ÉCOLE DOCTORALE SCIENCES ET MÉTIERS DE L'INGÉNIEUR

Laboratoire Angevin de Mécanique, Procédés et innovAtion (LAMPA)

Campus de Angers

THÈSE

Présentée par : **Andréa VARELA DE ALBUQUERQUE DUPKE**

Soutenue le : **25 février 2026**

Pour obtenir le **Doctorat** *délivré par* :

L'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité : Mécanique

Impacts du chargement sur la résistance en fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V issu de L-PBF avec discontinuités de surface

Thèse dirigée par :

PESSARD Étienne

et co-encadrée par :

BROCHU Myriam
ROSS Annie

Jury

M. Cédric BÉGUIN	Professeur, Polytechnique Montréal	Président
M. Yves NADOT	Professeur, Université de Poitiers	Rapporteur
M. Carl BLAIS	Professeur, Université de Laval	Rapporteur
M. Antoine TAHAN	Professeur, École de Technologie Supérieure	Examinateur
M. Étienne PESSARD	Professeur, Arts et Métiers Angers	Directeur
Mme. Myriam BROCHU	Professeure, Polytechnique Montréal	Co-encadrante
Mme. Annie ROSS	Professeure, Polytechnique Montréal	Co-encadrante

T H È S E

POLYTECHNIQUE MONTRÉAL
affiliée à l'Université de Montréal

Impacts du chargement sur la résistance en fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V issu de L-PBF avec discontinuités de surface.

ANDREA VARELA DE ALBUQUERQUE DUPKE
Département de Génie Mécanique

Thèse présentée en vue de l'obtention du diplôme de *Philosophiæ Doctor*
Génie Mécanique

Février 2026

© Andrea Varela de Albuquerque Dupke, 2026.

POLYTECHNIQUE MONTRÉAL
affiliée à l'Université de Montréal

Cette thèse intitulée :

Impacts du chargement sur la résistance en fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V issu de L-PBF avec discontinuités de surface.

présentée par **Andrea VARELA DE ALBUQUERQUE DUPKE**
en vue de l'obtention du diplôme de *Philosophiæ Doctor*
a été dûment acceptée par le jury d'examen constitué de :

Cédric BÉGUIN, président
Myriam BROCHU, membre et directrice de recherche
Annie ROSS, membre et codirectrice de recherche
Étienne PESSARD, membre et codirecteur de recherche
Antoine TAHAN, membre
Carl BLAIS, membre
Yves NADOT, membre externe

DÉDICACE

À Lenise.

REMERCIEMENTS

Je tiens tout d'abord à exprimer ma reconnaissance à ma directrice de thèse, Myriam Brochu, pour son accompagnement, sa disponibilité et les échanges enrichissants tout au long de ces quatre années de travail. Je souhaite ensuite remercier mes codirecteurs, Annie Ross et Étienne Pessard, leur expertise et l'attention qu'ils ont portée à l'avancement de ce travail. Je tiens également à remercier au Groupe Safran pour le soutien. Merci à David et à Arjen.

Je tiens à remercier l'ensemble des membres du Laboratoire de Préparation et d'Observation des Matériaux (LaPOM), du Laboratoire d'Analyse Vibratoire et Acoustique (LAVA) et du Laboratoire Angevin de Mécanique, Procédés et innovAtion (LAMPA). Les nombreuses discussions, ainsi que l'aide précieuse apportée au cours de ces années ont largement contribué à la réalisation de ce travail.

Je remercie spécialement la famille montréalaise que j'ai créée ici, pour m'avoir accueillie avec bienveillance et pour chaque geste de générosité. Merci à Aniclelson, le cadeau que ma période en France m'a offert. Merci à ceux de toujours, Rafael, Clara et Isabel, pour leur écoute, les échanges de la vie et leurs encouragements. Merci à Ariel pour l'amour et la joie qu'elle m'a apportés. Merci à Lenise, ma forteresse, sans qui cette thèse n'aurait pas été possible. Enfin, je souhaite exprimer ma profonde gratitude à ma famille.

RÉSUMÉ

Ce travail s'inscrit dans le cadre du programme TiFFAM (Titane – Fabrication additive – Fatigue multiaxiale). Il s'agit d'un projet collaboratif entre l'École Polytechnique de Montréal (EPM), l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers d'Angers (ENSAM) et la société Safran. Ce projet investigue le polissage chimique comme méthode alternative d'amélioration de l'état de surface des pièces à géometrie complexe en Ti-6Al-4V issues de la fabrication additive. De plus, l'utilisation d'un pot vibrant pour réaliser des essais de fatigue multiaxiale est proposée afin de réduire le temps consacré aux essais mécaniques. L'objectif principal de cette thèse est de comprendre l'influence de l'état de surface et du type de chargement sur la tenue en fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V issu de L-PBF.

Dans un premier temps, une géométrie d'éprouvette cruciforme a été développée afin de réaliser des essais de fatigue en cisaillement pur sur un pot vibrant. Cette géométrie innovante permet d'augmenter la fréquence d'essai, passant d'environ 5 Hz pour les essais conventionnels à environ 700 Hz. Les essais réalisés se sont montrés stables, sans signe d'auto-échauffement malgré l'augmentation de fréquence. Cette géométrie a ensuite été utilisée pour caractériser la résistance en fatigue d'éprouvettes en Ti-6Al-4V issues de la fabrication additive L-PBF avec surface brute, et les résultats obtenus se sont révélés similaires à ceux d'essais de torsion conventionnels. Un protocole itératif de conception a également été présenté, permettant de systématiser et de faciliter le développement de géométries adaptées aux essais de fatigue vibratoire.

Une deuxième géométrie d'éprouvette a été proposée afin de réaliser des essais de fatigue en cisaillement combiné à la flexion uniaxiale à 1000 Hz. Cette nouvelle géométrie vient compléter celles dédiées au cisaillement pur vibratoire et à la flexion uniaxiale conventionnelle, permettant ainsi de couvrir une plage de facteurs de biaxialité de contraintes comprise entre $-1.00 \leq \beta < 0.00$ dans l'étude du comportement en fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V. Les essais ont été menés sur des éprouvettes présentant trois états de surface distincts : brut de fabrication, poli chimiquement et poli miroir. Les effets de ces deux traitements de polissage sur la modification de la surface ont été examinés en détail. Enfin, les résultats de fatigue ont été analysés dans le domaine de l'amplitude de contrainte de cisaillement en fonction de la contrainte hydrostatique maximale, afin de mieux comprendre l'influence de cette dernière sur la résistance en fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V contenant des discontinuités.

Le projet de thèse a conduit à trois conclusions majeures. Premièrement, l'élimination complète des discontinuités de surface, que ce soit par polissage chimique ou par polissage mé-

canique miroir, n'a pas pu être atteinte. Dans l'ensemble des essais, l'initiation des fissures de fatigue a eu lieu sur des discontinuités présentes. Deuxièmement, le Ti-6Al-4V issu de fabrication additive L-PBF a présenté des sensibilités différentes à la présence de discontinuités selon le type de chargement : la résistance en fatigue se révèle fortement sensible aux discontinuités sous chargement uniaxial (pente de -0.135 dans le diagramme de Kitagawa–Takahashi), tandis que cette sensibilité devient presque négligeable sous sollicitation en cisaillement pur (pente de -0.034). Enfin, une variation de la sensibilité à la contrainte hydrostatique a été observée en fonction de la taille des discontinuités et du type de chargement appliqué. L'influence de la composante hydrostatique s'est révélée significative et croissante avec l'augmentation de $\sqrt{\text{area}}$, jusqu'à un certain seuil de contrainte hydrostatique. Au-delà de ce seuil, la résistance en fatigue semble être principalement gouvernée par la taille des discontinuités, l'effet de la contrainte hydrostatique devenant alors quasi négligeable.

Cette étude a produit deux avancées majeures : (i) l'utilisation d'un pot vibrant pour réaliser des essais de fatigue à haute fréquence, permettant une acquisition de données nettement plus rapide sous divers états de chargement, y compris des sollicitations multiaxiales complexes, et (ii) le développement d'essais innovants à des conditions intermédiaires entre le cisaillement pur et la flexion uniaxiale, révélant des comportements particuliers du Ti-6Al-4V issu de L-PBF avec discontinuités de surface. De plus, un protocole itératif de conception de nouvelles géométries d'éprouvettes, proposé dans l'article I, offre une voie structurée pour explorer de manière systématique d'autres configurations de chargement multiaxial.

ABSTRACT

This work is part of the TiFFAM program (Titanium – Additive Manufacturing – Multiaxial Fatigue). It is a collaborative project between the École Polytechnique de Montréal (EPM), the École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers in Angers (ENSAM), and Safran Group. The project investigates chemical polishing as an alternative method for improving the surface finish of Ti-6Al-4V components with complex geometries produced by additive manufacturing. In addition, the use of an electrodynamic shaker to perform multiaxial fatigue tests is proposed in order to reduce the time required for mechanical testing. The main objective of this thesis is to understand the influence of the surface condition and the stress state on the multiaxial fatigue strength of Ti-6Al-4V produced by L-PBF.

First, a cruciform specimen geometry was developed to perform pure shear fatigue tests on a shaker. This innovative geometry increases the testing frequency from 5 Hz, typical of conventional tests, to 700 Hz. The tests conducted proved to be stable, with no signs of self-heating despite the frequency increase. This geometry was then used to characterize the fatigue strength of Ti-6Al-4V specimens produced by L-PBF with as-built surfaces, and the results were found to be consistent with those obtained from conventional torsion tests. An iterative design protocol was also introduced, making it possible to systematize the development of geometries suitable for high-frequency vibratory fatigue testing.

A second specimen geometry was developed to perform fatigue tests in combined shear-bending at 1000 Hz. This new geometry complements those designed for vibratory pure shear and conventional uniaxial bending, enabling the investigation of multiaxial fatigue behavior over a range of biaxiality factors between $-1.00 \leq \beta < 0.00$ for Ti-6Al-4V. Tests were carried out on specimens exhibiting three different surface conditions: as-built, chemically polished, and mirror polished. The effects of these two polishing treatments on surface modification were examined in detail. Finally, the fatigue results were analyzed in the domain of shear stress amplitude as a function of maximum hydrostatic stress, in order to improve the understanding of how hydrostatic stress influences the multiaxial fatigue resistance of Ti-6Al-4V containing surface discontinuities.

This project led to three major conclusions. First, the complete elimination of surface discontinuities, whether through chemical polishing or mirror mechanical polishing, could not be achieved. All fatigue failures initiated at discontinuities. Second, Ti-6Al-4V produced by L-PBF exhibited different sensitivities to the presence of discontinuities depending on the stress state: the fatigue strength was highly sensitive to discontinuities under uniaxial

loading (slope of -0.135 in the Kitagawa–Takahashi diagram), whereas this sensitivity became almost negligible under pure shear loading (slope of -0.034). Finally, a variation in sensitivity to hydrostatic stress was observed depending on the size of the discontinuities and the stress state. The influence of the hydrostatic component was found to be significant and increased with $\sqrt{\text{area}}$, up to a certain hydrostatic stress threshold. Beyond this point, the fatigue strength appeared to be governed primarily by the size of the discontinuities, with the effect of hydrostatic stress becoming nearly negligible.

This study introduced two major advancements: (i) the use of an electrodynamic shaker to perform high-frequency fatigue tests, enabling substantially faster data acquisition across a wide range of loading conditions, including complex multiaxial states, and (ii) the development of innovative experiments under intermediate loading conditions between pure shear and uniaxial bending, which revealed distinctive behaviours in L-PBF Ti-6Al-4V containing surface discontinuities. In addition, an iterative design protocol proposed in article I provides a structured pathway for systematically exploring further multiaxial loading configurations.

TABLE DES MATIÈRES

DÉDICACE iii

REMERCIEMENTS iv

RÉSUMÉ v

ABSTRACT vii

LISTE DES TABLEAUX xii

LISTE DES FIGURES xiii
LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS xx

CHAPITRE 1 INTRODUCTION 1
1.1 Contexte scientifique et industriel 1
1.2 Objectif général 3
1.3 Projet TiFFAM 3
1.4 Plan du manuscrit 3

CHAPITRE 2 ANALYSE BIBLIOGRAPHIQUE 5
2.1 Introduction 5
2.2 Ti-6Al-4V produit par L-PBF 5
2.2.1 Discontinuités typiques issues de L-PBF 5
2.2.2 Impact des traitements de surface sur la topographie des pièces issues de L-PBF 9
2.2.3 Résistance en fatigue du Ti-6Al-4V issu de L-PBF 11
2.3 Essais de fatigue vibratoire et l'effet de fréquence 14
2.4 Modèles de prévision de l'impact des discontinuités sur la résistance en fatigue . 17
2.5 Modèles de prévision de l'impact du chargement sur la résistance en fatigue . . . 19
2.6 Prise en compte de l'effet des discontinuités dans le domaine multiaxial 21
2.6.1 Modèles à contrainte équivalente 21
2.6.2 Modèles multi-droites 22
2.7 Sommaire 27

CHAPITRE 3 DÉMARCHE SCIENTIFIQUE 29
3.1 Introduction 29
3.2 Description des objectifs spécifiques 29
3.2.1 OS1 : analyse de l'état de surface 29

3.2.2 OS2 : impact du type de chargement sur la résistance en fatigue multiaxiale . 29
3.2.3 OS3 : impact combiné du chargement et des discontinuités 30
3.3 Stratégie de publication 30
3.3.1 Article I 30
3.3.2 Article II 30
3.4 Stratégie méthodologique 31
3.4.1 Cadrage expérimental 31
3.4.2 Schéma fonctionnel de la méthodologie adoptée 32
3.5 Caractérisation du Ti-6Al-4V issu de L-PBF 38
3.5.1 Composition chimique et granulométrie de la poudre 38
3.5.2 Analyse de dureté 39
3.5.3 Caractérisation mécanique sous sollicitation monotone 40

CHAPITRE 4 ARTICLE I : NOVEL HIGH CYCLE VIBRATION-BASED FATIGUE TEST FOR PURE SHEAR LOADING 42
4.1 Introduction 43
4.2 Design of pure shear specimens for vibration-based fatigue tests 46
4.2.1 Design steps and requirements 47
4.2.2 Final geometry and requirements validation 48
4.3 Experimental procedure for the vibration-based fatigue test 54
4.3.1 Fatigue test set-up 54
4.3.2 Stress calibration and test control 55
4.3.3 Step-loading method and failure criteria 56
4.4 Characterization of the fatigue behavior of additively manufactured Ti-6Al-4V with as-built surface 57
4.4.1 Material, specimen preparation and surface characteristics 57
4.4.2 Pure shear fatigue results using cruciform specimens 59
4.4.3 Fractography analysis 62
4.5 Conclusions and future work 69

CHAPITRE 5 ARTICLE II : EFFECT OF SURFACE DISCONTINUITIES AND CHEMICAL ETCHING ON MULTIAXIAL FATIGUE STRENGTH OF L-PBF TI-6AL-4V. 71
5.1 Introduction 73
5.2 Materials and methods 75
5.2.1 LPBF Ti-6Al-4V plates manufacturing 75

5.2.2 Heat treatments . . . 75
5.2.3 Surface finishes . . . 76
5.2.4 Fatigue testing . . . 77
5.2.5 Specimen extraction and preparation . . . 84
5.3 Results and discussion . . . 85
5.3.1 Effect of chemical etching on surface finish . . . 85
5.3.2 Local stress assessment at crack initiation sites . . . 88
5.3.3 Analysis of discontinuity size at crack initiation sites . . . 92
5.3.4 Impact of discontinuities on multiaxial fatigue strength . . . 93
5.4 Conclusions . . . 101

CHAPITRE 6 DISCUSSION GÉNÉRALE . . . 103
6.1 OS1 : analyse de l'état de surface . . . 103
6.2 OS2 : impact du type de chargement sur la résistance en fatigue multiaxiale . . . 106
6.3 OS3 : impact combiné du chargement et des discontinuités . . . 115

CHAPITRE 7 CONCLUSION GÉNÉRALE . . . 122

Bibliographie . . . 124

LISTE DES TABLEAUX

3.1 Cadrage expérimental avec nom du groupe expérimental, type de chargement, état de surface, machine d'essai et quantité d'éprouvettes. . . 32

3.2 Composition chimique en proportion massique de la poudre Ti-6Al-4V de cette étude et comparaison avec les normes ASTM B348 Grade 23 et ASTM F2924. 39

3.3 Comparaison entre les propriétés mécaniques de traction obtenues expérimentalement sur trois éprouvettes et les exigences des normes ASTM B348 (Grade 23) et ASTM F2924 (Classe D) pour le Ti-6Al-4V. 41

4.1 Input data for modal and SSD analyses. 49

4.2 Pure shear fatigue test results for all the specimens. Resonance frequency (Hz), completed steps (MPa), failure step (MPa), stress amplitude increment $\Delta\tau$ (MPa), N_{fail} (cycles), and τ_f(MPa) are presented. 60

5.1 Summary of the fatigue tests performed including stress states, surface finish and number of specimens. 83

LISTE DES FIGURES

1.1 Bloc hydraulique produit en Ti-6Al-4V L-PBF par Safran Landing Systems. Disponible sur [16]. 2

2.1 Fractographies sur lesquelles on observe (a) discontinuités typiques issues de L-PBF : (b) une manque de fusion et (c) un pore gazeux. . . 7

2.2 Schéma descriptif de la formation des vallées de rugosité.(a) et (b) présentent des profils théoriques droit et avec un angle de fabrication. (c) et (d) représentent l'adhésion des particules partiellement fusionnées parfaitement sphériques ou non dans la surface en fabrication. 8

2.3 Profil d'une éprouvette en Ti-6Al-4V issue de L-PBF avec surface brute de fabrication. Les vallées de rugosité sont mises en évidence par des flèches. 9

2.4 Courbe *S-N* en torsion pour du Ti-6Al-4V issu de L-PBF avec surface brute de fabrication (en noir) et usinée (en gris) Ces résultats sont issus des travaux de Fatemi et al. [1], Molaei et al. [2] et Vayssette et al. [3]. 12

2.5 Courbe *S-N* en torsion-tension en phase pour du Ti-6Al-4V issu de L-PBF avec surface brute de fabrication (en noir) et usinée (en gris) Ces résultats sont issus des travaux de Fatemi et al. [1], Molaei et al. [2] et Renzo et al. [4]. 13

2.6 Échelle avec les differents types de chargements biaxiaux et leur représentation en termes de β. La zone grise répresente la gamme de β investiguée par ces travaux. 15

2.7 Représentation schématique des principaux modèles de prévision de l'impact des discontinuités sur la résistance en fatigue. Les modèles de Kitagawa and Takahashi [5], Haddad et al. [6] et Murakami and Endo [7] sont présentés. 19

2.8 Utilisation de l'amplitude de contrainte principale comme contrainte équivalente pour rassembler les résultats de fatigue multiaxiale dans un diagramme de Kitagawa-Takahshi. Figure adaptée de Pessard et al. [8]. 22

2.9 Modèle multi-ellipse proposé par Endo [9]. Prévision de la résistance en fatigue multiaxiale pour des discontinuités de diamètre (d) 40, 100 et 500 µm pour l'acier S35C. Figure adaptée de Endo [9]. 23

2.10 Modèle multi-droites de prévision du comportement en fatigue multiaxiale en contenant des discontinuités proposé par Nadot and Denier [10]. Prévision des iso-$\sqrt{aire}$ pour des discontinuités de 100, 200, 400, 600 et 1000 µm pour une fonte nodulaire issu de fonderie. Figure adaptée de Nadot and Denier [10]. 25
2.11 Représentation multi-droites proposée par Billaudeau et al. [11] pour différentes tailles et géométries de discontinuités artificielles. 26
3.1 Diagramme de blocs de la méthodologie adoptée. Les carrés blancs représentent les différentes tâches, les carrés gris correspondent à la matière obtenue, et les carrés en pointillés regroupent la tâche et les matières associées à un objectif spécifique donné. 34
3.2 Rendu 3D du plateau de fabrication illustrant la disposition des dix plaques L-PBF. La direction de fabrication ainsi que le cylindre de contrôle sont mis en évidence. 36
3.3 Photo de l'ouverture en traction d'une éprouvette fissurée. L'éprouvette fissurée et les mors de fixation de la machine de traction sont mis en évidence. 37
3.4 Photo d'une platine du MEB portant plusieurs éprouvettes testées. . 38
3.5 Analyse de microdureté Vickers. Chaque point correspond à la valeur moyenne de trois mesures effectuées. La position des faces de la plaque L-PBF est mise en évidence. 40
4.1 Resonance frequency, out-of-plane displacements, resultant stress tensor and biaxiality factor β of (a) Square geometry by George [12], (b) Dog-bone geometry by Ellyson and Brochu [13], (c) Annular geometry by Xu et al. [14] and (d) Kite-like geometry by George [12] 46
4.2 Iterative protocol used to design the cruciform specimens for pure shear fatigue tests using a shaker. 47
4.3 Final geometry for pure shear fatigue tests using an electrodynamic shaker. Dimensions are in mm. Tolerances of ±0.1 mm were set. . . . 49
4.4 The first five mode shapes of the cruciform geometry. The fourth mode provides a pure shear stress state at resonance. The tips A, B, C and D are indicated. The induced stresses in the HSZ are indicated with the maximum shear stress planes. 50

4.5 Proportion of the maximum shear stress ($\frac{\tau_{\text{local}}}{\tau_{\max}}$) at the HSZ of the cruciform specimen. The location of the HSZ in the geometry is indicated. In this study, the HSZ is defined as the volume within the geometry where the local shear stress is between 90 and 100% of the maximum shear stress. 51

4.6 Probability density and cumulative distribution of the biaxiality factor (β) for all the elements inside the HSZ of the specimen. The dotted line represents the mean value (β_{mean}) and the four solid lines represent one and two standard deviation (1SD = 0.059) to positive and negative directions. The β_{max} and β_{min} for 95.4% (2SD) of the elements is highlighted. 52

4.7 Photo of the strain rosette placed in the high stress zone (HSZ) of the cruciform specimen. A sketch is presented to show the proportion between the strain rosette and the HSZ and the gages used to measure the deformations along x and y directions (ϵ_{xx} and ϵ_{yy}, respectively). The resultant experimental stress tensor, assuming an elastic behavior, is shown. 53

4.8 Fatigue test set-up, composed by the shaker, the cruciform specimen, the displacement sensor, the clamp set and the uniaxial accelerometer. 54

4.9 Stress calibration for the fatigue test. The experimental points are interpolated by a linear relationship. The R^2 and the calculated slope are highlighted. The position of the calibration point and the strain rosette in the specimen are illustrated. 55

4.10 Raw data of one of the performed fatigue tests. The mean shear stress amplitude ($\tau_{a,mean}$) and standard deviation for each stress step are reported. The stress drop around 5.4x10^6 cycles is highlighted. 57

4.11 The base plate with 10 plates manufactured vertically. The geometry of a cruciform specimen extracted from the plate is highlighted. . . . 58

4.12 Lamellar microstructure α - β obtained after the heat treatment. Some α aggregates are indicated by the arrows. A longitudinal orientation to the build orientation (BD) is presented on (a) and a transversal one on (b). 59

4.13 *S-N* diagram with fatigue results obtained via cruciform specimens. The results are compared to results from Fatemi et al. [1], Molaei et al. [2], Vayssette et al. [3] and Carrion et al. [15]. The arithmetic mean roughness R_a for each work is presented. 62

4.14 Fracture analyses of all nine specimens. In (a) the macroscopic orientation of crack propagation, in (b) the fatigue fracture surface and in (c) the location of the crack initiation site (white dot) in terms of the stress distribution in the HSZ. 64
4.15 (a) Orientation of maximum principal and shear stress planes and the manufacturing layers in the cruciform specimen and (b) Location of the fracture initiation (white dot) in terms of the stress distribution in the HSZ for all nine specimens. 66
4.16 Fractography of a cruciform specimen. A secondary crack is highlighted. The crack initiates along the maximum shear stress plane and propagates along the maximum principal stress plane. 67
4.17 Fractography of cruciform specimen #9, the initiation site is highlighted.
Failure step = 250 MPa and $N_{\text{fail}} = 233\ 480$ cycles. 68
4.18 Fractography of cruciform specimen #5, the initiation site is highlighted.
Failure step = 250 MPa and $N_{\text{fail}} = 426\ 954$ cycles 68
5.1 The base plate with 10 Ti-6Al-4V plates. The building direction (BD) is highlighted. 75
5.2 Lamellar microstructure α - β obtained after the heat treatment. A longitudinal orientation to the build orientation (BD) is presented on (a) and a transversal one on (b). 76
5.3 Geometries used to perform (a) uniaxial bending, (b) pure shear and (c) combined shear-bending fatigue tests. All dimensions are in mm. Tolerances were set at ± 0.1 mm 78
5.4 β_{local} distribution in (a) and (b) presents the corresponding maximum shear stress field for the pure shear geometry. 80
5.5 Third mode displacement pattern of the combined shear-bending specimen is shown in two perspectives. The clamped tip is indicated for both views. 81
5.6 β_{local} distribution in (a) and (b) presents the corresponding maximum Von mises stress field for the combined shear-bending geometry. . . . 81
5.7 Von Mises stress distribution for the combined shear-bending specimen. A photo of the center of the specimen with the strain rosette attached is shown. The orientation of ϵ_{xx} and ϵ_{yy} is indicated. 82

5.8 Stresses $\sigma_{xx}(t)$ and $\sigma_{yy}(t)$ calculated from strain rosette response for the combined shear-bending specimen. Time t when the stresses are at their maximum is highlighted. 83
5.9 Extraction orientation of (a) uniaxial bending, (b) pure shear and (c) combined shear-bending specimens. The maximum principal and shear stress planes (σ_{max} and τ_{max}, respectively) are represented. The orientation of the building layers is presented. 85
5.10 Representative surface scans of (a) as-built, (b) chemically etched and (c) mirror polished surfaces. The colourbar represents the local height (z-axis). 86
5.11 SEM observation of transversal sections for (a) as-built, (b) chemically etched surfaces and (c) mirror polished. The white arrows on (b) and (c) point to remaining surface discontinuities. 87
5.12 Different types of remaining discontinuities found after post-processing observed by SEM. (a) LoF brought close to the surface after chemical etching ; (b) discontinuity with rounded shape after chemical etching ; (c) LoF open to the surface after mirror polishing ; (b) LoF partially removed by mirror polishing and (e) LoF without direct opening to the surface after mirror polishing. 88
5.13 Fatigue crack initiation sites located in the stress distribution for uniaxial bending specimens with the as-built, chemically etched and mirror polished surfaces. Each white dot represents one fatigue specimen. . . 89
5.14 Fatigue crack initiation sites located in the stress distribution for pure shear specimens with the as-built, chemically etched and mirror polished surfaces. Each white dot represents one fatigue specimen. 90
5.15 Initiation sites located in the stress distribution for combined shear-bending specimens with the as-built and chemically etched. Each white dot represents one fatigue specimen. 91
5.16 Histogram with the occurrence of β_{local} for pure shear (black bars) and combined shear-bending stress state (gray bars). 92
5.17 Cumulative probability of the killer discontinuity for the as-built, chemically etched and mirror polished specimens. The experimental data are presented as coloured dots. 93

5.18 Kitagawa-Takahashi diagram for uniaxial bending stress state (β_{local}= 0.00), pure shear (β_{local}= -1.00) and combined shear-bending (β_{local}= -0.47). The representative power laws are expressed and presented as continuous and dashed lines. 95

5.19 Multiaxial fatigue results presented in the maximum hydrostatic stress ($\sigma_{H,max}$) as a function of the shear stress amplitude (τ_a) domain. The size of the critical discontinuity is shown as a colourbar. The black line represents the Dang Van criterion. The gray lines from the origin point indicate the load paths of each target stress state defined by biaxiality factors of β_{local} = -1.00, -0.45 and 0.00. 97

5.20 Linear estimations of multiaxial fatigue strength of Ti-6Al-4V containing discontinuities from 50 to 400 µm. Some experimental data points are circled. 99

5.21 Bilinear estimations of multiaxial fatigue strength of Ti-6Al-4V containing discontinuities from 50 to 400 µm. The two linear domains and the boundary separating them are highlighted. 100

6.1 Densité de probabilité en fonction de la taille de discontinuité ($\sqrt{area}$) pour éprouvettes avec surface brute de fabrication (*as-built*), polie chimiquement (*chemically etched*) et polie miroir (*mirror polished*). Les tailles moyenne, minimale et maximale sont mises en évidence. . . . 104

6.2 Discontinuités de morphologies variées rencontrées parmi les éprouvettes testées. 105

6.3 Orientation de propagation des fissures sur une éprouvette polie miroir sous chargement de cisaillement pur. L'orientation des plans de contrainte de cisallement (τ_{max}) et normale maximale (σ_{max}) est presenté. Une propagation initiale de $2a = 165$ µm selon τ_{max} est observée. $\tau_f = 250$ MPa, $N_f = 742\,548$. 108

6.4 Trajets de chargement avec un déphasage de 180° et de 172° dans le domaine amplitude de contrainte de cisaillement (τ_a) en fonction de la contrainte hydrostatique maximale ($\sigma_{H,max}$) pour l'éprouvette de cisaillement combiné avec flexion uniaxiale. 110

6.5 Valeurs expérimentales de tailles de discontinuités critiques à l'amorçage pour chaque type de chargement. Les probabilités cumulées en utilisant la loi de Weibull sont présentées. 113

6.6 Volume hautement sollicité ($V90\%$) pour l'éprouvette de (a) flexion uniaxiale conventionnel, (b) cisaillement pur vibratoire et (c) cisaillement combiné à la flexion uniaxiale. 114
6.7 Répresentation schématique de l'approche linéaire pour la prévision du comportement en fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V issu de L-PBF en contenant des discontinuités présentée sur l'article II. Les iso-$\sqrt{\text{area}}$ calculées utilisant l'approche de Nadot and Denier [10] sont tracées pour comparaison. 116
6.8 Erreurs relatives entre la prévision en utilisant l'approche multi-droites linéaire et les résultats expérimentaux. 117
6.9 Répresentation schématique de l'approche bilinéaire pour la prévision du comportement en fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V issu de L-PBF en contenant des discontinuités présentée sur l'article II. 119
6.10 Erreurs relatives entre la prévision en utilisant l'approche multi-droites bilinéaire et les résultats expérimentaux. 120

LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS

Sigles	Description (EN/FR)	Unité
AIC	Akaike Information Criterion Critère d'information d'Akaike	–
BD	Build direction Direction de fabrication	–
EDM	Electrical Discharge Machining Usinage par électro-érosion	–
HCF	High-cycle fatigue Fatigue à grand nombre de cycles	–
HSZ	High-stress zone Zone de fortes contraintes	–
L-PBF	Laser Powder Bed Fusion Fusion sur lit de poudre par laser	–
LoF	Lack of fusion Manque de fusion	–
MAPE	Mean Absolute Percentage Error Erreur absolue moyenne en pourcentage	percent (%)
SD	Standard deviation Écart-type	–
SEM	Scanning Electron Microscope Microscope électronique à balayage	–
SSD	Steady-State Dynamics Dynamique en régime permanent	–
ω	Angular frequency Fréquence angulaire	rad/s
t	Time Temps	s
R	Load ratio Rapport de charge	–
$\bar{\bar{\sigma}}$	Resultant stress tensor Tenseur des contraintes résultantes	Pa
σ_{ij}	Stress on the plane normal to i in direction j	Pa

	Contrainte sur le plan de normale i dans la direction j	
σ_I	First principal stress Première contrainte principale	Pa
$\sigma_{I,a}$	Amplitude of the first principal stress Amplitude de la première contrainte principale	Pa
σ_{II}	Second principal stress Deuxième contrainte principale	Pa
$\sigma_{II,a}$	Amplitude of the second principal stress Amplitude de la deuxième contrainte principale	Pa
σ_a	Stress amplitude Amplitude de contrainte	Pa
σ_H	Hydrostatic stress Contrainte hydrostatique	Pa
$\sigma_{a,\max}$	Maximum stress amplitude Amplitude de contrainte maximale	Pa
$\sigma_{\mathrm{VM},a}$	Von Mises equivalent stress amplitude Amplitude de la contrainte équivalente de von Mises	Pa
σ_f	Uniaxial fatigue strength Résistance en fatigue uniaxiale	Pa
τ_a	Shear stress amplitude Amplitude de contrainte de cisaillement	Pa
$\tau_{a,\mathrm{mean}}$	Mean shear stress amplitude Amplitude moyenne de la contrainte de cisaillement	Pa
τ_{local}	Local shear stress Contrainte de cisaillement locale	Pa
$\tau_{\max}$	Maximum shear stress Contrainte de cisaillement maximale	Pa
τ_f	Shear fatigue strength Résistance en fatigue en cisaillement	Pa
τ_i	Applied shear stress amplitude at step i Amplitude de contrainte de cisaillement appliquée à l'étape i	Pa
$\Delta\sigma$	Stress amplitude increment Incrément d'amplitude de contrainte	Pa
$\Delta\tau_a$	Shear stress amplitude increment Incrément de l'amplitude de contrainte de cisaillement	Pa
N_{fail}	Number of cycles to failure Nombre de cycles à rupture	cycles

N_{life}	Fatigue life Durée de vie en fatigue	cycles
β	Biaxiality factor Facteur de biaxialité	–
β_{mean}	Mean biaxiality factor Facteur de biaxialité moyen	–
β_{local}	Local biaxiality factor Facteur de biaxialité local	–
β_{num}	Numerical biaxiality factor Facteur de biaxialité numérique	–
β_{exp}	Experimental biaxiality factor Facteur de biaxialité expérimental	–
R^2	Coefficient of determination Coefficient de détermination	–
R_a	Arithmetic mean roughness Rugosité moyenne arithmétique	micrometre (μm)
R_v	Maximum valley depth Profondeur maximale des vallées	micrometre (μm)
R_z	Mean peak-to-valley height Hauteur moyenne pics-à-vallées	micrometre (μm)
ξ	Damping ratio Rapport d'amortissement	–
a_{acc}	Acceleration Accélération	m/s^2
a	Dang Van slope parameter Paramètre de pente de Dang Van	–
b	Dang Van intercept parameter Paramètre d'ordonnée à l'origine de Dang Van	Pa
$a_{(\sqrt{\text{area}})}$	Dang Van slope parameter as a function of $\sqrt{\text{area}}$ Paramètre de pente de Dang Van en fonction de $\sqrt{\text{area}}$	–
$b_{(\sqrt{\text{area}})}$	Dang Van intercept parameter as a function of $\sqrt{\text{area}}$ Paramètre d'ordonnée à l'origine de Dang Van en fonction de $\sqrt{\text{area}}$	Pa

CHAPITRE 1 INTRODUCTION

1.1 Contexte scientifique et industriel

L'endommagement par fatigue constitue l'une des principales causes de limitation de la durée de vie des composants métalliques dans l'industrie aéronautique. Les sollicitations cycliques activent des mécanismes d'endommagement distincts de ceux observés en sollicitation monotone et exigent une attention particulière. L'avancement de la fabrication additive (FA) dans le domaine de l'aéronautique est exponentiel. Cette nouvelle méthodologie ouvre des perspectives majeures, puisqu'elle autorise la fabrication de géométries complexes tout en apportant des réductions de masse cruciales pour l'aéronautique. Toutefois, l'intégrité de surface demeure l'un des verrous majeurs associés à la fabrication additive. Ces surfaces présentent généralement une rugosité élevée et des particules adhérentes. La rugosité élevée est complétée par la présence de discontinuités débouchantes telles que des manques de fusion et des pores gazeux. Cet aspect est critique surtout en fatigue, l'amorçage des fissures se produisant majoritairement en surface. La compréhension de l'impact de ces discontinuités sur la tenue en fatigue est essentielle à l'emploi de cette nouvelle méthode de fabrication dans le domaine de l'aéronautique, notamment pour des pièces structurellement sollicitées.

Plusieurs recherches ont été menées sur l'impact des procédés d'usinage appliqués aux pièces issues de la fabrication additive, dans le but de réduire la rugosité de surface et, par conséquent, d'améliorer la résistance à la fatigue. Bien que l'usinage ait démontré son efficacité dans l'amélioration de la tenue en fatigue, ce procédé reste incompatible avec la complexité de certaines pièces produites par fabrication additive (FA). La Figure 1.1 illustre un exemple typique de cette limitation. Il s'agit d'un bloc hydraulique fabriqué par Safran. Il est produit par voie additive afin de permettre l'intégration aisée de canaux internes, tout en évitant les multiples étapes de fabrication (telles que le perçage ou d'autres opérations d'usinage) habituellement nécessaires avec les procédés traditionnels. Dans le cas de ce type de pièce, l'amélioration de l'état de surface par usinage est impossible, car les canaux sont inaccessibles.



FIGURE 1.1 Bloc hydraulique produit en Ti-6Al-4V L-PBF par Safran Landing Systems. Disponible sur [16].

Des méthodes alternatives d'amélioration de l'état de surface ont été explorées, parmi lesquelles le polissage chimique. Ce procédé consiste en l'immersion de la pièce dans un bain acide dans le but de réduire la rugosité des surfaces. Les résultats obtenus se montrent prometteurs pour des applications en fatigue uniaxiale. Dans le cas des applications multiaxiales, les études sont moins nombreuses.

Les composants sont fréquemment soumis à des chargements cycliques multiaxiaux au cours de leur vie en service. Même lorsque les forces externes sont appliquées de manière uniaxiale, les complexités géométriques, ainsi que l'interaction entre le chargement et les contraintes résiduelles, conduisent souvent à un état de contraintes effectivement multiaxial au sein de la pièce. De plus, la complexité croissante des géométries rendue possible par la fabrication additive tend à accentuer ce phénomène, en favorisant l'apparition d'états de sollicitation multiaxiaux. La littérature sur la fatigue multiaxiale est nettement moins riche que dans le cas des sollicitations uniaxiales. La complexité des essais et leur longue durée expliquent de ce constat.

La présence de discontinuités de surface dans les pièces fabriquées par voie additive demeure un défi. L'étude de leur impact dans des conditions se rapprochant le plus possible de leur réalité multiaxiale en service est cruciale pour l'emploi de cette technologie de fabrication dans le domaine de l'aéronautique. Des méthodes d'essais inefficaces en termes de temps dépensé constituent encore un frein à l'avancement de ce domaine.

1.2 Objectif général

L'objectif général de ce projet de thèse est de **comprendre l'influence de l'état de surface et du type de chargement sur la tenue en fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V issu de L-PBF**. Ce projet investigue le polissage chimique comme méthode alternative d'amélioration de l'état de surface des pièces en Ti-6Al-4V issues de la fabrication additive. De plus, une méthodologie novatrice dédiée aux essais de fatigue multiaxiale est développée, offrant un moyen d'accélérer significativement les essais mécaniques.

1.3 Projet TiFFAM

Cette thèse s'inscrit dans le cadre du projet TiFFAM (Titane – Fabrication additive – Fatigue multiaxiale). Il s'agit d'un projet collaboratif entre l'École Polytechnique de Montréal (EPM), l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers d'Angers (ENSAM) et la société Safran, débuté en 2020. Les travaux expérimentaux ont été conduits à Angers et à Montréal afin de mettre à profit les différents moyens expérimentaux disponibles à chaque emplacement, ainsi qu'un encadrement présentiel réparti entre les différents co-directeurs de thèse.

La coopération avec le partenaire industriel Safran a apporté une richesse particulière à ces travaux, en offrant des perspectives ancrées dans la réalité industrielle et en orientant la recherche vers des solutions adaptées aux contraintes spécifiques rencontrées dans le secteur.

1.4 Plan du manuscrit

Ce manuscrit est bilingue. Il comprend deux articles scientifiques ainsi que des chapitres complémentaires. Les articles sont présentés dans leur version originale en anglais, tandis que les chapitres complémentaires sont rédigés en français.

Le chapitre 2 présente une analyse bibliographique des thématiques abordées dans cette thèse. Il constitue la base permettant de justifier les objectifs exposés au chapitre 3. Ce dernier décrit également la stratégie de publication, dans laquelle les articles scientifiques sont replacés dans le contexte global du projet de thèse. Le chapitre 4 présente les conditions expérimentales des campagnes d'essais et d'analyses. Dans le chapitre 5, l'article *'Novel high cycle vibration-based fatigue test for pure shear loading'* est présenté. Cet article explique en détail le développement des essais de fatigue sur pot vibrant ainsi que la géométrie innovante utilisée pour générer un état de contraintes de cisaillement pur. Le chapitre 5 est composé de l'article *'Effect of surface discontinuities and chemical etching on multiaxial fatigue strength of L-PBF Ti-6Al-4V*. Dans cet article, une deuxième géométrie innovante est présentée, ayant pour objectif d'atteindre un état de contraintes intermédiaire entre la flexion uniaxiale et le cisaillement pur. Trois états de surface sont testés sous trois états de contraintes différents. L'effet des discontinuités pour chaque état de contrainte est analysé,

ainsi que l'impact de la contrainte hydrostatique sur la résistance en fatigue multiaxiale pour des matériaux contenant des discontinuités. Le chapitre 6 présente une discussion générale où il est effectué un retour sur les objectifs formulés au chapitre 3. C'est dans ce chapitre que les réponses aux questions scientifiques posées précédemment sont apportées de manière directe, en s'appuyant sur les éléments révélés tout au long de ce manuscrit. Cette discussion présente également les limites identifiées au cours du projet. Les conclusions et perspectives du chapitre 7 mettent en évidence les avancées atteintes à la fin du projet, ainsi que les perspectives pour la suite.

CHAPITRE 2 ANALYSE BIBLIOGRAPHIQUE

2.1 Introduction

Ce chapitre présente une analyse bibliographique des thématiques abordées dans ce projet de thèse. La première section est consacrée au Ti-6Al-4V produit par L-PBF. Les discontinuités typiquement observées dans les composants fabriqués par ce procédé y sont décrites, suivies d'une présentation des traitements de surface couramment employés pour atténuer ou éliminer ces défauts. Les travaux traitant de la résistance en fatigue du Ti-6Al-4V issu de la L-PBF sont ensuite discutés. La section 2.3 rassemble les études portant sur les essais de fatigue vibratoire ainsi que sur l'effet de la fréquence d'essai pour le Ti-6Al-4V. Par la suite, les modèles de prévision l'impact des discontinuités sur la résistance en fatigue sont présentés, suivis des modèles décrivant l'influence du type de chargement sur le comportement en fatigue multiaxiale. La prise en compte de l'effet des discontinuités dans le domaine multiaxial est discutée ensuite. Enfin, un sommaire clôt le chapitre en mettant en évidence les principales limites des connaissances identifiées à travers cette revue de littérature.

2.2 Ti-6Al-4V produit par L-PBF

2.2.1 Discontinuités typiques issues de L-PBF

Le comité technique ASTM F42, dédié aux technologies de fabrication additive, définit cette dernière comme un ensemble de procédés de mise en forme consistant à ajouter de la matière à partir de données numériques tridimensionnelles. La pièce est ainsi construite par superposition de couches successives, par opposition aux procédés soustractifs. Parmi ces procédés, la fusion laser sur lit de poudre (L-PBF) consiste à étaler une fine couche de poudre métallique sur une plateforme, puis à en fusionner sélectivement certaines zones à l'aide d'une source d'énergie (pour L-PBF, un laser). Après chaque passage, la plateforme s'abaisse d'une hauteur correspondant à l'épaisseur de la couche déposée, un racleur répartit une nouvelle couche de poudre. Ce cycle est ensuite répété jusqu'à la construction complète de la pièce.

Le caractère hautement localisé de l'apport d'énergie, combiné à des vitesses de balayage élevées, engendre d'importants gradients thermiques ainsi que des taux de refroidissement très rapides. Il en résulte une solidification particulière, susceptible d'induire une anisotropie de la microstructure et des propriétés mécaniques. De plus, les cycles thermiques répétés génèrent des contraintes résiduelles pouvant provoquer des distorsions géométriques, voire des fissurations.

En outre, l'une des principales limites de ce procédé réside dans la présence de discontinuités. Celles-ci peuvent se situer en surface ou au cœur du matériau. Dans le cadre des applications en fatigue, les discontinuités de surface (et/ou sous-surface) sont particulièrement critiques, car elles

concentrent les contraintes et constituent des sites privilégiés d'amorçage de fissures. Pour la L-PBF, les discontinuités de surface typiques se répartissent principalement en trois catégories : les pores gazeux, les manques de fusion et les vallées de rugosité.

Pores gazeux

Les pores gazeux proviennent du piégeage de bulles de gaz dans le bain fondu au moment de la solidification. Leur formation est favorisée par le gaz résiduel emprisonné entre les particules de poudre ou dissous dans le métal liquide, les instabilités induites par la difference de pression dans le bain de fusion, et/ou une atmosphère de protection inadéquate. Sous l'effet de la tension superficielle, elles adoptent une morphologie quasi sphérique. Un exemple de pore est présenté à la Figure 2.1(c) où cette morphologie characteristique est observée. À l'échelle de la pièce, ils ne présentent pas d'emplacement préférentiel marqué et sont généralement distribués de façon aléatoire dans le volume.

Manques de fusion

Les manques de fusion, à la différence des pores gazeux, présentent une géométrie irrégulière caractérisée par des arêtes vives et des contours anguleux. Un exemple est illustré à la Figure 2.1(b). Ces discontinuités résultent généralement d'un apport énergétique local insuffisant lors de la fusion des couches successives. En raison de leur morphologie aiguë et de la forte concentration de contraintes qui en découle, les manques de fusion sont généralement plus délétères que les pores gazeux sous sollicitation cyclique. Ils se forment préférentiellement aux intercouches, c'est-à-dire aux zones de jonction entre les différentes couches construites par fabrication additive (schématisées à la Figure 2.2).

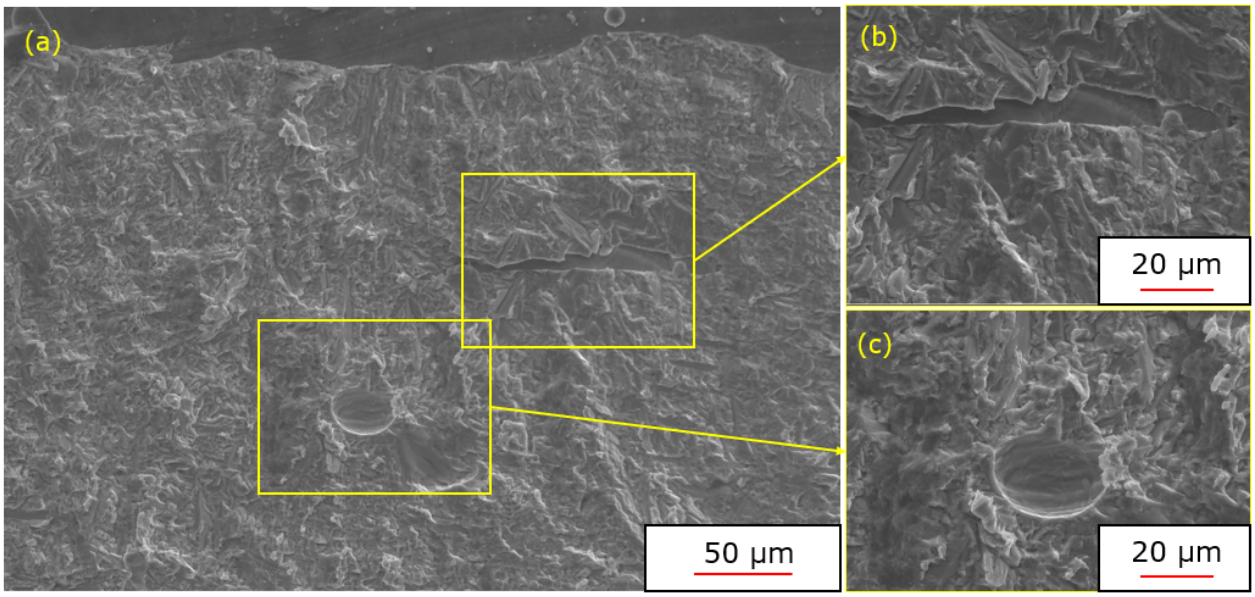


FIGURE 2.1 Fractographies sur lesquelles on observe (a) discontinuités typiques issues de L-PBF : (b) une manque de fusion et (c) un pore gazeux.

Vallées de rugosité

Le troisième type de discontinuité typique des pièces issues de L-PBF correspond aux vallées de rugosité, générées intrinsèquement par le procédé de fabrication couche par couche. L'un des principaux phénomènes responsables de leur formation est l'effet d'escalier, directement lié à l'orientation de la surface par rapport au plan de fabrication et à l'épaisseur des couches déposées. La Figure 2.2 illustre ce phénomène à travers la construction par couches et les profils théoriques obtenus pour des orientations de 90° et d'environ 45° entre la surface et la direction de fabrication (Figure 2.2(a) et (b), respectivement). Plus l'angle de fabrication s'écarte de la direction d'empilement des couches, plus la formation de vallées est prononcée. De même, une augmentation de l'épaisseur de couche accentue ce phénomène en amplifiant la hauteur des irrégularités formées entre les couches successives.

Un autre phénomène à l'origine de la formation des vallées de rugosité est l'adhérence de particules partiellement fondues présentes dans le lit de poudre, comme illustré à la Figure 2.2(c). Ce phénomène dépend fortement non seulement de la distribution granulométrique de la poudre, mais aussi du degré de sphéricité des particules. Ces particules peuvent être parfaitement sphériques, ou bien présenter elles-mêmes des irrégularités de surface, comme schématisé à la Figure 2.2(d).

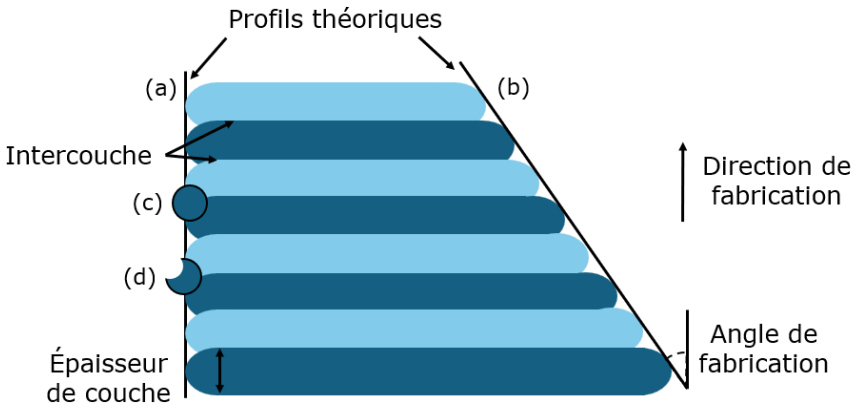


FIGURE 2.2 Schéma descriptif de la formation des vallées de rugosité.(a) et (b) présentent des profils théoriques droit et avec un angle de fabrication. (c) et (d) représentent l'adhésion des particules partiellement fusionnées parfaitement sphériques ou non dans la surface en fabrication.

Dans la réalité, ces mécanismes agissent simultanément et leur superposition gouverne la topographie des pièces avec des surfaces brutes de fabrication. La Figure 2.3 présente le profil d'une surface brute de fabrication avec les vallées de rugosité. Le profil final de rugosité est donc constitué de vallées et de pics, résultat de l'effet d'escalier et de l'adhérence de particules partiellement fondues.

Finalement, la présence de discontinuités demeure inévitable pour les pièces issues de L-PBF à l'état de surface brut de fabrication. Ces hétérogénéités agissent comme des concentrateurs de contraintes et jouent un rôle déterminant dans le comportement en fatigue des composants. Leur nocivité dépend de leur taille, de leur morphologie ainsi que de l'état de contraintes local. Compte tenu du caractère critique de l'état de surface pour les applications soumises à des sollicitations cycliques, divers traitements de surface ont été développés afin de réduire le nombre de discontinuités et/ou leur sévérité, dans le but d'augmenter la résistance en fatigue des composants issus de la L-PBF.

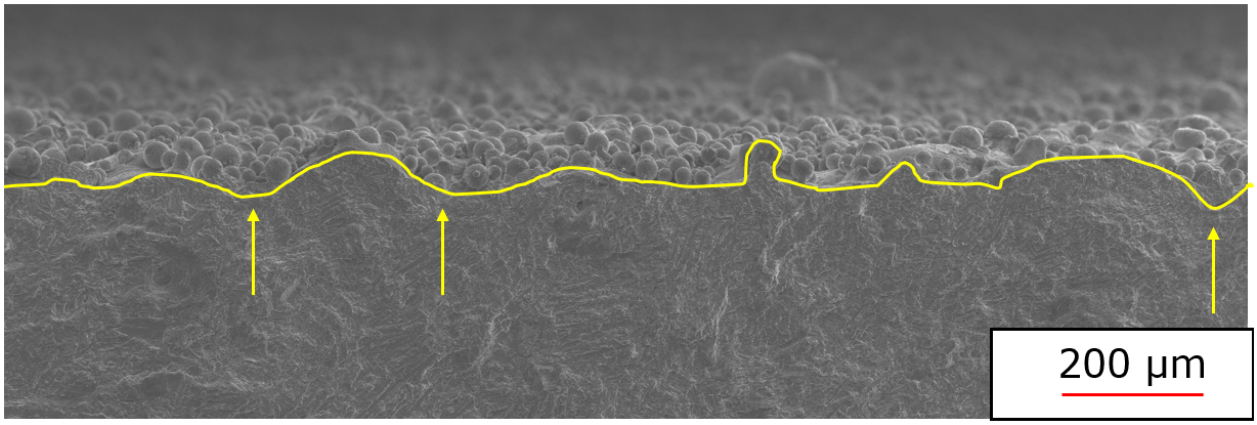


FIGURE 2.3 Profil d'une éprouvette en Ti-6Al-4V issue de L-PBF avec surface brute de fabrication. Les vallées de rugosité sont mises en évidence par des flèches.

2.2.2 Impact des traitements de surface sur la topographie des pièces issues de L-PBF

Pour modifier l'état de surface des pièces issues de la L-PBF, diverses approches ont été étudiées en ciblant spécifiquement la réduction de la présence des discontinuités. En ce qui concerne les discontinuités de surface, cette réduction peut être quantifiée en utilisant les paramètres de rugosité de surface. Le plus couramment utilisé est la moyenne arithmétique de la hauteur des pics et des vallées (Ra). Cette section va se focaliser sur les traitements de surface mécaniques et chimiques.

Traitements mécaniques

Les traitements de surface mécaniques modifient la surface par une action physique directe. Ils sont utilisés pour l'enlèvement de matière par action abrasive, comme en usinage, rectification, polissage, sablage ; de la déformation plastique contrôlée, comme en grenaillage ; ou de l'abrasion en flux comme à la tribofinition, où la pièce est immergée dans un mélange abrasif en mouvement.

Aguado-Montero et al. [17] ont testé trois traitements mécaniques de surface avec l'objectif de réduire la présence des discontinuités des éprouvettes en Ti-6Al-4V issues de L-PBF : la sablage, le grenaillage classique et le grenaillage laser. Ils ont pu établir que le sablage tend à éliminer les particules partiellement fondues de la surface et à arrondir les aspérités, diminuant ainsi l'amplitude des pics-vallées. Le grenaillage classique induit un micro-relief sur la surface, pouvant augmenter le Ra tout en régularisant la topographie à moyenne échelle. Finalement, le grenaillage laser modifierait plus finement le profil de surface sans nécessairement lisser les aspérités les plus aiguës.

Bagehorn et al. [18] a investigué l'impact de différents traitements mécaniques de finition de surface, la tribofinition, le sablage à l'alumine, le micro-usinage et le fraisage conventionnel, sur l'état de surface de pièces en Ti-6Al-4V issues de L-PBF. La surface brute de fabrication présentait une

rugosité moyenne initiale de $Ra = 17.9 \pm 2.0\mu$m. Parmi les procédés testés, le fraisage a permis d'obtenir la rugosité la plus faible ($Ra = 0.3 \pm 0.1\mu$m) avec une excellente reproductibilité. La tribofinition a conduit à une réduction significative de la rugosité ($Ra = 0.9 \pm 0.7\mu$m) et à un arrondi efficace des aspérités, tandis que le sablage a permis une amélioration plus modérée ($Ra = 10.1 \pm 0.2\mu$m). Enfin, le micro-usinage a également offert une rugosité très faible ($Ra \pm 0.3\mu$m), bien que sa mise en œuvre reste limitée par l'accessibilité des zones à usiner.

Malgré les résultats encourageants obtenus dans la réduction de la rugosité de surface, l'utilisation d'outils ou de grenailles pour améliorer l'état de surface demeure limitée pour les pièces de géométrie complexe, en raison de l'inaccessibilité de certaines zones, telles que les canaux internes. Ce constat a conduit à l'exploration de procédés alternatifs de traitement de surface de type chimique, dans lesquels l'action mécanique directe de l'outil est remplacée par des réactions d'attaque et de dissolution contrôlée de la couche superficielle du matériau.

Traitements chimiques

Les traitements de surface chimiques sont particulièrement adaptés aux pièces de géométrie complexe, notamment lorsque certaines zones sont difficilement accessibles aux outils. En général, les paramètres déterminants sont la composition chimique du bain, sa température et le temps d'exposition.

Bezuidenhout et al. [19] ont étudié des bains HF–HNO_3 de concentration en HF variable et montrent que la diminution de la rugosité est inversement proportionnelle à la teneur en HF : l'augmentation de la concentration accélère l'enlèvement des particules semi-fondues, élargit l'espacement des vallées (profil plus lissé) et, aux teneurs les plus élevées, supprime presque entièrement les artefacts de surface, conduisant à des niveaux de rugosité proches de ceux obtenus par usinage (Ra=1 μm).

À composition de bain maintenue constante, Melle et al. [20] analysent l'effet du temps d'exposition et décrivent une cinétique par étapes. D'abord l'élimination des particules adhérées, ensuite une réduction progressive de l'amplitude pic–vallée est observée. À partir d'un certain temps d'exposition, il y a l'atteinte d'un plateau où les modifications de la surface deviennent non significatives.

Avec une concentration fixe de HF–HNO_3, Persenot et al. [21] rapportent non seulement une baisse de Ra, mais aussi une augmentation du rayon au fond des discontinuités. Cet arrondissement est structurellement bénéfique du point de vue de la concentration de contraintes, en particulier pour les manques de fusion aux arêtes vives. Selon les tests de Persenot et al. [21], l'enlèvement complet des discontinuités de surface par polissage chimique n'est pas atteignable. Ils ont aussi mis en évidence un effet indésirable du polissage chimique, où les discontinuités qui étaient sous-superficielles émergent en surface après l'enlèvement de la couche superficielle de matière. En suivant la même logique, Melle et al. [20] montrent qu'en prolongeant le temps d'exposition, le polissage chimique peut conduire à une augmentation de la taille des discontinuités.

Basé sur ces travaux, on constate que le polissage chimique est efficace dans la diminution de la rugosité de surface des pièces issues de L-PBF. Malgré son efficacité, **le polissage chimique tout seul ne serait pas capable d'éliminer la totalité des discontinuités**, soient les manques de fusion ou des pores gazeux. Cette limitation est partagée par les traitements mécaniques. Avec l'enlèvement de la surface, quel que soit le moyen utilisé, des discontinuités internes peuvent émerger à la nouvelle surface créée.

2.2.3 Résistance en fatigue du Ti-6Al-4V issu de L-PBF

Les discontinuités de surface constituent des sites privilégiés d'amorçage de fissures et conditionnent la résistance en fatigue. La réduction de la rugosité des surfaces brutes de fabrication a donc pour objectif ultime d'augmenter la résistance en fatigue des pièces issues de L-PBF.

Le polissage HF–HNO_3 étudié par Bezuidenhout et al. [19] résulte dans une augementation nette de la résistance en fatigue des éprouvettes en Ti-6Al-4V issues de L-PBF. Pour des essais uniaxiaux à 4 x 10^4 cycles, la tenue évolue de 540 à 710 MPa (rapport de charge (R) à 0.1) après un polissage chimique. Dans le cas des travaux de Melle et al. [20], une augmentation progressive de la résistance en fatigue a été observée avec l'augmentation du temps d'exposition au bain chimique, atteignant environ 94 % de la résistance en fatigue uniaxiale d'une éprouvette usinée.

L'augmentation de la résistance en fatigue uniaxiale par réduction de la rugosité de surface fait largement consensus dans la littérature pour les pièces issues de L-PBF. En revanche, lorsque le chargement devient multiaxial, d'autres processus d'endommagement s'activent et la réponse mécanique du matériau peut différer. À ce jour, les données publiées en résistance en fatigue multiaxiale portent surtout sur des éprouvettes à surface brute de fabrication et usinées. À la connaissance de l'autrice, **l'influence du polissage chimique sur la fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V issu de L-PBF n'a pas encore fait l'objet d'une caractérisation systématique**. Le reste de cette section est donc consacré à l'étude de l'influence de l'usinage sur l'augmentation de la résistance en fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V issu de L-PBF.

Le cas de chargement le plus fréquemment étudié dans le cadre de la fatigue multiaxiale est la torsion (cisaillement pur). La Figure 2.4 présente les résultats de fatigue pour des surfaces brutes de fabrication (en noir) et usinées (en gris) sollicitées en cisaillement pur. Pour les trois travaux étudiés, on constate une augmentation de la résistance en fatigue après l'enlevement de l'extreme surface des pièces par traitement mécanique. Lorsque l'on compare, dans les mêmes travaux, les différents états de surface, on observe que, pour des durées de vie similaires, les éprouvettes usinées présentent une résistance en fatigue supérieure à celle des éprouvettes à surface brute de fabrication.

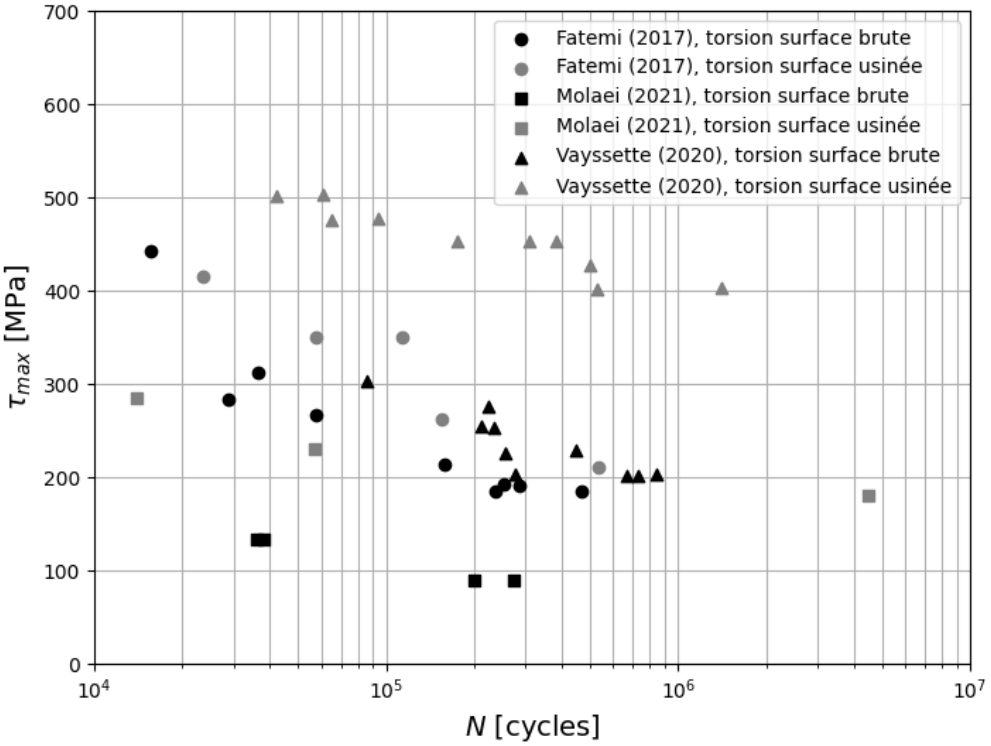


FIGURE 2.4 Courbe *S-N* en torsion pour du Ti-6Al-4V issu de L-PBF avec surface brute de fabrication (en noir) et usinée (en gris) Ces résultats sont issus des travaux de Fatemi et al. [1], Molaei et al. [2] et Vayssette et al. [3].

Pour des chargements plus complexes, où les contraintes normales et de cisaillement agissent simultanément, la littérature demeure nettement moins riche. Dans ce travail, uniquement les chargements en phase proportionnels seront traités. Les cas où les contraintes sont hors phase ne seront pas explorés. La Fig. 2.5 illustre deux études avec une comparaison entre la résistance en fatigue en torsion-tension pour des éprouvettes avec des surfaces brutes de fabrication et usinées. Afin de confronter ces résultats sur une base commune, ils ont été analysés au moyen de la contrainte équivalente de von Mises (σ_{VM}), permettant de représenter les courbes *S-N* dans un cadre unifié malgré la complexité du chargement. De manière analogue à l'analyse dans le cas de la torsion, l'usinage a provoqué une augmentation de la résistance en fatigue dans le cas d'une sollicitation en torsion-tension en phase. En comparant les différents états de surface au sein d'une même étude, on constate que, pour des durées de vie similaires, les éprouvettes usinées (en gris) présentent une résistance en fatigue supérieure à celles conservant une surface brute de fabrication (en noir).

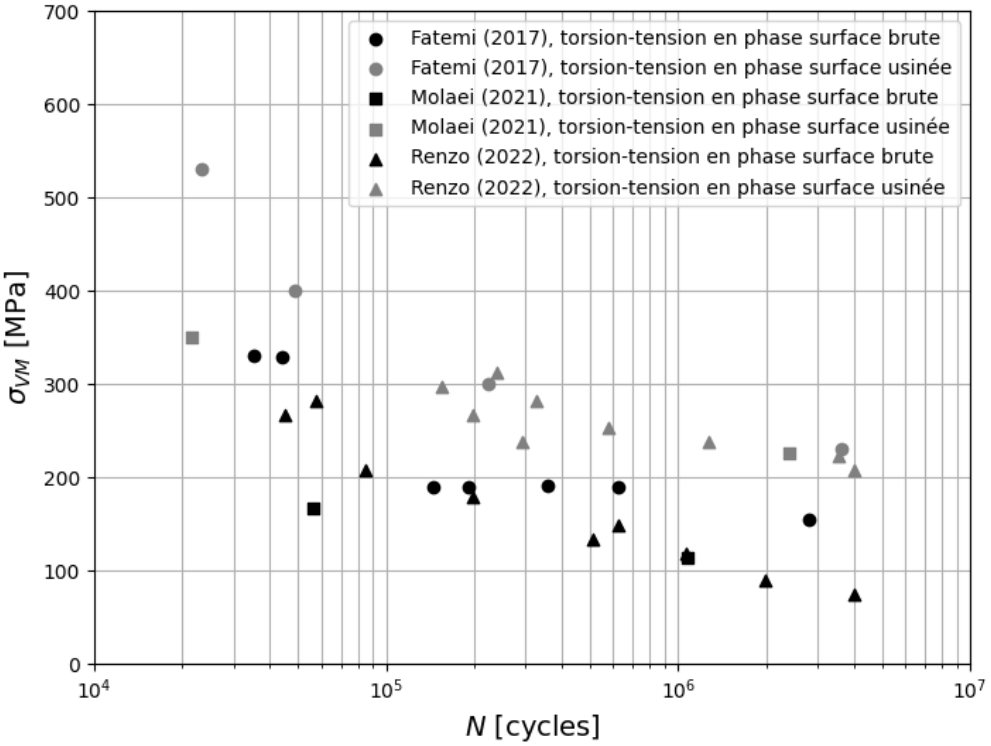


FIGURE 2.5 Courbe *S-N* en torsion-tension en phase pour du Ti-6Al-4V issu de L-PBF avec surface brute de fabrication (en noir) et usinée (en gris) Ces résultats sont issus des travaux de Fatemi et al. [1], Molaei et al. [2] et Renzo et al. [4].

Plus le chargement est complexe, plus la littérature se raréfie, ce qui s'explique par le coût et la durée des essais de fatigue. En torsion classique, les fréquences d'essai sont typiquement de l'ordre de 5 Hz jusqu'à 20 Hz pour les machines les plus performantes. En traction–torsion, les fréquences sont encore plus faibles. Molaei et al. [2] rapportent des essais multiaxiaux entre 1 et 12 Hz, ce qui correspond en pratique à entre 278 et 23 heures d'essai pour atteindre 10^6 cycles.

Les travaux les plus récents consacrés à la résistance en fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V issu de L-PBF se concentrent principalement sur l'analyse de la durée de vie. Dans ces études, les résultats multiaxiaux sont généralement présentés en termes de contrainte équivalente en fonction du nombre de cycles à rupture (comme sur les Figures 2.4 et 2.5). La division des groupes par état de surface suppose une certaine uniformité des discontinuités (par exemple en termes de taille) parmi les éprouvettes appartenant à un même groupe. Cette hypothèse est légitime lorsqu'il s'agit d'évaluer l'effet des traitements de surface sur la résistance en fatigue, par contre elle ne permet pas d'analyser finement l'influence propre des discontinuités pour chaque type de chargement.

La compréhension systématique de l'endommagement par fatigue sou chargement multiaxial pour

différents états de surface requiert des campagnes d'essais à la fois coûteuses et chronophages, ce qui constitue sans doute un facteur limitant pour la production de données expérimentales sous chargements complexes. **L'augmentation des fréquences d'essai offrirait une capacité d'exploration plus large des combinaisons de chargement et de finition de surface**, tout en réduisant la durée totale des essais.

2.3 Essais de fatigue vibratoire et l'effet de fréquence

Pour accroître l'efficacité des essais de fatigue à haut nombre de cycles, l'utilisation d'un pot vibrant comme machine d'essai a été proposée par George [12] en 2004. Cette méthodologie repose sur une analyse par éléments finis destinée à identifier une géométrie d'éprouvette capable de produire un état de contrainte donné dans des conditions de résonance. Une conception soignée des éprouvettes permet ainsi d'obtenir une large variété d'états de contrainte sur une même machine d'essai, sans qu'il soit nécessaire de modifier le dispositif. La résonance occupe une place déterminante dans ce procédé. Lorsque la fréquence d'excitation coïncide avec la fréquence propre de l'éprouvette, la réponse dynamique est amplifiée de manière significative et le déplacement atteint son niveau maximal. Cette amplification naturelle rend possible l'imposition de niveaux de contrainte élevés avec une puissance d'excitation relativement faible, améliorant l'efficacité énergétique du dispositif et accélérant l'obtention d'un nombre important de cycles. De plus, la déformée associée au mode de résonance gouverne directement l'état de contraintes auquel l'éprouvette est soumise. La fréquence d'essai est alors associée à la géométrie de l'éprouvette et à sa fréquence propre de vibration.

Ces essais sont pilotés en déplacement à partir d'un point de référence sur l'éprouvette. Tant que la réponse demeure dans le domaine élastique linéaire, la contrainte dans la zone utile est proportionnelle au déplacement mesuré en un point. Une régulation en boucle fermée de type PID maintient l'amplitude cible du déplacement tout au long de l'essai. Le contrôleur ajuste en continu les paramètres de commande du pot vibrant électrodynamique pour compenser les dérives et garantir la stabilité du déplacement imposé tout au long de l'essai de fatigue.

Dans ce manuscrit, tous les tenseurs de contraintes $\bar{\bar{\sigma}}$ en un point M sont définis dans l'espace tridimensionnel ($\mathbb{R}^3$) à l'aide d'une base cartésienne $\{\hat{x}, \hat{y}, \hat{z}\}$, comme l'indique l'Équation 2.1. Dans ce formalisme, le facteur de biaxialité (β) est défini par $\beta = \frac{\sigma_{yy}}{\sigma_{xx}}$ et il est utilisé pour caractériser les états de contrainte présentés dans ce travail.

$$\bar{\bar{\sigma}} = \sigma_{ij}(M) = \begin{pmatrix} \sigma_{xx} & \sigma_{xy} & \sigma_{xz} \\ \sigma_{yx} & \sigma_{yy} & \sigma_{yz} \\ \sigma_{zx} & \sigma_{zy} & \sigma_{zz} \end{pmatrix} \tag{2.1}$$

Dans le cas de l'utilisation des contraintes principales, le facteur de biaxialité est défini comme $\beta = \frac{\sigma_{II}}{\sigma_I}$, et il peut être utilisé pour décrire l'ensemble chargements biaxiaux en considérant $\sigma_{III} = 0$. Il

peut être interprété à l'aide de l'échelle présentée à la Figure 2.6. Cette échelle s'étend de $\beta = -1.00$, où $\sigma_I = -\sigma_{II}$ dans le cas de la torsion pure (cisaillement pur), à $\beta = 1.00$, où $\sigma_I = \sigma_{II}$ dans le cas de la tension équibiaxiale. Le cas $\beta = 0.00$ représente la tension uniaxiale, avec $\sigma_{II} = 0$. Tous les cas où β est compris entre -1.00 et 0.00 correspondent à des états de torsion–traction avec différentes proportions. Enfin, les cas pour lesquels β se situe entre 0.00 et 1.00 correspondent à une tension biaxiale 'dissymétrique', où σ_I et σ_{II} sont positifs mais de valeurs différentes.

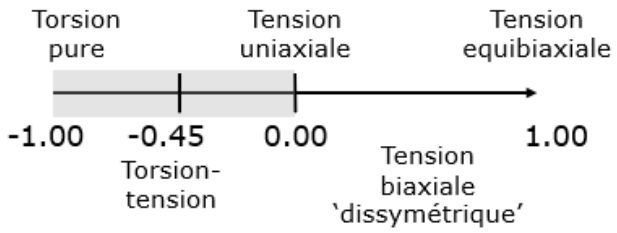


FIGURE 2.6 Échelle avec les differents types de chargements biaxiaux et leur répresentation en termes de β. La zone grise répresente la gamme de β investiguée par ces travaux.

Divers auteurs ont utilisé des variantes de la géométrie *dog-bone* pour étudier la réponse en fatigue uniaxiale ($\beta = 0.00$) d'éprouvettes issues de L-PBF, comme Dallali et al. [22], Ellyson and Brochu [13], Xu et al. [23] et Scott-Emuakpor et al. [24]. Les essais de fatigue uniaxiale réalisés à 800 Hz par Ellyson and Brochu [13] représentent une avancée non négligeable par rapport aux essais conventionnels effectués à environ 100 Hz. Dans le cas des essais multiaxiaux, les gains deviennent encore plus significatifs.

D'autres auteurs ont utilisé un pot vibrant pour réaliser des essais sous chargements multiaxiaux, en activant non seulement σ_I, mais aussi σ_{II}. Xu et al. [14] propose une géométrie circulaire fonctionnant à 650 Hz pour atteindre l'équibiaxialité ($\sigma_I = \sigma_{II}$, soit $\beta = 1.00$). De l'autre côté, George [12] utilise une éprouvette en cerf-volant à environ 1350 Hz pour obtenir une biaxialité dissymétrique, où σ_I et σ_{II} oscillent en phase mais avec des intensités différentes, conduisant à un facteur de biaxialité de $\beta = 0.59$.

La littérature récente met en évidence que l'emploi d'un pot vibrant pour les essais de fatigue constitue une voie prometteuse. L'augmentation de la fréquence d'essai permet de répondre aux besoins posés par les nouveaux procédés de fabrication et de traitement de surface de manière plus dynamique. À ce jour, cette méthodologie est de plus en plus utilisée en chargements uniaxiaux. Pour les chargements multiaxiaux, les travaux existants se concentrent surtout sur des facteurs de biaxialité supérieurs à 0, dans le cas de la tension biaxiale. **À la connaissance de l'autrice, un pot vibrant n'a pas encore été utilisé pour caractériser la réponse en fatigue multiaxiale pour -1.00 $\leq \beta <$ 0.00**. Cette gamme de β permet d'explorer le comportement en fatigue des matériaux sous des chargements avec des composants de cisaillement, soit du cisaillement pur à β

= -1.00, soit de la torsion-tension à -1.00 $< \beta <$ 0.00.

Avec l'augmentation de la fréquence des essais de fatigue, la question de l'influence potentielle de la fréquence sur le comportement du Ti-6Al-4V se pose naturellement. Cette sensibilité éventuelle pourrait modifier la réponse du matériau sous endommagement cyclique et, par conséquent, la résistance en fatigue mesurée.

Morrissey et al. [25] ont comparé la résistance en fatigue uniaxiale du Ti-6Al-4V corroyé à des fréquences de 70 Hz, 400 Hz et 1800 Hz, pour des rapports de charge de 0.1, 0.5 et 0.8. Un effet significatif de la fréquence d'essai a été mis en évidence, les fréquences plus élevées ont conduit à des résistances en fatigue supérieures, tandis que les rapports de charge plus faibles ont produit des écarts plus marqués. Dans la même perspective, Takeuchi et al. [26] ont étudié des éprouvettes polies et entaillées en Ti-6Al-4V corroyé, testées à 120 Hz, 600 Hz et 20 kHz sous un rapport de charge unique de -1 sous chargement uniaxial. L'effet de la fréquence a été jugé significatif pour les éprouvettes polies, notamment en régime ultrasonique (20 kHz). Toutefois, les auteurs ont montré qu'en présence d'entailles, cet effet devient secondaire, considéré comme négligeable face à la concentration de contraintes induite par l'entaille.

Dans le contexte du Ti-6Al-4V issu de L-PBF, Scott-Emuakpor et al. [27] comparent des éprouvettes fabriquées par fabrication additive testées à 1100 Hz à des éprouvettes corroyées testées à 20 Hz ($R =$ -1). Les écarts entre les deux groupes ont été principalement attribués à la microstructure spécifique du matériau issu de L-PBF, caractérisée par la présence de discontinuités et une anisotropie marquée. Quelques années plus tard, Scott-Emuakpor et al. [24] ont élargi cette analyse en comparant les résultats obtenus sur du Ti-6Al-4V issu de L-PBF à 1100 Hz avec des données issues d'essais conventionnels à basse fréquence sur le même matériau issu de fabrication additive, publiées par d'autres auteurs. Les différences observées entre les essais ont été principalement attribuées aux variations de géométrie des éprouvettes, aux gradients de contraintes associés et à la présence de discontinuités internes, plutôt qu'à la fréquence d'essai elle-même. Ainsi, comme observé par Takeuchi et al. [26], l'effet de fréquence a été considéré comme secondaire face aux particularités des éprouvettes issues de L-PBF, notamment la présence de discontinuités. On peut en conclure que, malgré un effet considéré comme significatif pour le Ti-6Al-4V corroyé poli, les éprouvettes produites par fabrication additive présentent une sensibilité réduite à l'augmentation de la fréquence d'essai, étant attribuée à leurs particularités microstructurales et à la présence de discontinuités. Dans la gamme de fréquences d'intérêt du pot vibrant, c'est-à-dire autour de 1000 Hz, l'influence de la fréquence d'essai est donc considérée comme secondaire.

De plus, il est important de souligner que **la caractérisation de l'effet de la fréquence sous chargements multiaxiaux demeure inexplorée dans la littérature**. Cette absence s'explique principalement par la rareté des méthodologies d'essais capables de générer des sollicitations multiaxiales à haute fréquence.

2.4 Modèles de prévision de l'impact des discontinuités sur la résistance en fatigue

La présence de discontinuités affecte le comportement en fatigue des composants. En considerant les materiaux issus de L-PBF contiennent intrinsequement des discontinuités, ces modèles de prediction sont cruciaux dans l'étape de dimmensionnement des pièces fabriquées par L-PBF. Les modèles de prévision de l'impact des discontinuités sur la résistance en fatigue présentés dans cette section sont basés sur la mécanique élastique linéaire de la rupture (MLER). Ils ont été construit en utilisant les paramètres de la loi de propagation de fissure, comme le facteur d'intensité de contrainte K et sa valeur seuil ΔK_{th}. Dans ce contexte, les discontinuités sont considérées comme des fissures susceptibles de se propager. Concernant la durée de vie du composant, il est considéré que celle-ci est principalement contrôlée par la phase de propagation de ces fissures. Concernant la résistance en fatigue en contrainte, ces modèles considèrent qu'il n'y a pas rupture si le seuil de propagation de fissure reste supérieur au facteur d'intensité de contrainte, estimé à partir de la taille de la discontinuité critique présente pour le niveau de contrainte imposé. L'objectif de ces modèles est d'estimer la réduction de résistance associée à la taille de la discontinuité critique présente.

La Figure 2.7 est une représentation schématique des principaux modèles de prévision de l'impact des discontinuités sur la résistance en fatigue. Les premiers à avoir établi la relation entre la résistance en fatigue et la taille des discontinuités ont été Kitagawa et Takahashi (Kitagawa and Takahashi [5]). Ils ont proposé deux zones de comportements distincts. La zone I correspond à des discontinuités qui n'ont pas d'impact sur la résistance en fatigue des composants. Cette zone est représentée par l'Équation 2.2, où la résistance en fatigue d'un composant avec discontinuité (σ_f) présente la même valeur de résistance qu'un composant sans discontinuités ($\sigma_{f,0}$). À partir d'une certaine taille a_{0th}, ce comportement change. On a alors la zone II, où la résistance en fatigue décroît de manière linéaire avec une pente de -1/2 selon l'Équation 2.3, où Y correspond au facteur de correction géométrique qui prend en compte la forme de la fissure, la géométrie de l'éprouvette et le mode de chargement. ΔK est la variation du facteur d'intensité de contraintes et a la taille équivalente de la discontinuité. La taille de transition entre ces deux zones peut être calculée en utilisant l'Équation 2.4 qui combine les Équations 2.2 et 2.3.

Quelques années plus tard, El Haddad et al. [6] ont proposé une loi continue (Équation 2.5) pour représenter ces deux zones, en utilisant la résistance en fatigue du matériau sans discontinuité ($\sigma_{f,0}$), la taille de la discontinuité (a) et la taille critique (a_{0th}), afin de calculer la résistance du matériau contenant des discontinuités (σ_f).

Après de nombreux essais sur différents matériaux et tailles de discontinuités, Murakami and Endo [7] ont proposé la relation empirique de l'Équation 2.6. Elle dépend de la dureté Vickers (Hv), du rapport de charge (R) et d'un facteur $\alpha = 0.226 + Hv \times 10^{-4}$. Différemment de la proposition de Kitagawa–Takahashi, basée sur la mécanique linéaire élastique de la rupture et une pente correspondante de -1/2, Murakami propose que la relation entre la résistance en fatigue et la taille de

la discontinuité présente plutôt une pente de -1/6. Ils ont également introduit le concept du paramètre de taille $\sqrt{\text{aire}}$, défini comme la racine carrée de l'aire projetée du défaut perpendiculaire à la direction du chargement, afin de simplifier la caractérisation de la taille des discontinuités. Les auteurs ont montré que la résistance en fatigue d'un composant contenant des discontinuités est proportionnelle à ce paramètre, et aujourd'hui, il est largement utilisé dans les modèles de prévision de la résistance en fatigue des matériaux présentant des discontinuités.

$$\text{Kitagawa–Takahashi, zone I :} \quad \sigma_{f(a)} = \sigma_{f,0} \tag{2.2}$$

$$\text{Kitagawa–Takahashi, zone II :} \quad \sigma_{f(a)} = \frac{\Delta K_{th}}{Y\sqrt{\pi a}} \tag{2.3}$$

$$\text{Taille critique :} \quad a_{0th} = \frac{1}{\pi}\left(\frac{\Delta K_{th}}{Y\,\sigma_{f,0}}\right)^2 \tag{2.4}$$

$$\text{El–Haddad :} \quad \sigma_{f(a)} = \sigma_{f,0}\sqrt{\frac{a_{0th}}{a_{0th}+a}} \tag{2.5}$$

$$\text{Murakami et Endo :} \quad \sigma_{f(\sqrt{\text{aire}})} = 1.43\,\frac{Hv+120}{\sqrt{\text{aire}}^{1/6}}\left(\frac{1-R}{2}\right)^{\alpha} \tag{2.6}$$

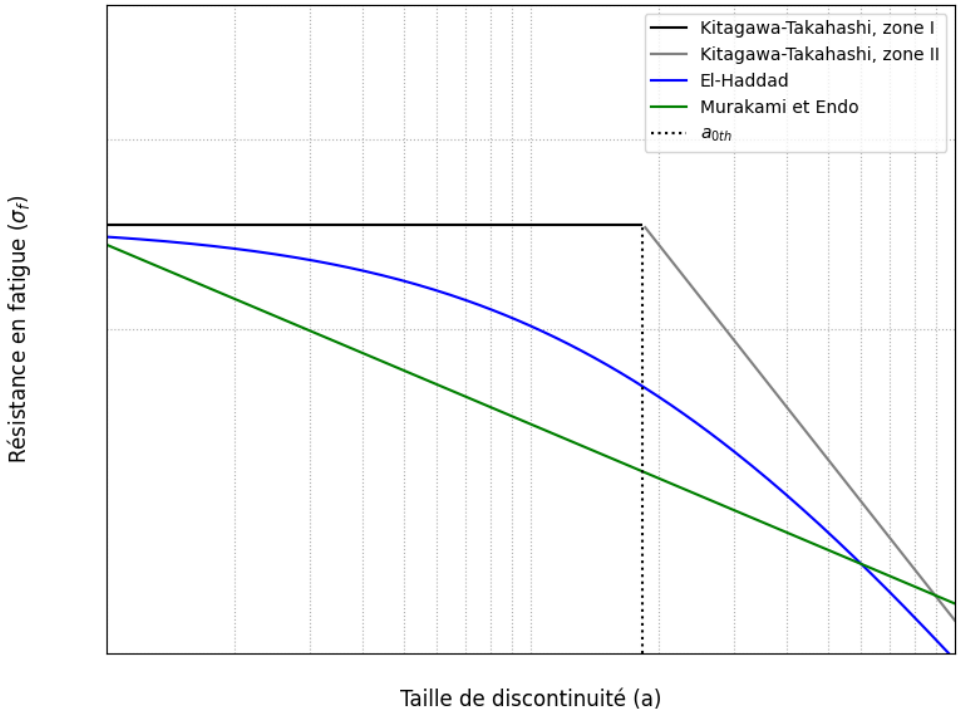


FIGURE 2.7 Représentation schématique des principaux modèles de prévision de l'impact des discontinuités sur la résistance en fatigue. Les modèles de Kitagawa and Takahashi [5], Haddad et al. [6] et Murakami and Endo [7] sont présentés.

Les modèles présentés ont été proposés à l'origine pour prendre en compte l'impact des discontinuités dans le cas d'un **chargement uniaxial**. Ces bases ont ensuite été utilisées pour d'autres types de chargement. Les cas multiaxiaux sont explorés dans la section 2.6 de ce manuscrit.

2.5 Modèles de prévision de l'impact du chargement sur la résistance en fatigue

Les matériaux réagissent différemment selon le type de chargement qu'ils subissent. Au cours des années, une multitude de modèles (également appelés critères) de prévision de l'impact du chargement sur la résistance en fatigue ont été proposés par divers auteurs. L'une des classifications non exhaustives possibles est la suivante :

— Modèles empiriques (e.g. Gough and Pollard [28])
— Modèles basés sur les déformations (e.g. Manson [29])
— Modèles énergétiques (e.g. Glinka [30])
— Modèles basés sur les contraintes (e.g. Crossland [31])

Cette section se focalise sur deux modèles basés sur les contraintes : le modèle de Crossland [31]

et le modèle de Dang Van [32]. Ces modèles sont globalement composés d'une composante normale et d'une composante de cisaillement du tenseur des contraintes. Le modèle de Crossland a été proposé afin de mettre en évidence l'impact de la pression hydrostatique sur la résistance en fatigue multiaxiale. Le modèle prend en compte la contrainte hydrostatique maximale ($\sigma_{H,\max}$) pour la composante normale et l'amplitude du deuxième invariant du tenseur déviatorique des contraintes (J_{2a}) pour la composante de cisaillement. Le modèle de Crossland est représenté selon l'Équation 2.7, où a_{cr} et b_{cr} représentent des constantes du matériau qui peuvent être identifiées avec la résistance en fatigue uniaxiale ($\sigma_{f,0}$) et la résistance en fatigue en torsion ($\tau_{f,0}$) selon les Équations 2.8 et 2.9.

$$\sqrt{J_{2a}} + a_{cr}\,\sigma_{H_{\max}} \leq b_{cr} \tag{2.7}$$

$$a_{cr} = \frac{3\tau_{f,0}}{\sigma_{f,0}} - \sqrt{3} \tag{2.8}$$

$$b_{cr} = \tau_{f,0} \tag{2.9}$$

Le modèle de Crossland repose sur l'idée que la contrainte moyenne en torsion n'exerce pas d'influence significative sur la résistance en fatigue du matériau. En revanche, il accorde une importance particulière à la pression hydrostatique, considérant que son influence sur la résistance en fatigue dépend à la fois de son amplitude et de sa valeur moyenne au cours du cycle de chargement. Ce modèle est valable lorsque le paramètre a_{cr} est négatif, puisqu'un effet négatif de la contrainte hydrostatique sur la résistance en fatigue est anticipé.

Le modèle de Dang Van [32] se base également sur le tenseur des contraintes, mais cette fois pour identifier un plan critique sur lequel l'endommagement se produirait de manière localisée. Il s'agit d'une approche à l'échelle mésoscopique, où l'on suppose que, même si le matériau est sollicité élastiquement dans son ensemble, une déformation plastique peut se produire localement à l'échelle des grains. Cet endommagement local peut donc provoquer la défaillance du composant. Dans le cas des chargements proportionnels, le modèle de Dang Van peut être exprimé par l'Équation 2.10, où τ_a représente l'amplitude de la contrainte de cisaillement locale et $\sigma_{H,\max}$ la pression hydrostatique maximale instantanée. Les constantes du matériau a_{DV} et b_{DV} peuvent être déterminées à partir des résistances en fatigue sous torsion et sous chargement uniaxial ($\tau_{f,0}$ et $\sigma_{f,0}$ respectivement), selon les Équations 5.3 et 5.4.

$$\tau_a + a_{DV}\,\sigma_{H,max} \leq b_{DV} \tag{2.10}$$

$$a_{DV} = 3\,\frac{\tau_{f,0}}{\sigma_{f,0}} - \frac{3}{2} \tag{2.11}$$

$$b_{DV} = \tau_{f,0} \tag{2.12}$$

La différence entre les expressions de a_{cr} et a_{DV} dans les critères de Crossland et de Dang Van provient des hypothèses physiques et mathématiques propres à chacun. Le critère de Crossland, de nature macroscopique, s'appuie sur le deuxième invariant du tenseur déviatorique et sur la pression hydrostatique maximale au cours du cycle, ce qui introduit le facteur géométrique $\sqrt{3}$ dans l'éxpression de a_{cr}. D'autre part, le modèle de Dang Van, formulé à l'échelle mésoscopique, repose sur la contrainte de cisaillement locale et la pression hydrostatique moyenne instantanée, ce qui, dans le cas spécifique des chargements proportionnels, conduit au facteur 3/2 en raison des proportions entre $\sigma_{H,\max}$ et τ_a pour le chargement uniaxial représenté par $\sigma_{f,0}$.

Tant dans le cas du modèle de Crossland que dans celui de Dang Van, les modèles sont représentés par une **droite unique** de pente négative dans un domaine reliant une mesure du cisaillement à un terme hydrostatique. Ces deux modèles ont été proposés dans le but d'évaluer l'effet de l'état de contraintes sur la résistance à la fatigue des matériaux **sans discontinuités**.

2.6 Prise en compte de l'effet des discontinuités dans le domaine multiaxial

Les sections précédentes ont présenté la base pour la discussion de la prise en compte de l'effet des discontinuités dans le domaine multiaxial, qui fait l'objet de cette section. Elle est divisée en modèles à contrainte équivalente et en modèles multi-droites.

2.6.1 Modèles à contrainte équivalente

La première approche pour représenter un chargement multiaxial dans un modèle décrivant l'impact des discontinuités sur la résistance en fatigue consiste à utiliser une contrainte équivalente. Pour cela, une contrainte équivalente (comme von Mises, Tresca, la contrainte principale maximale, entre autres) est choisie comme étant la plus représentative de l'endommagement par fatigue. Cette contrainte est ensuite mise en relation avec la taille de la discontinuité (par exemple, $\sqrt{\text{aire}}$) afin d'établir un diagramme de type Kitagawa–Takahashi généralisé aux chargements multiaxiaux. La Figure 2.8 illustre l'utilisation de l'amplitude de la contrainte principale ($\sigma_{I,a}$) comme contrainte équivalente pour regrouper les résultats de fatigue multiaxiale dans un diagramme de Kitagawa–Takahashi, issu des travaux de Pessard et al. [8]. Dans ce cas, les auteurs ont pu rassembler les résultats des essais uniaxiaux, de torsion et de chargements combinés de torsion-traction dans une répresentation unique.

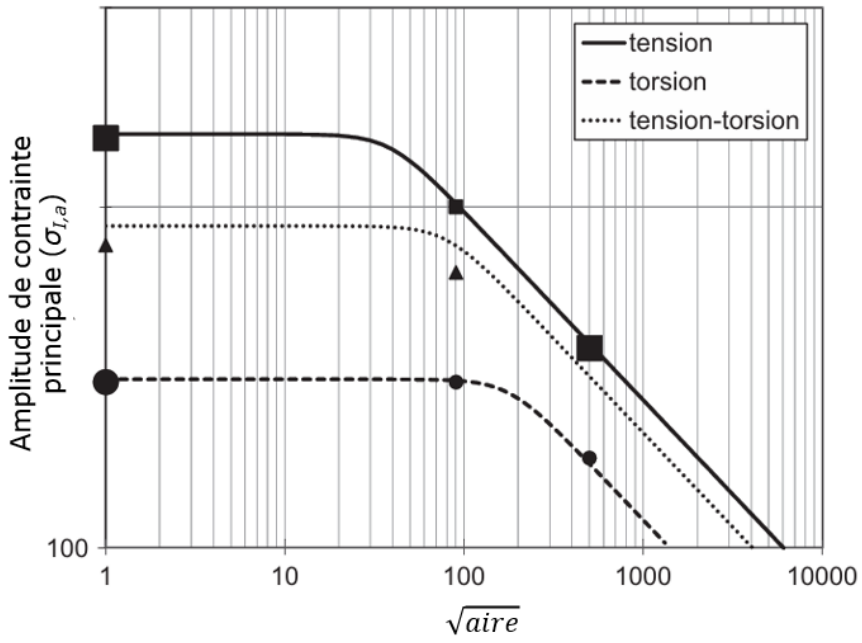


FIGURE 2.8 Utilisation de l'amplitude de contrainte principale comme contrainte équivalente pour rassembler les résultats de fatigue multiaxiale dans un diagramme de Kitagawa-Takahshi. Figure adaptée de Pessard et al. [8].

L'utilisation des modèles à contrainte équivalente constitue une méthode relativement simple pour intégrer l'influence des discontinuités dans un contexte multiaxial. Il est néanmoins indispensable de choisir la contrainte équivalente qui soit la plus représentative de l'endommagement par fatigue pour les chargements concernés, or que ce choix peut varier significativement en fonction du type de chargement. En outre, cette approche ne permet pas d'isoler l'effet propre des composantes normales et de cisaillement du tenseur des contraintes sur la résistance en fatigue, ce qui est une limite de l'utilisation des modèles à contrainte équivalente.

2.6.2 Modèles multi-droites

Les modèles permettant de prendre en compte l'impact du chargement sur la résistance en fatigue multiaxiale, présentés dans la section 2.5, sont formulés dans un domaine où les contraintes de cisaillement sont représentées en fonction des contraintes normales. Ces approches à deux contraintes, contrairement à celle à contrainte équivalente, offrent la possibilité d'analyser séparément la contribution de chaque type de contrainte à l'endommagement par fatigue. En considérant la diminution progressive de la résistance en fatigue en présence de discontinuités, il est est raisonnable de considérer qu'une seule droite ne serait pas capable de représenter correctement le comportement en fatigue des matériaux pour toutes les tailles de discontinuités. Partant de cette observation, plusieurs auteurs ont proposé des modèles multi-droites, dans lesquels chaque taille de discontinuité

est associée à une droite spécifique dans le domaine multiaxial.

Gough and Pollard [28] ont proposé l'utilisation d'un domaine défini par l'amplitude de la contrainte de cisaillement (τ_a) en fonction de l'amplitude de la contrainte normale (σ_a), afin d'étudier l'influence du chargement sur la résistance en fatigue multiaxiale. Dans ce domaine, la résistance en fatigue est représentée par une ellipse construite à partir des résistances en fatigue uniaxiale ($\sigma_{f,0}$) et en torsion ($\tau_{f,0}$). Endo [9] ont repris l'ellipse empirique de Gough and Pollard [28] en y intégrant les résistances en fatigue en traction et en torsion en présence de discontinuités, représentées respectivement par σ_f et τ_f, afin de proposer l'Équation 2.13. Cette équation permet de tracer une ellipse pour chaque taille de discontinuité. La Figure 2.9 illustre ce modèle à multi-droites (ou plus précisément à multi-ellipses) dans lequel chaque ellipse représente la résistance en fatigue multiaxiale pour une discontinuité de diamètre $d = 40$, 100 et 500 µm.

$$1.38\left(\frac{\tau_{f,0}}{\sigma_f}\right)^2 + 0.176\left(\frac{\sigma_{f,0}}{\sigma_f}\right)^2 + 0.824\left(\frac{\sigma_{f,0}}{\sigma_f}\right) = 1 \tag{2.13}$$

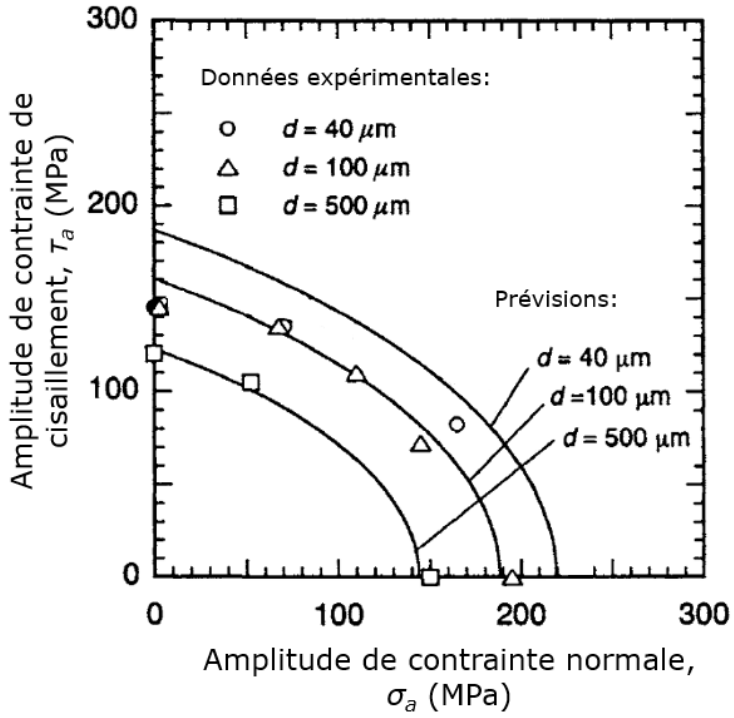


FIGURE 2.9 Modèle multi-ellipse proposé par Endo [9]. Prévision de la résistance en fatigue multiaxiale pour des discontinuités de diamètre (d) 40, 100 et 500 µm pour l'acier S35C. Figure adaptée de Endo [9].

Ce modèle offre une représentation sensible à la présence de discontinuités, différemment des modèles

à droite unique conçus pour des matériaux sans discontinuités. Cependant, en analysant l'Équation 2.13 et la Figure 2.9, on constate que les ellipses sont équidistantes pour toutes les combinaisons de τ_a et σ_a. Ce comportement implique que la sensibilité à la présence de discontinuités est identique pour l'ensemble des types de chargement. En d'autres mots, la présence d'une discontinuité de taille donnée affecterait de manière équivalente la résistance en fatigue, qu'il s'agisse d'un chargement uniaxial ou multiaxial quelconque.

Nadot and Denier [10] ont proposé l'intégration des modèles de Dang Van [32] et de Murakami and Endo [7] afin de prendre en compte l'effet des discontinuités dans le domaine multiaxial. Ils ont suggéré d'utiliser les Équations 2.14 et 2.15 pour calculer les résistances en fatigue uniaxiale et en torsion en présence de discontinuités de taille $\sqrt{\text{aire}}$, où D et G sont des paramètres caractéristiques du matériau. Ces résultats permettent ensuite de déterminer les paramètres a_{DV} et b_{DV} pour chaque taille de discontinuité. La Figure 2.10 présente les iso-$\sqrt{\text{aire}}$ obtenues pour une fonte nodulaire issue de fonderie, correspondant à des discontinuités de tailles $\sqrt{\text{aire}}$ de 100, 200, 400, 600 et 1000 µm. En associant les Équations 2.14 et 2.15 à celles du modèle de Dang Van, on obtient une valeur constante de a_{DV} et un b_{DV} dépendant de la taille $\sqrt{\text{aire}}$. Ce comportement se traduit dans la forme des iso-$\sqrt{\text{aire}}$ de la Figure 2.10, où les droites présentent une pente unique (définie par a_{DV}) et une intersection avec l'axe $\sigma_{H,max} = 0$ qui varie en fonction de $\sqrt{\text{aire}}$.

$$\sigma_{f(\sqrt{\text{aire}})} = \frac{D}{(\sqrt{\text{aire}})^{1/6}} \tag{2.14}$$

$$\tau_{f(\sqrt{\text{aire}})} = \frac{G}{(\sqrt{\text{aire}})^{1/6}} \tag{2.15}$$

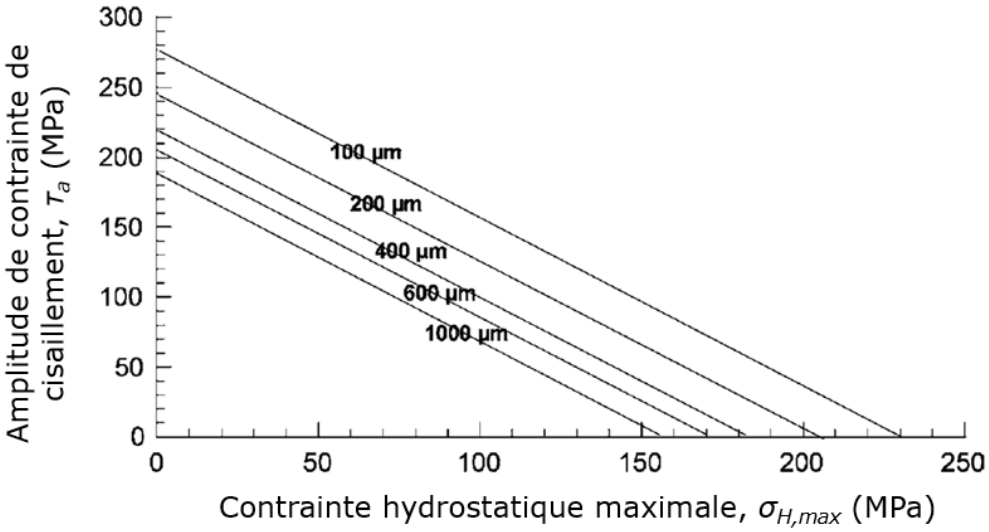


FIGURE 2.10 Modèle multi-droites de prévision du comportement en fatigue multiaxiale en contenant des discontinuités proposé par Nadot and Denier [10]. Prévision des iso-$\sqrt{aire}$ pour des discontinuités de 100, 200, 400, 600 et 1000 µm pour une fonte nodulaire issu de fonderie. Figure adaptée de Nadot and Denier [10].

De manière similaire au modèle proposé par Endo [9], le modèle de Nadot and Denier [10] supposent une sensibilité unique à la présence de discontinuités pour l'ensemble des cas de chargement. Les iso-$\sqrt{\text{aire}}$ sont équidistantes pour toutes les combinaisons de τ_a et de $\sigma_{H,max}$. Dans leur travail, Nadot and Denier [10] soulignent que l'une des principales difficultés réside dans la caractérisation de l'évolution de la résistance en fatigue multiaxiale pour les différentes valeurs de $\sqrt{\text{aire}}$. Ils précisent également que l'hypothèse d'une pente unique pour toutes les tailles de discontinuités reste très forte. Quoi qu'il en soit, ce modèle constitue une étape fondamentale dans la prise en compte de l'effet des discontinuités en fatigue multiaxiale.

Billaudeau et al. [11] ont utilisé des éprouvettes contenant des discontinuités artificielles de différentes tailles et géométries, soumises à un chargement uniaxial et à un chargement en torsion. À l'issue de la campagne d'essais, ils ont présenté les résultats de la Figure 2.11, issus d'une adaptation du modèle de Crossland, où le deuxième invariant déviatorique (J_2) est mis en fonction du premier invariant du tenseur (I_1). Les auteurs indiquent que chaque droite iso-taille présente une pente différente, plus la taille de la discontinuité augmente, plus la pente est élevée, traduisant un effet plus important des contraintes normales sur la résistance en fatigue multiaxiale.

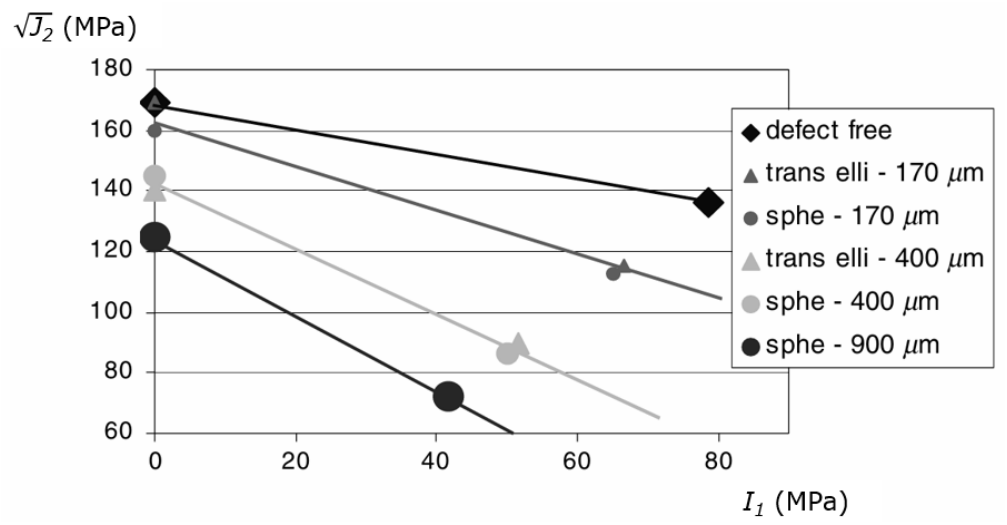


FIGURE 2.11 Représentation multi-droites proposée par Billaudeau et al. [11] pour différentes tailles et géométries de discontinuités artificielles.

On observe sur la Figure 2.11 que chaque taille de discontinuité présente des valeurs distinctes de a_{cr} (indicateur de la pente) et de b_{cr} (indicateur de l'intersection pour $I_1 = 0$). Ces résultats indiquent un impact plus important des discontinuités en traction uniaxiale que sous torsion, puisque les distances entre les droites augmentent avec l'ajout de contraintes normales. Les droites sont donc plus éloignées les unes des autres pour des valeurs de I_1 plus élevées. Ces résultats sont très intéressants, car ils permettent d'évaluer séparément les effets des contraintes normales et des contraintes de cisaillement sur la résistance en fatigue multiaxiale en présence de discontinuités.

Avec cette étude portant sur différentes tailles et géométries de discontinuités, Billaudeau et al. [11] indiquent que l'utilisation d'un paramètre de gradient local de contrainte serait nécessaire pour décrire l'influence de la taille et de la géométrie des discontinuités. Cette idée a ensuite été approfondie par Nadot and Billaudeau [33], qui ont proposé une extension du modèle de Crossland en introduisant un facteur correctif appliqué à I_1, dépendant du gradient local de contrainte (G^*) et d'un paramètre matériau (λ), selon l'Équation 2.16.

$$\sqrt{J_{2a}} + a_{cr} I^*_{1,max} \leq b_{cr} \quad \text{avec} \quad I^*_{1,\max} = I_{1,\max}\left(1 - \lambda \frac{G^*}{I_{1,max}}\right) \tag{2.16}$$

Les auteurs discutent de l'application du facteur de gradient local de contrainte (G^*) soit uniquement pour la composante normale du tenseur (I_1, comme dans l'Équation 2.16), soit à la fois pour la composante normale (I_1) et pour la composante de cisaillement (J_{2a}). En comparant les écarts entre les prévisions de ce modèle et les données expérimentales, ils ont établi que la correction introduite par le gradient local de contrainte (G^*) sur la composante normale du tenseur avait un effet bien plus marqué que celle appliquée à la composante de cisaillement. Cette observation est

en accord avec les conclusions des travaux précédents, selon lesquelles l'influence des composantes normales (telles que la contrainte hydrostatique) est bien plus importante que celle des composantes de cisaillement sur la résistance en fatigue multiaxiale des pièces en contenant des discontinuités.

Les modèles multi-droites (directement associés ou non à $\sqrt{\text{aire}}$) constituent une approche intéressante pour prendre en compte la dispersion de la résistance en fatigue multiaxiale résultante de l'impact des discontinuités. L'utilisation d'un domaine composé d'une composante de contrainte normale (par exemple $\sigma_{H,max}$) et d'une composante de cisaillement (par exemple τ_a) offre la possibilité d'évaluer individuellement l'impact de chaque type de composante de contrainte sur la résistance en fatigue multiaxiale. De manière générale, la composante normale semble avoir un impact plus significatif que la composante de cisaillement. Ce comportement est couramment observé pour les cas de chargement uniaxial (β = 0.00) et en torsion pure (β = -1.00). La difficulté à produire des données expérimentales dans les cas intermédiaires de chargement entre l'uniaxial et la torsion rend rare l'évaluation de cet aspect dans cette gamme de β ($-1.00 \leq \beta < 0.00$).

Selon la recherche bibliographique menée, l'impact de la contrainte hydrostatique dans les cas intermédiaires de chargement ($-1.00 \leq \beta < 0.00$) pour le Ti-6Al-4V comportant des discontinuités n'a pas encore été exploré.

2.7 Sommaire

La fabrication de composants par L-PBF représente un domaine d'intérêt majeur pour l'aéronautique. L'utilisation de ce procédé est généralement associée à la présence de discontinuités telles que les pores gazeux, les manques de fusion ou les vallées de rugosité. Ces discontinuités constituent des sites privilégiés pour l'amorçage des fissures de fatigue. Des traitements de surface peuvent être mis en œuvre afin de réduire ce phénomène. Cependant, pour les composants à géométrie complexe, les traitements mécaniques se révèlent souvent impraticables, ce qui conduit à l'adoption de méthodes alternatives telles que les traitements chimiques. L'éfficacité du polissage chimique pour améliorer la résistance en fatigue des pièces a été démontrée, bien qu'une élimination complète des discontinuités reste inatteignable jusqu'à présent.

Ce chapitre a permis d'identifier les principales limites des connaissances actuelles concernant l'impact du chargement sur la résistance en fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V issu de L-PBF avec discontinuités. Elles peuvent être résumées comme suit :

1. La caractérisation de la résistance en fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V issu de L-PBF traité par polissage chimique n'a pas encore été réalisée. Les longues durées des essais multiaxiaux demeurent un facteur limitant.
2. L'effet de la fréquence sur le comportement en fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V issu de L-PBF n'a pas encore été exploré. Cette lacune s'explique principalement par l'absence de méthodes d'essais multiaxiaux à haute fréquence.

3. Un pot vibrant n'a jamais été utilisé pour des essais de fatigue multiaxiale dans la gamme de chargements correspondants à $-1.00 \leq \beta < 0.00$.
4. L'influence de la contrainte hydrostatique dans les cas intermédiaires $-1.00 \leq \beta < 0.00$ pour le Ti-6Al-4V contenant des discontinuités, n'a pas encore été caractérisée.

CHAPITRE 3 DÉMARCHE SCIENTIFIQUE

3.1 Introduction

Le chapitre précédent a permis d'identifier les limites des connaissances actuelles à partir de l'analyse bibliographique. Dans le présent chapitre, la démarche scientifique adoptée est exposée. Les trois objectifs spécifiques du projet de thèse y sont présentés, ainsi que les questions scientifiques qui en découlent. La section consacrée à la stratégie de publication montre comment les articles produits au cours de la thèse répondent aux questions scientifiques précédemment définies. Ensuite, la stratégie méthodologique offre une vue d'ensemble de l'approche expérimentale adoptée. Enfin, la section portant sur la caractérisation du Ti-6Al-4V issu de L-PBF présente les analyses effectuées sur le matériau de base.

3.2 Description des objectifs spécifiques

Comme défini dans l'introduction du manuscrit, l'objectif général est de comprendre l'influence de l'état de surface et du type de chargement sur la tenue en fatigue du Ti-6Al-4V issu de L-PBF. Pour l'atteindre, une approche comportant trois objectifs spécifiques (OS) a été élaborée.

3.2.1 OS1 : analyse de l'état de surface

Le premier objectif spécifique cherche à répondre à la question scientifique suivante :

O1Q1 : Quel est l'impact du polissage chimique sur la modification de l'état de surface des éprouvettes en Ti-6Al-4V fabriquées par L-PBF ?

3.2.2 OS2 : impact du type de chargement sur la résistance en fatigue multiaxiale

Le deuxième objectif spécifique est associé aux questions suivantes :

O2Q1 : Est-il possible d'utiliser un pot vibrant pour réaliser des essais de fatigue multiaxiale dans la gamme de chargements correspondants à $-1.00 \leq \beta < 0.00$ *?*

O2Q2 : Comment les discontinuités impactent-elles la résistance en fatigue unixiale (β *= 0.00), en cisaillement pur (*β *= -1.00), et dans un cas intermédiaire de cisaillement combiné à une flexion uniaxiale ?*

3.2.3 OS3 : impact combiné du chargement et des discontinuités

Le troisième objectif de ce projet de thèse est de répondre à la question suivante :

O3Q1 : Quel est l'impact de la contrainte hydrostatique sur la résistance en fatigue du Ti-6Al-4V issu de L-PBF en contenant des discontinuités ?

3.3 Stratégie de publication

Ce projet de thèse a donné lieu à la publication de deux articles scientifiques, présentés respectivement aux chapitres 4 et 5 de ce manuscrit. La présente section vise à exposer la cohérence entre les articles et les objectifs spécifiques.

3.3.1 Article I

L'article I compose le chapitre 4 de ce manuscrit. Il est intitulé '*Novel high cycle vibration-based fatigue test for pure shear loading*'. Cet article propose l'utilisation d'un pot vibrant pour des essais de fatigue sous cisaillement pur (β = -1.00). Il présente en détail la méthodologie de conception des géométries d'éprouvette pour atteindre cet état de contraintes, ainsi que les particularités des essais de fatigue vibratoire. Après avoir présenté cette méthode d'essai innovante, des éprouvettes en Ti-6Al-4V issu de L-PBF avec surface brute sont testés et les résultats obtenus sont comparés avec la littérature. Avec cet article, la réponse de la O2Q1 qui porte sur la viabilité des essais de fatigue à $-1.00 \leq \beta < 0.00$ sur pot vibrant est partiellement apportée.

3.3.2 Article II

L'article II compose le chapitre 5 de ce manuscrit. Il est intitulé '*Effect of surface discontinuities and chemical etching on multiaxial fatigue strength of L-PBF Ti-6Al-4V*'. C'est dans cet article que sont présentés les résultats obtenus pour les trois états de surface investigués dans le cadre de ce projet : l'état brut de fabrication, le poli chimique et le poli miroir. Premièrement, l'article discute de l'impact des étapes de polissage chimique et polissage miroir sur l'état de surface des pièces, en répondant à la question O1Q1.

Cet article utilise la méthode de conception présentée dans l'article I pour proposer une nouvelle géométrie. Cette nouvelle géométrie est dédiée à un état de contrainte intermediaire entre la flexion uniaxiale conventionnelle et le cisaillement pur. Elle présente un état de contrainte de cisaillement combiné à la flexion uniaxiale, caractérisé par β = -0.45. Cette deuxième géometrie complète la réponse à la question qui porte sur la viabilité des essais de fatigue à $-1.00 \leq \beta < 0.00$ sur pot vibrant (O2Q1).

Dans ce travail, trois types de chargement étudiés dans cette thèse ont été testés : la flexion uniaxiale conventionnelle, le cisaillement pur et le cisaillement combiné à la flexion uniaxiale. L'impact des

discontinuités (issues des trois états de surface étudiés) a été analysé pour chacun de ces cas de chargement, afin de répondre à la question O2Q2 portant sur la sensibilité de chaque état de contrainte à la présence de discontinuités.

Finalement, l'article rassemble les résultats des essais de fatigue réalisés sur les neuf groupes expérimentaux dans un domaine défini par l'amplitude de la contrainte de cisaillement (τ_a) en fonction de la contrainte hydrostatique maximale ($\sigma_{H,max}$). Cette représentation permet d'évaluer l'impact de la contrainte hydrostatique sur la résistance en fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V issu de L-PBF contenant des discontinuités, répondant ainsi à la question scientifique O3Q1. L'article propose d'abord l'utilisation d'un modèle multi-droites linéaire pour prendre en compte l'effet des différentes tailles de discontinuités. Les prévisions se révèlent non conservatrices, en particulier pour les résultats de cisaillement combiné à la flexion uniaxiale. Une approche multi-droites bilinéaire est donc proposée afin de réduire l'écart entre les prévisions et les données expérimentales.

3.4 Stratégie méthodologique

Cette section est dédiée à la description de la stratégie méthodologique. Dans un premier temps, la composition du cadrage expérimental est présentée, avec le détail des groupes expérimentaux et le nombre d'éprouvettes associés à chacun d'eux. Dans un second temps, le diagramme de blocs de la méthodologie adoptée offre une vue d'ensemble des différentes étapes expérimentales ainsi que leur lien avec les objectifs spécifiques du projet.

3.4.1 Cadrage expérimental

Ce projet de thèse vise à étudier l'impact des différents états de surface sur le comportement en fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V issu de L-PBF. À cette fin, trois états de surface ont été sélectionnés pour l'analyse : brut de fabrication (B), poli chimiquement (P) et poli miroir (M). Afin de caractériser la réponse du matériau sous sollicitations multiaxiales, trois types de chargement ont été considérés : flexion uniaxiale conventionnelle (FUC), cisaillement pur vibratoire (CIV) et cisaillement combiné avec flexion uniaxiale (CFU). La combinaison de ces paramètres a conduit à la formation de neuf groupes expérimentaux distincts. Le Tableau 3.1 présente la composition de chacun de ces groupes, en précisant la machine d'essai utilisée ainsi que le nombre d'éprouvettes associées. La dénomination de chaque groupe a été construite à partir de l'abréviation du type de chargement (FUC pour flexion uniaxiale conventionnelle, par exemple), à laquelle s'ajoute un tiret bas suivi de la lettre identifiant l'état de surface (B pour brut de fabrication, par exemple).

Groupe	Type de chargement	État de surface	Machine d'essai	*N* éprouvettes
FUC_B	Flexion uniaxiale conventionnelle	Brut de fabrication	Rumul Cracktonic®	16
FUC_P		Poli chimiquement		18
FUC_M		Poli miroir		17
CIV_B	Cisaillement pur vibratoire	Brut de fabrication	Pot vibrant	12
CIV_P		Poli chimiquement		19
CIV_M		Poli miroir		10
CFU_B	Cisaillement combiné flexion uniaxiale	Brut de fabrication	Pot vibrant	18
CFU_P		Poli chimiquement		20
CFU_M		Poli miroir		7

TABLEAU 3.1 Cadrage expérimental avec nom du groupe expérimental, type de chargement, état de surface, machine d'essai et quantité d'éprouvettes.

3.4.2 Schéma fonctionnel de la méthodologie adoptée

La Figure 3.1 présente le diagramme de blocs de la méthodologie adoptée. Les carrés blancs représentent les différentes tâches liées de fabrication, de préparation et d'analyse, organisées de manière séquentielle et identifiées par un numéro (par exemple, (1) Fabrication des plaques). Les carrés gris correspondent à la matière obtenue, tels que les plaques L-PBF ou les différentes éprouvettes. Enfin, les cadres en pointillés regroupent les étapes et les produits associés aux objectifs spécifiques (OS1, OS2 et OS3) ainsi qu'à la caractérisation du Ti-6Al-4V issu de L-PBF.

La première partie du diagramme de blocs concerne la (1) fabrication des plaques, suivie des étapes de (2) détente post-fabrication, de (3) séparation du plateau et de (4) traitement thermique. Les produits issus de cette séquence d'étapes sont les plaques L-PBF utilisées pour la caractérisation du matériau.

Ensuite, les plaques sont subdivisées selon l'état de surface. Les plaques à surface brute de fabrication ont été directement envoyées à la (5) découpe géométrique. Celles destinées à un polissage chimique ont subi le (6) polissage chimique, suivi de la (7) découpe géométrique. Enfin, les plaques destinées à l'état de surface poli miroir ont été soumises à la (8) usinage, puis à la (9) découpe géométrique et, finalement, au (10) polissage miroir. Des exemplaires de chaque état de surface ont ensuite été analysés par (11) scans de surface et (12) observations MEB, permettant de répondre à l'OS1, consacré à l'étude des états de surface.

Chaque groupe d'état de surface a été subdivisé selon le type de chargement, formant ainsi les neuf groupes d'éprouvettes de flexion uniaxiale conventionnelle (FUC), de cisaillement pur vibratoire (CIV) et de cisaillement combiné flexion uniaxiale (CFU) avec les trois états de surface différents. Ces neuf groupes expérimentaux ont été soumis aux (13) essais de fatigue, permettant de répondre à l'OS2, portant sur l'impact du type de chargement sur la résistance en fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V.

Après les essais de fatigue, les éprouvettes fissurées ont été soumises à la (14) ouverture en traction, puis à la (15) préparation pour l'analyse MEB. Enfin, les neuf groupes expérimentaux d'éprouvettes testées ont fait l'objet de la (16) analyse fractographique, qui a permis d'identifier les discontinuités critiques à l'amorçage et, par conséquent, de mettre en évidence l'effet combiné du chargement et des discontinuités, répondant ainsi à l'OS3.

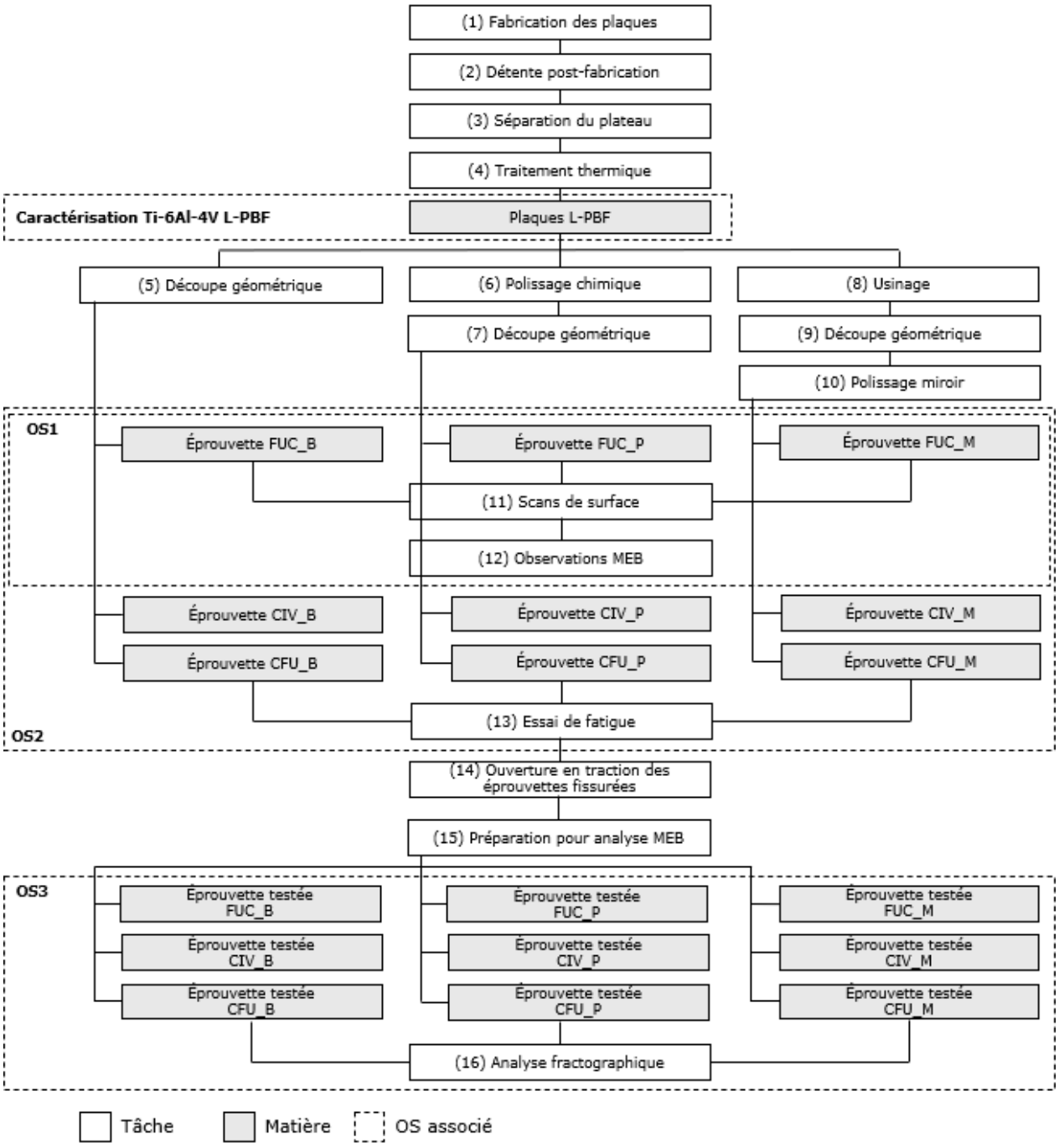


FIGURE 3.1 Diagramme de blocs de la méthodologie adoptée. Les carrés blancs représentent les différentes tâches, les carrés gris correspondent à la matière obtenue, et les carrés en pointillés regroupent la tâche et les matières associées à un objectif spécifique donné.

Parmi les seize étapes présentées dans le diagramme de blocs, les étapes (1), (14) et (15) sont détaillées dans la suite de ce manuscrit. Les autres étapes font l'objet d'une discussion approfondie dans les articles I et II, correspondant respectivement aux chapitres 4 et 5 de ce manuscrit. Ces

articles présentent les détails méthodologiques propres à chaque étude, ainsi que les résultats et analyses qui en découlent.

(1) Fabrication des plaques

La fabrication des plaques a été réalisée en suivant la paramétrie recommandée par le constructeur de la machine pour l'alliage Ti-6Al-4V. Pour des raisons de confidentialité, le modèle de la machine ainsi que les détails précis des paramètres de fabrication ne peuvent être divulgués. Un jeu unique de paramètres a été employé pour la production de l'ensemble des plaques, sans aucune modification tout au long du projet. L'orientation de fabrication a été fixée verticalement et aucun essai n'a été mené sur d'autres orientations. Il convient de souligner que l'analyse de l'influence des paramètres de fabrication ne fait pas partie des objectifs de ce travail de thèse. Ces paramètres ont été définis en amont et maintenus constants. La fabrication a été effectuée par plateaux de dix plaques. La Figure 3.2 illustre le rendu 3D d'un plateau typique comportant les 10 plaques ainsi qu'un cylindre de contrôle au centre. Les plaques présentent des dimensions de 120 x 120 mm, avec une épaisseur de 7 mm pour la majorité d'entre elles. Le projet a également utilisé 20 plaques d'une épaisseur de 5 mm. Au total, le projet a compté 20 plateaux de fabrication, totalisant 200 plaques L-PBF.

La répartition des plaques entre les différents groupes expérimentaux a été réalisée de manière aléatoire afin de minimiser l'influence d'éventuels biais liés aux variations entre plateaux. Cette démarche vise à éviter qu'un effet attribuable à ces variations ne soit interprété, de manière erronée, comme étant dû à l'état de surface ou à l'état de chargement dans le cadre de la présente étude. Parmi les 200 plaques produites, 133 ont été utilisées, réparties entre l'analyse microstructurale, l'analyse de dureté, les tests pour le développement de la méthodologie d'essais et la fabrication des éprouvettes de fatigue de caractérisation des neufs groupes expérimentaux.

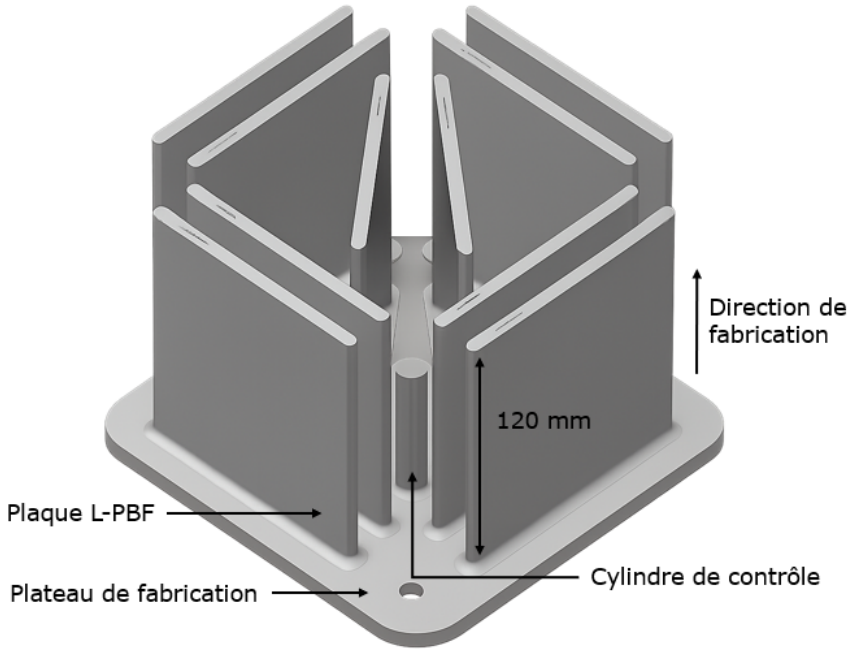


FIGURE 3.2 Rendu 3D du plateau de fabrication illustrant la disposition des dix plaques L-PBF. La direction de fabrication ainsi que le cylindre de contrôle sont mis en évidence.

(14) Ouverture en traction des éprouvettes fissurées

L'une des particularités des essais de fatigue réalisés sur pot vibrant est qu'à la fin de l'essai, l'éprouvette demeure en un seul morceau. Contrairement aux essais de fatigue classiques, ceux effectués en régime vibratoire conduisent à une éprouvette fissurée mais non rompue. Une rupture complète de l'éprouvette pourrait entraîner l'éjection du segment libre, du fait que la pièce n'est encastrée que d'un seul côté. Il est donc nécessaire d'interrompre l'essai avant que la rupture ne se produise entièrement. Une étape d'ouverture en traction des éprouvettes fissurées est donc nécessaire afin d'exposer la surface de fissure pour les analyses fractographiques. La Figure 3.3 illustre une éprouvette en cours d'ouverture en traction. Un soin particulier a été apporté à l'orientation de l'éprouvette, de manière à aligner la direction macroscopique de propagation de la fissure perpendiculairement à l'axe de chargement de la machine de traction. Cette étape est cruciale pour préserver les faciès de rupture qui feront l'objet d'analyses dans les étapes suivantes.

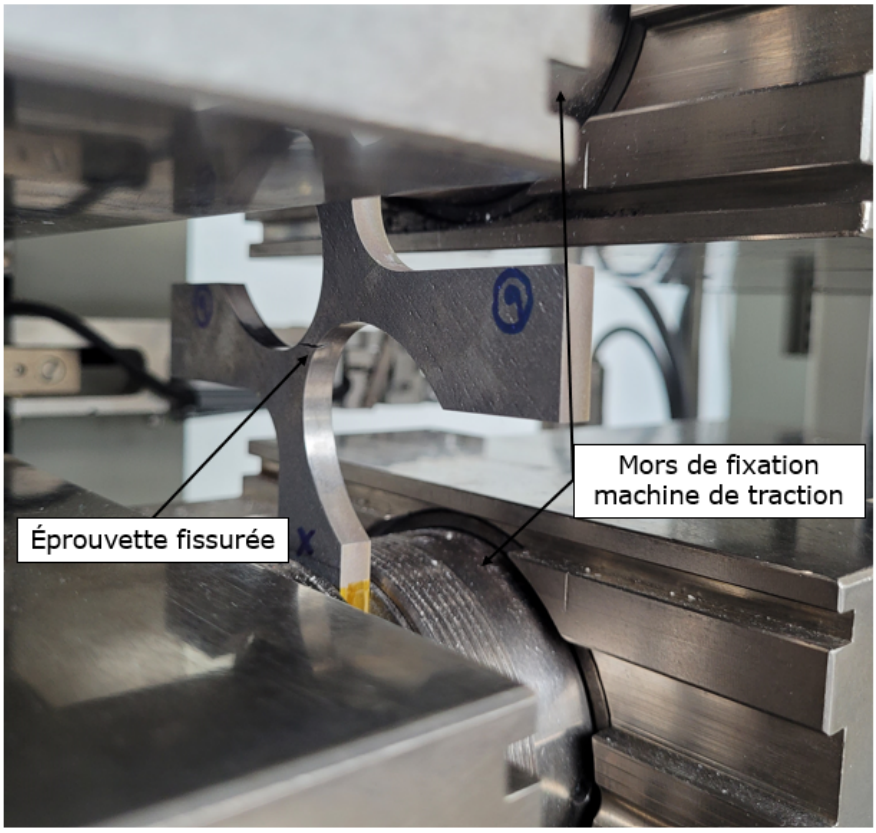


FIGURE 3.3 Photo de l'ouverture en traction d'une éprouvette fissurée. L'éprouvette fissurée et les mors de fixation de la machine de traction sont mis en évidence.

(15) Préparation pour analyse MEB

Après l'ouverture en traction, les deux parties des éprouvettes testées ont été découpées afin de réduire leur taille. Seule la portion située à proximité de la zone d'amorçage de la fissure a été conservée, dans le but d'observer un plus grand nombre d'éprouvettes à la fois et de réduire le nombre de cycles de pompage de la chambre du MEB. Avant les analyses fractographiques, les éprouvettes testées et découpées ont été nettoyées par ultrasons dans un bain d'éthanol pendant vingt minutes. La Figure 3.4 montre une platine du MEB comportant plusieurs éprouvettes testées, découpées et nettoyées par ultrasons, prêtes pour l'analyse fractographique.

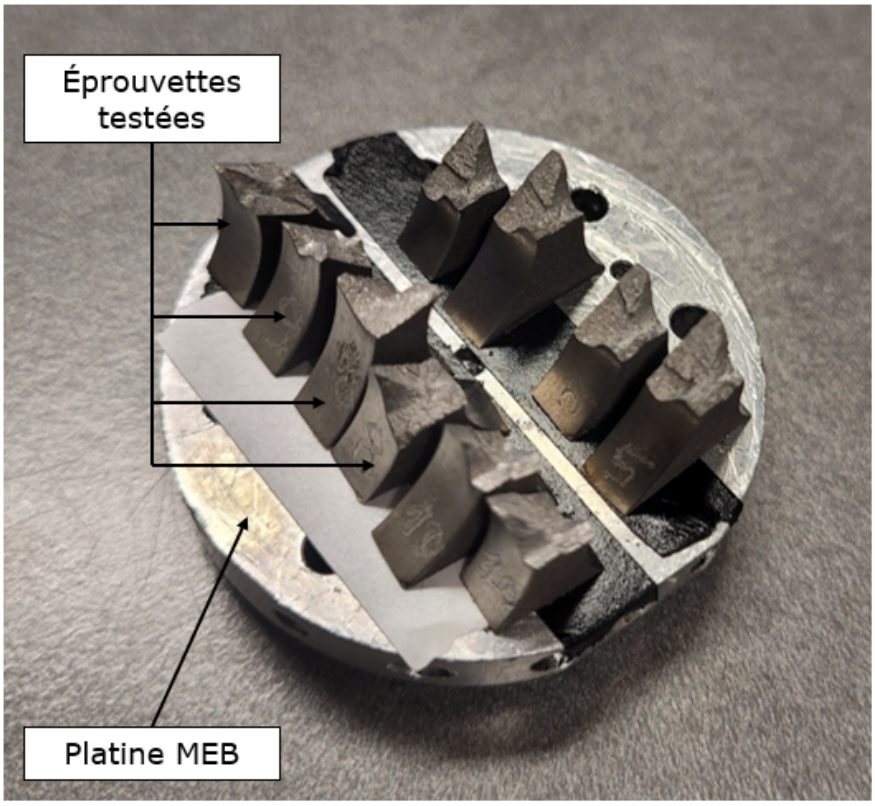


FIGURE 3.4 Photo d'une platine du MEB portant plusieurs éprouvettes testées.

3.5 Caractérisation du Ti-6Al-4V issu de L-PBF

Cette section présente la caractérisation réalisée sur les plaques en Ti-6Al-4V fabriquées par L-PBF. Elle comprend l'analyse de la composition chimique et de la granulométrie de la poudre, l'étude de la dureté ainsi que la caractérisation mécanique sous sollicitation monotone.

3.5.1 Composition chimique et granulométrie de la poudre

La composition chimique de la poudre fournie par le fabricant et utilisée pour la fabrication des plaques est présentée dans le Tableau 3.2. Ce tableau indique également les proportions massiques spécifiées par la norme ASTM B348 Grade 23 et l'ASTM F924, spécifique de la fabrication additive. La poudre employée respecte ces proportions pour l'ensemble des éléments d'alliage. La taille des particules de la poudre utilisée est comprise entre 26 et 53 µm, selon le test de gradation réalisé par le fournisseur. Un recyclage maximal de cinq cycles a été autorisé.

Éléments chimiques	**Al**	**V**	**Fe**	**C**	**O**	**N**	**H**	**Ti**
Cette étude	6.24	4.16	0.152	0.006	0.076	0.012	0.004	Balance
ASTM B348 Grade 23	5.5–6.5	3.5–4.5	≤0.25	≤0.08	≤0.13	≤0.05	≤0.0125	Balance
ASTM F2924	5.5–6.75	3.5–4.5	≤0.30	≤0.08	≤0.20	≤0.05	≤0.015	Balance

Tableau 3.2 Composition chimique en proportion massique de la poudre Ti-6Al-4V de cette étude et comparaison avec les normes ASTM B348 Grade 23 et ASTM F2924.

3.5.2 Analyse de dureté

L'analyse de microdureté Vickers a été menée de manière complémentaire à celle de la microstructure présentée aux article I et II. L'objectif est de vérifier la présence éventuelle de gradients de propriétés mécaniques à travers l'épaisseur du matériau. Les mesures ont été réalisées sur une coupe transversale d'une plaque de 5 mm d'épaisseur, avec trois indentations par profondeur, à l'aide du microduromètre Akashi MVK-H0, sous une charge de 0.5 kgf. La Figure 3.5 présente les résultats obtenus. La première mesure a été effectuée à 300 µm de la surface de la plaque afin d'éviter l'influence du bord. Les mesures suivantes ont été espacées de 300 µm, jusqu'à 4500 µm, soit à environ 500 µm de l'autre face de la plaque. Chaque point du graphique correspond à la valeur moyenne de trois indentations.

Les résultats montrent une dureté relativement constante, comprise entre 280 et 320 $HV_{0.5}$. Cette observation est cohérente avec l'analyse microstructurale, confirmant le caractère isotrope du matériau.

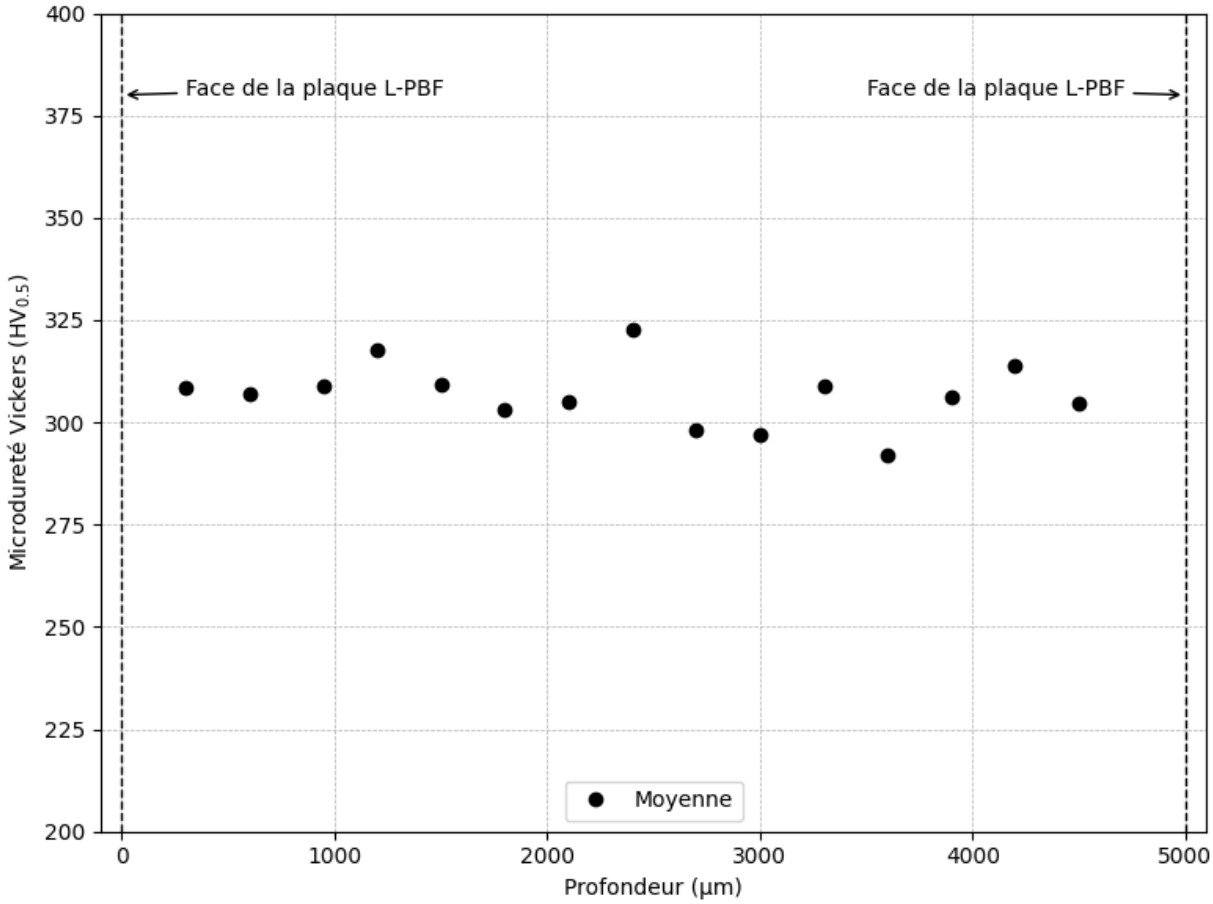


FIGURE 3.5 Analyse de microdureté Vickers. Chaque point correspond à la valeur moyenne de trois mesures effectuées. La position des faces de la plaque L-PBF est mise en évidence.

3.5.3 Caractérisation mécanique sous sollicitation monotone

Le cylindre de contrôle, situé au centre du plateau de fabrication (Figure 3.2), a été utilisé pour vérifier les propriétés mécaniques associées aux conditions de fabrication du plateau, à l'aide d'essais de traction réalisés sous sollicitation monotone. Trois cylindres de contrôle ont été usinés pour la réalisation des essais de traction. Ces essais ont été effectués par Safran à une température de 23 °C ± 5 °C, conformément à la norme NF EN 2002-001.

Les résultats obtenus sont présentés dans le Tableau 3.3, qui compare les propriétés mécaniques expérimentales mesurées sur trois éprouvettes (Ep01, Ep02 et Ep03) aux exigences des normes ASTM B348, grade 23, pour le Ti-6Al-4V corroyé, et l'ASTM F2924 classe D, spécifique de la fabrication additive.

Les valeurs expérimentales de la limite d'élasticité à 0,2 % ($R_{p0.2}$) et de la résistance à la traction (R_m) satisfont globalement aux exigences de la norme ASTM B348 pour le matériau corroyé. De

plus, l'allongement à la rupture (A) ainsi que la réduction de section (Z) dépassent les seuils minimaux. Ainsi, l'ensemble des propriétés mécaniques mesurées est conforme aux spécifications de la norme ASTM B348 Grade 23 pour le Ti-6Al-4V corroyé.

En revanche, en comparaison avec la norme ASTM F2924 relative aux matériaux issus de la fabrication additive (mise en solution et vieillissement, classe D), les valeurs de $R_{p0.2}$ et de R_m restent légèrement inférieures aux exigences minimales, tandis que les propriétés de ductilité (A et Z) demeurent supérieures aux seuils requis.

Dans le contexte de cette étude, les propriétés mécaniques obtenues ont été jugées compatibles avec les exigences des parties prenantes de ce projet. Par conséquent, le matériau a été considéré comme apte à l'utilisation et a été retenu pour la suite des travaux.

Éprouvette	$R_{p0.2}$ **(MPa)**	R_m **(MPa)**	A **(%)**	Z **(%)**
Ep01	798	889	19.0	44.5
Ep02	799	891	18.5	44.5
Ep03	798	893	20.0	44.5
ASTM B348 Grade 23	$\geq$795	$\geq$860	$\geq$10	$\geq$25
ASTM F2924 Classe D	$\geq$825	$\geq$895	$\geq$10	$\geq$15

Tableau 3.3 Comparaison entre les propriétés mécaniques de traction obtenues expérimentalement sur trois éprouvettes et les exigences des normes ASTM B348 (Grade 23) et ASTM F2924 (Classe D) pour le Ti-6Al-4V.

CHAPITRE 4 ARTICLE I : NOVEL HIGH CYCLE VIBRATION-BASED FATIGUE TEST FOR PURE SHEAR LOADING

Référence complète : Varela de Albuquerque Dupke, A., Pessard, É., Mellé, D., Ross, A., Brochu, M. (2026). Novel high cycle vibration-based fatigue test for pure shear loading. International Journal of Fatigue, 202. https ://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2025.109180.

Abstract : Aeronautical components are frequently subjected to multiaxial stresses. Producing representative fatigue data is compromised by the high costs and extended durations of traditional tests. This work proposes a novel high cycle vibration-based fatigue method for pure shear. A design protocol was followed to develop a specimen capable of inducing this specific stress state during resonance conditions. The stress state was validated experimentally using a strain rosette. The proposed methodology was subsequently applied to characterize the fatigue behavior of Ti-6Al-4V fabricated via L-PBF with as-built surfaces. The fatigue strengths obtained at around 700 Hz proved to be in accordance with available results from standard torsion tests at 5 Hz. All fatigue initiations occurred within the high stress zone and far from the edges. Fractography analysis revealed that all failures were linked to typical additive manufacturing discontinuities, such as lack of fusion and surface roughness features. The use of flat plate specimens proved advantageous for analyzing the influence of surface characteristics on fatigue behavior, as they offer superior visibility of crack initiation and propagation compared to cylindrical geometries. Furthermore, the significant reduction in test duration underscores the efficiency of the proposed approach for investigating the effects of cyclic shear stress.

Keywords : Multiaxial fatigue ; electrodynamic shaker ; Ti-6Al-4V ; laser beam powder bed fusion (L-PBF) ; high cycle fatigue (HCF).

Nomenclature

Acronyms and Symbols

HCF	High cycle fatigue
$L-PBF$	Laser beam powder bed fusion
SSD	Steady-state dynamic
HSZ	High stress zone
LoF	Lack of fusion
SEM	Scanning electron microscope
SD	Standard deviation
$\bar{\bar{\sigma}}$	Resultant stress tensor
σ_{ij}	Stress on the plane normal to i on the direction j
ξ	Damping of the system
a	Acceleration
τ_{a}	Shear stress amplitude
$\tau_{\mathrm{a,mean}}$	Mean shear stress amplitude
τ_{local}	Local shear stress
τ_{max}	Maximum shear stress
τ_{f}	Shear fatigue strength
τ_{i}	Applied shear stress for stress step i
$\Delta\tau_a$	Shear stress amplitude increment
N_{fail}	Number of cycles at failure
N_{life}	Fatigue life
β	Biaxiality factor
β_{mean}	Mean biaxiality factor
β_{num}	Numerical biaxiality factor
β_{exp}	Experimental biaxiality factor
R^2	Coefficient of determination
R_a	Arithmetic mean roughness
R_v	Maximum valley depth
R_z	Mean peak-to-valley height

4.1 Introduction

Fatigue damage is one of the main causes of life limitation for metallic components in the aeronautic industry. These components are typically subjected to complex loading. In many cases, even under uniaxial loadings, the combination of the stress concentrations from geometrical complexities and

residual stresses results in multiaxial stress states. A multiaxial stress state is characterized by the presence of at least two non-zero components in the stress tensor. It frequently triggers damage mechanisms that are specific and not comparable to those activated by simple uniaxial stress state. Therefore, understanding multiaxial fatigue behavior is crucial to improve component design and the accuracy of fatigue performance predictions. This work focuses on one of the most common multiaxial stress states : pure shear.

Under tensile loading, metallic materials typically exhibit macroscopic crack propagation along the maximum principal stress plane, with a single crack often dominating the process until final failure. In contrast, under shear loading, crack openings generally occur along the maximum shear stress plane, and multiple cracks are commonly observed in high-cycle fatigue (HCF). Various factors can influence crack growth behavior under shear loading, including stress level, stress ratio, overloads, and crack closure phenomena [34]. Serrano-Muñoz et al. [35] recently highlighted the significant impact of stress level on the orientation of crack propagation under torsion (pure shear). As the stress level decreases, the fracture mode can shift from a flat fracture along the maximum shear stress plane to a spiral-like fracture along the maximum principal stress plane. Fatemi et al. [36] demonstrated that the presence of a notch can significantly alter failure mechanisms. Under shear loading, notched specimens exhibited cracks propagating on or near the maximum principal stress amplitude plane, whereas in smooth specimens, cracks typically grew along the maximum shear stress plane. For additively manufactured components, the situation becomes even more complex due to the population of discontinuities introduced by the manufacturing process, which can activate damage mechanisms distinct from those observed in defect-free wrought materials [1].

Fatigue behavior under pure shear stress is often investigated using cylindrical or thin-walled tubular specimens subjected to torsional loads, as specified in ASTM E2207. However, this approach poses several challenges for studying the impact of surface integrity on fatigue resistance. The curved geometry of the specimens complicates the identification and quantification of surface discontinuities, such as pores or roughness, often necessitating advanced imaging techniques like X-ray computed tomography, which are both expensive and time-consuming. Furthermore, monitoring crack initiation and propagation across the entire circumference of a specimen is particularly difficult, as it requires specialized equipment to capture data from all 360°simultaneously. Consequently, these factors make it harder to establish a clear relationship between surface condition and fatigue resistance, particularly under shear loading in additively manufactured components.

Another drawback of the pure shear fatigue tests using servo-hydraulic machines with cylindrical or thin-walled tubular specimens is the duration of the tests. Fatemi et al. [1] worked at frequencies around 5 Hz to investigate the pure shear response of the Ti-6Al-4V alloy. For the same stress state, electromagnetic resonance machines, such as Rumul Cracktronic®, can achieve frequencies as high as 95 Hz, depending on the specimen's stiffness [37]. Enhancing the testing frequency increases the efficiency of fatigue data production. However, there are limitations, such as the angle of twist of torsion machines or their power.

Either using a servo-hydraulic or an electromagnetic machine, long periods of time are required to achieve a large number of cycles for shear/torsion loading. Building *S-N* curves for fatigue lives higher than 10^7 cycles requires many days. If the fatigue limit of each specimen is the property of interest, step-loading strategies with multiple stress steps in high cycle fatigue lives are very time-consuming.

To enhance the efficiency of high cycle fatigue testing, the use of an electrodynamic shaker as a fatigue machine was proposed [12]. This methodology relies on finite element analysis to identify a geometry that induces a specific stress state during resonance. Thus, careful design of the specimens allows an infinite amount of stress states using essentially the same apparatus. The frequency of the fatigue test is then dictated by the specimen geometry and its natural frequency of vibration. Some researchers applied this methodology to study various stress states. In this paper, all the stress tensors $\bar{\bar{\sigma}}$ at a given point M are defined in a three-dimensional space ($\mathbb{R}^3$) using a cartesian base $\{\hat{x}, \hat{y}, \hat{z}\}$, as shown in Equation 4.1.

$$\bar{\bar{\sigma}} = \sigma_{ij}(M) = \begin{pmatrix} \sigma_{xx} & \sigma_{xy} & \sigma_{xz} \\ \sigma_{yx} & \sigma_{yy} & \sigma_{yz} \\ \sigma_{zx} & \sigma_{zy} & \sigma_{zz} \end{pmatrix} \tag{4.1}$$

Using this formalism, the biaxiality factor (β) is defined by $\beta = \frac{\sigma_{yy}}{\sigma_{xx}}$. Figure 4.1 presents four geometries with their resonance frequency, out-of-plane displacements, resultant stress tensor and biaxiality factor. The square geometry (Figure 4.1(a)) was designed to achieve an uniaxial stress state at around 1250 Hz. Years later, researchers used a dog-bone specimen (Figure 4.1(b)) to achieve the same stress state at around 800 Hz. Both strategies could accelerate significantly the production of uniaxial fatigue data. The purpose of using an electrodynamic shaker for fatigue tests is even more evident in multiaxial stress states. Figure 4.1(c) presents an annular geometry to study an equibiaxial stress at 650 Hz. During resonance, this geometry induces symmetrical stresses in two directions, where $\sigma_{yy} = \sigma_{xx}$. Therefore, the stress state obtained can be described by a biaxiality factor $\beta = \frac{\sigma_{yy}}{\sigma_{xx}} = 1$. The other proposition of George's work is a kite-like geometry (Figure 4.1(d)) to also achieve a biaxial stress state. In this case, the geometry induces assymmetrical stresses where $\sigma_{yy} \neq \sigma_{xx}$, and the final stress state can be described by a biaxiality factor $\beta = 0.59$. This specific stress state could be achieved when the three tips (noted as A, B, and C in Figure 4.1(d)) oscillate in an in-phase manner at around 1350 Hz. The center of the specimen's surface in the *xy*-plane is then subjected to traction in these two directions simultaneously. This philosophy has served as the foundation for designing the shear/torsion specimens presented in this study. To the best of the authors' knowledge, there is no literature documenting the use of an electrodynamic shaker for testing plate specimens in pure shear.

The ability to achieve high frequencies, particularly in multiaxial stress states, is a major asset of fatigue tests using a shaker. The importance of pure shear fatigue data and the low frequencies of

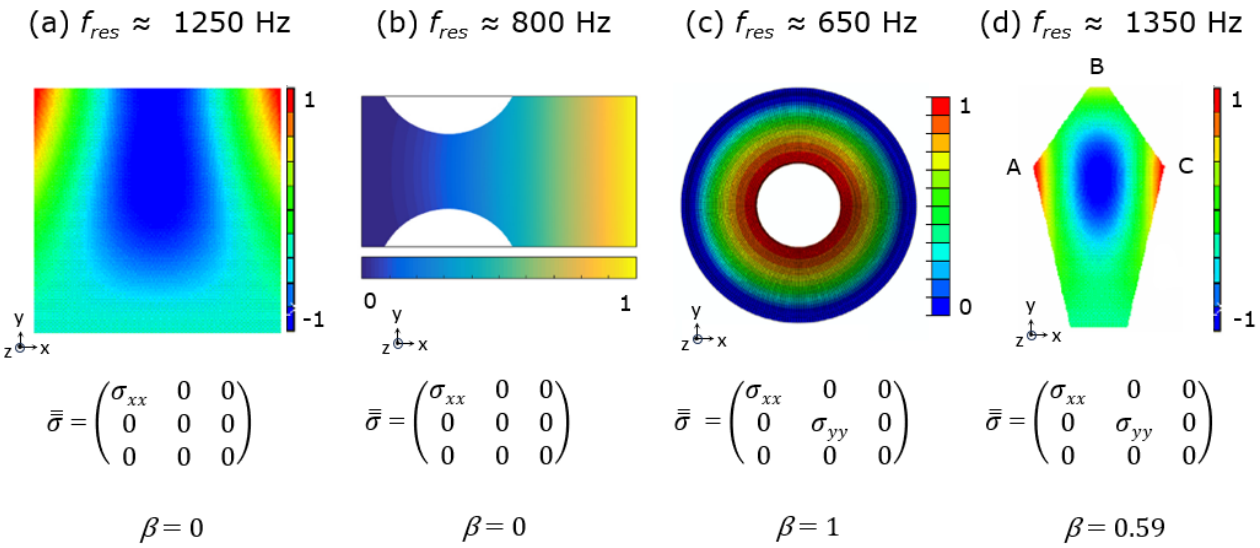


FIGURE 4.1 Resonance frequency, out-of-plane displacements, resultant stress tensor and biaxiality factor β of (a) Square geometry by George [12], (b) Dog-bone geometry by Ellyson and Brochu [13], (c) Annular geometry by Xu et al. [14] and (d) Kite-like geometry by George [12]

.

the current testing methods motivated this study. Consequently, this work has two main goals :

1. To design a geometry that induces a pure shear stress state when in resonance.
2. To use this geometry to investigate the fatigue behavior of the Ti-6Al-4V additively manufactured via L-PBF with as-built surfaces.

The structure of this paper is as follows. Section 2 presents the design of pure shear specimens specifically developed for vibration-based fatigue testing. Section 3 describes the experimental procedure employed to perform the vibration-based fatigue tests. In section 4, the fatigue behavior of additively manufactured Ti-6Al-4V with an as-built surface is characterized and discussed in detail. Finally, section 5 summarizes the main conclusions of the study and outlines directions for future research.

4.2 Design of pure shear specimens for vibration-based fatigue tests

This section explains the steps to design pure shear specimens for vibration-based fatigue tests. Figure 4.2 presents the iterative protocol that was followed. It is composed of three steps : (1) modal analysis and (2) steady-state dynamic analysis, and the (3) experimental validation. Each step is designed to validate a specific set of design requirements. If the proposed geometry meets the requirements (denoted as 'Y - Yes' in Figure 4.2), it progresses to the next step. However, if

the geometry fails to meet any requirement (denoted as 'N - No' in Figure 4.2), a new geometry is proposed, and the protocol starts over from the beginning. Section 2.1 presents the design steps and requirements while section 2.2 presents the final geometry and requirements validation.

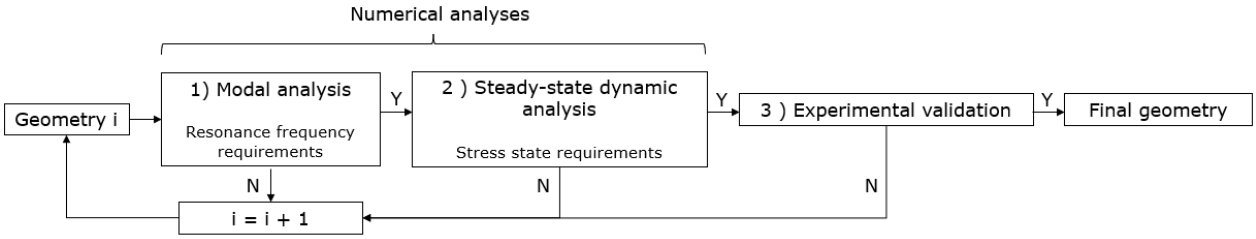


FIGURE 4.2 Iterative protocol used to design the cruciform specimens for pure shear fatigue tests using a shaker.

4.2.1 Design steps and requirements

Modal analysis

The first step of the design protocol is the modal analysis. This numerical analysis, performed on ABAQUS®, aims to validate the design requirements associated with the geometry resonance frequency. These requirements will assure the viability of the fatigue test. The resonance frequency needed to be high enough to significantly shorten the test duration while remaining within the operational range of the available equipment, such as the shaker and sensors. The target frequency range was between 500 and 1000 Hz. Additionally, adjacent resonance frequencies had to be sufficiently distant (around 200 Hz) to avoid mixed modes. The contribution of other resonance modes could affect the stress state, which is undesirable in vibration-based fatigue tests. To summarize, the requirements to validate during the modal analysis were :

— Resonance frequency between 500 and 1000 Hz.
— Adjacent resonance frequencies 200 Hz distant from the chosen resonance mode.

Steady-state dynamic (SSD) analysis

The second step involves a linear perturbation analysis under harmonic excitation over a specified frequency range, performed using ABAQUS®. The inputs of this analysis are the frequency range where the targeted mode is located, the acceleration (a) and the damping of the system (ξ). The main outputs obtained from the SSD analysis are the amplitude of the displacement response, the stress field, and the phase angle relative to the harmonic excitation. Using the resonance frequency determined from modal analysis and the acceleration and damping values estimated empirically through observation and trial-and-error, the SSD analysis provides the resultant stress state.

A pure shear stress state is the main goal. This stress state is achievable when traction and compression stresses with equivalent absolute values are applied in orthogonal directions. This mathematical equality is made by diagonalizing the stress tensor for pure shear stress state. It can be then transformed into a principal stress tensor with 2 non-zero components, one in traction and the other in compression with the same absolute values, as shown in Equation 4.2. In other words, a pure shear stress state is achieved when $\beta = \frac{\sigma_{yy}}{\sigma_{xx}} = -1$.

$$\bar{\bar{\sigma}}_{pureshear} = \begin{pmatrix} 0 & \tau_{xy} & 0 \\ \tau_{yx} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \tau_{xy} & 0 & 0 \\ 0 & -\tau_{xy} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \tag{4.2}$$

Another crucial aspect of the fatigue test was controlling the stress conditions in the clamped zone. To ensure failure occurred in the intended area, the stress in the clamped zone had to remain below 70% of the maximum shear stress ($\tau_{\max}$). Additionally, the high stress zone (HSZ) needed to be large enough to allow the evaluation of the effects of surface conditions on fatigue behavior, with a target dimensions of at least 2 x 2 mm. In this study, the HSZ is defined as the zone within the geometry where the local shear stress is between 90 and 100% of the maximum shear stress. To summarize, the requirements to validate during the SSD analysis were :

— Numerical biaxiality factor β_{num} = -1 ±0.15.
— Stress at the clamped zone below 70% of $\tau_{\max}$.
— HSZ of at least 2 x 2 mm.

Experimental validation

The last design step aims to verify experimentally the resonance frequency of the geometry and the stress state achieved. In this step, a specimen was manufactured and its modal behavior was characterized using the shaker. A strain rosette recorded the strains to validate the pure shear stress state.

4.2.2 Final geometry and requirements validation

The starting concept was based on the kite-like geometry with 3 oscillating tips while the fourth one is used to clamp the specimen on the shaker. Differently from the one proposed by George [12], the idea is to have the tips oscillating in a out-of-phase manner, inducing, during resonance, traction and compression in orthogonal directions simultaneously. Using the kite-like specimen proposed by George [12] as a starting point and the knowledge brought up by internal studies by Sentissi [38]

and Banide [39], the iterative protocol was followed until the final cruciform geometry, shown in Figure 4.3, was selected.

The input data applied in the numerical analyses are summarized in Table 4.1. After the modal analysis, the first five mode shapes are presented in Figure 4.4. The fourth mode at 710 Hz was the target one since it presents tips A and C oscillating out-of-phase with tip B, while tip D is used to clamp the specimen on the shaker. This resonance shape was likely to produce traction and compression in orthogonal directions simultaneously. In the end of the modal analysis, the two requirements defined earlier were validated :

— Mode IV at 710 Hz is placed between the target range (500 - 1000 Hz).
— Adjacent modes (modes III and V) are sufficiently spaced in frequency (at least 200 Hz) from the selected one (mode IV).

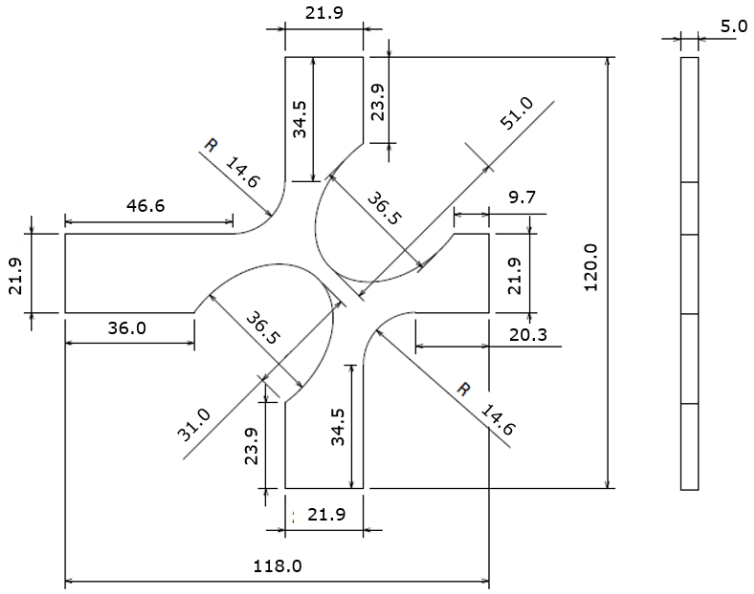


FIGURE 4.3 Final geometry for pure shear fatigue tests using an electrodynamic shaker. Dimensions are in mm. Tolerances of ±0.1 mm were set.

Material	Modal analysis			SSD analysis	
	Young's modulus E (GPa)	Poisson coefficient	Density (g/cm^3)	ξ (%)	a (g)
Ti-6Al-4V	112	0.3	4.42	10	3.24

TABLEAU 4.1 Input data for modal and SSD analyses.

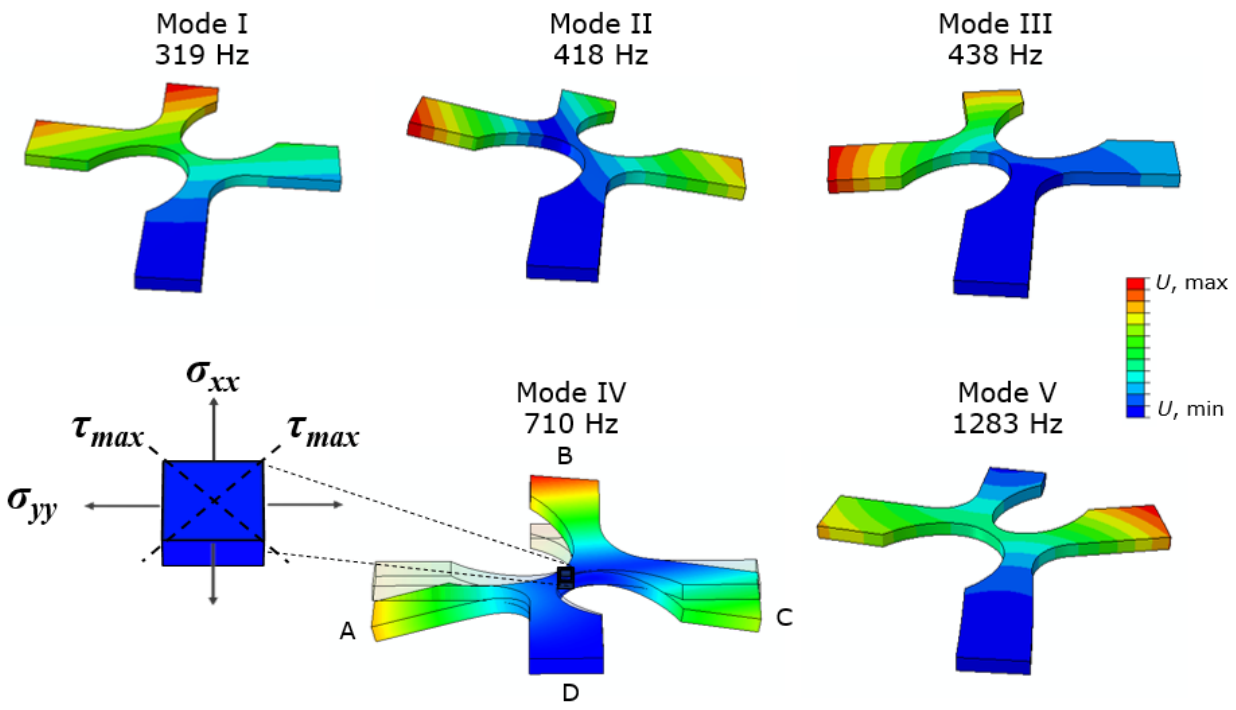


FIGURE 4.4 The first five mode shapes of the cruciform geometry. The fourth mode provides a pure shear stress state at resonance. The tips A, B, C and D are indicated. The induced stresses in the HSZ are indicated with the maximum shear stress planes.

The second step (SSD analysis) was carried out to precisely determine the stress state, the location and the size of the HSZ. Figure 4.5 shows the evolution of the shear stress ($\frac{\tau_{\text{local}}}{\tau_{\text{max}}}$) as a function of the position (M) along the x and y-axes. For this analysis, the local and maximum shear stresses are calculated as $\tau_{\text{local}(M)} = \frac{|\sigma_{yy(M)}|+|\sigma_{xx(M)}|}{2}$ and $\tau_{\text{max}} = \frac{|\sigma_{yy(\text{max})}|+|\sigma_{xx(\text{max})}|}{2}$. Figure 4.5 shows that the HSZ is located in the center of the specimen's surface, far from the edges and the clamped tip. The region of the HSZ is elliptic with a major and minor axes of 4.2 mm and 2.0 mm, respectively. The clamped zone presented stresses below $60\%\tau_{\text{max}}$.

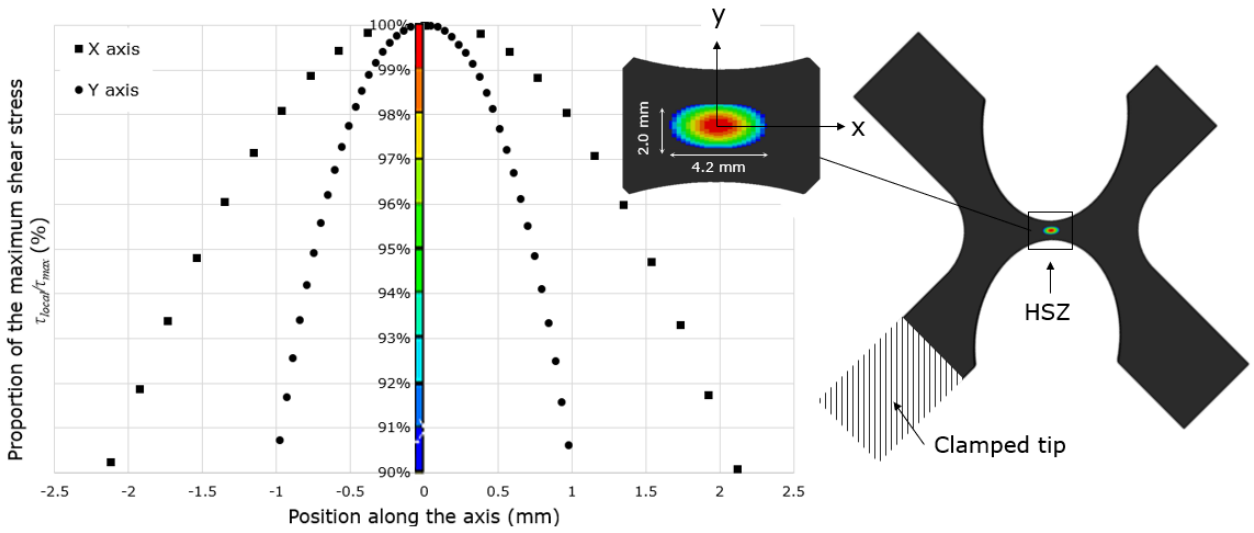


FIGURE 4.5 Proportion of the maximum shear stress ($\frac{\tau_{\text{local}}}{\tau_{\text{max}}}$) at the HSZ of the cruciform specimen. The location of the HSZ in the geometry is indicated. In this study, the HSZ is defined as the volume within the geometry where the local shear stress is between 90 and 100% of the maximum shear stress.

The homogeneity of the shear stress state across the HSZ was verified. To perform this analysis, the biaxiality factor of each element within the HSZ is calculated and statistically assessed. Figure 4.6 shows the probability density and cumulative distribution as a function of the biaxiality factor (β) of the elements. The vertical dotted line represents the mean value (β_{mean}) and the four solid lines represent one and two standard deviation (1SD = 0.059) to positive and negative directions. The statistical distribution achieved is centered at β_{mean} = -1. More importantly, 95.4% (2SD) of the elements inside the HSZ exhibit β between -1.12 and -0.88. This result confirms that, for this geometry, the HSZ is uniformly subjected to a pure shear stress state across its entire volume. The pure shear stress state is achieved because of the 180°phase shift between the tips' oscillations, in other words $\sigma_{xx}(t) = \sigma_a \sin(\omega t)$ when $\sigma_{yy}(t) = \sigma_a \sin(\omega t + \pi)$ for a certain stress amplitude (σ_a), angular frequency (ω) and time (t). Therefore, $\sigma_{xx}(t) = -\sigma_{yy}(t)$ for all angular frequencies, resulting in a biaxiality factor $\beta = \frac{\sigma_{yy}}{\sigma_{xx}} = -1$.

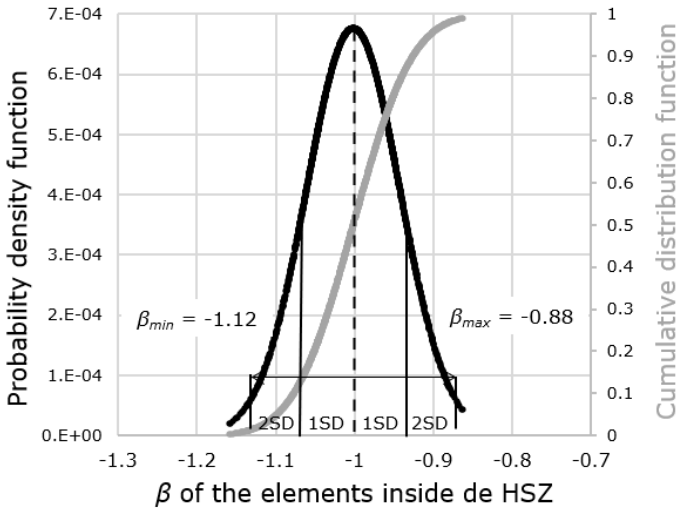


FIGURE 4.6 Probability density and cumulative distribution of the biaxiality factor (β) for all the elements inside the HSZ of the specimen. The dotted line represents the mean value (β_{mean}) and the four solid lines represent one and two standard deviation (1SD = 0.059) to positive and negative directions. The β_{max} and β_{min} for 95.4% (2SD) of the elements is highlighted.

In the end of the SSD analysis, the three requirements defined earlier were validated :

— Mean numerical biaxiality factor β_{num} = -1 with 95.4% of the elements presenting between -1.12 and -0.88.

— Stress at the clamped zone inferior to 60% of $\tau_{\max}$.

— HSZ region is elliptic with 4.2 and 2.0 mm as major and minor axes, respectively.

To perform the third step of the design protocol, a cruciform specimen was manufactured to experimentally validate the pure shear stress state. A C5K-XX-S5198-350 strain rosette composed by 3 strain gages oriented at 0, 45 and 90°was placed at the specimen's center, as shown in Figure 4.7. The rosette was strategically aligned the strain gages with the orthogonal orientation of σ_{xx} and σ_{yy}. Figure 4.7 presents a photo of the cruciform specimen with the strain rosette, a sketch with the positions of the two gages used to measure the deformations along x and y directions (ϵ_{xx} and ϵ_{yy}, respectively) and the resultant experimental stress tensor ($\bar{\bar{\sigma}}_{exp}$). The size of the strain rosette was carefully selected to a region of homogeneous strains. Each individual gage has a length of 0.36 mm, and the complete matrix (comprising the three gages and preattached cables) measures 2.2 × 3.9 mm.

The strains were measured at a rate of 20 kHz. Stress components were calculated assuming linear elastic behavior, according to Hooke's law. Each stress component was determined based on the strain response measured by each strain gage during a frequency sweep around the resonance

condition. The corresponding strain values were recorded at the resonance peak (where maximum displacement occurs). The resultant experimental stress tensor reveals that σ_{xx} and σ_{yy} have comparable values but opposite signs. The experimental biaxiality factor is $\beta_{exp} = -0.98$, confirming that pure shear stress state is the HSZ.

The experimental resonance frequency of the specimen used for the stress calibration was 695 Hz. The slight discrepancy (2%) from the numerical resonance frequency of 710 Hz is considered negligible in terms of its impact on the stress state during the fatigue test, as the adjacent resonance frequencies are at least 200 Hz apart from the target frequency.

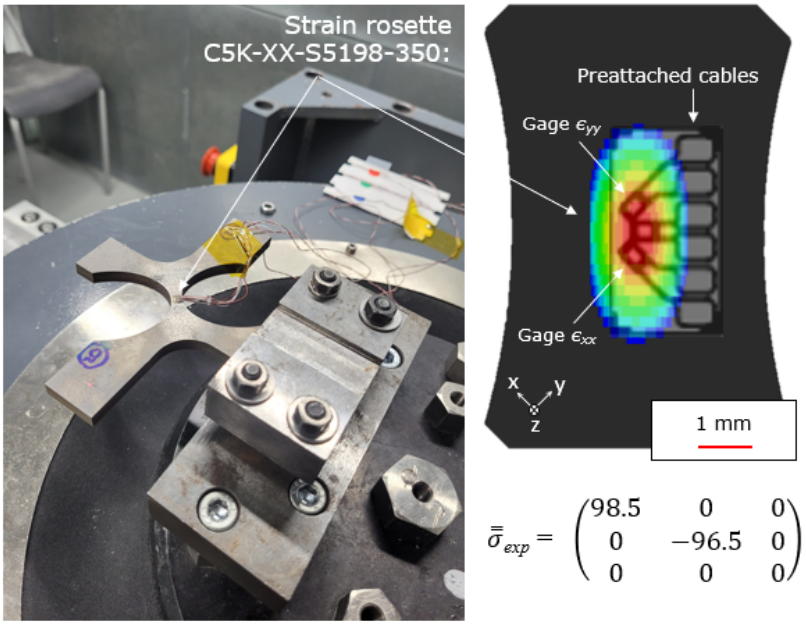


FIGURE 4.7 Photo of the strain rosette placed in the high stress zone (HSZ) of the cruciform specimen. A sketch is presented to show the proportion between the strain rosette and the HSZ and the gages used to measure the deformations along x and y directions (ϵ_{xx} and ϵ_{yy}, respectively). The resultant experimental stress tensor, assuming an elastic behavior, is shown.

The influence of the specimen dimensions on the stress distribution and resonance was studied systematically. Their variation within the tolerance of the specimen design reported in Figure 3, have no significant effect on the maximum stress value, the stress biaxiality, the stress distribution and the resonant frequency.

In Section 2, the iterative protocol used to design the cruciform specimens was presented. Section 2.1 presented the details about the design steps and their requirements. Section 2.2 presented the final geometry and the requirements validation for the three design steps.

4.3 Experimental procedure for the vibration-based fatigue test

The second goal of this study is to use the designed geometry to investigate the fatigue behavior of Ti-6Al-4V additively manufactured via L-PBF with as-built surfaces. This section presents the fatigue test set-up, the stress calibration and test control. In the end of the section, the step-loading method and the failure criteria are presented.

4.3.1 Fatigue test set-up

The set-up is composed of the Sentek 6 kN shaker, a displacement sensor Keyence LK-G152, a 352C33 PCB uniaxial accelerometer and the clamp set, as shown in Figure 4.8. In order to maintain the resonance throughout the entire test, the LMS SCADAS® (Signal Conditioning And Data Acquisition System) controller is employed. The LMS SCADAS, a closed-loop controller system, utilizes its own output data to continuously self-optimize toward a desired outcome—in this case, maintaining a constant displacement amplitude at the tip of the specimen. The device collects real-time displacement data and uses it as feedback to perform corrective control actions, adjusting both acceleration and frequency as needed to preserve the targeted displacement.

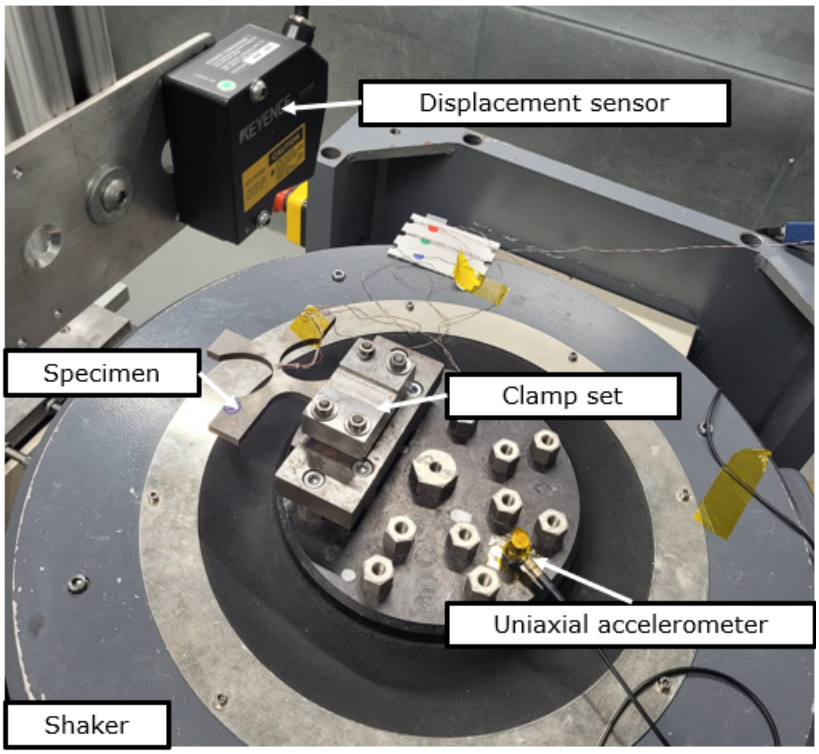


FIGURE 4.8 Fatigue test set-up, composed by the shaker, the cruciform specimen, the displacement sensor, the clamp set and the uniaxial accelerometer.

4.3.2 Stress calibration and test control

The fatigue tests are controlled by the displacement of the specimen. Since all the imposed stresses remain in the elastic domain, a linear relationship between the displacement of one point of the specimen and the stress applied in the HSZ exists. The calibration point is shown in Figure 4.9. Its location was defined to benefit from the highest displacements values which facilitates the measurements. The stress calibration is necessary because the strain gages tend to break or detach from the specimen when reaching high accelerations. The calibration is done using a strain gage at low accelerations (0.1 to 0.4g) and the relationship is extrapolated to control the fatigue tests. It is important to note that these data points were obtained from three tests. Particular care was taken to minimize dispersion associated with clamping and alignment of the displacement sensor. Figure 4.9 presents the shear stress amplitude as a function of the displacement at calibration point. In a similar manner to the numerical reasoning presented in Section 2.2, the shear stress amplitude here is calculated as $\tau_{\mathrm{a}} = \frac{|\sigma_{yy(\max)}|+|\sigma_{xx(\max)}|}{2}$. Based on this result, the slope of the line indicates that for each millimeter in displacement of the calibration point, a shear stress amplitude of 291.8 MPa is generated in the HSZ of the specimen. The linear domain is validated by the linear regression with the coefficient of determination $R^2 = 0.9998$. The material yield strength is 798 MPa, which is the upper limit of validity for this directly proportional relationship between the displacement at calibration point and the generated stress.

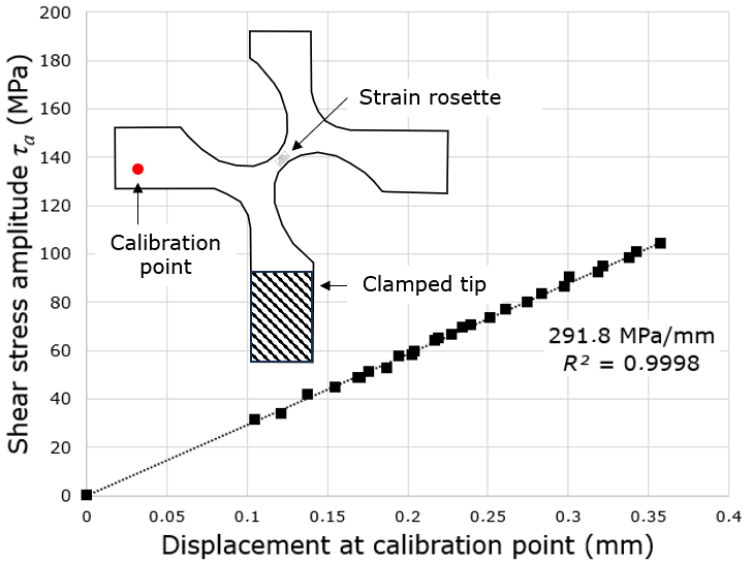


FIGURE 4.9 Stress calibration for the fatigue test. The experimental points are interpolated by a linear relationship. The R^2 and the calculated slope are highlighted. The position of the calibration point and the strain rosette in the specimen are illustrated.

4.3.3 Step-loading method and failure criteria

The step-loading method is used in this study. It consists of applying a constant stress amplitude (τ_i) for a fixed number of cycles (N_{life}). If there is no fatigue damage, the applied stress amplitude is increased by $\Delta\tau_a$. When failure occurs, the fatigue strength (τ_f) is estimated using linear interpolation between the cycles at failure (N_{fail}) and the previous stress step (τ_{i-1}), as described in Equation 5.1. This method is efficient to precisely estimate the fatigue strength of the material for a specific number of load cycles.

$$\tau_f = \tau_{i-1} + \Delta\tau_a \left(\frac{N_{\text{fail}}}{N_{\text{life}}} \right) \tag{4.3}$$

In these fatigue tests, one tip is clamped while the other three tips oscillate freely. To prevent potential damage from complete specimen failure, specific failure criteria must be established. In vibration-based fatigue tests, damage is indicated by a drop in resonance frequency. For this study, abrupt frequency drops ranging from 0.3 to 1.0% were considered indicative of fatigue failure. At this point, the rate of frequency change exceeded the controller's tracking capacity and a stress drop is observed. Post-mortem analysis suggests that these frequency drops correlate with cracked surfaces covering 10% to 25% of the total load bearing section of the specimens.

Figure 4.10 presents the fluctuation of the stress variation, $\Delta\tau_a$ at each load step. The fluctuation of $\Delta\tau_a$ is proportional to the fluctuation in displacement. In this figure, the step-loading method aiming 10^6 cycles is illustrated with $\Delta\tau_a = 25$ MPa. For each of the six stress steps, the corresponding mean shear stress amplitude ($\tau_{a,mean}$) and standard deviation are reported. The data shows that the generated shear stress remained fairly stable throughout the entire test. The maximum standard deviation is $\pm$ 3.4 MPa which is a consequence of the displacement fluctuation at a given load step. As for the drift in frequency, the controlled loop described above mitigated its effect on the stress variation. Notably, a stress drop is observed at approximately 5.4x10^6 cycles, indicating fatigue damage. This drop occurs when the damage-induced changes in system dynamics cause the resonance frequency to shift more rapidly than the controller can accurately track so the resonance condition is lost.

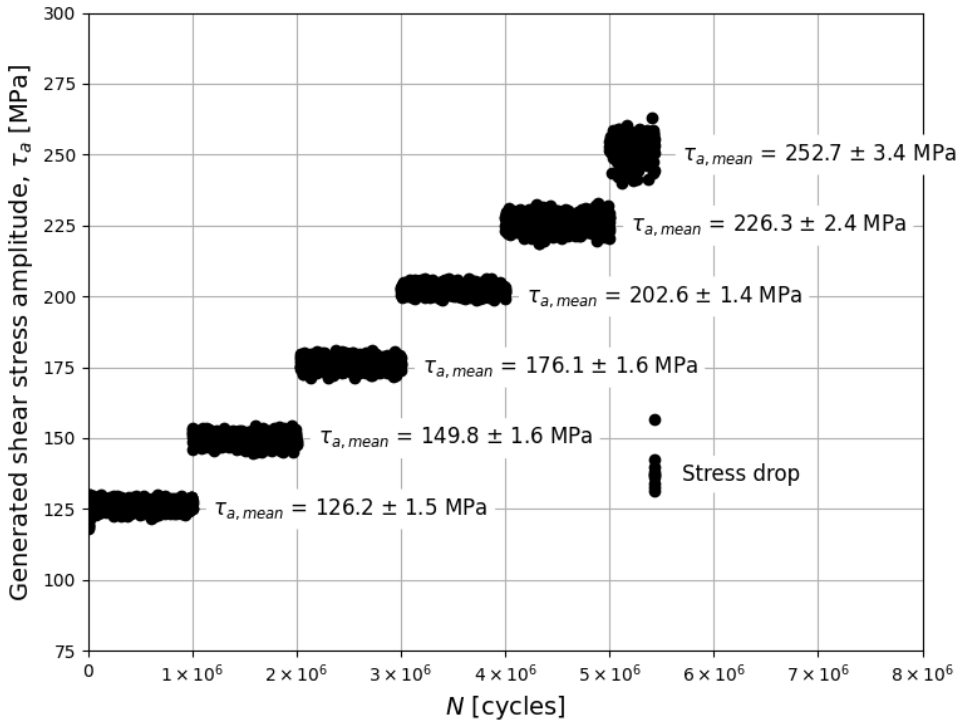


FIGURE 4.10 Raw data of one of the performed fatigue tests. The mean shear stress amplitude ($\tau_{a,mean}$) and standard deviation for each stress step are reported. The stress drop around 5.4x10^6 cycles is highlighted.

4.4 Characterization of the fatigue behavior of additively manufactured Ti-6Al-4V with as-built surface

After the presentation of the experimental set-up, the procedures around the fatigue tests and the results, this section presents the application of the presented methodology to the study of the pure shear fatigue behavior of the Ti-6Al-4V additively manufactured with as-built surfaces.

4.4.1 Material, specimen preparation and surface characteristics

Nine plates having for dimensions 120 x 120 x 5 mm were manufactured. The titanium alloy used is the ASTM Standard B348-13 Grade 23 powder. The plates were manufactured vertically by L-PBF using the machine constructor recommended parameters for Ti-6Al-4V. The manufacturing configuration is shown in Figure 4.11. To relieve residual stresses, an initial heat treatment was performed at 730°C for 2 hours before separating the plates from the base plate. Subsequently, a two-step heat treatment was conducted : first at 940°C for 1 hour, followed by a second at 650°C for 2 hours. The heat treatment process selected for this study was based on the findings of Vrancken et al. [40]. After evaluating multiple heat treatment conditions, they established that heat treatment

protocol resulted in tensile mechanical properties exceeding the ASTM standards for both forged (ASTM F1472) and cast (ASTM F1108) Ti-6Al-4V, with deformability levels safely above the minimum required thresholds. The final microstructure is isotropic. Parallel and perpendicular to the building direction views are shown in Figure 4.12(a) and Figure 4.12(b), respectively. The α phase has a light grey color and the β has darker one. A lamellar microstructure is observed with some α aggregates as pointed by the arrows. No preferential microstructural orientation is observed.

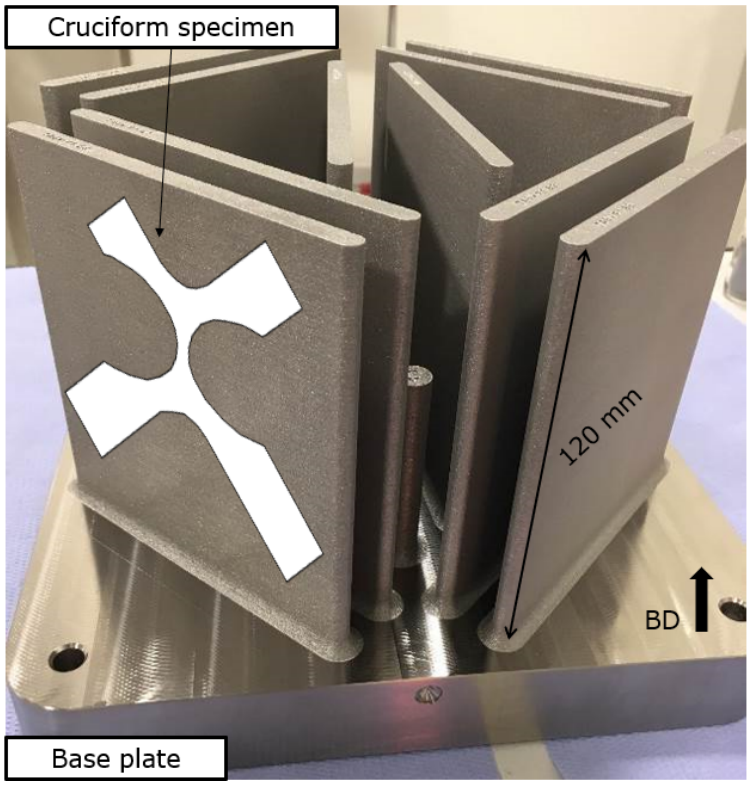


FIGURE 4.11 The base plate with 10 plates manufactured vertically. The geometry of a cruciform specimen extracted from the plate is highlighted.

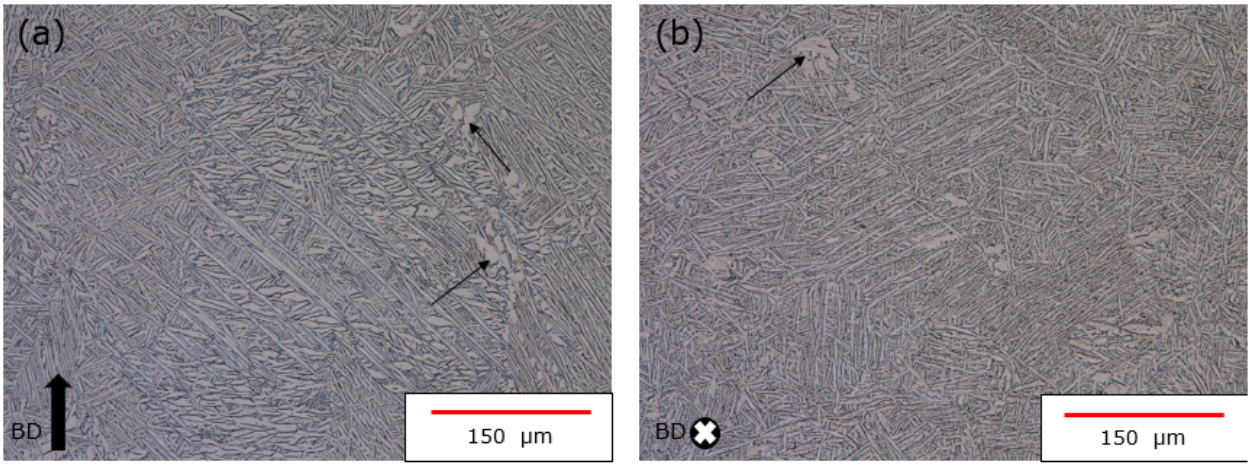


FIGURE 4.12 Lamellar microstructure α - β obtained after the heat treatment. Some α aggregates are indicated by the arrows. A longitudinal orientation to the build orientation (BD) is presented on (a) and a transversal one on (b).

The cruciform specimens were extracted from the plates using EDM (Electrical Discharge Machining). The extraction orientation was deliberately selected to align the plane of maximum shear stress with the interlayer formed during the manufacturing process. This configuration aims a more accurate assessment of the mechanical response in its most critical and potentially vulnerable region. The EDM affected zone was removed by SiC sandpaper polishing. The edges were rounded in order to avoid stress concentration effects. The as-built upper and lower surfaces of the specimens were preserved for the fatigue tests. A 3D Laser Scanning Microscope VK-X200 was used to characterize the surfaces topography in the HSZ. The roughness parameters were measured in accordance with ASTM F3624-23, with three repeated measurements for each specimen. Areas of 6.25 mm^2 were selected for each measurement. The average R_a, R_v, and R_z values are 13.1 $\pm$ 1.1, 66.2 $\pm$ 6.0, and 149.0 $\pm$ 16.5 μm, respectively. The aim of this work is not to propose a link between roughness parameters and fatigue resistance, as only a single surface finish batch was chosen to be studied.

The specimen thickness within the tolerance of $\pm$0.2 mm has no significant effect of the biaxiality factor and the stress distribution in the XY plane. Nevertheless, a difference in thickness between the specimen used for calibration and the tested specimen would result in a difference on the proportionality factor between the measured displacement and the maximum shear stress reported in Figure 9. A sensitivity analysis conducted within the thickness range of our specimens revealed a variation of $\pm$1 MPa on the maximum shear stress.

4.4.2 Pure shear fatigue results using cruciform specimens

Table 4.2 presents the results of the vibration-based fatigue tests. The experimental resonance frequencies of the specimens ranged from 677 to 687 Hz. All nine specimens failed after 2x10^5 to

$5x10^5$ load cycles at a stress amplitude of 250 MPa. Some specimens underwent 2 load steps while others saw up to 5 load steps. In Table 4.2, the specimens are separated in two groups based on the stress amplitude increment ($\Delta\tau$) applied. Using the step-loading method with Equation 5.1 to calculate the fatigue strength for 10^6 cycles, the stress amplitude increment $\Delta\tau$ has a significant impact on the fatigue strength calculation. For a given number of cycles to failure (N_{fail}) at 250 MPa, tests conducted with a higher shear stress range ($\Delta\tau = 50$ MPa) result in a lower measured fatigue strength (τ_f) compared to those performed with $\Delta\tau = 25$ MPa. While increasing $\Delta\tau$ accelerates fatigue testing, it reduces the precision of the calculated results. In contrast, lower $\Delta\tau$ values allow for more accurate determination of fatigue strength but require longer testing durations. A variation of approximately 15 MPa in the calculated fatigue strength is observed for similar N_{fail} values, attributed to the influence of the applied shear stress range.

A thermal camera was employed during the 225 MPa stress step. Three thermal observations, each lasting 2×10^4 cycles, were conducted throughout the total duration of 10^6 cycles and a maximum temperature increase of 5°C was recorded in the HSZ of the specimen. This temperature rise can be attributed to the small and superficial size of the HSZ relative to the overall specimen dimensions, which facilitates rapid heat dissipation and prevents significant temperature buildup. The absence of self-heating is attributed to the relatively short test duration (24 minutes) and the large displacement of the specimen tips, which facilitated efficient heat dissipation. Consequently, the self-heating effect was deemed negligible in this study. It is important to clarify that self-heating effects are strongly dependent on the material and testing conditions, necessitating a careful analysis for each case scenario.

Resonance frequency (Hz)	Completed steps (MPa)	Failure step (MPa)	$\Delta\tau$ (MPa)	N_{fail} (cycles)	τ_f(MPa)
679	150, 200	250	50	395 093	220
678	100, 150, 200	250		372 861	219
678	150, 200	250		293 709	215
687	125, 150, 175, 200, 225	250	25	439 442	236
686	125, 150, 175, 200, 225	250		426 954	236
680	125, 150, 175, 200, 225	250		339 602	233
677	100, 150, 200, 225	250		266 388	232
681	175, 200, 225	250		239 660	231
677	100, 150, 200, 225	250		233 480	231

TABLEAU 4.2 Pure shear fatigue test results for all the specimens. Resonance frequency (Hz), completed steps (MPa), failure step (MPa), stress amplitude increment $\Delta\tau$ (MPa), N_{fail} (cycles), and τ_f(MPa) are presented.

Figure 4.13 compares the fatigue results obtained with cruciform specimens to those reported in the literature for torsion tests using tubular or cylindrical specimens, as represented in an *S-N* diagram. The results from the cruciform specimens are displayed in two formats : filled circles indicate

the failure step of the fatigue test, while unfilled circles represent the calculated fatigue strengths determined using the step-loading method for 10^6 cycles. The results obtained from vibration-based fatigue tests fall within the same range as those obtained from conventional torsion tests conducted by Fatemi et al. [1], Carrion et al. [15], Vayssette et al. [3] and Molaei et al. [2]. This is a first indication that the developed fatigue-vibration methodology leads to fatigue damages comparable to those of torsion tests.

All specimens from the provided literature were produced via similar L-PBF processes and had the as-built surfaces preserved. For the four studies used to construct the comparative *S-N* curves in Figure 4.13, the arithmetic mean surface roughness (R_a) ranged from 10 to 14 μm, with the current study presenting a $R_a = 13$ μm. Heat treatment conditions were also similar : all specimens were stress relieved, and in some cases, hot isostatic pressing (HIP) was also applied (Carrion et al. [15] and Molaei et al. [2]. Regarding testing conditions, all studies employed conventional torsion fatigue testing methods also with a fully reversed loading condition (R=-1).

Based on the data comparison of fatigue strength between high-frequency vibration-based testing (700 Hz) and low-frequency conventional torsion testing (5 Hz), it is proposed that the frequency effects are negligible in this case. Another indication of this behavior was reported by George et al. [41], who conducted a direct comparison between vibration-based fatigue results and conventional low-frequency fatigue tests for Ti-6Al-4V under uniaxial loading. No frequency effect was observed within the tested range (60 Hz for conventional tests vs. 1500 Hz for vibration-based), suggesting that loading frequency did not significantly influence fatigue behavior. While George et al. [41] examined a uniaxial stress state rather than pure shear, the comparison made in the present study with existing pure shear data demonstrates a consistent trend.

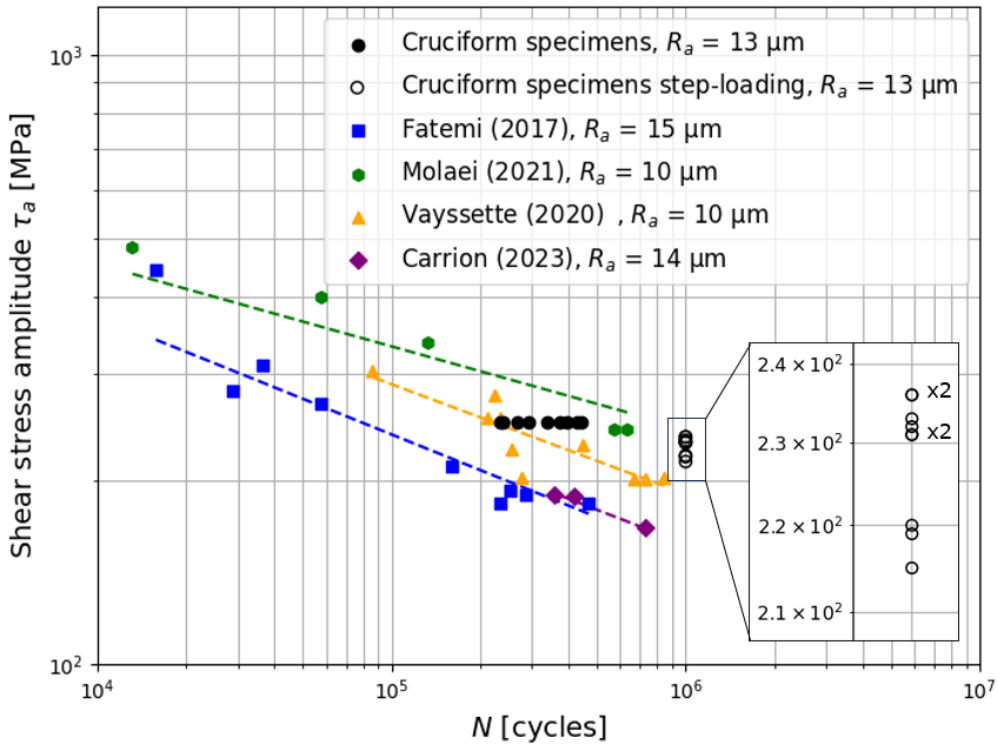
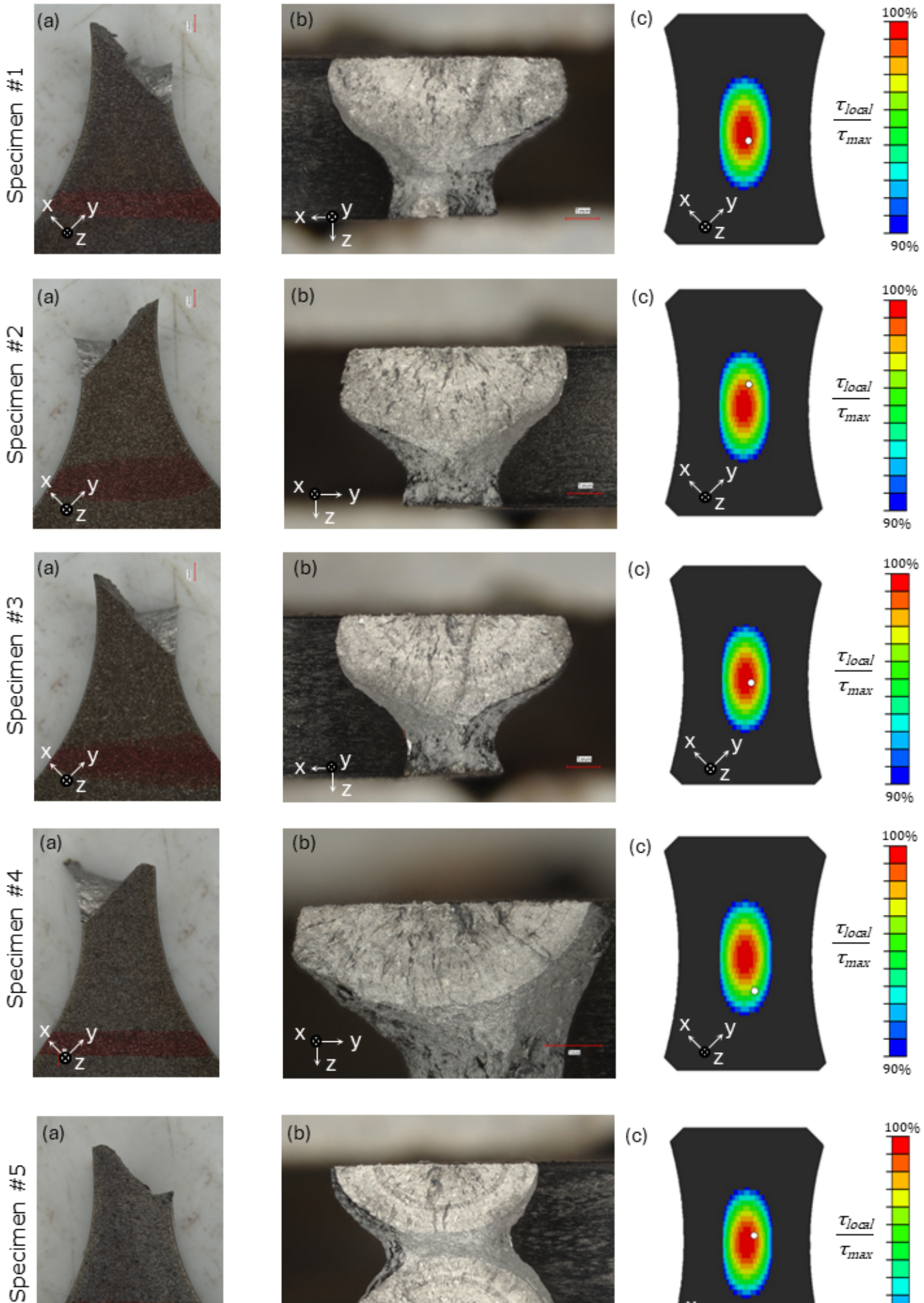


FIGURE 4.13 *S-N* diagram with fatigue results obtained via cruciform specimens. The results are compared to results from Fatemi et al. [1], Molaei et al. [2], Vayssette et al. [3] and Carrion et al. [15]. The arithmetic mean roughness R_a for each work is presented.

4.4.3 Fractography analysis

After the fatigue tests, the two halves of the specimens were separated using a monotonic force to expose the fracture surfaces. Figure 4.14 presents all nine specimens in three perspectives : in (a) the macroscopic orientation of crack propagation, in (b) the fatigue fracture surface and in (c) the location of the crack initiation site (indicated by a white dot) in relation to the stress distribution within the HSZ. Figure 4.14(a) reveals that all nine specimens presented similar macroscopic crack propagation orientation. Systematic surface initiations in the center of the HSZ are shown in (b) and (c), ruling out the influence of stress concentrations from the edges. Some specimens presented crack initiations on both surfaces, as in #1, #5, #7 and #8. In these cases, the initiation site with the largest propagation area was selected for representation in 4.14(c). Specimen #5 is particularly noteworthy, as the load ratio R=-1 resulted in both sides exhibiting similar propagation areas. This is likely attributed to comparable discontinuity sizes and the equal distribution of loads across both surfaces. Since all fractographic analyses revealed crack initiation from surface features, the internal discontinuities were not analyzed.


Specimen #1
Specimen #2
Specimen #3
Specimen #4
Specimen #5
(a)
(b)
(c)
x
y
z
100%
90%
$\frac{\tau_{local}}{\tau_{max}}$

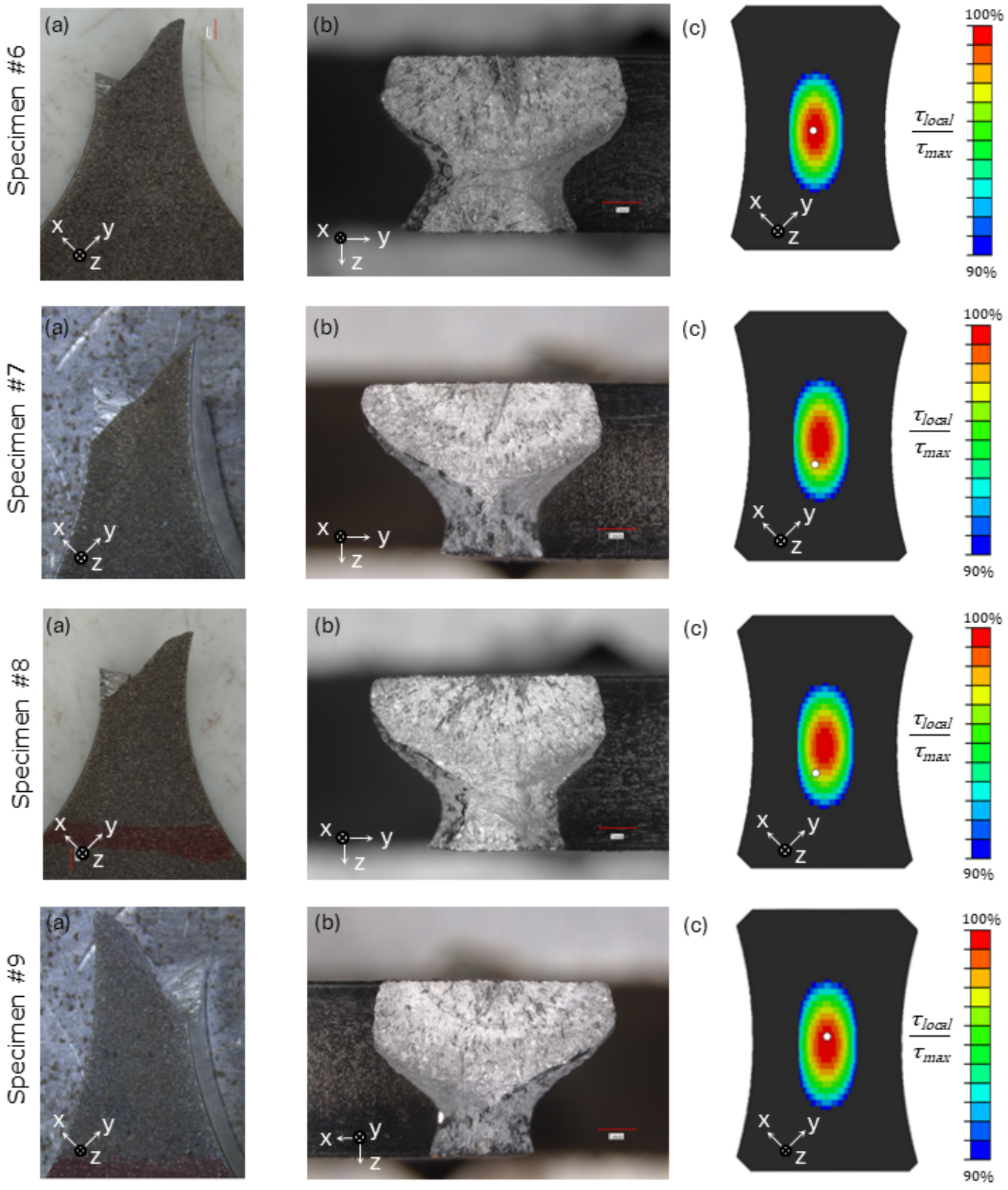


FIGURE 4.14 Fracture analyses of all nine specimens. In (a) the macroscopic orientation of crack propagation, in (b) the fatigue fracture surface and in (c) the location of the crack initiation site (white dot) in terms of the stress distribution in the HSZ.

Figure 4.15(a) illustrates the orientation of the maximum principal and shear stress planes and also the orientation of the manufacturing layers. Comparing these orientations to the macroscopic crack orientation shown in Figure 4.14(a) revealed that all fractures occurred along the maximum principal stress plane. This behavior suggests that, in this case, the orientation of the manufacturing layers may have a limited impact, as all fractures occurred on planes oriented at a 45°angle relative to the interlayers. Additionally, no relationship between the microstructural features and the failure pattern was observed. The microstructure is considered isotropic as described in Section 4.1.

The deflection of cracks from the maximum shear stress plane to the principal stress plane in specimens subjected to pure shear remains a topic of ongoing debate. Serrano-Muñoz et al. [35] demonstrated that, under pure shear conditions, crack orientation is stress-level dependent : at high stress levels, cracks tend to be flat and aligned with the maximum shear stress plane ; at intermediate stress levels, they exhibit a tortuous path ; and at low stress levels, they can form spiral-like shapes aligned with the maximum principal stress plane. It is important to highlight that these observations were made on a cast aluminum alloy. This implies that even in so-called 'defect-free' materials, crack orientation under torsional loading may exhibit varying characteristics depending on the material properties and testing conditions.

In the case of Ti-6Al-4V fabricated via L-PBF, the presence of discontinuities introduces additional complexity to this analysis. Fatemi et al. [1] investigated crack propagation behavior in as-built surface L-PBF specimens under torsional loading and found that cracks in L-PBF specimens propagated predominantly along the maximum principal stress plane. More recently, Carrion et al. [15] reported a similar trend for this surface condition, with short and long crack propagation both occurring mainly along the maximum principal stress plane. It is important to note that these observations were made in a limited stress range as that considered in the present study, thereby the stress-level-dependent crack orientation phenomenon reported by Serrano-Muñoz et al. [35] was not revealed.

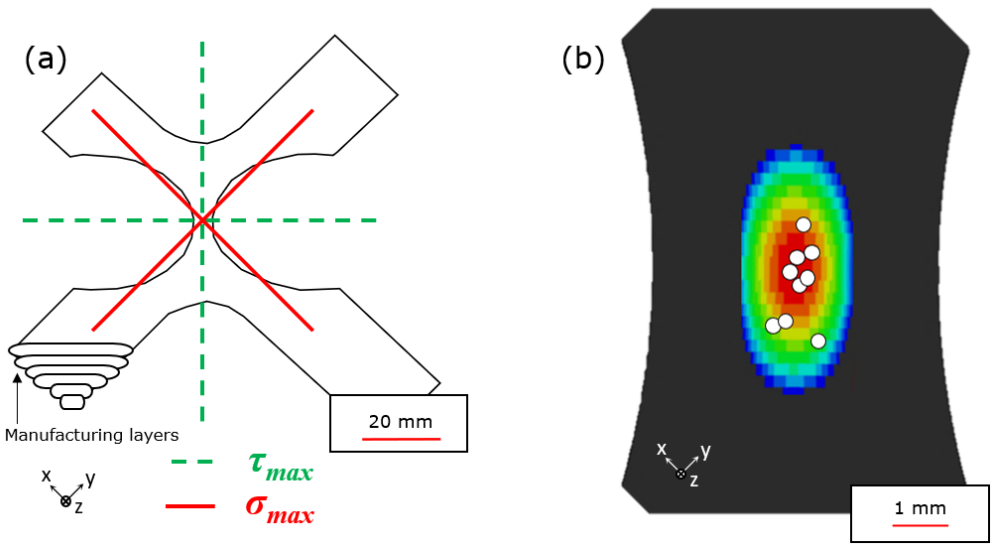


FIGURE 4.15 (a) Orientation of maximum principal and shear stress planes and the manufacturing layers in the cruciform specimen and (b) Location of the fracture initiation (white dot) in terms of the stress distribution in the HSZ for all nine specimens.

Molaei et al. [2] investigated the crack propagation orientation in notched Ti-6Al-4V L-PBF specimen with polished and as-built surfaces. The as-built specimens presented both initiation and propagation stages along the maximum principal stress plane. They also observed that polished specimens exhibited initiation along the maximum shear stress plane with 100-150 μm of propagation before transitioning to maximum principal stress planes during final failure.

An interesting observation was reported by Molaei et al. [2] for polished notched Ti-6Al-4V specimens produced via L-PBF : a short crack propagated over 100–150 μm along the maximum shear stress plane before deflecting toward the maximum principal stress plane. The present study suggests that a similar phenomenon may occur from as-built surfaces, although with a shorter shear propagation length (around 50 μm), as shown in Figure 4.16. One can observe a secondary crack that propagates along a maximum shear stress plane for about 50 μm, where it deflected toward a direction parallel to the maximum principal stress plane.

Figure 4.16 presents a secondary crack found on one of the tested specimens. A closer examination reveals that the crack initiates along a maximum shear stress plane and, after propagating around 50 μm (2a), it transitions along a maximum principal stress plane. This observation suggests that as-built surfaces specimens may present the same behavior as the polished ones investigated by Molaei et al. [2].

In any case, the detection of such features is highly dependent on surface visibility. The precise characterization of the crack orientation in as-built surfaces is challenging due to the surface-adhered particles that tend to hide short cracks. Additionally, the short initial propagation is often oversha-

dowed by the macroscopic propagation along the maximum principal stress plane. These challenges have to be added to the inherent tubular geometry difficulties, such as limited accessibility and the complexities of crack monitoring. In contrast, the plate specimens used in this study offer an optimal environment for examining the influence of surface features under shear loading. This geometry enhances visibility and accessibility, enabling a more detailed analysis of crack behavior. Ongoing research aims to use this methodology to further investigate fracture propagation patterns under different surface conditions, providing deeper insights into the relationship between surface features and fatigue behavior under shear loading.

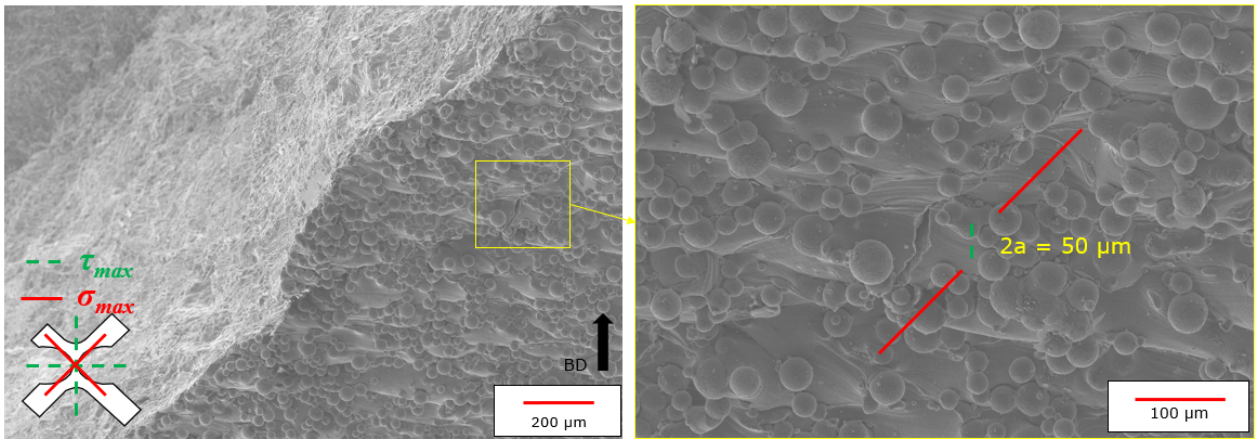


FIGURE 4.16 Fractography of a cruciform specimen. A secondary crack is highlighted. The crack initiates along the maximum shear stress plane and propagates along the maximum principal stress plane.

Figure 4.15(b) gathers all initiation sites. They are all located in the HSZ, where $\frac{\tau_{\text{local}}}{\tau_{\text{max}}}$ ranges between 90% and 100%. This observation highlights the repeatability of the developed fatigue-vibration methodology to characterize the shear response of the investigated material. Furthermore, this analysis is essential to confirm that fatigue cracks systematically initiate in the HSZ. Fractographic analysis of the fractured surfaces was conducted to benchmark against results obtained from conventional testing methods. For all specimens the crack initiations are surface-related, from discontinuities such as lack of fusions (LoF) and valleys. This behavior is characteristic of L-PBF materials with as-built surfaces and it has been seen on Ti-6Al-4V by Vayssette et al. [3], Fatemi et al. [1], Carrion et al. [15]. Figure 4.17 illustrates the initiation site for specimen #9, where a valley from the as-built surface was identified as the origin of the fracture. In Figure 4.18, two independent crack initiation sites are observed on the two loaded surfaces of specimen #5, with one identified as a lack of fusion.

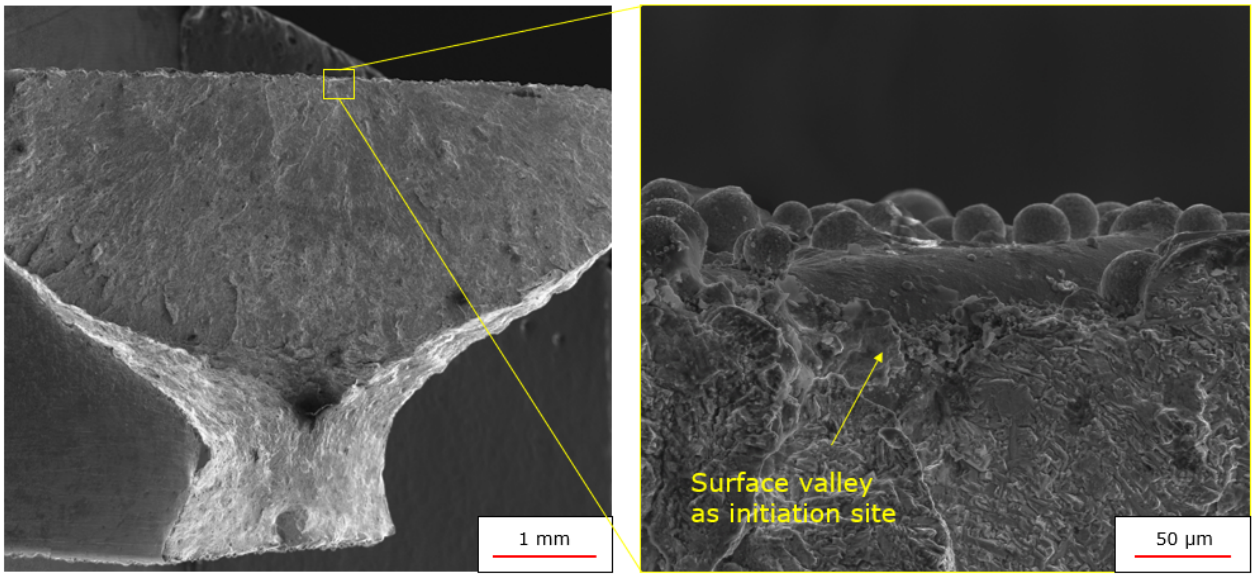


FIGURE 4.17 Fractography of cruciform specimen #9, the initiation site is highlighted. Failure step = 250 MPa and N_{fail} = 233 480 cycles.

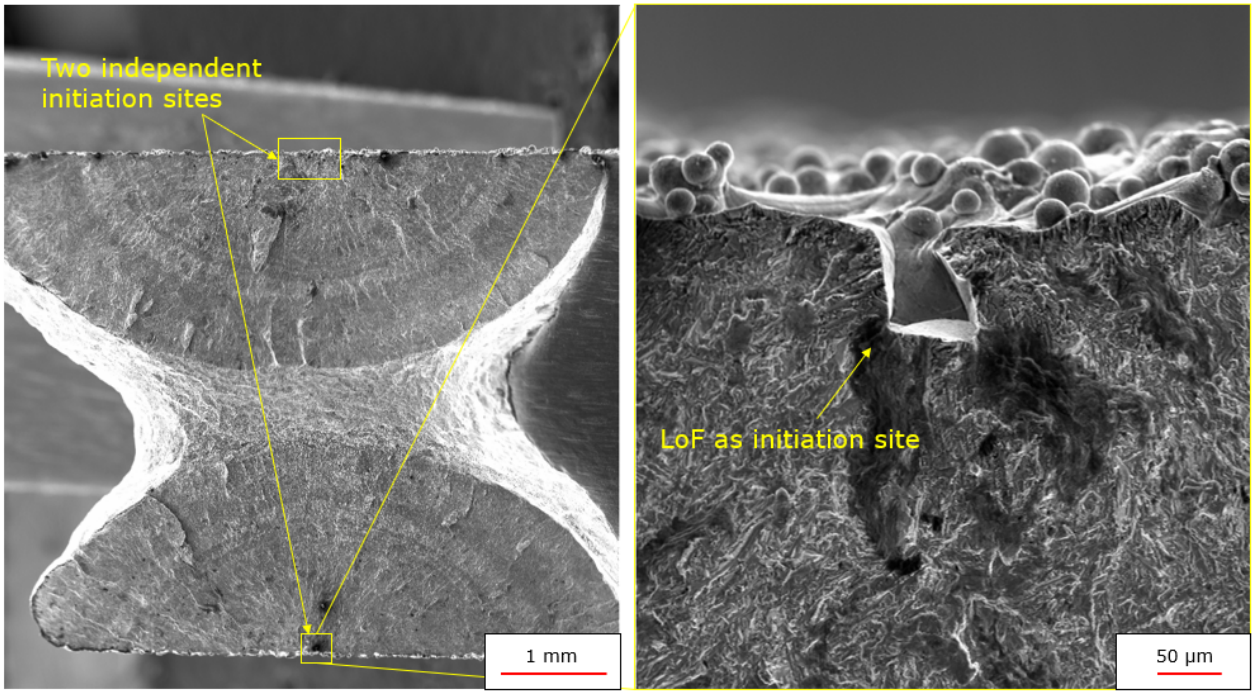


FIGURE 4.18 Fractography of cruciform specimen #5, the initiation site is highlighted. Failure step = 250 MPa and N_{fail} = 426 954 cycles

In Section 4, the novel high-cycle vibration-based fatigue test for pure shear loading was successfully applied to characterize the fatigue behavior of additively manufactured Ti-6Al-4V with as-built sur-

faces, addressing the second main goal of this study. The fatigue results were consistent with values reported in the literature under similar conditions, reinforcing the reliability of the methodology. It was also observed that all crack initiations occurred far from the specimen edges and within the highly stressed zone (HSZ). Fractography analysis further confirmed that fatigue crack initiations were from surface features typically associated with as-built surfaces under pure shear loading.

4.5 Conclusions and future work

The importance of characterizing the fatigue behavior for loading scenarios more complex than an uniaxial stress state is major. In this study, a novel high cycle vibration-based methodology was successfully developed to investigate the fatigue behavior of plate specimens under pure shear loading. The biaxial nature of shear loading was leveraged to design a cruciform plate specimen to perform high-frequency fatigue tests. The use of plate specimens promotes an ideal environment for the investigation of the impact of surface features on pure shear fatigue behavior, as plate specimens, in contrast to cylindrical ones, offer improved crack visibility and accessibility. The vibration results at around 700 Hz were shown to accurately represent the fatigue strength obtained from torsion fatigue tests conducted at frequencies 140 times lower. In practice, it represents completing a 10^6 cycles stress step in 30 minutes instead of 55 hours. For longer fatigue lives, the benefit of using a shaker for pure shear fatigue tests grows exponentially.

The study focused on two main goals : to design a geometry that induces a pure shear stress state when in resonance and to use this geometry to investigate the fatigue behavior of the Ti-6Al-4V additively manufactured via L-PBF with as-built surfaces.

First, an iterative protocol based on two numerical analyses and an experimental validation was followed until all the design requirements were validated. The numerical results indicated that the high stress zone of the specimen was uniformly subjected to a pure shear stress state across its entire volume. The pure shear stress state was experimentally validated with an instrumented cruciform specimen, and an experimental biaxility factor β_{exp} = -0.98 was calculated.

Secondly, this geometry was used to investigate the fatigue behavior of the Ti-6Al-4V additively manufactured via L-PBF with as-built surfaces. The results obtained by vibration-based fatigue tests presented low scatter and, most importantly, were consistent with values reported in the literature. Fractography analysis showed that all crack initiation sites were located inside the HSZ and far from the edges. From a macroscopic point of view, all fractures occurred along the maximum principal stress plane. The fatigue failures of all the specimens were associated with crack initiations from surface features typically found for as-built surfaces under pure shear loading.

Regarding future work, there are numerous potential directions to consider. Ongoing work is being carried out to use this methodology to investigate the impact of different surface finishes on the fatigue behavior of plate specimens. The use of mirror polished specimens would enlighten the critic

aspects of crack behavior for additive manufactured components, as chemically etched ones could clarify the impact of discontinuities shape and distribution in fatigue behavior. On the other hand, a similar iterative protocol can be applied in order to develop different geometries to assess other stress states in resonance. Current work focuses on different biaxility factors to explore additional multiaxial stress states. The combination with these torsion results with other stress states, can be useful to develop or validate multiaxial fatigue criteria in the future.

Acknowledgments

This work was supported by National Sciences and Engineering Research Council of Canada (NSERC, grant number ALLRP 580210-22 (2022-2023)) and the Safran Group. The help of technologists, Nicolas Jacquot and Fabrice Danet from École Polytechnique Montreal is gratefully acknowledged.

CHAPITRE 5 ARTICLE II : EFFECT OF SURFACE DISCONTINUITIES AND CHEMICAL ETCHING ON MULTIAXIAL FATIGUE STRENGTH OF L-PBF TI-6AL-4V.

Référence complète : Varela de Albuquerque Dupke, A., Pessard, É., Mellé, D., Ross, A., Brochu, M. (2026). Effect of surface discontinuities and chemical etching on multiaxial fatigue strength of L-PBF Ti-6Al-4V. Manuscript under review. Submitted to International Journal of Fatigue on November 27th 2025. Manuscript Number : IJFATIGUE-D-25-01829.

Abstract : This work investigates the effect of surface discontinuities and chemical etching on the multiaxial fatigue strength of L-PBF Ti-6Al-4V. To this end, as-built, chemically polished, and mirror polished specimens were studied. The influence of chemical and mirror polishing on surface finish was first assessed. Both treatments led to a significant reduction in surface roughness (Ra) compared to the as-built condition. However, complete removal of surface discontinuities was not achieved, and fatigue cracks consistently initiated from remaining surface discontinuities. Moreover, innovative vibration-based fatigue tests were developed to achieve high-frequency loading in pure shear and combined shear-bending at 700 and 1000 Hz, respectively. The three surface conditions were tested under three different stress states : uniaxial bending, pure shear and combined shear-bending. The local stress states were assessed through numerical modelling, and these results were combined with the measured size of critical discontinuities to evaluate their effect on purely alternating multiaxial fatigue strength. The data were analysed in terms of hydrostatic and shear stress amplitude components to assess their respective influence on fatigue strength. A bilinear approach enabled the division of the multiaxial fatigue strength behaviour into two distinct linear domains. In the presence of discontinuities and at high hydrostatic stress levels, the shear stress amplitude at failure appears to be independent of the applied hydrostatic stress amplitude. However, in the low hydrostatic stress domain, the shear stress amplitude at failure exhibits a significant decrease with increasing hydrostatic stress.

Keywords : Multixial fatigue, L-PBF Ti-6Al-4V, HCF, vibration-based fatigue test, surface finish, hydrostatic stress, surface discontinuities.

Nomenclature

Acronyms and Symbols

HCF	High-cycle fatigue
MAPE	Mean Absolute Percentage Error
AIC	Akaike Information Criterion
ML	Maximum Likelihood
L-PBF	Laser Powder Bed Fusion
SSD	Steady-State Dynamics
EDM	Electrical Discharge Machining
HSZ	High-stress zone
BD	Build direction
LOF	Lack of fusion
SEM	Scanning Electron Microscope
ω	Angular frequency
t	Time
R	Load ratio
$\bar{\bar{\sigma}}$	Resultant stress tensor
σ_{ij}	Stress on the plane normal to i in the direction j
σ_I	First principal stress
$\sigma_{I,a}$	Amplitude of the first principal stress
σ_{II}	Second principal stress
$\sigma_{II,a}$	Amplitude of the second principal stress
σ_a	Stress amplitude
$\sigma_{H,\max}$	Maximum hydrostatic stress
$\sigma_{a,\max}$	Maximum stress amplitude
$\sigma_{\mathrm{VM},a}$	Von Mises equivalent stress amplitude
σ_f	Uniaxial fatigue strength
τ_a	Shear stress amplitude
τ_{local}	Local shear stress
$\tau_{\max}$	Maximum shear stress

τ_f	Shear fatigue strength
τ_i	Applied shear stress at step i
$\Delta\sigma$	Stress increment
N_{fail}	Number of cycles to failure
N_{life}	Fatigue life
β	Biaxiality factor
β_{mean}	Mean biaxiality factor
β_{local}	Local biaxiality factor
β_{num}	Numerical biaxiality factor
β_{exp}	Experimental biaxiality factor
R_a	Arithmetic mean roughness
a	Dang Van slope parameter
b	Dang Van second parameter
$a_{(\sqrt{\text{area}})}$	Dang Van slope parameter as a function of $\sqrt{\text{area}}$
$b_{(\sqrt{\text{area}})}$	Dang Van second parameter as a function of $\sqrt{\text{area}}$

5.1 Introduction

Laser powder bed fusion (L-PBF) is a widely adopted additive manufacturing process in the aerospace sector. A major barrier to its full utilization is the creation of surface discontinuities during fabrication. These discontinuities are specially damaging in high cycle fatigue (HCF) applications, as they act as stress concentrators serving as privileged initiation sites. Conventional mitigation relies on machining to remove the extreme surface layer, but complete tool access is frequently impossible for complex geometries, particularly for components with internal channels. Chemical etching has been studied as an alternative method to reduce roughness and enhance fatigue strength for complex geometry components.

Bezuidenhout et al. [19] studied chemical etching using HF–HNO_3 baths with varying HF concentration and show that the reduction in roughness is inversely proportional to the HF content. At the highest concentrations of HF, almost all surface artifacts were eliminated, leading to roughness levels close to machined specimens (Ra = 1 µm). Melle et al. [20] analyzed the effect of chemical bath exposure time and described the process kinetics. Initially, the removal of adhered particles takes place, followed by a progressive reduction in peak–valley amplitude. After a certain exposure duration, a plateau is reached, beyond which surface modifications become minimal. With a fixed HF–HNO_3 concentration, Persenot et al. [21] reported not only a decrease in Ra but also an increase in the radius at the root of discontinuities. This rounding is structurally beneficial for fatigue applications leading to lower stress concentrations due to surface discontinuities. The HF–HNO_3 polishing studied by Bezuidenhout et al. [19] results in a clear increase in the fatigue strength of L-PBF Ti-6Al-4V specimens. For uniaxial tests at 4 x 10^4 cycles, the fatigue strength increases from

540 to 710 MPa (R = -1) after chemical polishing. In the work of Melle et al. [20], a progressive increase was observed up to 94% of the uniaxial fatigue strength of a machined specimen.

Multiple studies have quantified the deleterious effect of as-built surface discontinuities on fatigue strength, with the majority of available data obtained under uniaxial loading. In practice, residual stresses, geometric stress concentrators, and loading interactions often combine to locally generate multiaxial stress states. The presence of a discontinuity triggers distinct material responses depending on the local stress state. Accordingly, the characterization of the multiaxial fatigue response is essential for reliable fatigue life prediction and the design of effective post-processing strategies. Regarding multixial stress states, the impact of the reduction in surface roughness on fatigue strength is mostly investigated comparatively between as-built and machined specimens. Vayssette et al. [3] used cylindrical specimens to compare the fatigue strength under torsion of L-PBF Ti-6Al-4V for these two surface finishes. For the same fatigue life of around 10^6 cycles, the fatigue strength doubled from 200 to 400 MPa after machining. Molaei et al. [2] and Fatemi et al. [1] observed around 44% and 17%, respectively, of fatigue strength increase after machinig. A similar trend was observed by Renzo et al. [4] when comparing as-built and machined in-phase torsion-traction L-PBF Ti-6Al-4V specimens with an increase of 49%. Fatemi et al. [1] and Molaei et al. [2] also studied an in-phase torsion-traction stress state and observed fatigue strength increase after machining.

For more complex stress states, the available literature becomes rarer due to the high costs and long duration of fatigue testing. Under pure torsion, test frequencies are typically around 5 Hz and can reach up to 20 Hz on high-performance machines. Under combined torsion-traction, achievable frequencies are even lower. Molaei et al. [2] reported multiaxial tests conducted between 1 and 12 Hz, corresponding approximately at 278 and 23 hours, respectively, to reach 10^6 cycles. A systematic understanding of fatigue mechanisms using conventional methods requires expensive and time-consuming test campaigns. Improving testing methods would allow a more efficient evaluation of diverse stress states and surface finishes combinations.

This work investigates the effect of surface discontinuities and chemical etching on the multiaxial fatigue strength of L-PBF Ti-6Al-4V. An innovative vibration-based approach is employed to evaluate fatigue strength under pure shear and combined shear-bending. The methodology exploits resonance mode shapes to generate controlled stress states in the specimens at frequencies above 700 Hz. After the presentation of the methodology, the first part of the results is dedicated to the effect of chemical etching on the surface finish of L-PBF Ti-6Al-4V. This is followed by an analysis of the local stress state at the crack initiation site and the evaluation of critical discontinuities. Finally, all results are used to discuss the influence of surface discontinuities on the multiaxial fatigue strength of L-PBF Ti-6Al-4V. A bilinear discontinuity-sensitive behaviour was identified and is used to explain how surface discontinuities affect fatigue strength under different purely reversed stress states.

5.2 Materials and methods

5.2.1 LPBF Ti-6Al-4V plates manufacturing

The titanium alloy used to manufacture the plates is the ASTM Standard B348-13 Grade 23 powder. A commercial LPBF machine using the constructor's recommended manufacturing parameters for Ti-6Al-4V is employed. The powder size was between 26 µm and 53 µm and the plates where built with powder that had been recycled a maximum of 5 times. Batches of ten plates with dimensions of 120 × 120 × 7 mm were vertically fabricated, as illustrated in Figure 5.1. After manufacturing, the plates were randomly divided into three groups corresponding to the different surface finishes. Details about the surface finishes are provided in Section 2.3.

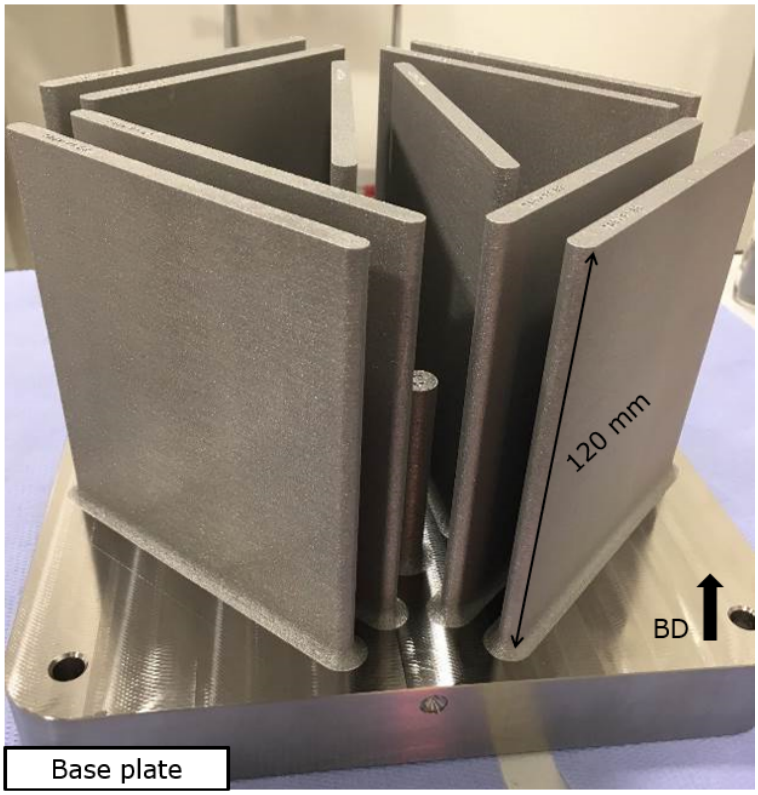


FIGURE 5.1 The base plate with 10 Ti-6Al-4V plates. The building direction (BD) is highlighted.

5.2.2 Heat treatments

To relieve residual stresses, an initial heat treatment was performed at 730°C for 2 hours before separating the plates from the base plate. Subsequently, a two-step heat treatment was conducted : first at 940°C for 1 hour, followed by a second at 650°C for 2 hours. No hot isostatic pressing (HIP) was applied, and no external pressure was introduced during the heat treatments.

The heat treatment applied in this study followed the procedure proposed by Vrancken et al. [40]. Among the evaluated conditions, this protocol provided tensile properties exceeding ASTM requirements for both forged (ASTM F1472) and cast (ASTM F1108) Ti-6Al-4V, while preserving deformability above the minimum specified limits. Representative micrographs obtained along the longitudinal and transverse directions relative to the build orientation are shown in Figures 5.2(a) and 5.2(b). The material exhibits an α - β isotropic lamellar microstructure without preferential orientation, with some α-phase aggregates indicated by arrows in Figure 5.2. For the specimens with mirror polishing, a supplementary stress relieve heat treatment of 650°C for 2h was employed in order to avoid induced polishing stress. The cooling rate was controlled to not exceed 5°C/min.

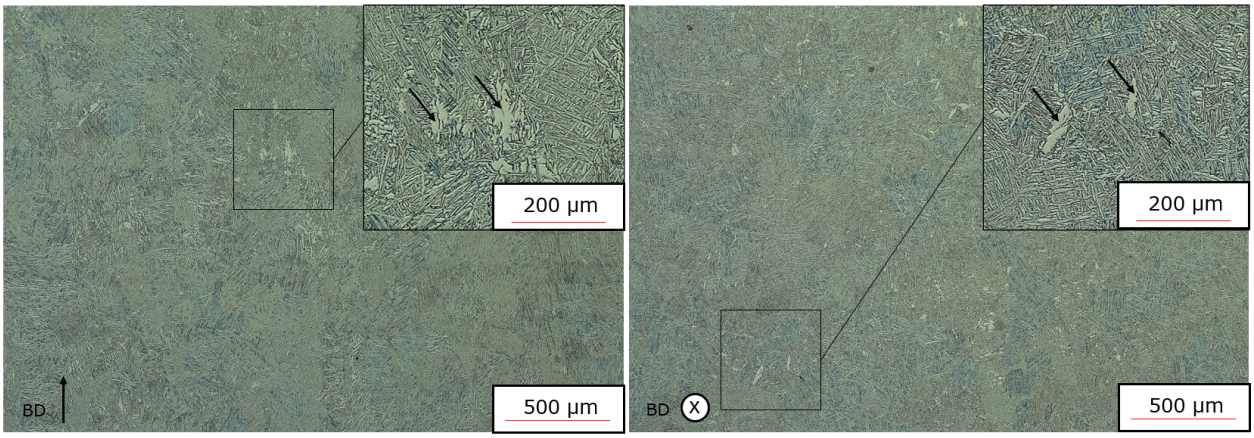


FIGURE 5.2 Lamellar microstructure α - β obtained after the heat treatment. A longitudinal orientation to the build orientation (BD) is presented on (a) and a transversal one on (b).

5.2.3 Surface finishes

Three surface finishes were studied : as-built, chemically etched and mirror polished. For the as-built ones, both upper and lower surfaces of the specimens were preserved. The chemically etched specimens stayed at a slowly stirred etching solution containing hydrofluoric acid and maintained at 40°C in a 65 L bath for 40 minutes. The composition of the bath was monitored to be reproducible. The etching solution composition is confidential and its effectiveness in reducing surface roughness has been demonstrated at Melle et al. [20] work. Finally, the mirror polished specimens were first machined to remove the first 500 µm of the extreme surface. After, the specimens were mechanically polished using progressively finer SiC abrasive papers followed by final polishing using diamond suspensions down to 1 µm until a mirror polished surface was obtained. The surface finishes were characterized using a Bruker Contour GT interferometer with a X5 objective and a X1 field of view adapter. The roughness parameters were measured in accordance with ASTM F3624-23, with three repeated measurements for each specimen. Areas of 6.25 mm² were selected for each measurement. Optical observations were made using a Keyence VHX 7000 microscope. The roughness parameters

were used as an indicator of surface roughness to differentiate the surface finish of the specimens. The roughness parameters were not used to establish any correlation with fatigue strength.

5.2.4 Fatigue testing

In this paper, all fatigue tests were performed using flat specimens extracted from L-PBF plates. On the surface of the flat specimen, the stress tensor can be expressed as $\bar{\sigma} = \begin{pmatrix} \sigma_{xx} & 0 \\ 0 & \sigma_{yy} \end{pmatrix}_{\vec{x}\vec{y}}$. The x and y reference frame specified for each specimen in Figure 5.3 was chosen so that the x and y directions match the principal directions imposed by the loading. With the (x, y) coordinate system, the biaxiality factor (β) could be defined as : $\beta = \frac{\sigma_{II}}{\sigma_I} = \frac{\sigma_{yy}}{\sigma_{xx}}$. Fatigue strength was evaluated under three stress states : uniaxial bending, pure shear and combined shear-bending. The stress tensors for the three stress states can be written as :

$$\bar{\sigma}_{\text{uniaxial bending}} = \begin{pmatrix} \sigma_I & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix}_{\vec{x}\vec{y}}$$

$$\bar{\sigma}_{\text{pure shear}} = \begin{pmatrix} \sigma_I & 0 \\ 0 & -\sigma_I \end{pmatrix}_{\vec{x}\vec{y}}$$

$$\bar{\sigma}_{\text{combined shear-bending}} = \begin{pmatrix} \sigma_I & 0 \\ 0 & -0.45\,\sigma_I \end{pmatrix}_{\vec{x}\vec{y}}$$

The uniaxial bending fatigue tests were performed using a Rumul Cracktronic®. The multiaxial fatigue tests for pure shear and combined shear-bending stress states were performed using an electrodynamic shaker. This section presents the details about these methodologies.

Uniaxial fatigue testing

The uniaxial bending fatigue tests were performed using a Rumul Cracktronic® at R = -1. The machine has an excitation system to generate the sinusoidal dynamic load on the specimen. The uniaxial bending fatigue tests were performed at around 70 Hz using the geometry presented at Figure 5.3(a). The step-loading was used to obtain the fatigue strength of the material for a 10^6 cycles fatigue life. The main goal of the step-loading method is to obtain one fatigue strength per specimen, allowing it later on to be correlated with its critical discontinuity size. The procedure consists of applying a constant stress amplitude ($\sigma_{i,a}$) for a fixed number of cycles (N_{life}). If no fatigue damage is detected, the stress amplitude is increased by $\Delta\sigma_a$. When failure occurs, the fatigue strength (σ_f) is estimated by linear interpolation between the number of cycles at failure (N_{fail}) and the previous stress step ($\sigma_{i-1,a}$), as described in Equation 5.1. In a uniaxial bending stress

state, only one stress component is non-zero. Consequently, the biaxiality factor for this condition is $\beta = \frac{\sigma_{yy}}{\sigma_{xx}} = 0$.

$$\sigma_f = \sigma_{i-1,a} + \Delta\sigma_a \left(\frac{N_{\text{fail}}}{N_{\text{life}}} \right) \tag{5.1}$$

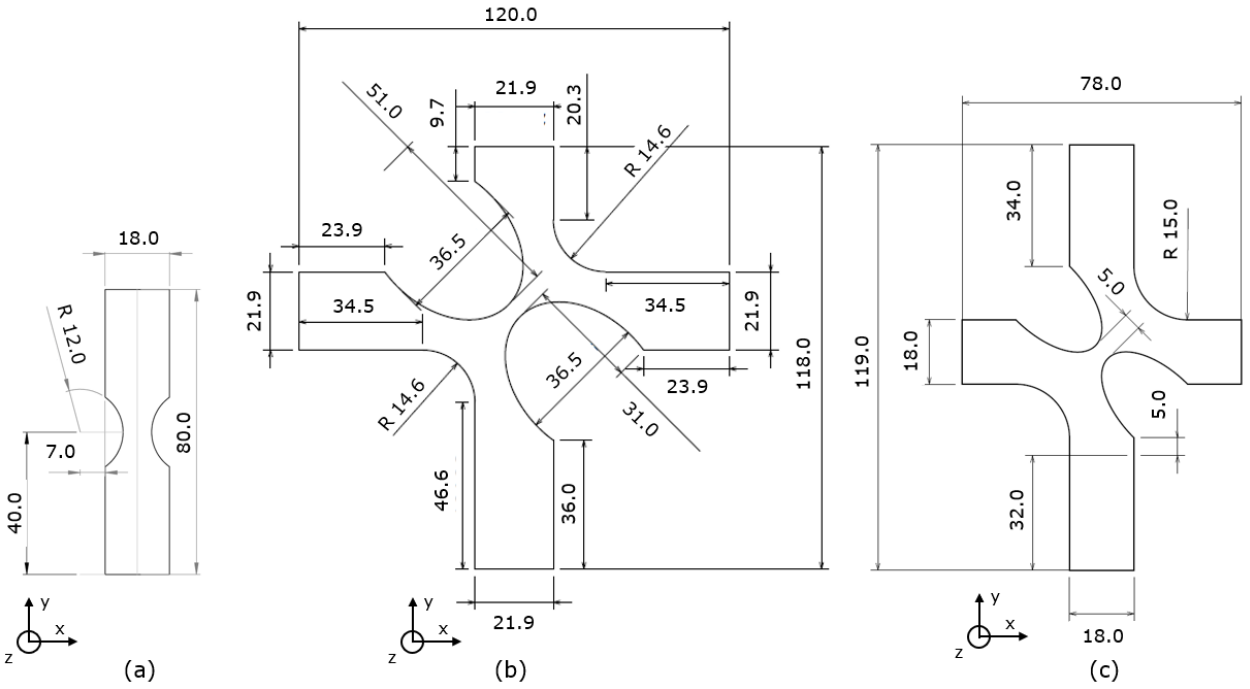


FIGURE 5.3 Geometries used to perform (a) uniaxial bending, (b) pure shear and (c) combined shear-bending fatigue tests. All dimensions are in mm. Tolerances were set at ±0.1 mm

Multiaxial fatigue testing

A Sentek 6kN electrodynamic shaker was used to perform the pure shear and the combined shear-bending fatigue tests. It consists in a specialized equipment used for vibration testing. The utilization of this equipment for fatigue tests was proposed by George [12]. By applying a controlled vertical base excitation on a clamped specimen it creates a bending moment. By changing the geometry of the specimen and carefully studying its dynamic response, different stress states can be induced. In the case of this study, pure shear and combined shear-bending are investigated.

The fatigue tests are conducted under displacement-controlled conditions, where the imposed displacement determines the stress level applied to the specimen. The experimental set-up comprises a Keyence LK-G152 displacement sensor, a PCB 352C33 uniaxial accelerometer, and an LMS SCADAS® (Signal Conditioning and Data Acquisition System) controller. The LMS SCADAS operates as a real-time closed-loop controller. It continuously measures the displacement signal from the

sensor and compares it with the target command. Based on this feedback, the controller automatically adjusts acceleration and frequency to ensure that the actual displacement precisely follows the desired amplitude. Through this feedback mechanism, the system maintains a stable and accurately controlled stress level in the specimen throughout the entire test.

Pure shear fatigue tests For pure shear fatigue tests, the geometry used is proposed by Varela de Albuquerque Dupke et al. [42]. This geometry allows pure shear tests at around 700 Hz using a cruciform specimen, presented in Figure 5.3(b). The pure shear stress state is achieved during the fourth resonance mode due to the 180°phase shift between the oscillations of the specimen tips. In other words, $\sigma_{xx}(t) = \sigma_a \sin(\omega t)$ when $\sigma_{yy}(t) = \sigma_a \sin(\omega t + \pi)$ for a certain stress amplitude (σ_a), angular frequency (ω) and time (t). Therefore, $\sigma_{xx}(t) = -\sigma_{yy}(t)$ for all angular frequencies, resulting in a biaxiality factor $\beta = \frac{\sigma_{yy}}{\sigma_{xx}} = -1$. The experimental stress state validation, the stability in stress during the tests, as well the comparison between results obtained by the vibration-based method and conventional torsion tests are available in Varela de Albuquerque Dupke et al. [42].

For the innovative pure shear tests, the biaxiality factor at the specimen center is $\beta_{local} = \frac{\sigma_{yy}}{\sigma_{xx}} = -1$. Moving away from the center, β_{local} progressively deviates from this ideal value. To quantify this variation, numerical simulations were performed using ABAQUS®. Figure 5.4(a) shows the spatial distribution of β_{local} while Figure 5.4(b) presents the corresponding maximum shear stress field. The center of the specimen coincides with the region of maximum shear stress and the target biaxiality condition (β_{local} = -1), confirming the achievement of a pure shear state. These modelling results will later be used to characterize the local stress state according to the fatigue crack initiation site.

The step-loading was used to obtain the fatigue strength for 10^6 cycles. All tests were performed at a load ratio (R) of -1. Temperature raises proved to be negligible in this case, as stated by Varela de Albuquerque Dupke et al. [42]. The exact test frequency depended on the specimen thickness. As-built specimens, 5 mm thick, presented resonance frequency of approximately 670 Hz. Chemically etched and mirror polished specimens, 6 mm thick, presented resonance at around 710 Hz. The slight difference in thickness led to a 1.9% variation in the high stress zone size, which was considered negligible for the remainder of the study. As a result of the high testing frequency, pure shear fatigue strength for 10^6 cycles can be obtained within approximately 24 minutes.

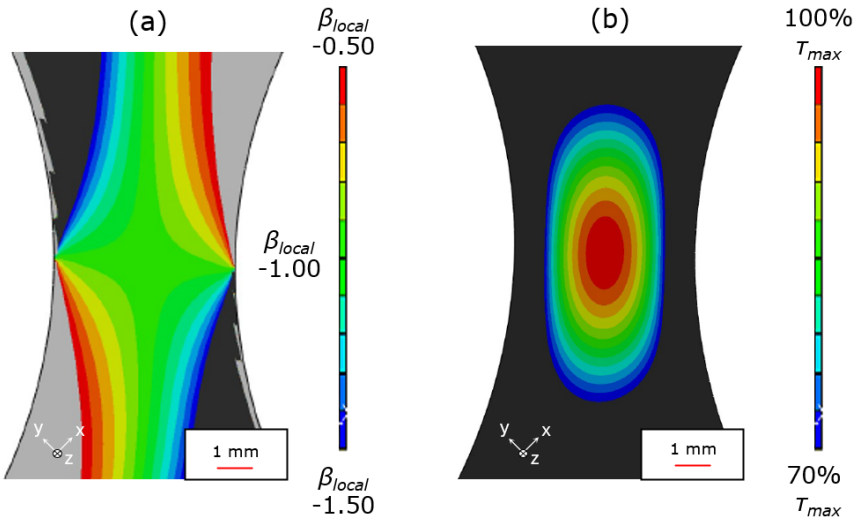


FIGURE 5.4 β_{local} distribution in (a) and (b) presents the corresponding maximum shear stress field for the pure shear geometry.

Combined shear-bending fatigue tests The goal with this third geometry is to obtain an intermediate stress state between uniaxial bending (β = 0.00) and pure shear (β = -1.00). The combined shear-bending fatigue tests were developed as a variation of the vibration-based pure shear fatigue tests. By changing the proportion of the tips' length of the specimen, a different stress states with β = -0.45 can be achieved. The final geometry is presented in Figure 5.3(c). The target stress state occurs during the third resonance mode, at around 1000 Hz. The displacement (U) pattern is presented in Figure 5.5. Special attention was given to ensuring that adjacent resonance frequencies were sufficiently separated (by approximately 200 Hz) to prevent mixed-modes. The influence of nearby resonance modes could alter the stress distribution, which is undesirable in vibration-based fatigue testing.

As for the pure shear specimens, the center of the specimen presents the target stress state of β_{local} = -0.45. Moving away from the center, β_{local} progressively deviates from this ideal value. Similarly, numerical simulations were performed using ABAQUS® to quantify this variation. Figure 5.6(a) shows the spatial distribution of β_{local} while Figure 5.6(b) presents the corresponding maximum Von mises stress field. Von mises stress was used in order to acknowledge both shear and normal stresses. The center of the specimen coincides with the region of maximum Von mises stress and the target biaxiality factor (β_{local} = -0.45), confirming the achievement of an intermediate stress state between uniaxial bending and pure shear stress state. These modelling results will later be used to characterize the local stress state according to the fatigue crack initiation site.

The step-loading was used to obtain the fatigue strength for 10^6 cycles. All tests were performed at a load ratio (R) of -1. The test frequency was influenced by specimen thickness. As-built specimens with a thickness of 7 mm exhibited a resonance frequency of approximately 1100 Hz, whereas

chemically etched specimens with a thickness of 6 mm resonated near 990 Hz. The thickness variation resulted in a 2.1% change in the size of the high stress zone, which was considered insignificant for the remainder of the study. The influence of potential stress gradients resulting from thickness variations was not considered in the present case.

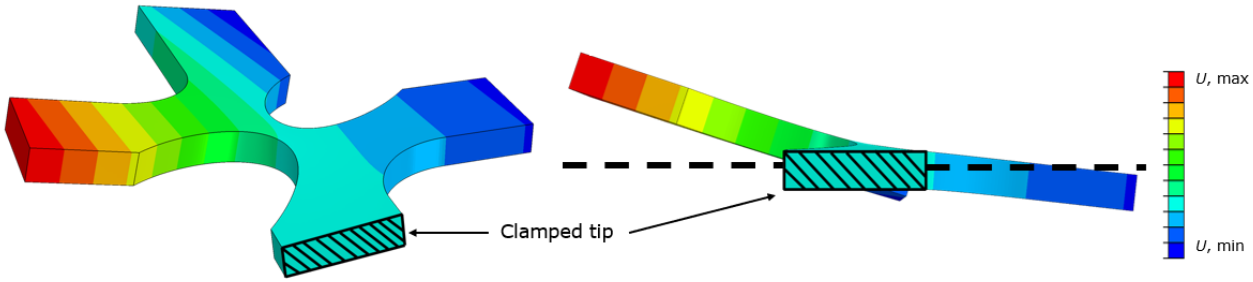


FIGURE 5.5 Third mode displacement pattern of the combined shear-bending specimen is shown in two perspectives. The clamped tip is indicated for both views.

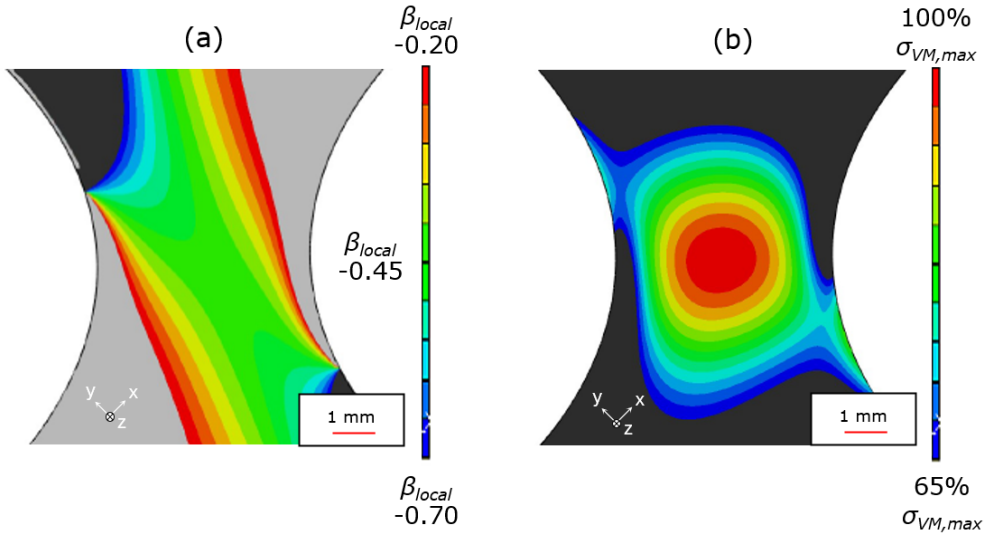


FIGURE 5.6 β_{local} distribution in (a) and (b) presents the corresponding maximum Von mises stress field for the combined shear-bending geometry.

In order to experimentally confirm the target stress state, a strain rosette was applied in the center of the specimen. The resultant stress distribution overall is presented in Figure 5.7(a) as Figure 5.7(b) presents the rosette placement and the orientations of the measured strains. The size of the strain rosette was carefully selected and it was placed at a region of homogeneous strains. Each individual gage has a length (l in Figure 5.7(b)) of 0.36 mm, and the complete matrix (comprising the three gages and preattached cables) measures 2.2 $\times$ 3.9 mm. The strain values were recorded

at a rate of 20 kHz during resonance. Figure 5.8 presents the behaviour of the stresses $\sigma_{xx}(t)$ and $\sigma_{yy}(t)$ over time. For the combined shear-bending specimens, the shift between the tips' oscillations is preserved, while the amplitudes are different for $\sigma_{xx}(t)$ and $\sigma_{yy}(t)$. Experimentally, a 172°phase shift was observed. In practice, it means that the maximum stresses at $\sigma_{xx}(t)$ and $\sigma_{yy}(t)$ are not attained at the same instant. The experimental biaxiality factor was then calculated when $\sigma_{xx}(t)$ was at maximum, resulting in $\beta_{exp} = \frac{\sigma_{yy}}{\sigma_{xx}} = \frac{-20.5}{41.8} = -0.49$. The slight phase shift difference generated a 4% impact on $\sigma_{yy}(t)$. This dissimilarity was considered negligible for this case. The stress components were calculated assuming linear elastic behaviour, according to Hooke's law. Each stress component was determined based on the strain response measured by each strain gage during a frequency sweep. It is important to mention that numerical models calculate strain at discrete points within the model, providing localized values of strain, while the strain rosette measures the average strain over the physical area covered by the sensing grid. The slight difference between the β_{local}= -0.45 from numerical simulations and β_{exp}= -0.49 obtained with a strain rosette may be associated with this fact.

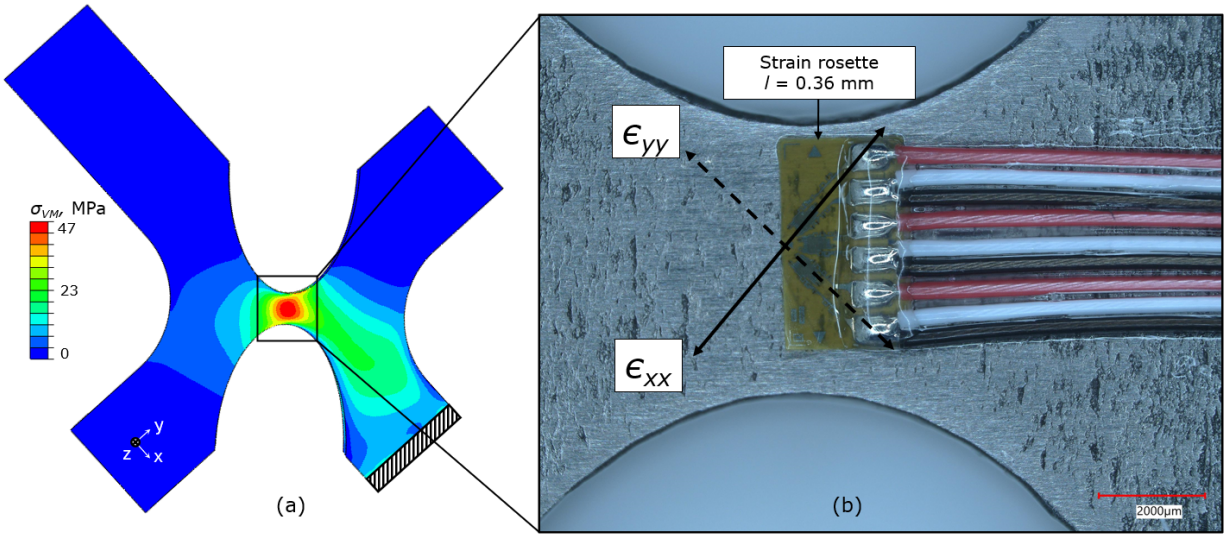


FIGURE 5.7 Von Mises stress distribution for the combined shear-bending specimen. A photo of the center of the specimen with the strain rosette attached is shown. The orientation of ϵ_{xx} and ϵ_{yy} is indicated.

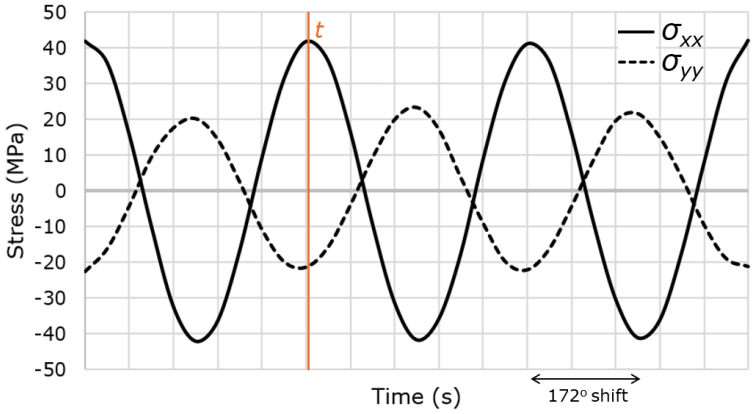


FIGURE 5.8 Stresses $\sigma_{xx}(t)$ and $\sigma_{yy}(t)$ calculated from strain rosette response for the combined shear-bending specimen. Time t when the stresses are at their maximum is highlighted.

To ensure that no temperature rise occurred during the fatigue tests, the self-heating phenomenon was investigated using a VEVOR SC240M thermal camera. Three exposures of 2 x 10^4 cycles were recorded during the highest stress level of 250 MPa and a maximum temperature rise of 5°C was observed. The absence of self-heating is attributed to the small loading volume compared with the overall specimen size, to the relatively short test duration (16 minutes) and the displacement of the specimen tips, which facilitated efficient heat dissipation. Accordingly, the self-heating effect was considered insignificant in this study. Note that self-heating depends strongly on both the material and the test conditions, so each case should be assessed carefully.

To summarize, Table 5.1 presents all the testing conditions, including stress states and surface finishes.

Stress state, β	***R***	**Surface finish**	***N* specimens**
Uniaxial bending, $\beta = 0$	-1	As-built	11
		Chemically etched	14
		Mirror polished	15
Pure shear, $\beta = -1$		As-built	9
		Chemically etched	15
		Mirror polished	10
Combined shear-bending, $\beta = -0.45$		As-built	11
		Chemically etched	13

TABLEAU 5.1 Summary of the fatigue tests performed including stress states, surface finish and number of specimens.

After testing, fractography analyses were performed using a scanning electron microscope (SEM) to characterize the critical discontinuities responsible for fatigue crack initiation. The size of each discontinuity was quantified following the method proposed by Murakami and Endo [7]. It uses the $\sqrt{\text{area}}$ parameter, defined as the square root of the projected area of the discontinuity on a plane perpendicular to the maximum principal stress. For highly elongated discontinuities, where the width is approximately ten times greater than the depth, the approximation $\sqrt{\text{area}} = \sqrt{10} \times \text{depth}$ was used. The $\sqrt{\text{area}}$ parameters were measured on both halves of each specimen, and the values used correspond to the average of these two measurements.

5.2.5 Specimen extraction and preparation

Once the plates were manufactured and the surfaces were chemically treated or machined, the specimens were extracted from the plates using Electrical Discharge Machining (EDM). The extraction orientation was carefully selected to evaluate the mechanical response in the most critical and potentially vulnerable configuration for each stress state. Figure 5.9 presents the extraction orientation comparing the building layers and the critical stress planes. For uniaxial bending fatigue specimens in Figure 5.9(a), the interlayer orientation was aligned parallel to the maximum principal stress plane (σ_{max}). In the case of pure shear and combined shear-bending specimens in Figure 5.9(b) and (c), the interlayer was oriented parallel to the maximum shear stress plane (τ_{max}). The EDM affected zone was removed by SiC sandpaper polishing. The edges were rounded in order to avoid stress concentration effects.

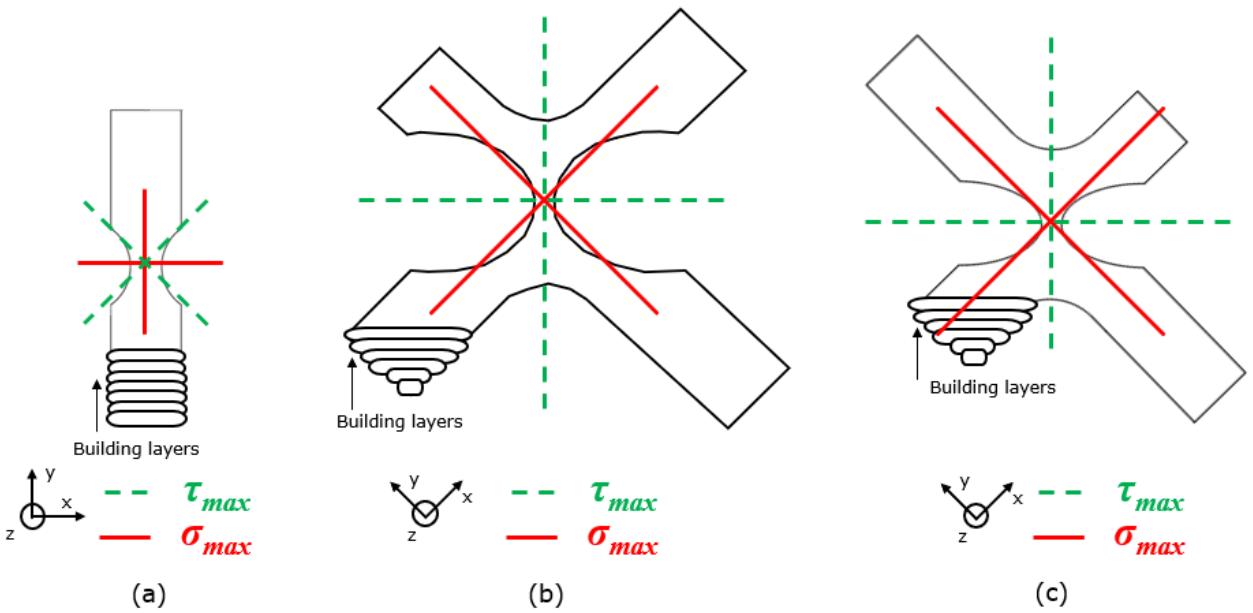


FIGURE 5.9 Extraction orientation of (a) uniaxial bending, (b) pure shear and (c) combined shear-bending specimens. The maximum principal and shear stress planes (σ_{max} and τ_{max}, respectively) are represented. The orientation of the building layers is presented.

5.3 Results and discussion

This section is divided in four parts. The effect of chemical etching on surface finish is discussed first, followed by the local stress assessment. The killer discontinuity characterization is presented in the third part. Finally, the impact of discontinuities on multiaxial fatigue strength of L-PBF Ti-6Al-4V is discussed.

5.3.1 Effect of chemical etching on surface finish

The effectiveness of chemical etching on improving surface finish was initially validated by a reduction in the arithmetical mean height (Ra). The as-built specimens had an $Ra = 11$ µm, and after chemical etching, a 55% decrease was observed, resulting in an $Ra = 6$ µm for the etched specimens. The mirror polished specimens presented $Ra = 0.07$ µm. Figure 5.10 presents a representative scan of each surface finish investigated. A clear difference between the surface finishes can be observed. The maximum heights in the as-built specimens (Figure 5.10 (a)) are mostly from partially melted particles adhered to the surface. Observing the chemically etched surface (Figure 5.10 (b)), it is 'cleaner' than the as-built surface, since most of the adhered particles were eliminated. Some low-height features in blue are also more noticeable. The mirror polished scan (Figure 5.10(c)) exhibits the smoothest surface, with height variations between the maximum and minimum of approximately

2 µm. Similar to the chemically etched surfaces, a few low-height blue features remain visible even after mirror polishing.

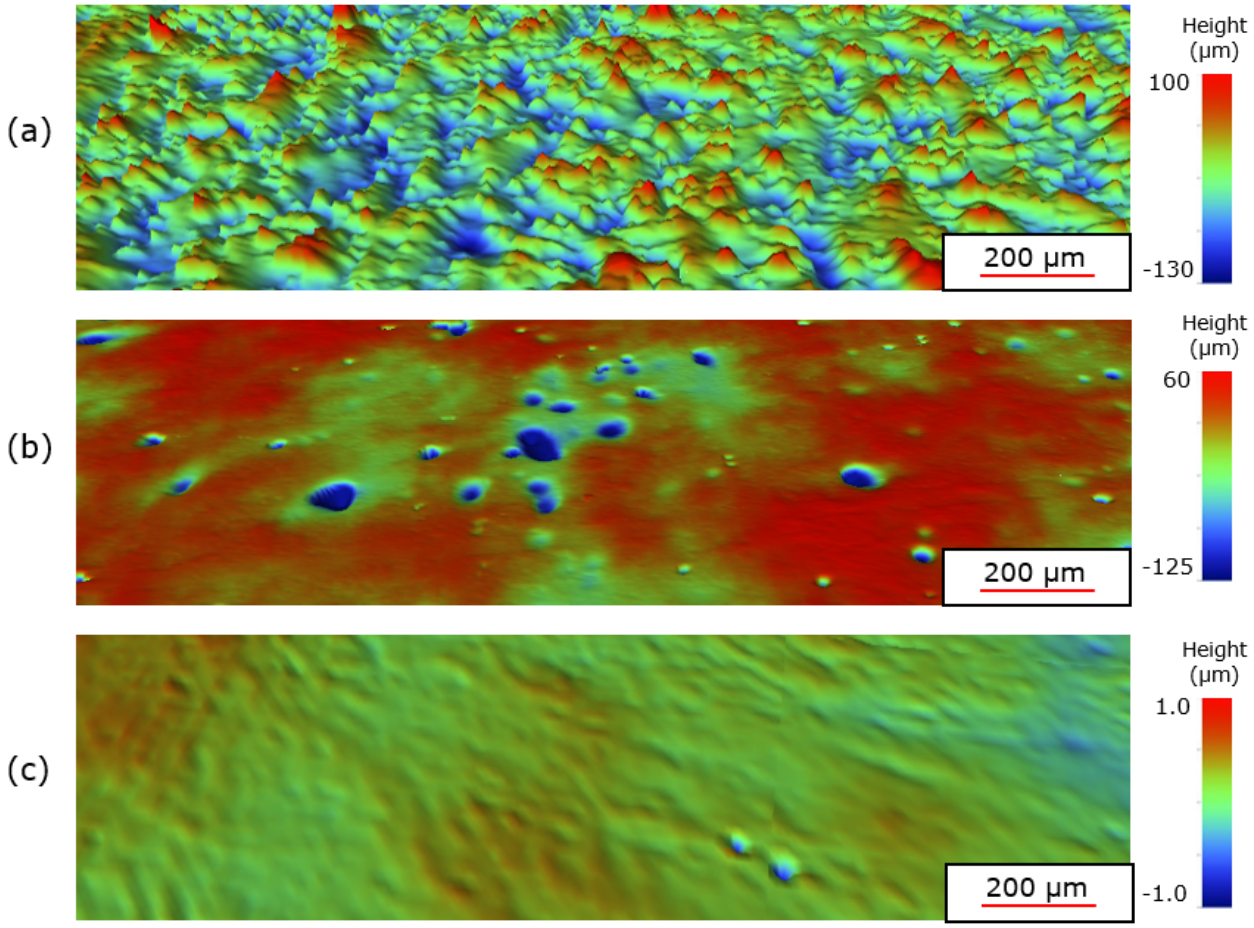


FIGURE 5.10 Representative surface scans of (a) as-built, (b) chemically etched and (c) mirror polished surfaces. The colourbar represents the local height (z-axis).

Figure 5.11 presents a SEM observation of a transversal section of as-built (Figure 5.11 (a)), chemically etched (Figure 5.11 (b)) and mirror polished (Figure 5.11 (c)) specimens. Discontinuities observed in Figure 5.11(b) are indicated with white arrows and reinforce that chemical etching alone was not capable of completely remove all the surface irregularities. While mirror polished resulted in the smoothest surface of all, residual discontinuities can also be observed in Figure 5.11(c).

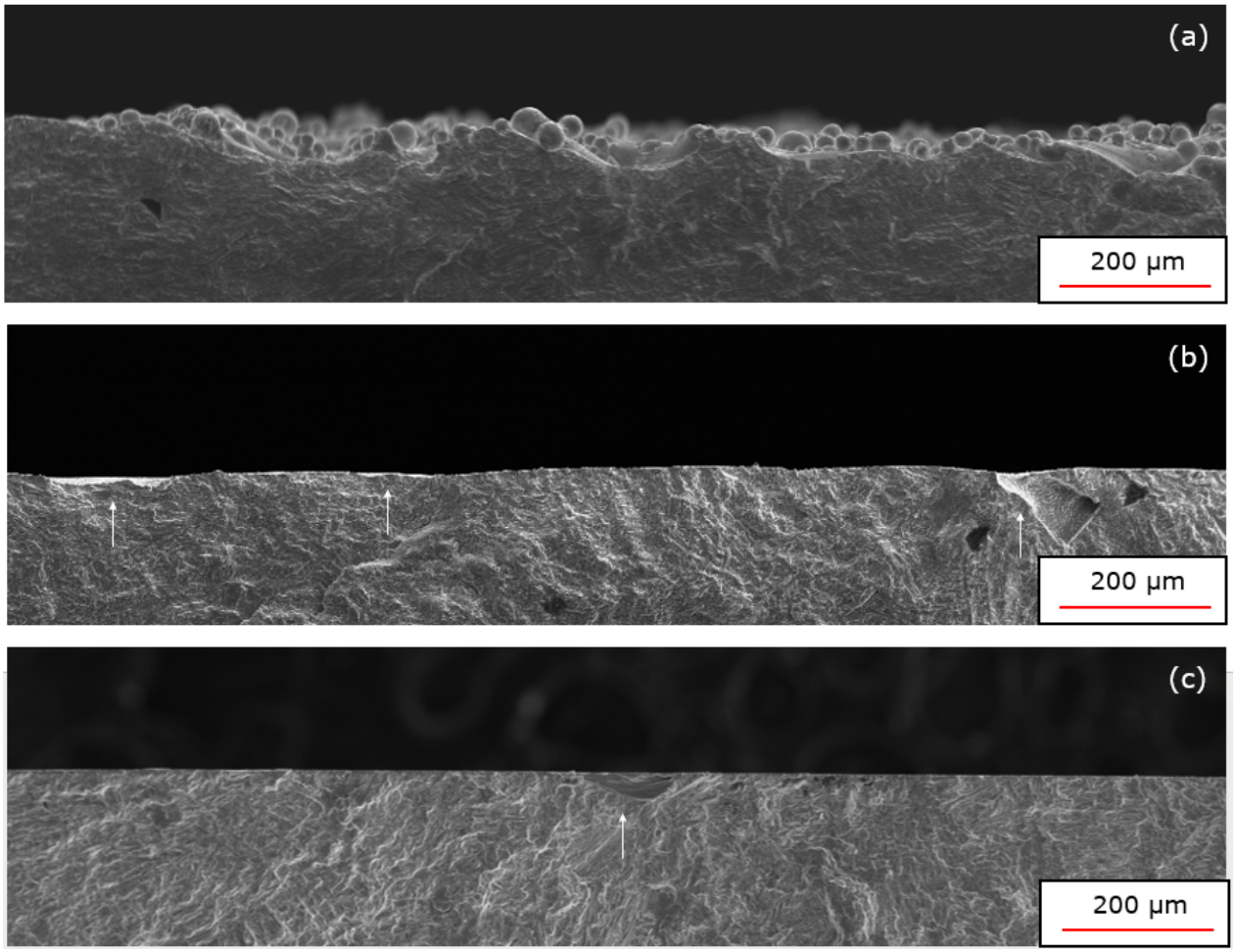


FIGURE 5.11 SEM observation of transversal sections for (a) as-built, (b) chemically etched surfaces and (c) mirror polished. The white arrows on (b) and (c) point to remaining surface discontinuities.

Those observations are in accordance with findings of Melle et al. [20] for the same chemical bath composition and of Persenot et al. [21] for a different chemical bath composition. In both works, the complete removal of surface irregularities is not attained solely through chemical etching. Figure 5.12 presents examples of remaining discontinuities found after chemical and mirror polishing. In Figure 5.12(a) a lack of fusion (LoF) from the fabrication process that became close the surface after chemical etching. Figure 5.12(b) shows a discontinuity that was smoothed by chemical etching, acquiring a more rounded shape. Similarly, remaining discontinuities were found for mirror polished specimens. Even after mechanical machining followed by mirror polishing, some specimens presented surface connected LoF as in Figure 5.12(c). Some of these irregularities were partially removed by post-processing as in shown in Figure 5.12(d), while others did not present any direct opening to the surface as in Figure 5.12(e).

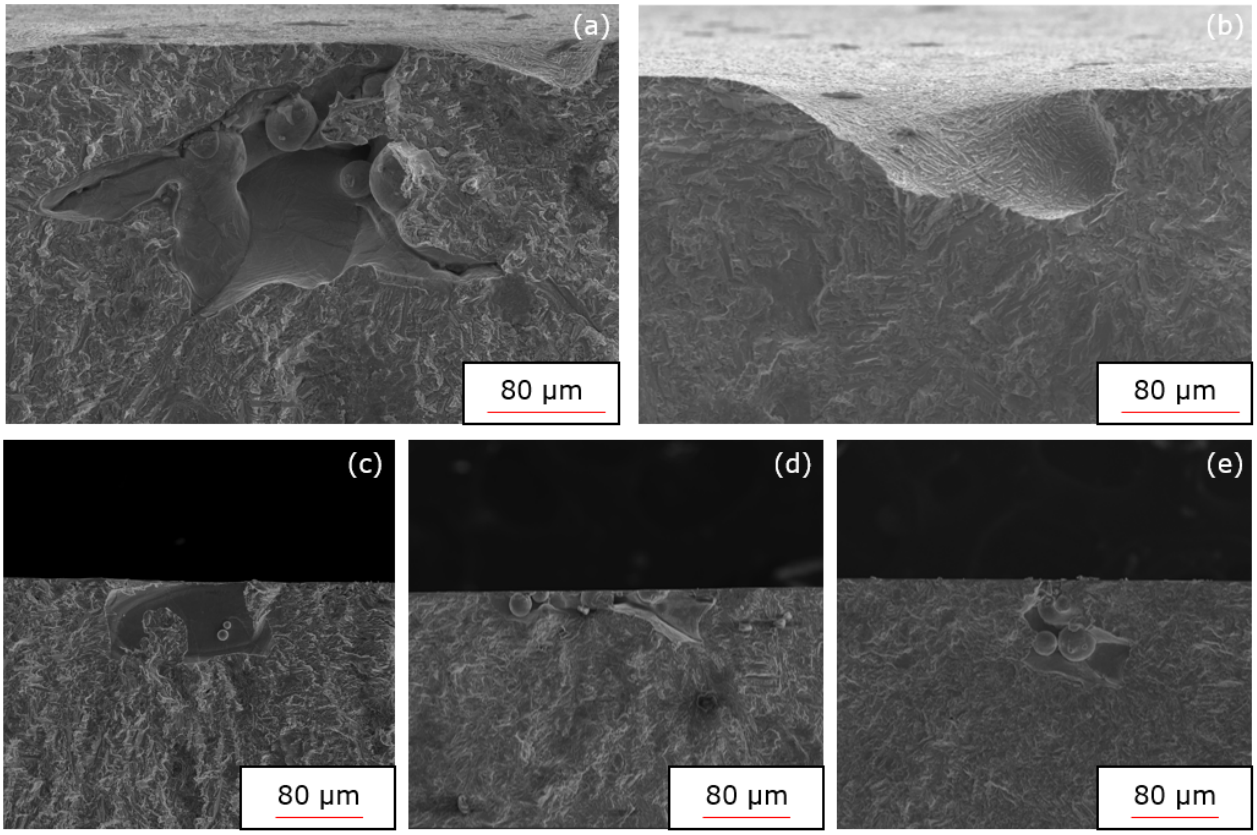


FIGURE 5.12 Different types of remaining discontinuities found after post-processing observed by SEM. (a) LoF brought close to the surface after chemical etching ; (b) discontinuity with rounded shape after chemical etching ; (c) LoF open to the surface after mirror polishing ; (b) LoF partially removed by mirror polishing and (e) LoF without direct opening to the surface after mirror polishing.

5.3.2 Local stress assessment at crack initiation sites

The main objective of this section is to characterize the local stress fields at the crack initiation sites. This analysis is essential due to the non-uniform stress distribution along the gage length of the specimens.

Fatigue crack initiation sites

Fractographic analyses were first conducted to identify the precise locations of the crack initiation sites. Numerical simulations were then used to evaluate the local stress distribution along the gage length of the specimens. Finally, the crack initiation sites were mapped onto the simulated stress fields, enabling the characterization of the local stress conditions at crack initiation sites.

Uniaxial bending specimens. The locations of the initiation sites for the uniaxial bending specimens are shown as white dots in Figure 5.13. Each white dot represents one specimen. Across all three surface finishes, fatigue cracks initiated within regions experiencing 65 to 100% of maximum stress amplitude ($\sigma_{a,max}$). For the as-built specimens, initiation sites are predominantly concentrated in the region of highest stress amplitude, particularly near the specimen radii. In this surface condition, there are more discontinuities and they are more uniformly distributed throughout the geometry. Therefore, it is reasonable that fatigue initiation preferentially occurs in areas subjected to the highest stresses. For the chemically etched and mirror polished surface finishes, the crack initiation sites are more evenly distributed along the gage length of the specimens. Since both treatments substantially reduce the number of surface discontinuities, the remaining ones are randomly distributed over the specimen surface. Consequently, the crack initiation site location is governed by the combined influence of the size of these remaining discontinuities and the local stress field.

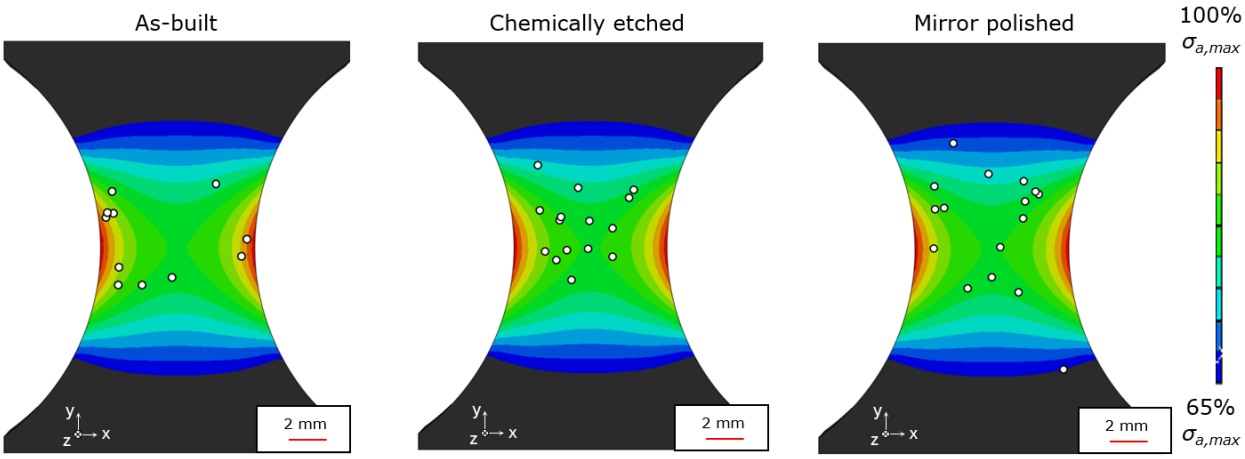


FIGURE 5.13 Fatigue crack initiation sites located in the stress distribution for uniaxial bending specimens with the as-built, chemically etched and mirror polished surfaces. Each white dot represents one fatigue specimen.

Pure shear specimens. Figure 5.14 presents the location of crack initiation sites for the pure shear specimens. For all surface finishes, fatigue cracks initiated within regions experiencing 70 to 100% of maximum shear stress amplitude (τ_{max}). For as-built specimens, the crack initiation sites are concentrated in the region of highest shear stress amplitude (from 90 to 100% of τ_{max}). For chemically etched and mirror polished specimens, the crack initiation sites are more widely distributed, also occurring in regions where the maximum shear stress reaches between 70% and 80% of τ_{max}. This behaviour is likely related to the reduced number of surface discontinuities and the combined effect of the remaining discontinuity size and its position within the local stress field.

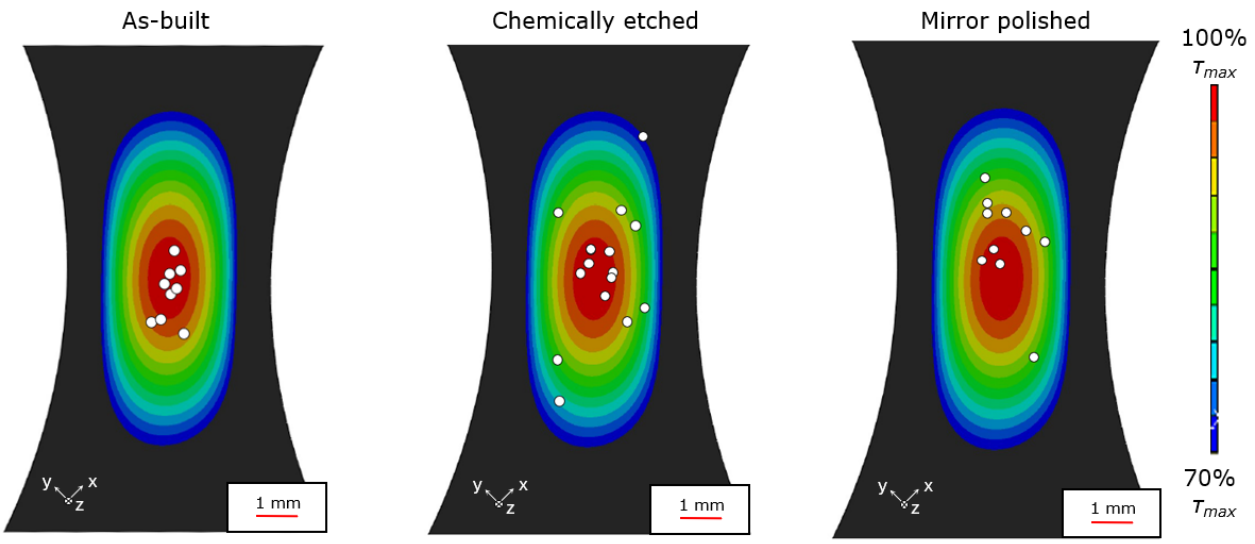


FIGURE 5.14 Fatigue crack initiation sites located in the stress distribution for pure shear specimens with the as-built, chemically etched and mirror polished surfaces. Each white dot represents one fatigue specimen.

Combined shear-bending specimens. Lastly, Figure 5.15 presents the location of the crack initiation sites for the combined shear-bending specimens with as-built and chemically etched surfaces. To capture the complexity of the stress state, the stress field is expressed using the von Mises stress amplitude ($\sigma_{VM,max}$). Crack initiation in both as-built and chemically etched specimens occurs within regions subjected to 80% to 100% of $\sigma_{VM,max}$.

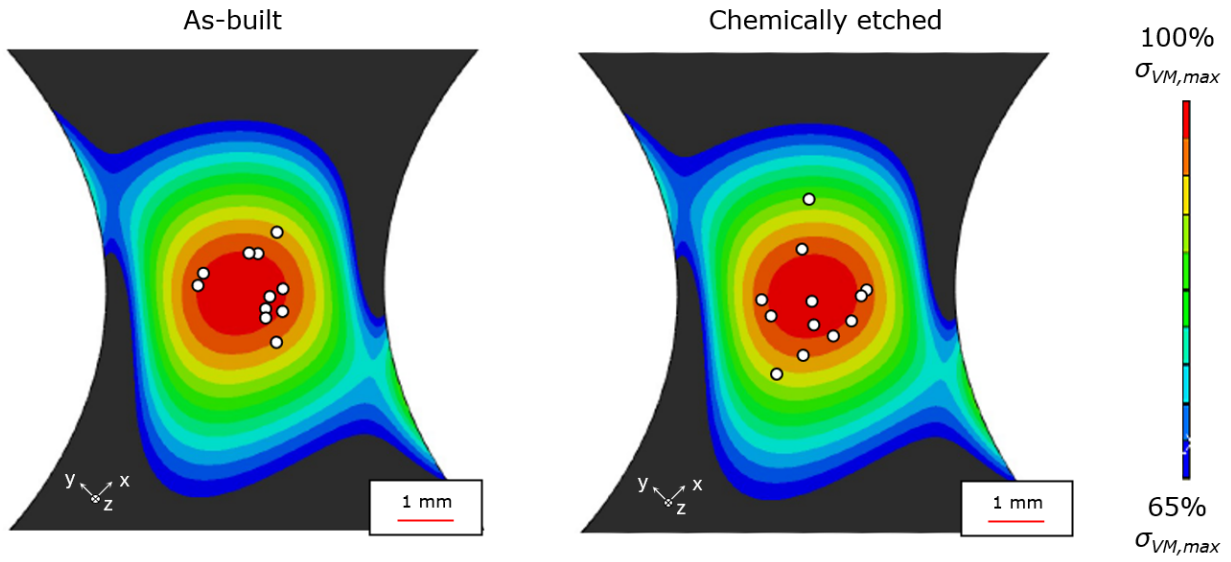


FIGURE 5.15 Initiation sites located in the stress distribution for combined shear-bending specimens with the as-built and chemically etched. Each white dot represents one fatigue specimen.

β_{local} correction

After identifying each fatigue crack initiation site in the numerical model, the local stress state was evaluated using principal stresses. For the uniaxial bending specimens, since the stress state is uniform throughout the geometry, no variation was observed, and all specimens exhibited β_{local} = 0.00. For the pure shear and combined shear-bending specimens, the crack initiation site was mapped onto the simulated stress fields, enabling the characterization of the local biaxiality factor for each specimen.

Figure 5.16 presents an histogram with the occurrence of β_{local} for pure shear (black bars) and combined shear-bending specimens (gray bars). The majority of the pure shear specimens presented the biaxiality factor (β_{local}= -1) with 15/34 occurrences. The remaining specimens exhibited -1.00 $\leq \beta_{local} \leq$ -0.80. For combined shear-bending, all specimens presented the local biaxiality factor -0.49 $\leq \beta_{local} \leq$ -0.41.

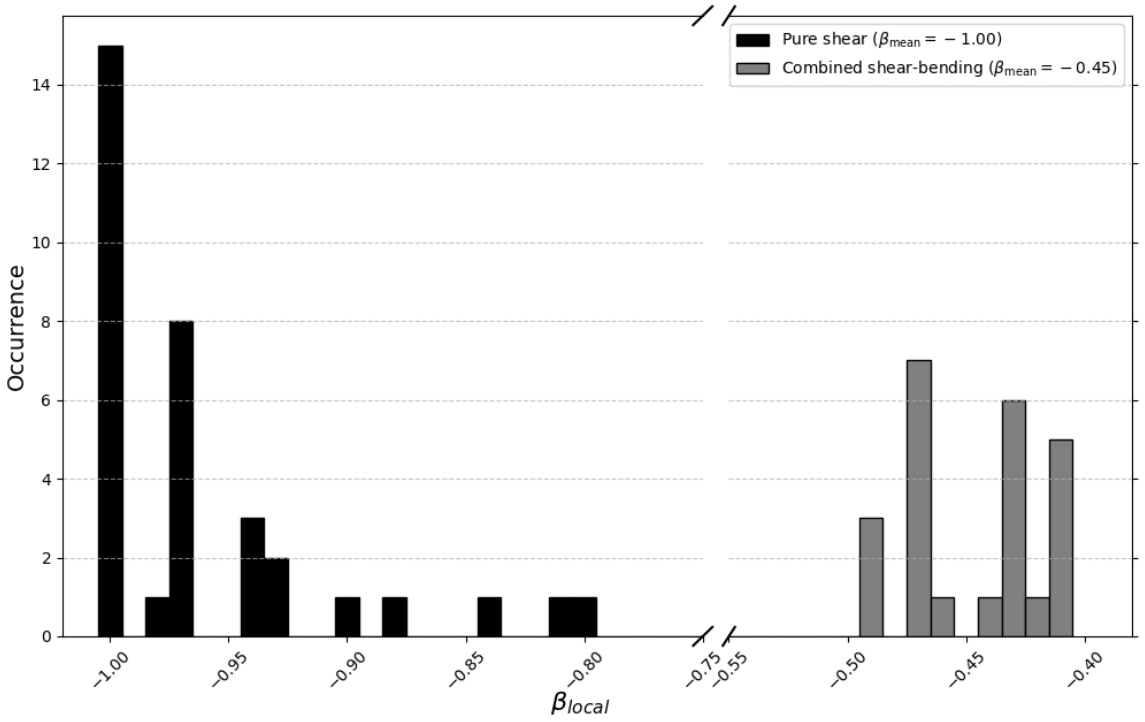


FIGURE 5.16 Histogram with the occurrence of β_{local} for pure shear (black bars) and combined shear-bending stress state (gray bars).

5.3.3 Analysis of discontinuity size at crack initiation sites

Figure 5.17 presents the discontinuity size at crack initiation sites for as-built (black dots), chemically etched (blue dots) and mirror polished (green dots) specimens for all stress states. Cumulative probabilities of the size distribution ($\sqrt{\text{area}}$) were fitted by maximum likelihood (ML) assuming independent observations. In these results, the Weibull model achieved the lowest AIC (Akaike Information Criterion) compared to normal and log-normal across the three conditions (as-built, chemically etched, and mirror polished), which supports its adoption in this study. The Weibull cumulative distributions are fitted to the experimental data, and the mean values are plotted as dashed vertical lines.

The data values for the as-built surface finish present the widest scatter with size values from 90 to 400 µm, indicating significant variability in discontinuity sizes. The as-built specimens presented the highest mean size value of $\sqrt{\text{area}} = 232$ µm. For the chemically etched specimens, the mean size decreases to $\sqrt{\text{area}} = 130$ µm, with size values from roughly 50 to 260 µm. For mirror polished specimens, the measured discontinuities are significantly smaller (from roughly 25 to 150 µm) with the lowest mean value of 72 µm. The reduction in the mean size of the critical discontinuity is

consistent with the significant decrease in the arithmetical mean height *Ra* observed after both surface finishing treatments.

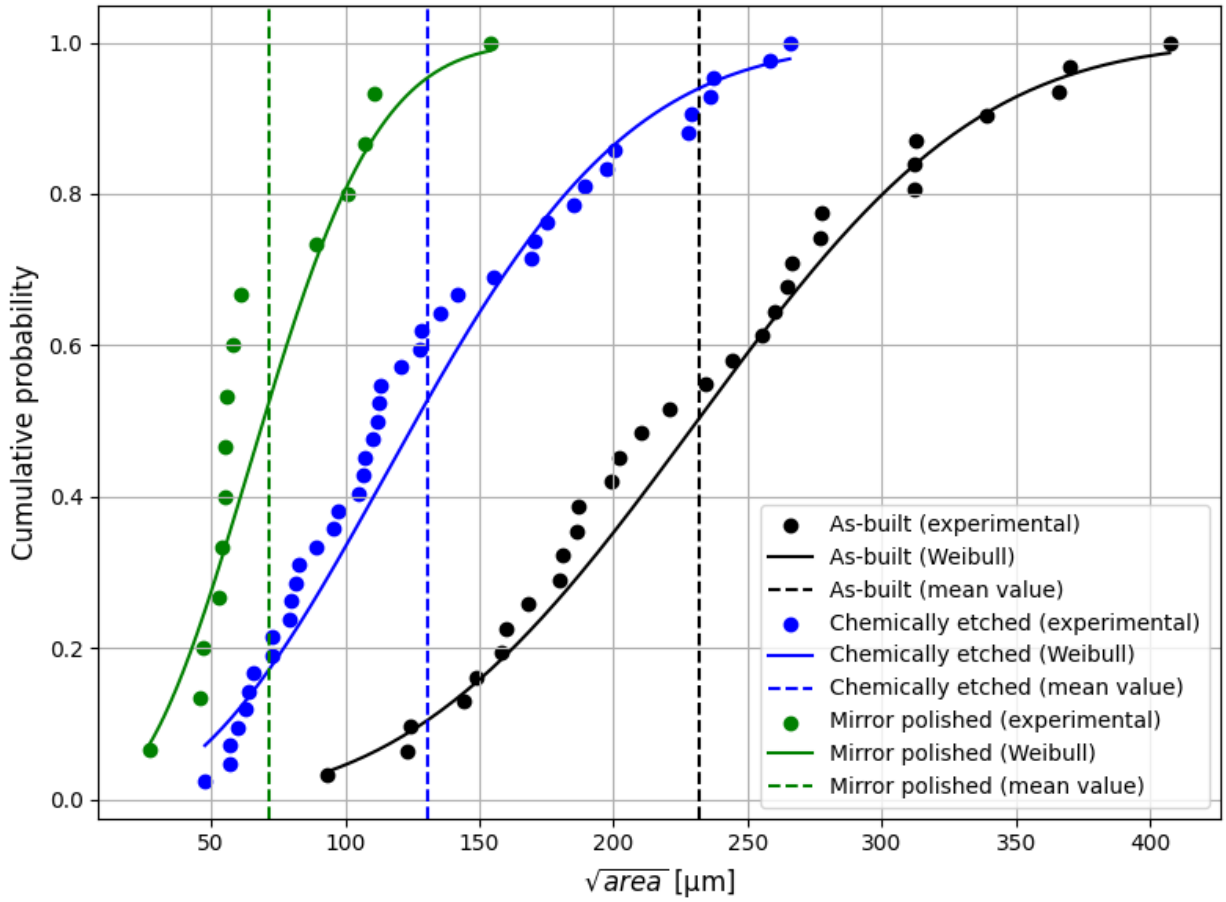


FIGURE 5.17 Cumulative probability of the killer discontinuity for the as-built, chemically etched and mirror polished specimens. The experimental data are presented as coloured dots.

5.3.4 Impact of discontinuities on multiaxial fatigue strength

Different fatigue tests allowed the investigation of multiple stress states between pure shear (β_{local}= -1.00) and uniaxial bending (β_{local}= 0.00). The evaluation of three distinct surface finishes produced a wide spectrum of critical discontinuity sizes, varying from 27 $\sqrt{area} \leq$ 407 µm. The purpose of this section is to integrate these results to better understand the multiaxial fatigue strength of L-PBF Ti-6Al-4V containing surface discontinuities.

Kitagawa-Takahashi diagram

A Kitagawa-Takahashi diagram was employed in order to identify the impact of discontinuities on the fatigue strength for different stress states. Figure 5.18 presents the relationship between the critical discontinuity size ($\sqrt{\text{area}}$) and the maximum principal stress amplitude ($\sigma_{I,a}$) for 10^6 cycles. The experimental results that were used in this analysis were carefully selected in order to decompose the impact of the discontinuity size from the impact of the local stress state on the fatigue strength. In order words, only the specimens that presented exactly β_{local} = -1.00, -0.47 and 0.00 are presented in Figure 5.18. The square markers represent the uniaxial bending specimens (β_{local} = 0.00), the circle markers represent the pure shear specimens (β_{local} = -1.00) and the triangle markers represent the combined shear-bending results with β_{local} = -0.47. The biaxiality factor of -0.47 was chosen based on the number of results, being the condition with more specimens among all the shear-bending results (Figure 5.16).

Figure 5.18 presents one power law trend line for each stress state. The continuous portion of the line represents the range of interpolation with the experimental data. The dashed portions represent the extrapolation range. The equations of the power laws are presented as annotations on Figure 5.18. The exponent of the power law represents the slope of the linear relationship between the critical discontinuity size ($\sqrt{\text{area}}$) and the maximum principal stress amplitude ($\sigma_{I,a}$) in a log-log space. The highest absolute exponent (–0.15) was obtained for the combined shear–bending stress state, suggesting a strong influence of discontinuity size on the fatigue strength under this loading condition. However, given the limited number of specimens and the high data scatter, this conclusion should be interpreted with caution. An intermediate absolute exponent value of -0.135 was found for the uniaxial bending stress state, which is relatively close to the -1/6 (-0.167) slope proposed by [7] for uniaxial conditions. The pure shear specimens presented almost zero slope (-0.034). This result highlights the low impact of discontinuities under a pure shear stress state. Specimens presenting discontinuities from 60 to 250 µm resulted in similar fatigue strengths.

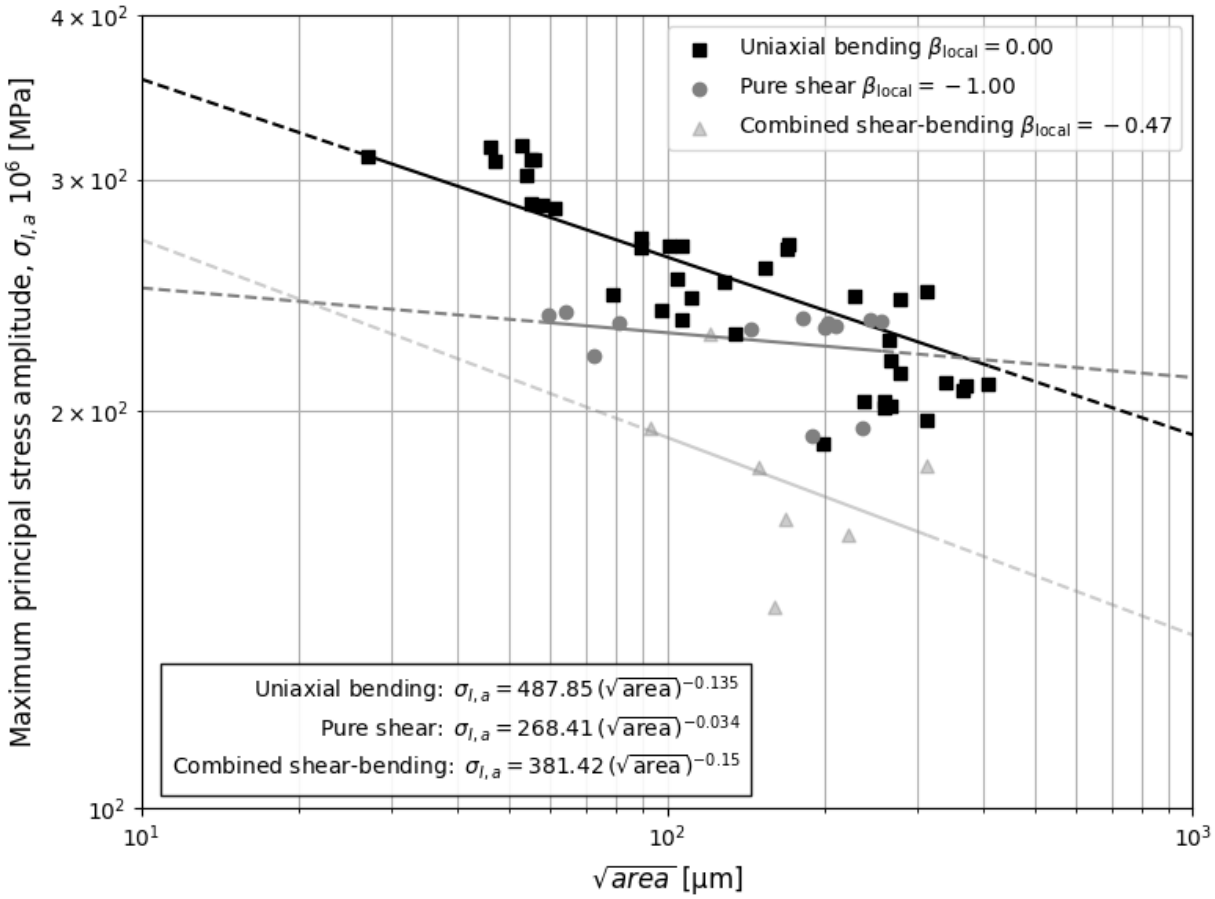


FIGURE 5.18 Kitagawa-Takahashi diagram for uniaxial bending stress state (β_{local}= 0.00), pure shear (β_{local}= -1.00) and combined shear-bending (β_{local}= -0.47). The representative power laws are expressed and presented as continuous and dashed lines.

The lower sensitivity to discontinuities under torsion compared to the uniaxial stress state is well documented in the literature. Wallace et al. [43] tested both defect-free and notched specimens under uniaxial bending and torsion, observing that designed notches (or discontinuities) are less detrimental under torsion than under uniaxial bending. Similarly, Beretta and Murakami [44] reported fatigue strengths under uniaxial and torsional stress states for specimens containing artificial and natural discontinuities of various sizes. Their results, expressed as τ_f/σ_f ratios ranging from 0.75 to 0.86. This indicates that the influence of discontinuities evolves differently in torsion and uniaxial loading conditions, which was also observed in Figure 5.18.

Multiaxial fatigue strength of L-PBF Ti-6Al-4V containing discontinuties

All the fatigue results are gathered in Figure 5.19, which presents the maximum hydrostatic stress ($\sigma_{H,max}$) as a function of the shear stress amplitude (τ_a). This type of representation is particularly

interesting because it allows the investigation of the individual contributions of the normal and shear components to fatigue damage. The circle markers represent the fatigue results obtained by the pure shear tests. The triangles, the combined shear-bending and finally, the square markers represent the uniaxial bending results. The gray lines from the origin point indicate the load paths of each target stress state defined by biaxiality factors of β_{local} = -1.00, -0.45 and 0.00. The colour of the marker represents the size of the critical discontinuity according to the colourbar on the right. In Figure 5.19, the Dang Van criterion [32] is represented by the black line, which delineates the boundary between safe and unsafe loading conditions. When the load path crosses this boundary, the criterion indicates that the material is subjected to an unsafe stress state, marking the initiation of fatigue damage and an increased probability of failure. In the case of a proportional loading, the Dang Van criterion can be written as Equation 5.2. The criterion line in Figure 5.19 is drawn using Equation 5.2 and uniaxial (σ_f) and pure shear (τ_f) strengths for 10^6 cycles from the literature for a considered defect-free L-PBF Ti-6Al-4V for R= -1. The uniaxial fatigue strength (σ_f = 318 MPa) was estimated from the machined specimens data reported by Melle et al. [20], as both Melle's work and the present study employed the same material, manufactured under identical processing parameters and heat treatment conditions. This value was obtained by conversion from a stress ratio of $R = 0.1$ to the fully reversed condition ($R = –1$) using the Goodman relationship. The pure shear fatigue strength (τ_f = 250 MPa) was taken from Fatemi et al. [1], based on fully reversed tests ($R = –1$) on machined specimens for L-PBF Ti-6Al-4V. The a = -0.86 and b = 250 MPa were then calculated using the Dang Van equations, presented in Equation 5.3 and 5.4.

$$\tau_a + a\,\sigma_{H,max} \leq b \tag{5.2}$$

$$a = 3\,\frac{\tau_f}{\sigma_f} - \frac{3}{2} \tag{5.3}$$

$$b = \tau_f \tag{5.4}$$

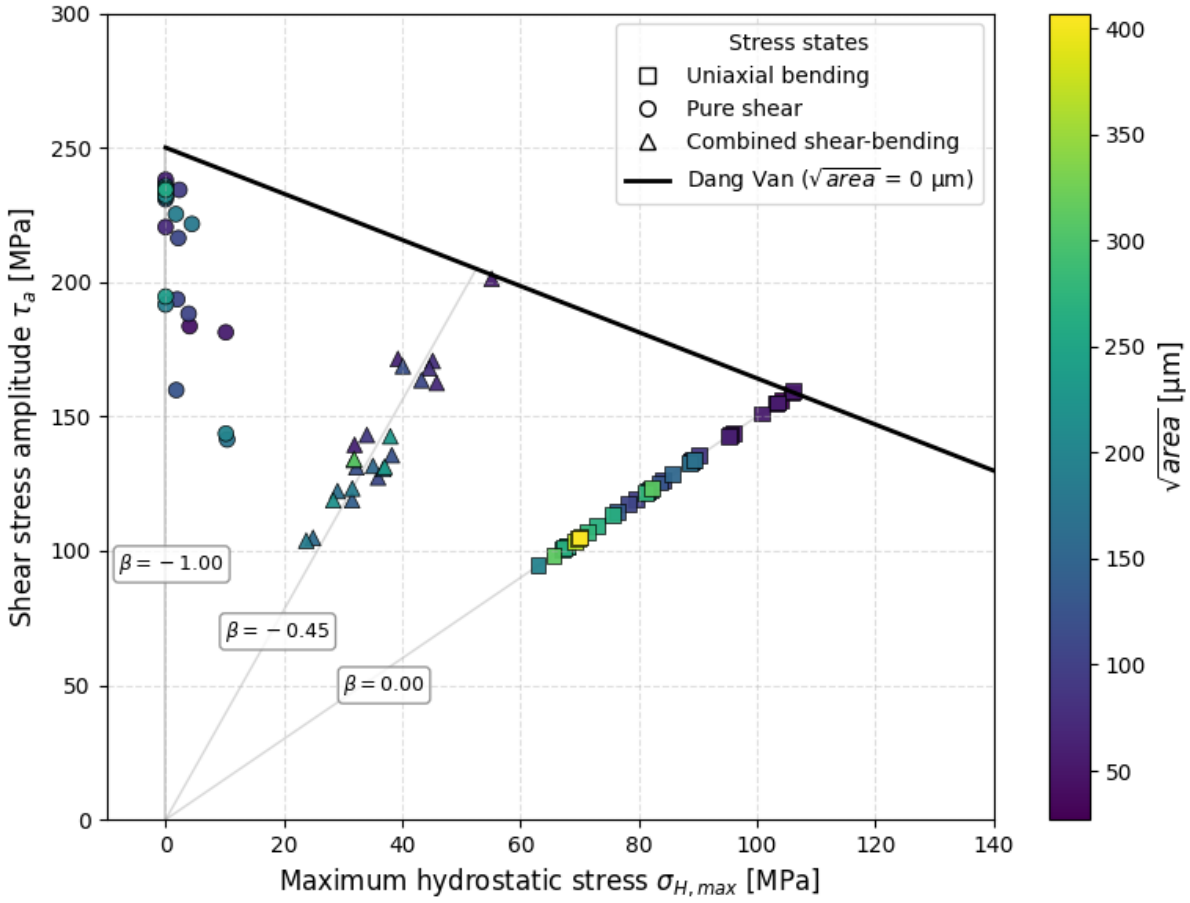


FIGURE 5.19 Multiaxial fatigue results presented in the maximum hydrostatic stress ($\sigma_{H,max}$) as a function of the shear stress amplitude (τ_a) domain. The size of the critical discontinuity is shown as a colourbar. The black line represents the Dang Van criterion. The gray lines from the origin point indicate the load paths of each target stress state defined by biaxiality factors of β_{local} = -1.00, -0.45 and 0.00.

It can be observed that all specimens are located below the Dang Van criterion. This behaviour is expected, as the criterion is calibrated based on fatigue strengths from considered defect-free results, and it does not include an explicit correction for the presence or size of discontinuities. For the circle markers, they are mainly located at $\sigma_{H,max} = 0$, representing the specimens that presented exactly β_{local} = -1.00. The specimens at exactly $\sigma_{H,max} = 0$ are all assembled within a 50 MPa range of τ_a (from 190 to 240 MPa, indicated by the black bracket), despite the critical discontinuity size going from 60 to 250 µm. This feature was observed previously on the Kitagawa-Takahashi diagram and it is linked to the low sensibility of the pure shear stress state to the presence of discontinuities. Some circle markers, in the other hand, presented some low hydrostatic stress represented by their positions slightly on the right of the 'ideal' β_{local} = -1.00 load path. These specimens correspond to the cases where β_{local} deviated slightly from -1.00 (ranging from -0.99 to -0.80) after the β_{local}

correction. Two specific specimens highlighted with black arrows. The one at $\tau_a = 225$ MPa contained a critical discontinuity of 180 µm and the other at $\tau_a = 140$ MPa presented a critical discontinuity of 175 µm. Despite having similar discontinuity sizes, these specimens exhibited significantly different fatigue strengths. The presence of hydrostatic stress could be associated with this behaviour. The specimen with the higher fatigue strength presented β_{local} = -0.94, closer to the 'ideal' pure shear condition, where low sensitivity to discontinuities is expected. In contrast, as β_{local} approaches -0.80 for the other specimen, the influence of hydrostatic stress becomes more pronounced, leading to a reduction in fatigue strength.

The combined shear-bending results (triangle markers) are located around the β_{local} = -0.45 load path. The data scatter around the diagonal is attributed to slight variations in the β_{local} values obtained after the β_{local} correction. Specimens with smaller critical discontinuities are positioned closer to the Dang Van criterion, whereas those with larger discontinuities exhibit lower fatigue strengths and are located further from the criterion corresponding to $\sqrt{\text{area}} = 0$. For the uniaxial bending specimens, all the square markers are exactly aligned with a 3/2 slope, as all specimens presented exactly $\beta_{local} = 0.00$. The uniaxial bending specimens with smaller critical discontinuities are closer to the Dang Van criterion, as those with larger discontinuities exhibit lower fatigue strengths and are located further from the Dang Van criterion.

The Dang Van criterion uses the fatigue strengths under uniaxial bending and pure shear for a defect-free material in order to estimate the fatigue strength for a wide range of multiaxial stress states. It uses a linear interpolation to estimate the slope (a) and the departing point (b) of the criterion line. The linear power laws from the Kitagawa-Takahashi diagram previously presented (Figure 5.18) allow the estimation of the uniaxial bending and pure shear fatigue strengths containing discontinuities for a wide range of sizes ($\sqrt{\text{area}}$). These results were then used to calculate the corresponding $a_{(\sqrt{\text{area}})}$ and $b_{(\sqrt{\text{area}})}$ values for each discontinuity size ($\sqrt{\text{area}}$). Figure 5.20 presents iso-$\sqrt{\text{area}}$ linear estimations for discontinuities from 50 to 400 µm. Having multiple linear estimations associated with different critical discontinuity sizes makes it possible to reveal the distinct sensitivities of each stress state to the presence of discontinuities. The lower sensitivity under pure shear is evidenced by the convergence of the linear estimations at $\sigma_{H,max} = 0$, all originating from a narrow range of τ_a. On the other hand, the higher sensitivity observed under uniaxial bending is reflected by the increasing slope of the linear estimations as the discontinuity size increases.

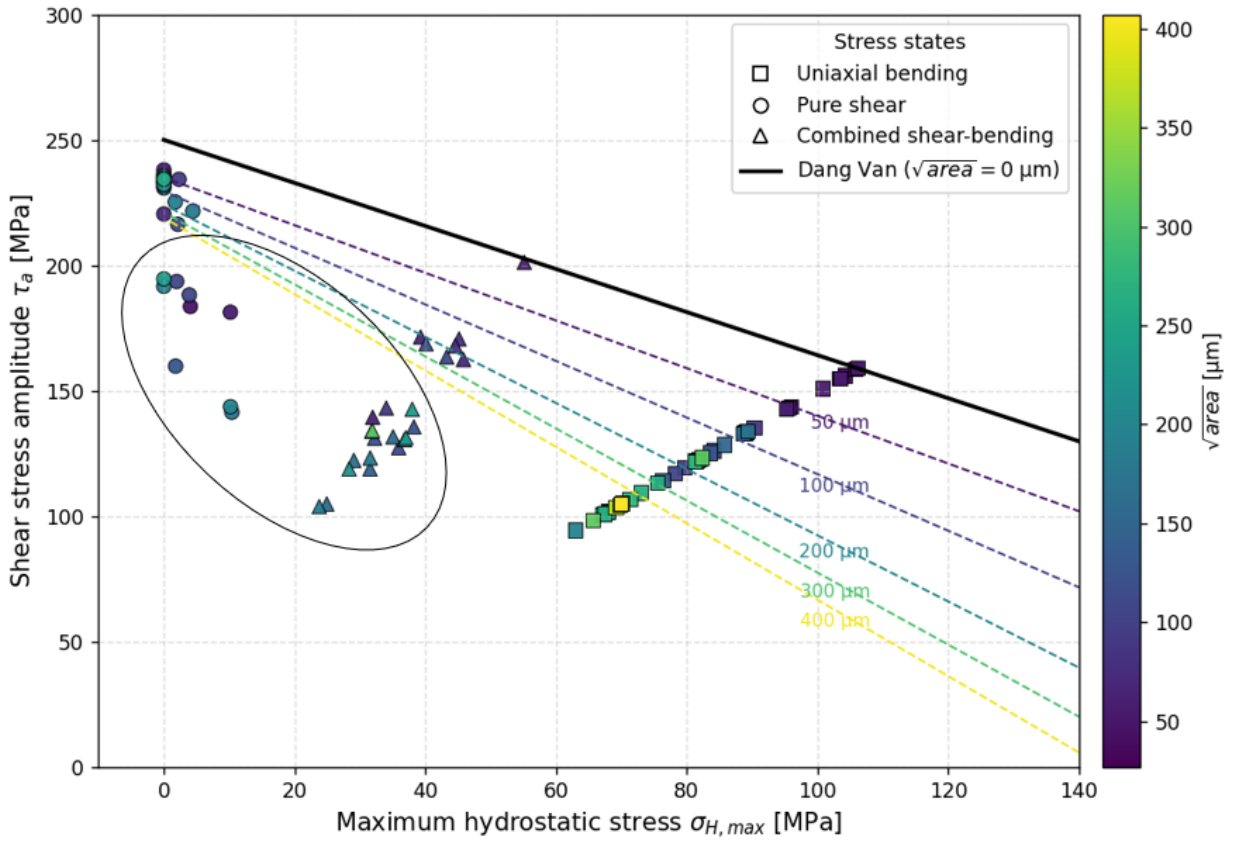


FIGURE 5.20 Linear estimations of multiaxial fatigue strength of Ti-6Al-4V containing discontinuities from 50 to 400 µm. Some experimental data points are circled.

It is can be observed that this approach better represents the experimental data containing discontinuities when compared to a unique estimation as the Dang Van criterion. The linear estimations showed good accordance specially for the 'ideal' pure shear (when $\sigma_{H,max} = 0$) and the uniaxial bending specimens. It makes sense since these results were used to calculate the linear estimations. However, some other experimental data are misrepresented. The linear iso-$\sqrt{\text{area}}$ misrepresented specially the experimental data for lower hydrostatic stresses (around 1 to 40 MPa), as circled in Figure 5.20. They are the pure shear specimens with some hydrostatic stress (therefore, $\sigma_{H,max} \neq 0$) and most of the combined shear-bending specimens. In these cases, the hydrostatic stress seems to play a stronger role than the expected from the linear estimations.

In order to better represent these experimental results, a bilinear approach is presented in Figure 5.21. The linear domain I is responsible to estimate the multiaxial fatigue strength from stress states having hydrostatic stress $0 \leq \sigma_{H,max} \leq \tau_a/4.15$. The linear domain II estimates the multiaxial fatigue strength for stress states having hydrostatic stress $\sigma_{H,max} > \tau_a/4.15$. The boundary between the two domains is at $\sigma_{H,max} = \tau_a/4.15$ which represents the β_{local} = -0.47 load path. This boundary is arbitrary and it was chosen based on the highest amount of data among the combined shear-

bending results.

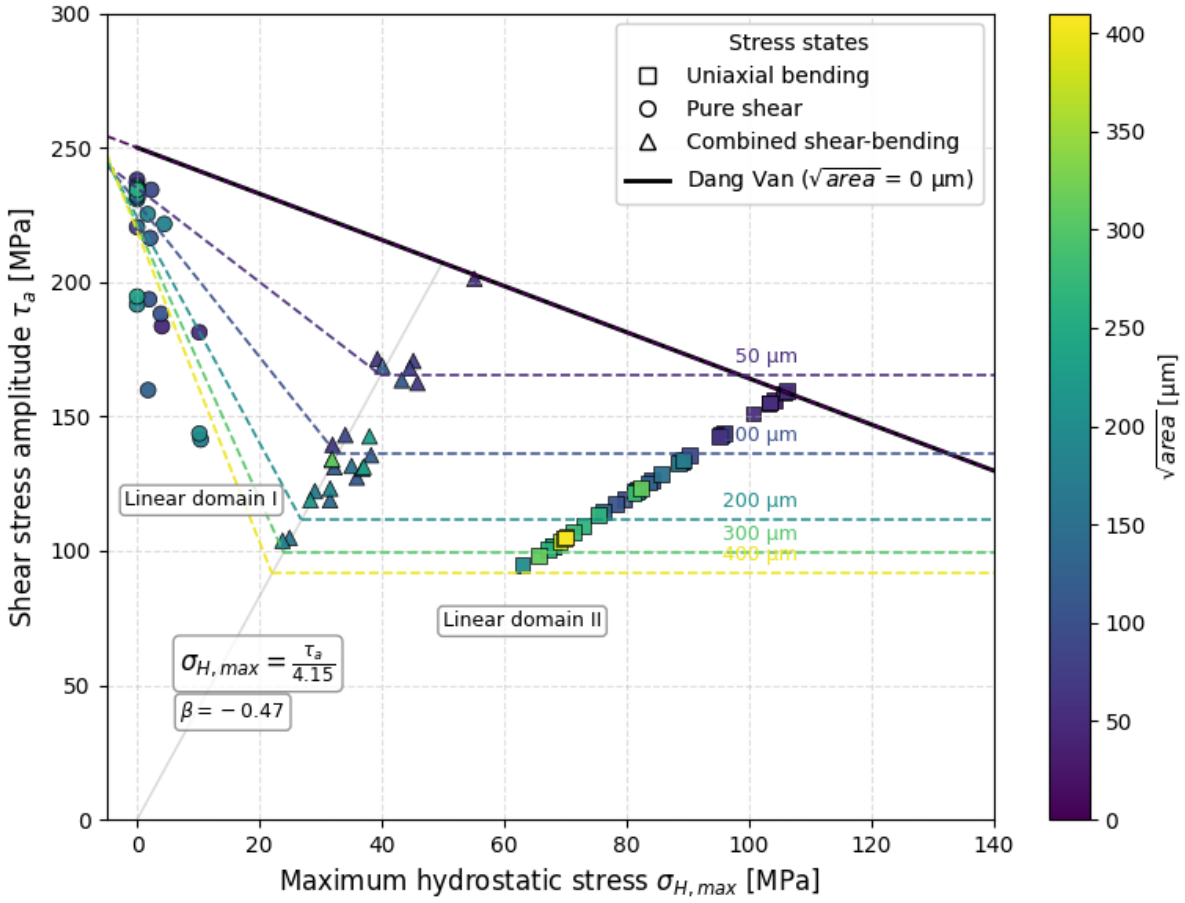


FIGURE 5.21 Bilinear estimations of multiaxial fatigue strength of Ti-6Al-4V containing discontinuities from 50 to 400 µm. The two linear domains and the boundary separating them are highlighted.

When compared to the previous linear estimations, the bilinear approach shows a better agreement with the fatigue results, as the experimental points are noticeably closer to the bilinear estimations. The first linear domain presents a strong impact of the hydrostatic stress on the multiaxial fatigue strength. Similarly to the previous approach, the slope of the iso-$\sqrt{\text{area}}$ increases as the discontinuity size increases. Once the proportion between the hydrostatic stress and shear stress amplitude crosses a certain boundary (here expressed as $\sigma_{H,max} = \tau_a/4.15$), the impact of the hydrostatic stress seems to be negligible with a slope of zero. Specimens containing similar critical discontinuity sizes presented similar shear stress amplitudes, despite the addition of hydrostatic stress from being under combined shear-bending ($20 \leq \sigma_{H,max} \leq 60$ MPa) or under uniaxial bending ($60 \leq \sigma_{H,max} \leq 110$ MPa). Additional fatigue tests under different β_{local} conditions are required to clearly identify the transition between these two distinct behaviours. It is important to note that no clear physical

explanation for this behavior is currently available. The observation remains empirical, and the bilinear approach was therefore introduced as a pragmatic means to better represent the experimental results.

It is important to mention that even the bilinear approach presenting a fairly low relative error for the L-PBF Ti-6Al-4V specimens of this study conducted on purely reversed loadings, the generalization of the behaviours observed for other materials must be carefully analysed. The extrapolation of this approach to stress states with higher $\sigma_{H,max}$, e.g. tension-tension with $\beta_{local} > 0$, must be meticulously examined. Bellett et al. [45] tested wrought 2024-O under uniaxial and biaxial (equivalent of $\beta_{local} = 0.45$) stress states and concluded that the presence of a second positive principal stress is beneficial, enhancing the fatigue strength of the component. On the other hand, George [12] compared uniaxial and biaxial (equivalent of $\beta_{local} = 0.59$) results for 6061-T6 and concluded that a biaxial stress state was more damaging than the uniaxial, presenting a lower fatigue strength. In any case, the impact of higher hydrostatic stress is still up to debate. The presence of discontinuities may impact the overall response as well. Supplementary fatigue tests are needed to better understand these mechanisms.

5.4 Conclusions

This work discusses the effect of surface discontinuities and chemical etching on multiaxial fatigue strength of L-PBF Ti-6Al-4V. An innovative vibration-based test methodology allowed high frequency fatigue tests for β_{local} ranging from -1.00 to -0.41. Conventional fatigue tests were used to characterize the fatigue strength under uniaxial bending ($\beta_{local} = 0$). The investigation of intermediate stress states between pure shear (β_{local} = -1.00) and uniaxial bending (β_{local} = 0.00) enabled a more detailed assessment of the influence of hydrostatic stress on the multiaxial fatigue strength of L-PBF Ti-6Al-4V. The three different surface finishes allowed for the evaluation of the effect of critical discontinuity sizes ranging from 30 to 400 µm. The key findings of this study were summarized as follows :

1. The complete removal of surface discontinuities through chemical or mirror polishing was not achievable for the L-PBF Ti-6Al-4V specimens under the tested conditions. The remaining discontinuities were mainly inherent to the additive manufacturing process and could not be eliminated during post-processing.
2. By evaluating three specific stress states (β_{local} = -1.00, -0.47 and 0.00) using the Kitagawa–Takahashi diagram, the different effects of critical discontinuity size for each stress state were highlighted. The presence of discontinuities had a pronounced influence under uniaxial bending and combined shear–bending, represented by slopes of –0.135 and –0.15, respectively. Under pure shear, however, the influence of discontinuities was negligible (slope of –0.034), specimens containing discontinuities from 60 to 250 µm exhibited similar fatigue strengths.
3. The influence of discontinuities on the purely reversed multiaxial fatigue strength was found

to be better represented by multiple iso-$\sqrt{\text{area}}$ lines rather than by a single line criterion, since each stress state exhibits a distinct sensitivity to the presence of discontinuities. This behaviour was observed within the Dang Van space, where the shear stress amplitude (τ_{a}) is plotted as a function of the maximum hydrostatic stress ($\sigma_{H,max}$).

4. A bilinear approach enabled the division of the multiaxial fatigue strength behaviour into two distinct linear domains within the Dang Van space. The linear domain I ($0 \leq \sigma_{H,max} \leq \tau_a/4.15$) highlighted the strong influence of hydrostatic stress on the multiaxial fatigue strength. The linear domain II ($\sigma_{H,max} > \tau_a/4.15$) indicated a negligible influence of hydrostatic stress. Specimens with similar critical discontinuity sizes exhibited comparable shear stress amplitudes, regardless of the additional hydrostatic stress resulting from combined shear–bending ($20 \leq \sigma_{H,max} \leq 60$ MPa) or under uniaxial bending ($60 \leq \sigma_{H,max} \leq 110$ MPa).

Acknowledgments

This work was supported by National Sciences and Engineering Research Council of Canada (NSERC, grant number ALLRP 580210-22 (2022-2023)) and the Safran Group. The help of technologists, Nicolas Jacquot and Fabrice Danet from École Polytechnique Montreal is gratefully acknowledged.

CHAPITRE 6 DISCUSSION GÉNÉRALE

Ce chapitre s'appuie sur les éléments scientifiques établis dans les chapitres précédents pour discuter des réponses aux questions scientifiques associées aux objectifs spécifiques du projet de thèse, ainsi que des limites identifiées et des perspectives pour la suite des travaux.

6.1 OS1 : analyse de l'état de surface

O1Q1 : Quel est l'impact du polissage chimique sur la modification de l'état de surface des éprouvettes en Ti-6Al-4V fabriquées par L-PBF ?

La première caractérisation de l'état de surface des éprouvettes a été celle de la rugosité. Les éprouvettes brutes de fabrication présentent une rugosité moyenne de $Ra = 11$ µm, tandis que les éprouvettes polies chimiquement $Ra = 6$ µm et celles polies miroir $Ra = 0.07$ µm. On observe ainsi une diminution de 55% de la rugosité moyenne entre l'état brut et l'état poli chimiquement. Malgré cette réduction, la rugosité demeure encore plus élevée que celle mesurée sur la surface polie miroir.

Ainsi, comme observé par Persenot et al. [21], l'élimination complète des discontinuités de surface n'a pas été possible uniquement par polissage chimique. De manière analogue, les éprouvettes issues d'un usinage suivi d'un polissage miroir ont également présenté des discontinuités rémanantes. Cette observation indique que, dans les deux cas, les discontinuités étaient initialement en sous-surface et ont été ramenées à la surface à cause l'enlèvement de la couche superficielle de matière, que celui-ci soit réalisé par voie chimique ou par voie mécanique.

Un autre phénomène observé par Persenot et al. [21] et Melle et al. [20] est l'arrondissement des discontinuités après polissage chimique, l'attaque chimique tend à augmenter le rayon au fond des défauts. L'article II a présenté des exemples de discontinuités mises en surface après polissage (chimique et miroir), ainsi que l'arrondissement induit par le polissage chimique.

La taille des discontinuités critiques à l'amorçage a été analysée dans l'article II. La Figure 6.1 présente la densité de probabilité en fonction de la taille de la discontinuité critique à l'amorçage pour les trois états de surface étudiés. Les éprouvettes avec surface brute de fabrication ont montré des tailles critiques dans l'intervalle $93 \leq \sqrt{area} \leq 407$ µm, tandis que celles polies chimiquement se situent entre $48 \leq \sqrt{area} \leq 266$ µm, et celles polies miroir entre $27 \leq \sqrt{area} \leq 72$ µm. On observe donc que les gammes de tailles de discontinuités critiques se recouvrent partiellement d'un état de surface à l'autre. Cette superposition révèle qu'une gamme relativement large de tailles de discontinuités peut être observée au sein d'un même état de surface. Ainsi, il a été jugé plus pertinent d'utiliser directement la valeur de $\sqrt{area}$ comme paramètre de référence pour l'analyse, plutôt que de se baser uniquement sur la division par état de surface. La caractérisation de l'impact du polissage chimique sur la résistance en fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V issu de la L-PBF a donc

été réalisée par l'utilisation des valeurs de taille de discontinuités critiques à l'amorçage ($\sqrt{area}$) mesurées sur les éprouvettes polies chimiquement.

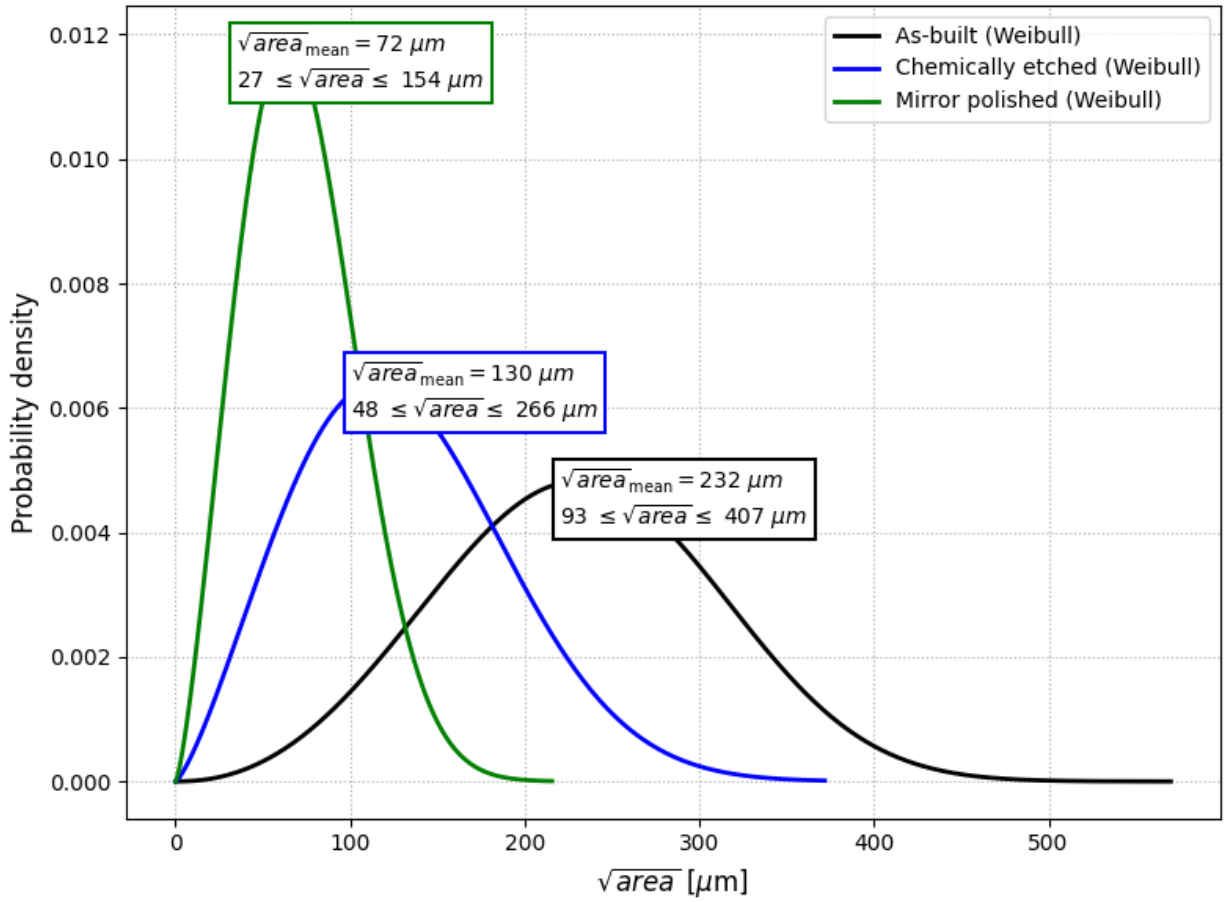


FIGURE 6.1 Densité de probabilité en fonction de la taille de discontinuité ($\sqrt{area}$) pour éprouvettes avec surface brute de fabrication (*as-built*), polie chimiquement (*chemically etched*) et polie miroir (*mirror polished*). Les tailles moyenne, minimale et maximale sont mises en évidence.

Bien que cette analyse permette une vision globale des tailles de discontinuités présentes dans les différents états de surface étudiés, elle reste limitée aux discontinuités critiques à l'amorçage. L'analyse de la population complète des discontinuités présentes sur la surface des éprouvettes donnerait des informations intéressantes, notamment sur les caractéristiques déterminantes pour l'amorçage dans une discontinuité donnée sous un chargement donné. La zone utile des toutes les éprouvettes avec surface polie chimiquement des trois cas de chargement ont été scannées intégralement avant les essais de fatigue. Ces données constituent une base riche pour l'identification des paramètres déterminants de l'amorçage en fatigue au sein de la population de discontinuités pour les trois états de contraintes étudiés. En raison de contraintes de temps, cette analyse n'a pas pu être réalisée

pendant la durée de ce projet.

L'impact des discontinuités a été caractérisé dans ce travail exclusivement à l'aide du paramètre $\sqrt{area}$. Cependant, la prise en compte de la géométrie propre à chaque discontinuité permettrait d'affiner encore l'analyse de la résistance en fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V contenant des discontinuités. Les travaux de Léopold et al. [46] ont investigué l'impact des discontinuités naturelles ou artificielles de morphologies variées sur la résistance en fatigue du Ti-6Al-4V issu de fonderie. Ils ont conclu que, bien que le paramètre $\sqrt{area}$ soit pertinent pour décrire la taille des discontinuités, il ne suffit pas entierement à decrire l'impact des differentes morphologies de discontinuités. La Figure 6.2 présente six exemples de discontinuités de morphologies variées observées parmi les éprouvettes testées dans ce projet de thèse. On y distingue notamment des discontinuités plutôt sphériques (Figure 6.2(c)), des groupes de discontinuités rapprochées (Figure 6.2(a)), des LoFs présentant des arêtes vives (Figure 6.2(b), (e) et (f)), ainsi qu'une discontinuité dont le ratio largeur/hauteur est particulièrement faible (Figure 6.2(d)). Bien que les résultats de Léopold et al. [46] aient été obtenus sous chargement uniaxial avec un rapport de charge $R = 0.1$, il est raisonnable de s'attendre à ce que la morphologie des discontinuités influence également la résistance en fatigue multiaxiale dans notre cas, compte tenu de cette diversité de morphologies.

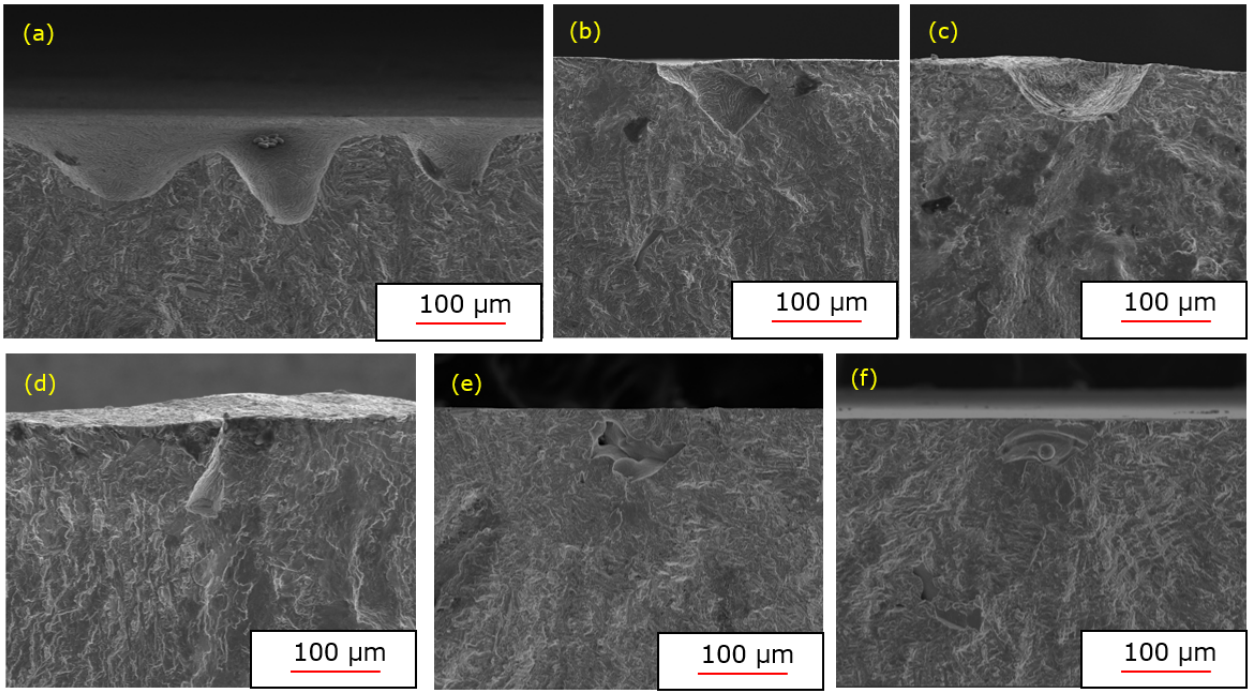


FIGURE 6.2 Discontinuités de morphologies variées rencontrées parmi les éprouvettes testées.

Pour conclure, le polissage chimique a permis de réduire d'environ 56 % la taille moyenne des discontinuités critiques à l'amorçage par rapport à une surface brute de fabrication. Toutefois, ce procédé n'a pas été en mesure d'éliminer entièrement les discontinuités de surface. Des phénomènes

de modification de la géométrie des discontinuités, ainsi que la mise en surface de discontinuités initialement internes, ont également été observés. La large gamme des tailles de discontinuités relevées au sein du groupe d'éprouvettes polies chimiquement nous a conduits à évaluer l'impact du polissage chimique à travers du paramètre $\sqrt{\text{area}}$. Cette analyse s'est révélée pertinente, bien qu'elle présente certaines limites, notamment le fait qu'elle ne prenne pas en compte la morphologie des discontinuités.

6.2 OS2 : impact du type de chargement sur la résistance en fatigue multiaxiale

O2Q1 : Est-il possible d'utiliser un pot vibrant pour réaliser des essais de fatigue multiaxiale dans la gamme de chargements correspondants à $-1.00 \leq \beta < 0.00$ *?*

Une des plus grandes contributions de ce projet de thèse est la mise en fonctionnement des essais de fatigue multiaxiale avec une composante de cisaillement ($-1.00 \leq \beta < 0.00$) en utilisant un pot vibrant. Jusqu'à présent, le pot avait été utilisé uniquement pour des essais du type uniaxiaux ($\beta = 0.00$, par exemple Ellyson and Brochu [13]) ou du type tension biaxiale ($\beta > 0.00$, par exemple Xu et al. [14]). Dans l'article I, un protocole itératif appliqué à la conception d'éprouvettes pour des essais sur pot vibrant a été présenté. Dans ce premier article, ce protocole y est utilisé pour concevoir une géométrie permettant un essai en cisaillement pur ($\beta = -1$). Dans l'article II, le même protocole est utilisé pour développer une géométrie induisant un état de cisaillement combiné à une flexion uniaxiale, correspondant à un facteur de biaxialité de $\beta = -0.45$.

L'augmentation de la fréquence de l'essai représente un atout majeur. Les essais de cisaillement pur ont été réalisés à environ 700 Hz. En pratique, cela revient à compléter un palier de contrainte de 10^6 cycles en 30 minutes au lieu de 55 heures pour des essais conventionels à 5 Hz. Pour des durées de vie en fatigue plus longues, l'intérêt d'utiliser cette méthodologie croît de façon exponentielle. Pour des essais de cisaillement combiné à la flexion uniaxiale à environ 1000 Hz, le gain est encore plus important. Un palier de contrainte de 10^6 cycles est complété en moins de 17 minutes, au lieu d'environ 278 heures (11,6 jours) dans un essai conventionnel à 1 Hz. La méthode proposée est donc 1000$\times$ plus rapide que les essais conventionnels de torsion-traction.

L'article I a permis de comparer pour la première fois des résultats de fatigue en cisaillement pur à haute fréquence (700 Hz) avec ceux obtenus lors d'essais conventionnels à faible fréquence (5 Hz) (Figure 4.13). Pour des conditions de surface similaires, les résultats sont jugés équivalents. Cette observation est en accord avec les conclusions de Scott-Emuakpor et al. [24] et Takeuchi et al. [26] concernant l'effet de la fréquence sur le Ti-6Al-4V sous chargement uniaxial. Ces auteurs ont indiqué que l'effet de fréquence semble secondaire face à l'impact des discontinuités de surface présentes dans les éprouvettes L-PBF. Selon les travaux présentés dans l'article I, ce comportement serait également observé sous cisaillement pur, où un effet réduit, voire inexistant, de la fréquence

d'essai a été observé.

De plus, l'utilisation d'éprouvettes plates offre un environnement optimal pour analyser l'influence des caractéristiques de surface sur la réponse en fatigue des matériaux. Les mesures profilométriques peuvent être réalisées perpendiculairement à la surface, sans nécessiter d'étapes de correction liées à la courbure. L'utilisation d'éprouvettes plates faciliterait aussi l'emploi de techniques telles que la corrélation d'images numériques pour l'investigation de la propagation des fissures, par exemple. Cet avantage a été exploité dans le cadre de ce projet de thèse. Dans l'article I, l'orientation de propagation des fissures dans les éprouvettes en Ti-6Al-4V a été analysée et comparée à la littérature. Le consensus actuel indique que les éprouvettes en Ti-6Al-4V issues du procédé L-PBF et sollicitées en torsion présentent généralement une propagation des fissures suivant le plan de contrainte normale maximale. Le phénomène de bifurcation vers ce plan, après une propagation initiale selon le plan de cisaillement maximal, n'avait jusqu'ici été observé que pour des éprouvettes L-PBF polies (Molaei et al. [2]). L'article I suggère toutefois que les éprouvettes à surface brute présentent elles aussi une phase de propagation initiale selon le plan de cisaillement maximal, avant de bifurquer vers le plan de contrainte normale maximale. Ce comportement a pu être mis en évidence grâce à la bonne visibilité offerte par l'utilisation d'éprouvettes plates, comme illustré à la Figure 4.16, malgré la présence de particules adhérées en surface. Dans un second temps, ce phénomène de bifurcation a également été mis en évidence pour les éprouvettes polies. La Figure 6.3 illustre le cas d'une éprouvette polie miroir où une propagation initiale d'environ $2a = 165$ µm a été observée selon le plan de cisaillement maximal (τ_{max}), avant une bifurcation vers le plan de contrainte principale maximale (σ_{max}). Cette longueur de propagation initiale est cohérente avec celle rapportée par Molaei et al. [2], qui se situe entre 100 et 150 µm.

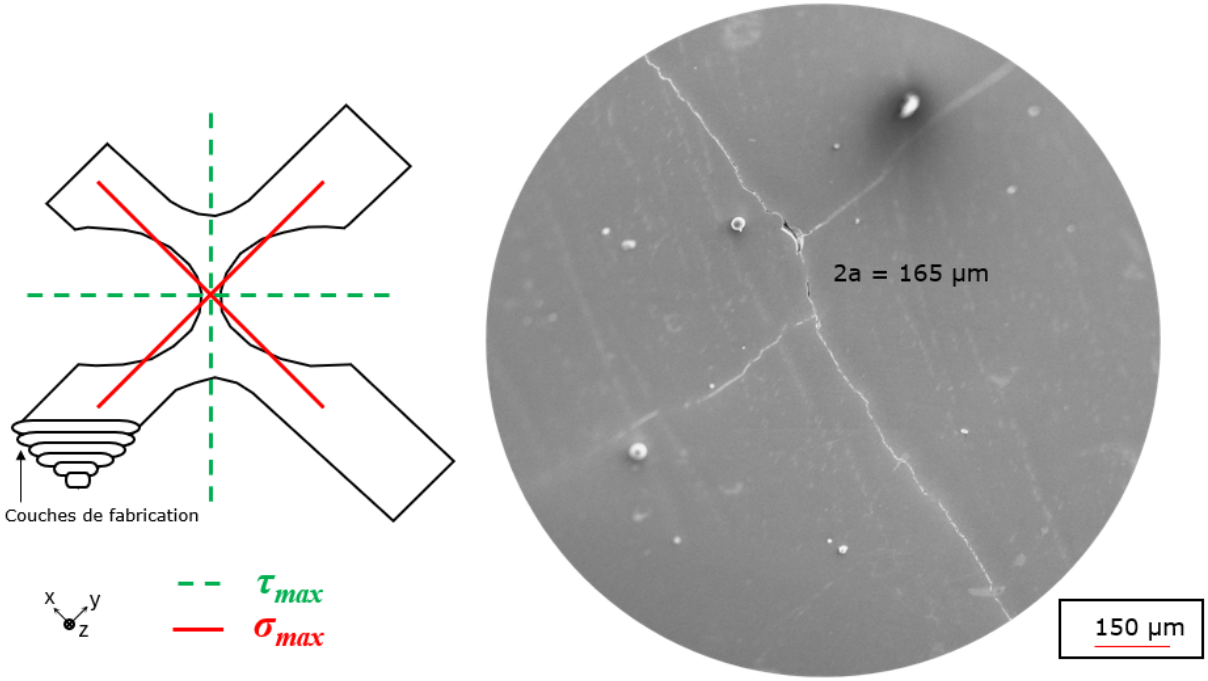


FIGURE 6.3 Orientation de propagation des fissures sur une éprouvette polie miroir sous chargement de cisaillement pur. L'orientation des plans de contrainte de cisaillement (τ_{max}) et normale maximale (σ_{max}) est presenté. Une propagation initiale de $2a = 165$ µm selon τ_{max} est observée. $\tau_f = 250$ MPa, $N_f = 742\ 548$.

L'utilisation d'un pot vibrant pour les essais de fatigue multiaxiale présente également certaines limitations. L'une des plus marquantes concerne la réduction du volume hautement sollicité par rapport aux éprouvettes d'essais conventionnels. En définissant le volume hautement sollicité comme la zone où la contrainte de cisaillement dépasse 90 % de la valeur maximale, les éprouvettes sollicitées en cisaillement pur vibratoire présentent un volume hautement sollicité d'environ 5.0 mm^3 (2.5 mm^3 de chaque surface). De même, en se basant sur la géométrie des éprouvettes de torsion utilisées par Carrion et al. [15], conformes à la norme ASTM E2207-15 (éprouvettes tubulaires avec une épaisseur de paroi de 1,5 mm et une longueur utile de 17 mm), on peut estimer un volume hautement sollicité de l'ordre de 500 mm^3. En comparaison, le volume hautement sollicité dans les essais vibratoires développés au cours de ce projet demeure environ 100 fois plus faible que celui associé aux essais conventionnels. Pessard et al. [47] ont investigué l'effet de volume sous chargement uniaxial pour le Ti-6Al-4V issu de L-PBF et ont conclu que cet effet devient significatif lorsque les volumes sollicités diffèrent d'au moins un ordre de grandeur. La réduction du volume hautement sollicité modifie la probabilité de présence d'une discontinuité critique dans cette zone. Toutefois, dans le cadre de ce projet, l'ensemble des éprouvettes a présenté un amorçage systématiquement localisé sur une discontinuité. Cette observation s'applique non seulement aux éprouvettes brutes de fabrication,

mais aussi à celles polies chimiquement et à celles polies miroir. La présence quasi systématique d'une discontinuité dans les zones hautement sollicitées a ainsi fortement atténué l'influence attendue de la différence de volume hautement sollicité. Ce constat a également été mis en évidence lors de la comparaison entre les résultats obtenus en cisaillement pur vibratoire et ceux issus des essais de torsion conventionnelle dans l'article I (Figure 4.13). Pour des rugosités de surface comparables (valeurs de R_a similaires), les résistances en fatigue se sont révélées équivalentes, ce qui suggère l'absence (ou très faible influence) d'un effet spécifique lié à la réduction du volume hautement sollicité. Il convient toutefois de souligner que cette observation a été établie pour les éprouvettes avec surfaces brutes de fabrication, dont la densité de discontinuités superficielles est plus élevée que celle des éprouvettes polies chimiquement ou polies miroir. Bien que des discontinuités aient été observées à l'amorçage pour l'ensemble des éprouvettes, quels que soient les trois états de surface, il est possible que la réduction de la densité de discontinuités de surface après polissage puisse, dans certains cas, modifier ce comportement et rendre plus perceptible un éventuel effet de volume. Bien que les travaux de Pessard et al. [47] mettent en évidence l'apparition d'un effet de volume significatif lorsque les volumes diffèrent d'au moins un ordre de grandeur, l'auteur souligne également que la présence de discontinuités tend à atténuer cet effet, ce qui est cohérent avec les observations faites dans le présent projet.

Une autre particularité des essais de fatigue vibratoire développés dans ce projet réside dans le fait que l'état de contraintes n'est pas homogène au sein de la section utile des éprouvettes. Les Figures 5.4(a) et 5.6(a) ont mis en évidence la distribution du β_{local} dans les géométries sollicitées en cisaillement pur et en cisaillement combiné à la flexion uniaxiale. Bien qu'il s'agisse d'une différence notable par rapport aux essais conventionnels, cette non-homogénéité a été exploitée positivement dans l'article II, puisqu'elle a permis d'explorer une gamme élargie d'états de contrainte (en particulier pour $-1.00 < \beta < -0.41$, voir Figure 5.16) et de contribuer à la discussion de l'influence de la contrainte hydrostatique en présence des discontinuités.

L'état de contrainte au centre de la zone utile de chaque géométrie a été validé expérimentalement à l'aide de rosettes de déformation. La Figure 4.7 de l'article I présente le tenseur obtenu pour les éprouvettes sollicitées en cisaillement pur, tandis que la Figure 5.8 de l'article II montre l'évolution des contraintes σ_{xx} et σ_{yy}. Sur cette dernière, un déphasage de 172° a été observé au lieu du déphasage attendu de 180° . Comme expliqué dans l'article II, cette différence indique que les contraintes σ_{xx} et σ_{yy} n'atteignent pas leur amplitude maximale au même instant. Cet écart a été considéré comme négligeable, dans la mesure où σ_{yy} n'est affectée que de 4%. Afin d'évaluer cet effet sous un autre angle, les trajets de chargement dans le plan amplitude de contrainte de cisaillement (τ_a) en fonction de la contrainte hydrostatique maximale ($\sigma_{H,max}$) ont été tracées à la Figure 6.4. En comparant les deux trajectoires pour le même σ_{xx} avec β_{local} = -0.45, τ_a passe de 75 MPa pour un déphasage idéal de 180° à 74.8 MPa pour un déphasage de 172° . Dans le cas du chargement analysé, l'impact du déphasage a donc été considéré comme négligeable. Pour la suite des analyses, un déphasage idéal et homogène de 180 ° pour l'ensemble des points d'amorçage a été considéré.

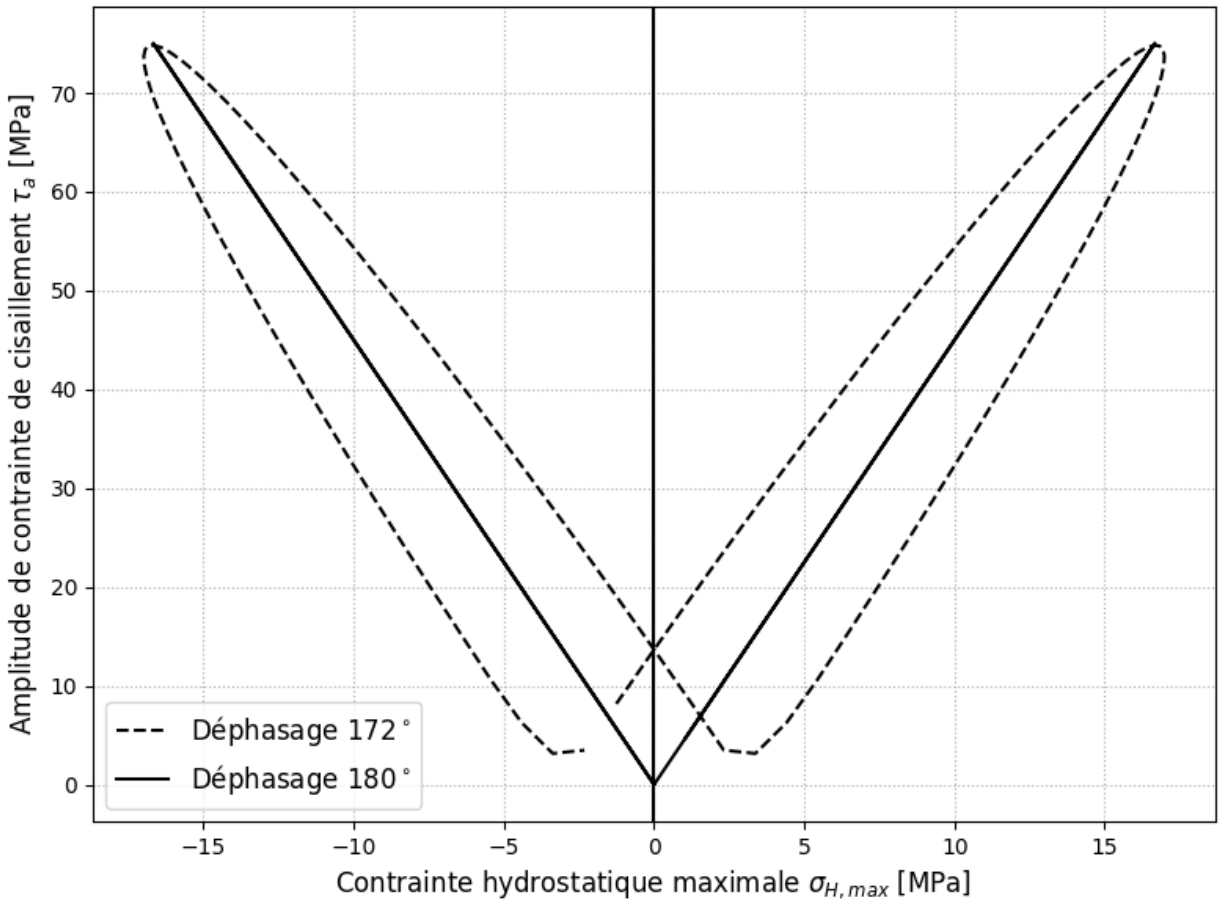


FIGURE 6.4 Trajets de chargement avec un déphasage de 180° et de 172° dans le domaine amplitude de contrainte de cisaillement (τ_a) en fonction de la contrainte hydrostatique maximale ($\sigma_{H,max}$) pour l'éprouvette de cisaillement combiné avec flexion uniaxiale.

De plus, l'utilisation d'un pot vibrant pour la réalisation d'essais de fatigue multiaxiale présente des défis expérimentaux spécifiques liés à la nature de l'essai vibratoire. En particulier, un compromis optimal doit être trouvé entre l'amortissement du système de montage et le niveau d'accélération requis pour atteindre le niveau de contrainte ciblé. Les principales sources d'amortissement additionnel sont les interfaces de fixation, notamment la liaison entre les mors et le pot vibrant (y compris les éléments de fixation tels que les vis), ainsi que le contact entre les mors et l'éprouvette. Ces interfaces introduisent des pertes d'énergie susceptibles d'altérer la réponse dynamique du système, ce qui rend le contrôle et la reproductibilité des essais particulièrement sensibles aux paramètres expérimentaux. Ainsi, des campagnes d'essais préliminaires sont nécessaires afin d'identifier une configuration optimale des paramètres expérimentaux (conditions de serrage, niveau d'excitation), garantissant la stabilité des essais vibratoires.

Finalement, le fonctionnement des essais de fatigue vibratoire dépend de l'adéquation entre les

capacités du pot vibrant utilisé et les besoins propres à chaque groupe expérimental. L'augmentation du niveau de contrainte générée au sein de l'éprouvette nécessite des niveaux d'accélération plus élevés de la part du pot vibrant. Dans ce contexte, les essais réalisés sur des éprouvettes sollicitées en cisaillement combiné à la flexion uniaxiale, et présentant une surface polie miroir, n'ont pas pu être exploités comme prévu. Les éprouvettes testées n'ont pas pu être sollicitées jusqu'à la défaillance par fatigue. Les niveaux de contrainte nécessaires pour atteindre l'amorçage par fatigue requéraient une accélération supérieure aux capacités du pot vibrant. Des adaptations seraient donc nécessaires, soit au niveau de l'éprouvette, soit au niveau des moyens d'essai, afin que ce groupe expérimental puisse être testé sur pot vibrant. En raison des contraintes de temps, ces adaptations n'ont pas pu être réalisées pendant la durée de ce projet.

En conclusion, il est effectivement possible d'utiliser un pot vibrant pour réaliser des essais de fatigue multiaxiale dans la gamme de chargement correspondant à $-1.00 \leq \beta < 0.00$. Dans le cadre de ce projet, deux géométries innovantes ont été conçues afin de permettre des essais de fatigue pour β = -1.00 et β = -0.45. De plus, l'article I a introduit un protocole de conception pour des géométries destinées à la fatigue vibratoire, qui peut être utilisé pour concevoir des éprouvettes adaptées à une large variété d'états de contraintes. Cette approche innovante constitue une voie particulièrement prometteuse pour optimiser la génération de données en fatigue multiaxiale.

O2Q2 : Comment les discontinuités impactent-elles la résistance en fatigue unixiale (β = 0.00), en cisaillement pur (β = -1.00), et dans un cas intermédiaire de cisaillement combiné à une flexion uniaxiale ?

L'étude de la sensibilité de chaque état de contraintes à la présence de discontinuités s'est appuyée sur les résultats de résistance en fatigue à 10^6 cycles ainsi que sur la mesure de la discontinuité critique à l'amorçage associée. La méthode d'essai en step-loading a permis de déterminer une résistance en fatigue pour chaque éprouvette ; cette résistance a ensuite été corrélée à la valeur de $\sqrt{area}$ mesurée par analyse d'images MEB. Dans l'article II, les sites d'amorçage ont été positionnés sur la distribution des contraintes locales issue des modèles numériques (Figures 5.13, 5.14 et 5.15). Cet exercice a permis d'ajuster le facteur β_{local} pour chaque éprouvette, en identifiant l'état de contraintes spécifique présent à l'emplacement de la discontinuité critique.

Après la correction du β_{local}, les éprouvettes ont été regroupées selon leur valeur de β_{local}, arrondie à la deuxième décimale. Les trois états de contrainte comportant le plus grand nombre d'éprouvettes ont été utilisés pour construire un diagramme de Kitagawa–Takahashi (Figure 5.18). Dans ce diagramme, l'exposant de la loi exponentielle issue de la régression linéaire en espace log–log représente la sensibilité à la présence de discontinuités. L'exposant de valeur absolue la plus élevée (–0.15) a été obtenu pour le cisaillement combiné à la flexion, ce qui suggère une influence marquée de la taille des discontinuités sur la résistance en fatigue pour cette condition de chargement. Toutefois, compte tenu du nombre limité d'éprouvettes et de la dispersion importante des résultats, cette conclusion

doit être interprétée avec prudence. Un exposant intermédiaire de –0.135 a été obtenu pour l'état de flexion uniaxiale, valeur relativement proche de la pente théorique de –1/6 (–0.167) proposée par Murakami and Endo [7] pour des conditions uniaxiales. Les éprouvettes sollicitées en cisaillement pur ont présenté une pente quasi nulle (–0.034), soulignant le faible impact des discontinuités sous un état de cisaillement pur. Cet exercice a permis de mettre en évidence les sensibilités distinctes de ces trois états de contraintes à la présence de discontinuités.

Il est important de souligner que la gamme de tailles investiguée pour chaque état de contraintes dépendait notamment de la probabilité de trouver, dans le volume hautement sollicité de l'éprouvette, une discontinuité d'une taille donnée et que celle-ci soit effectivement la taille critique. L'utilisation de trois états de surface différents a permis de couvrir une plage relativement large de tailles de discontinuités critiques. La Figure 6.5 présente la fonction de répartition des tailles de discontinuités critiques pour chaque groupe d'état de contraintes. On observe que la gamme la plus large est associée à la flexion uniaxiale conventionnelle, avec $27 \leq \sqrt{\text{area}} \leq 407$ µm. La taille critique (a_{0th}), à partir de laquelle la résistance en fatigue commence à être influencée par la présence de discontinuités, a été estimée à environ 30 µm dans les travaux de Pessard et al. [47] pour le Ti-6Al-4V issu de L-PBF, pour une durée de vie de 10^6 cycles. En comparant cette valeur avec la plage de tailles observée pour les éprouvettes de flexion uniaxiale (Figure 6.5), on constate que l'ensemble des éprouvettes se situe effectivement dans la zone II du diagramme de Kitagawa–Takahashi. Pour les éprouvettes de cisaillement pur, la gamme de tailles s'étend de $45 \leq \sqrt{area} \leq 255$ µm. Pour les éprouvettes sollicitées en cisaillement combiné à la flexion uniaxiale, elle varie de $57 \leq \sqrt{area} \leq 312$ µm.

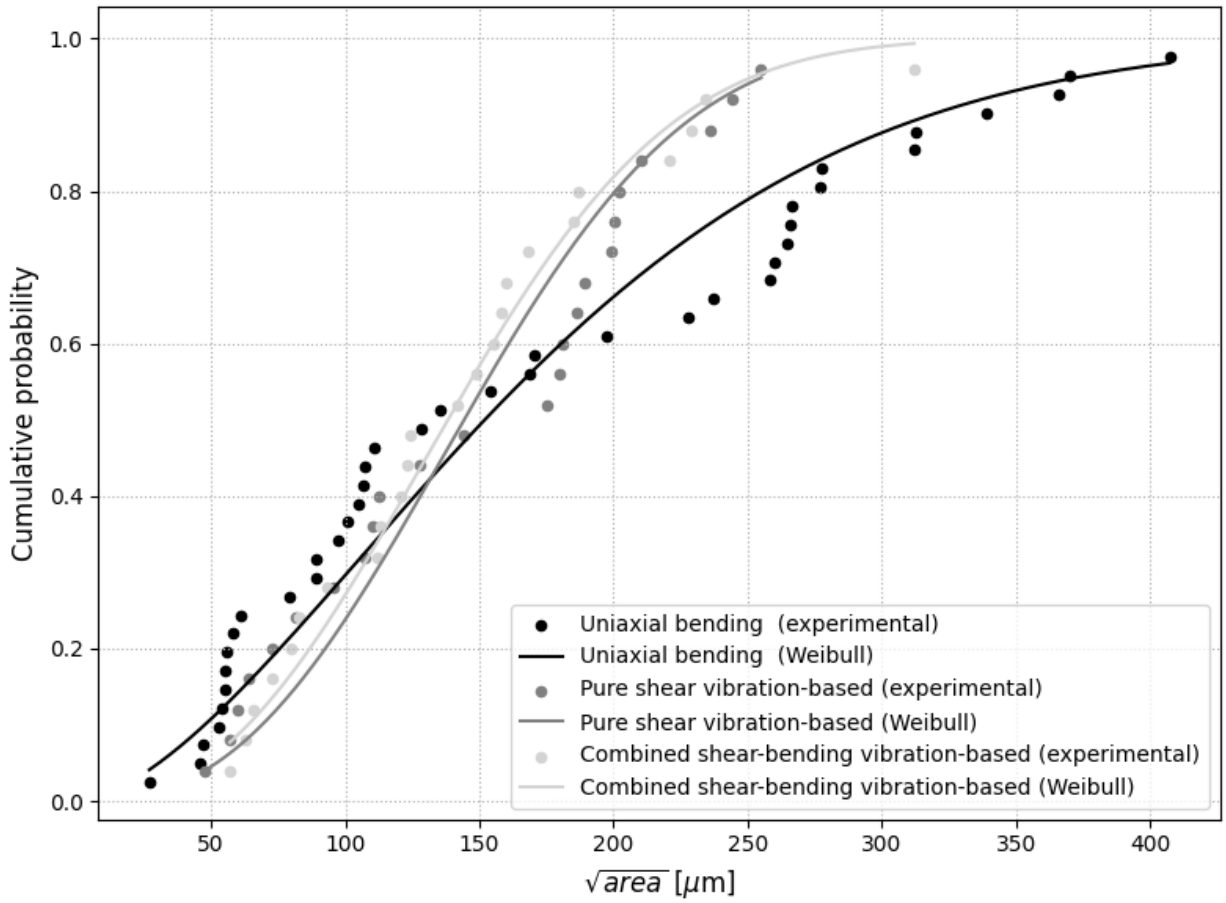


FIGURE 6.5 Valeurs expérimentales de tailles de discontinuités critiques à l'amorçage pour chaque type de chargement. Les probabilités cumulées en utilisant la loi de Weibull sont présentées.

La Figure 6.6 présente le volume hautement sollicité ($V90\%$) pour l'éprouvette de flexion uniaxiale (Figure 6.6(a)), de cisaillement pur vibratoire (Figure 6.6(b)) et de cisaillement combiné à la flexion uniaxiale (Figure 6.6(c)). L'éprouvette de flexion uniaxiale présente le plus grand volume hautement sollicité, avec 26 mm^3 par côté. Les éprouvettes de fatigue vibratoire présentent des $V90\%$ plus faibles, de 2.5 mm^3 et 2.7 mm^3 par côté, pour le cisaillement pur et le cisaillement combiné à la flexion uniaxiale, respectivement. En considérant l'hypothèse selon laquelle l'amorçage se produit sur la discontinuité présentant la plus grande valeur de $\sqrt{\text{area}}$ au sein de la population, un volume sollicité plus élevé conduirait à des tailles discontinuités critiques plus grandes pour la flexion uniaxiale que pour le cisaillement pur ou le cisaillement combiné à la flexion uniaxiale, dont les volumes sollicités sont plus faibles. Ce qui est observé dans la Figure 6.5. Il convient également de rappeler qu'un nombre plus important d'éprouvettes de flexion uniaxiale (40 éprouvettes) a été analysé, comparativement aux éprouvettes de cisaillement pur (24) et de cisaillement combiné à la flexion

uniaxiale (24). Ce fait contribue aussi à l'élargissement de la gamme de tailles de discontinuités critiques observées à l'amorçage dans le cas d'une éprouvette de flexion uniaxiale. Les éprouvettes de cisaillement pur et de cisaillement combiné à la flexion uniaxiale présentent des $V90\%$ très proches, ce qui pourrait expliquer les gammes de tailles de discontinuités critiques similaires entre elles observées pour ces deux cas.

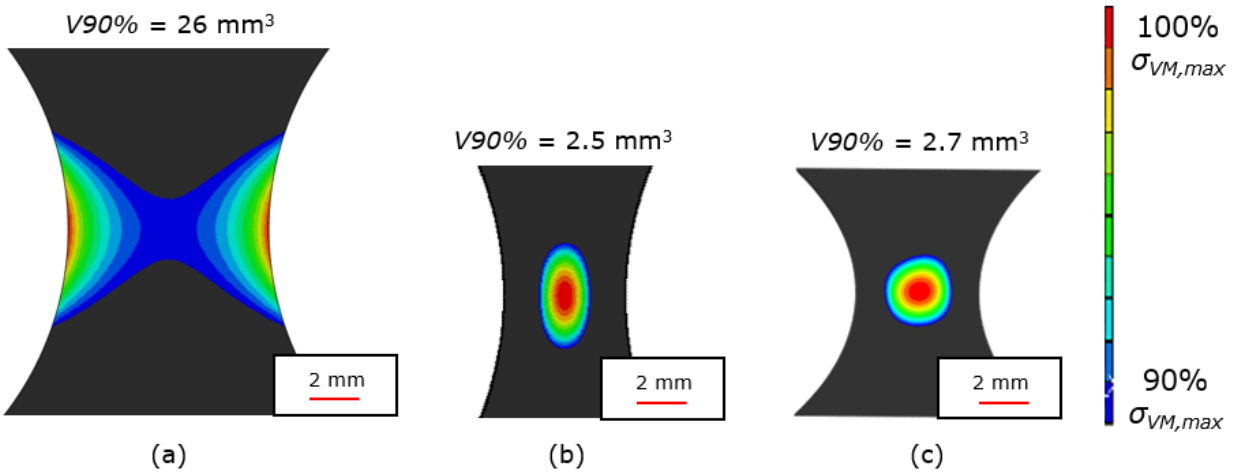


FIGURE 6.6 Volume hautement sollicité ($V90\%$) pour l'éprouvette de (a) flexion uniaxiale conventionnel, (b) cisaillement pur vibratoire et (c) cisaillement combiné à la flexion uniaxiale.

Cette interprétation fondée exclusivement sur un effet de volume pour expliquer les différentes gammes de tailles de discontinuités critiques à l'amorçage suppose implicitement que la sensibilité du matériau aux discontinuités demeure identique pour les trois états de contraintes analysés. Or, le diagramme de Kitagawa–Takahashi présenté dans l'article II (Figure 5.18) montre clairement que cette sensibilité dépend de l'état de contraintes, suggérant que les règles de préférence d'amorçage peuvent également varier selon le type de sollicitation. Par exemple, dans le cas d'un chargement en cisaillement pur, on peut envisager que la profondeur d'une discontinuité devienne un paramètre plus déterminant que sa taille caractérisée par $\sqrt{\text{area}}$. De plus, l'article II a mis en évidence l'hétérogénéité du facteur β_{local} dans les éprouvettes sollicitées en fatigue vibratoire. On se retrouve ainsi face à une population de discontinuités de tailles ($\sqrt{\text{area}}$) et de morphologies différentes, distribuées dans des zones présentant des états de contraintes localement variables selon leur position. L'ensemble de ces observations montre que la compétition entre discontinuités et les caractéristiques gouvernant l'amorçage sont plus complexes qu'une simple interprétation par effet de volume. Par conséquent, cet effet ne semble pas constituer l'unique cause des différences observées dans les distributions des tailles critiques de discontinuités pour les trois géométries étudiées.

Une étude comparative entre les caractéristiques de la discontinuité critique à l'amorçage et celles du reste de la population pourrait contribuer à éclaircir cet aspect. La base de données collectée

lors des scans de surface pourra être utilisée pour contribuer à la discussion de cette problématique dans le futur.

En conclusion, l'influence des discontinuités sur le comportement en fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V issu de L-PBF a été examinée sur un ensemble relativement large de tailles critiques. Une faible sensibilité en cisaillement pur a été mise en évidence, tandis qu'une sensibilité marquée a été observée pour des sollicitations en flexion uniaxiale ainsi qu'en cisaillement combiné à la flexion uniaxiale dans la gamme de tailles étudiée. L'analyse des volumes hautement sollicités propres à chaque géométrie et du nombre d'éprouvettes testées ont apporté des éléments pour l'interprétation des différences observées entre les gammes de tailles de discontinuités critiques pour les differents états de contraintes.

6.3 OS3 : impact combiné du chargement et des discontinuités

O3Q1 : Quel est l'impact de la contrainte hydrostatique sur la résistance en fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V issu de L-PBF en contenant des discontinuités ?

L'impact de la contrainte hydrostatique sur la résistance en fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V issu de L-PBF contenant des discontinuités a fait l'objet de l'article II. L'utilisation de trois états de surface différents a permis d'explorer un ensemble de discontinuités dont les tailles se situent entre $27 \leq \sqrt{\text{area}} \leq 407$ µm. L'emploi de trois types d'éprouvettes a rendu possible l'investigation d'un intervalle de facteurs de biaxialité $-1.00 < \beta_{\text{local}} < 0$. Dans un premier temps, la sensibilité à la présence de discontinuités a été analysée spécifiquement pour $\beta_{\text{local}} = -1.00$, -0.47 et 0.00 dans un diagramme de Kitagawa-Takahashi. Les pentes des lois exponentielles en log-log obtenues ont été obtenus à partir d'une interpolation linéaire des données expérimentales. Ces lois exponentionnelles ont ensuite été utilisées pour estimer les résistances en fatigue en présence de discontinuités pour un chargement uniaxial, $\sigma_{f(\sqrt{\text{area}})}$, ainsi que pour un chargement en cisaillement pur, $\tau_{f(\sqrt{\text{area}})}$. Ces estimations ont été employées pour calculer les paramètres de Dang Van, $a_{\text{DV}(\sqrt{\text{area}})}$ et $b_{\text{DV}(\sqrt{\text{area}})}$, représentatifs de chaque taille de discontinuité. L'ensemble a permis de construire une réprésentation multi-droites linéaire qui a été présenté à la Figure 5.20.

La représentation multi-droites linéaire de l'article II est comparée à l'approche proposée par Nadot and Denier [10] dans la Figure 6.7. On observe que les deux approches supposent un comportement linéaire avec l'augmentation de la contrainte hydrostatique. La différence entre les deux approches réside dans le fait que chaque iso-$\sqrt{\text{area}}$ proposée par l'approche linéaire de l'article II présente des valeurs de $a_{\text{DV}(\sqrt{\text{area}})}$ et $b_{\text{DV}(\sqrt{\text{area}})}$ différentes. Ça résulte dans des droites à pentes différentes ($a_{\text{DV}(\sqrt{\text{area}})}$) et qui interceptent $\sigma_{H,max} = 0$ à des valeus différentes ($b_{\text{DV}(\sqrt{\text{area}})}$). Ces valeurs sont calculées à partir de résultats obtenus avec un diagramme de Kitagawa–Takahashi présentant des pentes de sensibilité différentes pour chacun des états de contraintes. En revanche, les iso-$\sqrt{\text{area}}$

de l'approche de Nadot and Denier [10] ont été calculées en utilisant les Équations 2.14 et 2.15, qui supposent une pente de sensibilité à la présence de discontinuités de $-1/6$ pour tous les cas de chargement. Ce calcul conduit à une valeur fixe et unique de $a_{\mathrm{DV}(\sqrt{\mathrm{area}})} = -1.13$ et à une valeur de $b_{\mathrm{DV}(\sqrt{\mathrm{area}})} = 156.36\,(\sqrt{\mathrm{area}})^{-1/6}$, qui dépend de la taille de la discontinuité. Ça résulte dans des droites qui interceptent $\sigma_{H,max} = 0$ à des valeurs différentes mais avec une pente fixe pour toutes les tailles de discontinuités.

En termes d'interprétation, la principale différence entre les deux approches réside donc dans le fait qu'en supposant une pente de sensibilité fixe et identique pour tous les chargements, on ne prend pas en compte la sensibilité propre de chaque état de contrainte à la présence de discontinuités. C'est pour cette raison que la représentation proposée par Nadot and Denier [10] n'a pas été retenue pour la suite des travaux.

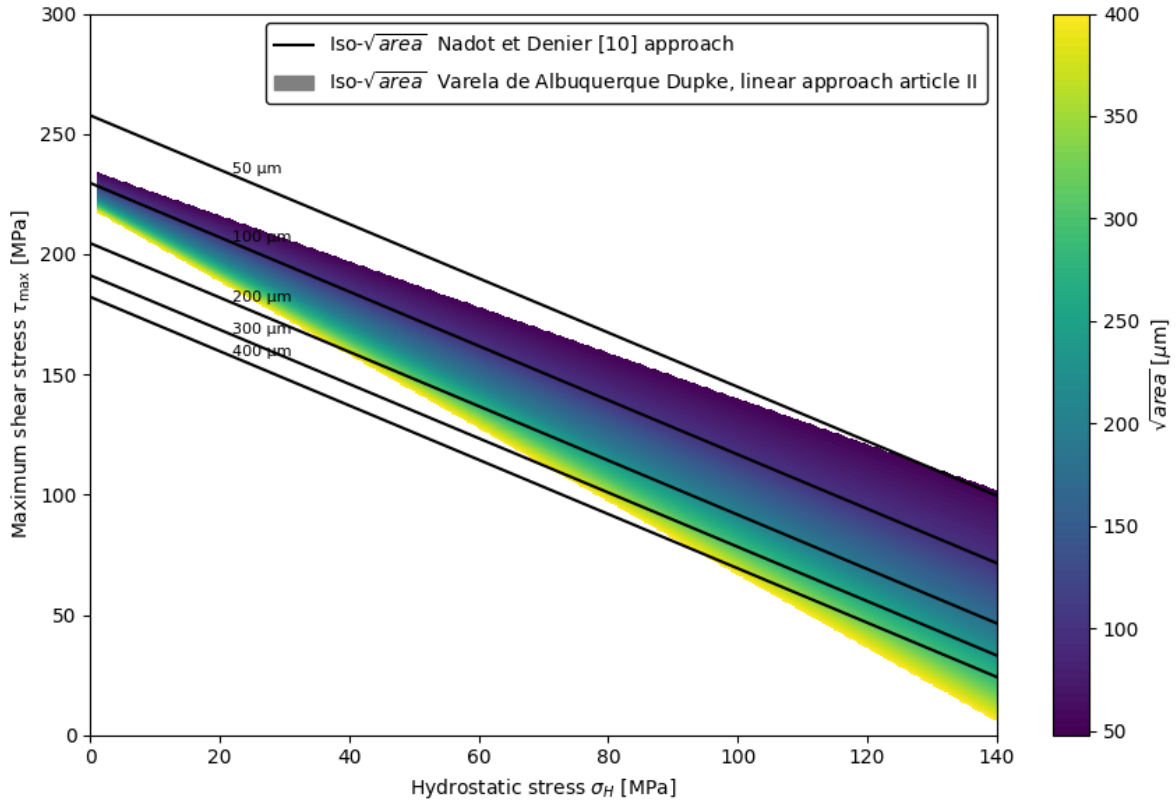


FIGURE 6.7 Répresentation schématique de l'approche linéaire pour la prévision du comportement en fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V issu de L-PBF en contenant des discontinuités présentée sur l'article II. Les iso-$\sqrt{\mathrm{area}}$ calculées utilisant l'approche de Nadot and Denier [10] sont tracées pour comparaison.

Au cours de l'article II, les prévisions multi-droites linéaires sont comparées avec les résultats expérimentaux. Il a été constaté que certaines données expérimentales sont mal représentées par cette

approche. La Figure 6.8 présente les erreurs relatives entre les prévisions en utilisant l'approche linéaire et les résultats expérimentaux. Les cercles répresentent les résultats obtenus avec la geometrie de cisaillement pur. Les triangles representent les résultats obtenus avec les geometries de cisaillement combiné à la flexion uniaxiale et, finalement, les carrés representent les resultats en flexion uniaxiale. La couleur du marqueur represente la taille de la discontinuité critique à l'amorcage de l'éprouvette selon l'échelle à droite du graphique.

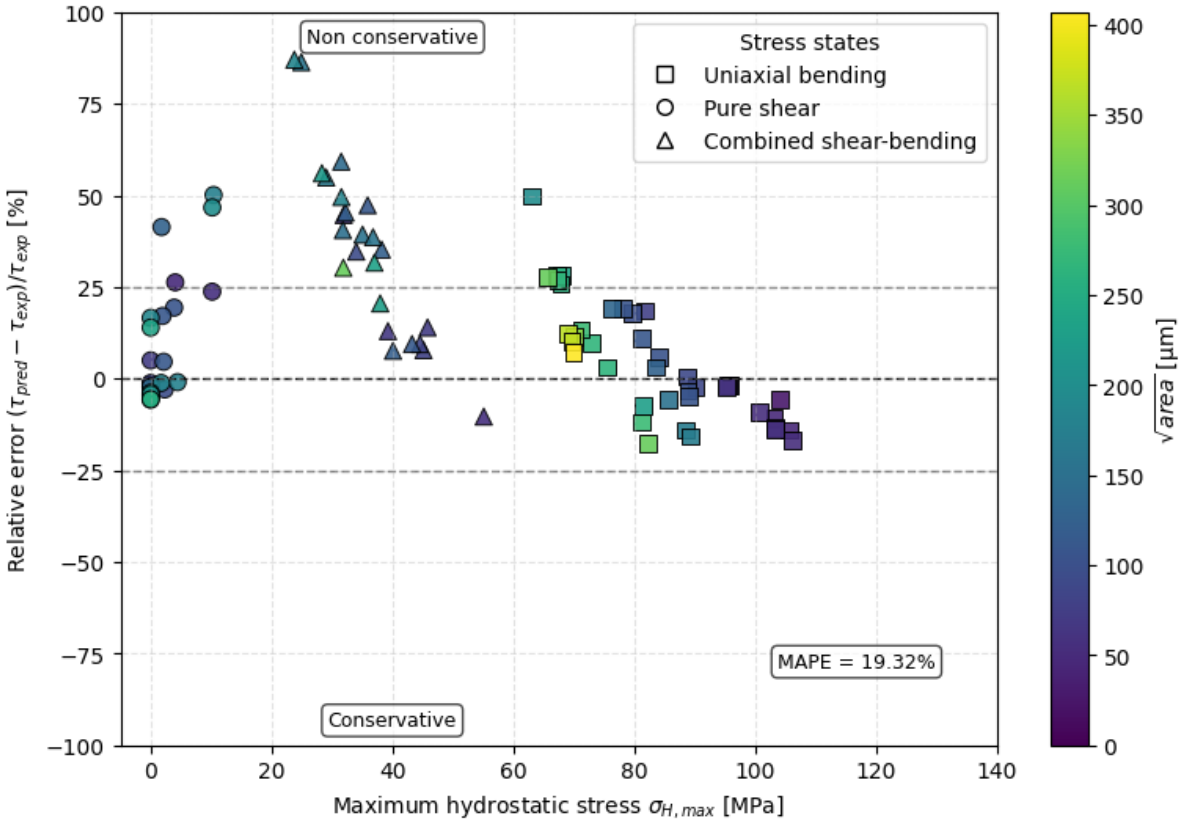


FIGURE 6.8 Erreurs relatives entre la prévision en utilisant l'approche multi-droites linéaire et les résultats expérimentaux.

On constate que les iso-$\sqrt{\text{area}}$ les erreurs associées aux éprouvettes sollicitées en cisaillement pur 'ideal' (exactement $\beta_{\text{local}} = -1.00$, pourtant placées à $\sigma_{H,max} = 0$) sont relativement faibles, avec des erreurs relatives comprises entre $-5\,\%$ et $+17\,\%$. En revanche, la répresentation se révèle particulièrement non conservative pour les éprouvettes de cisaillement pur présentant une composante de contrainte hydrostatique ($\sigma_{H,max} > 0$). On observe des éprouvettes avec des erreurs relatives jusqu'à +50% (non conservatif) pour des $\sigma_{H,max} = 10$ MPa. Les erreurs relatives les plus importantes sont observées pour les éprouvettes de cisaillement combiné à la flexion uniaxiale. On observe des éprouvettes avec erreur relative de plus de 80% pour $\sigma_{H,max} = 24$ MPa. Si on prend comme référence la zone de +25% à -25%, on constate que la majorité des éprouvettes de cisaillement

combiné à la flexion uniaxiale se placent à l'extérieure de cette zone. L'approche linéaire est particulièrement non conservative pour les éprouvettes sollicitées en cisaillement combiné à la flexion uniaxiale ($20 < \sigma_{H,max} < 60$). Cette constatation permet de conclure que une approche identifiée classiquement à partir des résultats en torsion et flexion uniaxiale (ou traction) n'est pas bien adaptée pour la prévision de la résistance en fatigue pour des cas de chargement alternées avec des faibles contraintes hydrostatiques (plus spécifiquement $5 < \sigma_{H,max} < 40$) générés par de la biaxialité ($-1.00 < \beta_{\text{local}} < -0.41$). Dans ces cas, la contrainte hydrostatique semble jouer un rôle plus important que ce qui est prévu par ces estimations linéaires. Pour les éprouvettes de flexion uniaxiale (carrés), la majorité des éprouvettes est placée à l'intérieure de la zone +25% à -25% sauf un groupe d'éprouvettes avec $60 < \sigma_{H,max} < 65$. D'une manière générale, l'approche linéaire a présenté l'erreur moyenne absolue en pourcentage (MAPE) de 19.32 %.

Afin de mieux représenter ces résultats expérimentaux, une approche bilinéaire est proposée dans la suite de l'article II (Figure 5.21). Cette approche utilise, en plus des résultats de cisaillement pur (*pure shear* (PS sur l'Équation 6.1)), les estimations de resistances (issues du diagramme de Kitagawa-Takahashi) pour le cisaillement combiné à la flexion issues (*combined shear-bending* (CSB sur l'Équation 6.1)) selon l'Équation 6.1. La limite entre les deux domaines se situe à $\sigma_{H,\max} = \tau_a/4.15$, ce qui correspond au chemin de chargement $\beta_{\text{local}} = -0.47$. Il est discuté dans l'article II que la frontière entre les deux domaines demeure arbitraire. Elle a été définie en se basant sur la condition de chargement pour laquelle le plus grand nombre de données était disponible, afin de mieux représenter l'ensemble des résultats. La Figure 6.9 présente la répresentation de l'approche bilinéaire de l'article II.

$$
\begin{aligned}
a_{(\sqrt{\text{area}})} &= \begin{cases} \dfrac{\tau_{a(\text{CSB},\sqrt{\text{area}})} - \tau_{a(\text{PS},\sqrt{\text{area}})}}{\sigma_{H,\max(\text{CSB},\sqrt{\text{area}})}}, & 0 \le \sigma_{H,\max} \le \dfrac{\tau_a}{4.15}, \\ 0, & \sigma_{H,\max} > \dfrac{\tau_a}{4.15}, \end{cases} \\
b_{(\sqrt{\text{area}})} &= \begin{cases} \tau_{a(\text{PS},\sqrt{\text{area}})}, & 0 \le \sigma_{H,\max} \le \dfrac{\tau_a}{4.15}, \\ \tau_{a(\text{CSB},\sqrt{\text{area}})}, & \sigma_{H,\max} > \dfrac{\tau_a}{4.15}. \end{cases}
\end{aligned}
\tag{6.1}
$$

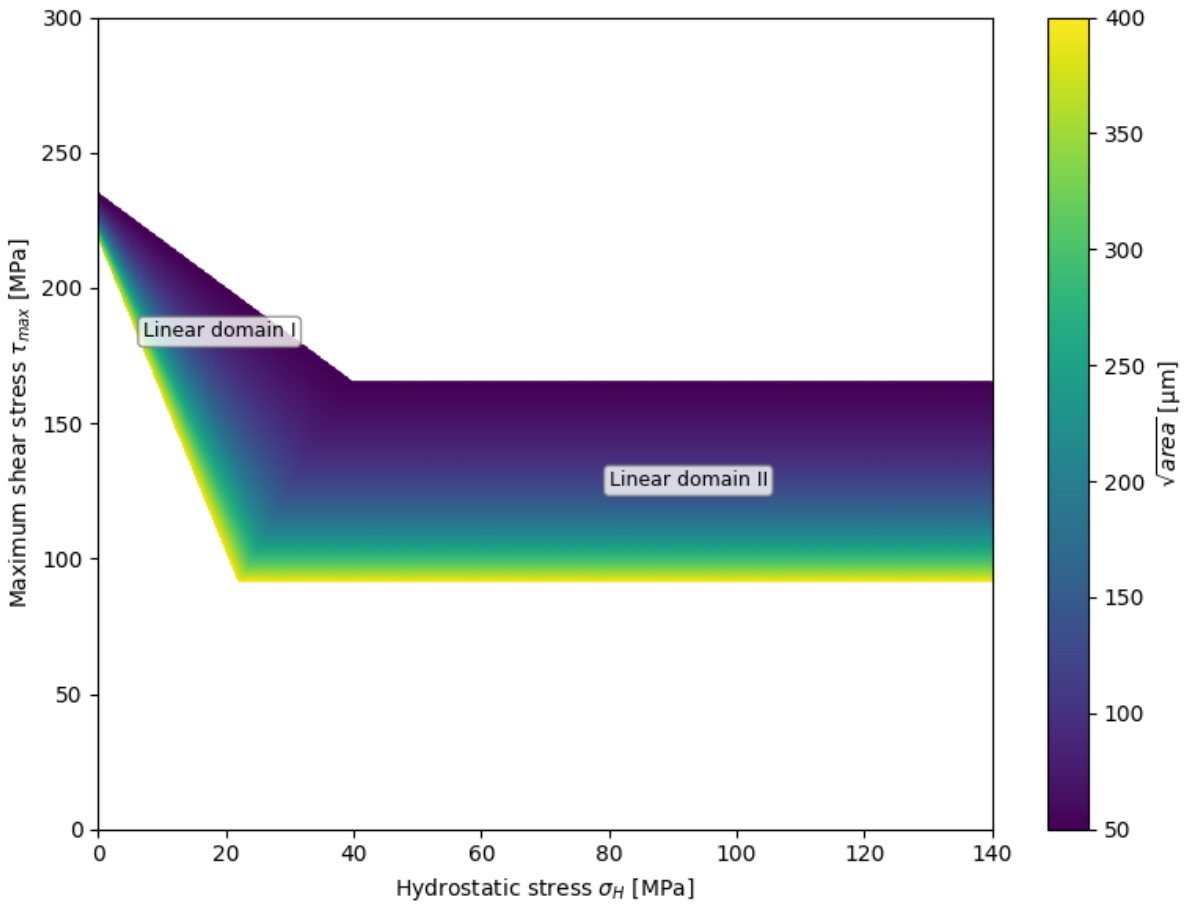


FIGURE 6.9 Répresentation schématique de l'approche bilinéaire pour la prévision du comportement en fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V issu de L-PBF en contenant des discontinuités présentée sur l'article II.

En comparant l'approche bilinéaire de la Figure 6.9 à l'approche linéaire de la Figure 6.7, on constate que les pentes du domaine linéaire I de la première sont plus élevées que celles de l'approche linéaire. Cet ajustement a été proposé afin de mieux représenter le fort impact des faibles contraintes hydrostatiques observé dans les résultats expérimentaux ($0 \leq \sigma_{H,\max} \leq \tau_a/4.15$, à gauche de la frontière). Le domaine linéaire II de l'approche bilinéaire permet d'estimer la résistance en fatigue multiaxiale pour les états de contraintes caractérisés par une contrainte hydrostatique $\sigma_{H,\max} > \tau_a/4.15$ (à droite de la frontière). À partir de cette frontière, seule la taille des discontinuités semble piloter la résistance, et l'impact de la contrainte hydrostatique devient presque nul. Cet impact négligeable a été représenté par des droites de pente nulle ($a_{(\sqrt{\text{area}})} = 0$). La Figure 6.10 présente les erreurs relatives entre les prévisions obtenues à l'aide de l'approche multi-droites bilinéaire et les résultats issus de la campagne expérimentale.

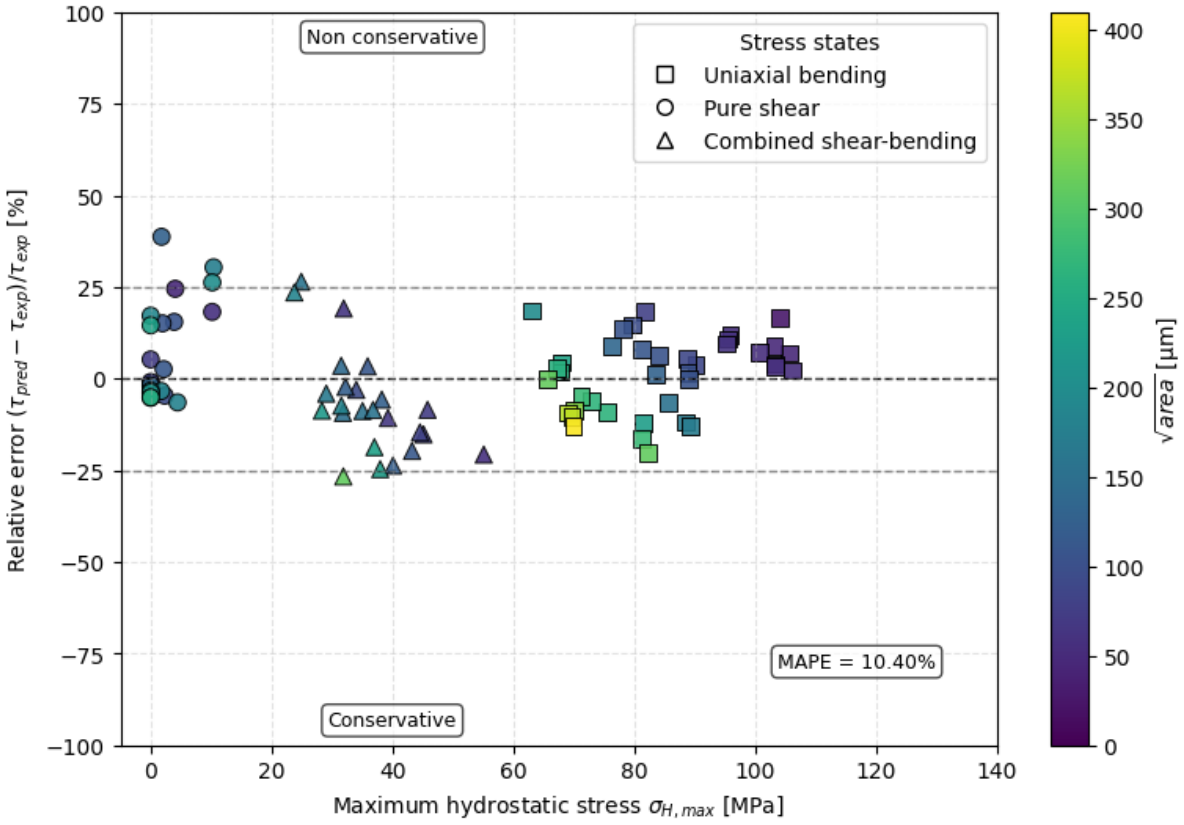


FIGURE 6.10 Erreurs relatives entre la prévision en utilisant l'approche multi-droites bilinéaire et les résultats expérimentaux.

Comparativement aux erreurs relatives calculées pour l'approche linéaire (Figure 6.8), l'utilisation de l'approche bilinéaire a permis de réduire l'erreur moyenne absolue en pourcentage (MAPE) de 19.32 % à 10.40 %. Les erreurs associées aux éprouvettes sollicitées en cisaillement pur 'idéal' (exactement $\beta_{\text{local}} = -1.00$, et pour lesquelles $\sigma_{H,\max} = 0$) se situent entre -5 % et $+17$ %. Ce résultat était attendu, puisque les deux approches utilisent les mêmes prévisions pour les cas où $\sigma_{H,\max} = 0$. En revanche, les éprouvettes de cisaillement pur qui présentaient auparavant des erreurs de l'ordre de $+50$ % montrent désormais des erreurs d'environ $+30$ %. La réduction la plus significative de l'erreur relative a été observée pour les éprouvettes sollicitées en cisaillement combiné à la flexion uniaxiale (triangles). Avec l'approche bilinéaire, presque la totalité des éprouvettes se situent dans la zone comprise entre $+25$ % et -25 %. De plus, la majorité des triangles se placent du côté conservatif de l'analyse. Finalement, pour les essais en flexion uniaxiale, l'approche bilinéaire proposée se montre non conservatrice pour les petites discontinuités, puis devient conservatrice pour les discontinuités de plus grande taille.

Le passage d'une approche linéaire à une approche bilinéaire a permis une meilleure représentation des résultats expérimentaux de ce projet, comme l'indique la réduction du MAPE. En observant

les tendances, certaines remarques peuvent être faites. Le fait d'être non conservatif pour les éprouvettes de cisaillement avec $\sigma_{H,\max} > 0$ indique que les pentes proposées pour le domaine I sont encore inférieures à l'idéal pour représenter ce groupe d'éprouvettes. Les réductions de résistance en fatigue multiaxiale pour des contraintes hydrostatiques $5 < \sigma_{H,\max} < 20$ sont, en réalité, plus importantes que la prévision faite par l'approche bilinéaire. De l'autre côté, ces mêmes pentes sont conservatives pour les résultats de cisaillement combiné à la flexion uniaxiale. Ce constat indique que pour $20 < \sigma_{H,\max} < 60$, l'impact de la contrainte hydrostatique est en réalité plus faible que celui prédit par les pentes proposées pour le domaine I. Ces deux observations suggèrent qu'une autre loi mathématique, différente d'une droite, pourrait être plus adaptée pour décrire l'impact de la contrainte hydrostatique dans la zone correspondant au domaine linéaire II. Dans le cas des résultats en flexion uniaxiale, la tendance observée (être conservatif pour les grandes tailles de discontinuités et non conservatif pour les petites) indique qu'une pente très faible, avec un $a_{(\sqrt{\text{area}})}$ proche de zéro, pourrait finalement représenter encore mieux ces résultats.

Il est important de souligner que, même si l'approche bilinéaire présente une erreur relative relativement faible pour les éprouvettes en Ti-6Al-4V issues de la L-PBF étudiées dans ce travail, la généralisation de cette représentation à d'autres matériaux doit être analysée avec prudence. Les origines physiques de ce comportement restent encore à éclaircir. Des essais supplémentaires avec une plus grande variété de β_{local} aideraient à mieux comprendre ce phénomène. De plus, l'extrapolation de l'approche vers des états de contraintes tels que $\sigma_{H,\max} > \tau_a/(3/2)$ (c'est-à-dire au-delà de la flexion uniaxiale), par exemple en traction–traction avec $\beta_{\text{local}} > 0$, doit être examinée avec la plus grande attention. L'extrapolation de cette approche vers des rapports de charge supérieurs, impliquant la présence d'une contrainte moyenne, doit également être analysée avec soin.

Cette analyse a été rendue possible grâce à l'investigation de facteurs de biaxialité intermédiaires compris entre $-1.00 < \beta_{\text{local}} < 0$. De manière générale, les modèles de prévision reposent sur des résultats obtenus en chargement uniaxial et en torsion pour estimer le comportement sur l'ensemble de la gamme des conditions de chargement multiaxial. Ces modèles supposent une résistance limite admissible linéaire qui recouvre l'ensemble de la gamme des conditions de chargement multiaxial. Ce projet a montré que cette hypothèse n'est pas toujours vérifiée, notamment dans le cas du Ti-6Al-4V contenant des discontinuités, pour la plage de chargements étudiée. Il convient néanmoins de souligner que l'utilisation des résultats obtenus en chargement uniaxial à différents rapports de charge, ainsi qu'en cisaillement pur, demeure la méthode la plus accessible pour prévoir le comportement multiaxial, puisqu'il s'agit des types d'essais les plus couramment employés et maîtrisés dans le domaine de la fatigue. De plus, l'utilisation des approches linéaire et bilinéaire proposées dans l'article II s'appuie sur une campagne d'essais relativement large, permettant d'établir des sensibilités aux discontinuités propres à chaque état de contrainte, ce qui n'est pas toujours viable dans d'autres contextes expérimentaux.

CHAPITRE 7 CONCLUSION GÉNÉRALE

L'étude présentée avait comme objectif général de **comprendre l'impact du chargement sur la résistance en fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V issu de L-PBF avec discontinuités de surface**. Les principales conclusions obtenues à la fin de ce projet sont présentées ci-dessous.

L'investigation de la **modification de la surface après les étapes de polissage chimique ou de polissage mécanique miroir** a montré que :

1. Le polissage chimique entraîne une diminution d'environ 55% de la rugosité Ra par rapport à l'état brut de fabrication. Toutefois, malgré cette réduction significative, la valeur de Ra demeure plus élevée que celle obtenue après un polissage mécanique miroir.
2. L'élimination complète des discontinuités de surface, que ce soit par polissage chimique ou par polissage mécanique miroir, n'a pas été possible. Les discontinuités remanentes sont inhérentes au procédé de fabrication additive L-PBF et n'ont pas pu être supprimées par ces étapes de post-traitement.

Le développement des **essais de fatigue innovants à haute fréquence sur pot vibrant** a permis d'établir que :

1. Une géométrie d'éprouvette innovante a été développée pour des essais de cisaillement pur, permettant d'augmenter la fréquence d'essai de 5 à 700 Hz. En pratique, cela revient à compléter un palier de contrainte de 10^6 cycles en 30 minutes au lieu de 55 heures. Les résultats obtenus à haute fréquence se sont révélés similaires à ceux de la littérature pour des conditions de surface similaires.
2. Malgré les différences notables de volume hautement sollicité entre les éprouvettes vibratoires et celles de torsion conventionnelle, aucun effet de volume marqué n'a été observé. La présence de discontinuités rémanentes semble être prépondérante et masque tout éventuel effet de volume sur la résistance en fatigue du Ti-6Al-4V sous chargement de cisaillement pur.
3. Même si un effet de fréquence en chargement uniaxial a été démontré dans la littérature pour le Ti-6Al-4V, aucun impact significatif de l'augmentation de la fréquence d'essai n'a été observé en cisaillement pur. Ce résultat est particulièrement intéressant, car il s'agit de la première comparaison directe entre des essais de fatigue en cisaillement pur réalisés à haute fréquence et des essais conventionnels à basse fréquence.
4. Une deuxième géométrie innovante a été développée afin de réaliser des essais de cisaillement combiné à la flexion uniaxiale à environ 1000 Hz. Cette avancée met en évidence le fort potentiel du protocole de conception proposé, tant en termes de réduction du temps d'essai que d'élargissement de la gamme de chargements pouvant être étudiés. En effet, la possibilité d'explorer de manière accélérée des cas de chargement complexes, rarement accessibles avec les

méthodes conventionnelles, ouvre la voie à une caractérisation plus complète et plus efficace du comportement en fatigue multiaxiale des matériaux.

L'utilisation de trois états de surface distincts, sollicités sous trois types de chargement différents, a permis d'étudier de manière approfondie le **comportement en fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V contenant des discontinuités**, conduisant aux conclusions suivantes :

1. Le Ti-6Al-4V issu de L-PBF a présenté une sensibilité à la présence de discontinuités en flexion uniaxiale caractérisée par une pente de -0.135, relativement proche de la valeur de -0.167 indiquée par Murakami. En revanche, sous chargement de cisaillement pur, la sensibilité à la présence de discontinuités s'est révélée négligeable. Des éprouvettes comportant des discontinuités comprises entre 60 et 250 µm ont présenté des résistances en fatigue similaires, indiquant que l'effet de la taille des défauts est fortement atténué dans ce cas de chargement.
2. Une variation de la sensibilité à la contrainte hydrostatique a été observée en fonction de la taille des discontinuités et du type de chargement appliqué. L'influence de la contrainte hydrostatique s'est révélée significative et a augmenté avec la valeur de $\sqrt{\text{area}}$ jusqu'à un certain niveau de contrainte hydrostatique. Toutefois, au-delà d'un certain niveau de contrainte hydrostatique, la résistance en fatigue semble être principalement gouvernée par la taille des discontinuités, l'effet de la composante hydrostatique devenant alors presque négligeable. La frontière exacte entre ces deux comportement reste à découvrir.

Cette étude ouvre la voie à plusieurs perspectives de recherche. L'utilisation d'un pot vibrant pour la réalisation d'essais de fatigue à haute fréquence constitue une approche particulièrement prometteuse pour accroître l'efficacité de la production de données en fatigue, tant pour des conditions de chargement classiques (telles que l'uniaxial et le cisaillement pur) que pour des sollicitations plus complexes, comme le cisaillement combiné à la flexion uniaxiale. La diminution substantielle du temps nécessaire à la réalisation des essais rend cette méthode attrayante pour explorer un éventail plus large de configurations, incluant des états de surface spécifiques, des traitements thermiques particuliers, entre autres. De plus, l'utilisation d'éprouvettes plates dans ce dispositif facilite l'analyse détaillée de l'influence de l'état de surface sur la résistance en fatigue, offrant ainsi un moyen expérimental intéressante pour affiner la compréhension de ces particularités.

Le développement d'essais innovants à des conditions de chargement intermédiaires entre le cisaillement pur et la flexion uniaxiale a mis en évidence des comportements particuliers du Ti-6Al-4V issu de L-PBF lorsqu'il présente des discontinuités de surface. Des investigations expérimentales supplémentaires resteront toutefois nécessaires pour élucider les mécanismes physiques à l'origine de ces observations. À cet égard, l'article I a proposé un protocole itératif de conception permettant de développer de nouvelles géométries d'éprouvettes, ouvrant ainsi la voie à l'exploration systématique d'autres configurations de chargement multiaxial.

Bibliographie

[1] A. Fatemi *et al.*, "Multiaxial fatigue behavior of wrought and additive manufactured ti-6al-4v including surface finish effect," *International Journal of Fatigue*, vol. 100, pp. 347–366, 2017.

[2] R. Molaei *et al.*, "Notched fatigue of additive manufactured metals under axial and multiaxial loadings, part i : Effects of surface roughness and hip and comparisons with their wrought alloys," *International Journal of Fatigue*, vol. 143, 2021. [Online]. Available : https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.106003

[3] B. Vayssette *et al.*, "Surface roughness effect of slm and ebm ti-6al-4v on multiaxial high cycle fatigue," *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol. 108, p. 102581, 2020.

[4] D. A. Renzo *et al.*, "Surface roughness effect on multiaxial fatigue behavior of additively manufactured ti6al4v alloy," *International Journal of Fatigue*, vol. 163, p. 107022, 2022. [Online]. Available : https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2022.107022

[5] H. Kitagawa and S. Takahashi, "Applicability of fracture mechanics to very small cracks or cracks in the early stage," in *Proceedings of the Second International Conference on Mechanical Behavior of Materials (ICM)*, J. T. Fong, Ed., vol. 2. Boston, USA : American Society for Metals, 1973, pp. 627–631.

[6] M. H. E. Haddad *et al.*, "Fatigue crack propagation of short cracks," *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 101, no. 1, pp. 42–46, 1979.

[7] Y. Murakami and M. Endo, "Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength," *International Journal of Fatigue*, vol. 16, no. 3, pp. 163–182, 1994.

[8] E. Pessard *et al.*, "A mechanistic approach to the kitagawa–takahashi diagram using a multiaxial probabilistic framework," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 109, pp. 89–104, 2013.

[9] M. Endo, "The multiaxial fatigue strength of specimens containing small defects," in *Biaxial/Multiaxial Fatigue and Fracture*, A. Carpinteri *et al.*, Eds. Elsevier Science Ltd. and ESIS, 2003, pp. 243–264.

[10] Y. Nadot and V. Denier, "Fatigue failure of suspension arm : Experimental analysis and multiaxial criterion," *Engineering Failure Analysis*, vol. 11, no. 4, pp. 485–499, 2004.

[11] T. Billaudeau *et al.*, "Multiaxial fatigue limit for defective materials : mechanisms and experiments," *Acta Materialia*, vol. 52, pp. 3911–3920, 2004.

[12] T. George, "Development of a novel vibration-based fatigue testing methodology," *International Journal of Fatigue*, vol. 26, no. 5, pp. 477–486, 2004.

[13] B. Ellyson and M. Brochu, "Characterization of bending vibration fatigue of slm fabricated ti-6al-4v," *International Journal of Fatigue*, vol. 99, pp. 25–34, 2017.

[14] W. Xu *et al.*, "Multiaxial fatigue investigation of titanium alloy annular discs by a vibration-based fatigue test," *International Journal of Fatigue*, vol. 95, pp. 29–37, 2017.

[15] P. E. Carrion *et al.*, "Multiaxial fatigue behavior and modelling of additive manufactured ti-6al-4v parts : The effects of layer orientation and surface texture," *International Journal of Fatigue*, vol. 176, p. 107860, 2023.

[16] S. L. Systems and Airbus. (2017) Safran landing systems et airbus travaillent ensemble — fabrication additive. https://www.safran-group.com/fr/actualite/safran-landing-systems-airbus-travaillent-ensemble-fabrication-additive-2017-06-22. Consulté le 29 Novembre 2025.

[17] S. Aguado-Montero *et al.*, "Fatigue behaviour of pbf additive manufactured ti6al4v alloy after shot and laser peening," *International Journal of Fatigue*, vol. 154, p. 106536, 2022. [Online]. Available : https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106536

[18] S. Bagehorn *et al.*, "Application of mechanical surface finishing processes for roughness reduction and fatigue improvement of additively manufactured ti–6al–4v parts," *International Journal of Fatigue*, vol. 102, pp. 135–142, 2017. [Online]. Available : https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.05.008

[19] M. Bezuidenhout *et al.*, "The effect of hf–hno$_3$ chemical polishing on the surface roughness and fatigue life of laser powder bed fusion produced ti–6al–4v," *Materials Today Communications*, vol. 25, p. 101396, 2020. [Online]. Available : https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2020.101396

[20] D. Melle *et al.*, "Effect of chemical etching time on the fatigue behavior of ti-6al-4v produced by laser powder bed fusion," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, pp. 1–18, 2024.

[21] T. Persenot *et al.*, "Fatigue performances of chemically etched thin struts built by selective electron beam melting : Experiments and predictions," *Materialia*, vol. 9, p. 100589, 2020.

[22] M. Dallali *et al.*, "Effect of geometric size deviation induced by machining on the vibration fatigue behavior of ti–6al–4v," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 45, no. 6, pp. 1784–1795, 2022. [Online]. Available : https://doi.org/10.1111/ffe.13699

[23] W. Xu *et al.*, "Fatigue behaviors of a titanium alloy in the vhcf regime based on a vibration-based bending fatigue test," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, pp. 1–14, 2022. [Online]. Available : https://doi.org/10.1111/ffe.13766

[24] O. Scott-Emuakpor *et al.*, "Investigating discrepancies in vibration bending fatigue behavior of additively manufactured titanium 6al-4v," *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 141, no. 4, p. 041002, 2019. [Online]. Available : https://doi.org/10.1115/1.4042955

[25] R. J. Morrissey *et al.*, "Frequency and stress ratio effects in high cycle fatigue of ti–6al–4v," *International Journal of Fatigue*, vol. 21, no. 7, pp. 679–685, 1999.

[26] E. Takeuchi *et al.*, "The effect of frequency on the gigacycle fatigue properties of a ti–6al–4v alloy," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 31, no. 5, pp. 473–481, 2008.

[27] O. Scott-Emuakpor *et al.*, "Fatigue and strength studies of titanium 6al–4v fabricated by direct metal laser sintering," *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, vol. 138, no. 2,

p. 022101, 2016, u.S. Government work not subject to copyright. Approved for public release ; distribution unlimited.

[28] H. J. Gough and H. V. Pollard, "The strength of metals under combined alternating stresses," *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, vol. 131, no. 1, pp. 3–103, 1935. [Online]. Available : https://doi.org/10.1243/PIME_PROC_1935_131_008_02

[29] S. S. Manson, "Behavior of materials under conditions of thermal stress," National Advisory Committee for Aeronautics (NACA), Cleveland, Ohio, USA, Technical Report NACA Report 1170, 1954, lewis Flight Propulsion Laboratory. [Online]. Available : https://naca.central.cranfield.ac.uk/reports/1954/naca-report-1170.pdf

[30] G. Glinka, "Energy density approach to calculation of inelastic strain–stress near notches and cracks," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 22, no. 3, pp. 485–508, 1985.

[31] B. Crossland, "Effect of large hydrostatic pressures on the torsional fatigue strength of an alloy steel," pp. 138–149, 1956.

[32] K. D. Van, *Sur la résistance à la fatigue des métaux*. –, 1973.

[33] Y. Nadot and T. Billaudeau, "Multiaxial fatigue limit criterion for defective materials," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 73, pp. 112–133, 2006.

[34] J. Qian and A. Fatemi, "Mixed mode fatigue crack growth : A literature survey," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 55, no. 6, pp. 969–990, 1996.

[35] I. Serrano-Muñoz *et al.*, "Torsional fatigue mechanisms of an a357-t6 cast aluminium alloy," *Acta Materialia*, vol. 201, pp. 435–447, 2020.

[36] A. Fatemi *et al.*, "Fatigue crack growth behaviour of tubular aluminium specimens with a circular hole under axial and torsion loadings," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 123, pp. 137–147, 2014.

[37] X. Y. Liang *et al.*, "Effects of building direction and loading mode on the high cycle fatigue strength of the laser powder bed fusion 316l," *International Journal of Fatigue*, vol. 170, p. 107635, 2023.

[38] M. L. Sentissi, "Développement d'une méthodologie d'essais de fatigue vibratoire hcf pour les métaux," Master's thesis, Polytechnique Montréal, Feb. 2020. [Online]. Available : https://publications.polymtl.ca/4230/

[39] T. Banide, "Détermination numérique et expérimentale des critères d'arrêt des essais de fatigue-vibratoire," Master's thesis, Polytechnique Montréal, Oct. 2023. [Online]. Available : https://publications.polymtl.ca/56665/

[40] B. Vrancken *et al.*, "Heat treatment of ti6al4v produced by selective laser melting : Microstructure and mechanical properties," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 541, pp. 177–185, Nov. 2012.

[41] T. George *et al.*, "Goodman diagram via vibration-based fatigue testing," *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 127, no. 1, pp. 58–64, jan 2005.

[42] A. Varela de Albuquerque Dupke *et al.*, "Novel high cycle vibration-based fatigue test for pure shear loading," *International Journal of Fatigue*, vol. 202, p. 109180, 2026. [Online]. Available : https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112325003779

[43] J. F. Wallace *et al.*, "A study of the notch effect and of specimen design and loading on the fatigue properties of cast steel," *Journal of Basic Engineering*, vol. 90, no. 1, pp. 51–57, Mar. 1968. [Online]. Available : https://doi.org/10.1115/1.3605064

[44] S. Beretta and Y. Murakami, "Sif and threshold for small cracks at small notches under torsion," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 23, no. 2, pp. 97–104, 2000. [Online]. Available : https://doi.org/10.1046/j.1460-2695.2000.00260.x

[45] D. Bellett *et al.*, "A biaxial fatigue specimen for uniaxial loading," *Strain*, vol. 47, no. 3, pp. 227–240, 2011.

[46] G. Léopold *et al.*, "Influence of artificial and casting defects on fatigue strength of moulded components in ti-6al-4v alloy," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2015.

[47] E. Pessard *et al.*, "High-cycle fatigue behavior of a laser powder bed fusion additive manufactured ti-6al-4v titanium : Effect of pores and tested volume size," *International Journal of Fatigue*, vol. 149, p. 106206, 2021.

Déclaration concernant l'utilisation de l'IA générative et des technologies d'assistance à l'écriture : Lors de la préparation de ce travail, l'autrice a utilisé de l'intelligence artificielle afin de reformuler certaines phrases pour en améliorer la fluidité. Après avoir utilisé cet outil, l'autrice a relu et modifié le contenu selon les besoins et assume l'entière responsabilité du contenu publié.

Andréa VARELA DE ALBUQUERQUE DUPKE

Impacts du chargement sur la résistance en fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V issu de L-PBF avec discontinuités de surface.

Résumé : Ce travail s'inscrit dans le cadre du programme TiFFAM (Titane – Fabrication additive – Fatigue multiaxiale). Il s'agit d'un projet collaboratif entre l'École Polytechnique de Montréal (EPM), l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers d'Angers (ENSAM) et la société Safran. Ce projet investigue le polissage chimique comme méthode alternative d'amélioration de l'état de surface des pièces à géométrie complexe en Ti-6Al-4V issues de la fabrication additive. De plus, l'utilisation d'un pot vibrant permettant une acquisition de données nettement plus rapide sous divers états de chargement, y compris des sollicitations multiaxiales complexes, est proposée. L'objectif principal de cette thèse est de comprendre l'influence de l'état de surface et du type de chargement sur la tenue en fatigue multiaxiale du Ti-6Al-4V issu de L-PBF. Le Ti-6Al-4V issu de fabrication additive L-PBF a présenté des sensibilités différentes à la présence de discontinuités selon le type de chargement : la résistance en fatigue se révèle fortement sensible aux discontinuités sous chargement uniaxial (pente de (-0.135) dans le diagramme de Kitagawa–Takahashi), tandis que cette sensibilité devient presque négligeable sous sollicitation en cisaillement pur (pente de (-0.034)). Enfin, une variation de la sensibilité à la contrainte hydrostatique a été observée en fonction de la taille des discontinuités et du type de chargement appliqué. L'influence de la composante hydrostatique s'est révélée significative et croissante avec l'augmentation de $\sqrt{aire}$ jusqu'à un certain seuil de contrainte hydrostatique. Au-delà de ce seuil, la résistance en fatigue semble être principalement gouvernée par la taille des discontinuités, l'effet de la contrainte hydrostatique devenant alors quasi négligeable. **Mots clés :** Fatigue multiaxiale ; pot vibrant ; Ti-6Al-4V ; fusion laser sur lit de poudre ; fatigue à haute cycle.

Abstract : This work is part of the TiFFAM program (Titanium – Additive Manufacturing – Multiaxial Fatigue). It is a collaborative project between the École Polytechnique de Montréal (EPM), the École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers in Angers (ENSAM), and Safran Group. The project investigates chemical polishing as an alternative method for improving the surface finish of Ti-6Al-4V components with complex geometries produced by additive manufacturing. Furthermore, the use of an electrodynamic shaker enabling significantly faster data acquisition under various stress state conditions, including complex multiaxial excitations, is proposed. The main objective of this thesis is to understand the influence of the surface condition and the stress state on the multiaxial fatigue strength of Ti-6Al-4V produced by L-PBF. The Ti-6Al-4V produced by L-PBF exhibited different sensitivities to the presence of discontinuities depending on the stress state: the fatigue strength was highly sensitive to discontinuities under uniaxial loading (slope of (-0.135) in the Kitagawa–Takahashi diagram), whereas this sensitivity became almost negligible under pure shear loading (slope of (-0.034)). Finally, a variation in sensitivity to hydrostatic stress was observed depending on the size of the discontinuities and the stress state. The influence of the hydrostatic component was found to be significant and increased with $\sqrt{area}$, up to a certain hydrostatic stress threshold. Beyond this point, the fatigue strength appeared to be governed primarily by the size of the discontinuities, with the effect of hydrostatic stress becoming nearly negligible. **Keywords :** Multiaxial fatigue ; electrodynamic shaker ; Ti-6Al-4V ; laser beam powder bed fusion (L-PBF) ; high cycle fatigue (HCF).