (moyenne arithmétique du profil)
Rz	Paramètre de rugosité (hauteur maximale du profil)
r	Coefficient de réflexion des ondes ultrasonores
$S_{signal/bruit}$	Ecart-type d'un signal/ du bruit
SR_B	Distance à 20 % de modulation d'amplitude d'un système rayons X
s_{33}	Compliance d'un élément piézoélectrique en mode longitudinal
t_{MIN}	Taille minimale de grain
t_{MOY}	Taille moyenne de grain
t_{MAX}	Taille maximale de grain
$U_{géo}$	Flou géométrique
U_{sys}	Flou du système

U_T	Flou total
u	Déplacement du milieu
x_k	Abscisse d'un pixel
$x_{i/j}$	Abscisse d'un élément
Y	Grossissement d'un système rayons X
Z	Impédance acoustique
$Z_{pi/ci}$	Hauteur des pics et creux d'un profil de rugosité
z_k	Profondeur d'un pixel
$z_{i/j}$	Profondeur d'un élément
Ø	Diamètre de la source de rayons X

LISTE DES ANNEXES

Annexe A Détermination de la taille de grains 114

CHAPITRE 1 INTRODUCTION

1.1 Mise en contexte

S'assurer de la qualité d'une pièce pour une application donnée est un enjeu de sécurité, notamment pour des applications où la résistance en fatigue est critique. Ainsi pour quantifier les propriétés mécaniques et identifier la présence de défauts, des essais destructifs peuvent être réalisés. Néanmoins, lors de la phase d'utilisation de la pièce il n'est pas possible de la détruire. Le contrôle non destructif (CND) regroupe donc l'ensemble des méthodes permettant d'inspecter un composant, après sa fabrication, ou lors d'une opération de maintenance, sans la compromettre. Celles-ci se doivent d'évoluer selon les besoins industriels.

La fabrication additive métallique (FAM) qui désigne un ensemble de techniques permettant de construire une pièce métallique par dépôt de matière par couches successives, est aujourd'hui en plein essor. La FAM intéresse particulièrement l'industrie aéronautique, car elle rend possible la réalisation de formes complexes, permettant ainsi une économie de matière et de poids qui sont des atouts non négligeables sur le plan économique et écologique. Néanmoins, la FAM représente un enjeu significatif pour le contrôle non destructif. En effet, les discontinuités générées par la FAM sont de petite taille et de formes variées, ce qui rend les méthodes usuelles de CND non probantes. Ce projet de maîtrise s'inscrit donc dans le cadre d'un projet de plus grande envergure, MANU1708, qui vise à mieux comprendre la formation de ces discontinuités, leur impact sur les propriétés mécaniques, ainsi qu'à investiguer les moyens de détection. La Figure 1.1 illustre les différents axes de travail de ce projet, qui est supporté par le Consortium de Recherche et d'Innovation en Aérospatial du Québec (CRIAQ) et par le Conseil de Recherches en Sciences Naturelles et en Génie du Canada (CRSNG). Les objectifs de chacun de ces axes de travail sont de modéliser les effets des défauts de la FAM sur les propriétés mécaniques (I), d'évaluer la manufacturabilité des pièces selon la géométrie (II), de comprendre le lien entre la hauteur de construction et les propriétés mécaniques (III), d'étudier les propriétés de nouveaux alliages produits par FAM (V) et enfin de développer une méthode de certification pour des pièces de FAM (VI). L'axe de travail de ce projet est la recherche de protocoles de CND (IV). Les résultats des essais de CND serviront ensuite aux autres axes de travail (notamment I, III et IV).

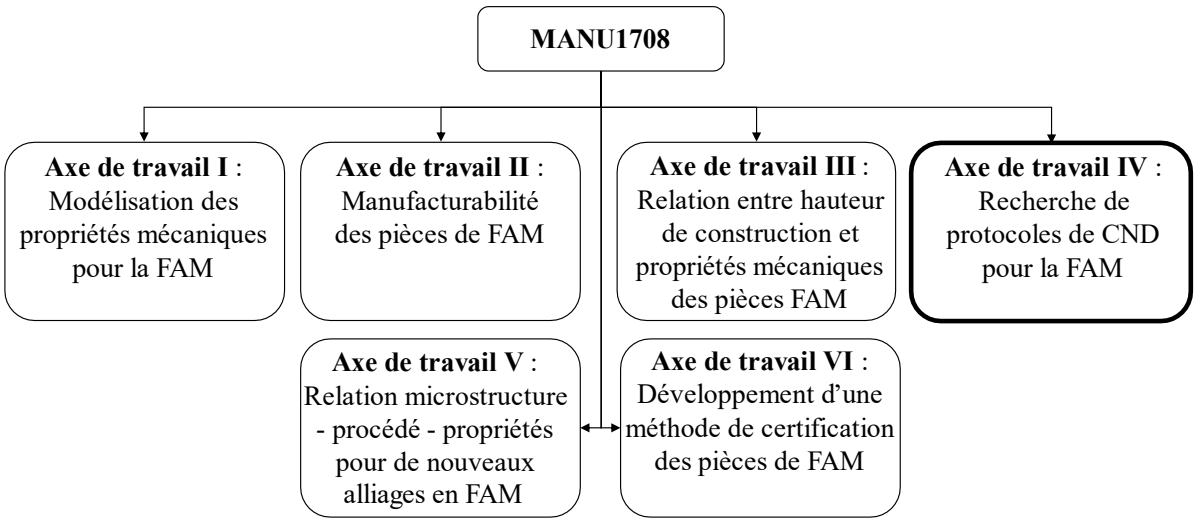

Figure 1.1 Organigramme du projet MANU1708

1.2 Contexte spécifique et objectifs du projet

Parmi les nombreuses méthodes de CND, celles basées sur l'émission de rayons ionisants et d'ultrasons ont fait l'objet d'importantes recherches du fait de leur capacité d'inspection locale et volumétrique. Les méthodes basées sur l'émission de rayons ionisants telles que la tomodensitométrie par rayon X permettent d'obtenir une limite de détection de l'ordre de 10 µm mais elles sont chronophages et coûteuses, c'est pourquoi les ultrasons apparaissent être une alternative intéressante. En effet, les méthodes ultrasonores sont rapides à mettre en œuvre, bon marché, et plus sécuritaires vis-à-vis du personnel. Toutefois, la limite de détection des méthodes ultrasonores, qui est de l'ordre de la demi-longueur d'onde, soit de l'ordre de 630 µm à 5 MHz dans l'aluminium, constitue la principale limitation, car elle est bien plus grossière que celle obtenue par les méthodes radiographiques. Néanmoins, de récentes avancées ont permis de mettre à profit les phénomènes non linéaires qui se produisent lorsqu'une onde ultrasonore de haute énergie est envoyée dans le matériau. Alors que les discontinuités de taille supérieure à la longueur d'onde vont produire un écho linéaire de fréquence égale à la fréquence de contrôle, les discontinuités de taille inférieure à la longueur d'onde vont générer des harmoniques supérieures ou inférieures. Ainsi la question de recherche de ce projet est la suivante : est-ce que les non-linéarités ultrasoniques peuvent mettre être utilisées pour mettre en évidence les défauts typiques de la FAM ?

Bien que les ultrasons non linéaires aient fait l'objet de plusieurs recherches, leur utilisation dans le CND industriel reste marginale. Pourtant l'exploitation de ces non-linéarités permettrait d'affiner la limite de détection pour une fréquence donnée, comparativement aux ultrasons linéaires. Cela éviterait ainsi d'avoir à augmenter la fréquence de contrôle, ce qui augmente également l'atténuation et diminue la pénétration de l'onde au sein du matériau. Dans le cadre de ce projet, les objectifs spécifiques (OS) sont les suivants :

- OS1 Vérifier que l'atténuation des ondes ultrasonores est comparable ou moindre au sein de microstructures de la FAM par rapport aux microstructures conventionnelles
- OS2 Vérifier que la limite de détection des ultrasons non linéaires est de l'ordre de grandeur des discontinuités de la FAM
- OS3 Quantifier et comparer le rapport signal sur bruit des reconstructions TFM pour différentes rugosités de surface

L'atteinte de ces objectifs permettra d'évaluer la faisabilité d'une inspection non destructive des pièces issues de la FAM par l'utilisation des ondes ultrasonores.

Ce mémoire est divisé en six chapitres. Dans le second chapitre, une revue de littérature décrira les discontinuités typiques de la FAM, puis les méthodes de contrôle non destructif par rayons ionisants, par ultrasons et par ultrasons non linéaires. Dans le troisième chapitre, la méthodologie utilisée pour les manipulations expérimentales réalisées, à savoir la mesure du coefficient d'atténuation et les inspections par ultrasons sera expliquée ainsi que les traitements des résultats, et ce pour chaque objectif spécifique. Les résultats seront ensuite présentés pour répondre à chaque objectif spécifique dans le quatrième chapitre et une discussion générale s'articulant autour du défi que représente le contrôle non destructif des pièces de FAM par ultrasons sera proposée dans le cinquième. Enfin, une conclusion constituera le sixième chapitre et récapitulera les principales informations que ce projet a apportées et des recommandations seront faites pour d'éventuels futurs travaux.

CHAPITRE 2 REVUE DE LITTÉRATURE

La revue de littérature s'articule autour de quatre thématiques, à savoir la caractérisation des défauts de la FAM, la présentation des méthodes de CND à rayons X, et enfin les méthodes ultrasonores, en distinguant les ultrasons linéaires et non linéaires. Un résumé convergera ensuite vers les objectifs spécifiques du projet.

2.1 Caractérisation des discontinuités typiques de la fabrication additive métallique

La fabrication additive est définie par la norme ASTM F2792 comme un processus de fabrication permettant de créer un objet tridimensionnel, par superposition de couches. Elle peut être appliquée à de nombreux matériaux, mais dans le cadre de ce projet seule la fabrication additive métallique (FAM) sera considérée. De même, deux méthodes de la FAM seront prises en compte. Il s'agit de la méthode par fusion sur lit de poudre (PBF) et de celle par dépôt sous énergie concentrée (DED), toutes deux illustrées à la Figure 2.1. Dans le cas de la méthode PBF, une couche de poudre métallique est étalée sur la couche précédente, puis un laser vient la fondre à certains endroits pour la solidifier à la couche précédente. Dans le cas de la méthode DED, le flux de poudre fondue ou le fil en métal fondu, et le laser convergent en un point sur un substrat pour y créer un bain de fusion. Ces processus sont réalisés sous atmosphère contrôlée avec de l'argon ou de l'azote. Ces gaz inertes servent à protéger les pièces en construction de l'oxydation, à empêcher l'inflammation des poudres métalliques et dans le cas de la fabrication DED à transporter la poudre.

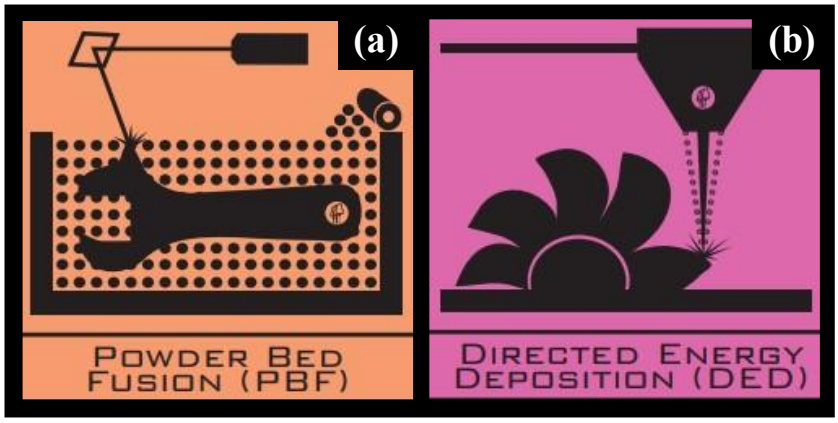

Figure 2.1 Schémas illustratifs de la méthode PBF (a) et de la méthode DED (b) (Tirés de www.hybridmanutech.com)

Les processus de FAM génèrent des discontinuités qu'il est possible de discriminer selon leur forme, d'une part les pores gazeux, de forme sphéroïdale, et d'autre part les manques de fusion de forme irrégulière. Un troisième type de discontinuité peut être formé. Il s'agit des fissures créées par les contraintes résiduelles. L'effet de ces discontinuités se fait notamment ressentir sur les propriétés mécano-cycliques comme la résistance en fatigue.

2.1.1 Pores gazeux

Martin et al. (A. A. Martin et al., 2019) ont imagé la formation des pores issus de la présence de gaz (pores gazeux) d'une pièce de Ti-6Al-4V par fusion sur lit de poudre (PBF), en prenant une radiographie en coupe toutes les 50 µs pendant le processus de fabrication. Ils ont observé que ces pores se forment principalement lors du changement de direction de balayage du laser. Ils ont également réalisé une simulation multiphysique qui leur a permis de conclure que les pores gazeux se forment par effondrement d'une cavité de métal en fusion, qui piège le gaz à l'intérieur du solide comme schématisé à la Figure 2.2. Cette cavité est plus profonde au point de pivotement, car la vitesse de balayage diminue pour effectuer le virage, donc l'énergie absorbée par le volume local est plus élevée. Le bain de fusion prend alors une forme conique, et ce régime est appelé « trou de serrure » ou « keyhole » en anglais. Cunningham et al. (Cunningham et al., 2019) ont identifié, grâce à une observation aux rayons X ultrarapides, le seuil de transition entre le régime conductif, où le bain de fusion est de forme hémisphérique, et le régime keyhole où le bain de fusion devient profond et conique. Ainsi, lorsque la densité de puissance du laser devient trop importante, le métal n'est plus seulement fondu, mais vaporisé. Ce métal vaporisé va exercer une pression sur le bain de fusion qui va éloigner la matière du centre jusqu'à creuser une cavité comme illustrée sur la Figure 2.2 a). Lorsque la chaleur du laser n'est plus présente, au point de pivotement, la tension de surface du bain de fusion prend le pas sur la pression due au métal vaporisé, ce qui referme la cavité en piégeant du gaz d'inertage comme montré à la Figure 2.2 b). Les pores ainsi formés sont sphéroïdaux pour minimiser leur énergie de surface.

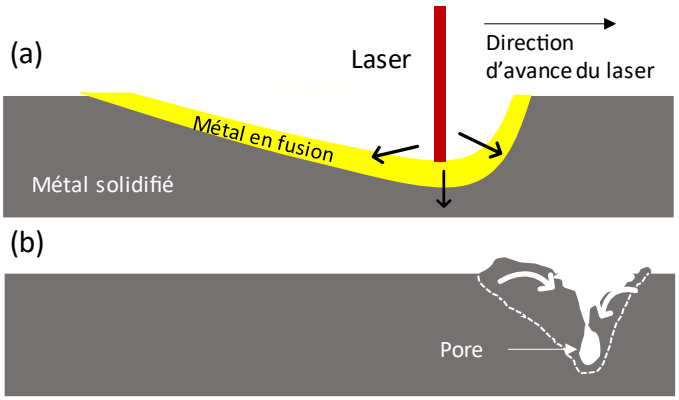

Figure 2.2 a) Schéma de la cavité du bain de fusion et b) de son effondrement menant à la formation d'un pore (adapté de (A. A. Martin et al., 2019))

Dans le cas de la méthode par dépôt sous énergie concentrée (DED), Wang et al. (L. Wang et al., 2009) ont effectué une analyse par tomodensitométrie d'échantillons de 316L de différentes tailles. Ils ont constaté que les pores des plus grands échantillons étaient de plus grande taille et moins sphériques que ceux des échantillons plus petits. Ils supposent qu'une exposition prolongée à la source de chaleur du laser permet la coalescence de différents pores gazeux.

Les tailles minimales et maximales des pores gazeux rapportés dans la littérature pour des alliages de titane sont présentées à la Figure 2.3. Les mesures ont pu être réalisées à partir d'observation au microscope à balayage électronique (MEB) ou au microscope optique (MO). La forme sphéroïdale de ces pores, comme ceux montrés à la Figure 2.4, rend la quantification de leur taille aisée car il suffit de mesurer leur diamètre. Globalement les pores gazeux ont un diamètre de l'ordre de quelques micromètres à quelques centaines de micromètres.

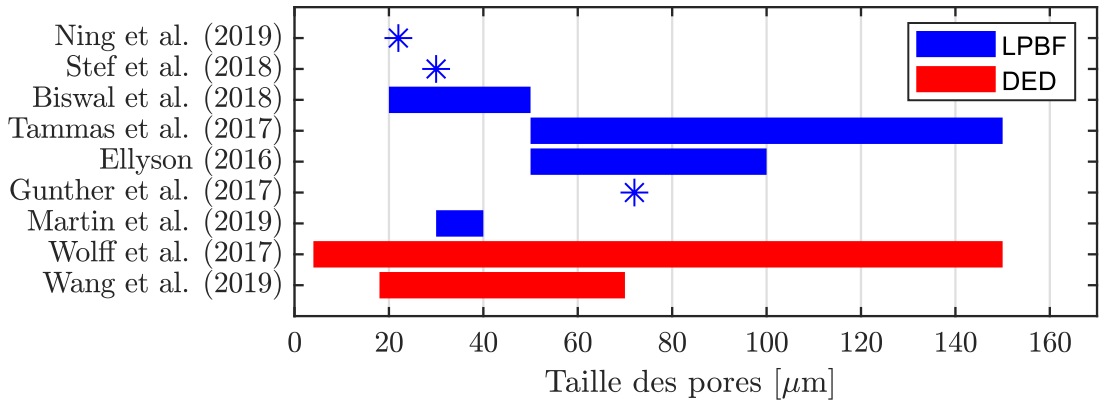

Figure 2.3 Tailles caractéristiques des pores gazeux recensées dans la littérature pour les méthodes PBF et DED

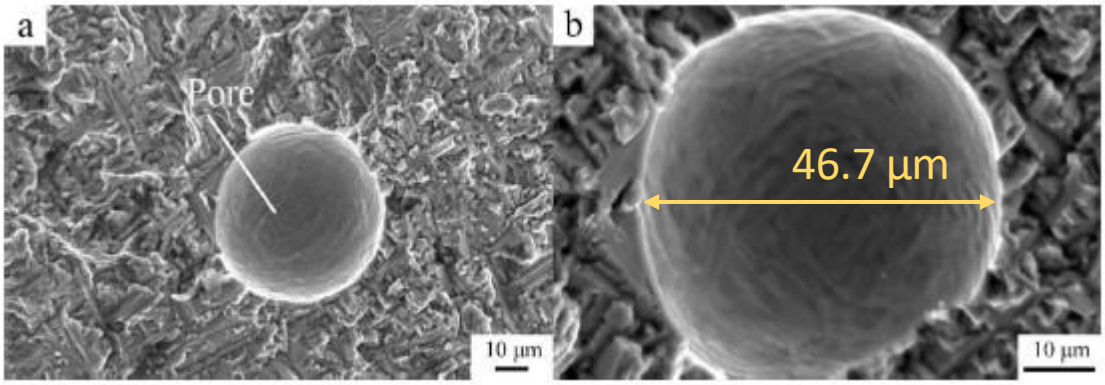

Figure 2.4 Pore gazeux observé au MEB (a) au grossissement 1000 et (b) au grossissement 2000 dans un échantillon de Ti-6.5Al-2Zr-Mo-V (Tirées de (Xiaobo Wang, He, Wang, & Li, 2019))

2.1.2 Manques de fusion

Outre les pores dus au piégeage de gaz lorsque la pièce est en construction, des défauts de forme irrégulière, appelés manques de fusion, peuvent aussi être créés lors de la FAM. Les mécanismes de formation de ces manques de fusion ont été étudiés par Bauereiß, Scharowsky, et Körner (Bauereiß, Scharowsky, & Körner, 2014). Ils ont observé au MO des coupes transversales d'un échantillon de Ti-6Al-4V produit par le procédé PBF, et réalisé une simulation numérique. Ils ont montré que lors de la fusion de la poudre, les particules vont se regrouper ensemble pour former une goutte et ainsi diminuer leur tension de surface au lieu de tomber sur la couche précédemment formée comme présentée à la Figure 2.5 b). La surface en dessous est donc occulté par cette goutte,

et n’est pas fondue par le faisceau comme présenté à la Figure 2.5 c). Le processus se répète pour la seconde couche comme illustré à la Figure 2.5.c) d) et e). Au bout de plusieurs passages du laser, des canaux de formes irrégulières, alignés avec la direction de construction, sont formés comme illustré à la Figure 2.5.g). Les mêmes auteurs ont mis en évidence qu’une augmentation de la puissance du faisceau laser contribue à minimiser la formation de ces cavités en assurant une meilleure fusion de la poudre.

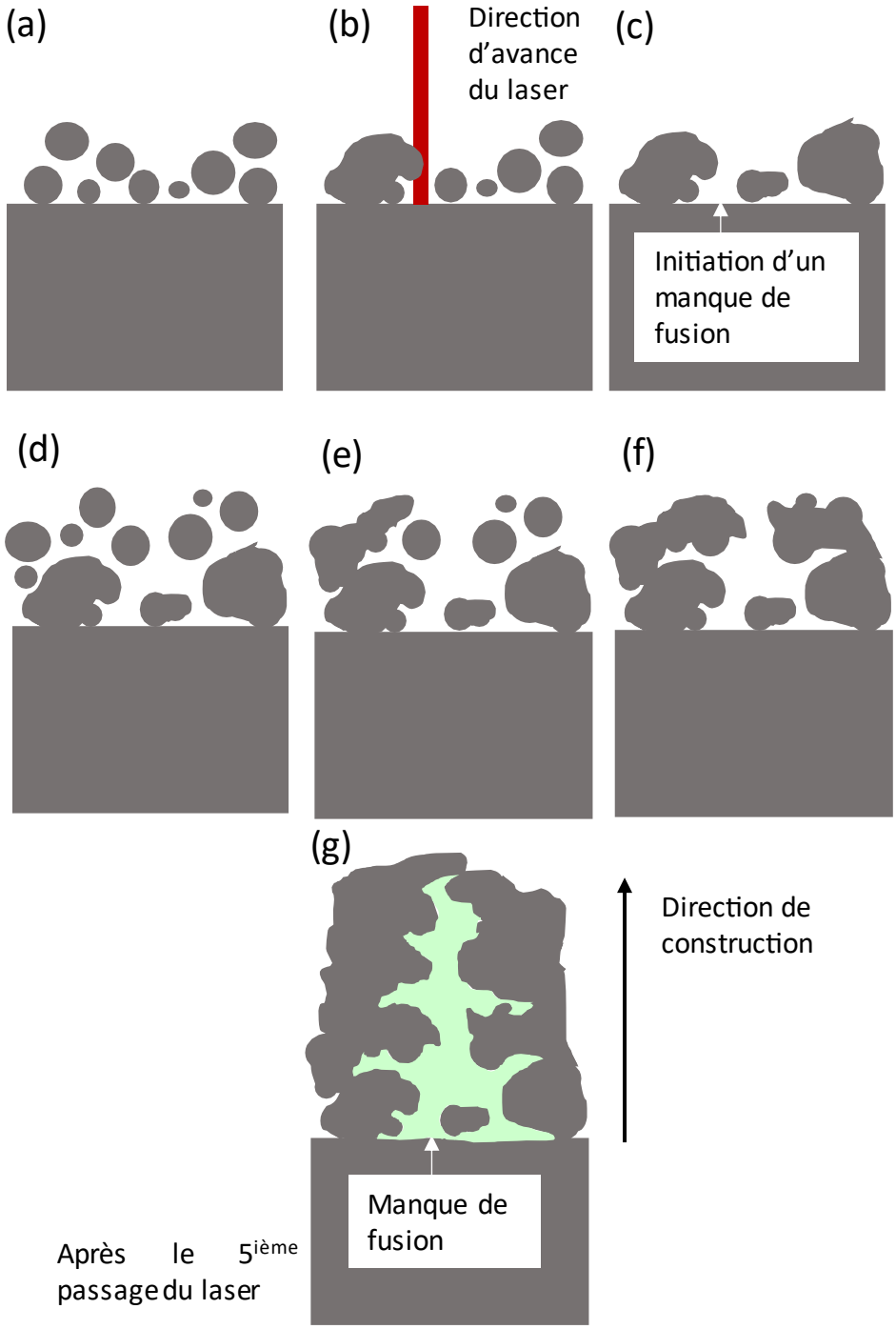

Figure 2.5 a) Schéma du dépôt de la poudre avant le passage du laser, b) Fusion incomplète de la poudre par le faisceau laser, c) Initiation d'un manque de fusion, d) e) f) répétition de ces trois étapes pour le second passage du laser et g) manque de fusion aligné avec la direction de construction formé après 5 passages du laser (adapté de (Bauereiß et al., 2014))

L'autre mécanisme de formation des manques de fusion est un recouvrement insuffisant des bains de fusion adjacents, mais dans ce cas les manques de fusion sont alignés avec la direction de balayage du laser. Tang, Pistorius et Beuth (Tang, Pistorius, & Beuth, 2017) ont montré que ce type de manques de fusion peut être anticipé en connaissant la géométrie du bain de fusion. Pour cela Tang, Pistorius et Beuth ont réalisé un modèle leur permettant de prédire les zones jamais recouvertes par un bain de fusion à partir de la largeur et de la profondeur de celui-ci, de l'espacement entre les passes du laser, de l'épaisseur des couches et de l'angle de passe du laser. La validation de leur modèle a été faite en comparant les densités théoriques obtenues par leur modèle aux densités expérimentales provenant de la littérature et l'erreur relative est comprise entre 0 et 22,9 %.

La Figure 2.6 présente des exemples de manques de fusion dans une pièce de Ti-6Al-4V observés au MEB et leurs reconstructions 3D à la suite d'une analyse par tomodensitométrie. Cette reconstruction permet de saisir la complexité de la caractérisation de la forme et de la quantification de la taille des manques de fusion.

La Figure 2.7 présente la valeur de la dimension maximale et minimale visible sur une observation au MEB ou au MO des manques de fusion présentés dans la littérature. Il en ressort que la taille des manques de fusion est très variable et qu'il existe un écart significatif entre leur dimension minimale et maximale que l'on caractérise parfois par un rapport de forme ou une sphéricité. Le rapport de forme est le rapport entre la plus grande dimension dans une direction et la plus petite dimension dans la direction orthogonale. La sphéricité est calculée selon la formule (2.1.1) grâce à l'aire et au périmètre de la discontinuité.

$$Sphéricité = \frac{4\pi \times Aire}{Périmètre^2} \tag{2.1.1}$$

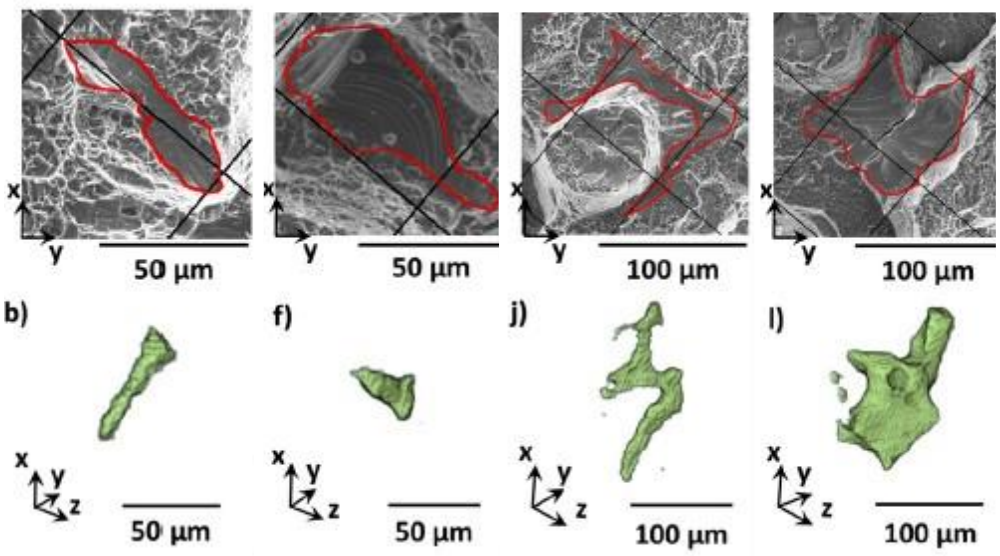

Figure 2.6 Manques de fusion observés au MEB (haut) et reconstruction 3D à partir d'une analyse par tomodensitométrie (bas) dans un échantillon de Ti-6Al-4V construit selon la direction Z (Tiré de (Stef et al., 2018)).

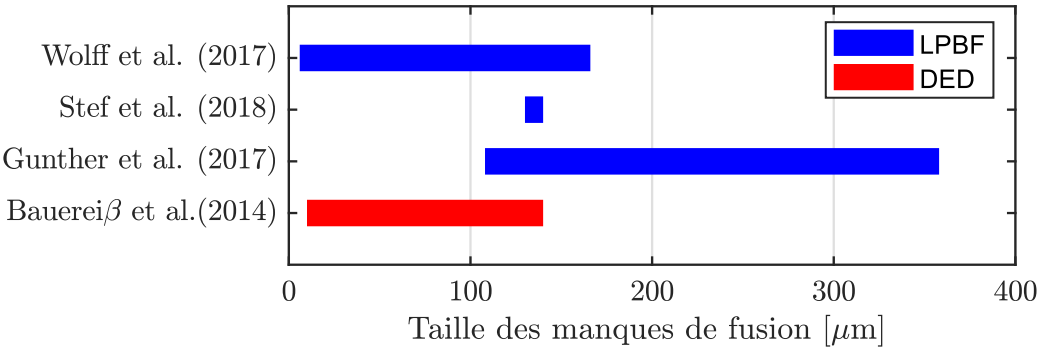

Figure 2.7 Dimensions extrêmes des manques de fusion recensées dans la littérature pour la méthode PBF et DED

Les deux différences principales entre les manques de fusion et les pores gazeux sont donc leur taille et leur rapport de forme. C'est également la conclusion de Snell et al. (Snell et al., 2019) qui ont classé 2 664 discontinuités trouvées dans un échantillon de Ti-6Al-4V produit par PBF avec un algorithme d'apprentissage machine non supervisé. Ce type d'algorithme classifie des données en différents groupes selon certaines métriques, en minimisant par exemple la distance euclidienne entre chaque point. Dans le cas de cette analyse, les métriques considérées étaient la longueur et la sphéricité, évaluées à partir d'une analyse de tomodensitométrie. Les quatre groupes identifiés sont présentés à la Figure 2.8. Ainsi, les manques de fusion sont de manière générale plus grands que

les pores gazeux, tandis que leur sphéricité est plus faible que celles des pores gazeux. Cependant, la zone de transition entre ces deux catégories est floue. En effet, lorsque la taille et la sphéricité sont moyennes, il n'est pas possible de conclure de manière certaine sur la nature de la discontinuité, comme montré par les symboles verts et orange à la Figure 2.8.

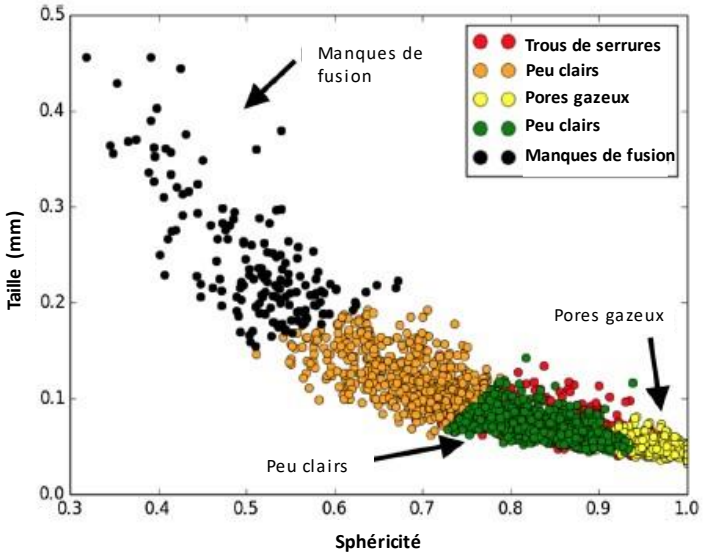

Figure 2.8 Résultats de l'algorithme de classification des discontinuités selon la taille et la sphéricité (Tiré de (Snell et al., 2019))

2.1.3 Fissures

Du fait des cycles thermiques endurés durant leur fabrication, les pièces de FAM sont sujettes au développement de fortes contraintes résiduelles qui peuvent aboutir à la formation de fissures. Mukherjee, Zhang et DebRoy (Mukherjee, Zhang, & DebRoy, 2017) ont mis au point un modèle numérique couplant les effets thermiques et de mécanique des fluides mis en jeu lors de la fabrication DED. Ils ont constaté que les contraintes résiduelles selon la direction de construction sont en tension au cœur de la pièce et en alternance de tension/compression sur les bords comme montré à la Figure 2.9. Le maximum de contrainte résiduelle selon la direction de construction est atteint sur la dernière couche déposée. Cela est dû au gradient thermique (TGM en anglais). Dans un premier temps, la zone chauffée va se dilater mais l'important volume de matière froide environnante va produire une contraction thermique locale significative jusqu'à l'atteinte d'une déformation plastique locale. Lorsque la source de chaleur n'est plus présente, la zone contractée

sera ainsi en tension. Dans certains cas, cela peut aboutir à des délaminations. Un chauffage préalable du substrat diminue le gradient de température et donc les contraintes résiduelles.

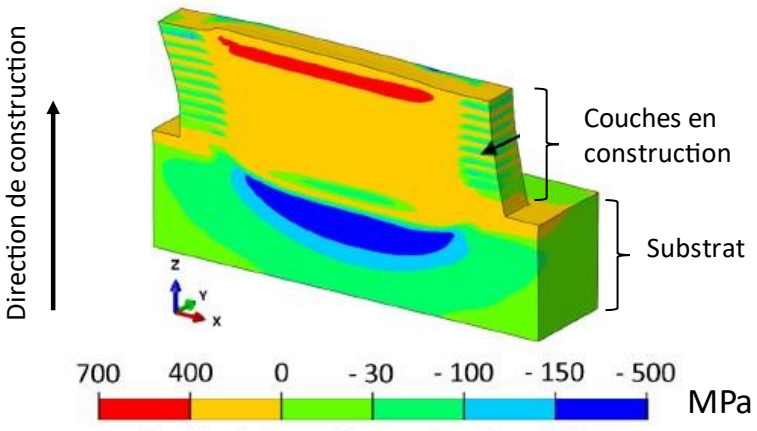

Figure 2.9 Contraintes résiduelles selon la direction z pour un dépôt de 10 couches d'Inconel 718 par la méthode DED (Tirée de (Mukherjee et al., 2017))

2.1.4 Impacts des discontinuités sur les propriétés mécano-cycliques

Tammas-William, Whiters, Todd et Prangell (Tammas-Williams, Withers, Todd, & Prangnell, 2017) ont étudié le comportement en fatigue d'éprouvettes de Ti-6Al-4V fabriquées par la méthode PBF. L'évolution de la propagation d'une fissure de fatigue amorcée à un pore a pu être visualisée grâce à des analyses par tomodensitométrie réalisées tous les 10k cycles pendant une sollicitation cyclique en traction avec un rapport de contrainte R = 0. Il ressort de cette étude que les fissures de fatigue s'amorcent principalement aux pores proches de la surface. Cette importance de la position de la discontinuité a également été observée par Andreau et al. (Andreau et al., 2019). Andreau et al. ont réalisé des essais de fatigue en traction à R = 0.1 sur des échantillons d'acier 316L produits par la méthode PBF. Les observations port-mortem au MEB ont révélé qu'à 10^6 cycles, les ruptures s'initient à partir des petites discontinuités proches de la surface malgré la présence de grandes discontinuités internes. Poulin, Kreitcberg, Terriault et Brailovski (Poulin, Kreitcberg, Terriault, & Brailovski, 2020) ont effectué des essais de fatigue axiale à R = 0,1 sur des échantillons d'Inconel 625 produits par la méthode PBF, avec différentes tailles et distributions des discontinuités. Suite à leurs observations au MEB, ils ont aussi montré que les fractures s'initient principalement aux discontinuités proches de la surface.

Sun et al. (Sun et al., 2020) ont réalisé des essais de fatigue en traction à R = 0,1 à 10 Hz sur des éprouvettes de Ti-6Al-4V en évaluant l'effet de différents post-traitements sur la tenue en fatigue. La Figure 2.10 présente le diagramme S-N qu'ils ont obtenu. D'après leurs résultats les lots d'éprouvettes ayant une meilleure tenue en fatigue sont le lot dont les échantillons ont subi un traitement HIP en plus d'un enlèvement de matière de 2,5 mm, puis le lot dont les échantillons ont subi un enlèvement de matière de 2,5 mm. Ces deux lots sont les seuls dont les tenues en fatigue sont comparables à celles du Ti-6Al-4V corroyé et recuit dont la résistance en fatigue est présentée par la bande grise à la Figure 2.10. Ainsi, la fermeture des discontinuités internes par le traitement HIP n'est pas l'unique élément qui augmente la tenue en fatigue des pièces issues de FAM. La rugosité ainsi que les discontinuités surfaciques et sous-surfaciques sont plus préjudiciables que les discontinuités internes.

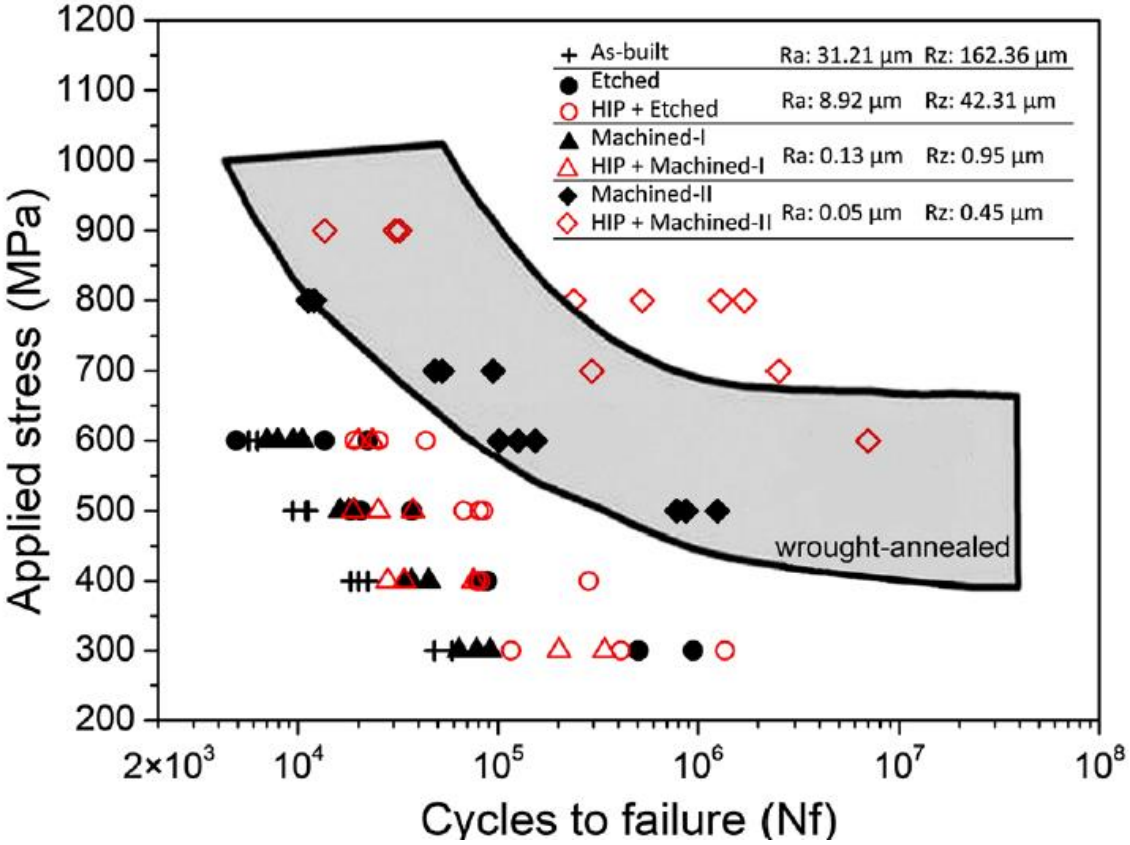

Figure 2.10 Diagramme S-N du Ti-6Al-4V produit par PBF pour différentes conditions : telles que fabriquées (Bruts), gravées à 0,5 mm d'épaisseur (Gravés), HIP et gravées (HIP + Gravés), usinées à 0,5 mm d'épaisseur (Usinés I), HIP et usinées, usinées à 2,5 mm d'épaisseur (HIP + Usinés II),

HIP et usinées à 2,5 mm d'épaisseur (HIP + Usinés II), avec R = 0.1 et f = 10 Hz; et la zone grisée représente les données pour le Ti-6Al-4V corroyé (Adapté de (Sun et al., 2020))

Günther et al. (Günther et al., 2017) ont réalisé des essais de fatigue à grand nombre de cycles, à R = -1, sur des échantillons de Ti-6Al-4V produit par la méthode PBF. Grâce à leurs observations au MEB, ils ont ensuite calculé le facteur d'intensité de contrainte (K_I), pour les pores et les manques de fusion, selon l'estimation de Murakami. Murakami a mis en évidence qu'en fatigue, les discontinuités pouvaient être assimilées à des fissures, en prenant la racine carrée de l'aire de la discontinuité ($\sqrt{area}$) perpendiculaire à la direction d'application de la force, comme longueur de la fissure. L'équation de la mécanique linéaire élastique de la rupture peut alors être utilisée pour calculer le facteur d'intensité de contrainte, sous l'hypothèse d'une plasticité confinée d'après la formule (2.1.2).

$$K_{I,max} = F\sigma_{nominal}\sqrt{\pi\sqrt{area}} \tag{2.1.2}$$

où le facteur F est une constante géométrique qui prend la valeur de 0,65 pour une discontinuité surfacique et de 0,5 pour une discontinuité interne. Les facteurs d'intensité de contrainte générés par les manques de fusion sont plus souvent supérieurs à ceux générés par les pores gazeux comme présenté à la Figure 2.11. Günther et al. expliquent ce constat par la différence de taille entre les pores gazeux et les manques de fusion. Néanmoins, ils remarquent que le facteur d'intensité de contrainte n'est pas un critère efficace pour prédire la vie en fatigue, puisque comme présenté à la Figure 2.11, pour une même valeur de $K_{I,max}$ des durées de vies très différentes sont reportées. Cela est souvent expliqué par le fait que la forme complexe des discontinuités n'est pas correctement prise en compte dans l'équation 2.1.2 puisque la seule caractéristique des défauts qui intervient est l'aire.

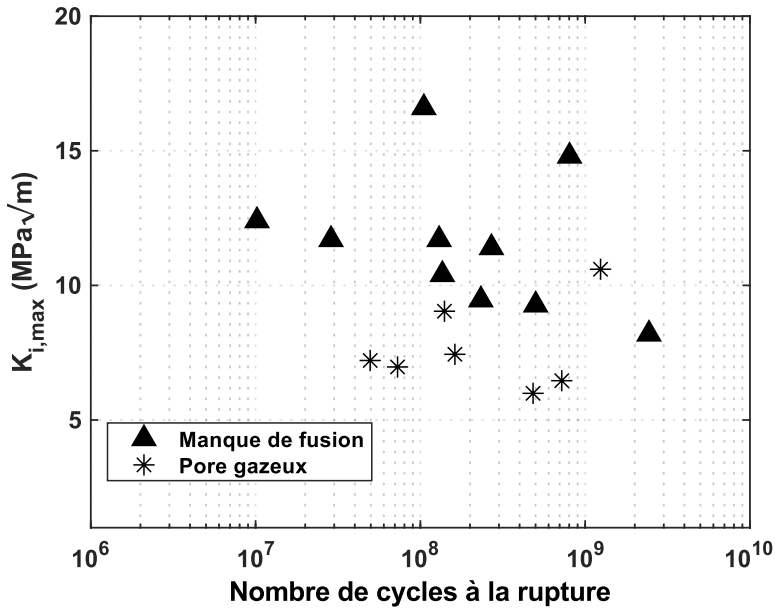

Figure 2.11 Facteur d'intensité de contrainte en fonction du nombre de cycles à la rupture selon le type de défaut ayant causé la rupture (Adapté de Günther et al. (2017))

Dans cet ordre d'idées, Andreau et al. ont constaté que les discontinuités ayant causé la rupture étaient de forme allongée et pointue dans la direction perpendiculaire à la direction d'application de la charge. Poulin et al. (Poulin et al., 2020) ont trouvé que les fissures s'initiaient principalement aux manques de fusion. Bien que Poulin et al. aient utilisé le paramètre de Murakami dans leur analyse (racine de l'aire), ils estiment que celui-ci n'est pas suffisant pour prédire efficacement la tenue en fatigue des pièces de FAM car certaines éprouvettes présentaient plusieurs sites d'amorce de fissure à partir de manques de fusion très ramifiés ayant des aires très différentes, comme montré à la Figure 2.12.

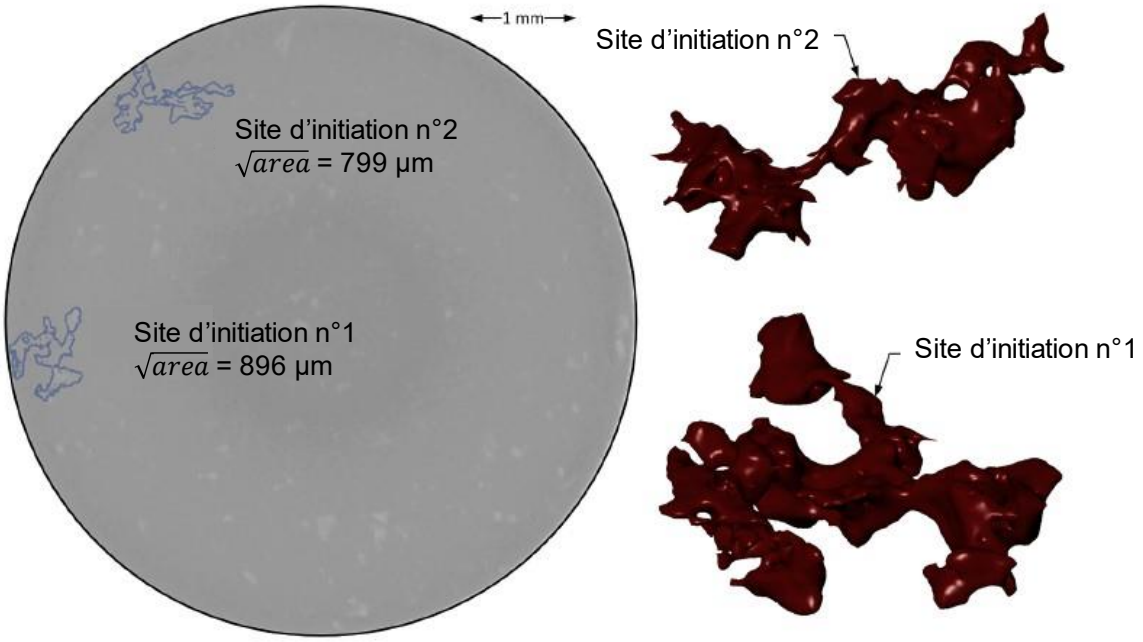

Figure 2.12 Échantillon d'inconel 625 présentant deux défauts initiateurs de fissures suite à un essai en fatigue par tension-compression à R = 0.1 et f = 30 Hz, et la reconstruction 3D des défauts par analyse tomodensitométrique (tirée de (Poulin et al., 2020))

Poulin et al. expliquent également cette absence de corrélation entre la taille du défaut critique et la limite en fatigue par un phénomène d'interaction entre des défauts à proximité des uns des autres.

Les méthodes de fabrication PBF et DED génèrent donc des discontinuités, et la position de ces discontinuités, ainsi que leurs formes et leurs tailles, influencent la tenue en fatigue des pièces de FAM. Il devient donc important de les détecter, et de quantifier leur taille et leur forme afin de concevoir des pièces qui auront une tenue en fatigue prévisible.

2.2 Contrôle non destructif par rayons X

La découverte des rayons X en 1895 a révolutionné l'imagerie médicale, mais les premières applications de radiographie industrielle eurent lieu dans les années 1920. Depuis cette technique s'est développée et est aujourd'hui couramment utilisée en CND. Cette section couvrira le principe de fonctionnement de la détection par rayons X, la résolution atteignable, les limites et des exemples d'application en fabrication additive.

2.2.1 Principe de fonctionnement

Le principe du contrôle non destructif par rayons X est le suivant; un faisceau de rayons X est envoyé sur la pièce à tester et celui-ci est atténué le long de son chemin selon le coefficient d'atténuation, dépendant de la densité du matériau inspecté. La différence de densité entre le métal et les discontinuités permet de les distinguer. Contrairement à la radiographie conventionnelle à deux dimensions, la tomodensitométrie, qui a vu le jour en 1972, permet d'obtenir une représentation de la pièce en trois dimensions. La tomodensitométrie consiste à irradier une pièce avec une source de rayons X, puis à acquérir de nombreuses projections radiographiques via un détecteur de rayons X plan, pour différents angles comme illustré à la Figure 2.13. Une reconstruction est ensuite réalisée à partir des projections radiographiques, pour former une représentation en trois dimensions de la pièce inspectée.

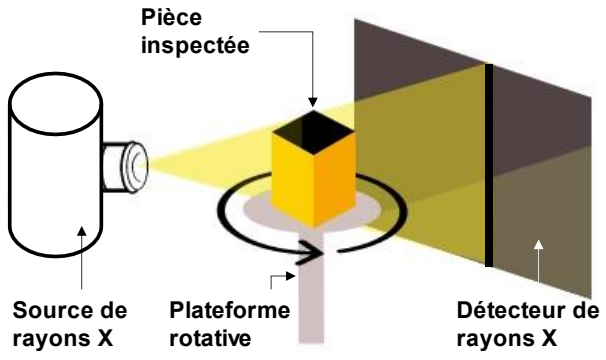

Figure 2.13 Schéma de principe d'un tomographe industriel à rayons X

2.2.2 Résolution

La qualité d'une radiographie s'évalue par la résolution spatiale ou netteté, la résolution en densité ou contraste, et par le bruit ou la granulosité de l'image.

La résolution spatiale s'exprime, au sens strict, par le nombre de paires de lignes discernables par unité de longueur. En pratique, l'inverse de la résolution spatiale ou flou total, est évalué. Le flou total est fonction du flou géométrique et du flou du système. Le flou géométrique $U_{géo}$ provient du fait que le foyer optique forme une tache et n'est pas ponctuel. Il est évalué en fonction du grossissement *v* et du diamètre du foyer de la source de rayons X, Ø selon la formule (2.2.1) de la norme ASTM E1000. Le grossissement est égal au rapport de la taille de l'image sur la taille de l'objet, soit au rapport de la distance foyer-image FI sur la distance foyer-objet FO.

$$U_{géo} = Ø(v - 1) = Ø\left(\frac{FI}{FO} - 1\right) \tag{2.2.1}$$

La norme ASTM E2002 décrit la procédure pour quantifier le flou d'un système de radiographie U_{sys} au moyen d'un indicateur de qualité d'image (IQI). Il s'agit d'une série de paires de fils de différents diamètres faits de métaux à haute densité. Une fois que l'indicateur est irradié, la modulation d'amplitude est évaluée pour chaque paire de fil selon la formule décrite à la Figure 2.14. La modulation d'amplitude est ensuite affichée en fonction de l'espacement des fils comme présenté à la Figure 2.15.

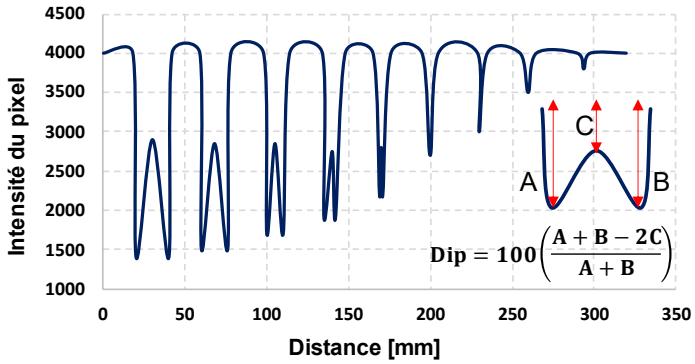

Figure 2.14 Profil d'un IQI irradié (adaptée de la norme ASTM E2002)

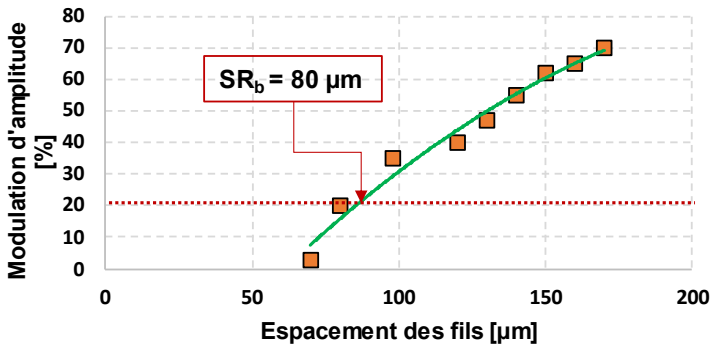

Figure 2.15 Modulation d'amplitude en fonction de l'espacement des fils (adaptée de la norme ASTM E2002)

Une interpolation polynomiale est effectuée, et la distance SR_B obtenue pour 20 % de modulation d'amplitude correspond à la moitié du flou du système selon la formule (2.2).

$$U_{sys} = 2SR_b \tag{2.2.2}$$

Une fois le flou géométrique et le flou du système évalué, le flou total, U_T, est calculé selon la formule (2.3) de la norme ASTM E1000.

$$U_T = \frac{1}{v}\sqrt[3]{{U_{géo}}^3 + {U_{sys}}^3} \tag{2.2.3}$$

Par exemple, pour un système de radiographie avec un grossissement de 13, un foyer de diamètre 15 µm, et un flou du système de 80 µm, le flou total sera de 17 µm.

Bien que la résolution spatiale puisse être limitée par la taille des pixels, ces deux grandeurs ne doivent pas être confondues. En effet, si la résolution spatiale du système d'imagerie est mauvaise, alors augmenter le nombre de pixels n'apportera aucune amélioration.

La résolution en densité, ou contraste, est définie comme le plus petit écart de densité perceptible entre deux zones. Elle dépend notamment de la dose de radiations envoyée sur la pièce. Généralement, une acquisition à basse énergie résulte en un meilleur contraste.

Le bruit correspond à la dispersion aléatoire d'intensité des pixels, et va donner à l'image un aspect moucheté. Il est dû au bruit quantique des photons et aux imperfections de la chaîne de détection. Il peut être réduit en augmentant la durée d'irradiation ou en moyennant plusieurs radiographies du même objet.

2.2.3 Analyse par tomodensitométrie de pièces métalliques produites par fabrication additive

L'analyse par tomodensitométrie est utilisée pour détecter les discontinuités des pièces de FAM, cependant la qualité et la fiabilité des résultats ne sont pas toujours optimales.

Afin d'étudier l'influence du temps d'irradiation sur la qualité des résultats Du Plessis et al. (Du Plessis et al., 2018) ont effectué une analyse par tomodensitométrie sur un cube de Ti6Al4V de 15 mm^3 produit par fabrication PBF d'une heure, puis de 25 minutes. Le rapport signal sur bruit de la première analyse était de 2,5 et chutait à 1 pour la seconde. Une analyse par tomodensitométrie doit donc être suffisamment longue pour obtenir un rapport signal sur bruit satisfaisant.

La taille des voxels, et par conséquent le volume inspecté, joue un rôle important dans la détection du nombre de discontinuités, de leurs formes et tailles. Pascucci (Pascucci, 2019) a effectué une analyse par tomodensitométrie de quatre échantillons de Al-Si-7Mg produits par fabrication PBF avec des voxels isotropes de 30 µm et 12 µm de côté. Il a ensuite reconstruit les données en utilisant deux méthodes de segmentation différentes. La première était un seuillage manuel, où l'utilisateur entre la valeur de niveau de gris qui discrimine, selon lui, le matériau de l'air. La seconde était un algorithme automatisé du logiciel VG Studio Max. Il a ensuite dénombré le nombre de discontinuités détectées dans chaque cas. Les résultats sont présentés à la Figure 2.16. Le nombre de discontinuités détectées avec l'algorithme de VG Studio Max est bien supérieur au nombre de discontinuités détectées avec la méthode de seuillage manuel. Pascucci a montré que l'algorithme automatisé génère des faux positifs causés par le bruit de l'image. Néanmoins, pour la même méthode de seuillage, plusieurs ordres de grandeur séparent le nombre de discontinuités détectées avec des voxels de 12 µm du nombre de discontinuités détectées avec des voxels de 30 µm.

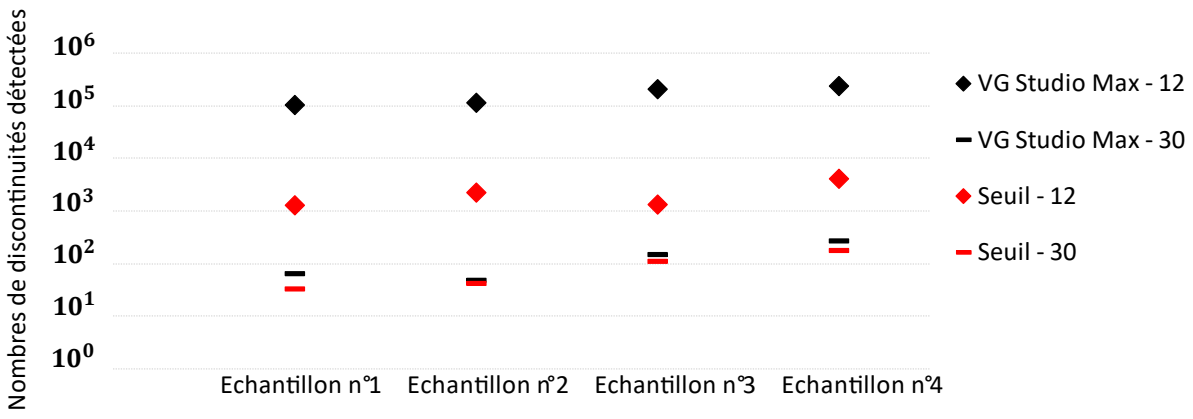

Figure 2.16 Nombres de discontinuités détectées par tomodensitométrie selon la taille de voxel et la méthode de seuillage utilisée (adapté de (Pascucci, 2019))

Salarian et Toyserkani (Salarian & Toyserkani, 2018) ont également réalisé deux analyses par tomodensitométrie avec des tailles de voxels isotropes différentes de 3 µm et 500 nm, sur un échantillon d'Al10SiMg de 2,5 cm d'épaisseur produit par la méthode PBF. L'analyse pour une taille de voxel de 3 µm a été effectuée sur un volume de 0,94 mm^3 et a duré 80 minutes, tandis que l'analyse pour une taille de voxel de 500 nm a été effectuée sur un volume de 0,15 mm^3 et a duré 44 heures et 30 minutes. Un seuillage manuel a été utilisé pour la segmentation. Avec les voxels de 3 µm, 98 discontinuités, avec un volume compris entre 216 et 8 638 $\mu m^{3,}$ ont été détectées, tandis qu'avec les voxels de 500 nm, 3 069 discontinuités, avec un volume compris entre 1 et 7 543 μm^3, ont été détectées. Augmenter la taille des voxels permet donc d'inspecter un plus grand volume et de réduire la durée d'irradiation, mais le risque est de ne pas détecter les petites discontinuités.

Utiliser des voxels de grande taille peut aussi mener à une mauvaise définition de la forme des discontinuités identifiées. La Figure 2.17.a) montre un pore segmenté à partir des données des analyses de Salarian et Toyserkani avec des voxels de 3 µm, et à la Figure 2.17.b) avec des voxels de 500 nm. Dans le second cas la sphéricité du pore est évidente. Pascucci a observé des différences similaires entre ses analyses avec des voxels de 30 et 12 µm. Comme présenté à la Figure 2.18, l'analyse réalisée avec des voxels de 12 µm permet de distinguer plusieurs petites discontinuités proches, de formes complexes, alors qu'avec l'analyse réalisée avec des voxels de 30 µm, elles semblent former une unique grande discontinuité moins anguleuse.

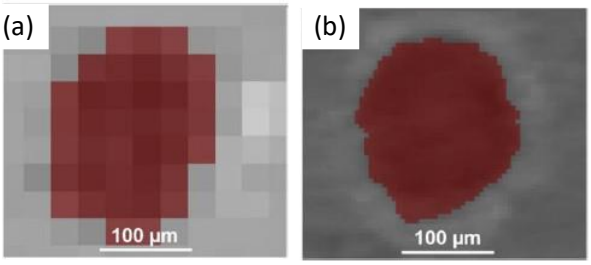

Figure 2.17 a) Identification d'un pore à partir de l'analyse par tomodensitométrie avec des voxels de 3 µm et b) avec des voxels de 500 nm (Tirées de (Salarian & Toyserkani, 2018))

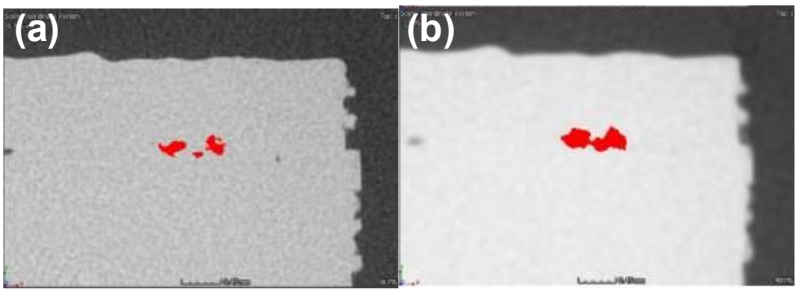

Figure 2.18 a) Identification d'une discontinuité à partir de l'analyse par tomodensitométrie avec des voxels de 12 µm et b) avec des voxels de 30 µm (Tirées de (Pascucci, 2019))

La méthode de segmentation influence également la détection de la forme des discontinuités. Pascucci a comparé la forme de la même discontinuité obtenue avec une segmentation par seuillage manuel, montrée à la Figure 2.19.a) et par la méthode automatisée de VG Studio Max, montrée à la Figure 2.19.b), et celle-ci s'avère très différente. Dans le premier cas, elle est presque sphérique, et dans le second, elle forme une lunule.

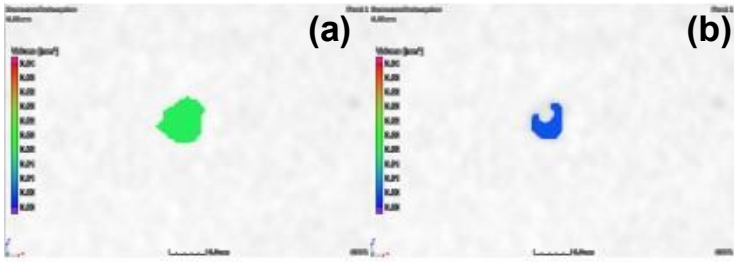

Figure 2.19 a) Identification d'une discontinuité à partir de l'analyse par tomodensitométrie avec une segmentation par seuillage manuel et b) avec une segmentation automatisée du logiciel VG Studio Max (Tirées de Pascucci (2019))

Une analyse par tomodensitométrie permet d'obtenir une résolution fine et de visualiser les discontinuités présentes à l'intérieur d'une pièce en trois dimensions. Néanmoins, il s'agit d'un investissement important comme stipulé dans la norme ASTM E3166 concernant le contrôle non destructif des pièces issues de FAM. En effet, le coût d'un appareil de tomodensitométrie se chiffre actuellement entre 500 000 $ et 1,5 M $. Cependant, peu de données numériques comparant le coût d'une analyse par tomodensitométrie à celui d'une analyse par ultrasons existent dans le domaine industriel. Des études comparatives ont été effectuées dans le domaine médical, Parker et al. (Parker et al., 2014) ont estimé le coût unitaire d'une analyse par tomodensitométrie et par ultrasons de l'abdomen à partir de données provenant du système d'assurance-santé américain Medicare, et le coût d'une analyse de tomodensitométrie est en moyenne 2,6 fois supérieur à celui d'une analyse par ultrasons. De plus, le post-traitement des résultats d'une analyse par tomodensitométrie nécessite une grande capacité de stockage ainsi qu'un logiciel de reconstruction performant souvent payant. Ensuite, la qualité des résultats dépend fortement des paramètres d'acquisition et de reconstruction. Enfin, la résolution dépend du volume inspecté, ce qui influence la durée d'irradiation. Ces contraintes en font donc une méthode de CND peu versatile et nuisent à son attractivité.

2.3 Contrôle non destructif par ultrasons linéaires

Les ultrasons sont des ondes mécaniques élastiques de fréquence supérieure à la limite haute du spectre audible pour l'oreille humaine, soit 20kHz. Utilisés pour la première fois en 1917 dans les sonars, ils sont depuis employés pour le diagnostic médical ou en CND. La revue de littérature se concentre sur les ondes de compression car ce sont celles qui ont été utilisées dans ce projet.

2.3.1 Principe de fonctionnement

Un milieu de propagation se caractérise par son impédance acoustique, qui est égale au produit de sa masse volumique par la célérité des ondes sonores dans ce milieu. Lorsqu'une onde ultrasonore rencontre un changement de milieu, une partie de l'onde est transmise et une autre réfléchie. Le coefficient de réflexion r, est défini comme le rapport de l'intensité acoustique de l'onde réfléchie I_r, sur l'intensité acoustique de l'onde incidente I_0, qui dépendent des impédances Z_1 et Z_2 de chacun de ces deux milieux selon la formule (2.3.1).

$$\mathrm{r} = \frac{I_r}{I_0} = \left(\frac{Z_1 - Z_2}{Z_1 + Z_2}\right)^2 \tag{2.3.1}$$

Ainsi plus la différence d'impédance entre deux milieux est importante plus l'écho renvoyé le sera. C'est le cas entre un milieu solide comme le métal et un gaz, donc un changement brutal d'impédance produit un écho significatif qui traduit la présence d'une discontinuité en CND.

La limite de détection des ultrasons linéaires est de l'ordre de la demi-longueur d'onde. La longueur d'onde est définie comme le rapport de la célérité de l'onde dans le milieu, sur la fréquence d'excitation, et représente la distance séparant deux particules dans le même état vibratoire. Les ondes ultrasonores utilisées en CND ont une fréquence comprise entre 1 et 10 MHz. Les limites de détection, à 1 et 10 MHz, pour plusieurs métaux d'usage commun sont présentées au Tableau 2-1. De plus, lorsque la taille de la discontinuité est de l'ordre de grandeur de la longueur d'onde, la discontinuité va diffracter l'onde, ce qui signifie que l'onde réfléchie sera omnidirectionnelle.

Tableau 2-1 Vitesse du son (d'après www.olympus-ims.com) et limite de détection des ultrasons linéaires pour divers métaux d'usage commun

Métal	Vitesse du son pour une onde de compression [m.s^{-1}]	Limite de détection [mm]	
		À 1 MHz	À 10 MHz
Titane	6100	3,05	0,31
Aluminium	6320	3,16	0,32
Nickel	5630	2,82	0,28
Zinc	4170	2,09	0,21

2.3.2 Acquisition des données et représentation

2.3.2.1 Définition des axes

Une sonde mono-élément convertit un signal électrique en impulsion mécanique et inversement grâce à l'effet piézoélectrique. Il est d'usage de décrire le chemin parcouru par une sonde mono-élément selon une ligne de balayage et une ligne d'incrément comme présenté sur la Figure 2.20. La sonde mono-élément envoie une impulsion et reçoit son écho à des emplacements régulièrement espacés selon l'axe de balayage, marqués par des croix de couleur sur la Figure 2.20. Puis la sonde est translatée selon l'axe d'incrément, et le schéma d'acquisition se répète sur une nouvelle ligne de balayage.

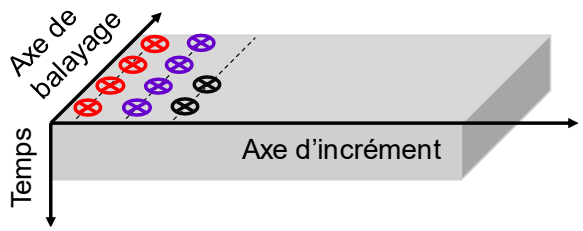

Figure 2.20 Schéma définissant les axes repères pour un contrôle ultrasonore

2.3.2.2 Représentation des données

L'écho enregistré par une sonde mono-élément est appelé A-scan. Il s'agit d'une représentation unidimensionnelle avec le temps en abscisse et l'intensité de l'écho en ordonnée, telle que représentée à la Figure 2.21.d). Tous les A-scans d'une même ligne de balayage forment un B-

scan. Il s'agit d'une vue en coupe, avec les différents A-scans en abscisse et le temps en ordonnée telle que représentée à la Figure 2.21.e). L'intensité de l'écho pour chaque pixel est codée en échelle de couleur. Un C-scan est une vue de dessus avec l'axe de balayage en abscisse et l'axe d'incrément en ordonnée, telle que représentée à la Figure 2.21.f). L'information temporelle est perdue car l'intensité d'un pixel représente la valeur maximum de chaque A-scan.

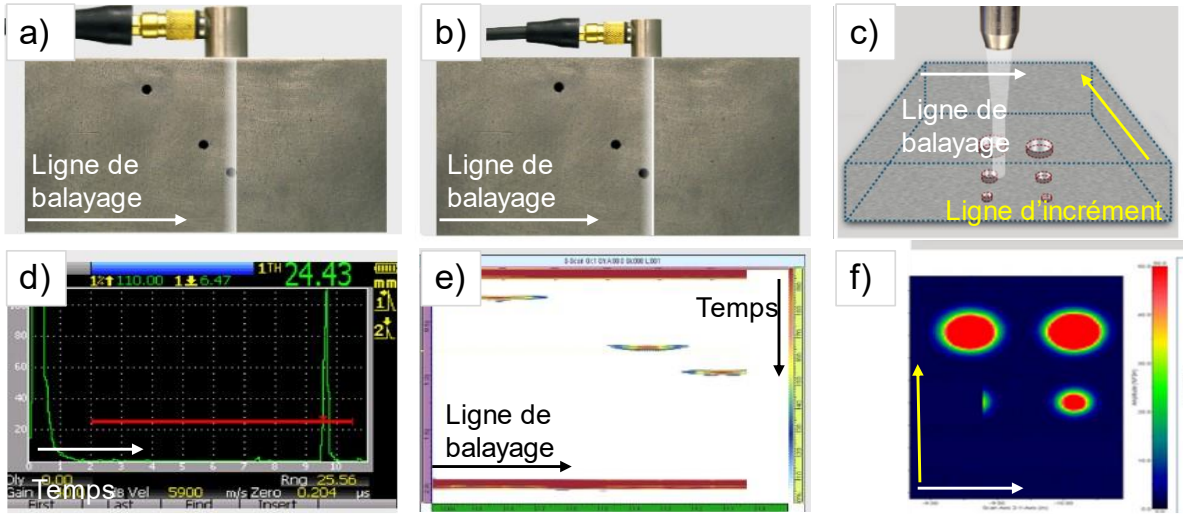

Figure 2.21 (a), (b) et (c) Acquisition des échos ultrasonores par une sonde mono-élément dans des blocs de métal avec des défauts artificiels et (d), (e) et (f) visualisation d'un A-scan, d'un B-scan et d'un C-scan (Tirées de www.olympus-ims.com)

2.3.3 Acquisition multiéléments et méthodes de reconstruction

2.3.3.1 Sondes multiéléments

Par opposition aux ultrasons mono-élément, il existe aujourd'hui les ultrasons multi-éléments. Une sonde multi-éléments linéaire est constituée de plusieurs éléments piézoélectriques disposés les uns à côté des autres. La distance séparant le centre de deux éléments adjacents est appelée pas du réseau et constitue un paramètre important pouvant générer des lobes de réseau parasites si celui-ci est supérieur ou égal à la longueur d'onde. L'avantage principal de ce type d'arrangement est la possibilité de focaliser et de diriger le faisceau en appliquant des lois de retard aux éléments. Une impulsion électrique est envoyée à tous les éléments selon différentes lois de retard afin de créer soit des fronts d'ondes convergeant tel qu'illustrés à la Figure 2.22.a), soit des fronts d'ondes plans pouvant être orientés selon un certain angle tels qu'illustrés à la Figure 2.22.b).

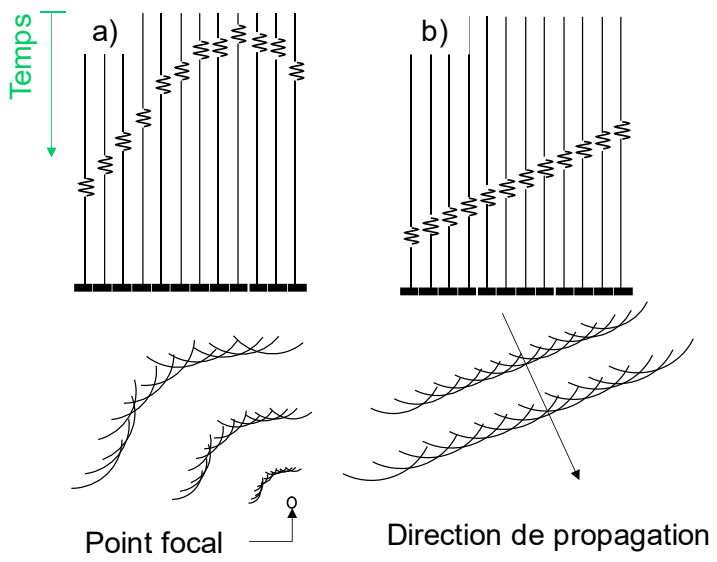

Figure 2.22 Schématisation des lois focales permettant de focaliser le faisceau ultrasonore (a) et de le diriger (b) avec une sonde linéaire

2.3.3.2 Imagerie en ondes planes et Delay and Sum

Lors d'une acquisition en ondes planes, comme présenté sur la Figure 2.22 b), les N échos bruts enregistrés par chaque élément forment de larges paraboles sur le B-scan rendant difficile le discernement des discontinuités à l'origine de chaque écho. Néanmoins, un post-traitement des données brutes, appelé reconstruction, peut améliorer la résolution. Holmes, Drinkwater et Wilcox (Holmes, Drinkwater, & Wilcox, 2005) ont formalisé un algorithme de reconstruction, connu sous le nom de Delay and Sum (DAS). Dans un premier temps, la zone à reconstruire est discrétisée en une grille de pixels. Pour chaque pixel, le temps de vol τ, c'est-à-dire la durée mise par l'onde pour faire le trajet aller-retour entre ce pixel et un élément j, est calculé selon la formule (2.3.2) en utilisant la célérité c de l'onde dans le milieu.

$$\tau_{j,k} = 2\frac{\sqrt{{z_k}^2 + \left(x_k - x_j\right)^2}}{c} \tag{2.3.2}$$

Pour les N temps de vols calculés pour le pixel k, la transformée de Hilbert h_A de l'amplitude de l'écho correspondant à ce temps de vol est extraite. L'intensité I_k du pixel k est ensuite obtenue par sommation des N amplitudes selon la formule (2.3.3) comme illustré à la Figure 2.23. Grâce aux

interférences constructives des N signaux, les lobes des paraboles des échos sont réduits, ce qui permet une meilleure localisation de la discontinuité.

$$I_k = \sum_{j=1}^{N} h_A(\tau_{j,k}) \tag{2.3.3}$$

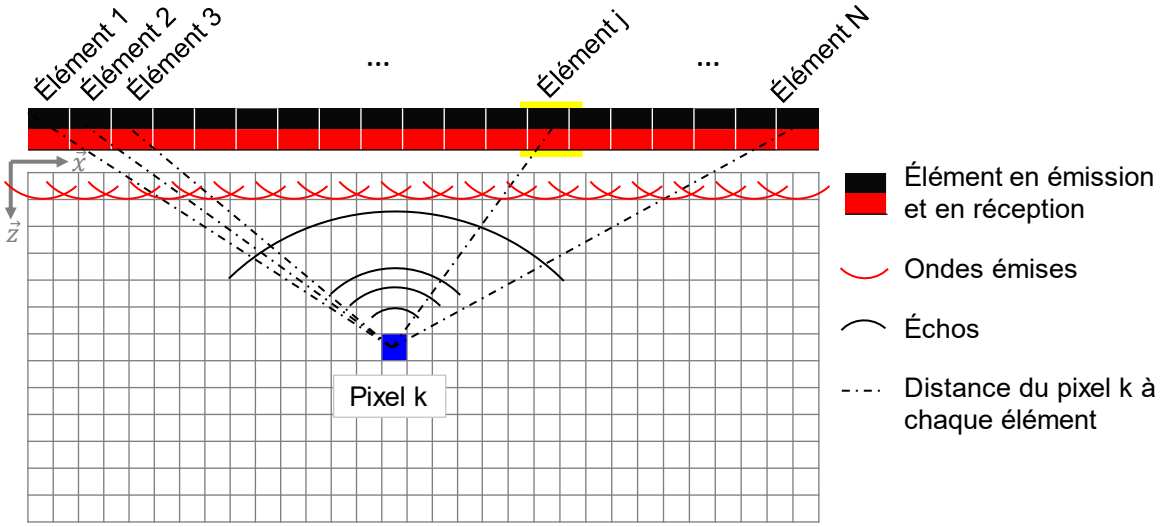

Figure 2.23 Schéma de principe de l'algorithme Delay and Sum

2.3.3.3 Matrice inter-éléments et focalisation en tous points

Un autre algorithme de reconstruction, la méthode de focalisation en tous points, ou total focusing method (TFM), a été proposé par Holmes, Drinkwater et Wilcox . Il s'agit d'un algorithme similaire au Delay and Sum à la différence que les signaux sont sommés à la fois sur les éléments émetteurs et sur les éléments récepteurs. Ainsi le signal est focalisé a posteriori en tous points. Cette méthode de reconstruction nécessite de faire l'acquisition de la matrice inter-élément, ou Full Matrix Capture (FMC). Pour cela, chaque élément émet successivement l'onde, puis les échos sont enregistrés sur tous les éléments, comme illustré à la Figure 2.24. Avec cette méthode d'acquisition, N^2 échos sont enregistrés. Similairement au DAS, la zone à reconstruire est discrétisée en une grille de pixels. Pour chaque pixel, et chaque élément émetteur, les N^2 temps de vol τ, soit les durées mises par l'onde pour faire le trajet aller entre ce pixel et l'élément émetteur i, et retour entre ce pixel et chaque élément récepteur j, sont calculés selon la formule (2.3.4) avec la célérité c de l'onde dans le milieu.

$$\tau_{i,j,k} = \frac{\sqrt{{z_k}^2 + (x_k - x_i)^2} + \sqrt{{z_k}^2 + \left(x_k - x_j\right)^2}}{c} \tag{2.3.4}$$

Les N^2 l'amplitudes A des échos correspondants à ces temps de vol sont ensuite extraites. L'intensité I_k du pixel k est ensuite obtenue par sommation des N^2 transformées de Hilbert des amplitudes selon la formule (2.3.5). Cet algorithme est aujourd'hui considéré comme la référence en CND par ultrasons car il est très robuste au bruit et permet d'obtenir une fine résolution. Cependant, du bruit de réseau peut être observé, il s'agit de lobes parasites se propageant dans une direction différente que la direction principale. Il peut être minimisé en réduisant le pas de réseau ou en filtrant l'image dans un second temps.

$$I_k = \sum_{i=1}^{N} \sum_{j=1}^{N} h_A\left(\tau_{i,j,k}\right) \tag{2.3.5}$$

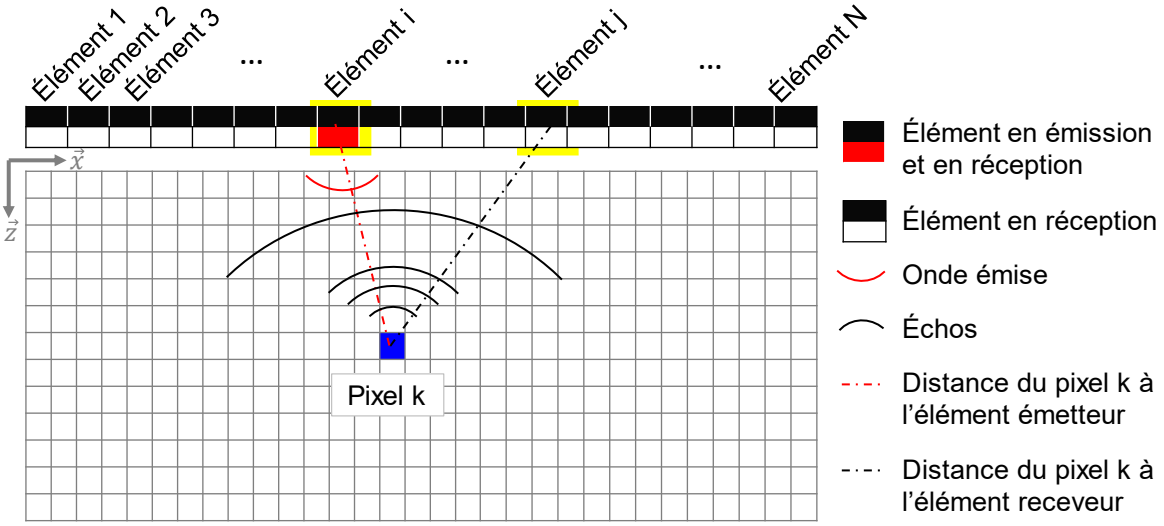

Figure 2.24 Schéma de principe de l'algorithme TFM

Holmes, Drinkwater et Wilcox ont comparé la reconstruction obtenue d'un réflecteur ponctuel simulé, avec une sonde de 64 éléments à 5 MHz en effectuant un balayage sectoriel où une large parabole est visible à la Figure 2.25.a), et l'algorithme TFM à la Figure 2.25.b) où l'écho a bien une forme ponctuelle.

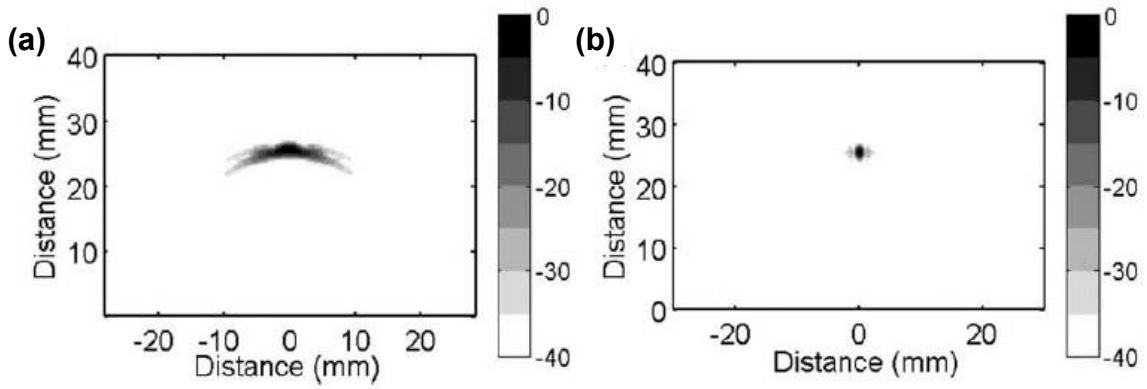

Figure 2.25 Image d'un réflecteur ponctuel avec (a) un B-scan sectoriel et (b) la méthode TFM (Tirées de (Holmes et al., 2005))

2.3.4 Atténuation

L'atténuation des ondes ultrasonores désigne la diminution de l'amplitude de l'onde à mesure qu'elle progresse dans le matériau. L'atténuation est à la fois due à l'absorption, soit la conversion de l'énergie vibratoire en chaleur, à la réflexion diffuse de l'onde sur les joints de grains notamment, et à l'étalement du faisceau. L'atténuation augmentant de manière non linéaire avec la fréquence, il s'agit du facteur limitant l'augmentation de la limite de détection. En effet, il est nécessaire de trouver un compromis entre profondeur de pénétration de l'onde et limite de détection. Etant donné qu'il existe un lien fort entre l'atténuation et la taille des grains, il devient pertinent d'étudier l'influence des particularités microstructurales des pièces issues de la FAM sur l'atténuation. À cette fin, les microstructures typiques produites par FAM des alliages de titane et d'aluminium, qui sont les deux types d'alliages les plus utilisés dans l'industrie aéronautique, sont revues dans la section 2.3.4.1 et liées à l'atténuation à la section 2.3.4.2.

2.3.4.1 Caractérisation de la microstructure de la FAM

La microstructure de FAM se différencie des microstructures corroyées ou coulées par sa finesse due aux vitesses de solidification plus élevées.

Cepeda-Jimenez et al. (Cepeda-Jiménez et al., 2020) ont étudié l'effet de la densité d'énergie sur la microstructure d'échantillons de Ti-6Al-4V obtenus par la méthode PBF. À cause du taux de refroidissement rapide, la microstructure obtenue est principalement composée de martensite α' et de phase α, disposées en colonies lamellaires, comme illustré à la Figure 2.26. Plus la densité

d'énergie est importante, plus le taux de refroidissement l'est aussi et plus les colonies lamellaires sont fines. La taille moyenne des lamelles de phase α pour une faible et haute densité d'énergie est respectivement de 0,7 µm et 1,1 µm. Les grains parents β sont colonnaires, orientés selon la direction de construction. Leurs longueurs à haute densité d'énergie sont de l'ordre de celles de l'échantillon, soit 20 mm et leurs diamètres de 80 µm. À basse densité d'énergie, leurs longueurs sont moindres et leurs diamètres sont d'environ 30 µm.

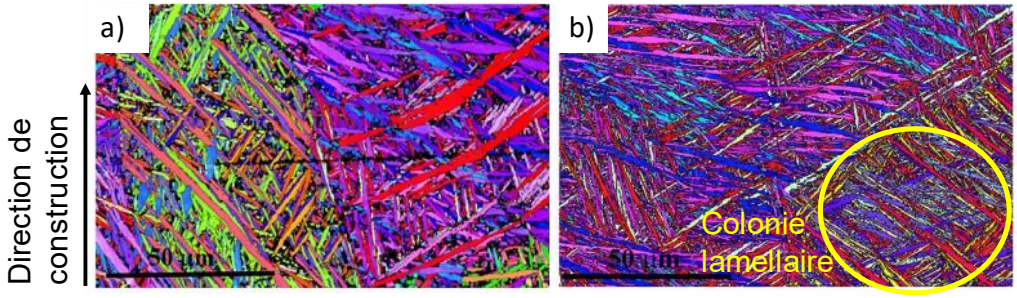

Figure 2.26 Cartographie EBSD d'échantillons de Ti-6Al-4V imprimés par PBF avec une (a) faible densité d'énergie et (b) haute densité d'énergie (Tirées de (Cepeda-Jiménez et al., 2020))

La microstructure de l'aluminium produit par la méthode PBF est elle aussi colonnaire alignée dans la direction de construction comme l'ont montré Qin et al. (Qin et al., 2018) en effectuant une cartographie EBSD d'un échantillon d'Al10SiMg produit par la méthode PBF. Les cartographies EBSD ont été effectuées selon les trois faces de l'échantillon comme montre les résultats présentés à la Figure 2.27. La taille moyenne des grains n'est pas indiquée mais grâce aux cartographies EBSD, la longueur maximale d'un grain colonnaire peut être estimée à environ 100 µm tandis que leurs diamètres sont de l'ordre d'une dizaine de micromètres.

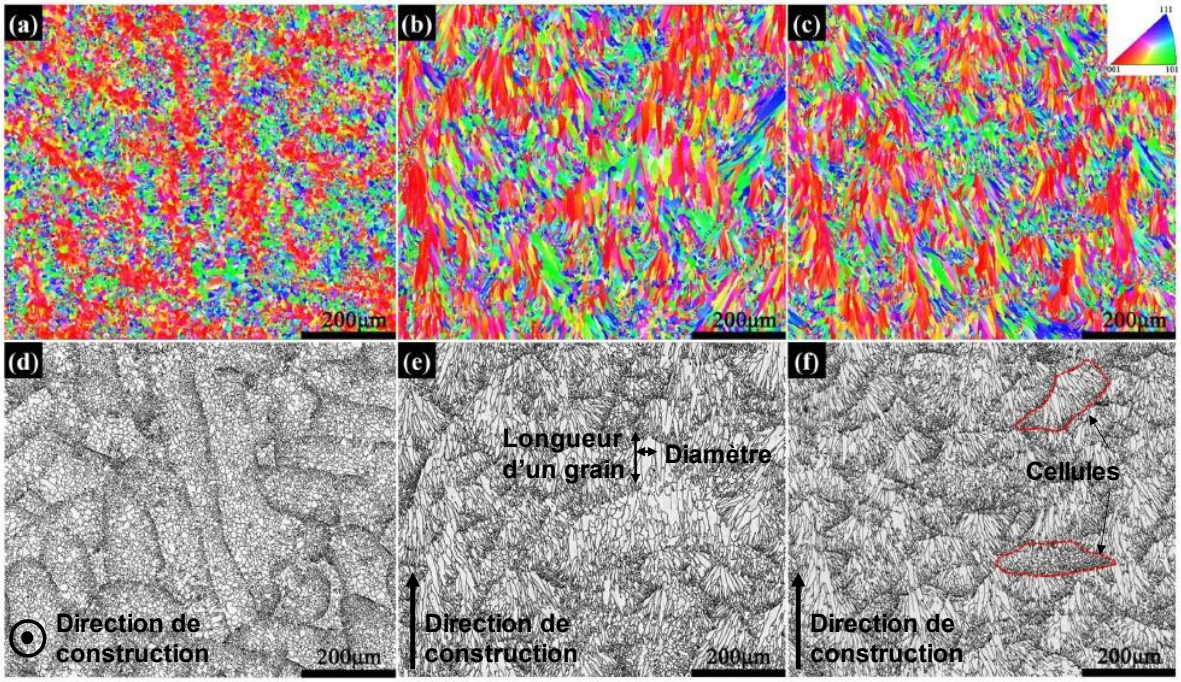

Figure 2.27 (a) (b) et (c) Cartographie EBSD réalisée selon les trois faces d'un échantillon d'Al10SiMg produit par la méthode PBF et (d) (e) (f) carte des joints de grains (Tirées de (Qin et al., 2018))

En ce qui concerne la méthode DED, la largeur plus importante du bain de fusion cause des taux de refroidissement plus faibles que pour la méthode PBF. La microstructure obtenue est donc généralement plus grossière. La microstructure observée par Ho et al. (Ho et al., 2019) dans un échantillon de Ti-6Al-4V produit par la méthode DED, présentée à la Figure 2.28, est également lamellaire et la surface des lamelles de phase α est comprise entre 4 et 18 µm².

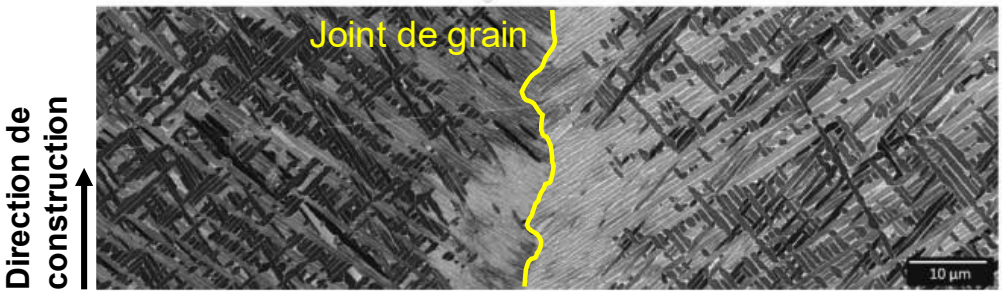

Figure 2.28 Microstructure d'un échantillon de Ti6Al4V produit par la méthode DED observée au MEB (Tirée de (Ho et al., 2019))

Q.Yang, Xia, Deng, Li et Wang (Q. Yang, Xia, Deng, Li, & Wang, 2019) ont effectué des cartographies EBSD de la microstructure d'un échantillon d'AlSi7Mg0.6 produit par la méthode DED. Des grains colonnaires orientés dans la direction de construction sont observés, et la taille moyenne des grains calculée est de l'ordre de 50 µm tel que montré à la Figure 2.29.

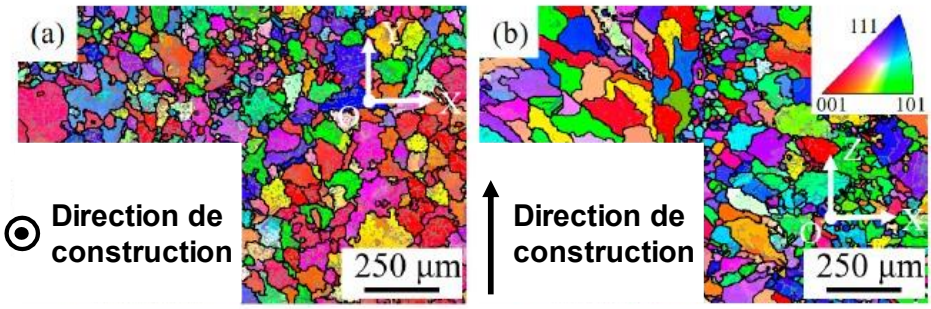

Figure 2.29 Cartographie EBSD d'un échantillon d'AlSi7Mg0.6 produit par la méthode DED (Tirées de (Q. Yang et al., 2019))

2.3.4.2 Relation entre taille de grains et atténuation

L'atténuation des ondes ultrasonores est quantifiée via un coefficient, exprimé en dB perdus par unité de longueur. Van Pamel (Van Pamel, 2016) a réalisé un modèle d'éléments finis pour évaluer l'influence de la taille des grains sur l'atténuation. Pour un échantillon d'Inconel contrôlé à 3 MHz, le coefficient d'atténuation vaut 0,4 $\mathrm{dB.cm^{-1}}$ pour une taille moyenne de grains de 100 µm, et 3,5 $\mathrm{dB.cm^{-1}}$ pour une taille moyenne de 500 µm. L'atténuation des ondes ultrasonore s'amplifie donc à mesure que la taille des grains augmente.

Cependant, la taille moyenne des grains n'est pas suffisante pour prédire l'atténuation ultrasonore. C'est le constat effectué par Bai, Zhao, Ma, Liu et Wang (Bai, Zhao, Ma, Liu, & Wang, 2018) qui ont mesuré le coefficient d'atténuation des ondes ultrasonores dans des échantillons de TA6 ayant des distributions et des tailles moyennes de grains différentes pour des fréquences allant de 4 à 20 MHz. Ils ont ensuite comparé leurs résultats aux prédictions obtenues par le modèle de Rokhlin et Turner. Le modèle de Rokhlin proposé par L.Yang, Lobkis et Rokhlin (L. Yang, Lobkis, & Rokhlin, 2011) ne prend en compte que la taille moyenne des grains pour prédire le coefficient d'atténuation, tandis que le modèle de Turner, proposé par Arguelles et Turner (Arguelles & Turner, 2017) incorpore une distribution log-normale de la taille des grains dans le calcul du coefficient. Pour une taille moyenne de grains de 26 µm, l'écart relatif à 10 MHz entre les mesures

expérimentales et les prédictions du modèle de Turner est de 12 %, et pour le modèle de Rokhlin de 74 %. À 20 MHz il est respectivement de 6 et 54 %. Pour une taille moyenne de grains de 49 µm, l'écart relatif à 10 MHz entre les mesures expérimentales et les prédictions du modèle de Turner est de 0 %, et pour le modèle de Rokhlin de 57 %. À 20 MHz il est de 23 % pour les deux modèles. Ainsi la distribution de la taille de grains a un impact sur l'atténuation ultrasonore, et cet impact est d'autant plus important que la taille moyenne des grains est petite.

En plus de la taille moyenne et de la distribution de taille, la morphologie des grains joue également un rôle important. Lhuillier et al. (Lhuillier et al., 2017) ont proposé un modèle d'éléments finis avec une description du matériau à l'échelle du grain pour évaluer l'influence de l'anisotropie d'une microstructure. Pour cela, ils ont modélisé des grains colonnaires et ils ont fait varier l'angle entre l'axe de la microstructure et la direction de propagation du faisceau ultrasonore pour de l'acier 316L et un alliage à base de nickel. Leurs résultats sont en accord avec des valeurs expérimentales provenant de la littérature. Ainsi, tel que présenté sur la Figure 2.30 a) et b), une différence d'orientation de 15° génère une grande différence du coefficient atténuation. À 3 MHz, ce coefficient est presque deux fois plus élevé avec une inclinaison de 60° qu'avec une inclinaison à 45°, et cela pour les deux matériaux considérés.

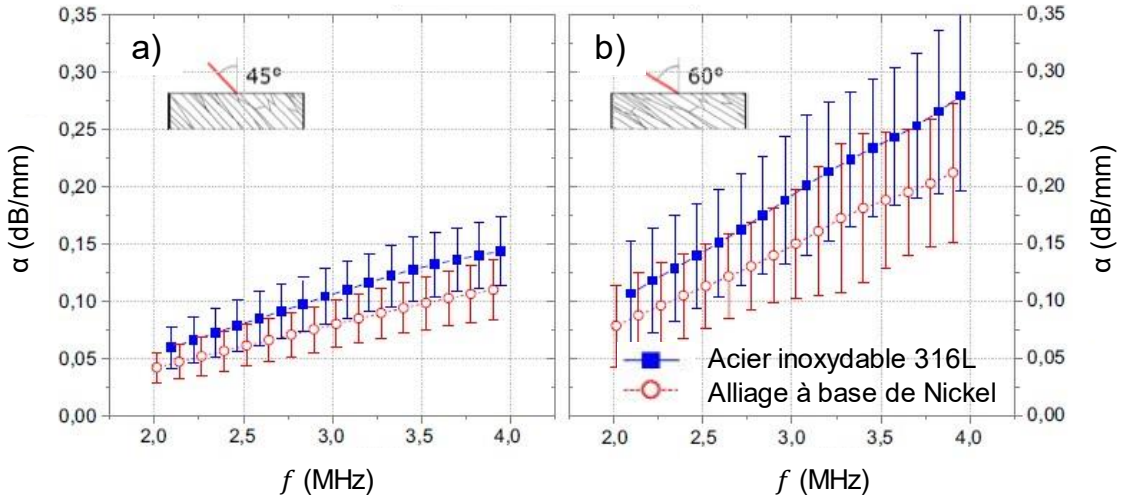

Figure 2.30 Coefficient d'atténuation des ondes ultrasonores calculé à partir d'un modèle d'éléments finis en fonction de la fréquence dans de l'acier 316 L et un alliage de Nickel pour (a) un angle microstructure/faisceau de 45° et (b) un angle de 60° (Tirées de (Lhuillier et al., 2017))

La taille, la forme et la distribution des grains a donc une grande influence sur la manière dont l'onde ultrasonore va être atténuée dans le matériau.

2.3.5 Application du contrôle par ultrasons linéaires aux pièces issues de la FAM

Wang et al. (Xiaohui Wang et al., 2020) ont utilisé une sonde mono-élément, une sonde linéaire de 64 éléments et une sonde annulaire de 16 éléments pour détecter trois trous de 0,8 mm de diamètre dans un cube de TC18 de 55 mm de côté produit par la méthode PBF. Les éléments piézo-électriques d'une sonde annulaire forment des cercles concentriques. L'algorithme TFM a été utilisé pour la sonde linéaire et un algorithme similaire a été développé pour la sonde annulaire. Ce contrôle a été effectué à 10 MHz, donc la limite de détection était de 0,31 mm. Comme présenté sur la Figure 2.31, les trous ont pu être correctement détectés et localisés avec les C-scans produits par les sondes multi-éléments, tandis qu'ils ne sont pas visibles sur l'image produite par les ultrasons conventionnels car la forte diffusion crée des artefacts. De plus, la forme des trous est mieux définie avec la sonde annulaire. Wang et al. attribuent ce résultat à la plus forte concentration de l'énergie acoustique obtenue avec la sonde annulaire.

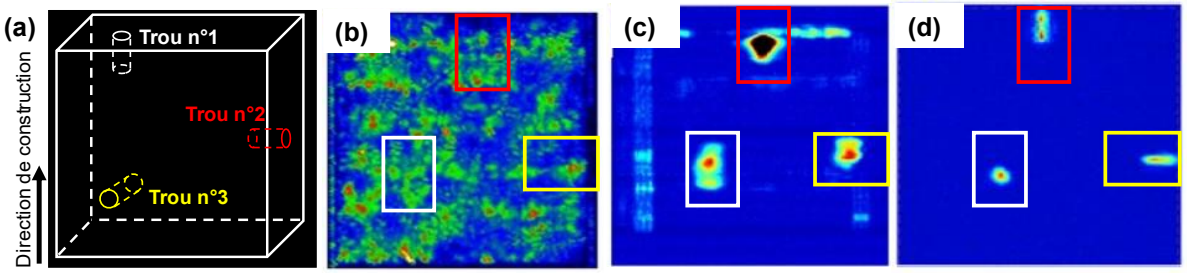

Figure 2.31 (a) Schéma de positionnement des trous artificiels dans un échantillons de TC18 produit par la méthode PBF et C-scan obtenu avec (a) les ultrasons conventionnels, (b) une sonde linéaire et l'algorithme TFM, et (c) une sonde annulaire et l'algorithme TFM (Adaptées de (Xiaohui Wang et al., 2020))

Taheri, Koester, Bigelow et Bond (Taheri, Koester, Bigelow, & Bond, 2018) ont effectué un contrôle avec une sonde mono-élément d'une pièce d'acier 174PH imprimée par la méthode PBF comprenant quatre trous de 1 mm de diamètre à 5 et 15 MHz. Ils ont pu détecter les trous à 5 MHz, mais pas à 15 MHz, pourtant la longueur d'onde à 15 MHz est trois fois plus faible que celle à 5 MHz. Cela est dû à la pénétration de l'onde dans le matériau qui est plus faible à haute fréquence, ainsi qu'à la plus forte atténuation de l'onde.

Chabot, Laroche, Carcreff, Rauch et Hascoët (Chabot, Laroche, Carcreff, Rauch, & Hascoët, 2019) ont détecté deux pores naturels sur un échantillon d'aluminium 5356 produit par la méthode DED en utilisant une sonde linéaire de 80 éléments à 10 MHz. Pour chaque pore une analyse par ultrasons et par radiographie a été réalisée comme illustré à la Figure 2.32. Ils ont estimé le diamètre de ces deux pores avec la radiographie, et avec la reconstruction TFM, grâce à une calibration préalable avec des défauts artificiels. Cependant, pour les deux pores les diamètres estimés par les ultrasons étaient inférieurs à 0,6 mm tandis qu'ils étaient estimés à 0,69 et 0,88 mm par la radiographie.

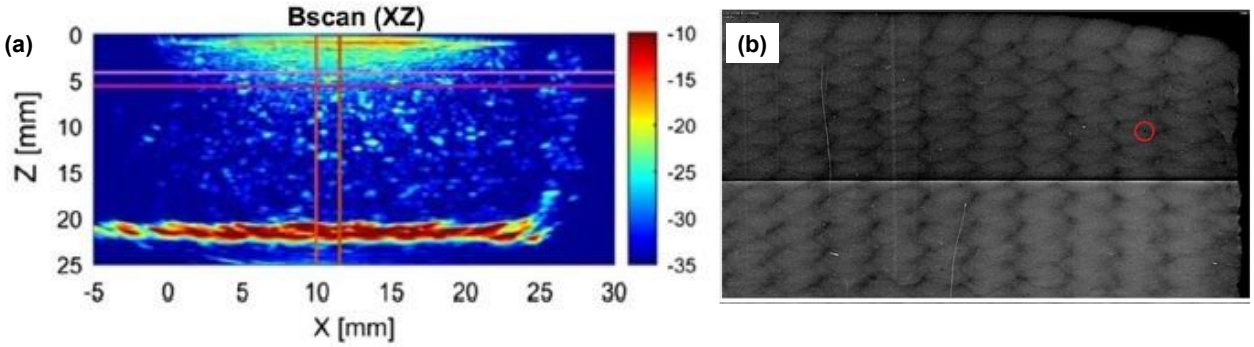

Figure 2.32 (a) Reconstruction TFM en B-scan d'un échantillon d'aluminium 5356 produit par la méthode DED à 10 MHz et (b) radiographie (Tirées de (Chabot et al., 2019))

Un autre aspect important à prendre en compte lors d'un contrôle par ultrasons est la rugosité de surface des échantillons qui peut être importante en FAM selon l'inclinaison de la pièce comme illustrée à la Figure 2.33.

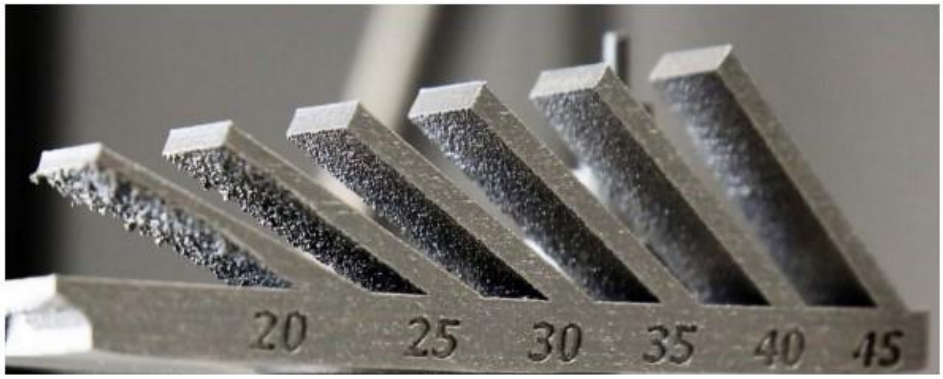

Figure 2.33 Échantillons d'acier bruts d'impression par la méthode PBF (Tirée de www.additivemet.com)

Chabot, Laroche, Carcreff, Rauch et Hascoët ont également effectué un contrôle par ultrasons sur une surface brute d'impression et l'image obtenue est plus bruitée. Ils recommandent d'avoir une longueur d'onde supérieure à la rugosité. C'est également le constat de Işleyi (Işleyi, 2005) qui a étudié l'effet de la rugosité sur la détectabilité des ultrasons linéaires. Işleyi conclut que la pression acoustique diminue à mesure que la rugosité augmente mais sans proportionnalité et qu'il est préférable d'utiliser des basses fréquences pour contrôler des surfaces rugueuses.

Les ultrasons linéaires constituent donc une méthode de CND moins contraignante que la tomodensitométrie, et également moins onéreuse car le prix d'un appareil à ultrasons est de l'ordre de 50 000 $. Néanmoins il est nécessaire d'augmenter la fréquence de contrôle pour diminuer la limite de détection, ce qui entraîne une augmentation de l'atténuation et une moins bonne détectabilité en cas de surface rugueuse.

2.4 Contrôle non destructif par ultrasons non linéaires

Lorsqu'une onde se propage dans un milieu non linéaire son contenu spectral change et s'enrichit de nouvelles fréquences. Ces effets non linéaires sont divisés en deux catégories ; les non-linéarités classiques et les non-linéarités non classiques.

2.4.1 Non-linéarités classiques

Les non-linéarités classiques proviennent d'inhomogénéités microscopiques réparties dans le réseau cristallin telles que des dislocations ou des précipités. L'équation (2.4.1) décrit la propagation d'une onde sonore dans un milieu linéaire selon une dimension en reliant la contrainte σ_{xx} au déplacement u du milieu selon la masse volumique ρ du milieu.

$$\rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \frac{\partial \sigma_{xx}}{\partial x} \tag{2.4.1}$$

Dans de nombreux cas la loi de Hooke présentée à l'équation (2.4.2) peut être utilisée pour modéliser le comportement d'un matériau élastique.

$$\sigma_{xx} = \sigma_{xx,0} + E_1 \left(\frac{\partial u}{\partial x}\right) \tag{2.4.2}$$

Cependant, il s'agit d'une approximation linéaire du comportement réel plus complexe du matériau, qui peut s'écrire sous la forme d'une série de Taylor présentée en (2.4.3).

$$\sigma_{xx} = \sigma_{xx,0} + E_1 \left(\frac{\partial u}{\partial x}\right) + \frac{1}{2} E_2 \left(\frac{\partial u}{\partial x}\right)^2 + \frac{1}{6} E_3 \left(\frac{\partial u}{\partial x}\right)^3 + \cdots \tag{2.4.3}$$

Ainsi en combinant la relation (2.4.1) et l'approximation au second ordre de la relation contrainte déformation (2.4.3), l'équation de propagation non linéaire d'une onde sonore est obtenue en (2.4.4) en fonction de la vitesse c des ondes et du paramètre de non-linéarité μ.

$$\frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = c^2 \left(1 - \mu \frac{\partial u}{\partial x}\right) \left(\frac{\partial u}{\partial x}\right)^2 \tag{2.4.4}$$

Le paramètre μ est proportionnel au rapport de l'amplitude du second harmonique sur le carré de l'amplitude de la fondamentale pour des ondes planes longitudinales. Zhu et Lee (Zhu & Lee, 2019) ont évalué ce paramètre pour trois échantillons d'un alliage de carbone-manganèse à trois niveaux de fatigue différents et celui-ci augmente avec le niveau de fatigue. Cependant il fournit une

information globale sur la microstructure du matériau qui ne renseigne pas sur la présence ou la localisation de discontinuités telles que des pores ou des manques de fusion.

2.4.2 Non-linéarités non classiques

Au-delà des effets non linéaires attribuables à des inhomogénéités du réseau cristallin, il a été découvert que des discontinuités mésoscopiques pouvaient distordre significativement une onde mécanique (Nagy, 1998; Solodov, 1998). Parmi les non-linéarités non classiques, deux types de comportements se distinguent ; le phénomène d'hystérésis élastique et de non-linéarités de contact.

2.4.2.1 Phénomène d'hystérésis élastique

Le phénomène d'hystérésis élastique a été observé pour la première fois dans les roches dans la seconde moitié du 20ème siècle (Guyer & Johnson, 1999). L'hystérésis désigne un retard de l'effet sur la cause, donc dans le cas élastique, un retard de la déformation sur la contrainte. Ce phénomène s'observe de manière générale dans un milieu présentant des inclusions molles dans une matrice rigide. C'est le cas des matériaux endommagés soumis à une contrainte cyclique telle qu'un champ ultrasonore. Le matériau va alors s'adoucir et sa fréquence de résonnance va diminuer à mesure que l'amplitude de l'onde augmente. La technique de spectroscopie non linéaire (NRUS) mesure cette non-linéarité via le coefficient de non-linéarité hystérétique élastique γ_f définit à la relation (2.4.5) en fonction de l'amplitude d'excitation de l'onde ultrasonore A, de la fréquence de résonnance initiale f_0 et de la fréquence de résonnance f_A observée à l'amplitude A.

$$\gamma_f = \frac{1}{A}\frac{(f_0 - f_A)}{f_0} \tag{2.4.5}$$

Fahse, Scott-Levy, Kim et Jacobs (Fahse, Scott Levy, Kim, & Jacobs, 2020) ont comparé l'évolution du paramètre de non-linéarité classique β' au paramètre de non-linéarité hystérétique élastique γ_f pendant le vieillissement d'un acier martensitique 9Cr-1Mo. Il en ressort que la valeur des deux paramètres est proportionnelle à la densité de dislocations mais les variations du paramètre γ_f sont supérieures de 16 % aux variations du paramètre β'. Les non-linéarités non classiques dues à l'hystérésis sont donc plus sensibles à l'endommagement que les non-linéarités classiques. Cependant il s'agit encore d'une information globale qui ne permet pas de localiser les discontinuités dans le matériau.

2.4.2.2 Non-linéarités de contact

Découvertes en 1978 par Buck, Morris et Richardson (Buck, Morris, & Richardson, 1978) les non-linéarités de contact sont dues au phénomène d'ouverture et de fermeture des discontinuités sous l'effet d'un champ de contrainte. Ce phénomène appelé « clapping » en anglais, est schématisé à la Figure 2.34. Lorsqu'une onde forte amplitude va se propager dans le matériau, seule la partie de compression va être transmise au niveau des zones de contacts. De plus, ce type de non-linéarité est locale, et n'est activée que pour une amplitude de contrainte σ_0 suffisamment élevée.

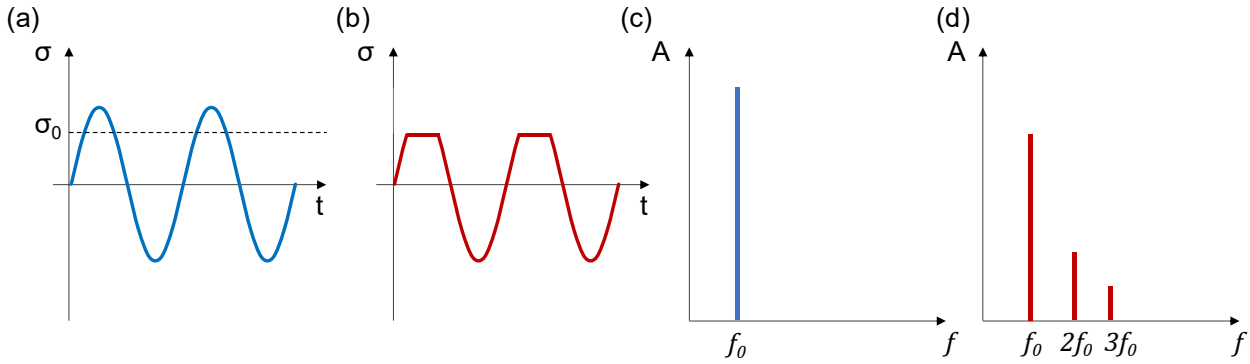

Figure 2.34 (a) Représentation de l'onde ultrasonore initiale, (b) représentation de l'onde ultrasonore après une non-linéarité de contact, (c) spectre fréquentiel de l'onde initiale, (d) spectre fréquentiel de l'onde après une non-linéarité de contact (Adapté de (Blanloeuil, 2013))

Du contact hertzien entre les faces rugueuses peut également se développer au niveau de ces interfaces et provoquer des effets non linéaires (Solodov, 1998).

2.4.3 Méthodes d'imagerie des non-linéarités non classiques

Les différentes méthodes d'imageries des non-linéarités non classiques s'appuient sur l'effet de seuil d'activation de ces non-linéarités. Pour cela, plusieurs acquisitions sont réalisées à différentes amplitudes et sont soustraites pour ne conserver que les résidus qui sont les signatures des non-linéarités non classiques. La modulation d'amplitude peut être réalisée en variant la fréquence, la tension électrique, ou le nombre d'éléments activés.

La méthode de la modulation de fréquence fait intervenir une onde de haute fréquence f_1 appelée onde sonde et une onde de basse fréquence f_2 appelée onde pompe. L'onde pompe sera moins atténuée donc plus énergétique et va activer les non-linéarités, tandis que l'onde sonde va interroger

la pièce. En présence de non-linéarités le spectre fréquentiel de l'onde résultante comprendra les composantes f_+ et f_-, respectivement égales à la somme et la différence de f_1 et f_2 (Van Den Abeele, Johnson, & Sutin, 2000). Fierro et Meo (Fierro & Meo, 2020) ont mis au point une méthode de modulation de fréquence au moyen d'une sonde multi-éléments afin de détecter une fissure fermée de fatigue d'une longueur de 185 mm dans une éprouvette CT d'aluminium 2024 mais en utilisant trois fréquences. Ils ont enregistré trois B-scans à 3,8 (f_1), 4 (f_2) et 4,2 (f_3) MHz tels que présentés à la Figure 2.35.a), (b) et (c). Ils ont par la suite enregistré trois B-scans avec un élément sur trois émettant à chacune des trois fréquences en effectuant les trois permutations, tels que présentés à la Figure 2.35.d), (e) et (f). L'image non linéaire M_{r3}, présentée à la Figure 2.35.h), a été ensuite produite par soustraction de la somme des trois premiers B-scans à la somme des trois derniers. L'extrémité de la fissure, représentée par une croix rouge n'est pas visible sur les six B-scans linéaires tandis qu'elle forme une tache jaune sur l'image non linéaire M_{r3}. De plus, le rapport signal sur bruit de l'image non linéaire M_{r3} est six fois supérieur à la moyenne de celui des B-scans linéaires.

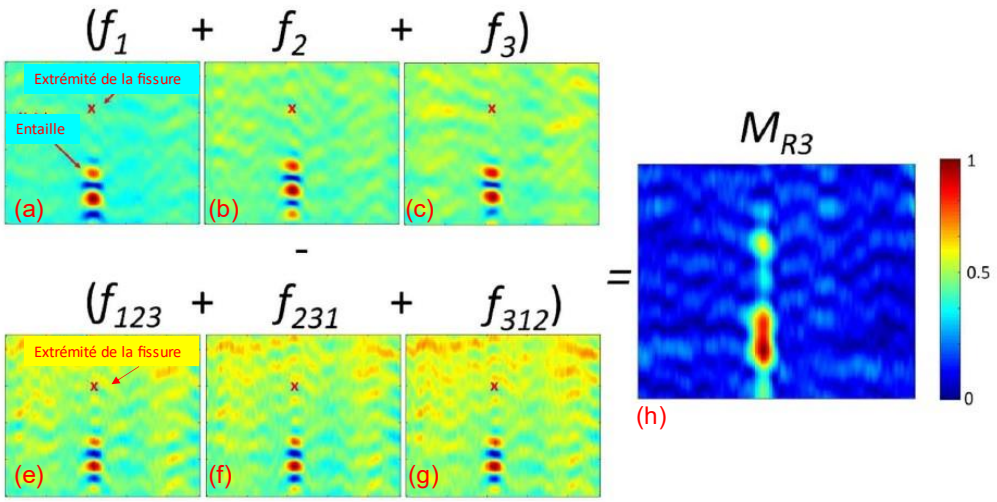

Figure 2.35 B-scans d'une éprouvette CT à (a) 3,8 MHz, (b) 4 MHz, (c) 4,2 MHz, (e) , (f), (g), (h) image non linéaire obtenue par soustraction de la somme de (a), (b), (c) par la somme de (e), (f), (g) (Adaptées de (Fierro & Meo, 2020))

Potter, Croxford et Wilcox (Potter, Croxford, & Wilcox, 2014) ont quant à eux modulé l'amplitude en exploitant les deux modes d'acquisition possibles avec une sonde multi-éléments. Une première acquisition dite séquentielle est réalisée en émettant avec un élément et en recevant avec tous les éléments (FMC) afin d'appliquer l'algorithme TFM. Une seconde acquisition, dite parallèle, est

réalisée en émettant et recevant avec les N éléments de la sonde en focalisant physiquement point par point. Potter, Croxford et Wilcox ont ensuite défini une métrique de non-linéarité γ qui est égale à la différence relative du champ obtenu par focalisation physique E_P avec les N éléments de la sonde, et focalisation en post-traitement via la méthode TFM E_S.

$$\gamma(x,y) = \frac{E_S(x,y) - E_P(x,y)}{E_s(x,y)} \tag{2.4.6}$$

L'image linéaire obtenue par l'algorithme TFM d'un échantillon d'aluminium 2014 contenant une fissure fermée de 2,5 mm et deux trous de diamètre 5 mm, contrôlé à 5 MHz est présentée à la Figure 2.36.a), et l'image non linéaire de la métrique γ est présentée sur la Figure 2.36.b). Les réflexions linéaires des trous sont prédominantes sur l'image linéaire tandis qu'elles sont totalement supprimées de l'image non linéaire où seule la fissure est visible.

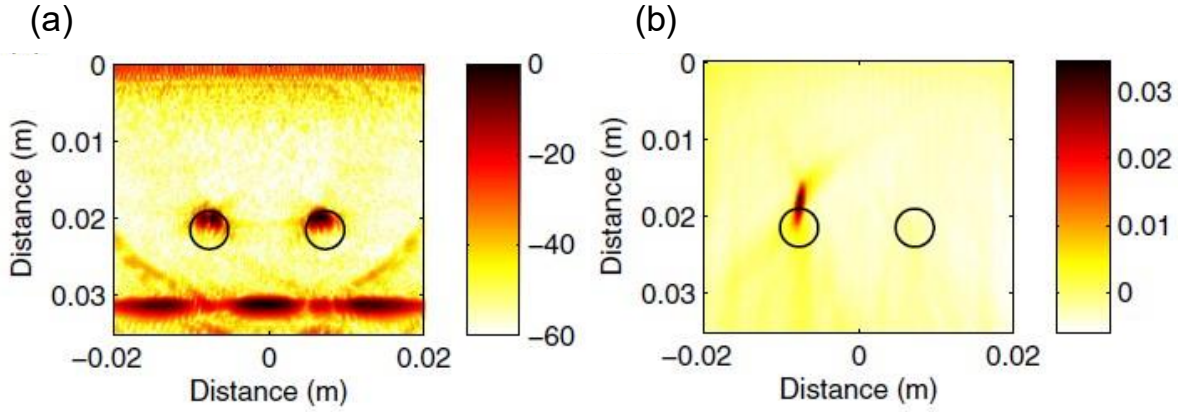

Figure 2.36 (a) Image TFM d'un échantillon d'aluminium 2014 contrôlé à 5MHz et (b) image non linéaire obtenue par soustraction entre l'énergie diffuse et séquentielle (Tirées de (Potter et al., 2014))

Cheng (Cheng, 2019) a également utilisé la méthode de l'énergie diffuse pour suivre l'évolution d'une fissure de fatigue dans une éprouvette CT d'acier A36. Alors que l'image linéaire TFM ne permettait pas d'estimer la longueur de la fissure, l'image non linéaire de la métrique γ a permis d'estimer la longueur de la fissure avec 1 mm de différence par rapport aux micrographies. L'imagerie par ultrasons non linéaire permet donc de mesurer précisément les discontinuités invisibles aux ultrasons linéaires.

Un autre moyen de varier l'amplitude de l'onde transmise au matériau est de faire varier le nombre d'éléments transmetteurs d'une sonde multiéléments. Haupert, Renaud et Schumm (Haupert, Renaud, & Schumm, 2017) et Ohara, Nakajima, Haupert, Tsuji et Mihara (Ohara, Nakajima, Haupert, Tsuji, & Mihara, 2020) ont respectivement observé une fissure de fatigue dans une éprouvette CT d'acier inoxydable 304 et d'aluminium 7075 en faisant une première acquisition avec tous les éléments, puis avec les éléments pairs et les éléments impairs. Afin d'obtenir l'image contenant les résidus non linéaires ils ont soustrait le B-scan obtenu avec tous les éléments à la somme des B-scans obtenus avec éléments pairs et impairs. L'extrémité de la fissure qui était invisible sur l'image linéaire est alors devenue discernable sur l'image non linéaire.

2.5 Résumé

Les pièces de FAM présentent des discontinuités pouvant être classées en trois catégories; les pores gazeux de forme sphéroïdale et de petite taille, les manques de fusion de forme irrégulière de plus grande taille, et d'éventuelles fissures liées aux contraintes résiduelles. Ces discontinuités réduisent de manière plus ou moins significative la tenue en fatigue des pièces de FAM, selon leurs formes, leurs tailles, et leurs localisations. Il est donc nécessaire d'avoir une méthode de CND précise permettant de les caractériser.

Parmi les méthodes de CND, la limite de détection du contrôle par rayons X est suffisamment faible pour imager les discontinuités de la FAM. Cependant, il s'agit d'une méthode coûteuse et chronophage, et la limite de détection est dépendante du volume inspecté.

Les ultrasons linéaires constituent une alternative aux rayons X car c'est une méthode moins onéreuse que les rayons X, plus sécuritaire pour le personnel, et la limite de détection ne dépend pas du volume inspecté. Néanmoins, la limite de détection, égale à la demi-longueur d'onde diminue avec la fréquence utilisée, et celle-ci ne peut pas être augmentée indéfiniment sous peine d'augmenter l'atténuation ultrasonore, et de diminuer la profondeur d'inspection.

Toutefois les échos ultrasonores comportent également des informations sur la distorsion de l'onde, pouvant être reliées aux discontinuités de tailles inférieures à la limite de détection, telles que des fissures fermées. Les ultrasons non linéaires permettent donc de révéler et de mesurer des discontinuités invisibles aux ultrasons linéaires, et ne requièrent pas d'instrumentation spécifique mais seulement un traitement différent de l'information. Ils combinent donc les avantages des ultrasons linéaires tout en affinant la limite de détection pour une fréquence donnée. Il s'agit donc d'une méthode attractive et adaptée au CND de pièces issues de FAM. Les objectifs spécifiques de ce projet sont donc les suivants :

- OS1 Vérifier que l'atténuation des ondes ultrasonores est comparable ou moindre au sein de microstructures de la FAM par rapport aux microstructures conventionnelles
- OS2 Vérifier que la limite de détection des ultrasons non linéaires est de l'ordre de grandeur des discontinuités de la FAM
- OS3 Quantifier et comparer le rapport signal sur bruit des reconstructions TFM pour différentes rugosités de surface

CHAPITRE 3 DÉMARCHE ET ORGANISATION DU TRAVAIL

Dans ce chapitre, le plan expérimental mis en place sera expliqué. Puis, pour chacun des objectifs spécifiques, les matériaux, la méthode de fabrication, la géométrie des échantillons utilisés et les essais réalisés pour y répondre seront décrits.

3.1 Plan expérimental

Deux types de manipulations expérimentales ont été réalisées pour répondre aux OS du projet qui sont résumés ci–dessous :

- OS1 Mesurer l'effet de la microstructure de la FAM sur l'atténuation des ondes ultrasonores
- OS2 Quantifier la limite de détection des ultrasons non linéaires par rapport à de l'ordre de grandeur des discontinuités de la FAM
- OS3 Quantifier et comparer le rapport signal sur bruit des reconstructions TFM pour différentes rugosités de surface

L'effet de la microstructure de la FAM sur l'atténuation des ondes ultrasonores a été investigué via la mesure du coefficient d'atténuation ultrasonore. Des échantillons de divers matériaux produits par des procédés de fabrication conventionnels et de FAM ont été utilisés pour avoir un panel de microstructures différentes, au niveau de la forme et de la taille des grains. De plus, la mesure du coefficient d'atténuation a été réalisée selon les trois faces de chaque échantillon afin de détecter une éventuelle anisotropie d'atténuation.

Afin de répondre à l'OS2, il a été nécessaire de travailler sur des discontinuités artificielles de tailles connues, et pouvant se comparer aux discontinuités pouvant être rencontrées dans les pièces issues de la FAM. C'est pourquoi des trous et des rainures, représentant les pores et les défauts plats de type manque de fusion ou fissure, de différentes tailles ont été usinés dans les échantillons. La méthode d'imagerie choisie est celle basée sur une acquisition de type FMC et la reconstruction TFM, décrite à la section 3.3.2.1 car il s'agit d'une méthode en plein essor qui garantit une meilleure résolution. La variation de l'amplitude de l'onde ultrasonore a été réalisée au moyen de la tension appliquée, qui est proportionnelle au déplacement de chaque élément piézoélectrique. À la suite des inspections non destructives, des métallographies réalisées par le CMQ dans chaque

échantillon ont été analysées pour quantifier la taille réelle des discontinuités naturellement présentes et estimer la porosité de chacun des échantillons afin de relier ces données aux caractéristiques des images produites par la reconstruction TFM.

L'OS3 a été étudié via la quantification du rapport signal sur bruit des différentes reconstructions TFM car un rapport signal sur bruit élevé garantit une meilleure performance des méthodes de détection de discontinuités.

La stratégie expérimentale est résumée de manière simplifiée à la Figure 3.1.

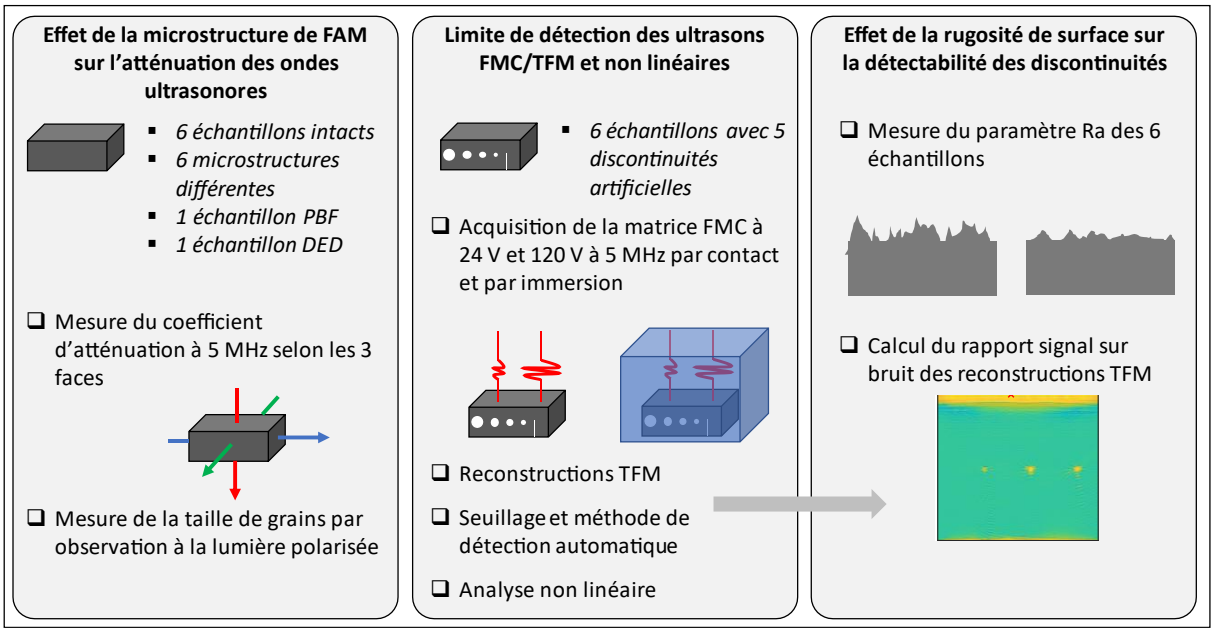

Figure 3.1 Récapitulatif de la stratégie expérimentale employée pour répondre aux objectifs spécifiques

3.2 Mesure du coefficient d'atténuation

3.2.1 Descriptions des échantillons

3.2.1.1 Matériaux

Le but global de ce projet est l'utilisation de la FAM dans la production de pièces pour l'industrie aéronautique. Or, les alliages d'aluminium et de titane sont parmi les plus utilisés dans ce domaine. En effet, ce sont tous deux des alliages ayant une faible masse volumique et une grande résistance à la corrosion qui sont deux atouts majeurs dans le domaine aéronautique. De plus, la ductilité de l'aluminium facilite la mise en forme de pièces de forme complexe. Les alliages de titane présentent un excellent rapport résistance mécanique/masse volumique et une tenue mécanique à haute température qui justifient leur usage pour la fabrication des pièces structurelles critiques. C'est pourquoi les deux types d'alliages étudiés dans ce projet sont un alliage d'aluminium à + 0,5 % de magnésium et 7 % de silicium, et un alliage de titane à 6 % d'aluminium et 4 % de vanadium. Les compositions chimiques des alliages d'aluminium sont résumées dans le Tableau 3-1 et le Tableau 3-2 et celles des alliages de titane le sont dans le Tableau 3-3 et le Tableau 3-4.

Tableau 3-1 Composition chimique de l'alliage 4043 (d'après la norme AMS 4289)

Éléments	Si	Mg	Cu	Ti	Fe	Mn	Zn	Autres éléments
Composition (%)	6.5 – 7.5	0.4 – 0.7	0.20 max	0.04 – 0.2	0.10 max	0.10 max	0.10 max	0,15 max

Tableau 3-2 Composition chimique de l'alliage F357 (d'après la norme ASTM B108)

Éléments	Si	Mg	Cu	Ti	Fe	Mn	Zn	Autres éléments
Composition (%)	6,5 – 7,5	0,45 – 0,6	0,05 max	0,20 max	0,15 max	0,03 max	0,05 max	0,15 max

Tableau 3-3 Composition chimique de l'alliage Ti6Al4V grade 23 (d'après la norme ASTM F3001)

Éléments	Al	V	Fe	O	C	Ni	H	Autres éléments
Composition (%)	5,5 – 6,5	3,5 – 4,5	0,25 max	0,13 max	0,08 max	0,05 max	0,012 max	0,4 max

Tableau 3-4 Composition chimique de l'alliage Ti6Al4V grade 5 (d'après la norme ASTM B367)

Éléments	Al	V	Fe	O	C	Ni	H	Autres éléments
Composition (%)	5,5 – 6,75	3,5 – 4,5	0,40 max	0,25 max	0,1 max	0,05 max	0,015 max	0,4 max

3.2.1.2 Fabrication et caractérisation microstructurale

Afin d'obtenir différentes microstructures, six procédés de fabrication et de mises en forme ont été considérés pour produire six échantillons, trois d'un alliage d'aluminium et trois de l'alliage Ti6Al4V de forme parallélépipédique dont les caractéristiques sont résumées dans le Tableau 3-5.

Parmi les échantillons d'alliage d'aluminium, l'échantillon *Al7Si – CMT* a été produit par une méthode de FAM appartenant à la famille dépôt sous énergie concentrée, car la matière première est projetée dans la source de chaleur puis déposée par une buse. Il s'agit plus précisément de la méthode de transfert de métaux à froid ou Cold Metal Transfer (CMT) en anglais, qui se caractérise par un faible apport de chaleur la rendant idéale pour la fabrication additive de métaux à faibles points de fusion comme l'aluminium, et un taux de déposition élevé de l'ordre de plusieurs kilogrammes par heures qui en fait une méthode adaptée pour la construction de pièces massives (Q. Yang et al., 2019). L'échantillon n'a subi aucun traitement thermique pour pouvoir étudier la microstructure brute de fabrication additive par dépôt sous énergie concentrée. Les deux autres échantillons d'AlSi7Mg étaient produits par moulage, mais l'échantillon *Al7SiMg – Moule*

permanent a été produit par moulage en coquille et l'échantillon *Al7SiMg – Moulage semi–solide* par moulage semi–solide. Le moulage semi–solide se différencie du moulage par l'état de la matière première utilisée qui n'est pas totalement liquide mais qui se présente sous la forme d'une « gelée » avec une fraction volumique de solide comprise entre 30 % et 60 % (Brochu, 2010). Ces deux échantillons étaient bruts de fonderie afin de comparer avec la microstructure brute de fabrication de l'échantillon de fabrication additive.

La famille de méthodes de FAM représentée pour l'alliage Ti6Al4V était la fusion sur lit de poudre pour l'échantillon *Ti6AL4V – LPBF* où la matière première se présente sous forme de poudre. La méthode LPBF se caractérise par un taux de fabrication faible de l'ordre de 0,1 $kg.h^{-1}$ et une grande précision géométrique (Q. Yang et al., 2019).De même que l'échantillon *Al7Si – CMT* il n'a subi aucun traitement thermique pour étudier la microstructure brute de fabrication additive par fusion sur lit de poudre. Enfin les échantillons désignés par les références *Ti6Al4V – Moulage* et *Ti6Al4V – Corroyage* ont été produits respectivement par moulage et corroyage et aucun n'a subi de traitement thermique pour être cohérent avec les échantillons précédents.

Tableau 3-5 Tableau présentant les références utilisées, les matériaux, les procédés de mise en forme, et les dimensions des échantillons utilisés pour les mesures d'atténuation

Référence	Matériau	Procédé de mise en forme	Dimensions (mm)
Al7Si – CMT	AlSi7	Cold Metal Transfer (CMT)	44,77×42,20×92,20
Al7SiMg – Moule permanent	AlSi7Mg	Moulage en coquille	44,74×13,37×96,06
Al7SiMg – Moulage semi–solide	AlSi7Mg	Moulage semi–solide	40,32×13,81×45,50
Ti6Al4V – LPBF	Ti6Al4V	LPBF	39,95×35,05×65,06
Ti6Al4V – Moulage	Ti6Al4V	Moulage	35,09×36,69×65,89
Ti6Al4V – Corroyage	Ti6Al4V	Corroyage	45,08×25,46×66,25

L'atténuation ultrasonore est directement liée à la microstructure, il est donc nécessaire de caractériser la microstructure de ces six échantillons. Pour cela des analyses métallographiques ont été réalisées par le CMQ afin de caractériser la microstructure. Le système d'axe utilisé pour référence est défini selon le plan qui sera perpendiculaire à la direction de propagation des ultrasons pour les inspections futures. Celui–ci est symbolisé en bleu sur la Figure 3.2.

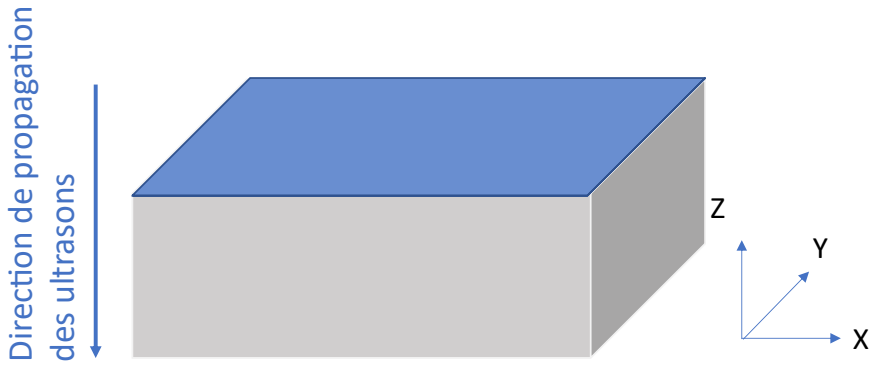

Figure 3.2 Schéma de référence pour les observations métallographiques des échantillons (l'axe de fabrication pour l'échantillon DED et PBF correspondent respectivement à l'axe Z et X)

Les échantillons d'aluminium et de titane ont été attaqués à l'acide fluorhydrique (2%) et observés au MO du grossissement 50x au grossissement 500x. Les images obtenues au grossissement 500x pour les échantillons d'aluminium selon le plan XZ sont présentées à la Figure 3.3. On peut observer une microstructure dendritique dans le cas de l'échantillon *Al7Si – CMT* et de l'échantillon *Al7SiMg – Moule permanent*, cependant les dendrites sont plus fines dans l'échantillon *Al7Si – CMT* que dans l'échantillon *Al7SiMg – Moule permanent.* L'échantillon *Al7SiMg – Moulage semi–solide* présente une microstructure globulaire qui est due au procédé de mise en forme par moulage semi–solide.

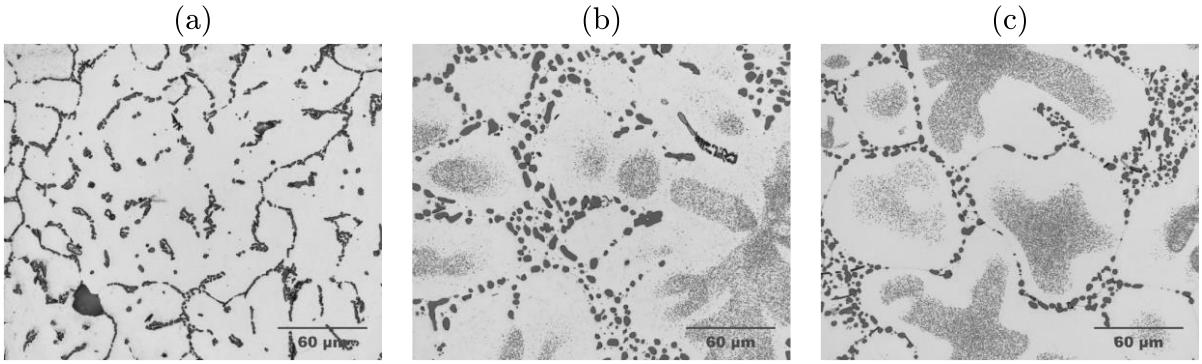

Figure 3.3 Observations métallographiques des microstructures des échantillons (a) *Al7%Si – CMT*, (b) *Al7%Si – Moule permanent* et (c) *Al7SiMg – Moulage semi–solide* attaquées à l'acide fluorhydrique (2%) au MO au grossissement 500x

Les images obtenues au grossissement 500x pour les échantillons de titane selon le plan XZ sont présentés à la Figure 3.4. On peut observer de larges grains dans le cas de l'échantillon *Ti6AL4V – Moulage.* Les observations à plus faible grossissement révèlent des grains de plusieurs centaines de micromètres de large. La microstructure de l'échantillon de FAM de la méthode PBF *Ti6AL4V – LPBF* est très fine et lamellaire ce qui est une microstructure typique des alliages de Titane pour la FAM. Les lamelles sont d'environ quelques dizaines de micromètres de large et de quelques micromètres d'épaisseur. L'échantillon *Ti6Al4V – Corroyage* présente de longs grains allongés dans la direction de corroyage et une sous-structure visible à la Figure 3.4.c).

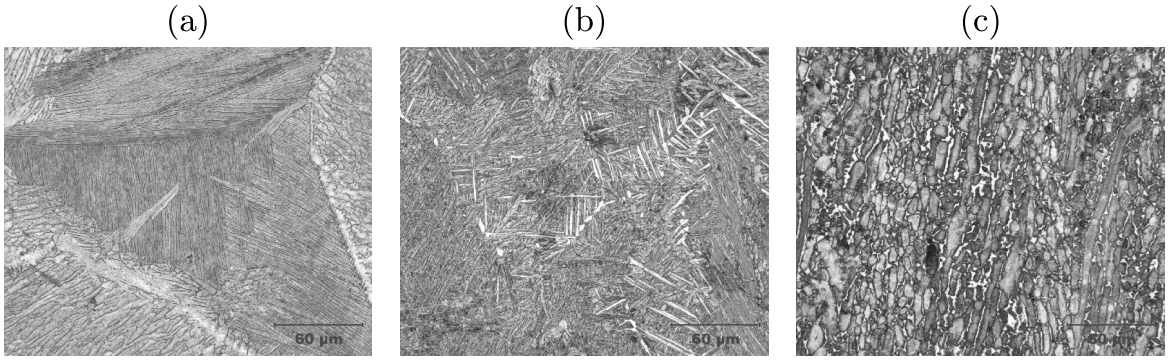

Figure 3.4 Observations métallographiques des microstructures des échantillons (a) *Ti6Al4V – Moulage*, (b) *TI6AL4V – LPBF* et (c) *Ti6Al4V – Corroyage* attaquées à l'acide fluorhydrique (2%) au MO au grossissement 500x

Des analyses EBSD, des observations au MO ainsi que des observations à la lumière polarisée ont été réalisées par le CMQ sur les faces XY et XZ de chaque échantillon pour en déterminer la taille de grain. Leur analyse pour en déterminer la taille de grains a ensuite été faite par comptage du nombre de pixels à l'intérieur de chaque grain, la méthode non conventionnelle est détaillée en annexe A.

3.2.2 Procédure de mesure

Les essais d'atténuation ont été réalisés selon la norme ASTM E664. Pour cela une onde ultrasonore de 5 MHz a été émise par une sonde mono–élément sur l'échantillon à inspecter et le A–scan et les réflexions successives de l'onde sur la surface opposée de l'échantillon ont été enregistrées. L'allure du A–scan obtenu est représentée à la Figure 3.5. Le coefficient d'atténuation η est ensuite calculé à partir de la formule (3.2.1) de la norme ASTM E664 selon deux amplitudes de réflexion A_m et A_n, le numéro de ces amplitudes n et m, et l'épaisseur traversée par l'onde ultrasonore selon la face inspectée T.

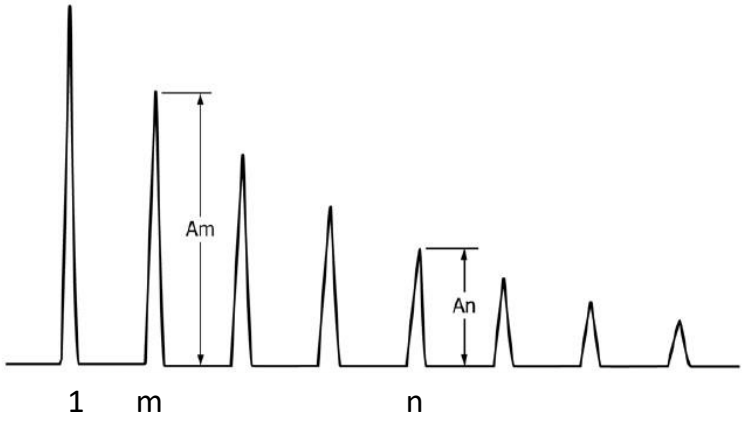

Figure 3.5 A–scan permettant de calculer le coefficient d'atténuation (Tirée de la norme ASTM E664)

$$\eta = 10\frac{\log_{10}\left(\frac{A_m}{A_n}\right)}{(n-m)T} \tag{3.2.1}$$

Afin de moyenner le coefficient d'atténuation, 5 mesures, symbolisées par des croix à la Figure 3.6, ont été prises à différent emplacements. De plus, afin de détecter une éventuelle anisotropie

d’atténuation pouvant être liée à l’anisotropie de la microstructure les trois faces de chaque échantillon ont été inspectées, telles que représentées par une couleur différente à la Figure 3.6.

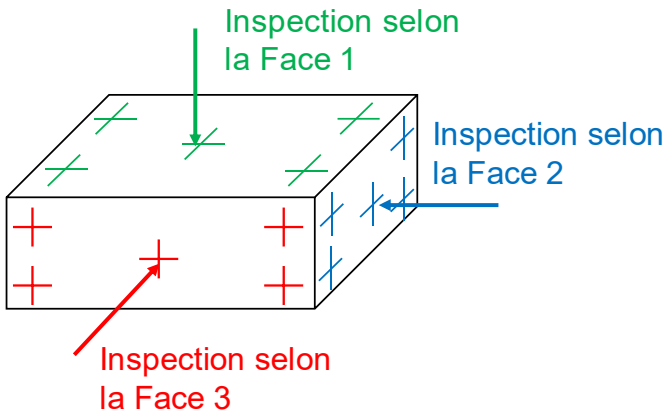

Figure 3.6 Schéma des emplacements de mesure du coefficient d'atténuation, la face 1 correspond au plan XY, la face 2 au plan YZ et la face 3 au plan ZX

3.3 Détermination d'une limite de détection

Afin de déterminer une limite de détection des ultrasons linéaires et non linéaires, c'est–à–dire trouver la plus petite discontinuité détectable pour une fréquence donnée, des inspections ultrasonores ont été réalisées sur les six échantillons utilisés pour les mesures du coefficient d'atténuation mais des discontinuités artificielles y ont été ajoutées. Il était nécessaire de travailler avec des discontinuités artificielles pour plusieurs raisons. Premièrement, cela a permis de faciliter la comparaison entre échantillons. Deuxièmement, pour définir une limite de détection il est important de connaître la localisation et la taille précise des discontinuités étudiées. Enfin, connaître le niveau de signal provenant d'une discontinuité de taille connue peut servir de calibration pour identifier les éventuelles discontinuités naturelles. Les différentes inspections ont été réalisées à 5 MHz, car c'est une fréquence couramment utilisée en CND.

3.3.1 Description des échantillons

Les dimensions des discontinuités artificielles ont été choisies en fonction de la longueur d'onde λ, dans l'aluminium à 5 MHz, car la limite de détection des ultrasons conventionnels est estimée à la demi–longueur d'onde. Il est donc intéressant de comparer la réponse de discontinuités pour des valeurs étant des multiples et sous–multiples par rapport à des valeurs aléatoires.

Les discontinuités artificielles se présentaient sous la forme de trous à fond pointu de diamètres décroissants prenant les valeurs de la longueur d'onde, de la demi–longueur d'onde, du tiers de la longueur dans l'aluminium à 5 MHz. Le diamètre du dernier trou était de 0,25 mm car il s'agit du plus petit diamètre qu'il a été possible d'usiner. En plus de ces discontinuités rondes qui représentaient les pores, une rainure de 0,12 mm d'épaisseur a été ajoutée à ces échantillons pour représenter les discontinuités planes. Les discontinuités de forme ronde ont été percées par électroérosion et la rainure a été usinée par électroérosion au fil. Cette technique a été choisie pour sa grande précision qui est inférieure à 10 µm (Kremer, 2000). La profondeur de chaque trou n'est pas identique car la profondeur du perçage dépend du diamètre de l'outil utilisé. La Figure 3.7 représente les six échantillons selon leur longueur L, leur largeur ℓ et leur épaisseur e, usinés avec les discontinuités artificielles.

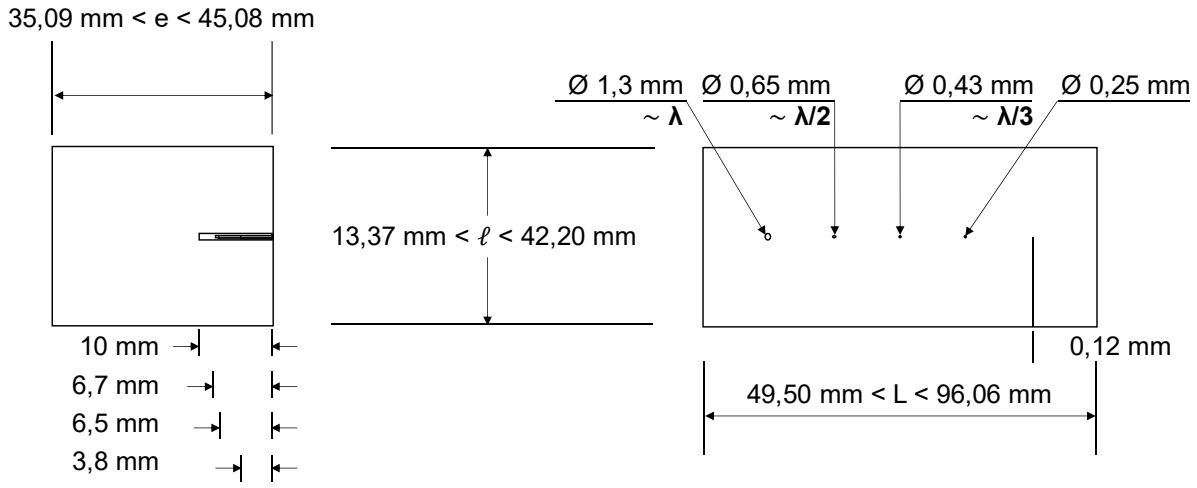

Figure 3.7 Schéma des échantillons usinés avec les discontinuités artificielles

En plus des discontinuités artificiellement créées, chaque échantillon contient des discontinuités naturelles. Or l'utilisation des ultrasons non linéaires doit permettre d'affiner la limite de détection pour éventuellement détecter les discontinuités naturelles des pièces produites par FAM. Il est donc nécessaire de connaître l'ordre de grandeur de la taille de ces discontinuités naturelles. Des observations métallographiques ont été réalisées avant attaque chimique pour identifier les discontinuités naturellement présentes dans les échantillons. Les discontinuités ont été identifiées comme telles en vérifiant que celles–ci se situaient aux zones interdendritiques. Les résultats sont présentés à la Figure 3.8. Ainsi l'échantillon *Al7Si – CMT* est celui présentant les plus grandes discontinuités, leurs aires maximales est de 15 000 µm^2 et ce selon les plans XY et XZ. Cela était attendu car la méthode DED est connue pour générer des discontinuités volumineuses. Viennent ensuite les échantillons produits par moulage. En effet l'échantillon *Al7SiMg – Moule permanent* est après l'échantillon produit par DED celui qui contient les plus grandes discontinuités, mais uniquement selon le plan XY où la plus grande discontinuité atteint 10 000 µm^2. Les aires maximales des discontinuités de l'échantillon *Ti6Al4V – Moulage* dépassent 3000 µm^2 selon les plans XY et XZ. Les aires des discontinuités des échantillons *Al7SiMg – Moule permanent*, *Ti6Al4V – LPBF* et *Ti6Al4V – Corroyage* sont toutes inférieures ou égales à 1500 µm^2. Le second échantillon de FAM, représentatif de la méthode PBF est celui comprenant les plus petites discontinuités naturelles puisque leurs aires maximales sont de 750 et 200 µm^2 selon les plans XY et XZ. Si l'on convertit ces diamètres en valeurs équivalentes cela équivaut à 30 et 15 µm, soit 1/40ème et 1/82ème de la longueur d'onde dans le titane à 5 MHz. Il est donc très peu probable

d'arriver à détecter ces discontinuités naturelles par ultrasons. Pour ce qui est de l'échantillon *Al7Si – CMT*, le diamètre équivalent des plus grandes discontinuités est de 138 µm, soit 1/9ème de la longueur d'onde dans l'aluminium à 5 MHz. Cela reste une valeur faible et cela représente un défi pour la limite à atteindre mais cela semble plus réaliste que pour l'échantillon *Ti6Al4V – LPBF*.

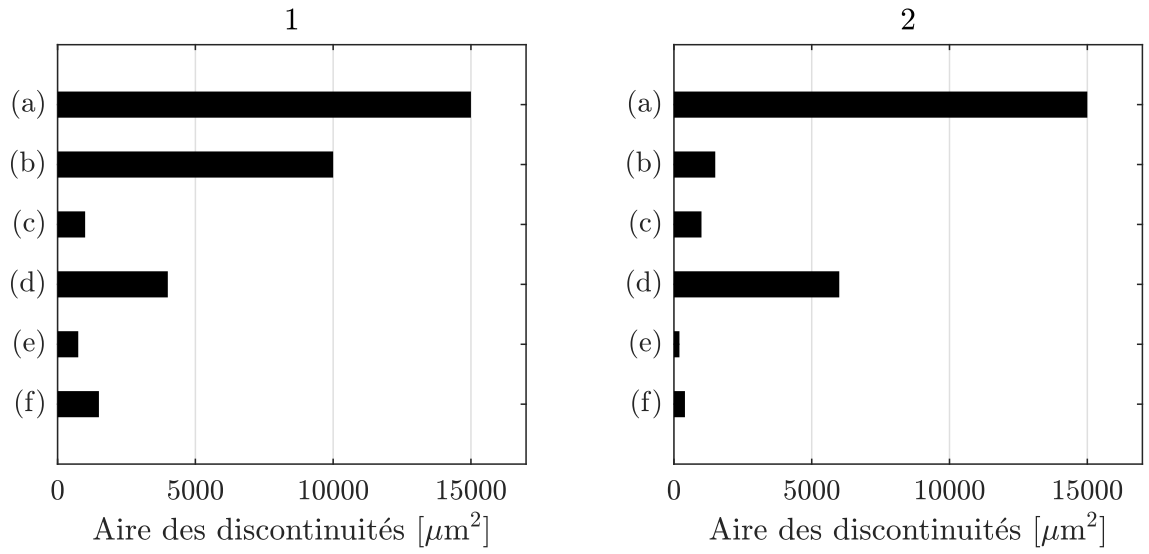

Figure 3.8 Aire des discontinuités calculées à partir des métallographies pour 1) le plan XY et 2) le plan XZ pour les échantillons (a) *Al7Si – CMT*, (b) *Al7SiMg – Moule permanent*, (c) *Al7SiMg – Moulage semi–solide*, (d) *Ti6Al4V – Moulage*, (e) *Ti6Al4V – LPBF* et (f) *Ti6Al4V – Corroyage*

La Figure 3.9 présente respectivement en (a) et (b) les métallographies non attaquées de l'échantillon *Al7Si – CMT* selon les plans XY et XZ obtenues au grossissement 100x avec les discontinuités en jaune. Les discontinuités observées dans le plan XY et dans le plan XZ sont de forme assez similaire. En effet ces discontinuités sont plus de type pore gazeux que manque de fusion car elles ont une forme plutôt sphéroïdale. Leur rapport de forme maximal selon les plans XY et XZ est de 5,49 et 7,50. Le rapport de forme maximal des discontinuités de l'échantillon *Ti6Al4V – LPBF* selon les plans XY et XZ est similaire, puisqu'il est de 5,49 et 4,61. En revanche, il est difficile de visualiser précisément la forme des discontinuités de l'échantillon *Ti6Al4V – LPBF*, dont les métallographies non attaquées selon les plans XY et XZ obtenues au grossissement 100x sont présentées respectivement à la Figure 3.10.a) et à la Figure 3.10.b), car elles sont extrêmement petites.

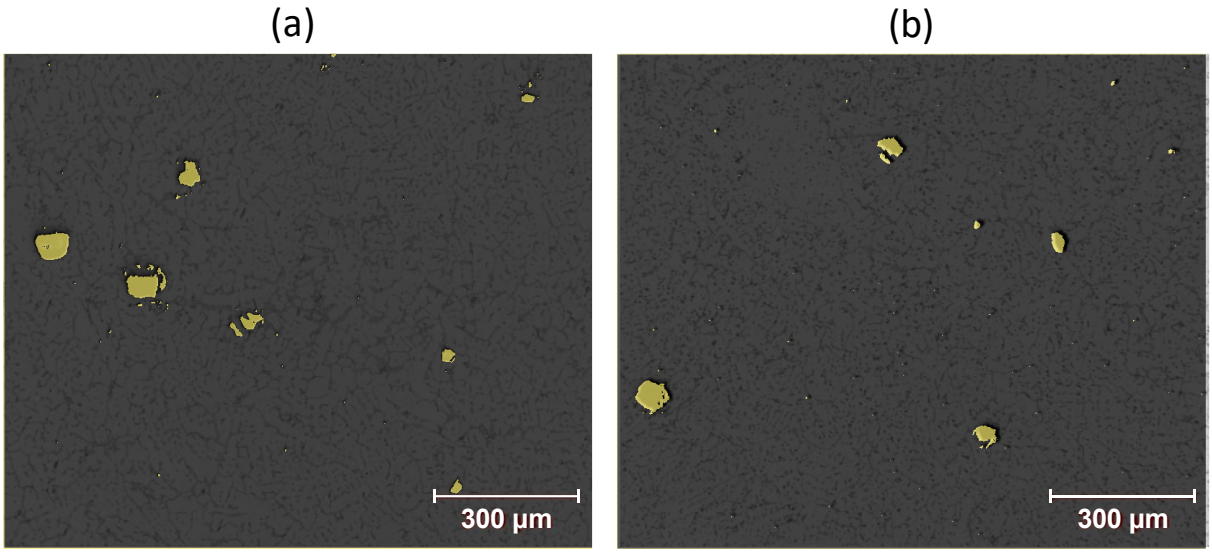

Figure 3.9 Métallographies de l'échantillon *Al7Si – CMT* selon (a) le plan XY et (b) le plan XZ au grossissement 100x

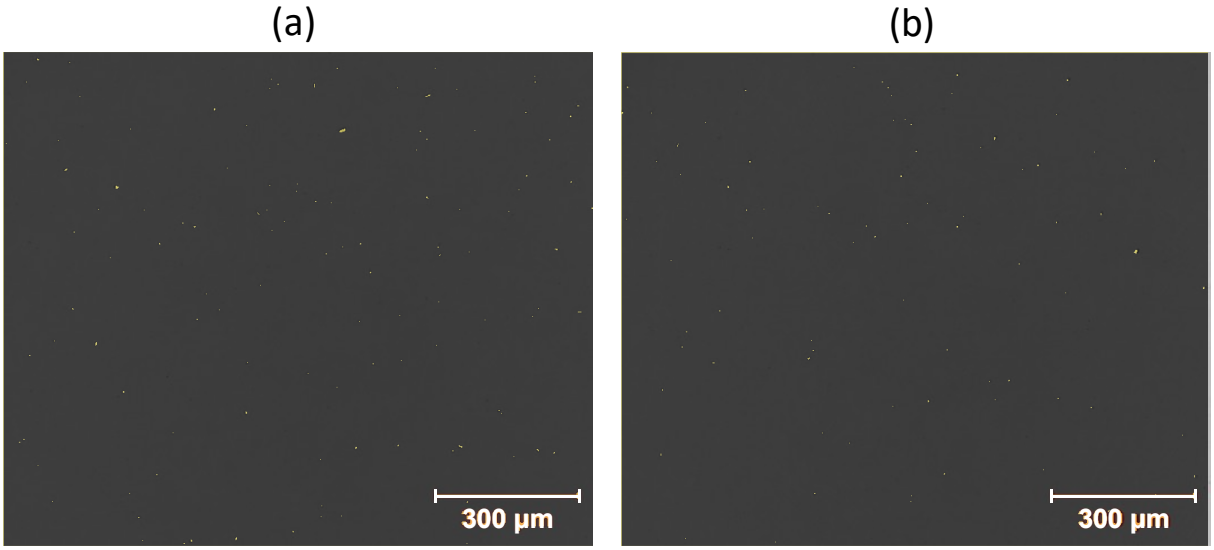

Figure 3.10 Métallographies de l'échantillon *TI6AL4V – LPBF* selon (a) le plan XY et (b) le plan XZ au grossissement 100x

3.3.2 Inspections ultrasonores réalisées

Les méthodes d'inspection ultrasonore par acquisition FMC et de reconstruction TFM ont été choisies car il s'agit de la reconstruction permettant d'obtenir la meilleure résolution et une bonne robustesse au bruit de structure. De plus, afin d'effectuer un contrôle par ultrasons non linéaires, il est nécessaire de faire varier l'énergie envoyée dans le matériau. Pour cela, deux acquisitions FMC ont été réalisées pour chaque inspection, une à basse tension et une à haute tension. En effet, en mode longitudinal l'énergie électrique fournie à un élément piézoélectrique est proportionnelle à l'énergie mécanique générée selon la formule (3.3.1) (Papet, 2012). Le coefficient de proportionnalité k_{33} dépend de constantes propres à l'élément, à savoir son coefficient piézoélectrique d_{33}, sa compliance s_{33} et sa permittivité diélectrique ε_{33}.

$$\frac{\text{énergie électrique fournie}}{\text{énergie mécanique générée}} = k_{33} = \frac{d_{33}}{s_{33}\sqrt{\varepsilon_{33}}} \tag{3.3.1}$$

Ainsi avec cette méthode le facteur de variation d'énergie était de 5 alors qu'il n'est que de deux pour les méthodes basées sur l'activation séquentielle des éléments pairs et impairs.

3.3.2.1 Acquisitions FMC

La méthode utilisée pour les essais d'inspection par ultrasons est donc la méthode d'acquisition de la matrice inter-éléments. Pour cela, l'inspection est réalisée avec une sonde de 64 éléments Olympus 5L64–A12 de fréquence centrale de 5 MHz et le générateur d'ultrasons Gekko d'Eddyfi. Le pas de réseau était de 0,6 mm ce qui correspond à la demi-longueur d'onde. La pulsation utilisée était de 100 ns, ce qui correspond à une demi-période. La fréquence d'échantillonnage était de 100 MHz, ce qui est supérieur au double de la fréquence de contrôle conformément au critère de Nyquist-Shannon. L'encodage était réalisé sur 16 bits afin d'avoir une précision verticale suffisante. Les A–scans bruts non redressés ont été obtenus via l'appareil Gekko puis la reconstruction TFM a été écrite sur Matlab. L'acquisition de chaque matrice inter–élément a duré 0,11 s et au total 70 acquisitions ont été réalisées, donc le temps cumulé d'acquisition était de 7,7 s. Chaque reconstruction TFM prenait 88,7 s, donc le temps cumulé de traitement était de 1h47min. Afin de réduire au minimum les temps d'inspection, les signaux ont été enregistrés une seule fois par échantillon.

Les inspections ont été réalisées selon deux configurations. Dans la première configuration la sonde était en contact direct avec la pièce, tel que schématisé à la Figure 3.11.a) et dans la seconde configuration, schématisée à la Figure 3.11.b) l'inspection a été réalisée en immersion. Les pièces de FAM peuvent être de forme complexe et une surface plane n'est pas toujours disponible pour poser la sonde, c'est pourquoi il est important de comparer les résultats d'un contrôle en immersion par rapport à un contrôle en contact direct. Le plan XY a été choisi perpendiculaire à la direction de propagation des ultrasons pour les configurations a) et b) pour se placer dans le cas le plus défavorable pour la détection des discontinuités planes. En effet, la rainure était alors parallèle à la direction de propagation des ultrasons et pour les pièces de FAM les manques de fusion sont souvent orientés dans la direction de construction.

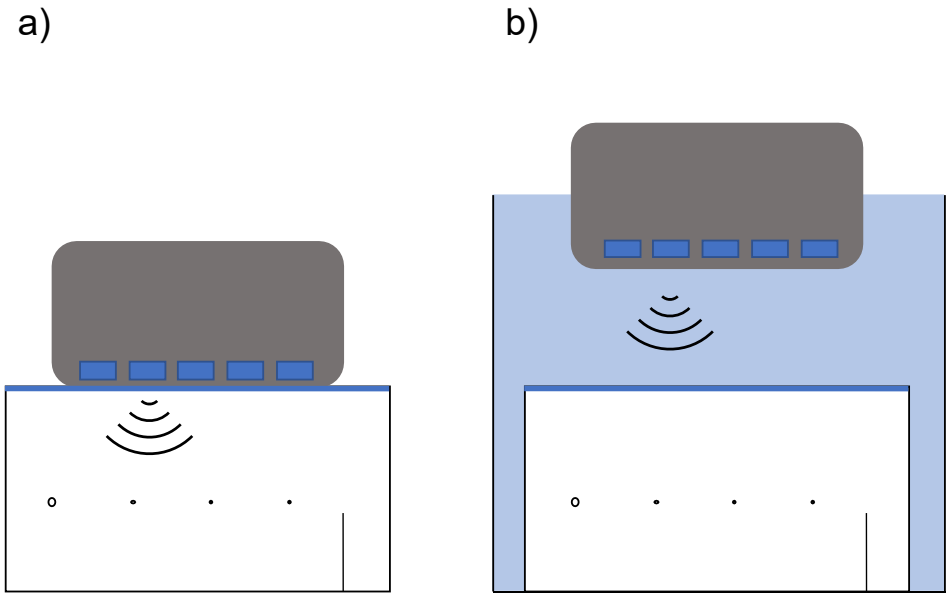

Figure 3.11 a) Schéma de la configuration d'inspection FMC en contact direct et b) Schéma de la configuration d'inspection FMC en immersion selon le plan XY

Pour chaque acquisition, la matrice inter-éléments a été enregistrée. L'impulsion ultrasonore est envoyée sur le premier élément et les échos sont enregistrés sur tous les éléments, puis sur le second élément et les échos enregistrés sur tous les éléments, et ce 64 fois afin de couvrir tous les éléments de la sonde. La première séquence d'acquisition a été réalisée avec une tension de 24 V, donc une faible amplitude de déplacement de l'onde ultrasonore, telle que schématisée à la Figure 3.12.a), et la seconde séquence d'acquisition a été réalisée à une tension de 120 V, donc avec une forte amplitude de déplacement, telle que schématisée à la Figure 3.12.b). Ces deux séquences

d'acquisitions donnent donc deux matrices inter-éléments, FMC_{24V} et FMC_{120V}. L'algorithme TFM, décrit dans la revue de littérature, est ensuite appliqué sur ces deux matrices pour reconstruire deux images I_{24V} et I_{120V} en considérant une vitesse du son de 6320 m.s^{-1} pour les échantillons d'aluminium et de 6100 m.s^{-1} pour les échantillons de titane.

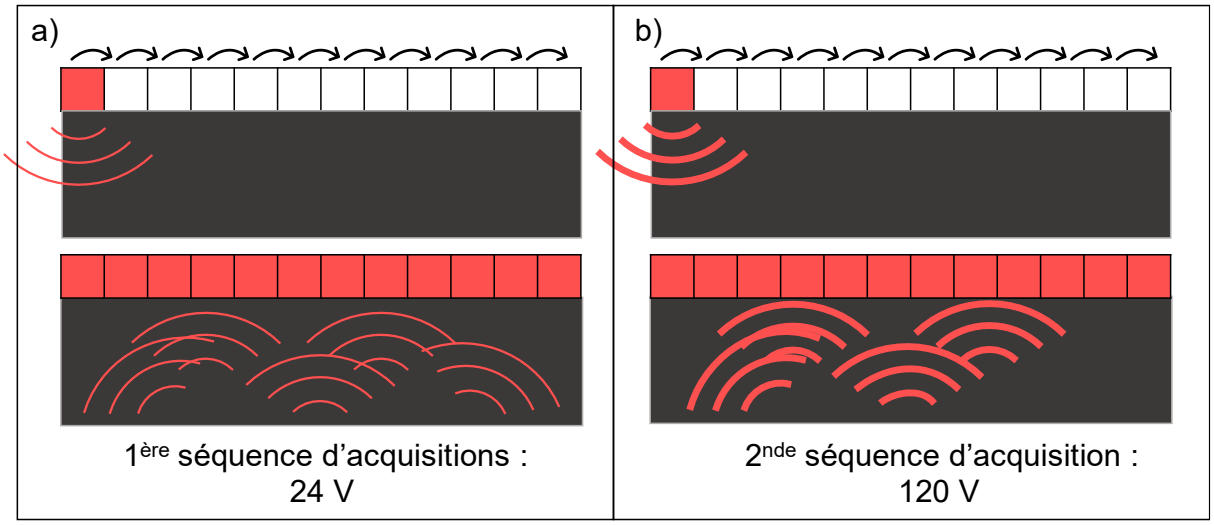

Figure 3.12 Schéma de principe de l'inspection par capture de la matrice inter-éléments à (a) basse et (b) haute énergie

L'image non linéaire I_{NL} est obtenue en effectuant la soustraction entre l'image obtenue à haute énergie I_{120V} de moyenne nulle par rapport à l'image obtenue à basse énergie I_{24V} de moyenne nulle selon la formule (3.3.2) multipliée par le facteur d'amplification de tension qui est de 5.

$$I_{NL} = |I_{120V} - 5I_{24V}| \tag{3.3.2}$$

Il est nécessaire d'avoir des signaux de moyenne nulle, c'est-à-dire centrés autour de 0, pour pouvoir les soustraire car comme illustré à la Figure 3.13.a) la multiplication par 5 du signal initial à 24 V, représenté en bleu, génère un décalage des valeurs du signal TFM initial à 24 V, représenté en noir et cela n'a alors plus de sens de le soustraire au signal TFM à 120 V, représenté en rouge. Au contraire, lorsque les signaux sont de moyennes nulles, comme c'est le cas à la Figure 3.13.b), le signal TFM à 24 V peut être mis à l'échelle de celui à 120 V sans décalage des valeurs. La soustraction permet alors d'obtenir le résidu non linéaire.

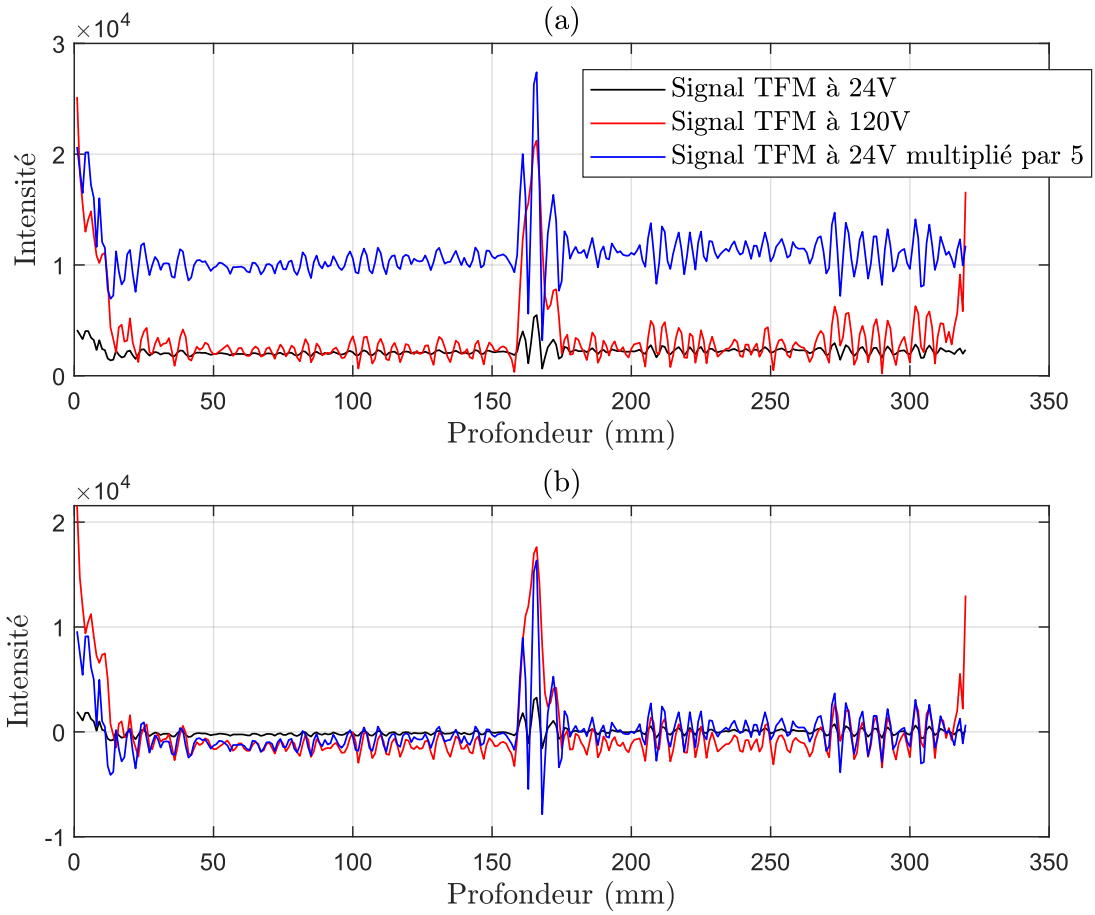

Figure 3.13 (a) Signaux unidimensionnels des reconstructions TFM de moyenne non nulle et (b) signaux unidimensionnels des reconstructions TFM de moyenne nulle

En plus de cette analyse temporelle, une analyse temps-fréquence a été réalisée pour évaluer la répartition de l'énergie sur les différentes fréquences. Les analyses temps-fréquences permettent d'obtenir une information temporelle et spatiale à partir d'un signal temporel. Parmi les méthodes existantes, la pseudo distribution de Wigner-Ville lissée (W. Martin & Flandrin, 1985) a été choisie car elle permet une très bonne localisation à la fois en temps et en fréquence tout en facilitant la lisibilité du signal par rapport à la distribution de Wigner-Ville (DWV). La distribution de Wigner-Ville, WVD_X, est définie selon la formule (3.3.3) en considérant un signal temporel x(t) et son conjugué x*(t).

$$WVD_x(t,f) = \int_{-\infty}^{\infty} x\left(t+\frac{\tau}{2}\right) x^*\left(t-\frac{\tau}{2}\right) e^{-2\pi i\tau}\, d\tau \qquad (3.3.3)$$

La pseudo distribution lissée de Wigner–Ville (PDLWV), $SPWVD_X$, définie selon la formule (3.3.4) est une version lissée en temps et fréquence de la transformation de Wigner-Ville grâce à des fenêtres indépendantes en temps g(t) et en fréquence H(f). Cette variante réduit les interférences entre les différentes composantes du signal et améliore donc la lisibilité. Des pseudos transformations de Wigner-Ville lissées de la fonction `wvd` de Matlab ont été appliquées sur les signaux temporels d'une reconstruction TFM tel que schématisé à la Figure 3.14.

$$SPWVD_x(t,f) = \int_{-\infty}^{\infty} g(t)H(f)x\left(t+\frac{\tau}{2}\right) x^*\left(t-\frac{\tau}{2}\right) e^{-2\pi i\tau}\, d\tau \qquad (3.3.4)$$

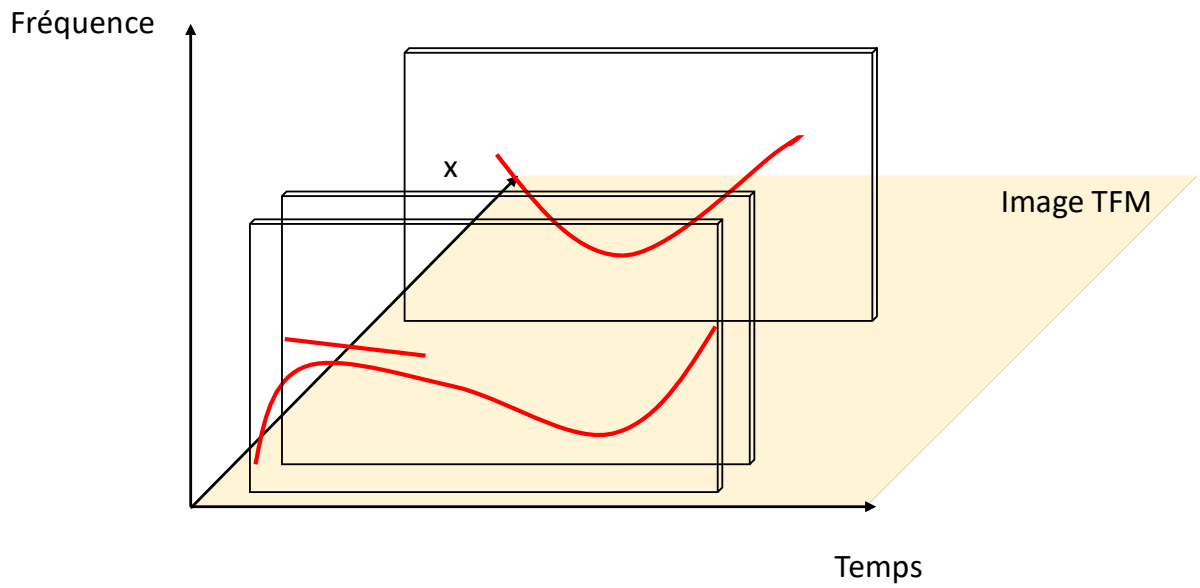

Figure 3.14 Schéma de trois représentations temps-fréquence d'une reconstruction TFM

Afin de définir un seuil de détection deux méthodes ont été appliquées, une segmentation avec un seuil fixe et une détection automatique.

La première méthode a donc consisté à segmenter les reconstructions TFM avec un seuil de – 6 dB ce qui correspond à la moitié de l'amplitude maximale. Une discontinuité était considérée comme détectée si au moins un pixel de valeur 1 était présent à l'emplacement du défaut. La taille de la

discontinuité a été évaluée en comptant le nombre de pixels de valeur 1 et en convertissant cette valeur en mm^2 puis en calculant un diamètre équivalent correspondant à cette aire.

La seconde méthode était basée sur la transformée circulaire de Hough (Atherton & Kerbyson, 1999). Il s'agit d'une méthode permettant de détecter la présence partielle ou total d'un cercle et ne requiert uniquement une valeur minimale et maximale des rayons des cercles recherchés. Un exemple simplifié est schématisé à la Figure 3.15. L'image initiale est présentée à la Figure 3.15.a) où quatre points de forte intensité appartiennent au périmètre d'un cercle, la transformée circulaire de Hough de cette image est montrée à la Figure 3.15.b) où pour chaque point des cercles sont tracés, l'intersection de ces cercles est maximale au niveau du pixel rouge au centre de l'image qui correspond bien au cercle présent sur l'image initiale. Cette méthode permet de s'affranchir d'un seuillage arbitraire et permet également de connaître directement le rayon du cercle détecté. La fonction `imfindcircles` de Matlab a été utilisée.

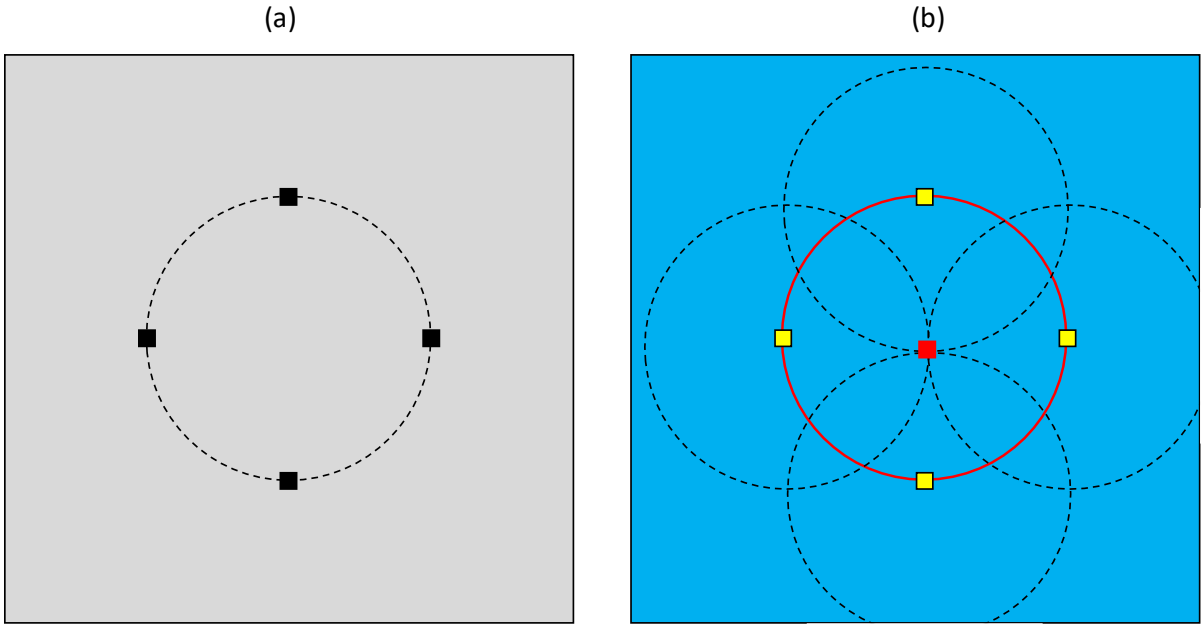

Figure 3.15 Schéma du principe de la transformée circulaire de Hough, (a) image initiale comportant 4 points de forte intensité disposés sur un cercle et (b) espace paramétrique de Hough

3.4 Étude de l'effet de la rugosité

Les pièces de FAM présentent généralement une rugosité de surface importante qui peut nuire à la détectabilité des discontinuités par ultrasons c'est pourquoi il est intéressant d'évaluer l'impact de la rugosité de surface sur les inspections par ultrasons. Néanmoins, les échantillons ont été usinés ou polis avant inspection donc les valeurs de rugosité mesurée ne sont pas représentatives des valeurs des pièces de la FAM brutes de fabrication. Le paramètre de rugosité Ra a été mesuré sur la surface perpendiculaire à la direction de propagation des ultrasons et le rapport signal sur bruit des images générées par l'inspection par la méthode FMC a été calculé pour chacune des inspections.

3.4.1 Caractérisation de l'état de surface des échantillons

Le paramètre de rugosité Ra est la moyenne arithmétique des valeurs absolue de la hauteur des pics et des creux du profil de surface, notées Z_{pi} et Z_{ci} à la Figure 3.16, telle qu'exprimée à l'équation (3.4.1).

$$R_a = \frac{1}{N}\sum_{i=1}^{N}\left|Z_{\frac{p}{ci}}\right| \tag{3.41}$$

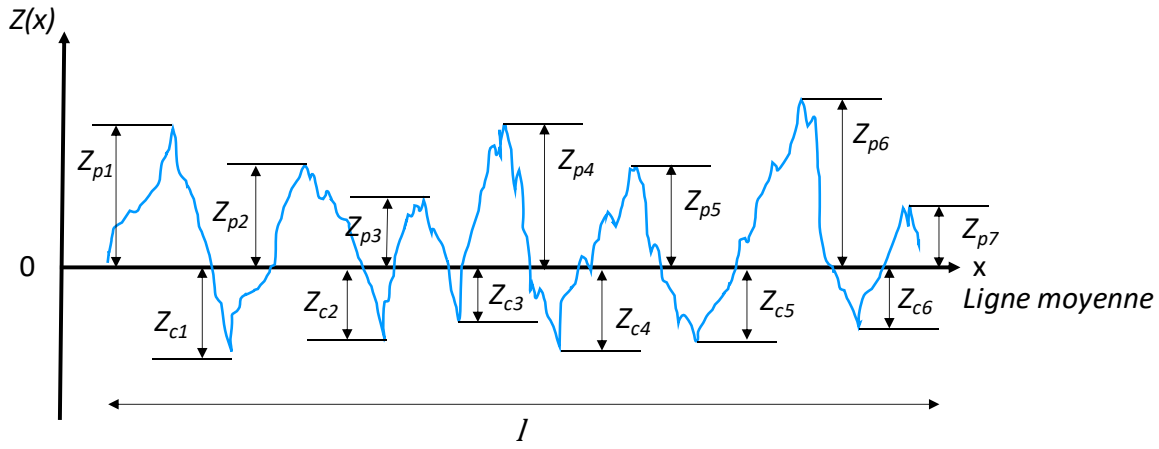

Figure 3.16 Exemple d'un profil de surface (adapté de Raphet (2008))

Le paramètre Ra a donc été mesuré pour les six échantillons étudiés selon le plan XY qui est le plan perpendiculaire à la direction de propagation des ultrasons. Les valeurs obtenues sont regroupées dans le Tableau 3-6. La valeur la plus élevée est obtenue pour l'échantillon

Al7Si – CMT. Hormis la très faible valeur de 0,08 µm obtenue pour l'échantillon *Ti6Al4V – Moulage*, les valeurs obtenues pour les quatre autres échantillons sont toutes comprises entre 0,24 et 0,25 µm. Cette plage de valeurs est intéressante car bien que les échantillons aient été usinés ou polis il y a un écart de 0,4 µm entre la valeur minimale et maximale.

Tableau 3-6 Valeurs du paramètre Ra sur le plan XY pour les six échantillons étudiés

Échantillons	Ra (µm)
Al7Si – CMT	0,48
Al7SiMg – Moule permanent	0,25
Al7SiMg – Moulage semi–solide	0,24
Ti6Al4V – LPBF	0,26
Ti6Al4V – Moulage	0,08
Ti6Al4V – Corroyage	0,24

3.4.2 Mesure du rapport signal sur bruit

Afin d'évaluer les performances des images générées par la reconstruction TFM selon le paramètre de rugosité Ra, le rapport signal sur bruit (SNR) a été calculé pour chacune des images. Le rapport signal sur bruit est défini en traitement du signal comme le rapport entre la puissance du signal et la puissance du bruit ce qui équivaut au rapport de la variance du signal S_{signal} sur la variance du bruit S_{bruit} au carré tel qu'exprimé par l'équation (3.4.2).

$$SNR = \frac{P_{signal}}{P_{bruit}} = \frac{S_{signal}^2}{S_{bruit}^2} \tag{3.4.2}$$

Afin de calculer le SNR d'une des reconstructions TFM, la variance du signal a été évaluée sur l'ensemble de l'échantillon, à l'exception de la zone sous surfacique souvent polluée par des artefacts de reconstruction. Cela correspond à la zone colorée en bleue à la Figure 3.17. La variance

du bruit a été calculée sur la zone rouge de la Figure 3.17 où aucune discontinuité artificielle n'est présente.

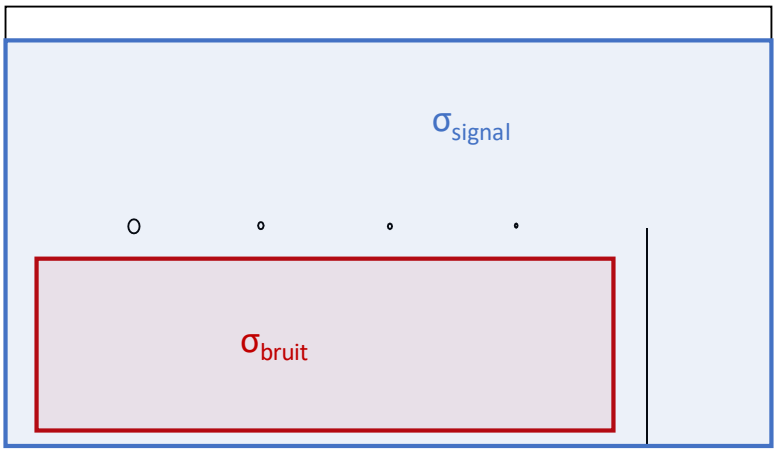

Figure 3.17 Schéma des zones utilisées pour le calcul du SNR, en bleue la zone utilisée pour le calcul de la variance du signal et en rouge la zone utilisée pour le calcul de la variance du bruit

La méthodologie mise en place articulée autour de la mesure du coefficient d'atténuation, de l'inspection à 5 MHz par contact et en immersion à haute et basse énergie d'échantillons comportant des discontinuités artificielles de petite taille, et du calcul du rapport signal sur bruit permettra donc de répondre aux objectifs spécifiques du projet, et d'en apprendre plus sur les possibilités de CND par ultrasons sur les pièces de FAM.

CHAPITRE 4 RÉSULTATS ET ANALYSE

Ce chapitre est organisé en trois sous-parties chacune reliée à un objectif spécifique. Tout d'abord les résultats de mesure du coefficient d'atténuation seront présentés et liés à la taille de grains mesurée. Ensuite, les reconstructions TFM pour chaque type d'inspection seront présentées, puis les deux méthodes de détection décrites dans le chapitre 3 seront appliquées pour aboutir à la quantification d'une limite de détection. Une estimation de la taille des discontinuités et une analyse non linéaire des signaux ultrasonores seront proposées. Enfin, l'effet de la rugosité sur la détectabilité des discontinuités artificielles sera évalué se basant sur le rapport signal sur bruit.

4.1 Effet de la microstructure de FAM sur l'atténuation

Les mesures du coefficient d'atténuation sont présentées à la Figure 4.1. Chaque couleur est propre à un échantillon et chaque symbole correspond à la valeur du coefficient d'atténuation selon une face. Il y a 5 mesures par emplacements comme expliqué dans la méthodologie.

Les deux échantillons issus de la FAM, à savoir *Al7Si – CMT* et *Ti6AL4V – LPBF* sont les échantillons ayant un coefficient d'atténuation à 5 MHz qui ne dépasse pas 0,09 dB.mm^{-1} pour l'échantillon *Al7Si – CMT* et 0,08 dB.mm^{-1} pour l'échantillon *Ti6AL4V – LPBF*. Ces valeurs sont inférieures aux valeurs maximales des autres échantillons qui dépassent toutes 0,11 dB.mm^{-1}.

De plus, l'anisotropie d'atténuation des échantillons de FAM est également faible comparativement aux autres échantillons. L'écart entre la valeur minimale et maximale du coefficient d'atténuation pour l'échantillon *Al7Si – CMT* et *Ti6AL4V – LPBF* sont de 0,03 dB.mm^{-1} tandis qu'il est supérieur à 0,052 dB.mm^{-1} pour les quatre autres échantillons issus de procédés de mise en forme conventionnels.

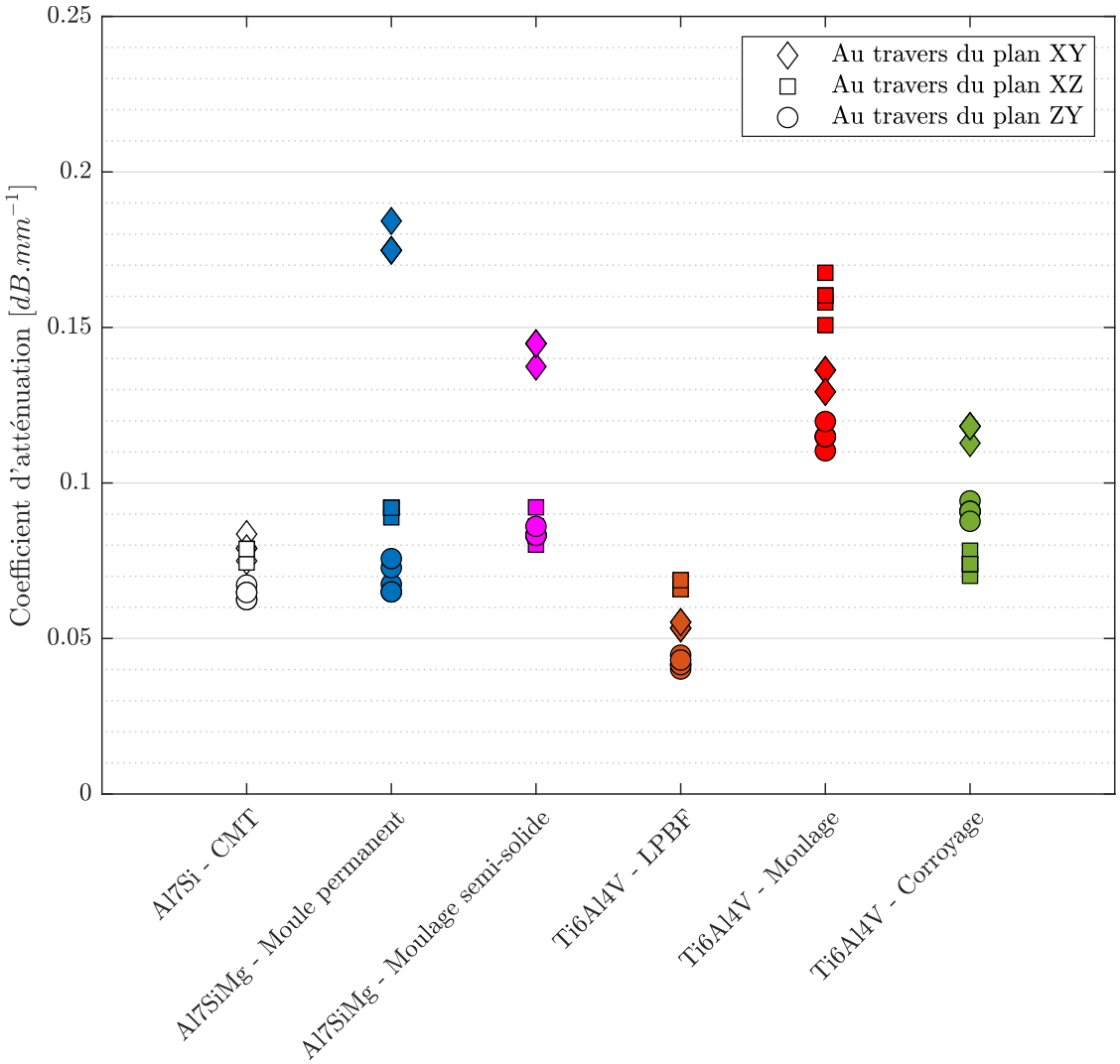

Figure 4.1 Valeurs des coefficients d'atténuation des ondes ultrasonores selon les 3 faces des 6 échantillons à 5 MHz

L'amplitude d'une onde ultrasonore A en fonction de la distance parcourue peut être représentée en fonction du produit de l'amplitude initiale A_0 et d'une exponentielle décroissante avec un coefficient d'atténuation α tel qu'exprimé à la relation (4.1.1). Le coefficient d'atténuation η est la somme de trois contributions, l'atténuation due à l'étalement géométrique du faisceau η_e, l'atténuation due à l'absorption η_a, soit la conversion d'énergie mécanique en chaleur, et l'atténuation due à la diffusion η_d tel qu'exprimé à la relation (4.1.2).

$$A(x) = A_0 e^{-\eta x} \tag{4.1.1}$$

$$\eta = \eta_e + \eta_a + \eta_d \tag{4.1.2}$$

En faisant l'hypothèse que l'étalement géométrique du faisceau est sensiblement le même pour tous les échantillons et que l'atténuation par absorption est négligeable, il est raisonnable de proposer que les différences de comportement entre les différents matériaux proviennent de l'atténuation par diffusion, notamment sur les joints de grains. Ainsi, il est possible de représenter l'amplitude de l'onde en fonction de la distance d'après la formule (4.1.1) en supposant $\eta \approx \eta_d$. Pour chaque face testée, la valeur maximale et minimale du coefficient d'atténuation mesuré a été utilisée pour tracer l'évolution de l'amplitude de l'onde selon la profondeur à la Figure 4.2. Ainsi, arrivé à une profondeur de 10 mm au travers du plan XY, l'amplitude de l'onde a diminué au maximum de 43 et 57 % pour les échantillons de FAM *Ti6AL4V – LPBF* et *Al7Si – CMT* alors qu'elle a diminuée de 84 % pour l'échantillon *Al7SiMg – Moule Permanent*.

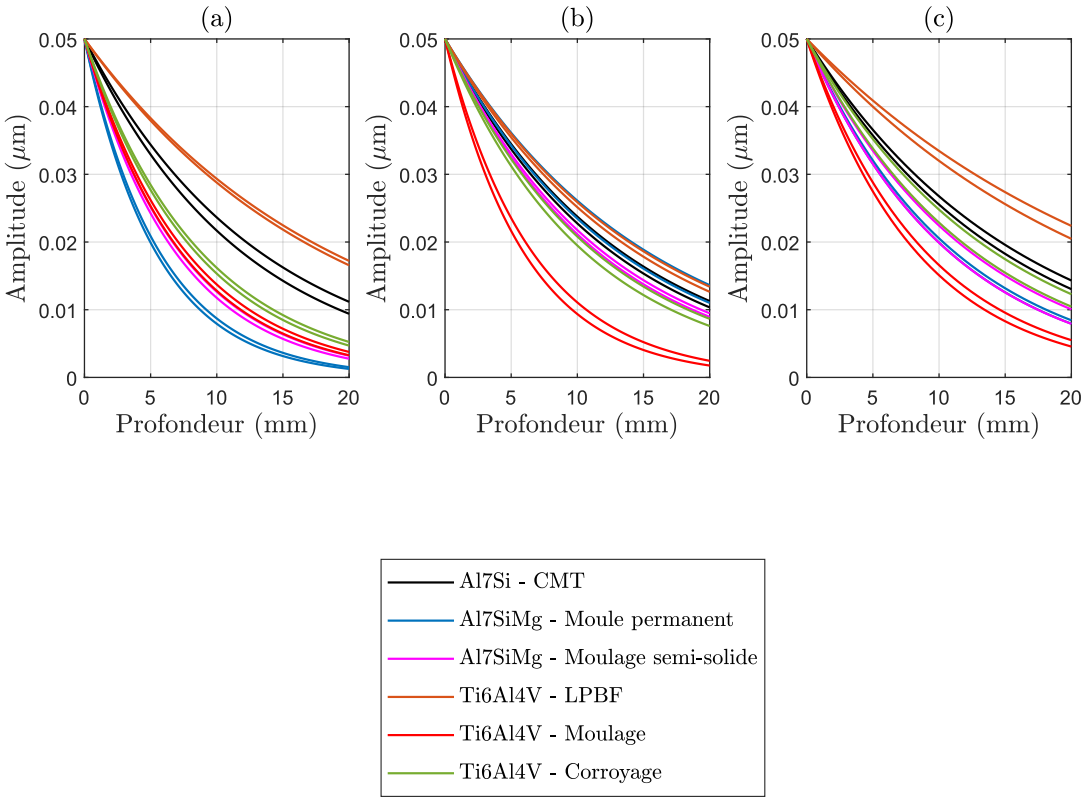

Figure 4.2 Plage de variation de l'amplitude d'une onde ultrasonore au travers (a) du plan XY, (b) du plan ZX et (c) du plan YZ pour chaque échantillon

La taille moyenne des grains selon les plans ZX et XY a pu être calculée à partir d'analyses EBSD et d'observations à la lumière polarisée comme expliqué en annexe A. Les tailles résultantes sont affichées en fonction de la valeur du coefficient d'atténuation à la Figure 4.3. Il n'y a pas de proportionnalité observée entre la taille moyenne des grains et le coefficient d'atténuation pour les échantillons d'aluminium. D'autre part, la taille moyenne des grains pour les échantillons *Al7SiMg – Moule permanent* et *Al7SiMg – Moulage semi–solide* est similaire pour les plans XY et ZX, cela n'explique donc pas l'anisotropie d'atténuation constatée. Ces résultats laissent donc penser que d'autres facteurs, tels que la distribution des particules de silicium, jouent un rôle.

En ce qui concerne les échantillons de titane, le coefficient d'atténuation au travers du plan XY est proportionnel à la taille moyenne de grains. Au travers du plan ZX, la valeur de la taille moyenne de grains pour l'échantillon *Ti6Al4V – Moulage* est effectivement associé à une valeur plus élevée du coefficient d'atténuation, tandis que les tailles de grains moyennes pour les échantillons *Ti6Al4V – LPBF* et *Ti6Al4V – Corroyage* sont associés à un coefficient d'atténuation moindre. Cependant la taille moyenne de grains ne peut pas expliquer à elle seule les différences du coefficient d'atténuation, il y a indubitablement un effet matériau.

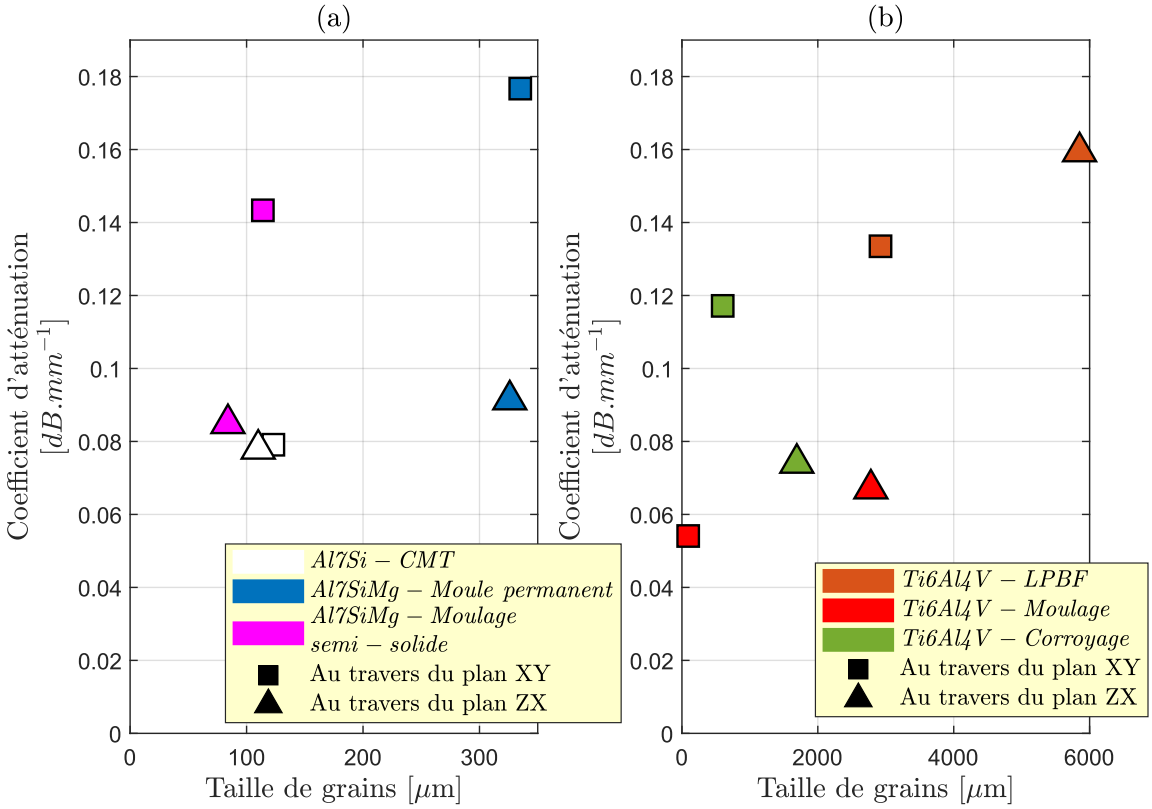

Figure 4.3 Coefficient d'atténuation des ondes ultrasonores en fonction de la taille moyenne de grains au travers du plan XY et du plan ZX pour les échantillons (a) d'alliage d'aluminium et (b) de titane

Ainsi la microstructure de FAM, pour la méthode PBF et DED génère une atténuation des ondes ultrasonores plus faible et plus isotrope que celle générée par des microstructures provenant des procédés de mise en forme conventionnels. Ces résultats n'ont pas pu être corrélés à la taille de grains mesurée dans chaque échantillon pour les échantillons d'alliage d'aluminium, tandis que dans le cas des alliages de titane, une certaine proportionnalité est observée. La taille de grain ne semble pas être l'unique facteur déterminant. Cependant, l'utilisation des ondes ultrasonores en tant que méthode de CND sur des pièces de fabrication additive est avantageuse.

4.2 Détermination d'une limite de détection

Les reconstructions TFM réalisées sur les six échantillons en contact et en immersion à 5 MHz et avec une tension de 120 V sont présentées en décibels à la Figure 4.4 et la Figure 4.5 en contact et à la Figure 4.6 et à la Figure 4.7 en immersion. Les discontinuités artificielles de type trou sont

indiquées par des flèches noires avec leurs diamètres respectifs et l'emplacement des discontinuités artificielles de types rainure est encadré en rouge. Il est normal de ne pas voir le même nombre de discontinuités car chaque échantillon est de longueur différente mais la largeur de la sonde est fixe et vaut 38,4 mm.

Dans le cas des inspections réalisées en contact direct, on remarque que le plus petit trou de diamètre 250 µm forme une tache jaune bien discernable sur le fond pour les échantillons *Al7%Si – CMT, Ti6AL4V – LPBF, Ti6AL4V – Moulage* et *Ti6AL4V – Corroyage*. C'est un résultat encourageant car ce diamètre vaut presque un cinquième de longueur d'onde, ce qui est bien inférieur à la limite de détection des ultrasons mono–élément qui est établie à la demi–longueur d'onde. Cependant ce trou n'est pas détecté pour les deux échantillons *Al7SiMg – Moule permanent* et *Al7SiMg – Moulage semi–solide*. Or ce sont les deux échantillons ayant une profondeur inférieure à 14 mm tandis que les autres ont une profondeur supérieure à 25 mm. D'ailleurs les arcs de cercle indiqués par des flèches rouges à la Figure 4.5.a) empêchent une bonne visualisation des discontinuités. Une discontinuité naturelle, entourée en noir à la Figure 4.5.a) semble avoir été détectée. La forme des discontinuités détectées aux extrémités de la sonde est de forme plus allongée, ce qui pourrait être dû au bruit de réseau.

De plus, l'extrémité de la rainure est visible pour les échantillons *Ti6AL4V – LPBF, Ti6AL4V – Moulage, Ti6AL4V – Corroyage, Al7SiMg – Moule permanent* et *Al7SiMg – Moulage semi–solide*. Ainsi on peut supposer qu'un trou d'un diamètre égal à l'épaisseur de la rainure, c'est–à–dire 120 µm, serait également détecté. Or cette dimension se rapproche de la valeur des dimensions des discontinuités naturelles de la FAM exprimées dans la littérature et mesurées dans l'échantillon *Al7SiMg – CMT*. D'ailleurs pour ce qui est de l'échantillon *Al7Si – CMT*, des échos épars, indiqués par des flèches blanches à la Figure 4.4.a), sont visibles. Ce sont très probablement de larges discontinuités naturelles.

Enfin sur chacune des reconstructions, la zone sous surfacique, encadrée en rose sur les reconstructions, peut être qualifiée de zone morte car aucune détection de discontinuité n'est possible à cause de la saturation due aux échos de surface. Il est difficile d'évaluer précisément la profondeur de cette zone, il aurait fallu usiner des discontinuités artificielles à différentes profondeurs pour déterminer la profondeur à partir de laquelle la discontinuité n'est plus visible. Néanmoins elle peut être estimée entre deux et quatre millimètres selon les échantillons.

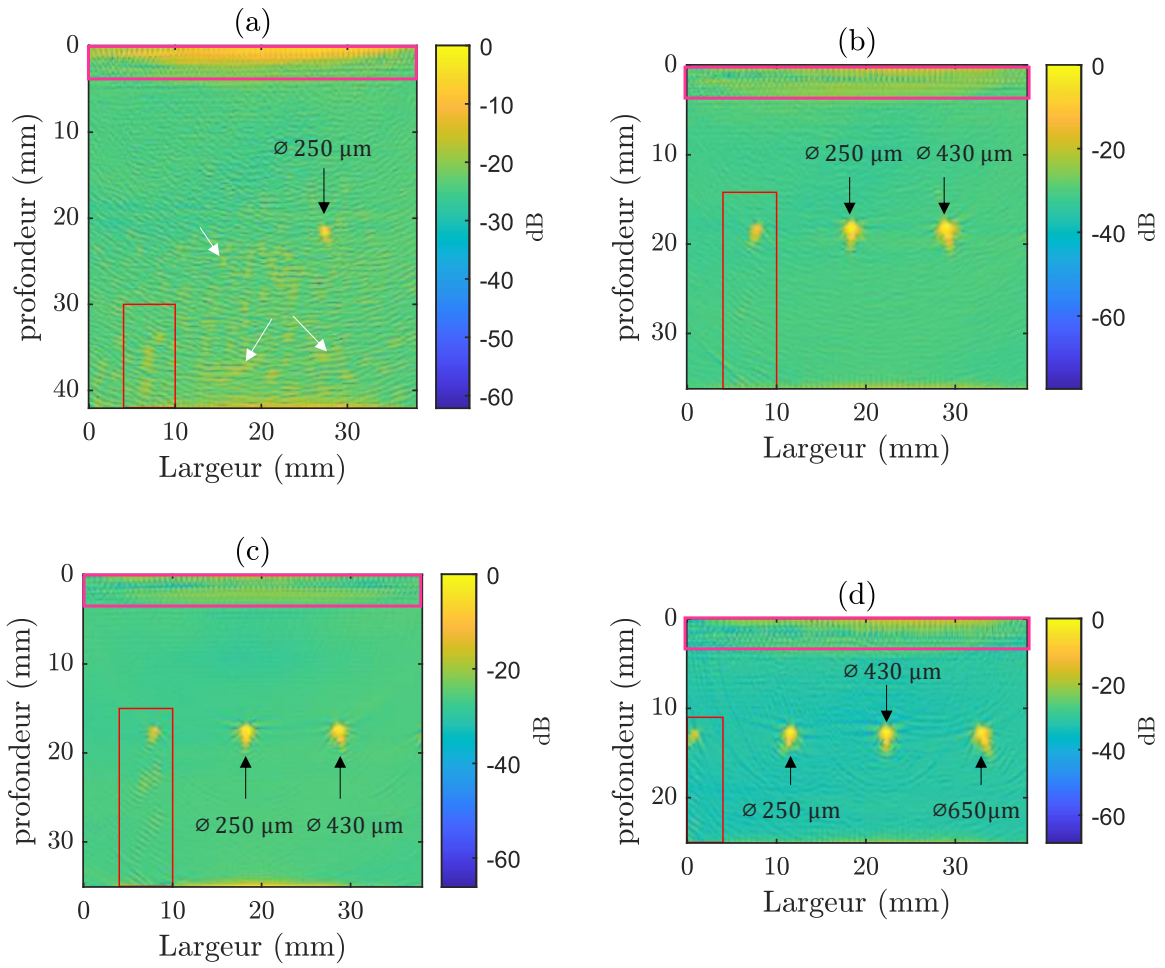

Figure 4.4 Reconstructions TFM des échantillons (a) *Al7Si – CMT*, (b) *Ti6AL4V – LPBF*, (c) *Ti6AL4V – Moulage* et (d) *Ti6AL4V – Corroyage* à la suite des acquisitions FMC réalisées à 5 MHz et 120 V en contact direct

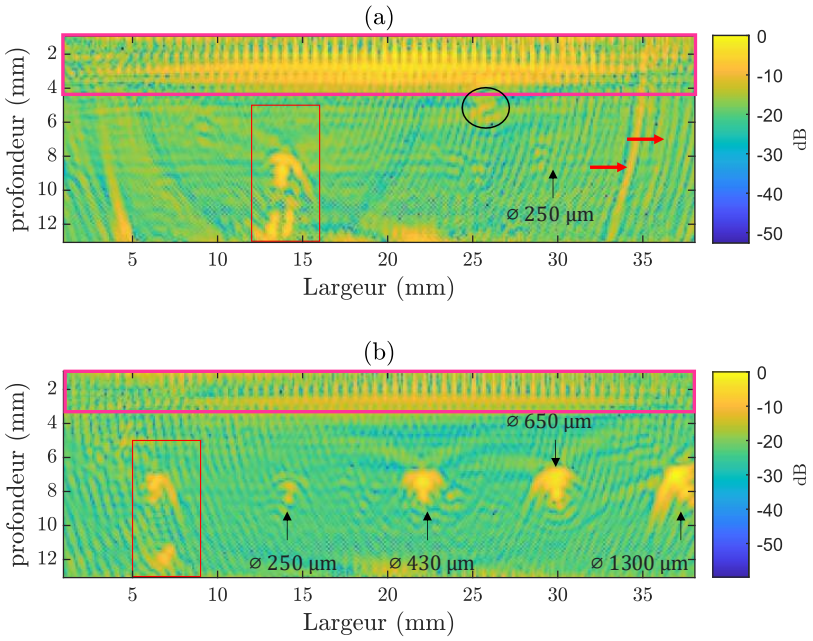

Figure 4.5 Reconstructions TFM des échantillons (a) *Al7SiMg – Moule permanent* et (b) *Al7SiMg – Moulage semi–solide* à la suite des acquisitions FMC réalisées à 5 MHz et 120 V en contact direct

Pour ce qui est des reconstructions obtenues par inspection en immersion, présentées à la Figure 4.6 et à la Figure 4.7, il est à noter que comme pour les inspections par contact, le plus petit trou de diamètre 250 µm est cette fois-ci visible pour tous les échantillons.

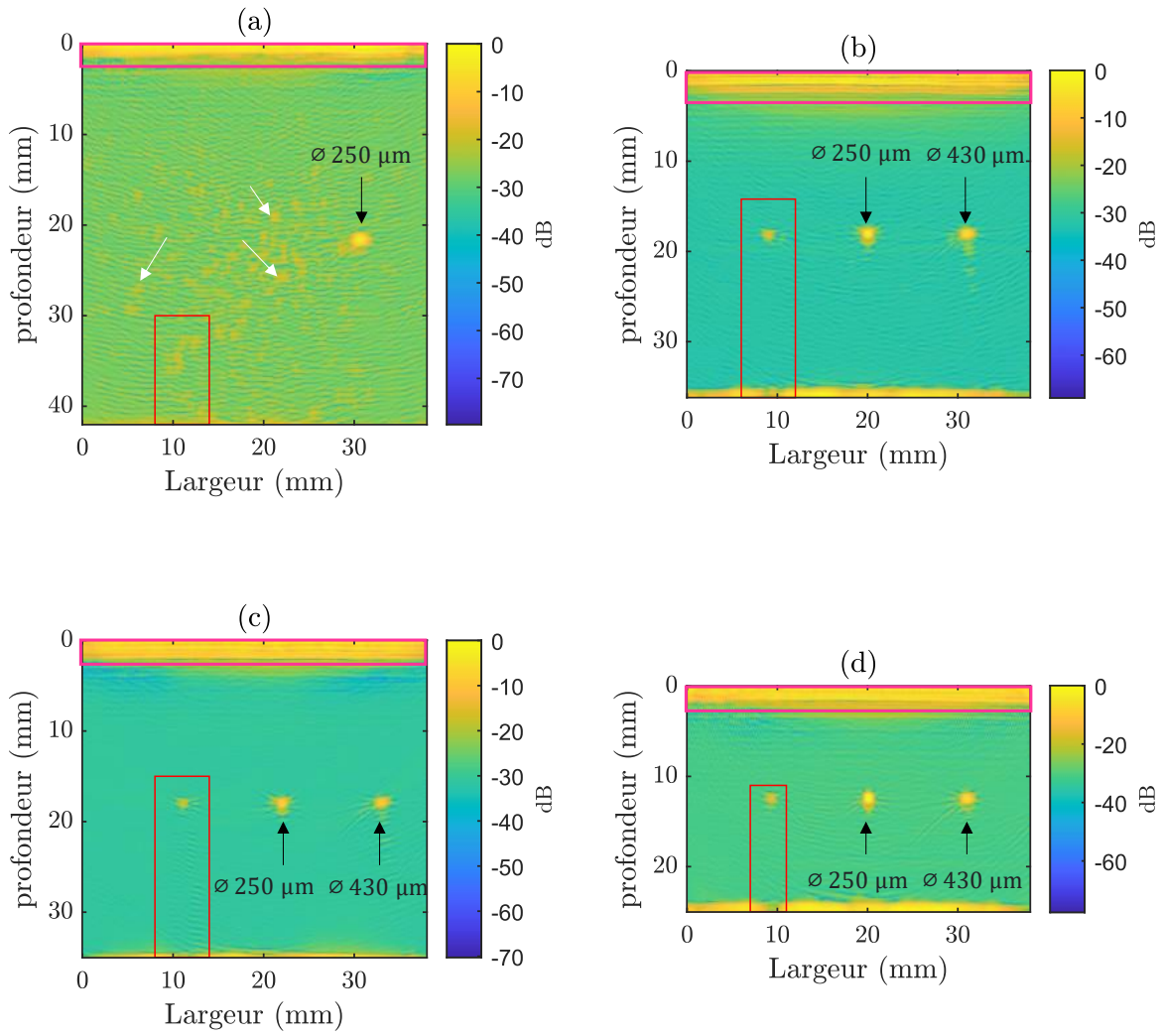

Figure 4.6 Reconstructions TFM des échantillons (a) *Al7Si – CMT*, (b) *Ti6AL4V – LPBF*, (c) *Ti6AL4V – Moulage* et (d) *Ti6AL4V – Corroyage* à la suite des acquisitions FMC réalisées à 5 MHz et 120 V en immersion

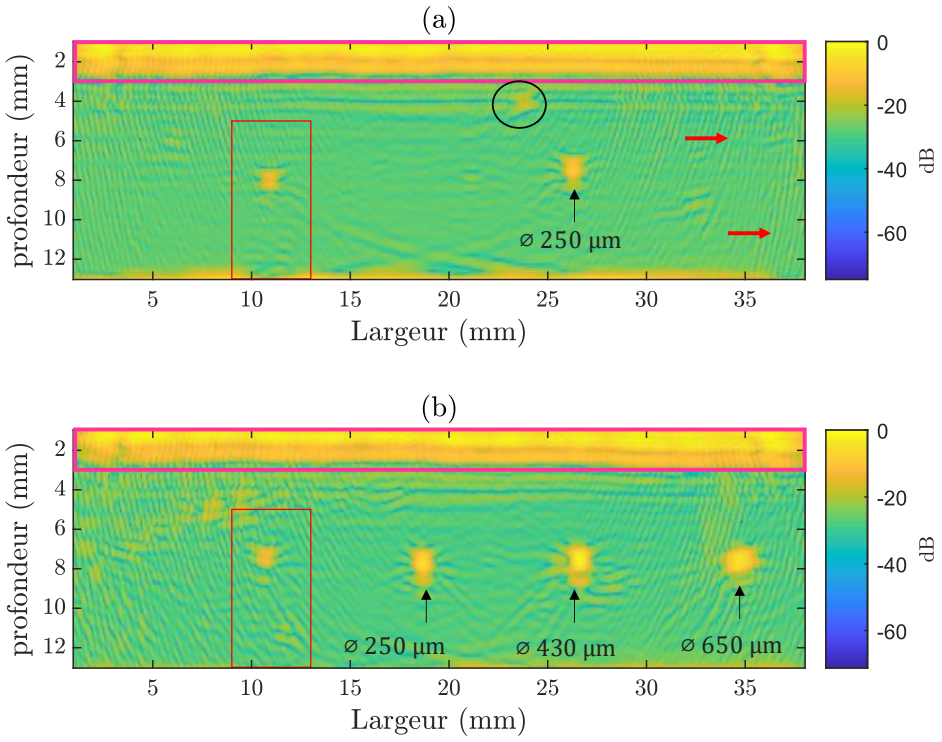

Figure 4.7 Reconstructions TFM des échantillons (a) Al7SiMg – Moule permanent et (b) Al7SiMg – Moulage semi–solide à la suite des acquisitions FMC réalisées à 5 MHz et 120 V en immersion

En effet, contrairement aux inspections par contact, le trou de diamètre 250 µm est visible dans les deux échantillons *Al7SiMg – Moule permanent* et *Al7SiMg – Moulage semi–solide*. Cela est contre-intuitif car l'énergie apportée dans le cas d'une inspection par immersion est moindre que dans le cas d'une inspection par contact. L'hypothèse d'une différence d'étalement géométrique du faisceau ultrasonore peut donc être formulée. Dans le cas d'une inspection en contact direct dans un échantillon de faible profondeur, l'étalement du faisceau d'un élément éloigné du trou lorsqu'il frappe le fond de l'échantillon n'est pas suffisant pour qu'il vienne frapper la discontinuité tel que schématisé à la Figure 4.8.a). Dans le cas d'une inspection par immersion, représentée à la Figure 4.8.b), le faisceau est plus étalé que dans le cas d'une inspection par contact, la discontinuité est alors frappée par tous les éléments de la sonde, même les plus éloignés, ce qui résulte en des interférences constructives plus fortes que dans le cas d'une inspection par contact.

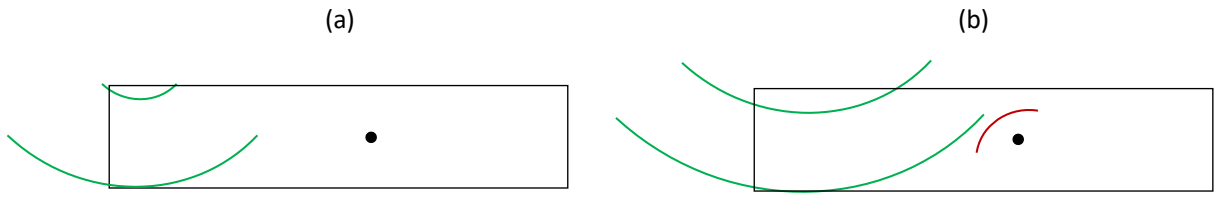

Figure 4.8 Schéma du comportement d'une onde sphérique (a) en contact direct et (b) en immersion

La même indication, entourée en noir à la Figure 4.5.a) et à la Figure 4.7.a) est observée dans l'échantillon *Al7SiMg – Moule permanent* pour les deux types de reconstruction ce qui confirme qu'il s'agit bien d'une discontinuité naturelle et non pas d'un artefact de reconstruction.

Une autre différence notable au niveau de la zone sous surfacique est constatée par rapport aux inspections par contact. En effet, en immersion, la zone sous-surfacique est bien plus saturée que dans le cas d'une inspection par contact. Encore une fois ce résultat semble contre-intuitif mais la même hypothèse peut être faite par rapport à l'étalement du faisceau ultrasonore. Comme présenté à la Figure 4.9.a), les échos de surface en contact sont très peu étalés par rapport à la position de chaque élément, tandis que dans le cas d'une inspection en immersion les interférences vont être beaucoup plus fortes sur toute la longueur de l'échantillon.

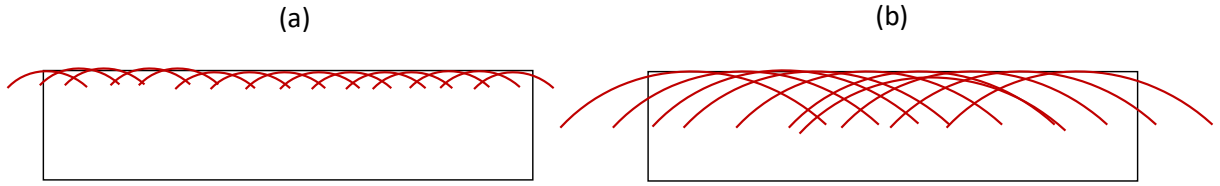

Figure 4.9 Schéma des échos généré par la surface dans le cas d'une inspection (a) par contact et (b) en immersion

Par rapport aux échos constatées dans l'échantillon de FAM *Al7Si – CMT*, ceux–ci sont également visibles à la Figure 4.6.a) et indiqués par des flèches blanches. Néanmoins, la forme et la localisation de ces échos sont légèrement différentes entre les deux types d'inspection. Là encore l'effet de l'étalement du faisceau est sans doute en cause. Pour le confirmer, lorsqu'un zoom est effectué sur la zone comprenant le trou de 250 µm, comme montré à la Figure 4.10, il est flagrant de constater que la forme de la tache est très différente. En effet, dans le cas d'une inspection par contact, à la Figure 4.10.a) la tache est plus réduite et allongée que dans le cas d'une inspection en immersion à la Figure 4.10.b).

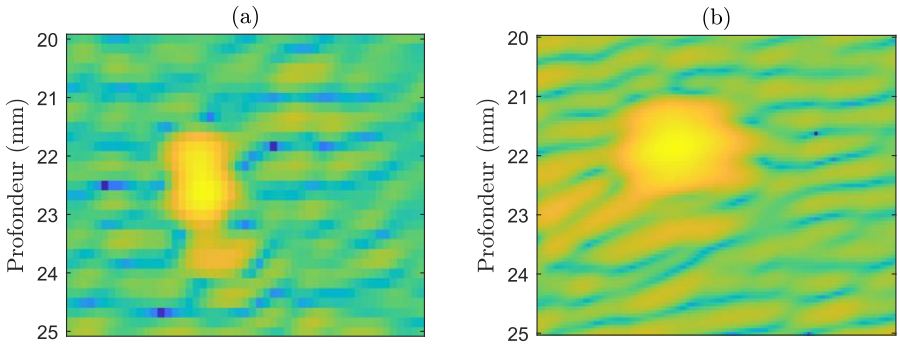

Figure 4.10 Zoom au niveau du trou de diamètre 250 µm de la reconstruction TFM obtenue par inspection (a) en contact et (b) en immersion

Ces remarques sont pour l'instant qualitatives mais pour déterminer une limite de détection il est nécessaire de définir un critère autre que le discernement d'une tache focale par l'œil humain. Comme expliqué dans la méthodologie, deux méthodes ont donc été appliquées pour la détection des discontinuités artificielles. La première méthode était une segmentation avec un seuil de – 6 dB, comme illustré à la Figure 4.11.a) pour le trou de 250 µm dans l'échantillon *Al7Si – CMT*, et la seconde était l'application de la transformée de Hough circulaire, comme illustré à la Figure 4.11.b). Dans les deux cas présentés, la discontinuité est considérée comme détectée.

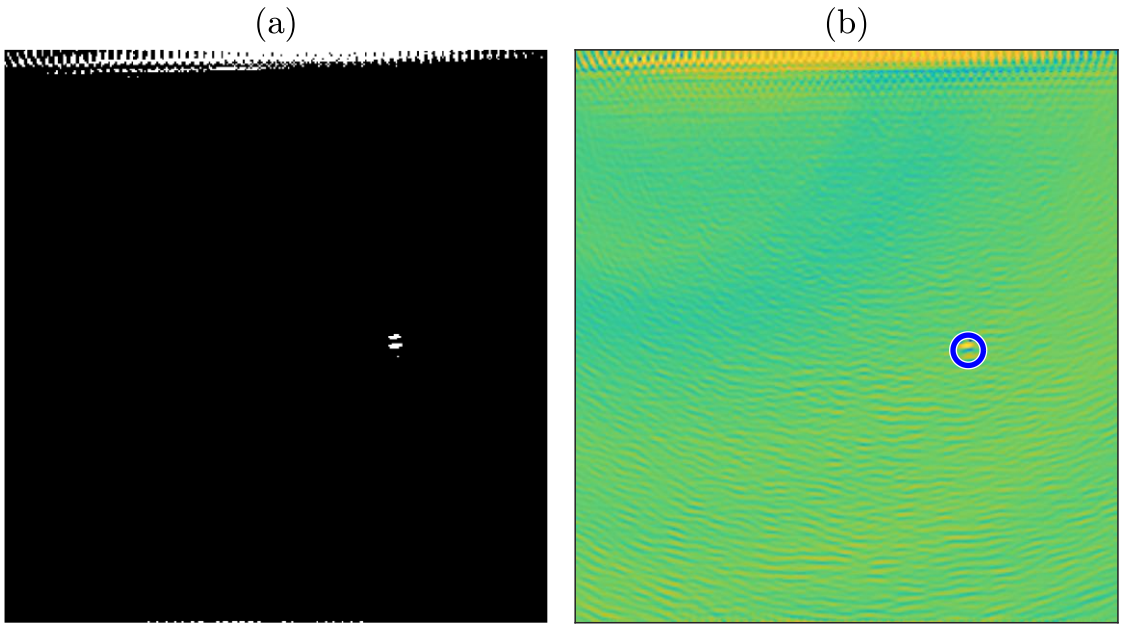

Figure 4.11 (a) Image segmentée à –6 dB de l'échantillon *Al7Si – CMT* présentant un trou de 250 µm de diamètre et (b) application de la transformée circulaire de Hough sur la même image

Pour chaque reconstruction TFM, les deux méthodes ont été appliquées et un taux de détection a été calculé en faisant le rapport du nombre de fois où la discontinuité a été détectée sur le nombre total d'occurrences de la discontinuité. Les taux de détection obtenus selon la première méthode et la seconde méthode sont présentés respectivement à la Figure 4.12.a) et à la Figure 4.12.b).

Ainsi la méthode de segmentation est plus efficace dans le cas d'une inspection par contact car le taux de détection des discontinuités de diamètre supérieur à 250 µm est maximal. Pour le trou de diamètre 250 µm, le taux de détection tombe à 71 % pour une inspection à 24 V et à 57 % pour une inspection à 120 V ce qui est faible. Néanmoins ces valeurs restent au–dessus des taux de détection atteints en immersion qui descend jusqu'à 10 % pour le plus petit trou et à peine 50 % pour le trou de 430 µm à 120 V et ces valeurs chutent encore à 0 % et 10 % pour une inspection à 24 V. Ces résultats sont problématiques car, comme expliqué précédemment il est important de pouvoir effectuer des inspections en immersion des échantillons de FAM. Le problème rencontré est dû la saturation due à la zone sous-surfacique car le maximum du signal, matérialisé par une croix rouge à la Figure 4.14 n'est alors plus au niveau des trous mais en sous-surface.

Pour la méthode de la transformée circulaire de Hough, les taux de détection obtenus sont tous au–dessus ou égaux à 50 % cependant il est plus difficile de dégager une tendance. À l'exception de

la discontinuité de diamètre 250 µm, les taux de détection obtenus par contact sont plus élevés que ceux obtenus par immersion. Là aussi, la zone sous-surfacique semble gêner la reconnaissance de forme circulaire puisque des faux positifs sont observés dans cette zone comme illustré à la Figure 4.15.

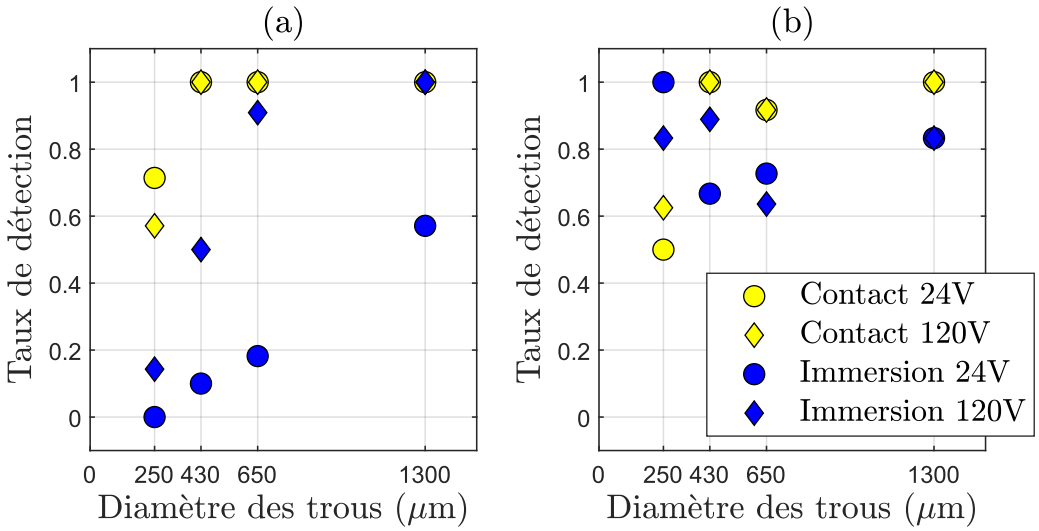

Figure 4.12 Taux de détection des discontinuités artificielles pour (a) la méthode de segmentation à –6 dB et (b) l'application de la transformée circulaire de Hough

En regroupant les données par type d'inspection à la Figure 4.13 il est plus facile de comparer les performances des deux méthodes. Ainsi, il apparaît à la Figure 4.13.a) que les deux méthodes ont des performances assez similaires pour une inspection par contact mais qu'il existe une différence flagrante pour une inspection en immersion comme présenté à la Figure 4.13.b). En effet, les taux de détection obtenus par la transformée circulaire de Hough sont supérieurs à ceux obtenus par segmentation 6 fois sur 8.

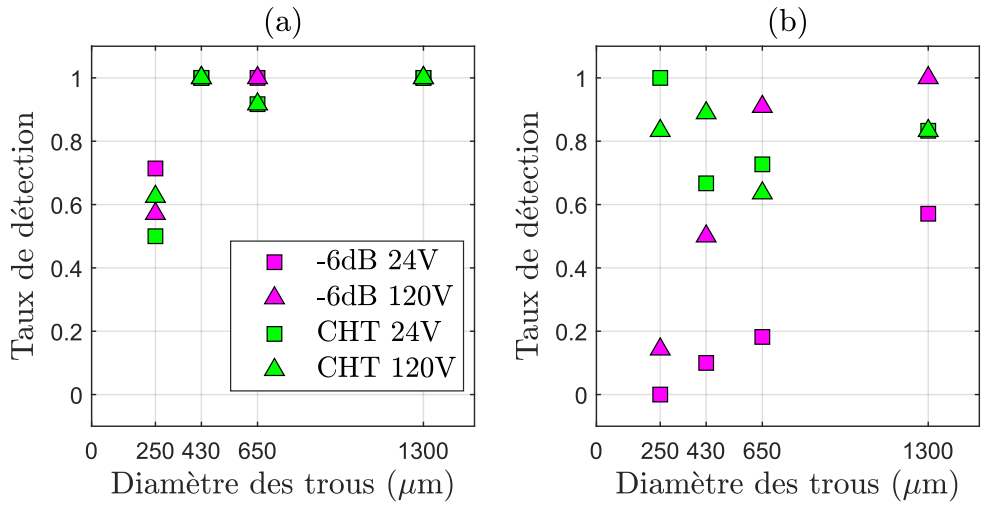

Figure 4.13 Taux de détection des discontinuités artificielles pour (a) une inspection par contact et (b) une inspection par immersion

Au regard des résultats obtenus, la méthode la plus efficace pour évaluer le taux de détection des discontinuités est la méthode de la transformée circulaire de Hough. Elle a également l'avantage d'être moins arbitraire que la méthode de segmentation par seuil. Ainsi, si l'on définit la limite de détection comme la plus petite discontinuité détectée avec un taux de détection supérieur à 70 %, elle peut être fixée à 430 µm pour un contrôle par contact et 250 µm pour un contrôle par immersion comme récapitulé au Tableau 4-1.

Tableau 4-1 Limites de détection en contrôle par ultrasons avec la méthode FMC/TFM

	Limite de détection (µm)
Contact	430
Immersion	250

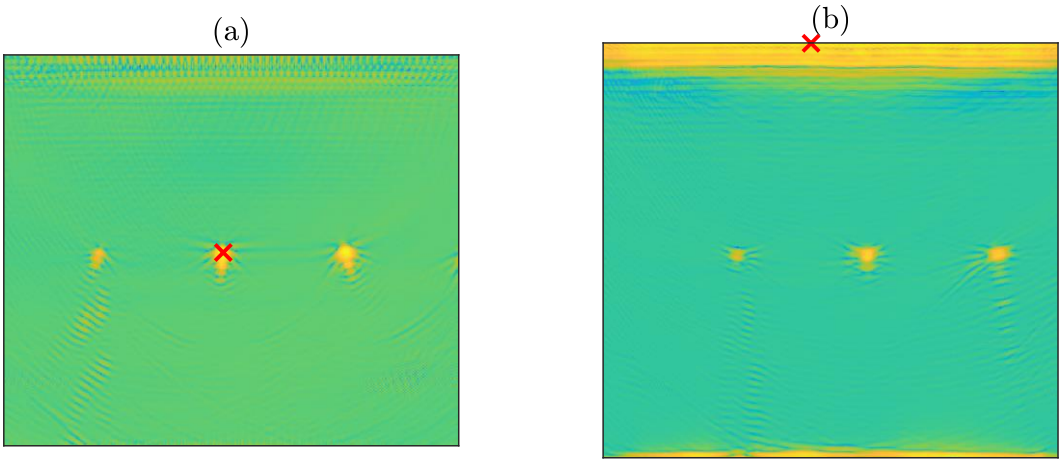

Figure 4.14 Détection du maximum d'intensité du signal pour (a) une inspection par contact et (b) une inspection en immersion de l'échantillon *Ti6AL4V – LPBF*

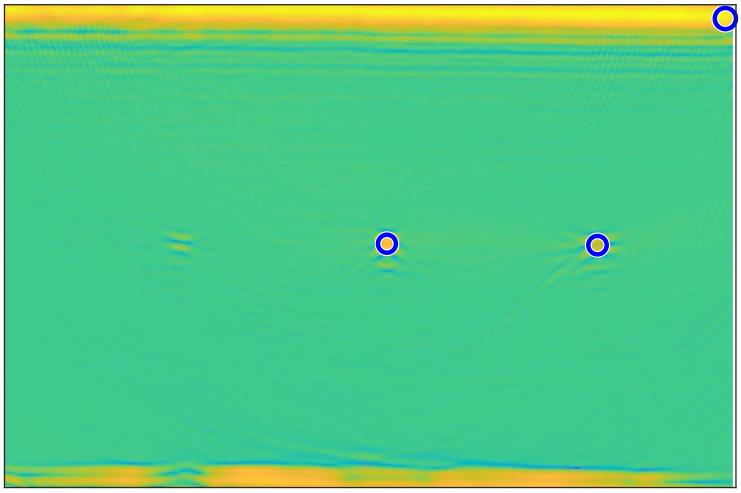

Figure 4.15 Détection des trous de 250 µm et 430 µm par la méthode de la transformée circulaire de Hough dans l'échantillon *Ti6AL4V – Corroyage* et faux positif dans la zone sous surfacique

4.3 Estimation de la taille des discontinuités

Avec ces deux méthodes de détection, une estimation du diamètre des discontinuités artificielles a été effectuée. Pour la méthode de segmentation à – 6 dB nombre de pixels de valeur 1 au niveau de la discontinuité a été compté puis converti en mm^2 avant d'en calculer un diamètre équivalent. Pour la méthode de la transformée de Hough, le rayon des cercles détectés a été évalué puis converti en mm. Les extrema obtenus pour chaque diamètre sont présentés dans le Tableau 4-2. Pour une inspection par contact la méthode de segmentation à – 6 dB fournit une meilleure estimation du

diamètre que la méthode de la transformée circulaire de Hough car la valeur minimale obtenue avec la transformée de Hough est de 1,24 mm pour un trou de 0,43 mm ce qui représente une erreur relative de 188 %. Cependant les valeurs obtenues avec la méthode de segmentation à – 6 dB sont loin de permettre une évaluation de la taille car il y a un écart de l'ordre d'un millimètre entre les valeurs minimales et maximales, ce qui est problématique pour mesurer des tailles comprises entre 0,25 et 1,3 mm. De plus, les intervalles obtenus pour les trous de diamètre 0,25 et 0,43 mm ne couvrent même pas les diamètres réels. Il n'est donc pas possible de mesurer la taille des discontinuités de dimensions inférieures à la longueur d'onde à partir des reconstructions TFM, et ce peu importe le type d'inspection ou la méthode employée. De plus, comme expliqué précédemment la forme et la taille de la tache vont dépendre de la distance verticale et horizontale de la discontinuité par rapport à la sonde et les discontinuités seront toujours mieux définies si elles se situent sur l'axe central de la sonde.

Tableau 4-2 Estimation des diamètres en mm des discontinuités artificielles

Diamètre réel	Segmentation –6dB				Transformée circulaire de Hough			
	Contact		Immersion		Contact		Immersion	
	Min	Max	Min	Max	Min	Max	Min	Max
0,25	0,42	1,14	0,43	1,29	2,83	4,08	1,90	4,17
0,43	0,58	1,65	0,58	0,99	2,80	4,88	1,24	4,48
0,65	0,59	1,71	0,33	1,38	2,80	5,11	1,85	4,98
1,30	0,87	2,03	0,64	1,27	3,12	4,32	1,89	4,22

4.4 Analyse Temps-Fréquence

Des analyses non–linéaires ont par la suite été réalisées sur les reconstructions TFM dans l'espoir de dévoiler les discontinuités naturelles des échantillons de FAM. Pour cela, des images non linéaires ont été produites par soustraction normalisée des images obtenues à 24 V et 120 V tel

qu'expliqué dans la méthodologie. Les images obtenues sont présentées à la Figure 4.16 pour les deux échantillons issus de FAM, *Al7Si – CMT* et *Ti6AL4V – LPBF*, pour les deux types d'inspection. Les résultats s'avèrent décevants car aucune discontinuité n'apparaît de manière claire et les images sont difficiles à interpréter. Cependant, des indications qui se distinguent du fond, entourées en blanc sur les images de la Figure 4.16.a) et de la Figure 4.16.b) laisse penser qu'elles pourraient provenir de discontinuités naturelles de l'échantillon *Al7Si – CMT*. Ces indications ne sont pas observées pour l'échantillon *Ti6AL4V – LPBF* mais celui–ci comporte des discontinuités naturelles de taille bien inférieure à celles générées par les procédés DED. Ce mode de visualisation ne permet pas non plus de distinguer la rainure dont l'emplacement est encadré en rouge et ne résout pas le problème de la zone aveugle sous-surfacique encadrée en rose. En effet, la suppression des signaux censés être linéaires est incomplète ce qui rend l'interprétation de l'image difficile.

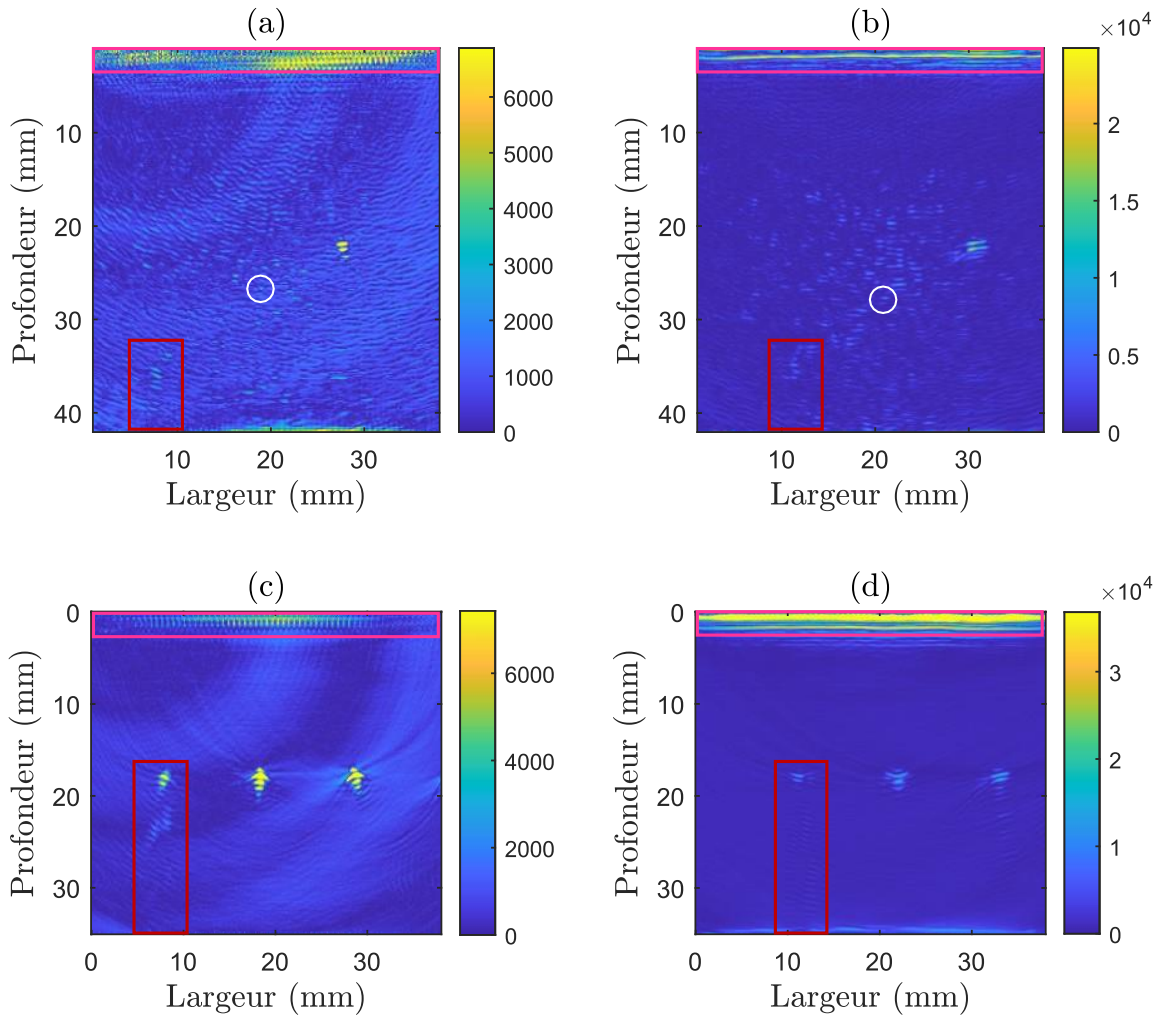

Figure 4.16 Images non linéaires TFM pour l'échantillon *Al7Si – CMT* (a) par contact et (b) en immersion et *Ti6AL4V – LPBF* (c) par contact et (d) en immersion

Afin de palier à cette problématique, une analyse alternative en temps fréquences est proposée par la pseudo distribution lissée de Wigner–Ville. La Figure 4.17 présente la distribution de Wigner–Ville obtenue pour l'échantillon *Al7Si – CMT* au niveau du trou de diamètre 250 µm. Cette représentation est très intéressante car elle permet de situer le signal à la fois dans le domaine temporel et fréquentiel. Ainsi, l'écho produit par cette discontinuité est située temporellement à 1,65 µs soit la moitié du temps nécessaire pour que l'onde parcourt 20 mm ce qui correspond à la profondeur de la discontinuité, et elle est située à 19 MHz. Cette information est particulièrement importante car elle permet de discriminer les signaux liés aux discontinuités du signal de l'écho de surface. En effet, l'écho de surface, dans le coin supérieur gauche de l'image est situé au–dessus de la ligne rouge qui symbolise la limite de 5 MHz qui est la fréquence de contrôle utilisée.

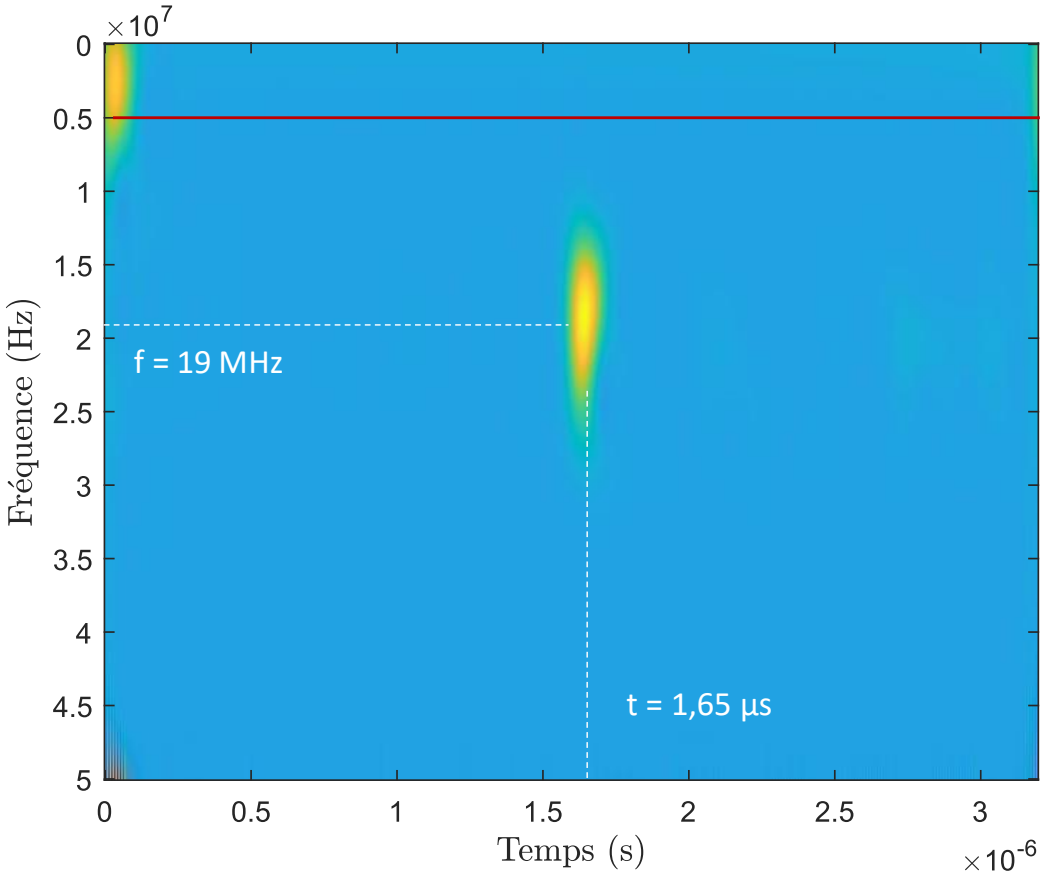

Figure 4.17 Pseudo Distribution de Wigner–Ville Lissée appliquée à la reconstruction TFM de l'échantillon *Al7Si – CMT* pour une inspection en contact à 120 V au niveau du trou de diamètre 250 µm

Cette analyse prouve donc bien qu'il y a un transfert d'énergie sur d'autres fréquences que la fondamentale. Ainsi en appliquant la distribution de Wigner–Ville à chaque « colonne » d'une image TFM, il est possible de reconstituer une image à la fréquence d'intérêt.

Cette méthode a été appliquée à l'échantillon *Al7Si – CMT* pour produire une image de la pièce à basse et haute fréquence pour les deux types d'inspection. Les images obtenues sont visibles à la Figure 4.18. Le constat peut être fait que la saturation de la zone aveugle, encadrée en rose, en sous-surface est résolue par cette méthode filtrage. En effet, sur les images obtenues à haute fréquences en contact et en immersion présentées respectivement à la Figure 4.18.a) et à la Figure 4.18.b) seuls les échos dus à des discontinuités présentes dans l'échantillon sont visibles. Néanmoins, cela est moins vrai dans le cas d'une inspection par immersion où il reste du signal présent en sous-surface mais ce signal pourrait provenir de discontinuités sous-surfaciques.

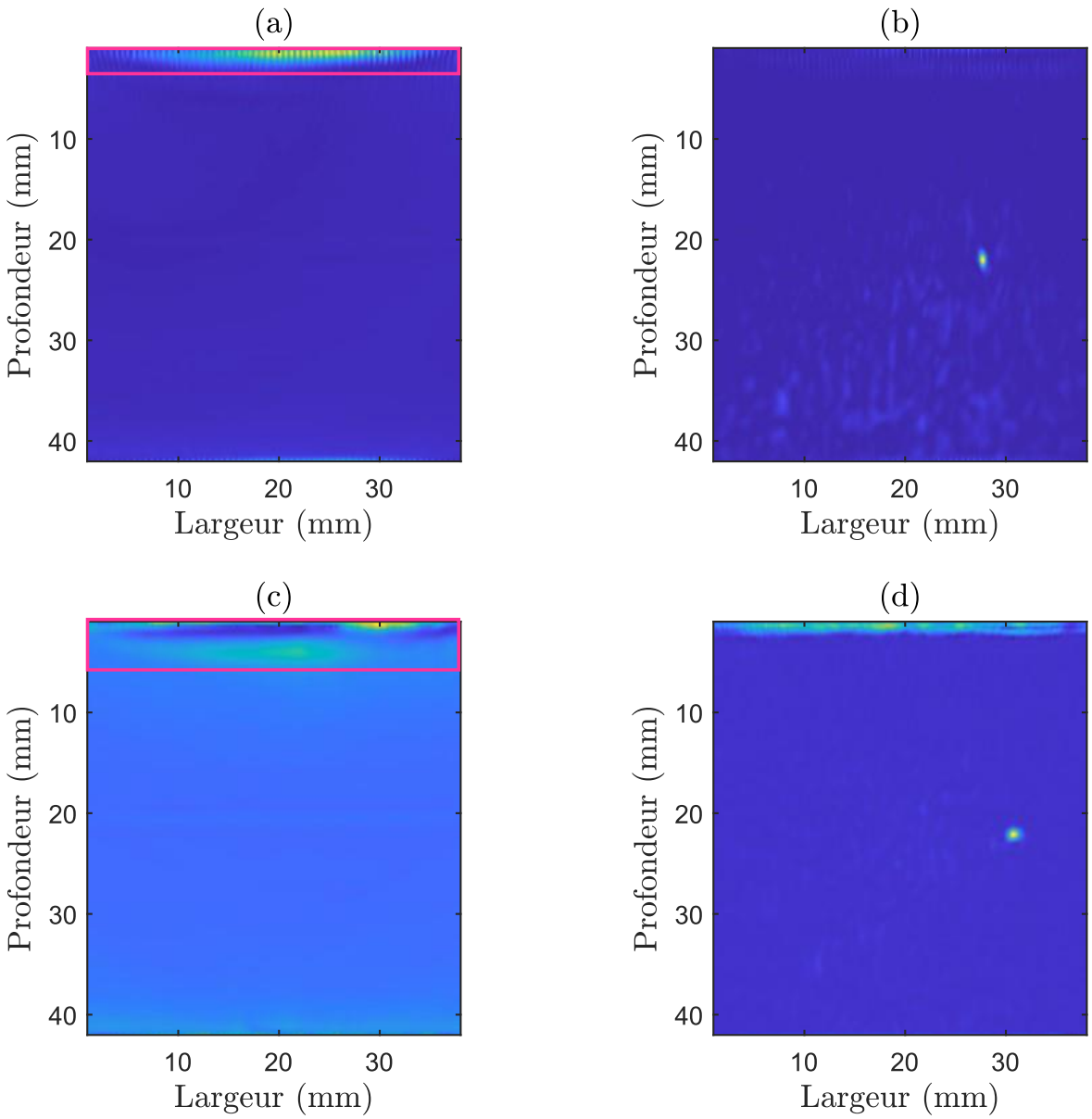

Figure 4.18 Images formées à partir de la pseudo distribution de Wigner–Ville lissée pour l'échantillon *Al7Si – CMT* à (a) 0,6 MHz en contact, (b) 19 MHz en contact, (c) 0,08 MHz en immersion et (d) 8,9 MHz en immersion

La même méthode a été appliquée à l'échantillon *Ti6AL4V – LPBF* et les images résultantes sont présentées à la Figure 4.19. La différence entre les images obtenues à basse et haute fréquence est également frappante, notamment dans le cas de l'inspection par contact. En effet à la Figure 4.19.a) on peut voir la saturation de la zone sous-surfacique, et les ondulations de basses fréquences, indiquées par des flèches noires à l'emplacement des discontinuités artificielles ainsi que l'écho de

fond. L'image obtenue à haute fréquence présentée à la Figure 4.19.b) est donc purifiée de ses composantes basses fréquences qui gênent la lisibilité de l'image et seuls les échos provenant des discontinuités artificielles sont présents. Cependant, là encore la séparation est moins marquée dans le cas d'une inspection par immersion où des signaux de forte intensité, indiqués par des flèches blanches sont présents en sous-surface.

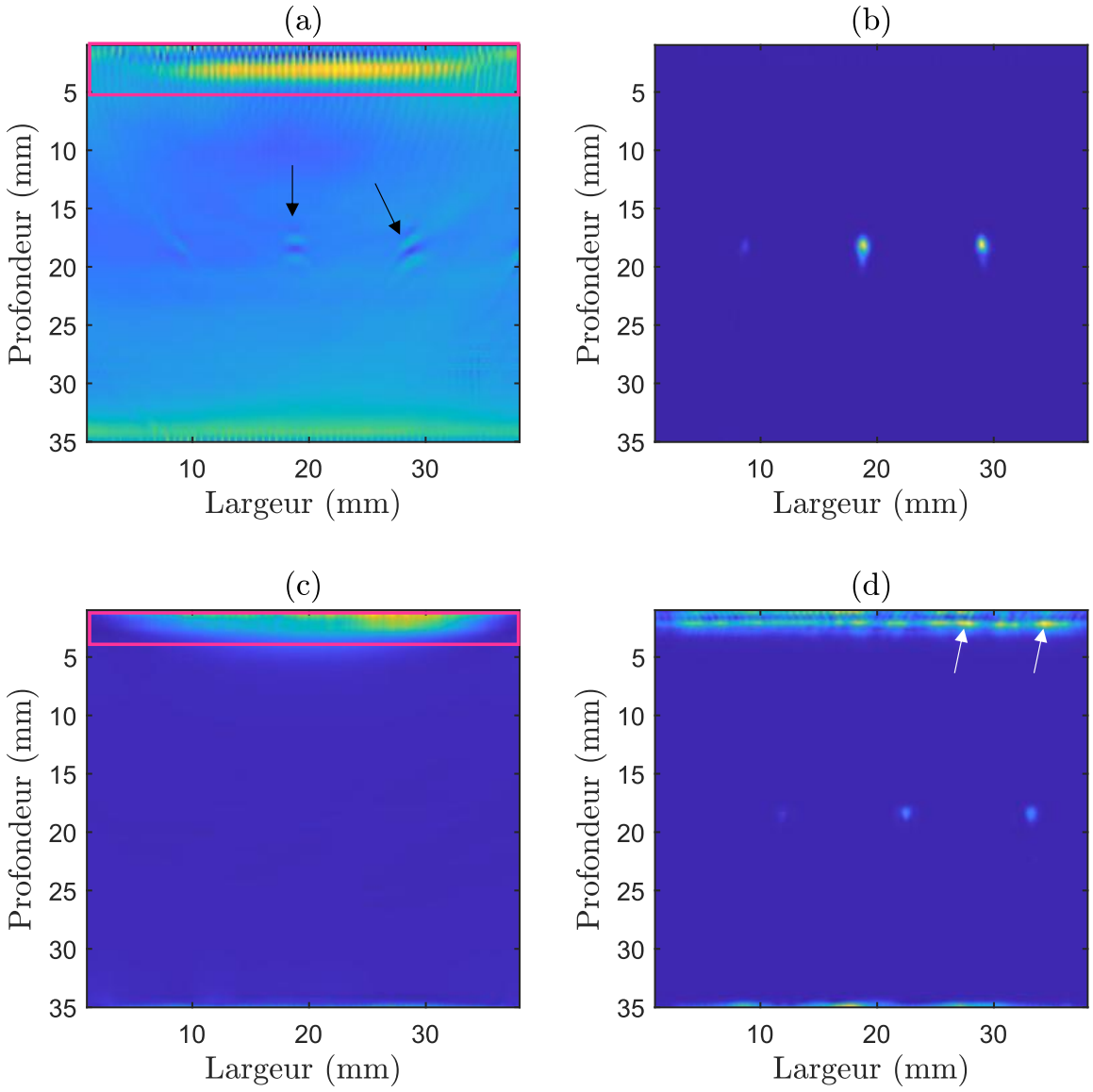

Figure 4.19 Images formées à partir de la pseudo distribution de Wigner–Ville lissée pour l'échantillon *Ti6AL4V – LPBF* à (a) 0,2 MHz en contact, (b) 29 MHz en contact, (c) 0,3 MHz en immersion et (d) 17 MHz en immersion

L'application de la Pseudo distribution de Wigner–Ville Lissée sur les reconstructions TFM permet donc de filtrer les différentes composantes du signal, et ainsi séparer efficacement les échos provenant des discontinuités des échos provenant de la réflexion de l'onde à la surface de l'échantillon. Il serait très intéressant d'usiner des discontinuités artificielles en sous-surface et d'appliquer cette méthode.

Afin de tester cette méthode le signal d'écho de la discontinuité de diamètre 250 µm a été inséré dans la zone sous-surfacique de l'échantillon *Al7Si – CMT* inspecté à 120 V en immersion comme illustré à la Figure 4.20 où les deux signaux sont entourés en noir. Dans la zone sous-surfacique l'écho de la discontinuité est masqué par la saturation due à l'écho de surface.

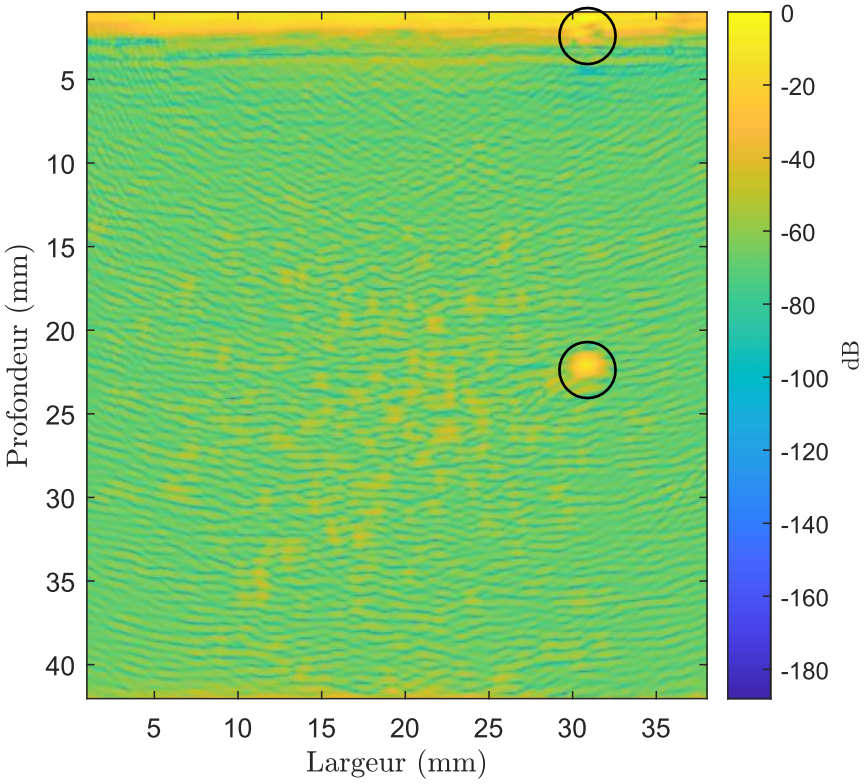

Figure 4.20 Reconstruction TFM de l'échantillon *Al7Si – CMT* inspecté à 5 MHz à 120 V en immersion avec le signal d'écho de la discontinuité inséré dans la zone sous-surfacique

La pseudo distribution de Wigner–Ville lissée a ensuite été appliquée à chaque colonne de la reconstruction. La distribution obtenue dans une zone sans défaut est présentée à la Figure 4.21.a)

et celle obtenue sur une colonne où se trouve les discontinuités à la Figure 4.21.b). Ainsi sur la première distribution seul le signal d'écho de surface est visible dans le plan temps-fréquence à la fréquence de 1,2 MHz. Sur la seconde distribution, un signal est visible à la fréquence à 10,1 MHz à mi–hauteur de l'échantillon correspondant à la véritable discontinuité de 250 µm mais un signal est également visible à cette fréquence proche du temps initial ce qui correspond à la discontinuité artificielle rajoutée en sous–surface.

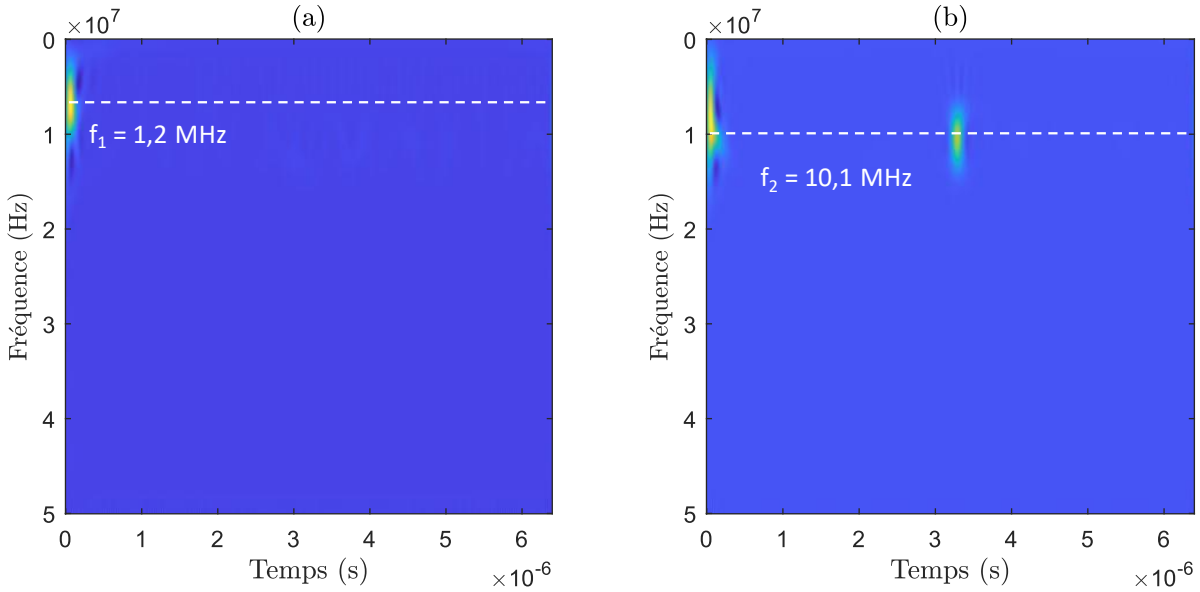

Figure 4.21 Distribution de Wigner–Ville appliquée à la reconstruction TFM modifiée de l'échantillon *Al7Si – CMT* pour une inspection en contact à 120 V (a) dans une zone sans discontinuité et (b) au niveau des discontinuités de diamètre 250 µm

Le signal de fréquence égale à 10,1 MHz a donc été extrait de chaque distribution pour former une image de la pièce à cette fréquence, l'image résultante est présentée à la Figure 4.22. Sur cette représentation, la discontinuité de 250 µm située à mi–hauteur de l'échantillon entourée en blanc est visible. La discontinuité simulée en sous-surface, également entourée en blanc qui était masquée par l'écho de surface à la Figure 4.21 est elle aussi parfaitement visible. L'écho de surface a donc été efficacement filtré. Cependant, ce résultat repose sur l'hypothèse qu'en immersion l'écho d'un signal en sous-surface est identique à l'écho obtenu à mi-hauteur de l'échantillon.

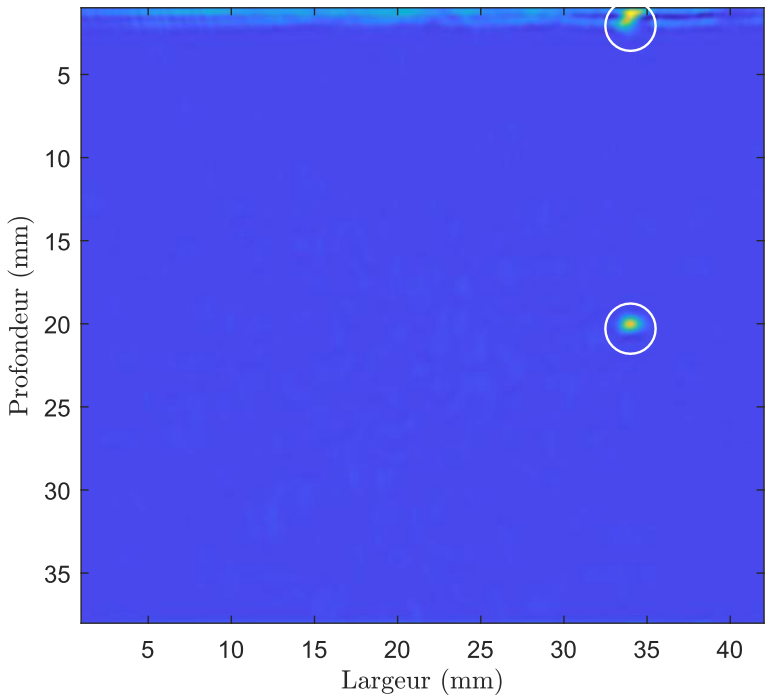

Figure 4.22 Image formée à partir de la pseudo distribution de Wigner-Ville lissée pour la reconstruction TFM modifiée de l'échantillon *Al7Si – CMT*

Afin de valider ce résultat expérimentalement, l'échantillon *Ti6AL4V – LPBF* a été coupé à mi-hauteur afin d'avoir les discontinuités artificielles situées en sous-surface. Une inspection en immersion à 120 V et 5 MHz a ensuite été effectuée. Les reconstructions TFM sont présentées à la Figure 4.23 où les emplacements des discontinuités artificielles sont marqués par des cercles et un trait vertical symbolise la rainure. Les discontinuités sont noyées dans la somme des échos de surface rendant leur identification impossible.

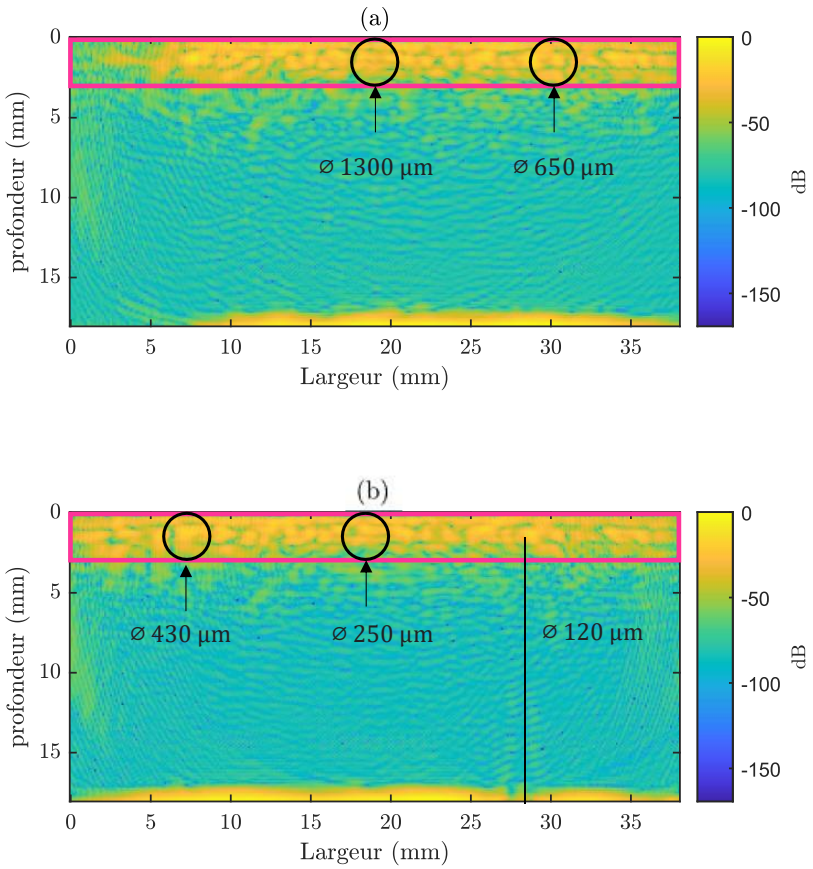

Figure 4.23 Reconstructions TFM de l'échantillon *Ti6AL4V – LPBF* inspecté à 5 MHz à 120 V en immersion

La Pseudo Distribution de Wigner-Ville Lissée a donc été appliquée à chacun des signaux composant les reconstructions TFM afin de séparer les composantes hautes et basses fréquences. Les images obtenues à basse fréquence sont présentées à la Figure 4.24 où les emplacements des discontinuités artificielles sont cette fois marqués par des cercles blancs. Sur ces images, des taches de forte intensité sont visibles à l'emplacement des trous de diamètre 650 µm et 250 µm. Il est normal que le trou de 250 µm soit le plus échogène car il se situe au centre de la sonde donc la contribution de chaque élément est maximisée. Ce devrait être le cas du trou de 1300 µm à la Figure 4.24.a) car il se trouve au milieu de la sonde or la tache observée est de faible intensité par rapport à la tache formée pour le trou de 650 µm. Cela s'explique également par la contribution de chaque élément car bien que le trou de 1300 µm soit au centre de la sonde, celle-ci n'est pas uniquement centrée sur l'échantillon et presque le tiers des éléments émettent donc dans l'eau. Le coin supérieur gauche de l'échantillon indiqué par une flèche rouge représente donc la partie la plus échogène.

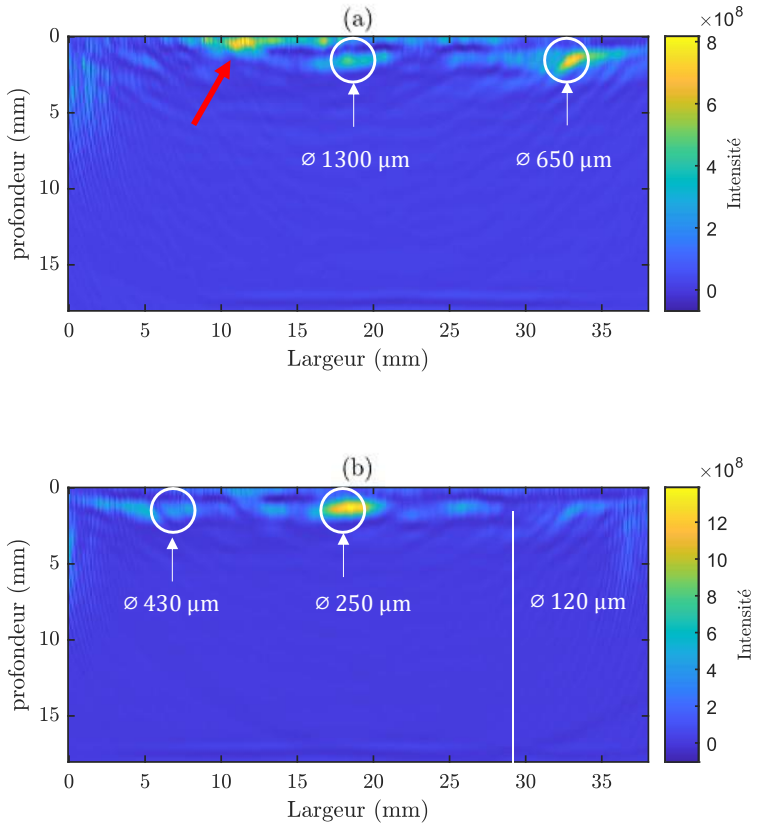

Figure 4.24 Images formées à partir de la pseudo distribution de Wigner-Ville lissée pour la reconstruction TFM de l'échantillon *Ti6AL4V – LPBF* de (a) gauche à (b) à droite

Ces résultats montrent donc qu'il est possible de détecter des discontinuités en sous-surface en séparant les différentes composantes du signal selon leurs fréquences instantanées.

4.5 Inspection à 10 MHz de l'échantillon de FAM DED

Étant donné que les valeurs du coefficient d'atténuation pour l'échantillon *Al7Si – CMT* sont faibles par rapport à ceux des autres échantillons, et qu'il s'agit de l'échantillon de FAM présentant les plus grandes discontinuités naturelles, un essai d'inspection à 10 MHz en immersion a été réalisé. La reconstruction TFM obtenue pour le trou de diamètre 250 µm est présentée à la Figure 4.25.b) et celle obtenue pour cette même discontinuité à 5 MHz est rappelée à la Figure 4.25.a).

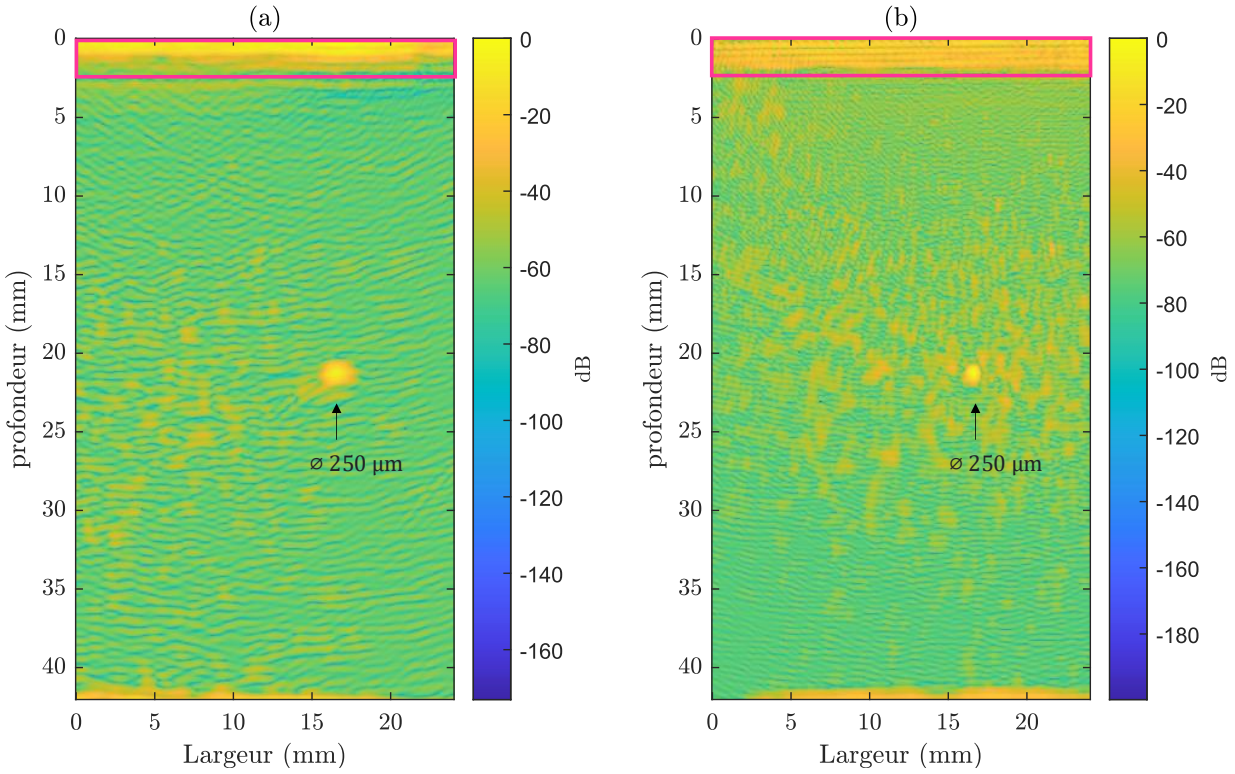

Figure 4.25 Reconstructions TFM de l'échantillon *Al7Si – CMT* inspecté à (a) 5 MHz et (b) 10 MHz à 120 V en immersion

La tache focale représentant le trou à 5 MHz est bien plus large que celle obtenue à 10 MHz et sans surprise la reconstruction obtenue à 10 MHz est plus bruitée que celle de 5 MHz. Il est difficile d'affirmer que ces taches de fortes intensités sont dues à la réflexion de l'onde sur d'éventuelles discontinuités naturelles car leurs formes et leurs emplacements diffèrent d'une reconstruction à l'autre. En ce qui concerne la profondeur de la zone aveugle en sous-surface, celle-ci est similaire dans pour les deux fréquences.

4.6 Effet de la rugosité de surface sur la détectabilité

Le rapport signal sur bruit de toutes les reconstructions TFM a été évalué et les valeurs obtenues sont affichées en fonction de la rugosité de surface des échantillons à la Figure 4.26. Une tendance s'observe lors d'une inspection par contact à 24 V. En effet, le rapport signal sur bruit diminue presque linéairement en fonction de la rugosité de surface. La tendance est moins nette dans le cas d'une inspection par contact à 120 V mais une baisse du rapport signal sur bruit en fonction de la rugosité est constatée. Pour ce qui est des inspections en immersion, aucune relation n'est observée entre le rapport signal sur bruit et la rugosité de surface, que ce soit pour une inspection à 24 V ou 120 V. Cette sensibilité moindre en immersion peut s'expliquer par le fait que la majeure partie de l'énergie acoustique est perdue au niveau des changements d'interface métal/eau et eau/métal et que la part d'énergie perdue à cause de la diffraction de l'onde sur les irrégularités de surface est négligeable.

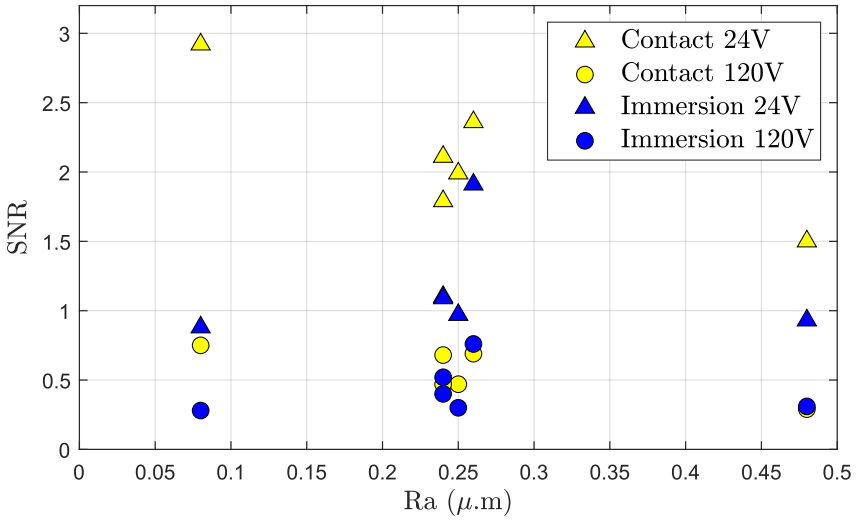

Figure 4.26 Rapport signal sur bruit des reconstruction TFM en fonction du paramètre de rugosité Ra

Un rapport signal sur bruit élevé garantit une bonne lisibilité des reconstructions et de fait une meilleure détection des discontinuités, or les pièces de FAM présentent généralement une rugosité de surface élevée. Étant donné que le rapport signal sur bruit est moins sensible à la rugosité en immersion, ce type d'inspection est à privilégier pour les pièces de FAM. Cette conclusion va donc dans le sens souhaité car la géométrie des pièces de FAM étant généralement complexe, il n'est pas toujours possible de poser la sonde ultrasonore sur toutes les surfaces. Bien que les valeurs de

rugosité évaluées ici ne soient pas de l'ordre de grandeur des rugosités de surface mesurée sur une pièce de FAM brute de fabrication, il est intéressant de savoir que l'influence est moindre en immersion. Néanmoins, le rapport signal sur bruit a été mesuré en omettant la zone sous-surfacique or il s'est avéré que cette zone était celle qui gênait le plus les méthodes de détection. Le rapport signal sur bruit tel qu'il a été mesuré n'est donc pas forcément le paramètre le plus significatif pour décrire la qualité d'une reconstruction TFM.

CHAPITRE 5 DISCUSSION GÉNÉRALE

Ce chapitre présente une réflexion critique de la méthodologie employée et des résultats. Cette discussion est structurée en quatre parties. Tout d'abord, un retour sur l'effet de la microstructure de FAM sur l'atténuation ultrasonore et l'avantage que cela représente en termes de CND est fait. La valeur ajoutée de l'utilisation de la reconstruction TFM pour visualiser les discontinuités artificielles de petite dimension est ensuite soulignée, mais le défi que représente l'automatisation de la détection et la quantification d'un taux de détection est soulevé. L'influence du type d'inspection et de la forme du front d'onde qui en résulte est également discutée. Par la suite, l'attention est portée sur la difficulté que représente la détection des discontinuités naturelles de la FAM même au moyen des ultrasons non linéaires. Enfin, l'apport de l'analyse temps-fréquence des signaux ultrasonores est mis en avant notamment au travers du filtrage de la zone aveugle en sous-surface.

5.1 Effet de la microstructure de FAM sur l'atténuation des ultrasons

Les résultats des mesures du coefficient d'atténuation à 5 MHz montrent que les microstructures des pièces issues de FAM, que ce soit par la méthode DED ou LPBF génèrent une atténuation moindre que celle générée par les microstructures de pièces issues de procédés conventionnels tels que le moulage ou le corroyage. Cela est expliqué par les analyses métallographiques qui ont révélé une microstructure dendritique fine de l'échantillon *Al7Si – CMT* et une microstructure lamellaire très fine de l'échantillon *Ti6Al4V – LPBF* par rapport aux autres microstructures. La mesure de la taille moyenne de grain n'a pas permis de lier directement les valeurs obtenues aux coefficients d'atténuation pour les échantillons d'alliage d'aluminium. La distribution des particules de silicium est peut-être un paramètre significatif, car la masse volumique va varier localement or l'impédance acoustique est égale au produit de la masse volumique par la célérité de l'onde et une variation d'impédance va entraîner une variation de l'intensité réfléchie. La taille de grains ne suffit pas non plus à expliquer les différences d'atténuation constatées dans les échantillons d'alliage de titane mais là encore une différence de masse volumique et donc d'impédance peut expliquer l'effet propre à chaque matériau.

De plus, la mesure du coefficient d'atténuation à 5 MHz selon les trois faces a également permis de mettre en évidence une moindre anisotropie d'atténuation par rapport aux pièces issues de

procédés conventionnels. En effet, la crainte était que l'anisotropie de forme des grains de pièces de FAM, qui sont généralement allongés dans la direction de construction, se traduise par une anisotropie d'atténuation. Or, ce n'est pas le cas, cela indique donc que la sensibilité de l'atténuation des ondes ultrasonores à la forme des grains n'est pas significative pour le matériau et la microstructure étudiés et que le lien entre une microstructure et un comportement d'atténuation est complexe et multifactoriel comme l'ont souligné Lhuillier et al. en étudiant l'influence de la forme et de la distribution des grains sur l'atténuation ultrasonore (Lhuillier et al., 2017).

Ainsi pour une même profondeur d'inspection par ultrasons la microstructure de pièces issues de la FAM engendre une diminution plus faible de l'amplitude de l'onde ultrasonore que celle de pièces issues de procédés conventionnels, et cette décroissance est plus isotrope. Ces observations renforcent donc l'attractivité du contrôle non destructif par ultrasons des pièces de FAM et justifient de s'intéresser au développement d'un protocole.

5.2 Bénéfices de la méthode TFM

La méthode d'acquisition FMC et de reconstruction TFM a été utilisée pour imager les échantillons. Cette méthode a permis de visualiser des discontinuités d'une taille allant au cinquième de la longueur d'onde dans la plupart les échantillons alors que la limite de détection des ultrasons mono élément rapportée dans la littérature est de l'ordre de la demi–longueur d'onde. Cependant, déterminer un seuil de détection de manière systématique n'est pas trivial.

Deux méthodes ont donc été testées pour quantifier le taux de détection des discontinuités. La première est une segmentation par seuil à –6 dB ce qui correspond à la moitié de l'intensité maximale et la seconde est une méthode automatisée de reconnaissance de forme basée sur la transformée circulaire de Hough. Les taux de détection obtenus selon le diamètre de la discontinuité artificielle avec les deux méthodes sont très disparates. Finalement, c'est la méthode de reconnaissance de forme qui est moins sensible au mode d'inspection, par contact ou en immersion. Ainsi en choisissant un taux de détection supérieur à 70 % pour déterminer la limite de détection par ultrasons multiéléments, celle–ci peut être fixée à 250 µm pour une inspection en immersion et 430 µm pour une inspection par contact.

Ce résultat est surprenant car en immersion l'énergie apportée est moindre que lors d'une inspection par contact du fait de la plus grande distance à parcourir pour l'onde et du nombre plus

important de ruptures d'impédance. Cependant les performances des méthodes de détections dépendent fortement de la qualité des images reconstruites et de la position horizontale de la discontinuité par rapport aux éléments de la sonde. Or dans le cas d'une inspection par contact le front d'onde est plus sphérique que dans le cas d'une inspection par immersion ce qui empêche certaines discontinuités d'être atteintes par certains éléments de la sonde. Cela a pour résultat de produire des interférences constructives moindres que lors d'une inspection par immersion, ce qui gêne la détection des défauts. Cela est particulièrement vrai pour les échantillons de faibles épaisseurs *Al7SiMg – Moule permanent* et *Al7SiMg – Moulage semi–solide* où le trou de diamètre égal à 250 µm n'est pas visible pour le premier et à peine visible pour le second alors qu'ils apparaissent dans le cas d'une inspection par contact.

Néanmoins, l'augmentation des interférences entre les échos provenant des éléments de la sonde en immersion est quand–même problématique car la zone aveugle en sous-surface est alors beaucoup plus saturée que dans le cas d'une inspection par contact. Cela gêne également les méthodes de détection et empêche la détection d'une discontinuité sous-surfacique or ce sont les discontinuités les plus préjudiciables pour la vie en fatigue des pièces de FAM d'après la revue de littérature (Andreau et al., 2019). En ce qui concerne la rainure, celle-ci n'a pas été détectée en tant que discontinuité plane car seule son extrémité de 120 µm d'épaisseur fait obstacle à la propagation de l'onde, ce qui en fait une discontinuité peu échogène.

Une détermination du diamètre des discontinuités a été tentée au moyen des deux méthodes de détection, cependant les intervalles de diamètres obtenus ne contiennent dans la plupart des cas pas les véritables valeurs et la dispersion est de l'ordre de grandeur des discontinuités. De plus, pour une fréquence de 5 MHz il n'y a pas de proportionnalité entre les valeurs calculées et les valeurs réelles ce qui empêche de mettre au point une méthode de calibration à partir d'échos de références.

5.3 Détection des discontinuités naturelles des échantillons de FAM

L'hypothèse de départ qui était d'affiner la limite de détection des ultrasons linéaires en exploitant la réponse non linéaire des discontinuités de faible dimension devant la longueur d'onde n'a malheureusement pas été vérifiée. En effet, l'expérience visant à inspecter les pièces à basse et haute énergie puis de soustraire les reconstructions TFM normalisées pour supprimer les échos linéaires et visualiser les résidus non linéaires s'est avéré non concluante. La suppression des échos

issus des discontinuités artificielles n'est pas totale, et les images ainsi formées sont bruitées et difficiles à interpréter.

La méthode d'inspection utilisée n'a peut–être pas fourni une énergie suffisante au milieu inspecté afin de déclencher le comportement non linéaire des discontinuités. En effet, lors d'une inspection de type FMC, les éléments émettent séquentiellement ce qui permet d'obtenir le maximum d'information sur le milieu inspecté et ainsi d'obtenir une très bonne résolution, mais l'énergie envoyée par un élément reste limitée. L'imagerie par onde plane permettrait peut–être d'obtenir de meilleurs résultats. Pour une onde à N éléments l'imagerie par ondes planes permet d'envoyer une énergie N fois supérieure par rapport à une acquisition FMC grâce aux interférences constructives entre les éléments.

Toutefois, des échos sont visibles dans l'échantillon de FAM de la méthode DED proviennent très probablement des discontinuités naturelles de l'échantillon. En effet, ces indications sont présentes à la fois sur les reconstructions TFM lors d'une inspection par contact et lors d'une inspection en immersion ce qui exclut le fait que ce soient des artefacts. Cependant comme expliqué précédemment la surface de la tache focale correspondant à une discontinuité est souvent bien supérieure à la véritable surface de la discontinuité et ne lui est pas proportionnelle. Or, les métallographies ont révélé dans l'échantillon de FAM du procédé DED, *Al7Si – CMT,* des discontinuités d'une taille maximale de l'ordre de 1/9ème de la longueur dans l'aluminium à 5 MHz ce qui est très petit, et celles–ci sont distantes les unes des autres de quelques centaines de micromètres ce qui résulte en des taches focales mélangées. Il n'est donc pas possible d'identifier séparément chaque discontinuité naturelle de l'échantillon *Al7Si – CMT* avec cette longueur d'onde.

Une solution serait d'augmenter la fréquence d'inspection, mais cela entrainerait une augmentation de l'atténuation et donc une réduction de la profondeur d'inspection. Cependant la faible valeur du coefficient d'atténuation des pièces de FAM mesurée à 5 MHz a permis d'envisager une inspection à plus haute fréquence sans une trop grande réduction de la profondeur d'inspection. Celle-ci a été tentée uniquement pour l'échantillon de FAM présentant les plus grandes discontinuités naturelles mais l'image obtenue est très bruitée ce qui complique l'identification des discontinuités. Les plus grandes discontinuités naturelles de l'échantillon de FAM du procédé PBF, *Ti6Al4V – LPBF* sont

de l'ordre de 1/40ème de la longueur dans le titane à 5 MHz ce qui semble bien trop petit pour être détecté par ultrason et ce peu importe la technique et la longueur d'onde.

Malgré tout, l'inspection par ultrasons multiéléments des pièces de FAM reste une méthode alternative intéressante par rapport à l'analyse par tomodensitométrie. L'analyse ultrasonore ne pourra jamais surpasser la précision des analyses par tomodensitométrie, mais possède néanmoins des avantages non négligeables. Tout d'abord la rapidité de l'analyse est à souligner. Toutes les inspections réalisées dans le cadre de ce projet ont pris au total 1h47min de temps d'acquisition et de traitement, or les temps reportés dans la revue de littérature pour une analyse par tomodensitométrie sont de l'ordre d'une heure pour une inspection d'un volume de 15 mm^3. De plus, la limite de détection dépend du volume inspecté, il n'est généralement pas possible de détecter des discontinuités plus petites qu'un pourcent de l'épaisseur. Ainsi pour l'échantillon *Al7Si – CMT* il n'aurait pas été possible de détecter des discontinuités de taille inférieure à 422 µm, or avec l'application de la méthode TFM, la discontinuité de 250 µm est détectée. Pour des applications industrielles, sur des lots de tailles importantes le développement de méthode de CND ultrasonores pour la FAM doit donc être poursuivi.

Une rugosité de surface de 0,48 µm ne limite l'application du CND par ultrasons. La diffusion de l'onde sur les aspérités de surface diminue l'énergie du signal mais il a été montré que pour des valeurs de Ra comprises entre 0,08 et 0,48 µm cet effet n'entrainait pas une diminution significative du rapport signal sur bruit dans le cas d'une inspection en immersion. Cela confirme qu'il est plus judicieux d'opter pour une inspection par immersion des pièces de FAM.

5.4 Analyse temps–fréquence et filtrage du signal en sous–surface

Enfin bien que l'inspection ultrasonore par immersion génère une zone de saturation très élevée, une méthode de filtrage basée sur la Pseudo distribution Lissée de Wigner-Ville a été proposée. L'analyse temps–fréquence s'avère très puissante pour l'analyse de signaux non stationnaires car elle permet de localiser des variations locales de fréquences ce qui n'est pas possible avec une analyse de Fourier classique. Parmi les méthodes d'analyse temps–fréquence la pseudo distribution lissée de Wigner-Ville a été choisie pour sa facilité de mise en œuvre, sa bonne résolution à la fois en temps et en fréquences et sa suppression des problèmes d'interférences qui existent avec la distribution de Wigner–Ville. Ainsi la PDLWV a été appliquée à chacun des signaux temporels

formant une reconstruction TFM et il s'est avéré que la fréquence instantanée de l'écho de surface et l'écho de fond est différente de la fréquence instantanée d'un écho dû à une discontinuité. Il est donc possible de séparer les signaux basses fréquences qui ne sont pas indicatifs d'une discontinuité des signaux hautes fréquences et ainsi d'obtenir des images plus faciles à interpréter et surtout de s'affranchir de la zone aveugle sous–surfacique. Afin de mettre à l'épreuve cette méthode, un signal d'écho de la discontinuité de 250 µm a été ajouté dans la zone sous-surfacique de la reconstruction TFM de l'échantillon *Al7Si – CMT*. En observant la représentation temporelle, il est impossible de détecter cette discontinuité alors qu'en séparant les composantes basses fréquences et hautes fréquences du signal via la PDLWV il est possible de former une image où seuls les échos dus aux discontinuités sont présents. Cependant, ces résultats étaient basés sur l'hypothèse que pour une inspection en immersion l'écho de la discontinuité sera identique à mi–hauteur de l'échantillon et en sous-surface. Afin de vérifier cette hypothèse L'échantillon *Ti6AL4V – LPBF* a été coupé à mi-hauteur et inspecté en immersion. Grâce au filtrage par la PDLWV, il a été possible d'identifier les discontinuités de 650 µm et de 250 µm qui étaient noyées dans l'écho de surface sur la reconstruction TFM de base. Ces discontinuités ont pu être identifiées car leurs positions horizontales par rapport à la sonde maximisaient le nombre de contributions des éléments. De manière générale il est intéressant d'investiguer les représentations temps-fréquences des signaux ultrasonores car ils sont riches d'information. De plus, le contenu fréquentiel des signaux est lié à la durée temporelle de la pulsation envoyée et plus la pulsation est courte plus le contenu fréquentiel sera large, c'est le cas dans ce projet car la pulsation ne durait qu'une demi-période. Il serait intéressant d'étudier l'influence de la durée de la pulsation sur la réponse.

CHAPITRE 6 CONCLUSIONS

Ce projet a été l'occasion d'investiguer le potentiel du CND par ultrasons pour les pièces issues de FAM. La faible atténuation des ultrasons de la microstructure de FAM, pour les méthodes DED et PBF, comparativement aux microstructures conventionnelles, et l'isotropie de celle-ci, a été mise en évidence. Les inspections ultrasonores réalisées avec la méthode FMC et TFM ont permis de détecter des discontinuités artificielles d'une taille allant à un cinquième de la longueur d'onde pour une profondeur d'inspection allant jusqu'à 42 mm, avec des temps d'inspection et de traitement du signal inférieurs à 2 h. La méthode d'inspection par immersion est à privilégier car elle permet une meilleure détection des discontinuités et une moindre sensibilité à la rugosité de surface. Enfin, l'analyse temps-fréquence des signaux reconstruits permet de séparer efficacement les composants du signal et garantit une meilleure détectabilité notamment en sous-surface.

Les objectifs spécifiques du projet et les conclusions se rapportant à chacun sont les suivantes :

OS1 Vérifier que l'atténuation des ondes ultrasonores est comparable ou moindre au sein de microstructures de la FAM par rapport aux microstructures conventionnelles

1.1 La microstructure des échantillons de titane et d'aluminium issus de la FAM génère une atténuation moindre par rapport aux microstructures conventionnelles, et est donc compatible avec l'utilisation des ultrasons comme méthode de CND

OS2 Vérifier que la limite de détection des ultrasons non linéaires est de l'ordre de grandeur des discontinuités de la FAM

2.1 Le mode d'inspection et de variation de l'amplitude des ondes ultrasonores se sont avérés inefficaces pour déclencher le comportement non linéaire des discontinuités naturelles de la FAM de l'ordre de 138 µm pour l'échantillon DED et de 30 µm pour l'échantillon PBF étudiés

2.2 Il est possible d'identifier des discontinuités de 250 µm à 5 MHz avec la méthode TFM dans tous les échantillons d'aluminium et de titane étudiés

OS3 Quantifier et comparer le rapport signal sur bruit des reconstructions TFM pour différentes rugosités de surface

3.1 Une rugosité de surface allant jusqu'à 0,48 µm ne diminue pas la qualité des reconstructions TFM en immersion

Une conclusion non rattachée à un OS a également pu être formulée à savoir :

4.1 Une inspection par immersion est à privilégier pour garantir une meilleure détectabilité dans les échantillons de faible épaisseur

Ce projet a contribué à l'avancement des connaissances du CND par ultrasons des pièces de FAM et propose une méthode de filtrage permettant de s'affranchir de la zone aveugle en sous-surface.

Dans l'état actuel du CND par ultrasons, il n'est pas possible d'obtenir les informations nécessaires à la prévision de la tenue en fatigue des pièces, telles que la forme et la taille des discontinuités. Néanmoins, les méthodes ultrasonores ont leur place dans l'industrie car elles peuvent permettre de compléter les informations données par une analyse aux rayons X voire de les surpasser dans certains cas. En effet, dans le cas des pièces d'épaisseur supérieure à 25 mm, la précision pouvant être atteinte par les ultrasons sera supérieure à celle obtenue par analyse tomodensitométrique qui est de l'ordre de 1% de l'épaisseur. Cela sera également vrai pour des pièces d'épaisseur supérieure à 12,5 mm pour une analyse par radiographies conventionnelles car la limite de détection est cette fois de l'ordre de 2% de l'épaisseur. De plus, à la manière de la norme ASTM B108 qui permet de classer les pièces selon différents grades en fonction des discontinuités identifiées par comparaison à des radiographies de références, il est possible d'imaginer un classement similaire des pièces de FAM par comparaison à des résultats d'analyses ultrasonores de références. Le CND des pièces de FAM constitue d'ailleurs d'un sujet d'intérêt pour l'industrie aéronautique comme en témoigne la récente norme ASTM E3166 , dans laquelle pourtant l'inspection par ultrasons n'est que peu évoquée.

Les travaux futurs pourraient se concentrer sur l'application d'autres méthodes de reconstruction moins sensibles au bruit structural, telle que les méthodes fréquentielles, aux pièces de la FAM. L'imagerie par ondes planes des pièces de FAM pourrait aussi être plus adaptée qu'une inspection FMC pour déclencher le comportement non linéaire des petites discontinuités de la FAM. Ces deux avenues sont proposées dans le but d'affiner encore la limite de détection pour permettre la détection des discontinuités naturelles de la FAM.

RÉFÉRENCES

ASTM International. (2013). ASTM B367-13 : Standard Specification for Titanium and Titanium Alloy Castings. In. West Conshohocken: PA : American Society for Testing and Materials.

ASTM International. (2014). ASTM F3001-14 : Standard Specification for Additive Manufacturing Titanium-6 Aluminum-4 Vanadium ELI (Extra Low Interstitial) with Powder Bed Fusion. In. West Conshohocken: PA : American Society for Testing and Materials.

ASTM International. (2015). ASTM E664/E664M : Standard Practice for the Measurement of the Apparent Attenuation of Longitudinal Ultrasonic Waves by Immersion Method. In. West Conshohocken: PA: American Society for Testing and Materials.

ASTM International. (2019). ASTM B108/B108M - 19 : Standard Specification for Aluminum-Alloy Permanent Mold Castings. In. West Conshohocken: PA : American Society for Testing and Materials

Atherton, T. J., & Kerbyson, D. J. (1999). Size invariant circle detection. *Image and Vision Computing, 17*(11), 95-803.

Brochu, M. (2010). *Comportement en fatigue de l'aluminium 357 coulé par gravité et rhéocoulé.* (PhD). Polytechnique Montréal, Montréal.

Kremer, D. (2000). Usinage par électroérosion. *Techniques de l'Ingénieur*.

Martin, W., & Flandrin, P. (1985). Wigner-Ville Spectral Analysis of Nonstationary Processes. *IEEE Transactions on acoustics, speech, and signal processing, ASSP-33*.

Papet, P. (2012). Matériaux piézoélectriques : les céramiques oxydes à base de métaux de transition. *Techniques de l'Ingénieur*.

Raphet, B. (2008). États de surface Caractérisation. *Techniques de l'Ingénieur*.

Yang, Q., Xia, C., Deng, Y., Li, X., & Wang, H. (2019). Microstructure and Mechanical Properties of AlSi7Mg0.6 Aluminum Alloy Fabricated by Wire and Arc Additive Manufacturing Based on Cold Metal Transfer (WAAM-CMT). *Materials (Basel), 12*(16). doi:10.3390/ma12162525

Andreau, O., Pessard, E., Koutiri, I., Penot, J.-D., Dupuy, C., Saintier, N., & Peyre, P. (2019). A competition between the contour and hatching zones on the high cycle fatigue behaviour of a 316L

stainless steel: Analyzed using X-ray computed tomography. *Materials Science and Engineering: A, 757*, 146-159. doi:10.1016/j.msea.2019.04.101

Arguelles, A. P., & Turner, J. A. (2017). Ultrasonic attenuation of polycrystalline materials with a distribution of grain sizes. *J Acoust Soc Am, 141*(6), 4347. doi:10.1121/1.4984290

ASTM International. (2012). ASTM F2792 - 12a : StandardTerminology for Additive Manufacturing Technologies. In. West Conshohocken: PA : American Society for Testing and Materials.

ASTM International. (2013). ASTM B367-13 : Standard Specification for Titanium and Titanium Alloy Castings. In. West Conshohocken: PA : American Society for Testing and Materials.

ASTM International. (2014). ASTM F3001-14 : Standard Specification for Additive Manufacturing Titanium-6 Aluminum-4 Vanadium ELI (Extra Low Interstitial) with Powder Bed Fusion. In. West Conshohocken: PA : American Society for Testing and Materials.

ASTM International. (2015a). ASTM E664/E664M : Standard Practice for the Measurement of the Apparent Attenuation of Longitudinal Ultrasonic Waves by Immersion Method. In. West Conshohocken: PA: American Society for Testing and Materials.

ASTM International. (2015b). ASTM E 2002-15: Standard practice for determining total image unsharpness and basic spatial resolution in radiography and radioscopy

In. West Conshohocken: PA: American Society for Testing and Materials.

ASTM International. (2016). ASTM E 1000-16: Standard guide for radioscopy. In. West Conshohocken: PA: American Society for Testing and Materials.

ASTM International. (2019). ASTM B108/B108M - 19 : Standard Specification for Aluminum-Alloy Permanent Mold Castings. In. West Conshohocken: PA : American Society for Testing and Materials

ASTM International. (2020a). ASTM B108/B108M : Standard Specification for Aluminum-Alloy Permanent Mold Castings. In. West Conshohoken: PA : American Standard for Testing and Materials.

ASTM International. (2020b). ASTM E3166- Standard Guide for Nondestructive Examination of Metal Additively Manufactured Aerospace Parts After Build1. In. West Conshohocken, PA: ASTM International.

ASTM International. (2020c). ASTM E3166 : Standard Guide for Nondestructive Examination of Metal Additively Manufactured Aerospace Parts After Build. In. West Conshohoken: PA : American Society for Testing and Materials.

Atherton, T. J., & Kerbyson, D. J. (1999). Size invariant circle detection. *Image and Vision Computing, 17*(11), 95-803.

Bai, X., Zhao, Y., Ma, J., Liu, Y., & Wang, Q. (2018). Grain-Size Distribution Effects on the Attenuation of Laser-Generated Ultrasound in alpha-Titanium Alloy. *Materials (Basel), 12*(1). doi:10.3390/ma12010102

Bauereiß, A., Scharowsky, T., & Körner, C. (2014). Defect generation and propagation mechanism during additive manufacturing by selective beam melting. *Journal of Materials Processing Technology, 214*(11), 2522-2528. doi:10.1016/j.jmatprotec.2014.05.002

Blanloeuil, P. (2013). *Analyse de la non-linéarité acoustique de contact pour l'évaluation et le contrôle non destructif.* (PhD). Université de Bordeaux 1, Bordeaux, France.

Brochu, M. (2010). *Comportement en fatigue de l'aluminium 357 coulé par gravité et rhéocoulé.* (PhD). Polytechnique Montréal, Montréal.

Buck, O., Morris, W. L., & Richardson, J. M. (1978). Acoustic harmonic generation at unbonded interfaces and fatigue cracks. *Applied Physics Letters, 33*.

Cepeda-Jiménez, C. M., Potenza, F., Magalini, E., Luchin, V., Molinari, A., & Pérez-Prado, M. T. (2020). Effect of energy density on the microstructure and texture evolution of Ti-6Al-4V manufactured by laser powder bed fusion. *Materials Characterization, 163*. doi:10.1016/j.matchar.2020.110238

Chabot, A., Laroche, N., Carcreff, E., Rauch, M., & Hascoët, J. Y. (2019). Towards defect monitoring for metallic additive manufacturing components using phased array ultrasonic testing. *Journal of Intelligent Manufacturing, 31*(5), 1191-1201. doi:10.1007/s10845-019-01505-9

Cheng, J. (2019). *Nonlinear Ultrasonic Imaging Techniques for Non-Destructive Testing.* (PhD). University of Bristol, Bristol, UK.

Cunningham, R., Zhao, C., Niranjan, P., Kantzos, C., Pausa, J., Fezzaa, K., . . . Rollet, A. (2019). Keyhole threshold and morphology in laser melting revealed by ultrahigh-speed x-ray imaging. *Science, 363*, 849-852.

Du Plessis, A., Sperling, P., Beerlink, A., Tshabalala, L., Hoosain, S., Mathe, N., & le Roux, S. G. (2018). Standard method for microCT-based additive manufacturing quality control 1: Porosity analysis. *MethodsX, 5*, 1102-1110. doi:10.1016/j.mex.2018.09.005

Fahse, D. N., Scott Levy, K. M., Kim, J.-Y., & Jacobs, L. J. (2020). Comparison of changes in nonclassical (α) and classical (β) acoustic nonlinear parameters due to thermal aging of 9Cr–1Mo ferritic martensitic steel. *NDT & E International, 110*. doi:10.1016/j.ndteint.2020.102226

Fierro, G. P. M., & Meo, M. (2020). Non-linear Phased Array Imaging of Flaws Using a Dual and Tri Frequency Modulation Technique. *Frontiers in Built Environment, 6*. doi:10.3389/fbuil.2020.00068

Günther, J., Krewerth, D., Lippmann, T., Leuders, S., Tröster, T., Weidner, A., . . . Niendorf, T. (2017). Fatigue life of additively manufactured Ti–6Al–4V in the very high cycle fatigue regime. *International Journal of Fatigue, 94*, 236-245. doi:10.1016/j.ijfatigue.2016.05.018

Guyer, R. A., & Johnson, P. A. (1999). Nonlinear Mesoscopic Elasticity: Evidence for a New Class of Materials. *Physics Today, 52*(4), 30-36. doi:10.1063/1.882648

Haupert, S., Renaud, G., & Schumm, A. (2017). Ultrasonic imaging of nonlinear scatterers buried in a medium. *NDT & E International, 87*, 1-6. doi:10.1016/j.ndteint.2016.12.010

Ho, A., Zhao, H., Fellowes, J. W., Martina, F., Davis, A. E., & Prangnell, P. B. (2019). On the origin of microstructural banding in Ti-6Al4V wire-arc based high deposition rate additive manufacturing. *Acta Materialia, 166*, 306-323. doi:10.1016/j.actamat.2018.12.038

Holmes, C., Drinkwater, B. W., & Wilcox, P. D. (2005). Post-processing of the full matrix of ultrasonic transmit–receive array data for non-destructive evaluation. *NDT & E International, 38*(8), 701-711. doi:10.1016/j.ndteint.2005.04.002

International., S. (2013). Aluminum Alloy Castings 7.0Si - 0.55Mg - 0.12Ti (F357.0-T6) Solution and Precipitation Heat Treated. In: SAE Aerospace Material Specification.

Işleyi, U. (2005). *Effect of surface roughness on ultrasonic testing.* (MSc). Middle East Technical University,

Kremer, D. (2000). Usinage par électroérosion. *Techniques de l'Ingénieur*.

Lhuillier, P. E., Chassignole, B., Oudaa, M., Kerherve, S. O., Rupin, F., & Fouquet, T. (2017). Investigation of the ultrasonic attenuation in anisotropic weld materials with finite element modeling and grain-scale material description. *Ultrasonics, 78*, 40-50. doi:10.1016/j.ultras.2017.03.004

Manufacturing, A. M. Retrieved from www.additivemet.com

Martin, A. A., Calta, N. P., Khairallah, S. A., Wang, J., Depond, P. J., Fong, A. Y., . . . Matthews, M. J. (2019). Dynamics of pore formation during laser powder bed fusion additive manufacturing. *Nat Commun, 10*(1), 1987. doi:10.1038/s41467-019-10009-2

Martin, W., & Flandrin, P. (1985). Wigner-Ville Spectral Analysis of Nonstationary Processes. *IEEE Transactions on acoustics, speech, and signal processing, ASSP-33*.

Mukherjee, T., Zhang, W., & DebRoy, T. (2017). An improved prediction of residual stresses and distortion in additive manufacturing. *Computational Materials Science, 126*, 360-372. doi:10.1016/j.commatsci.2016.10.003

Nagy, P. B. (1998). Fatigue damage assessment by nonlinear ultrasonic materials characterization. *Ultrasonics, 36*, 375-381.

Ning, J., Wang, W., Zamorano, B., & Liang, S. Y. (2019). Analytical modeling of lack-of-fusion porosity in metal additive manufacturing. *Applied Physics A, 125*(11). doi:10.1007/s00339-019-3092-9

Ohara, Y., Nakajima, H., Haupert, S., Tsuji, T., & Mihara, T. (2020). Imaging of three-dimensional crack open/closed distribution by nonlinear ultrasonic phased array based on fundamental wave amplitude difference. *Japanese Journal of Applied Physics, 59*(SK). doi:10.35848/1347-4065/ab79ea

Olympus. Retrieved from www.olympus-ims.com

Papet, P. (2012). Matériaux piézoélectriques : les céramiques oxydes à base de métaux de transition. *Techniques de l'Ingénieur*.

Parker, L., Nazarian, L. N., Gingold, E. L., Palit, C. D., Hoey, C. L., & Frangos, A. J. (2014). Cost and radiation savings of partial substitution of ultrasound for CT in appendicitis evaluation: a national projection. *AJR Am J Roentgenol, 202*(1), 124-135. doi:10.2214/AJR.12.9642

Pascucci, F. (2019). *Probability of detection of computed tomography applied to metal additive manufacturing.* (MSc). Politecnico Di Milano,

Potter, J. N., Croxford, A. J., & Wilcox, P. D. (2014). Nonlinear ultrasonic phased array imaging. *Phys Rev Lett, 113*(14), 144301. doi:10.1103/PhysRevLett.113.144301

Poulin, J. R., Kreitcberg, A., Terriault, P., & Brailovski, V. (2020). Fatigue strength prediction of laser powder bed fusion processed Inconel 625 specimens with intentionally-seeded porosity: Feasibility study. *International Journal of Fatigue, 132*. doi:10.1016/j.ijfatigue.2019.105394

Qin, H., Fallah, V., Dong, Q., Brochu, M., Daymond, M. R., & Gallerneault, M. (2018). Solidification pattern, microstructure and texture development in Laser Powder Bed Fusion (LPBF) of Al10SiMg alloy. *Materials Characterization, 145*, 29-38. doi:10.1016/j.matchar.2018.08.025

Raphet, B. (2008). États de surface Caractérisation. *Techniques de l'Ingénieur*.

Salarian, M., & Toyserkani, E. (2018). The use of nano-computed tomography (nano-CT) in non-destructive testing of metallic parts made by laser powder-bed fusion additive manufacturing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 98*(9-12), 3147-3153. doi:10.1007/s00170-018-2421-z

Snell, R., Tammas-Williams, S., Chechik, L., Lyle, A., Hernández-Nava, E., Boig, C., . . . Todd, I. (2019). Methods for Rapid Pore Classification in Metal Additive Manufacturing. *Jom, 72*(1), 101-109. doi:10.1007/s11837-019-03761-9

Solodov, I. (1998). Ultrasonics of non-linear contacts: propagation, reflection and NDE-applications. *Ultrasonics, 36*, 383-390.

Stef, J., Poulon-Quintin, A., Redjaimia, A., Ghanbaja, J., Ferry, O., De Sousa, M., & Gouné, M. (2018). Mechanism of porosity formation and influence on mechanical properties in selective laser melting of Ti-6Al-4V parts. *Materials & Design, 156*, 480-493. doi:10.1016/j.matdes.2018.06.049

Sun, Y. Y., Lu, S. L., Gulizia, S., Oh, C. H., Fraser, D., Leary, M., & Qian, M. (2020). Fatigue Performance of Additively Manufactured Ti-6Al-4V: Surface Condition vs. Internal Defects. *Jom, 72*(3), 1022-1030. doi:10.1007/s11837-020-04025-7

Taheri, H., Koester, L., Bigelow, T., & Bond, L. J. (2018). *Finite element simulation and experimental verification of ultrasonic non-destructive inspection of defects in additively manufactured materials*.

Tammas-Williams, S., Withers, P. J., Todd, I., & Prangnell, P. B. (2017). The Influence of Porosity on Fatigue Crack Initiation in Additively Manufactured Titanium Components. *Sci Rep, 7*(1), 7308. doi:10.1038/s41598-017-06504-5

Tang, M., Pistorius, P. C., & Beuth, J. L. (2017). Prediction of lack-of-fusion porosity for powder bed fusion. *Additive Manufacturing, 14*, 39-48. doi:10.1016/j.addma.2016.12.001

Technologies, H. M. Retrieved from www.hybridmanutech.com

Van Den Abeele, K. E.-A., Johnson, P. A., & Sutin, A. (2000). Nonlinear Elastic Wave Spectroscopy (NEWS) Techniques to Discern Material Damage, Part I: Nonlinear Wave Modulation Spectroscopy (NWMS). *Research in Nondestructive Evaluation 12*. doi:10.1007/s001640000002

Van Pamel, A. (2016). *Ultrasonic Inspection of Highly Scaterring Materials.* (PhD). Imperial College London, London, UK.

Wang, L., Pratt, P., Felicelli, S. D., El Kadiri, H., Berry, J. T., Wang, P. T., & Horstemeyer, M. F. (2009). Pore Formation in Laser-Assisted Powder Deposition Process. *Journal of Manufacturing Science and Engineering, 131*(5). doi:10.1115/1.3184087

Wang, X., He, X., Wang, T., & Li, Y. (2019). Internal pores in DED Ti-6.5Al-2Zr-Mo-V alloy and their influence on crack initiation and fatigue life in the mid-life regime. *Additive Manufacturing, 28*, 373-393. doi:10.1016/j.addma.2019.05.007

Wang, X., Li, W., Li, Y., Zhou, Z., Zhang, J., Zhu, F., & Miao, Z. (2020). Phased array ultrasonic testing of micro-flaws in additive manufactured titanium block. *Materials Research Express, 7*(1). doi:10.1088/2053-1591/ab6929

Yang, L., Lobkis, O. I., & Rokhlin, S. I. (2011). Explicit model for ultrasonic attenuation in equiaxial hexagonal polycrystalline materials. *Ultrasonics, 51*(3), 303-309. doi:10.1016/j.ultras.2010.10.002

Yang, Q., Xia, C., Deng, Y., Li, X., & Wang, H. (2019). Microstructure and Mechanical Properties of AlSi7Mg0.6 Aluminum Alloy Fabricated by Wire and Arc Additive Manufacturing Based on Cold Metal Transfer (WAAM-CMT). *Materials (Basel), 12*(16). doi:10.3390/ma12162525

Zhu, B., & Lee, J. (2019). A Study on Fatigue State Evaluation of Rail by the Use of Ultrasonic Nonlinearity. *Materials (Basel), 12*(17). doi:10.3390/ma12172698

ANNEXE A DÉTERMINATION DE LA TAILLE DE GRAINS

Les tailles moyennes de grains ont été évaluées par comptage du nombre de pixels à l'intérieur de chaque grain visible sur une image EBSD comme illustré à la Figure 6.1.a). Ces valeurs ont par la suite été converties en µm² grâce à l'échelle visible, puis un diamètre équivalent a été calculé. Cette méthode a été possible lorsque la microstructure était relativement isotrope. Cependant pour les échantillons *Ti6Al4V – LPBF* et *Ti6Al4V – Corroyage* selon le plan XY, la microstructure allongée a rendu impossible cette méthode. Une longueur moyenne de grain a alors été évaluée sur des observations à la lumière polarisée comme illustré à la Figure 6.1.b).

(a) **(b)**

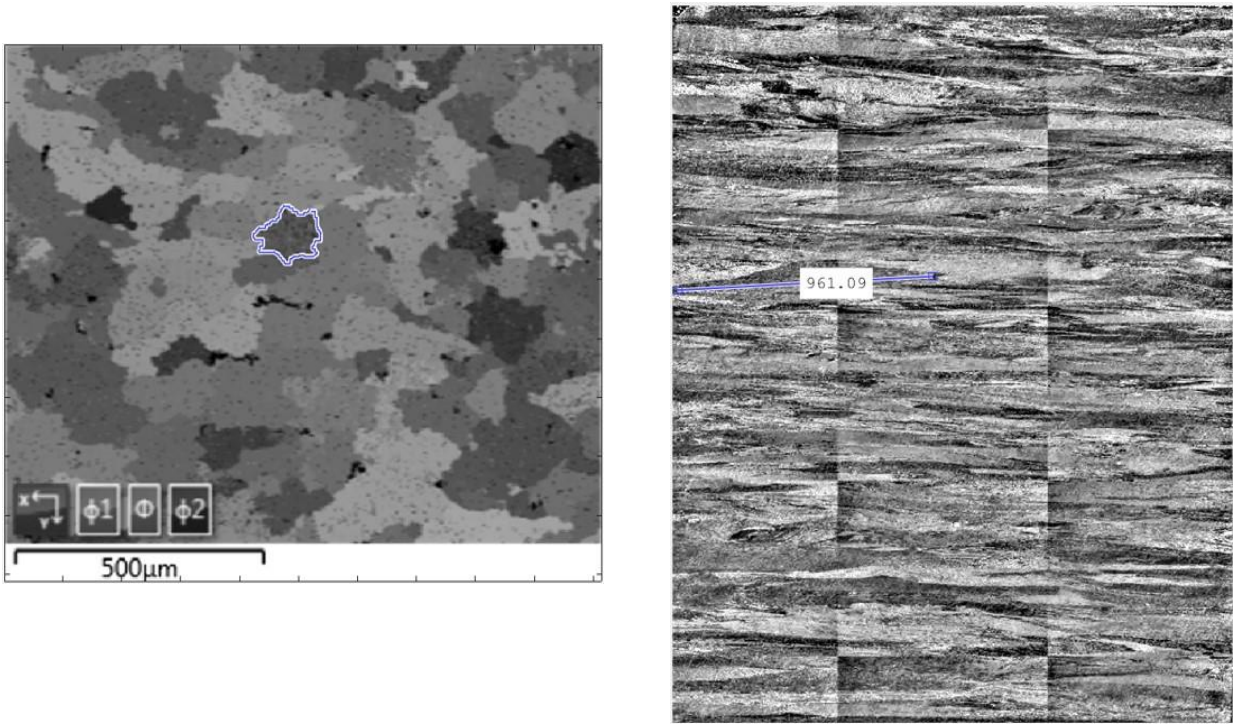

Figure 6.1 (a) Exemple de comptage de l'aire d'un grain dans l'échantillon *Al7Si – CMT* selon le plan XY et (b) exemple de mesure de la longueur d'un grain dans l'échantillon *Ti6Al4V – LPBF* selon le plan ZX

Les valeurs minimales, moyennes et maximales de tailles obtenues (t_{MIN}, t_{MOY}, t_{MAX}) en micromètres pour chaque échantillon et selon chaque plan ainsi que le nombre de grains (N_{grains}), sont reportées au Tableau 6-1. Le nombre de grains qui a pu être identifié est variable et dépend de la qualité des images obtenues. Les images à partir desquelles ces valeurs ont pu être calculées sont

présentées à la Figure 6.2 pour les échantillons d'alliage d'aluminium et à la Figure 6.3 pour les échantillons d'alliage de titane.

Tableau 6-1 Récapitulatif des tailles de grains (en µm) obtenues, du nombre de grains pris en compte dans le calcul et du type d'analyse utilisée

		Al7Si – CMT	*Al7SiMg – Moule permanent*	*Al7SiMg – Moulage semi–solide*	*Ti6Al4V – LPBF*	*Ti6Al4V – Moulage*	*Ti6Al4V – Corroyage*
Plan XY	t_{MIN}	34	79	46	59	1 137	–
	t_{MOY}	110	326	84	92	2 923	–
	t_{MAX}	191	550	145	110	5 069	> 600
	N_{grains}	39	27	39	5	24	–
	Analyse	EBSD	EBSD	EBSD	EBSD	Lumière polarisée	MO
Plan ZX	t_{MIN}	44	90	37	1 234	2 211	590
	t_{MOY}	123	335	114	2 781	11 205	1 691
	t_{MAX}	224	574	207	5 046	5 853	2 864
	N_{grains}	31	20	43	13	15	10
	Analyse	EBSD	EBSD	EBSD	Lumière polarisée	Lumière polarisée	Lumière polarisée

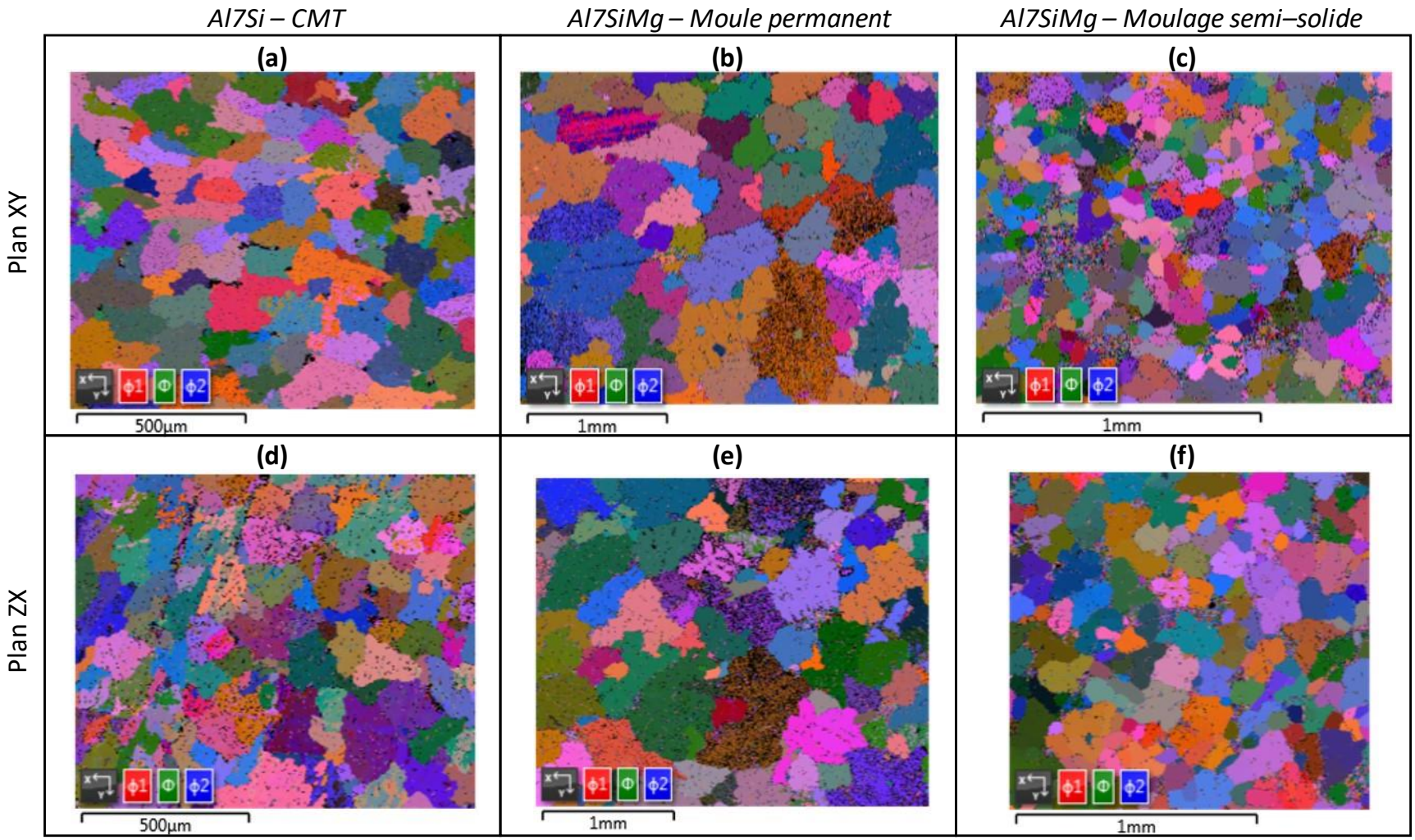

Figure 6.2 Résultats des analyses EBSD utilisées pour le calcul de la taille de grains dans les échantillons (a) (d) *Al7Si – CMT*, (b) (e) *Al7SiMg – Moule permanent* et (c) (f) *Al7SiMg – Moulage semi–solide*

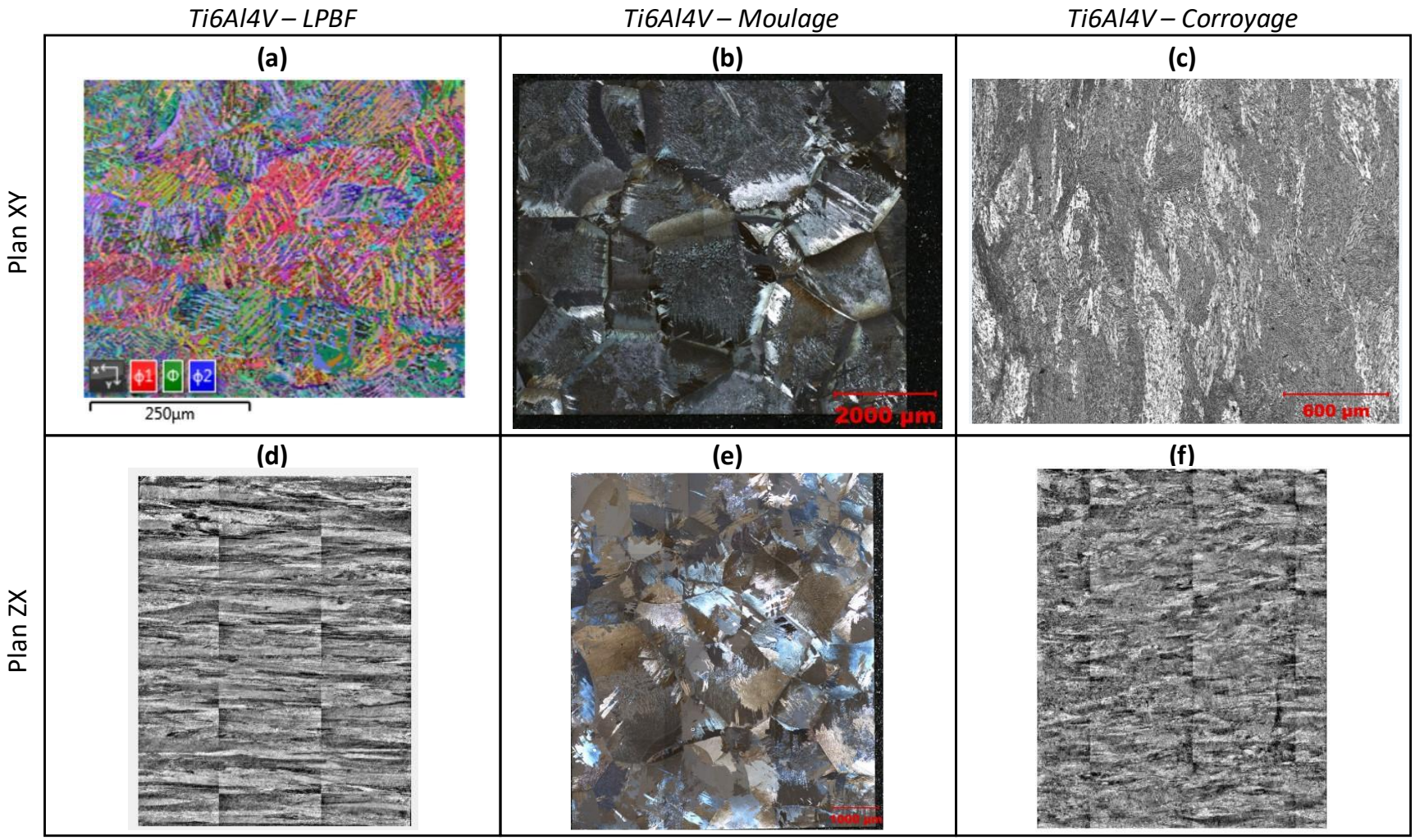

Figure 6.3 Résultat de (a) l'analyse EBSD et de (d) l'observation à la lumière polarisée pour l'échantillon *Ti6Al4V – LPBF*, (b) (e) résultat des observations à la lumière polarisée pour l'échantillon *Ti6Al4V – Moulage* et résultat de l'observation (c) au MO au grossissement x50 et (f) à la lumière polarisée pour l'échantillon *Ti6Al4V – Corroyage*