



HAL
open science

Comportement en fatigue de pièces de Ti-6Al-4V obtenues par SLM et EBM : effet de la rugosité

Bastien Vayssette

► To cite this version:

Bastien Vayssette. Comportement en fatigue de pièces de Ti-6Al-4V obtenues par SLM et EBM : effet de la rugosité. Autre [cond-mat.other]. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2019. Français. NNT : 2019ENAM0045 . tel-02533650

HAL Id: tel-02533650

<https://pastel.hal.science/tel-02533650v1>

Submitted on 6 Apr 2020

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

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

École doctorale n° 432 : Sciences des Métiers de l'Ingénieur

Doctorat ParisTech

THÈSE

Pour obtenir le grade de docteur délivré par

L'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité doctorale "Mécanique du Solide et Matériaux"

Présentée et soutenue publiquement par

Bastien VAYSSETTE

le 2 Décembre 2019

Comportement en fatigue de pièces de Ti-6Al-4V obtenues par SLM et EBM : effet de la rugosité

Directeur de thèse : **Nicolas SAINTIER**
Co-encadrant de thèse : **Charles BRUGGER**
Co-encadrant de thèse : **Mohamed EL MAY**

Jury:

Jean-Yves Buffière,	INSA de Lyon, MATEIS, Professeur des Universités	Président du Jury
Éric Charkaluk,	Ecole Polytechnique, LMS, Directeur de recherche CNRS	Rapporteur
Stéphane Godet,	Université Libre de Bruxelles, 4MAT, Professeur des Universités	Rapporteur
Anis Hor,	ISAE-SUPAERO, ICA, Maître de Conférence	Examineur
Nicolas Saintier,	ENSAM Bordeaux, I2M, Professeur et Directeur de thèse	Examineur
Charles Brugger,	ENSAM Bordeaux, I2M, Maître de conférence et encadrant de thèse	Examineur
Mohamed El May,	ENSAM Bordeaux, I2M, Ingénieur, Docteur et co-encadrant de thèse	Examineur

Arts et Métiers ParisTech, Centre de Bordeaux-Talence

I2M, UMR CNRS 5295, Département DuMAS, Esplanade des Arts et Métiers 33400 Talence, France

Table des matières

Table des matières	iii
Liste des figures	vii
Liste des tableaux	xv
Remerciements	1
Introduction	3
Contexte industriel de l'étude	3
Objectifs de l'étude	4
Plan de l'étude	4
1 État de l'art	7
1.1 Généralités sur les procédés	8
1.1.1 Procédés conventionnels	8
1.1.2 Procédés de fusion sur lit de poudres	8
1.2 Microstructure du TA6V et effets des procédés	13
1.2.1 Microstructures	14
1.2.2 Défauts induits par les procédés SLM et EBM	16
1.2.3 Influence des post-traitements	24
1.3 Comportement mécanique du TA6V en fatigue à grand nombre de cycles	26
1.3.1 Mécanismes de déformation et d'amorçage en fatigue à grand nombre de cycles	26
1.3.2 Propriétés en FGNC du TA6V obtenu par SLM et EBM	31
1.4 Influence et prise en compte de l'état de surface sur le comportement en fatigue	34
1.4.1 Lien entre <i>effet d'entaille</i> et limite d'endurance	34
1.4.2 Approches analytiques prenant en compte l'influence d'un défaut surfacique	39
1.4.3 Méthodes non locales et méthodes à gradient	40
1.4.4 Approches probabilistes de Pessard et Morel	43
1.4.5 Approches prenant en compte l'influence de la rugosité	45
1.4.6 Approche statistique des valeurs extrêmes	49
Références	52
2 Matériau de l'étude	65
2.1 Fabrication des éprouvettes	66
2.1.1 Éprouvettes SLM	66
2.1.2 Éprouvettes EBM	69
2.1.3 Post-traitements associés	69
2.1.4 Éprouvettes de référence par procédé conventionnel	69
2.2 Microstructure	72
2.2.1 Préparation des échantillons	72
2.2.2 Microscopie optique	72
2.2.3 EBSD	74
2.2.4 Dureté	80

2.3	Caractérisation de la morphologie des surfaces	82
2.3.1	Méthodes d'analyse de la surface utilisées	82
2.3.2	Paramètres de rugosité	85
2.4	État des contraintes résiduelles	99
2.4.1	Protocole expérimental	99
2.4.2	Résultat des mesures	100
2.5	Conclusion	102
	Références	103
3	Comportement en fatigue	105
3.1	Comportement mécanique cyclique	106
3.1.1	Essais d'érouissage cyclique en traction $R=-1$	106
3.2	Comportement en fatigue des éprouvettes usinées	110
3.2.1	Essais de fatigue en traction $R=-1$	110
3.2.2	Essais de fatigue en torsion $R=-1$	112
3.3	Effet de la surface "as-built" sur le comportement en fatigue	116
3.3.1	Essais de fatigue en traction $R=-1$	116
3.3.2	Essais de fatigue en torsion $R=-1$	119
3.3.3	Essais de fatigue sur éprouvettes plates en traction $R=0.1$	122
3.3.4	Analyse des déformations plastiques locales	124
3.4	Influence du polissage chimique sur le comportement en fatigue	131
3.4.1	Essais de fatigue en traction $R=-1$	131
3.5	Recherche d'un défaut équivalent à la surface	135
3.5.1	Démarche expérimentale	135
3.5.2	Résultat des essais de fatigue en traction $R=0.1$	136
3.6	Conclusions et lien entre le comportement en fatigue et les paramètres de rugosité	139
	Références	140
4	Modélisation numérique de l'effet de l'état de surface sur la résistance en fatigue	143
4.1	Démarche de modélisation par calculs E.F.	144
4.1.1	Création de surfaces et volumes maillés pour les calculs E.F.	144
4.1.2	Paramètres des calculs E.F.	147
4.1.3	Paramètre indicateur de fatigue mésoscopique (FIP)	148
4.1.4	Détermination de la distance critique	150
4.1.5	Valeurs extrêmes généralisées	154
4.1.6	Synthèse	158
4.2	État du champ de contrainte proche surface	160
4.2.1	Distribution des valeurs de contraintes locales	160
4.2.2	Effet de la prise de moyenne volumique	162
4.2.3	Gradients de contrainte en fond d'entaille	163
4.2.4	Plasticité en fond d'entaille	166
4.3	Prédiction de la résistance en fatigue	170
4.3.1	Chargement de traction/compression $R=-1$	171
4.3.2	Chargement de torsion $R=-1$	176
4.3.3	Discussions	177
4.4	Effet de l'anisotropie élastique et de l'angle de fabrication	180
4.4.1	Sensibilité du modèle à la direction de sollicitation	180
4.4.2	Sensibilité du modèle à l'angle de fabrication	181
4.5	Conclusion	184
	Références	184

Conclusion générale	187
Acquis	187
Prolongement et perspectives	188
Références	190
A Annexes	I
A.1 Étude de convergence du maillage	I
A.2 Plasticité Cristalline	III
A.2.1 Modèle monocristallin	III
A.2.2 Modèle polycristallin	V
Références	VI
B Glossaire	IX

Liste des figures

1.1	Schématisation des différentes étapes de fabrication d'une pièce par fusion sur lit de poudre	9
1.2	Schéma de la stratégie de lasage en bandes d'une couche	10
1.3	Terminologie des éprouvettes adoptée dans ce rapport	13
1.4	Microstructure duplex à différents grossissements [28]	15
1.5	Microstructure équiaxe [134]	15
1.6	Microstructure martensitique d'éprouvette SLM "as-built" à faible grossissement (a) et à fort grossissement (b).	16
1.7	Microstructure lamellaire d'éprouvette EBM "as-built" à faible grossissement (a) et à fort grossissement (b).	17
1.8	Schématisation de l'origine de la rugosité de pièces fabriquées à 90° (a) et 45° (b)	18
1.9	Evolution au cours du temps de la forme et de la température de surface d'un cordon lasé. Le faisceau laser se dirige vers la droite à une vitesse de 1.5m/s et une puissance de 200W [70]	18
1.10	Schématisation des différents écarts géométriques mesurables sur un profil	20
1.11	Surface et image de la fonction d'autocorrélation qui lui est associée [18]	21
1.12	Observations à différents grossissements de la surface de pièces fabriquées par SLM à 90° (a);(c);(d) et 45° (b)	22
1.13	Observations à différents grossissements de la surface de pièces fabriquées par EBM à 90°	23
1.14	Pores au sein d'éprouvettes fabriquées par EBM engendrés par la porosité inhérente aux poudres (a) et par un manque de fusion (b) [133]	24
1.15	Vues 3D de barres verticales fabriquées par EBM après 10, 20, 30 et 60 min de polissage électrochimique. L'échelle de couleur représente la cinétique locale de dissolution [81]	25
1.16	Micrographies d'éprouvettes fabriquées par EBM observées avant (a), après HIP (b) ainsi que par SLM avant (c) et après HIP (d) [162]	26
1.17	Schéma des plans et directions de glissement dans la maille hexagonale du titane α . P :Prismatique; B :Basal; π_1 : Pyramidale de première espèce; π_2 : Pyramidale de seconde espèce [13]	27
1.18	Microstructure du TA6V dans différentes études traitant de l'amorçage en fatigue	29
1.19	Caractérisation des éprouvettes de fatigue horizontale (a) et verticale (b) traitée à 704°C 2h. 1 : Figure de pôle inverse; 2 : Image électrons rétrodiffusés; 3 : Cartographie de la déformation parallèle à la direction de sollicitation [19]	29
1.20	Observation d'une bande de glissement située à une frontière entre colonies après essai de fatigue oligocyclique [25] 1.20a; Observation MEB de l'amorçage à partir d'une coupe transversale d'un faciès de rupture de fatigue [163] 1.20b	30
1.21	Schématisation des 3 scénarios d'amorçage en fatigue observés dans le TA6V ayant une microstructure lamellaire	30
1.22	Données en fatigue du TA6V testé en traction (R=0.1) dans différentes conditions : EBM [116]; EBM CIC [59]; SLM SR [157]; SLM SR CIC [9]; EBM Usinée [65]; SLM SR Usinée [157]; EBM CIC Usinée [59]; SLM SR CIC Usinée [9]; Forgée et coulée [108, 111]	34

1.23 Illustration d'une entaille dans un milieu infini soumis à un champ de contrainte homogène	35
1.24 Limite en fatigue en fonction du K_t pour des éprouvettes d'acier doux testées en flexion rotative [49]	35
1.25 Influence du diamètre du défaut sur la limite en fatigue pour 2 aciers [104].	37
1.26 Schématisation des différents cas de fissures non propageantes en pointe d'entaille	38
1.27 Représentation du diagramme de Frost (a) et du diagramme de Kitagawa (b)	39
1.28 Approximation d'un défaut et de sa fissure par une fissure d'aire projetée identique [102]	40
1.29 Relation entre $K_{I_{max}}$ et \sqrt{aire} pour différents défauts [102]	41
1.30 Illustration des différentes méthodes non locales introduites par Taylor [142]	42
1.31 Limite d'endurance expérimentale en fonction de la limite d'endurance prédite par les méthodes point et ligne [136]	42
1.32 Application de la méthode probabiliste en 2D à un acier C35 avec la contrainte équivalente de Crossland [118]	45
1.33 Schématisation d'une surface type à laquelle est appliquée le modèle d'Arola et Ramulu [5]	46
1.34	46
1.35	47
1.36 Prédiction de la limite en fatigue en flexion plane pour chaque éprouvette par la méthode point	48
1.37 Diagramme de Kitagawa pour des éprouvettes EBM fabriquées avec différents angles et testées en fatigue à $R=0.1$ [117]	48
1.38 Valeurs extrêmes du FIP issues de volumes ayant 4 types de microstructure différents (A;B;C;D). p correspond à la probabilité d'occurrence d'un FIP donné dans le volume. Les données sont ajustées par une distribution de Gumbel [123]	50
1.39 Fonctions densité de probabilité (a) et probabilité cumulée (b) pour les trois distributions avec $k = 2$	51
2.1 Stratégie de lasage utilisée pour la fabrication des éprouvettes SLM	66
2.2 Fabrication des éprouvettes d'érouissage cyclique et de traction/compression	68
2.3 Fabrication des éprouvettes de torsion	70
2.4 Plateau de fabrication des éprouvettes plates et des pavés droits	70
2.5 Procédé d'obtention des éprouvettes plates	71
2.6 Plateau de fabrication et géométrie des parallélépipèdes utilisés pour l'analyse surfacique	71
2.7 Géométrie des éprouvettes HR utilisées pour les essais de fatigue en traction $R=-1$	71
2.8 Observations MEB de la microstructure d'échantillons SLM CIC dans le cœur et proche de la surface	72
2.9 Observations MEB à fort grossissement des lamelles (a); distribution de la largeur des lamelles α (b)	73
2.10 Micrographies d'échantillons SLM CIC dans différentes directions et à différents grossissements	73
2.11 Micrographies d'échantillon EBM CIC dans différentes directions et à différents grossissements	74
2.12 Micrographies d'échantillon HR perpendiculaire et parallèle à la direction de laminage (Rolling Direction)	75
2.13 Eprouvette sur laquelle ont été réalisées les analyses EBSD. Les rectangles rouges indiquent les zones d'analyse.	75
2.14 Occurrence des angles de désorientation entre les lamelles α issues d'un même scan EBSD.	76

2.15 Cartographie EBSD de la phase α au niveau des bords de la zone utile de l'éprouvette. La direction choisie comme référence pour le code couleur de la figure de pôle inverse est la direction y (voir Figure 2.13).	77
2.16 Reconstruction de la phase β à partir de la cartographie EBSD au niveau des bords de la zone utile de l'éprouvette. La direction choisie comme référence pour le code couleur de la figure de pôle inverse est la direction y (voir Figure 2.13).	78
2.17 Mise en évidence de l'inclinaison des ex grains β proche de la surface par rapport à la direction de fabrication.	79
2.18 Cartographie EBSD de la phase β reconstruite près de la surface d'une éprouvette de TA6V fabriquée par EBM [1]	80
2.19 Schématisation de la croissance des grains β en contour (a) et à cœur (b)	80
2.20 Figures de pôles et figures de pôles inverses de la phase α . Pour les figures de pôles inverses la direction choisie comme référence est la direction de fabrication z.	81
2.21 Figures de pôles et figures de pôles inverses de la phase β reconstruite. Pour les figures de pôles inverses la direction choisie comme référence est la direction de fabrication z.	81
2.22 Reconstruction de la phase β et mise en évidence de la formation en amas de grains faiblement désorientés	81
2.23 Ajustement de la surface d'une éprouvette fabriquée par EBM à partir d'une coupe 2D observée au MEB	83
2.24 Schéma du principe de fonctionnement du profilomètre optique	84
2.25 Observation MEB d'une surface "as-built" SLM et mesure par profilométrie associée	84
2.26 Capture par profilométrie optique de la surface située au centre de la zone utile d'une éprouvette cylindrique SLM SB et exemple de données obtenues après aplanissement et filtrage	84
2.27 Schéma du principe de fonctionnement de la tomographie de laboratoire	85
2.28 Profils 2d obtenus à partir de l'observation de coupes micrographiques pour les différents états de surface analysés	85
2.29 Paramètres de rugosité mesurés à partir de l'extraction de profil 1D	86
2.30 Observations de la surface d'une éprouvette SLM "as-built" et d'une éprouvette SLM polie 15 min	87
2.31 Observations de la surface d'une éprouvette EBM "as-built" et d'une éprouvette EBM polie 30 min	87
2.32 Valeur de S_a et S_t en fonction de ϕ pour les surfaces <i>upskin</i> et <i>downskin</i> à des angles de fabrication θ de 60 et 70° (données brutes)	88
2.33 Profils de hauteur associés aux données de profilométrie aplanies brutes et aplanies filtrées avec différentes longueurs de cutoff λ_c	89
2.34 Valeurs de S_a , S_q , S_v et S_t de surfaces <i>downskin</i> à différents angles de fabrication θ (données brutes)	90
2.35 Valeurs de S_a , S_q , S_v et S_t de surfaces <i>upskin</i> à différents angles de fabrication θ (données brutes)	91
2.36 Données profilométriques brutes de surfaces <i>downskin</i> et <i>upskin</i> à différents angles de fabrication θ	92
2.37 Valeurs de S_a , S_q , S_v et S_t de surfaces d'éprouvettes cylindriques fabriquées à 90° et testées en fatigue suivant différentes méthodes de détermination	93
2.38 Schématisation des profils utilisés pour caractériser la longueur d'onde et l'anisotropie des surfaces	94
2.39 Observations MEB des surfaces et mise en évidence de la longueur d'onde associée à chaque profil	94
2.40 Valeurs de S_{al} (a) et $\langle \lambda_{a_BD} \rangle$ (b) pour les différents états de surfaces, calculées à partir des données filtrées issues de la profilométrie	95

2.41 Observations au microscope optique de coupes de la surface dans la direction longitudinale (a) et transverse (b)	96
2.42 Valeurs de $\langle R_{a_BD} \rangle$ et $\langle R_{a_TD} \rangle$ (a) et de S_{tr} (b) pour les différents états de surfaces inspectés à partir des données filtrées issues de la profilométrie	97
2.43 Valeurs de S_{tr} pour les éprouvettes SLM SB fabriquées à différents angles θ	97
2.44 Distribution dans le plan d'analyse des valeurs de la fonction d'autocorrélation seuillées à 0.2 pour différentes surfaces	98
2.45 Profil de contrainte réalisé sur une éprouvette SLM SU traction	100
2.46 Variation du R_a en fonction de l'angle de fabrication θ pour les surfaces SLM <i>downskin</i> (a) et <i>upskin</i> (b)	103
3.1 Évolution de l'amplitude de la contrainte vraie lors des essais d'érouissage cyclique pour les différents niveaux de déformation imposée (a); cycles à demi-vie (ou stabilisés pour le niveau à 0.8%) en contrainte vraie/déformation vraie, pour les différents niveaux de déformation imposée (b)	107
3.2 Résultat de l'optimisation de la loi de comportement à partir des boucles d'hystérésis expérimentales à mi-durée de vie	109
3.3 résultats des essais de fatigue en traction R=-1 sur éprouvettes usinées (a); Comparaison des résultats sur éprouvettes SLM SU avec les données issues des travaux de Molaei et al [20] et Kasperovich et al [14] (b)	111
3.4 Observations MEB de faciès de rupture après essais de fatigue en traction/compression des éprouvettes HR (a) et (b); SLM SU (c) et (d); EBM SU P1 (e) et (f)	113
3.5 Observations MEB de faciès de rupture après essais de fatigue en traction/compression des éprouvettes EBM SU P2	114
3.6 résultats des essais de fatigue en torsion R=-1 sur éprouvettes usinées et comparaison des résultats sur éprouvettes SLM SU avec les données issues des travaux de Molaei et al [20]	114
3.7 Observations MEB de faciès de rupture après essai de fatigue en torsion R=-1	115
3.8 Observations au microscope optique de la surface d'éprouvettes SLM SU testées en torsion (R=-1)	115
3.9 résultats des essais de fatigue en traction R=-1 sur éprouvettes "as-built" et comparaison avec les résultats obtenus sur éprouvettes usinées	116
3.10 Observations MEB de faciès de rupture après essais de fatigue en traction/compression	117
3.11 Mesures de la \sqrt{aire} des défauts ayant entraîné l'amorçage à partir d'observations MEB	118
3.12 Observation MEB du faciès de rupture d'une éprouvette EBM SB, 316 149 cycles, 137.5MPa (a) et 310 002 cycles, 137.5MPa (b); Les défauts pointés et numérotés ont un paramètre \sqrt{aire} plus important que le défaut ayant entraîné l'amorçage	118
3.13 résultats des essais de fatigue en torsion R=-1 sur éprouvettes brutes et comparaison avec les résultats obtenus sur éprouvettes usinées	119
3.14 Observations MEB des faciès de rupture issus des essais de torsion (R=-1) sur éprouvettes "as-built"	120
3.15 Observations au microscope optique de la surface d'éprouvettes SLM SB testées en torsion (R=-1)	121
3.16 Observations au microscope optique de la surface d'éprouvettes EBM SB testées en torsion (R=-1)	122
3.17 Photographie du dispositif d'essai de traction à R=0.1 sur éprouvette plate SLM SB	123
3.18 Observations MEB des fissures macroscopiques initiées en surface après essais de fatigue en traction (R=0.1) sur éprouvettes SLM SB	124
3.19 Observations MEB des fissures non propageantes initiées en surface après essais de fatigue en traction (R=0.1) sur éprouvettes SLM SB	125
3.20 Observations MEB d'entailles n'ayant pas entraîné d'amorçage	125

3.21 Observations MEB de fissures non propageantes à la surface d'une éprouvette SLM SB non rompue testée en fatigue (traction R=0.1)	126
3.22 Schéma de principe du KAM	127
3.23 Valeurs de $M_L(p_o)$ pour différents nombres de voisins et valeur de $G_L(p_o)$ associée	127
3.24 Images MEB à plat et reconstructions de la cartographie de désorientation	128
3.25 Cartographies de la désorientation en pointe d'entaille après 131969 cycles, 300MPa	129
3.26 Cartographies de la désorientation en pointe d'entaille après 113178 cycles, 350MPa	129
3.27 Cartographies de la désorientation en pointe d'entaille après 101744 cycles, 368MPa	129
3.28 Cartographies du gradient de désorientation en pointe d'entaille après 131969 cycles, 300MPa	130
3.29 Cartographies du gradient de désorientation en pointe d'entaille après 113178 cycles, 350MPa	130
3.30 Cartographies du gradient de désorientation en pointe d'entaille après 101744 cycles, 368MPa	130
3.31 Observation MEB de la morphologie d'une entaille typique dont le fond est orienté parallèlement à la direction de sollicitation	130
3.32 Résultats des essais de fatigue en traction/compression (R=-1) sur éprouvettes polies	131
3.33 Observations MEB des faciès de rupture issus des essais de traction (R=-1) sur éprouvettes polies	133
3.34 Observation MEB d'une coupe 2d d'une éprouvette SLM SP15 après essai de fatigue. Une fissure non propageante est visible en fond d'une entaille	134
3.35 Schématisation du protocole de lasage utilisé pour créer des entailles en surface d'éprouvettes plates SLM SU	135
3.36 Observations MEB des entailles dans les trois conditions testées	136
3.37 Résultats des essais de fatigue en traction R=0.1 sur éprouvettes SLM SB; C1; C2; C3	137
3.38 Observations MEB de la fissure principale amorcée en pointe d'entaille dans les trois conditions testées	137
3.39 Observations MEB de fissures amorcées en pointe d'entaille dans les trois conditions testées	138
3.40 Comparaison du diamètre d'une entaille en condition C3 et d'une entaille issue d'une surface SLM "as-built" ayant engendré l'amorçage d'une fissure	138
3.41 Limite en fatigue (traction/compression) en fonction de la longueur de fissure équivalente pour différents états de surface	140
4.1 Observation MEB d'une surface EBM "as-built" et maillage 2D associé	145
4.2 Comparaison d'un profil typique obtenu par profilométrie (a) à un profil typique idéal que l'on pourrait obtenir compte tenu des limitations de la profilométrie (b)	146
4.3 Volume maillé généré à partir des données issues de la profilométrie	146
4.4 Volume maillé généré à partir des données issues de la μ -tomographie	147
4.5 Conditions aux limites reproduisant le chargement lors d'un essai de traction uniaxiale sur une surface 2D (a) et un volume 3D (b)	148
4.6 Représentation dans le plan de Crossland des limites en fatigue expérimentales déterminées à 2×10^6 cycles pour une probabilité de rupture $p_r = 0.5$	150
4.7 Entaille en condition C3 (a) et maillage associé (b)	151
4.8 Distributions des valeurs de σ_{22} à l'instant t=2 lorsque $\sigma_{22,nom} = \sigma_{d,exp} = 300$ MPa (a); distribution de contrainte associée en fond d'entaille (b); taille de la zone de plasticité associée en fond d'entaille	152
4.9 Variation du C_d du point le plus chargé de la surface après PMV en fonction de la distance critique considérée	152
4.10 Comparaison de la taille de la sphère de PMV par rapport aux grandeurs caractéristiques impliquées dans les mécanismes d'amorçage en fatigue sur une éprouvette SLM SB	153
4.11 Rappels des résultats des essais de fatigue sur éprouvettes SLM SU, SLM SB et EBM SB	153

4.12 Rappel des résultats en fatigue du lot SLM C3 et valeurs utilisées pour étendre la calibration de D_c à plus faible nombre de cycles	154
4.13 Différences entre le FIP macroscopique et le FIP mésoscopique mises en évidence à partir des valeurs extrêmes du FIP moyennées par grain dans un calcul d'agrégats [5]	154
4.14 Médiane (a), paramètre de position (b), paramètre de forme (c) et paramètre d'échelle (c) de la distribution ajustée de valeurs extrêmes du $\langle FIP_{cr}(M) \rangle$ issues des calculs EF en élasticité sur des volumes construits à partir des données de profilométrie sur éprouvettes SLM SB	156
4.15 Visualisation de la distribution du coefficient de danger sur des surfaces 2D SLM SB	156
4.16 Observation au profilomètre des défauts identifiés comme étant à l'origine de l'amorçage sur les éprouvettes SLM SP15	157
4.17 Maillage et calculs associés à un défaut en surface des éprouvettes SLM SP15	157
4.18 Illustration d'un cas hypothétique où la morphologie mesurée est différente de la morphologie réelle (donc valeurs locales du FIP_{cr} différentes) mais la valeur du $\langle FIP_{cr} \rangle$ est la même dans les deux cas	158
4.19 Médiane (a), paramètre de position (b), paramètre de forme (c) et paramètre d'échelle (c) de la distribution ajustée de valeurs extrêmes du $\langle FIP_{cr}(M) \rangle$ issue des calculs EF en élasticité sur des volumes construits à partir des données de profilométrie sur éprouvettes EBM SB	158
4.20 Observations MEB de la surface des éprouvettes EBM SB et maillages associés pour la construction de la distribution de valeurs extrêmes	159
4.21 Observations MEB de la surface des éprouvettes EBM SP30 et maillages associés pour la construction de la distribution de valeurs extrêmes	159
4.22 Schéma de principe des simulations numériques visant à prédire l'effet de la surface sur la résistance en fatigue d'éprouvettes obtenues par SLM et EBM	160
4.23 Distribution des valeurs de $\tau_{oct,a}$ au sein d'une surface ou volume, pour une surface SLM SB (a), SLM SP15 (b), EBM SB (c), EBM SP30 (d) pour un chargement simulé de traction ($R=-1$) en élasticité avec pour chacun des états de surface $\sigma_{nom} = \sigma_{d,exp}$	161
4.24 Distribution des valeurs de $\tau_{oct,a}$ au sein d'une surface SLM SB pour un chargement simulé de traction ($R=-1$) en élasticité et élastoplasticité avec $\sigma_{nom} = \sigma_{d,exp}$	162
4.25 Distribution des valeurs extrêmes de FIP_{cr} avec et sans PMV pour 3 surfaces SLM SB chargées en traction telles que $\sigma_{11,nom} = \sigma_d = 222.5\text{MPa}$	162
4.26 Distribution du FIP_{cr} local pour des entailles SLM SB associées à une valeur extrême (1 : maximale; 2 :intermédiaire; 3 :minimale) pour chacune des méthodes d'acquisition et pour les calculs élastiques et élastoplastiques avec un chargement de traction/compression ($R=-1$) tel que $\sigma_{11,nom} = \sigma_d = 222.5\text{MPa}$	163
4.27 Distribution du FIP_{cr} local pour des entailles EBM SB associées à une valeur extrême (1 : maximale; 2 :intermédiaire; 3 :minimale) pour les méthodes d'acquisition profilométrique et 2D et pour les calculs élastiques avec un chargement de traction/compression ($R=-1$) tel que $\sigma_{11,nom} = \sigma_d = 111.25\text{MPa}$	164
4.28 Distributions du FIP_{cr} en fond d'entaille pour les éprouvettes SLM SB, EBM SB et EBM SP30 à partir des données 2D, calculées en élasticité avec $\sigma_{11,nom} = \sigma_d$ et distribution du FIP_{cr} en fond des entailles critiques à partir desquelles les gradients sont tracés	165
4.29 Distributions du FIP_{cr} en fond d'entaille pour les éprouvettes SLM SB et SLM SP15 à partir des données 3D profilométriques, calculées en élasticité avec $\sigma_{11,nom} = \sigma_d$	165
4.30 Coefficient de danger (C_d) pour une entaille $\rho = 100\mu\text{m}$ et $a = 50\mu\text{m}$. Les calculs sont réalisés en élasticité avec $\sigma_{11,nom} = 222.5\text{MPa}$	166
4.31 Distributions du FIP_{cr} en fond d'entaille pour une entaille EBM SB et une entaille $\rho = 100\mu\text{m}$ et $a = 50\mu\text{m}$, calculées en élasticité	166

4.32	Distribution de $\Delta\epsilon_p/2$ pour des entailles SLM SB associées à une valeur extrême (1 : maximale; 2 :intermédiaire; 3 :minimale) pour les méthodes d'acquisition profilométrique (a), tomographique (b) et 2D (c). Un demi-cycle correspond à une montée en charge à $\sigma_{11,nom} = \sigma_d = 222.5\text{MPa}$	167
4.33	distribution du $\Delta\epsilon_p/2$ en fond d'entaille pour les éprouvettes SLM SB, EBM SB et EBM SP30 à partir des données 2D $\sigma_{11,nom} = \sigma_d$	168
4.34	Courbe d'érouissage cyclique déterminée à partir de la loi de comportement utilisée pour les simulations numériques	168
4.35	Taille de la zone plastique en fond d'une entaille située à la surface d'une éprouvette EBM SB, pour différents niveaux de chargement	169
4.36	Distribution de $\Delta\epsilon_p/2$ en fond d'entaille pour une éprouvette EBM SB sollicitée en traction/compression (R=-1) à différents niveaux de chargement	169
4.37	Plasticité en surface d'un volume 3D profilométrique SLM SB sollicité à sa limite en fatigue en traction/compression (b) et en torsion (c); seule la zone dans les pointillés noirs de la figure (a) est visible figures (b) et (c)	170
4.38	Application de la procédure au cas Trac (R=-1); SLM SB; pro; ela; $D_c = cst$	171
4.39	Application de la procédure au cas Trac (R=-1); SLM SB; pro; epl; $D_c = cst$ (a) et Trac (R=-1); SLM SB; pro; epl; $D_c = f(N_r)$ (b)	172
4.40	Distribution des valeurs extrêmes du FIP_{cr} localement et après PMV, en élasticité avec $\sigma_{11,nom} = 222.5\text{MPa}$, à partir de surfaces brutes SLM capturées en 2d et par profilométrie	173
4.41	Morphologies d'entailles obtenues par différentes méthodologies d'acquisition de la surface SLM SB et distribution du C_d lorsque $\sigma_{11,nom} = 222.5\text{MPa}$ (calculs élastiques)	173
4.42	Application de la procédure au cas Trac (R=-1); SLM SB; 2d; ela; $D_c = cst$ et Trac (R=-1); SLM SB; 2d; epl; $D_c = f(N_r)$	173
4.43	Application de la procédure au cas Trac (R=-1); SLM SB; tomo; ela; $D_c = cst$ et Trac (R=-1); SLM SB; tomo; epl; $D_c = f(N_r)$	174
4.44	Application de la procédure au cas Trac (R=-1); EBM SB; 2d; ela; $D_c = cst$ et Trac (R=-1); EBM SB; pro; ela; $D_c = cst$	174
4.45	Observation MEB d'une surface "as-built" EBM et mesure par profilométrie associée	175
4.46	Application de la procédure au cas Trac (R=-1); EBM SB; 2d; ela; $D_c = cst$ et Trac (R=-1); EBM SB; 2d; epl; $D_c = f(N_r)$	175
4.47	Application de la procédure au cas Trac (R=-1); SLM SP15; 3d; ela; $D_c = cst$ et comparaison avec les résultats expérimentaux	176
4.48	Application de la procédure au cas Trac (R=-1); EBM SP30; 2d; ela; $D_c = cst$ et comparaison avec les résultats expérimentaux	176
4.49	Application de la procédure au cas Tor (R=-1); SLM SB; pro; ela; $D_c = cst$ et Tor (R=-1); SLM SB; pro; epl; $D_c = f(N_r)$	177
4.50	Coefficient de danger (C_d) en surface des volumes SLM SB pro, SLM SB tomo et SLM SP15 pro $\sigma_{11,nom} = \sigma_d$. Les calculs sont réalisés en élasticité	178
4.51	Coefficient de danger (C_d) pour les surfaces SLM SB 2d, EBM SB 2d et EBM SP30 2d avec $\sigma_{11,nom} = \sigma_d$. Les calculs sont réalisés en élasticité	179
4.52	Schéma de fabrication illustrant la direction de fabrication et de sollicitation des éprouvettes issues de l'étude de Nicoletto [8]	181
4.53	Coefficient de danger (C_d) en surface de 4 volumes SLM SB issus de la profilométrie avec $\sigma_{11,nom} = 222.5\text{MPa}$ et $\sigma_{22,nom} = 222.5\text{MPa}$. Les calculs sont réalisés en élasticité	181
4.54	Volumes utilisés pour la procédure numérique avec $\theta = 40^\circ$ comparé à une partie d'un des volumes utilisé pour la procédure avec $\theta = 90^\circ$	182
4.55	Coefficient de danger (C_d) en surface d'éprouvettes SLM SB issues de la profilométrie avec $\sigma_{11,nom} = 222.5\text{MPa}$. Les calculs sont réalisés en élasticité	183
4.56	Distribution des valeurs extrêmes du $\langle FIP_{cr} \rangle$ avec $\sigma_{11,nom} = 222.5\text{MPa}$ pour les surfaces SLM SB $\theta = 90^\circ$; $\theta = 40^\circ$ US; $\theta = 40^\circ$ DS. Les calculs sont réalisés en élasticité	183

4.57 Impact schématique de l'utilisation d'une loi de type Manson-Coffin pour unifier les résultats simulés et expérimentaux en dessous de 300 000 cycles	189
4.58 Maillage d'une surface SLM brute (a); SLM polie 30min (b); SLM lisse (c)	190
4.59 Cartographie de la contrainte équivalente de Von Mises pour une surface SLM brute, polie 30min et lisse, pour une contrainte nominale appliquée $\sigma_{11,nom} = \sigma_d$	190
A.1 Maillage d'un volume issu des données de profilométrie	II
A.2 Valeur maximale du $FIP_{cr}(M)$ et du $\langle FIP_{cr}(M) \rangle$ en fonction du nombre d'éléments du maillage	II
A.3 Décomposition du gradient de déformation totale	IV
A.4 Pavage de Voronoï en 2d [5]	VI

Liste des tableaux

1.1	Principaux paramètres de fabrication de la SLM pour le TA6V	11
1.2	Principaux paramètres de fabrication de l'EBM pour le TA6V	12
1.3	Composition chimique du TA6V (grade 5) AFNOR L14-601	13
1.4	Propriétés mécaniques du TA6V [21]	14
1.5	Mesures de la rugosité d'éprouvettes fabriquées par SLM pour différents traitements de surface [9]	24
1.6	Limites de fatigue en traction uniaxiale à 2×10^6 cycles du TA6V obtenu par procédés conventionnels, SLM et EBM	31
1.7	Limites en fatigue à 2×10^6 cycles du TA6V SLM surface brute ou surface polie	32
1.8	Limites en fatigue à 2×10^6 cycles du TA6V EBM surface brute ou surface polie	32
1.9	Limites en fatigue à 2×10^6 cycles du TA6V SLM CIC surface brute ou surface usinée	33
1.10	Limites en fatigue à 2×10^6 cycles du TA6V EBM CIC surface brute ou surface usinée	33
2.1	Principaux paramètres de fabrication utilisés pour les éprouvettes cylindriques SLM	66
2.2	Principaux paramètres de fabrication utilisés pour les éprouvettes plates et les pavés droits SLM	67
2.3	Paires axe\angle possibles entre deux lamelles formées à partir d'un même grain β d'après la BOR [16]	76
2.4	Résultats des mesures de dureté Vickers	82
2.5	Synthèse des résultats d'analyse des contraintes résiduelles	101
3.1	Paramètres du modèle de comportement élastoplastique	108
3.2	Résultats de l'application du modèle de Murakami	117
3.3	Limites en fatigue à 2×10^6 cycles déterminées par la méthode <i>staircase</i> des différentes éprouvettes cylindriques testées; NV=Non Valide	122
3.4	Limites en fatigue à 2×10^6 cycles déterminées par la méthode <i>staircase</i> des différentes éprouvettes cylindriques testées, et valeurs de Ra (déterminé par la méthode 2D) associées	132
3.5	Protocole d'essai de fatigue en traction R=0.1 sur éprouvettes plates	136
4.1	Temps approximatif nécessaire à la création d'un maillage à partir des différentes méthodes de capture de la surface	147
4.2	Chargements utilisés pour l'identification des paramètres matériaux α et β	150
4.3	Résultats de la procédure de calibration de la distance critique	153
4.4	Synthèse des calculs EF effectués	160
4.5	Récapitulatif des résultats prédictifs de la procédure numérique développée	180
4.6	Résultats de la procédure numérique appliquée à des surfaces SLM SB capturées par profilométrie	182

Remerciements

Cette thèse est pour moi un accomplissement qui n'aurait pu aboutir sans la participation de nombreuses personnes. Je tiens donc à toutes les remercier et notamment mes formidables encadrants. Vous m'avez tous les trois beaucoup apporté tant humainement que scientifiquement. Je réalise maintenant à quel point vos compétences ont été décisives et j'emporte avec moi à jamais de bonnes connaissances et de beaux souvenirs.

Je remercie également les membres du Jury qui ont accepté de rapporter et d'examiner ces travaux et avec qui j'ai pu avoir d'enrichissantes discussions.

Je remercie mes collègues et amis du laboratoire. C'était un réel plaisir de travailler, dialoguer, rire et surtout manger avec vous tous. Alexandre, je garde un souvenir impérissable de ta tartiflette. Ilan, tes nouilles instantanées resteront également à jamais graver dans ma mémoire mais pour des raisons bien différentes.

Je remercie mes amis de France et de Navarre qui ont essayé de s'intéresser à ce que je faisais, même si, bon nombre d'entre vous pensent toujours que faire de la mécanique, c'est réparer des voitures.

Je remercie ma chère et tendre Ioana qui a su égayer la fin de ma thèse. Tu as chassé les moments de doute que chacun rencontre lors d'une laborieuse phase de rédaction et tu m'as permis de m'investir pleinement dans ce travail.

Enfin je remercie ma famille. Mon frère, mon père et ma mère avec qui j'ai pu grandir dans un cadre idéal. Carole et Philippe, c'est avant tout grâce à votre éducation et votre dévouement sans faille que j'ai réussi mon doctorat. Je vous suis à jamais reconnaissant et je vous dédie ce mémoire de thèse.

« Just like in bodybuilding, failure is also a necessary experience for growth in our own lives, for if we're never tested to our limits, how will we know how strong we really are? How will we ever grow? »

Arnold Schwarzenegger

Introduction

Contexte industriel de l'étude

Généralités

Apparu dans les années 1980, la stéréolithographie est la première forme de procédé industriel de [Fabrication Additive \(FA\)](#). Il est initialement utilisé afin de construire des prototypes et permet aux ingénieurs de visualiser rapidement le rendu 3D d'un modèle de [Conception Assistée par Ordinateur \(CAO\)](#). La fabrication par additions successives de couches de matière permet non seulement de réduire la chaîne de production mais aussi d'obtenir des pièces au design complexe, de limiter les pertes de matière et le nombre d'assemblages. Initialement réservés aux matériaux polymères, les procédés de fabrication additive et notamment de fusion sur lit de poudre se sont rapidement étendus à des matériaux métalliques, parmi lesquels on peut citer l'acier inoxydable austénitique, l'acier inoxydable martensitique, l'Al-10Si-Mg, l'Inconel et le Ti-6Al-4V. Ce développement a été rendu possible grâce aux efforts conjoints d'industries couvrant différents domaines d'application.

Les secteurs de l'aéronautique, de l'aérospatial et de l'automobile tirent parti de la flexibilité de forme afin de fabriquer des pièces à la topologie optimisée ce qui permet des gains de masse et donc de consommation d'énergie. Le secteur du biomédical produit par fabrication additive des prothèses adaptées à la morphologie unique des patients en modifiant le modèle CAO. Si les technologies de fusion sur lit de poudre offrent de nombreux avantages, leur démocratisation est freinée par plusieurs limitations, parmi lesquelles :

- les faibles dimensions des pièces fabricables,
- la nécessité d'utiliser des supports de fabrication limitant la flexibilité de forme,
- les défauts de fabrication des pièces obtenues, affectant leurs propriétés mécaniques.

D'importants efforts de recherche sont donc nécessaires afin de tirer le meilleur de ces procédés.

Le projet FUTURPROD

Cette thèse a été réalisée dans le cadre du projet **FUTURPROD** qui est cofinancé par la région Nouvelle Aquitaine et par différents partenaires industriels : AGB; Stelia Aerospace; ArianeGroup; Polyshape. Il permet aux différents acteurs de travailler en partenariat avec l'Institut de Mécanique et d'Ingénierie (I2M) autour de thématiques de recherche portant sur le procédé de fusion sur lit de poudre [Selective Laser Melting \(SLM\)](#) et ainsi de participer à son essor dans la région. Le projet est organisé autour de trois thématiques, chacune faisant l'objet d'une thèse de doctorat :

- l'étude des interactions matériau/procédé : les nombreux paramètres à définir lors de la fabrication par SLM affectent les phénomènes physiques complexes mis en jeu et sont ainsi susceptibles de modifier la morphologie des pièces en matière de microstructure, de porosité, de rugosité, d'oxydation, de contraintes résiduelles... Il est donc nécessaire de comprendre comment la modification des paramètres de fabrication affecte la physique du procédé et quels sont les principaux paramètres à optimiser afin d'obtenir la pièce présentant les meilleures propriétés pour des applications structurelles.

- l'étude et le développement d'algorithmes d'optimisation topologique adaptés à la conception pour les procédés de FA : afin d'exploiter le plein potentiel de la flexibilité de forme offert par les technologies de fusion sur lit de poudre, il est nécessaire de développer une méthode d'optimisation topologique capable d'intégrer, en amont de la conception, les contraintes spécifiques à ces procédés.
- l'étude de la durabilité des pièces obtenues par fusion sur lit de poudre : les propriétés en fatigue des pièces obtenues par fabrication additive sont différentes de celles classiquement produites par forgeage ou moulage. Leur utilisation future pour un grand nombre d'applications structurelles est donc conditionnée par la connaissance de leur comportement en fatigue et notamment par la compréhension et la quantification de l'influence des défauts que comportent les pièces sur la durée de vie en fatigue.

Cette dernière thématique du projet est l'objet de cette étude.

Objectifs de l'étude

La résistance en fatigue des pièces brutes (c'est-à-dire avant tout post-traitement) fabriquées par fusion sur lit de poudre, fait intervenir une combinaison de facteurs incluant la microstructure, la porosité, la rugosité, les contraintes résiduelles et le taux d'oxygène. Chacun de ces facteurs ayant une étroite dépendance aux paramètres du procédé (depuis l'obtention des poudres jusqu'au retrait des supports de fabrication), il devient extrêmement difficile de comprendre et de quantifier l'impact de chacun d'eux sur la résistance en fatigue. De plus, les pièces de Ti-6Al-4V produites par FA et destinées aux industriels du secteur aéronautique sont systématiquement post-traitées par détensionnement et [Compression Isostatique à Chaud \(CIC\)](#), si bien que les porosités et les contraintes résiduelles sont réduites, voir éliminées, et la microstructure est modifiée. À l'issue de ces post-traitements, la résistance en fatigue est donc très fortement dépendante de la rugosité. Si l'état de surface peut être modifié via différents polissages chimiques, la réglementation [Registration, Evaluation, Authorisation and Restriction of Chemicals \(REACH\)](#), visant à limiter l'utilisation de substances chimiques nocives pour la santé et l'environnement, incite les industriels à réduire ces pratiques.

L'objectif de cette thèse est donc de comprendre et de quantifier l'effet de la rugosité sur la résistance en fatigue de pièces de Ti-6Al-4V produites par deux procédés de fusion sur lit de poudre : l'[Electron Beam Melting \(EBM\)](#) et la SLM, puis de proposer un modèle numérique permettant, à partir de mesures de l'état de surface, de prédire la résistance en fatigue.

Plan de l'étude

Ce manuscrit de thèse est organisé en 4 chapitres :

- le **Chapitre 1** présente l'état de l'art nécessaire à la compréhension de la démarche entreprise pour atteindre les objectifs de cette étude : les procédés SLM et EBM sont décrits ; la morphologie des pièces de Ti-6Al-4V ainsi obtenues et leurs propriétés en fatigue sont détaillées ; les méthodes de prise en compte des défauts sur la résistance en fatigue sont résumées et commentées.
- le **Chapitre 2** rassemble les informations relatives au matériau utilisé dans cette étude : la fabrication et le post-traitement des différents lots d'éprouvette ; la microstructure (morphologie des grains et orientation) ; la rugosité ; les contraintes résiduelles. Les différentes techniques de mesure et la méthodologie employée pour traiter les données sont systématiquement présentées.
- le **Chapitre 3** montre l'ensemble des résultats des essais mécaniques effectués sur éprouvettes SLM et EBM en comparant la résistance en fatigue d'éprouvettes surface brute, d'éprouvettes surface usinée et d'éprouvettes surface polie chimiquement. Les faciès de rupture

sont observés et commentés. La compréhension des mécanismes d'amorçage est complétée par l'observation au MEB de la surface et par des mesures de désorientation intra-grain après essai de fatigue.

- le **Chapitre 4** expose le développement d'une procédure numérique fondée sur l'ensemble des chapitres précédents et permettant de prendre en compte l'effet de la surface sur la résistance en fatigue d'éprouvettes obtenues par SLM et EBM. La procédure est ensuite appliquée à différents états de surface et cas de chargement. Finalement la sensibilité de la méthodologie et les conditions nécessaires à son application et à son amélioration sont discutées.

Ce manuscrit de thèse se termine par une conclusion synthétisant les principaux résultats obtenus lors de cette étude. Enfin, des perspectives de recherche visant notamment à améliorer la méthodologie numérique sont proposées.

Chapitre 1

État de l'art

Sommaire

1.1 Généralités sur les procédés	8
1.1.1 Procédés conventionnels	8
1.1.2 Procédés de fusion sur lit de poudres	8
1.2 Microstructure du TA6V et effets des procédés	13
1.2.1 Microstructures	14
1.2.2 Défauts induits par les procédés SLM et EBM	16
1.2.3 Influence des post-traitements	24
1.3 Comportement mécanique du TA6V en fatigue à grand nombre de cycles	26
1.3.1 Mécanismes de déformation et d'amorçage en fatigue à grand nombre de cycles	26
1.3.2 Propriétés en FGNC du TA6V obtenu par SLM et EBM	31
1.4 Influence et prise en compte de l'état de surface sur le comportement en fatigue	34
1.4.1 Lien entre <i>effet d'entaille</i> et limite d'endurance	34
1.4.2 Approches analytiques prenant en compte l'influence d'un défaut surfacique	39
1.4.3 Méthodes non locales et méthodes à gradient	40
1.4.4 Approches probabilistes de Pessard et Morel	43
1.4.5 Approches prenant en compte l'influence de la rugosité	45
1.4.6 Approche statistique des valeurs extrêmes	49
Références	52

1.1 Généralités sur les procédés

1.1.1 Procédés conventionnels

Initialement présent sous forme de rutilite (TiO_2) ou d'ilmenite ($FeTiO_3$), le titane est d'abord extrait et transformé en éponge métallique après de nombreuses réactions chimiques. À partir de ces éponges métalliques, des lopins, des barres, des tôles et des plaques sont formés. Ces produits semi-finis constituent la matière première des procédés conventionnels, permettant l'obtention du composant final [86]. Les principaux procédés conventionnels sont :

- Le forgeage : c'est le procédé le plus utilisé pour obtenir des pièces de titane. Il permet l'obtention de formes proches du composant désiré mais également le contrôle de la microstructure par le chemin thermo-mécanique emprunté lors du procédé [77]. Le forgeage est utilisé pour fabriquer des pièces pour l'industrie aéronautique, comme le train d'atterrissage du Boeing 747 ou encore les disques de turbine de moteur de certains avions. Il est important de noter que pour la majorité des applications, les pièces forgées sont ensuite usinées afin de gagner en masse et d'ajouter des détails de forme.
- Le laminage : souvent utilisé pour le titane sous forme de laminage circulaire, ce procédé permet d'obtenir plus aisément des formes rondes et donc de créer des anneaux et des cylindres. Les carters de turbine pour moteur d'avion sont un exemple de composant fabriqué par laminage circulaire.
- L'usinage : le titane et ses alliages sont considérés comme difficiles à usiner en comparaison de l'acier et des alliages d'aluminium, et cela pour l'ensemble des méthodes d'usinage conventionnelles (tournage, fraisage, alésage...) La faible conductivité thermique du titane réduit la vitesse de dissipation de la chaleur à l'interface pièce/outil, ce qui entraîne une réduction de la durée de vie des outils. De ce fait, des vitesses d'avance lentes et des profondeurs de coupes importantes sont généralement adoptées lors de l'usinage de pièces en titane [86]. Les outils utilisés sont préférablement en carbure ou en céramique, ce qui rend l'usinage très coûteux. Les pièces ainsi obtenues ont un bon état de surface ($Ra < 0.5\mu m$) et peuvent présenter d'importantes contraintes résiduelles dépendant de la vitesse d'avance, de la géométrie de l'outil et de son usure [90, 97].
- Le moulage : Le composant est fabriqué en coulant du titane dans un moule en graphite ou un moule à cire perdue. Si ce procédé est coûteux, il permet de s'affranchir dans certains cas de l'usinage, et devient donc économiquement attractif. Les pièces ainsi obtenues contiennent souvent des porosités qu'il est possible d'éliminer en effectuant un post-traitement de compression isostatique à chaud (CIC) [86]. Ce type de procédé implique des géométries adaptées à la fonderie.

Ces procédés permettent de fabriquer des composants en grande série (forgeage, usinage), aux dimensions importantes, mais peuvent s'avérer coûteux à cause de la perte de matière, du renouvellement des outils, de la création des moules ou de la nécessité d'opérations d'assemblage afin d'obtenir la pièce finale.

1.1.2 Procédés de fusion sur lit de poudres

1.1.2.1 Principe général

Les procédés de fusion sur lit de poudres permettent l'obtention d'un composant à partir d'un modèle 3D CAO par addition successive de couches de matière. Dans un premier temps, le modèle 3D CAO de la pièce est réalisé à partir d'un logiciel adapté. Ce modèle est ensuite découpé en couches horizontales, et les informations sont transmises de l'ordinateur à la machine de fabrication. Alimentée par des grains de poudre sphériques, la machine va venir déposer une couche de matière à l'aide d'un racleur sur la plateforme de fabrication (figure 1.1a). Un faisceau, guidé par les informations géométriques du modèle, passe avec une puissance suffisante pour faire fusionner localement les grains de poudre [73] (figure 1.1b). La plateforme de fabrication descend alors

d'une hauteur égale à la hauteur d'une couche de matière (figure 1.1c) puis une nouvelle couche de matière est déposée par le racleur. Lorsque le racleur revient en position initiale, il est alimenté en poudre grâce à une roue cannelée liée au réservoir de la machine. Ce processus est répété jusqu'à l'obtention de la géométrie finale de la pièce. La poudre non fondue est ensuite retirée et pourra être réutilisée après tamisage [23].

La qualité des pièces obtenues par ces procédés dépend de nombreux paramètres machine qu'il faut chercher à optimiser, dont les plus étudiés sont la puissance et la vitesse laser, l'épaisseur de couche et la direction de fabrication [27, 75, 131], mais également des caractéristiques des poudres [36]. Les poudres sont idéalement sphériques, avec une distribution de taille resserrée afin de garantir une bonne coulabilité et donc un étalement uniforme de la couche de matière déposée par le racleur [36]. De plus elles doivent avoir une composition chimique homogène et une teneur en oxygène inférieure à la teneur souhaitée dans la pièce finale ($\leq 0.2\%$ en masse). Il a été mis en évidence qu'après plusieurs recyclages, la distribution de taille des poudres a tendance à augmenter très légèrement [127] ou à rester identique lorsque les paramètres de tamisage sont optimisés [36] ce qui justifie la possibilité de réutiliser les poudres non fondus.

Lors du procédé, la pièce fabriquée est solidaire de la plateforme via l'utilisation de supports. Ces supports servent à éviter que la pièce ne se déforme de manière trop importante sous l'effet des contraintes thermiques en la maintenant mécaniquement et en conduisant la chaleur induite par le procédé afin de limiter les gradients thermiques. Ils permettent également d'éviter l'affaissement de certaines parties fondues [50]. Ces supports peuvent être de différentes natures (point, ligne, bloc, toile, arbre...), plus ou moins denses et rigides. Ils doivent être retirés par une opération d'usinage après la fabrication, ce qui peut limiter la flexibilité de design de la pièce. L'optimisation conjointe des supports et de la position de la pièce dans l'enceinte constitue un objet d'étude à part entière [161].

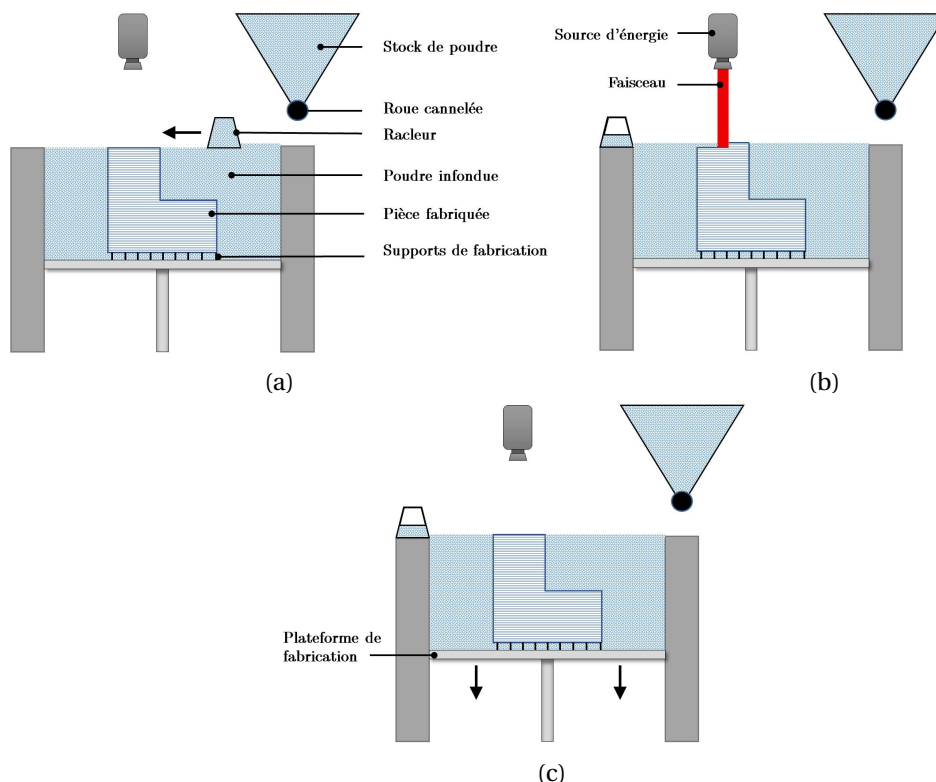


FIGURE 1.1 – Schématisation des différentes étapes de fabrication d'une pièce par fusion sur lit de poudre

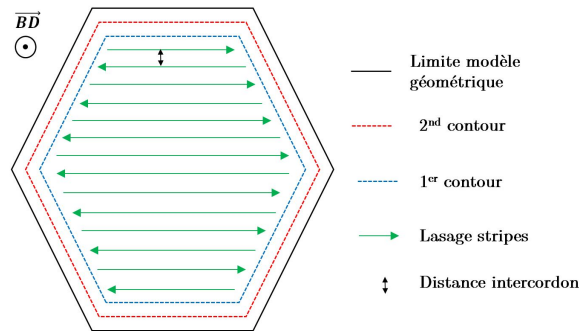


FIGURE 1.2 – Schéma de la stratégie de lasage en bandes d'une couche

1.1.2.2 Spécificité SLM

La SLM, aussi appelée **Laser Beam Melting (LBM)** est le procédé utilisant un faisceau laser afin de fusionner localement les grains de poudre. Les lasers utilisés actuellement sont des lasers à fibre, comme le Nd-YAG (Neodymium-doped Yttrium Aluminium Garnet), pouvant délivrer une puissance maximale variant entre 400 et 1000W. Le diamètre du faisceau varie généralement entre 80 et 200 μm . Un système de lentilles et de miroirs permet de focaliser les photons chargés énergétiquement. Afin d'éviter toute oxydation, l'enceinte de fabrication est remplie d'argon ou d'azote, gaz n'interagissant pas avec les photons incidents et permettant de maintenir le niveau d'oxygène en dessous de 0.02%.

Dans le cas de la fabrication de pièce de Ti-6Al-4V, la plateforme de fabrication est préchauffée et maintenue à une température d'environ 200°C tout au long du processus [39] ce qui permet de réduire les vitesses de refroidissement qui sont de l'ordre de $10^6 K.s^{-1}$ [95] (ce qui correspond au passage d'une température proche de la température de vaporisation du titane 3287°C à 200°C en une milliseconde) ainsi que les gradients thermiques de l'ordre de $10^7 K.m^{-1}$ et donc la formation de contraintes résiduelles et de fissures d'origines thermiques [69].

Généralement, la distribution de taille des grains de poudre utilisée pour la fabrication de pièces de Ti-6Al-4V a une valeur médiane comprise entre 25 et 50 μm selon les études [82] et une épaisseur de couche variant entre 30 et 60 μm qui conditionne le temps de fabrication.

La vitesse de passage du faisceau varie entre 10^2 et 10^3 mm/s, conjointement avec la puissance du laser, de sorte que la densité d'énergie délivrée par unité de volume (exprimée en $J.m^{-3}$) ait une valeur suffisamment grande pour fusionner les grains et éviter les phénomènes de "balling" [83] mais assez faible pour empêcher une évaporation trop importante du matériau, le piégeage de gaz lié à l'instabilité du bain de fusion, entraînant la formation de pores, ou encore la formation de fissures dans la pièce finie [131, 143]. Le tableau 1.1 indique les principaux paramètres de fabrication utilisés dans différentes études (NR=Non Renseigné). Le chemin du faisceau laser est dicté par des stratégies de lasage (stripes, chess, SpinInOut...) qui peuvent influencer la microstructure, les défauts et les propriétés mécaniques des pièces [3]. Un exemple classique de stratégie de lasage est présentée figure 1.2. Le laser passe initialement à deux reprises (de l'extérieur vers l'intérieur), avec des puissances et des vitesses différentes, afin de définir précisément les contours de la surface à laser et de limiter la rugosité. Ensuite, l'intérieur de la couche est lasé en bandes (stripes) espacées d'une distance intercordon. Les paramètres de puissance, de vitesse et de distance intercordon sont liés au diamètre du faisceau et à la taille du bain de fusion qui en résulte [133]. Ils sont calibrés afin que le bain soit suffisamment grand, stable et qu'il y ait superposition entre deux cordons lasés côte à côte. Enfin il existe des fonctions permettant de gérer les variations de puissances et de vitesse de laser lorsque celui-ci change de direction ou arrive en fin de course, comme le *skywriting*, qui influencent notamment les contraintes résiduelles [88].

Etude	Puissance Laser (W)	Distance intercordon (μm)	Épaisseur par couche (μm)	Vitesse de scan ($mm.s^{-1}$)	Densité d'énergie ($J.m^{-3}$)	Machine	Taille des poudres (μm)
[39]	120	80	50	400	75	SLM-250 HL	20-63
[143]	42	75	30	200	NR	NR	35
[68]	200	250	40	1250	16	Concept Laser M2	35
[58]	170	100	30	1250	45	SLM EOS M270	38
[158]	375	120	60	1029	50	SLM-250 HL	25-45
[41]	200	180	50	200	111	SLM MTT250	30
[62]	175	120	30	710	NR	SLM-250 HL	20-63
[129]	157	100	50	225	NR	Renishaw AM250	NR
[162]	200	100	50	1000	40	Realizer SLM 100	35

TABLEAU 1.1 – Principaux paramètres de fabrication de la SLM pour le TA6V

1.1.2.3 Spécificité EBM

L'EBM utilise un faisceau d'électrons afin de fusionner la poudre, ce qui induit des différences notables par rapport au procédé SLM. Afin d'éviter toute interaction des électrons incidents avec les atomes d'un quelconque gaz, l'enceinte est placée sous vide. Les électrons sont focalisés et déviés magnétiquement par des bobines qui font office de lentilles. Ces bobines ayant un temps de réponse très court, les paramètres d'entrée peuvent varier très vite et ainsi le déplacement du faisceau d'électrons peut être très rapide. Les électrons transfèrent leur énergie cinétique aux grains de matière afin de les chauffer. Lorsque les grains absorbent les électrons, ils se chargent négativement. La matière ainsi chargée va repousser les nouveaux électrons incidents, ce qui a pour effet de créer un faisceau d'électrons plus diffus. La zone affectée thermiquement est alors plus importante qu'en SLM [53].

Afin d'éviter que la surface du lit de poudre ne se charge localement de manière trop importante et n'engendre des explosions électrostatiques de poudre, une étape de préchauffage (ou *preheat*) est nécessaire [53]. Celle-ci correspond au passage du faisceau d'électrons à faible puissance sur l'ensemble du lit de poudres, ce qui va permettre de le préfracter et donc d'augmenter sa conductivité électrique et thermique. L'énergie délivrée par le faisceau après cette étape de préchauffage varie entre 1000 et 10000W. Ceci couplé à une grande zone affectée thermiquement permet l'utilisation de grains de matière plus gros que par SLM. En effet, ils ont une taille médiane comprise entre 50 et 100 μm selon les études [47, 124, 162] et l'épaisseur de couche est typiquement comprise entre 70 et 200 μm . Les épaisseurs par couche et la vitesse de déplacement du faisceau pouvant être plus importantes que lors du procédé SLM, il en résulte des temps de fabrication beaucoup plus courts.

Pour les mêmes raisons que pour le procédé SLM, la vitesse du faisceau est à optimiser en fonction de la puissance délivrée. Une vitesse de $5000mm.s^{-1}$ est un bon ordre de grandeur. La puissance délivrée par le faisceau étant haute, afin d'éviter dans l'enceinte des gradients de température trop importants, celle-ci est maintenue autour de $700^{\circ}C$. La vitesse de refroidissement initiale en surface après le passage du faisceau est de l'ordre $10^4K.s^{-1}$ [2] ce qui est plus faible qu'en SLM. Cette différence s'explique notamment par l'augmentation de la conductivité thermique du lit de poudre grâce à l'étape de préchauffage et par le maintien à $700^{\circ}C$ de l'enceinte. Le tableau 1.2 indique les principaux paramètres de fabrication utilisés dans différentes études (NR=Non Renseigné).

Enfin, tout comme pour la SLM, différentes stratégies de lasage sont possibles et influencent la microstructure et les défauts de la pièce finale [17].

1.1.2.4 Avantages et limitations

Les procédés de fusion sur lit de poudres possèdent de nombreux avantages qui expliquent leur rapide développement depuis une quinzaine d'années, parmi lesquels on peut citer :

Etude	Puissance Laser (W)	Distance intercordon (μm)	Épaisseur par couche (μm)	Vitesse de scan ($mm.s^{-1}$)	Densité d'énergie ($J.m^{-3}$)	Machine	Taille des poudres (μm)
[124]	NR	NR	70	3000	NR	NR	60
[22]	<7000	NR	NR	>1000	NR	EBM ARCAM A2	NR
[162]	1140	200	50	1500	76	EBM ARCAM A1	77
[47]	1140	200	70	1400	NR	EBM ARCAM A2	75
[84]	1080	NR	70	500	NR	EBM ARCAM A2	<100
[71]	900	100	50	3200	NR	EBM ARCAM A2	45-105

TABLEAU 1.2 – Principaux paramètres de fabrication de l'EBM pour le TA6V

- La flexibilité de forme : la fabrication couche par couche permet de construire des pièces avec une grande liberté de design. La forme des pièces peut alors être repensée afin d'optimiser sa topologie pour les conditions de service. Un cas classique est l'optimisation du ratio masse/rigidité [37]. De plus, certaines fonctionnalités peuvent être ajoutées, notamment des canaux internes.
- La réduction du nombre d'assemblages : les procédés SLM et EBM permettent de fabriquer des pièces ne nécessitant pas d'étape d'assemblage supplémentaire, comme cela est souvent le cas après forgeage et usinage [14]. Ces étapes sont coûteuses et peuvent engendrer des défauts (brasage) limitant la résistance mécanique du composant assemblé.
- La réduction de la perte de matière : la poudre non fondue lors du procédé étant réutilisable plusieurs fois (à l'exception de la poudre emprisonnée dans la pièce), il y a très peu de perte de matière en comparaison avec les procédés d'usinage.
- La réduction de la chaîne de fabrication : la pièce pouvant être directement fabriquée à partir d'un modèle 3D CAO, le "time-to-market" s'en trouve grandement réduit, ce qui explique le succès de cette technologie.

Cependant, ce procédé est pour l'instant réservé à des applications de prototypages ou à la fabrication de composants à très haute valeur ajoutée (aéronautique, aérospatial et biomédical). Les principales limitations qui freinent le développement de ces technologies sont les suivantes :

- La taille des pièces : les machines actuelles ne permettent pas de fabriquer des pièces de dimensions supérieures à 500 x 280 x 850mm (SLM[®] 800), ce qui limite la possibilité de créer des pièces sans assemblage. Cependant, un effort est fait par les constructeurs afin de concevoir des machines permettant de construire des composants toujours plus volumineux.
- Les supports : indispensables pour relier la pièce à la plateforme de fabrication et ainsi la maintenir, ils sont également nécessaires lors de la fabrication de parois horizontales ou fortement inclinées afin d'éviter leur affaissement [150]. L'opération de retrait étant délicate, la nécessité d'avoir des supports limite le design des pièces et implique l'optimisation de la position et de l'orientation de la pièce dans l'enceinte de fabrication, afin de limiter, autant que faire se peut, les longues parois horizontales.
- Les défauts de fabrication : les pièces brutes de fabrication dites "as-built" comportent de nombreux défauts (rugosité, contraintes résiduelles, porosités) qui affectent leurs propriétés mécaniques et notamment leurs propriétés en fatigue. Les composants obtenus par SLM et EBM nécessitent donc souvent des opérations de post-traitement (détensionnement, CIC, surfacage) afin d'éliminer ou de réduire ces défauts. Les défauts présents dans les pièces et leur incidences respectifs sur les propriétés mécaniques sont détaillés dans la suite de ce rapport.

1.1.2.5 Terminologie

Les pièces aux designs simples, comme les éprouvettes normalisées pour des essais de traction, pouvant être positionnées de différentes façons dans l'enceinte de fabrication, il convient d'adopter une terminologie standardisée permettant de rendre compte de la direction d'empilement des couches (\vec{BD}) par rapport à la direction longitudinale de l'éprouvette. La figure 1.3 illustre la terminologie adoptée dans la littérature et dans ce rapport :

- éprouvette Z, verticale, à 90° : La direction de fabrication (\vec{BD}) est parallèle à la direction longitudinale de l'éprouvette.
- éprouvette à 45° : L'angle entre la direction de fabrication et la direction longitudinale de l'éprouvette est de 45°.
- éprouvette X ou Y, horizontale ou à 0° : La direction de fabrication est perpendiculaire à la direction longitudinale de l'éprouvette.

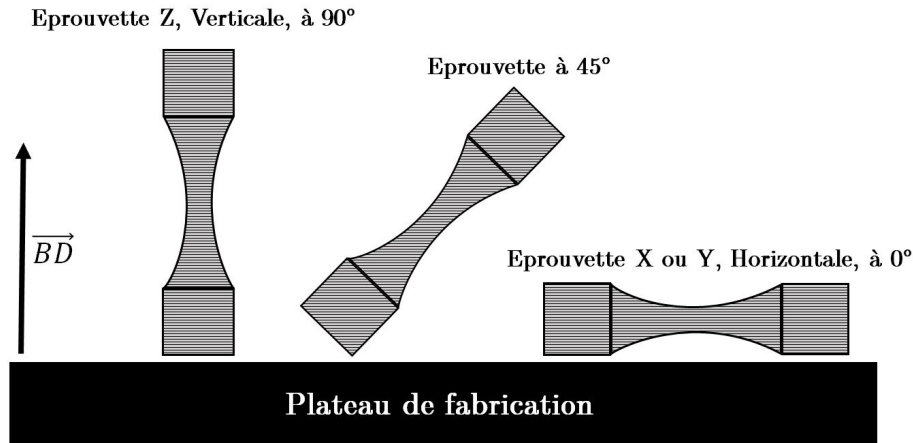


FIGURE 1.3 – Terminologie des éprouvettes adoptée dans ce rapport

1.2 Microstructure du TA6V et effets des procédés

Le TA6V (ou Ti-6Al-4V) est un alliage de titane, d'aluminium et de vanadium dont la composition chimique est donnée tableau 1.3. Il est de loin l'alliage le plus populaire et représente à lui seul près de 50% en masse des alliages de titane actuellement utilisés [86]. Développé au début des années cinquante aux États-Unis, il est l'un des tout premiers alliages de titane à avoir été conçu. Les principales raisons de son succès sont un compromis très intéressant entre légèreté, résistance mécanique, ductilité et résistance à la corrosion, ainsi que son utilisation très précoce par les industriels du secteur aéronautique, qui a permis de rassembler une large base de données sur son comportement à la suite de nombreux tests.

Le titane se présente sous deux formes allotropiques :

- Une phase α hexagonale, stable à l'équilibre en dessous d'une température appelée $\beta_{transus}$.
- Une phase β cubique centrée, stable à l'équilibre au-dessus du $\beta_{transus}$.

Le TA6V est un alliage dit $\alpha+\beta$, c'est-à-dire qu'il possède classiquement les deux phases à l'équilibre. Cet alliage a une meilleure résistance mécanique que le titane pur, mais une moins bonne résistance à la corrosion. Les propriétés mécaniques typiques du TA6V à microstructure équiaxe ou bimodale obtenu par forgeage sont rassemblées dans le tableau 1.4.

	Ti	Al	V	Fe	O	C	N
(% en masse)	Base	5,5-6,75	3,5-4,5	$\leq 0,25$	$\leq 0,20$	$\leq 0,08$	$\leq 0,05$

TABLEAU 1.3 – Composition chimique du TA6V (grade 5) AFNOR L14-601

	Grandeur	Valeur
HV	Dureté Vickers	300-400
E	Module d'Young (GPa)	110-140
Re	Limite d'élasticité (MPa)	800-1100
Rm	Résistance maximale à la traction (MPa)	900-1200
A	Allongement à la rupture (%)	10-14
K_{Ic}	Ténacité (MPa \sqrt{m})	33-110
ρ	Masse volumique (kg/m ³)	4430

TABLEAU 1.4 – Propriétés mécaniques du TA6V [21]

Le titane pur possède un $\beta_{transus}$ à une température de 882°C. L'ajout d'éléments d'alliage va modifier cette température et favoriser la stabilisation de l'une ou l'autre de ses phases. L'aluminium est dit α -stabilisateur, et son addition entraîne l'augmentation de la température de transus ainsi que le durcissement par solution solide de l'alliage. Le vanadium est au contraire un β -stabilisateur; son ajout a pour effet de diminuer la température de transus et d'améliorer la ductilité à la température ambiante [138]. Étant donné que le pourcentage massique d'aluminium est plus important que le pourcentage massique de vanadium dans le TA6V, le $\beta_{transus}$ se situe à une température d'environ 995°C.

1.2.1 Microstructures

La présence des deux phases dans le TA6V permet d'obtenir une variété de microstructures qui conditionnent en partie les propriétés mécaniques finales. On distingue quatre microstructures en fonction de l'histoire thermomécanique du matériau et donc du procédé de fabrication :

- martensitique (aciculaire).
- lamellaire (bainitique ou de Widmanstätten).
- équiaxe (nodulaire).
- duplex (bimodale).

Ces microstructures sont détaillées dans la suite du document.

1.2.1.1 Microstructures "conventionnelles"

Les procédés conventionnels engendrent généralement des microstructures duplex ou équiaxes, qui confèrent aux pièces une haute limite élastique, ainsi qu'une excellente déformation à la rupture [21].

La microstructure duplex est obtenue en déformant plastiquement à chaud, dans le domaine $\alpha+\beta$, par une opération de forgeage (légèrement en dessous du $\beta_{transus}$), une microstructure à l'origine lamellaire elle-même obtenue par un refroidissement lent à modéré à partir de la phase β ($\leq 130\text{K}\cdot\text{s}^{-1}$) [86]. Une étape de recristallisation permet ensuite la croissance de nodules primaires α_p , constitués uniquement de phase α , et de colonies constituées de lamelles α_s au sein d'une matrice β , comme on peut le voir illustré figure 1.4.

La microstructure équiaxe, illustrée figure 1.5, est obtenue de façon similaire à la microstructure bimodale, avec cette différence que lors de l'étape de recristallisation le refroidissement doit être suffisamment lent afin que seule la croissance de nodules α_p se fasse.

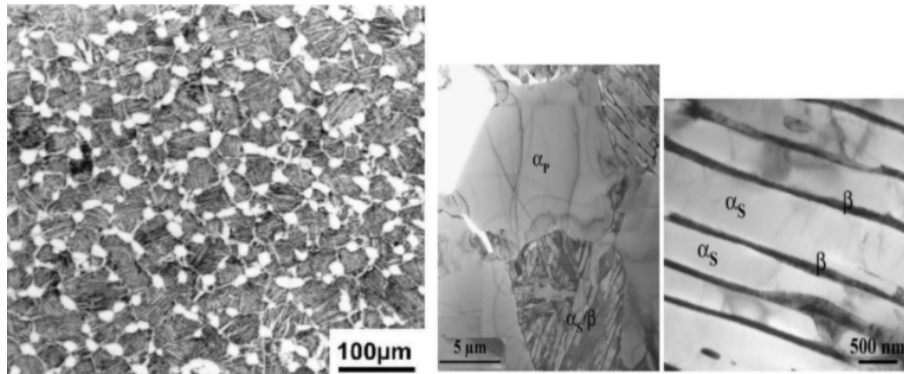


FIGURE 1.4 – Microstructure duplex à différents grossissements [28]

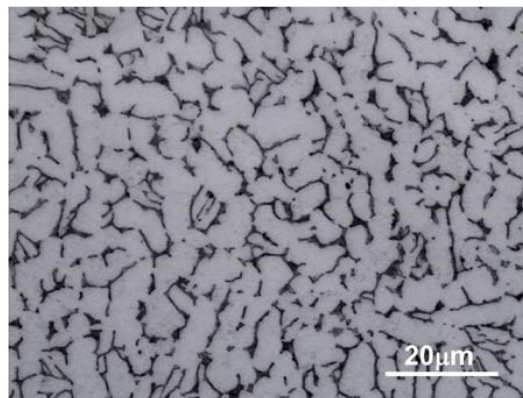


FIGURE 1.5 – Microstructure équiaxe [134]

1.2.1.2 Microstructure du TA6V obtenu par SLM

Plusieurs études ont montré que la microstructure des pièces SLM "as-built" est martensitique, constituée d'une phase α' [39, 68, 105, 143, 158] comme illustré figure 1.6-a) et 1.6-b). En effet, lorsque les vitesses de refroidissement sont très importantes, aux alentours de $400\text{K}\cdot\text{s}^{-1}$, les éléments d'alliage n'ont pas le temps de diffuser [1]. La transformation d'un réseau cubique centré en un réseau hexagonal implique alors uniquement un mouvement coopératif d'atomes par cisaillement et distorsion de la maille et la composition chimique de la phase α' est identique à celle de la phase β [86]. Cette transformation s'effectue entre deux températures appelées "Martensite start" et "Martensite finish" respectivement à 980 et 700°C pour le TA6V [34]. Lorsqu'une couche est fondue pendant le procédé, la couche inférieure est partiellement refondue, entraînant une direction de croissance privilégiée des grains β lors de la solidification. La structure allongée, le long de la direction de fabrication, des ex-grains β est observable à partir de micrographies d'éprouvettes SLM "as-built" figure 1.6-a).

1.2.1.3 Microstructure du TA6V obtenu par EBM

De nombreux auteurs s'accordent sur le fait que la microstructure obtenue par EBM est une microstructure lamellaire, et donc constituée de lamelles α et d'une phase β inter-granulaire [22, 47, 106, 124]. Cette microstructure est obtenue par un refroidissement lent à modéré à partir de la phase β . Lors du refroidissement, les atomes d'aluminium vont diffuser dans la phase α alors que les atomes de vanadium vont diffuser dans la phase β . Cette dernière devient alors suffisamment chargée en éléments β -gènes pour être stable à température ambiante [54]. Il en résulte une microstructure de lamelles plus épaisses que les aiguilles de martensite, de composition proche de l'équilibre. Les phases α et β sont toutes deux présentes au sein de la matière, avec une proportion respective en volume d'environ 95% et 5%, cette proportion pouvant varier suivant le temps de

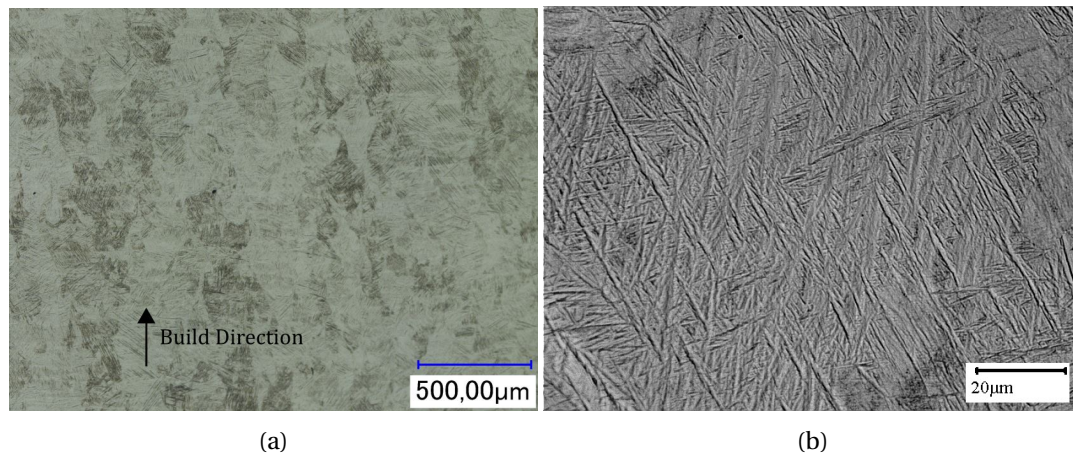


FIGURE 1.6 – Microstructure martensitique d'éprouvette SLM "as-built" à faible grossissement (a) et à fort grossissement (b).

maintien au dessus du $\beta_{transus}$ et la cinétique de refroidissement [135]. Cette microstructure est organisée en trois échelles :

- Les ex-grains β , généralement entourés d'un liseré de phase α noté α_{gb} et visible figure 1.7-b).
- Les colonies de lamelles dans lesquelles les lamelles de phase α sont organisées en structures parallèles ou enchevêtrées au sein d'une matrice β . Pour des vitesses de refroidissement modérées, les enchevêtrements sont nombreux et les colonies de lamelles sont petites. On parle alors de structure en vannerie. Pour des vitesses de refroidissement lentes, les lamelles sont épaisses, ne se superposent pas et sont rassemblées au sein de larges colonies. On parle alors de structure en *platelets* parallèles [54].
- Les lamelles, dont l'épaisseur est conditionnée par la vitesse de refroidissement mais également par la taille des grains β . En effet, lorsque la taille des grains β augmente, la température de la transformation $\beta \rightarrow \alpha$ diminue, ce qui limite la diffusion des éléments d'alliage et produit des lamelles plus fines (pour une même vitesse de refroidissement) [54].

Pour les mêmes raisons que lors du procédé SLM, les ex-grains β après EBM sont allongés le long de la direction de fabrication comme illustré figure 1.7-a). On parle de structure colonnaire. Les colonies de lamelles sont difficilement distinguables et cela à cause de très nombreux enchevêtrements (figure 1.7-a) et 1.7-b). Les lamelles sont fines ($\approx 1\mu m$), témoignant de vitesses de refroidissement modérées lorsque l'on est proche du $\beta_{transus}$. Des microstructures lamellaires fines, semblables à celles obtenues par EBM, sont enregistrées dans la littérature pour des vitesses de refroidissement à partir de la phase β variant entre 10 et $130K.s^{-1}$ [54, 86]. Les vitesses de refroidissement inférieures à celle obtenues lors du procédé SLM s'expliquent par l'étape de "pre-heat" et le maintien en température de l'enceinte aux alentours de $700^{\circ}C$ lors du procédé EBM (contre $200^{\circ}C$ lors du procédé SLM).

1.2.2 Défauts induits par les procédés SLM et EBM

Si les pièces fabriquées par SLM et EBM peuvent avoir un design complexe permettant notamment un gain de masse, elles contiennent de nombreux défauts, surfaciques et volumiques, impossibles à éliminer sans post-traitement, même avec des paramètres de fabrication optimisés [39, 60, 131].

1.2.2.1 Rugosité

Origines de la rugosité La rugosité des pièces obtenues par SLM et EBM est bien plus élevée que celle des pièces obtenues par des procédés conventionnels [30]. Cette rugosité élevée s'explique

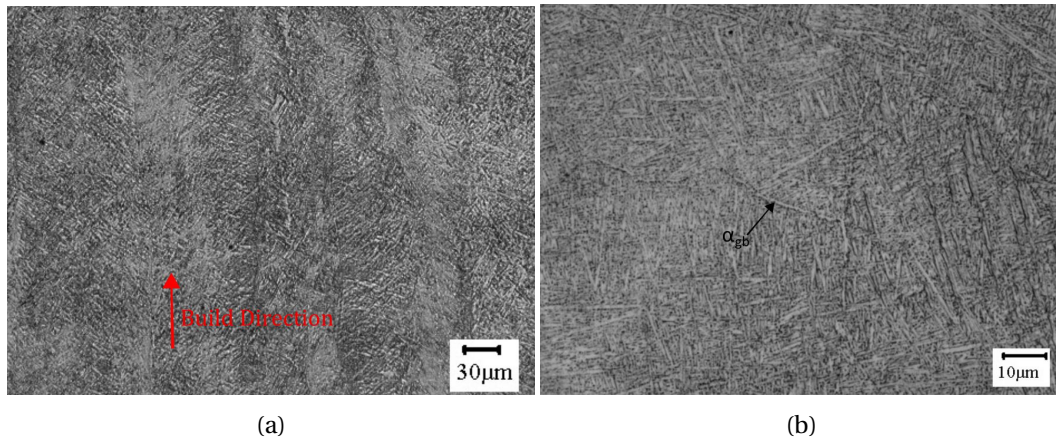


FIGURE 1.7 – Microstructure lamellaire d'éprouvette EBM "as-built" à faible grossissement (a) et à fort grossissement (b).

par l'interaction entre le faisceau (laser ou d'électrons) avec les grains de poudre et a plusieurs origines :

- Lorsque le faisceau arrive en bout de course (fin du lasage d'une couche), la forme adoptée par le bain de fusion causée par une combinaison complexe de phénomènes physiques (tension de surface, gravité, effet Marangoni) lors de sa solidification [70] et étroitement liée aux paramètres de fabrication [151], engendre une rugosité dont la longueur d'onde est similaire à la profondeur du bain. Certains grains proches du bain sont fondus ou partiellement fondus, ce qui donne l'aspect d'une surface sur laquelle des grains sont collés. La figure 1.8a illustre schématiquement ce cas dans le cas d'une fabrication verticale. Les figures 1.12a, 1.12c et 1.12d montrent les observations par Microscopie Électronique à Balayage (MEB) de la surface d'une pièce fabriquée par SLM à 90°.
- Lorsque le faisceau lase une couche de matière, une partie de la matière située sous la couche est refondue ou partiellement refondue. La profondeur de la zone fondue dépend notamment de la densité d'énergie volumique délivrée. Dans le cas de la SLM, pour une vitesse de scan de $200\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, une puissance laser de 80W et une épaisseur de couche de 30 μm, Verhaeghe et al [151] montrent que la profondeur du bain de fusion est proche de 50 μm. Pour une même vitesse et une énergie supérieure (jusqu'à 195W), Gong et al [56] observent une fusion de la matière jusqu'à des profondeurs de plusieurs centaines de microns. Ainsi, pour les surfaces *downskin* fortement inclinées, la fusion partielle des grains sous la couche lasée engendre une rugosité particulièrement importante comme schématisée figure 1.8b et visible dans le cas d'une pièce fabriquée à 45° par SLM figure 1.12b.
- Lorsque les pièces fabriquées sont inclinées, l'empilement des couches de matière crée un effet escalier (ou "staircase"). Cet effet est visible sur les surfaces *upskin* mais il est atténué par la forme adoptée naturellement par le bain de fusion en bout de course du faisceau, si bien que l'on n'observe pas de marches, mais simplement une surface légèrement ondulée, sur laquelle sont parfois collés des grains de poudres. Ceci est schématisé figure 1.8b et observé au MEB sur une pièce fabriquée à 45° par SLM figure 1.12b.
- Enfin la dernière couche lasée présente également une rugosité. Celle-ci est due à des phénomènes physiques complexes. La figure 1.9 présente la formation d'un cordon de lasage, les températures mises en jeu ainsi qu'une partie des phénomènes physiques pouvant expliquer sa forme. L'instabilité du bain de fusion observée pour des densités d'énergie volumique importantes peut entraîner la projection de gouttelettes qui vont se déposer sur une zone de la couche déjà lasée [70], des affaissements ou, dans le cas d'une densité d'énergie volumique trop faible, la formation d'amas sphériques (phénomènes de "balling") [144]. De plus, des distances intercordons trop importantes peuvent engendrer des creux entre deux cordons de lasage successifs.

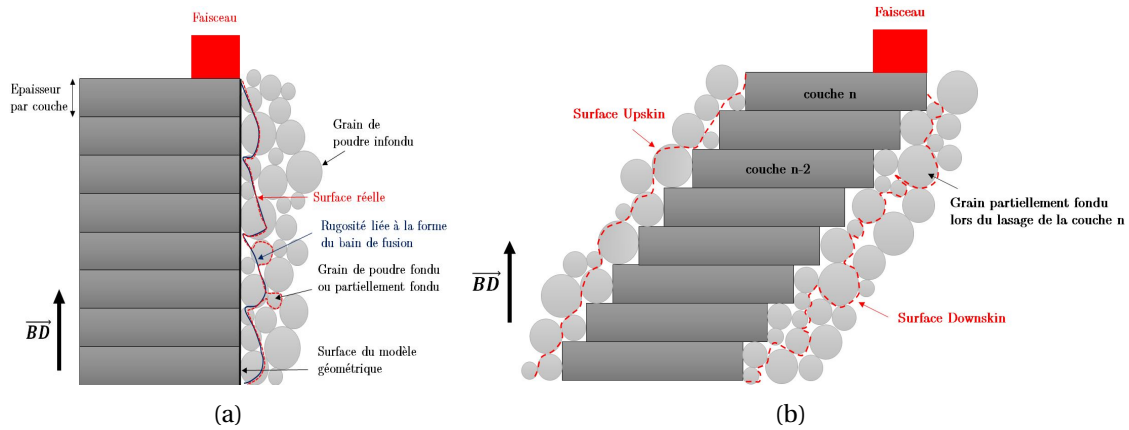


FIGURE 1.8 – Schématisation de l'origine de la rugosité de pièces fabriquées à 90° (a) et 45° (b)

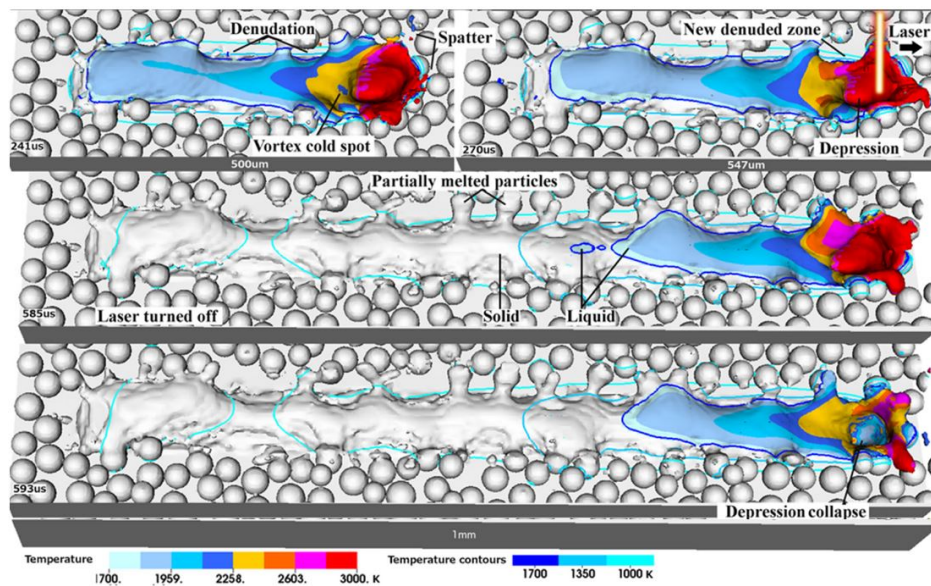


FIGURE 1.9 – Evolution au cours du temps de la forme et de la température de surface d'un cordon laser. Le faisceau laser se dirige vers la droite à une vitesse de 1.5m/s et une puissance de 200W [70]

La rugosité des pièces obtenues par fusion sur lit de poudre dépend donc essentiellement de la taille des poudres, de l'épaisseur des couches, de la profondeur et de la stabilité du bain de fusion elle-même liée à la densité d'énergie volumique délivrée, de l'angle de fabrication et de la nature de la surface considérée (*upskin*, *downskin* ou surface du dessus de la pièce correspondant à la dernière couche lasée) [146].

Mesures de rugosité Différentes technologies sont utilisées afin de mesurer la topographie de la surface des éprouvettes obtenues par fabrication additive :

- Les instruments de mesure de profil à contact [76, 99, 132, 146] permettant d'obtenir la hauteur le long d'un profil. Ils sont adaptés pour des mesures 1D sur des surfaces isotropes ou orthotropes (comme ce que l'on peut obtenir par usinage), mais pas pour des surfaces dont les caractéristiques sont susceptibles de varier dans plusieurs directions. De plus le profil obtenu est nécessairement bijectif, c'est-à-dire qu'à un point de mesure sur la surface correspond une unique hauteur, ce qui n'est pas le cas en réalité lorsque la surface présente des concavités.
- Les instruments de mesure de topographie surfacique sans contact, comme le microscope confocal [125], le microscope à variation de focus [146] et le profilomètre à balayage interférométrique [75], permettant d'obtenir une cartographie de hauteur de la surface des éprou-

vettes. Le temps d'acquisition dépend de l'état de surface, de la résolution dans le plan souhaitée et de la taille des cartographies. À partir de ces mesures, les paramètres de hauteurs peuvent être calculés, en plus de paramètres comme l'anisotropie et la longueur d'onde de la surface qui ne sont pas accessibles après des mesures 1D. Lorsque la résolution des mesures est suffisante, la surface peut être reconstruite numériquement et utilisée par la suite pour effectuer des simulations [51]. Là encore, à chaque point dans le plan d'acquisition ne correspond qu'une seule hauteur.

- L'imagerie 2D par microscopie optique [99] ou par MEB [27, 76, 125]. Cette méthode est destructive puisque les échantillons doivent être coupés et polis afin d'en observer la surface. De plus elle ne permet d'obtenir qu'un profil 1D. La résolution peut en revanche être très élevée et est dépendante du grossissement auquel la surface est observée et de la méthode utilisée pour segmenter la surface. Contrairement aux méthodes évoquées précédemment, les concavités sont ici parfaitement observables.
- La tomographie aux rayons X [81] permettant de capturer en 3D la surface et le volume subsurfacique des éprouvettes. Cette méthode est coûteuse et les temps d'acquisition pour une même surface sont bien plus longs que ceux obtenus à partir de mesures de topographies sans contact. En revanche, si la résolution est suffisante, les concavités sont correctement capturées et la topographie de la surface obtenue après segmentation est proche de la topographie de la surface réelle.

Paramètres de rugosité La rugosité des pièces dépend du procédé de fabrication et de la méthode de mesure. Elle est décomposable en écarts géométriques de 4 ordres :

- Les écarts de forme qui sont souvent liés à un mauvais placement de l'échantillon sur la plateforme de mesure ou à la forme inhérente de l'échantillon de mesure (par exemple une mesure sur un échantillon cylindrique). L'exemple de la mesure du profil d'un échantillon théoriquement plat est illustré figure 1.10a.
- Les écarts d'ondulation sont liés à une ondulation dont la longueur d'onde est grande par rapport à la longueur d'évaluation ($\lambda \geq \frac{L_{eva}}{5}$). La norme ISO 4288 renseigne, en fonction du type de profil (périodique/apériodique) et de la rugosité visée, la longueur d'évaluation requise et la longueur d'onde limite (cut-off) du filtre passe bas à utiliser. Par exemple, pour un profil apériodique ayant un R_a compris entre 2 et 10 μm , il faut choisir un cut-off de 2.5mm et une longueur d'évaluation de $5 \times 2.5\text{mm} = 12.5\text{mm}$. L'effet du filtre passe bas sur la ligne moyenne est visible figure 1.10b .
- Les écarts de rugosité périodiques (sillons, stries d'usinage) illustrés figure 1.10c.
- Les écarts de rugosité apériodiques (corrosion par piqûres, entailles, arrachements) illustrés figure 1.10c.

De nombreux paramètres de rugosité existent et visent à caractériser la surface. Les plus utilisés et renseignés sont les paramètres de hauteur :

- La rugosité arithmétique est définie par la norme ISO 4287 lorsque calculée sur un profil 1D et la norme ISO 25178-2 lorsque calculée sur une surface 2D, comme la moyenne des écarts absolus à la ligne moyenne, soit pour un profil de longueur l (R_a) ou une surface de de longueur l_x et largeur l_y (S_a) :

$$R_a = \frac{1}{l} \int_0^l |Z(x)| dx \quad S_a = \frac{1}{l_x l_y} \int_0^{l_x} \int_0^{l_y} |Z(x, y)| dx dy \quad (1.1)$$

- La rugosité quadratique moyenne est définie selon les mêmes normes comme la moyenne quadratique des écarts à la ligne moyenne, soit pour un profil de longueur l (R_q) ou une surface de de longueur l_x et largeur l_y (S_q) :

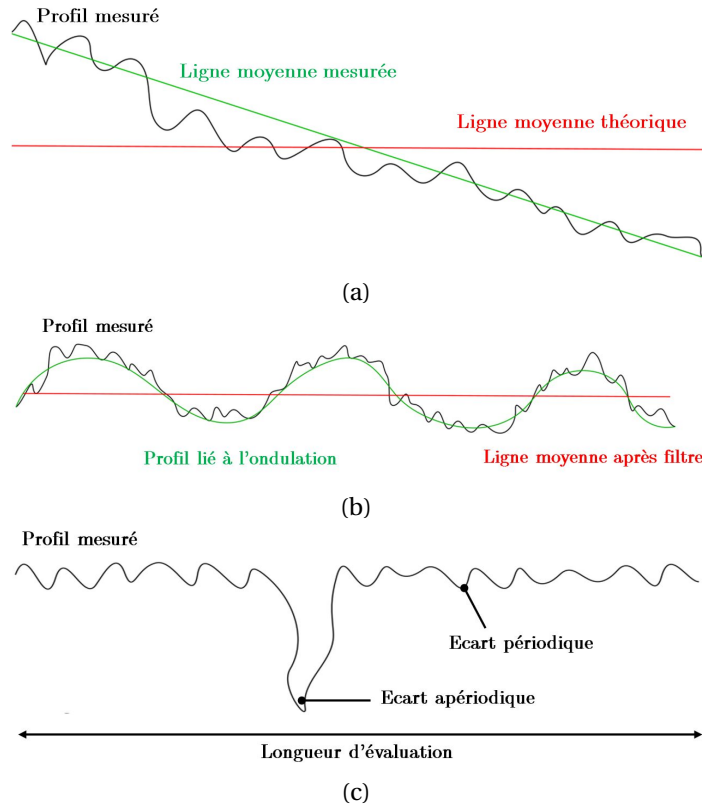


FIGURE 1.10 – Schématisation des différents écarts géométriques mesurables sur un profil

$$R_q = \sqrt{\frac{1}{l} \int_0^l |Z(x)|^2 dx} \quad S_q = \sqrt{\frac{1}{l_x l_y} \int_0^{l_x} \int_0^{l_y} |Z(x, y)|^2 dx dy} \quad (1.2)$$

- La hauteur maximale sur le profil par rapport à la ligne moyenne R_p et S_p , la profondeur maximale par rapport à la ligne moyenne R_v et S_v et l'écart entre la hauteur maximale et la profondeur maximale R_t et S_t :

$$R_p = Z_{max} - Z_{moy} \quad R_v = |Z_{moy} - Z_{min}| \quad R_t = Z_{max} - Z_{min} \quad (1.3)$$

Si les surfaces des pièces obtenues après usinage sont correctement caractérisées à partir d'un profil 1D (si celui-ci est perpendiculaire aux stries d'usinage), et donc à partir des paramètres de la norme ISO 4287, l'anisotropie des surfaces obtenues par fabrication additive est moins marquée. Il semble donc plus pertinent de la décrire à partir des paramètres surfaciques issus de la norme ISO 25178-2 [145], bien que cela soit rarement le cas dans les études. La mesure de certains paramètres renseignant sur l'anisotropie ou la longueur d'onde d'une surface nécessite dans un premier temps le calcul de la fonction d'autocorrélation. Cette dernière décrit la corrélation entre une surface et cette même surface décalée dans le plan de (t_x, t_y) . La fonction d'autocorrélation est définie telle que :

$$f_{ACF}(t_x, t_y) = \frac{\iint_A Z(x, y)Z(x - t_x, y - t_y) dx dy}{\iint_A Z(x, y)Z(x, y) dx dy} \quad (1.4)$$

où A est la surface définie dans le plan (x, y) . À noter que $-1 \leq f_{ACF}(t_x, t_y) \leq 1$ et $f_{ACF}(0, 0) = 1$. La figure 1.11 illustre une surface et l'image de la fonction d'autocorrélation qui lui est associée. À partir de celle-ci, il est possible de calculer des paramètres d'espacement comme la longueur d'autocorrélation ou encore le facteur de forme d'état.

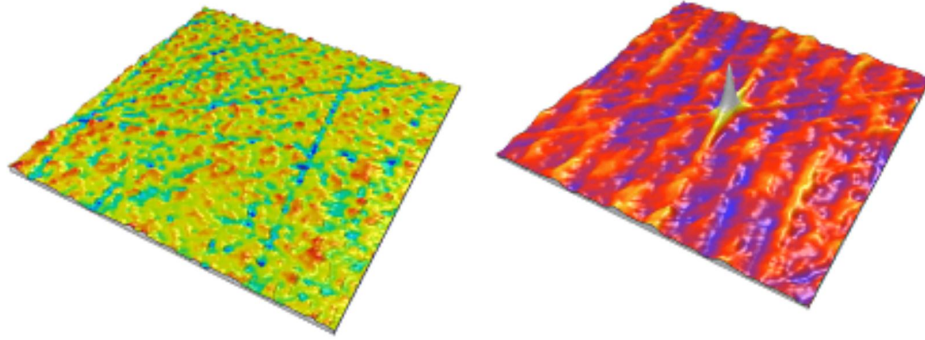


FIGURE 1.11 – Surface et image de la fonction d'autocorrélation qui lui est associée [18]

- La longueur d'autocorrélation est définie comme la distance (dans le plan) pour laquelle la fonction d'autocorrélation décroît le plus rapidement à une valeur spécifiée s (selon la norme 25178-3 sauf spécification contraire, $s = 0.2$) telle que :

$$S_{al} = \min_{t_x, t_y \in \mathbb{R}} \sqrt{t_x^2 + t_y^2} \text{ où } R = (t_x, t_y) \text{ tels que } f_{ACF}(t_x, t_y) \leq s \quad (1.5)$$

- Le facteur de forme d'état est, lui, défini comme la distance (dans le plan) pour laquelle la fonction d'autocorrélation décroît le plus rapidement à une valeur spécifiée s divisé par la distance (dans le plan) pour laquelle la décroissance de $f_{ACF}(t_x, t_y)$ à la valeur s est la plus lente tel que :

$$S_{lr} = \frac{\min_{t_x, t_y \in \mathbb{R}} \sqrt{t_x^2 + t_y^2}}{\max_{t_x, t_y \in \mathbb{Q}} \sqrt{t_x^2 + t_y^2}} \text{ où } \begin{cases} R = (t_x, t_y) \text{ tels que } f_{ACF}(t_x, t_y) \leq s \\ Q = (t_x, t_y) \text{ tels que } f_{ACF}(t_x, t_y) \geq s^* \end{cases} \quad (1.6)$$

où $*$ est la propriété selon laquelle $f_{ACF} \geq s$ sur la droite reliant le point de coordonnées (t_x, t_y) à l'origine. La valeur de S_{al} donne une information sur l'ordre de grandeur de la longueur d'onde de la rugosité associée au profil. La valeur de S_{lr} livre une information sur l'anisotropie du profil. Une valeur proche de 0 signifie que dans une direction, la valeur de f_{ACF} reste au dessus de s sur une grande distance; autrement dit, il n'y a pas d'importantes variations de hauteur selon cette direction alors que dans une autre direction, une distance courte est suffisante pour que f_{ACF} prenne une valeur en dessous du seuil, à cause d'une alternance de pics/creux. Ainsi, une valeur proche de 0 correspond à une surface anisotrope, comme ce que l'on peut obtenir par usinage, alors qu'une valeur proche de 1 correspond à une surface isotrope, et aucune direction privilégiée n'est remarquable.

- La longueur d'onde moyenne du profil λ_a définie en 1D telle que :

$$\lambda_a = \frac{2\pi R_a}{\Delta_a} \quad (1.7)$$

où R_a est la rugosité arithmétique et Δ_a la pente moyenne du profil définie pour un profil de longueur l dans la direction x telle que :

$$\Delta_a = \frac{1}{l} \int_0^l \left| \frac{dZ(x)}{dx} \right| dx \quad (1.8)$$

Le paramètre λ_a apporte une information sur l'écart moyen entre les pics et les vallées localement mesurés sur le profil en prenant en compte leur amplitude relative et leur fréquence spatiale.

Procédé SLM Les différents paramètres évoqués permettent de rendre compte de la rugosité élevée des pièces de TA6V obtenues par SLM. Le plus renseigné est la rugosité arithmétique (R_a), qui est comprise entre 6 et 22 μm [9, 20, 98, 157]. Comme évoqué lors de la description de l'origine de la rugosité, celle-ci dépend fortement de l'angle de l'orientation et de la nature de la surface (*downskin*, *upskin*) [132]. Pegues et al [114] mesurent un R_a sur des éprouvettes de TA6V fabriquées par SLM à 45° de $20.00 \pm 3.89 \mu m$ pour la surface *downskin* et de $11.85 \pm 3.04 \mu m$ pour la surface *upskin*. Les surfaces obtenues par SLM sont légèrement anisotropes, ce qui souligne le fait que la caractérisation de la surface à partir d'un paramètre 1D comme le R_a n'est pas adéquate. Edwards et Ramulu [41] mesurent un écart maximal entre le R_a longitudinal et le R_a transverse d'une éprouvette fabriquée à 90° de 13%.

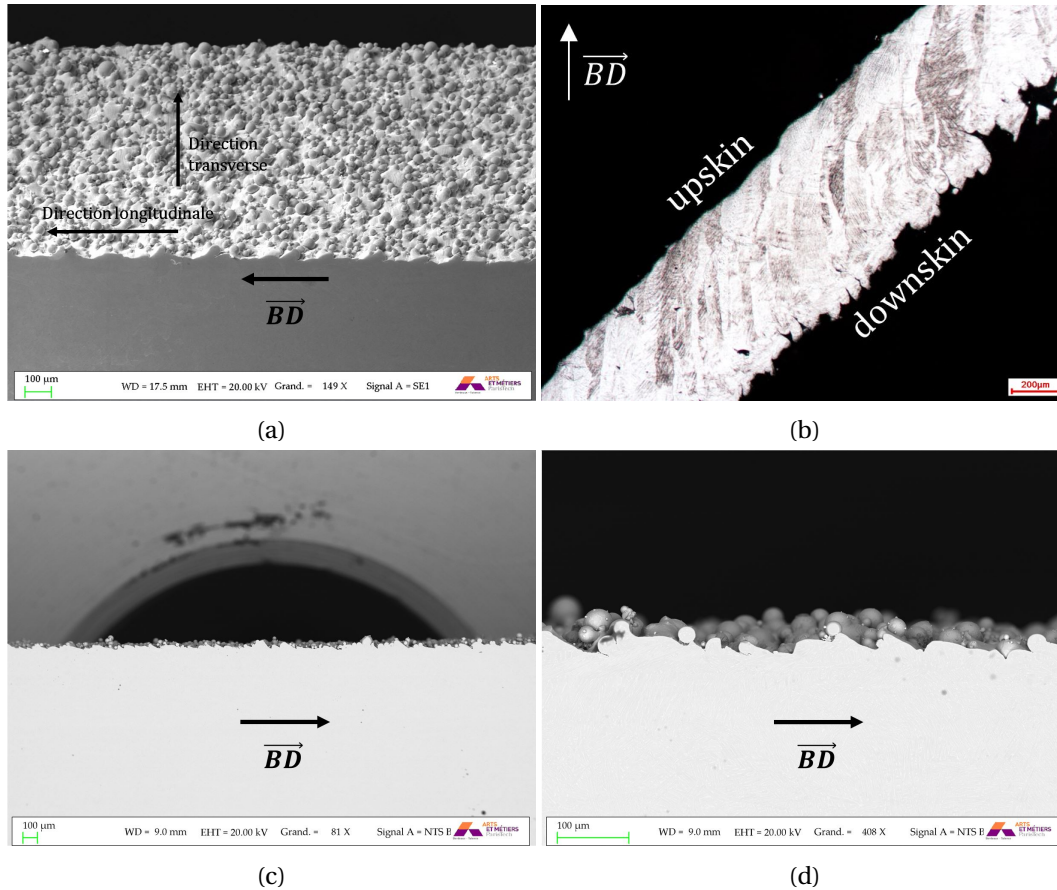


FIGURE 1.12 – Observations à différents grossissements de la surface de pièces fabriquées par SLM à 90° (a);(c);(d) et 45° (b)

Procédé EBM La rugosité des pièces fabriquées par EBM est plus importante que celle des pièces fabriquées par SLM [30]. Cette différence s'explique notamment par des grains de poudre plus gros, des couches plus épaisses et un bain de fusion à la fois plus large et plus profond. La rugosité arithmétique des pièces fabriquées par EBM est située entre 10 μm et 60 μm et dépend là aussi de la direction de la normale et de la nature de la matière située sous la surface. À titre d'exemple, Persenot et al [117] notent un R_a *upskin*, calculé à partir de données tomographiques, de respectivement 11.0 ± 2.1 et $32.4 \pm 2.9 \mu m$ pour des angles de fabrication à 0° et 45° alors que le R_a *downskin* pour ces mêmes surfaces est de 56.9 ± 7.7 et $42.3 \pm 6.3 \mu m$. Par ailleurs il mesure un R_a d'une surface fabriquée à 90° de $44.0 \pm 3.6 \mu m$ (pour les pièces fabriquée à 90°, on ne peut pas définir de *upskin* et *downskin*).

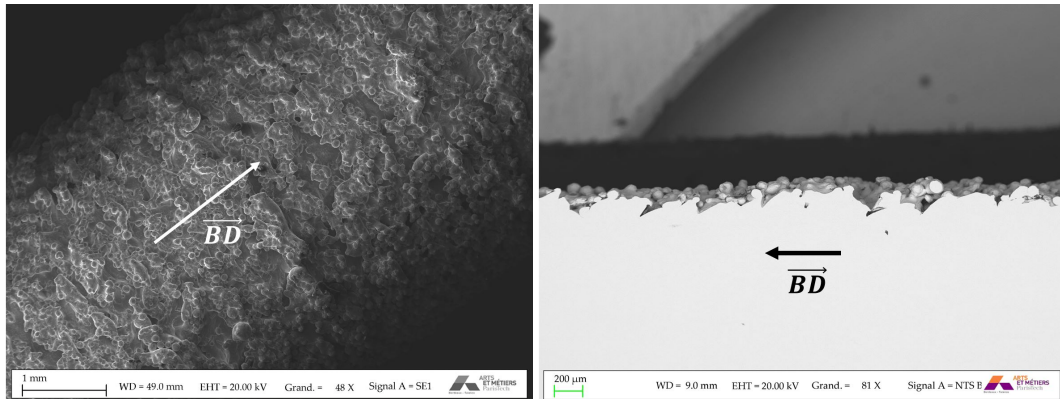


FIGURE 1.13 – Observations à différents grossissements de la surface de pièces fabriquées par EBM à 90°

1.2.2.2 Porosité

En plus de la rugosité, les pièces obtenues par fusion sur lit de poudre contiennent de nombreux pores qui ont plusieurs origines :

- le manque de fusion. Les pores se retrouvent alors entre deux couches successives de matière ou, entre deux cordons de lasage lorsque la distance intercordon est mal adaptée. Ces derniers peuvent être évités via l'optimisation des paramètres de fabrication.
- l'instabilité du bain de fusion. Le liquide en fusion va piéger des atomes gazeux puis se solidifier, on parle d'effet *keyhole*.
- enfin certains pores sphériques, plus petit que les derniers évoqués, sont déjà présents dans les grains de poudre.

Procédé SLM La porosité des pièces fabriquées par SLM est étroitement liée aux paramètres de fabrication. Une optimisation de ces derniers permet d'atteindre des porosités inférieures à 1% (volumique) sur des éprouvettes "as-built" [57]. Les pores au sein des pièces, dus à un manque de fusion, sont non sphériques et mesurent plusieurs dizaines de micromètres. D'autres pores sphériques ($\approx 5 \mu\text{m}$) sont déjà présents dans la poudre avant le procédé. Enfin, certains pores sphériques plus importants ($\approx 60 \mu\text{m}$) sont formés par effet "keyhole". Ces derniers pores se trouvent typiquement dans des zones où le laser est passé à plusieurs reprises. La puissance du faisceau étant inférieure en SLM qu'en EBM, la zone affectée thermiquement est moindre, et il arrive plus fréquemment d'avoir des pores non sphériques dus au manque de fusion par SLM si les paramètres de fabrication ne sont pas adaptés [162].

Procédé EBM Tout comme pour le procédé SLM, la porosité des pièces fabriquées par EBM dépend des paramètres de fabrication et a des valeurs inférieures à 1% (volumique) lorsque ceux-ci sont optimisés [57]. On retrouve également des pores sphériques déjà présents dans la poudre avant le procédé et pouvant s'agglomérer lors de la fusion pour former des porosités plus importantes (Figure 1.14(a)) ayant un diamètre compris entre 5 et 120 μm [137], et des pores non sphériques dus à un manque de fusion [133] (Figure 1.14(b)).

1.2.2.3 Contraintes résiduelles

Procédé SLM Les forts gradients thermiques lors du procédé SLM entraînent des contraintes résiduelles dans le volume [129]. Ces contraintes résiduelles sont maximales en surface et la contrainte longitudinale peut atteindre jusqu'à 600MPa [41, 92]. Afin de les minimiser et d'éviter que la pièce ne se déforme lors de la fabrication ou lors du retrait des supports, il convient d'éviter les gradients de surfaces lasées et de placer suffisamment de supports.

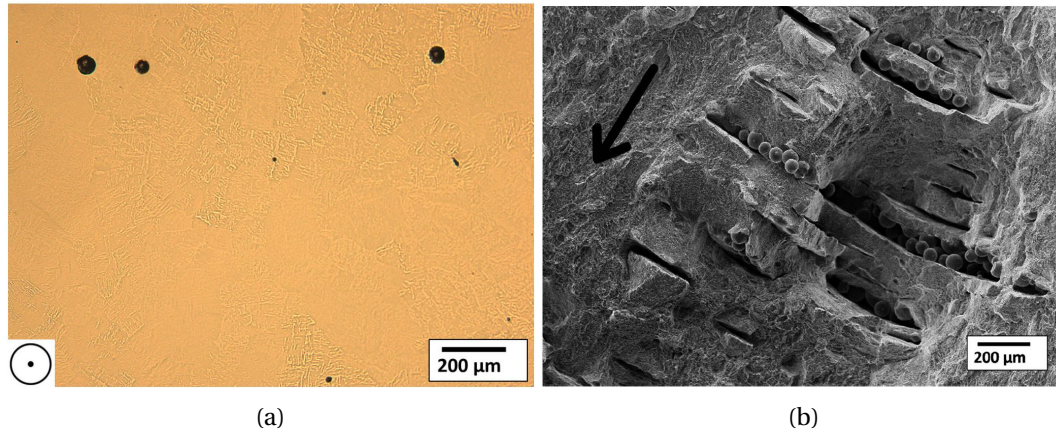


FIGURE 1.14 – Pores au sein d'éprouvettes fabriquées par EBM engendrés par la porosité inhérente aux poudres (a) et par un manque de fusion (b) [133]

Procédé EBM Les contraintes résiduelles présentes dans les pièces après EBM sont moindres qu'après SLM [53]. En effet, l'étape de "pre-heat" permettant l'augmentation de la conductivité thermique et de la température du lit de poudre, couplée à une température dans l'enceinte maintenue aux alentours de 700°C, permet d'avoir des cinétiques de refroidissement plus faibles en EBM.

1.2.3 Influence des post-traitements

Les pièces fabriquées par fusion sur lit de poudres et utilisées pour des applications dans le secteur aéronautique sont systématiquement post-traitées, afin de limiter l'influence des différents défauts inhérents au procédé sur les propriétés mécaniques [148] et notamment sur les propriétés en fatigue. Ces post-traitements sont appliqués pour réduire les défauts surfaciques (usinage, polissage chimique, sablage, microbillage...) et les défauts volumiques (traitement de relaxation, CIC, traitements de mise en solution...)

1.2.3.1 Traitements de surface

Les traitements de surface visent à réduire la rugosité inhérente au procédé et, dans certains cas, à ajouter des contraintes résiduelles de compression en surface. Ils peuvent consister en une reprise par usinage d'une partie de la surface, ou en un polissage de l'ensemble de la pièce. Bagehorn et al [9] notent une importante réduction du Ra d'éprouvettes fabriquées par SLM à la suite de différents traitements de surface (tableau 1.5). Witkin et al [155] notent une réduction du Ra de 19 à 13 µm et de 6.5 à 0.46 µm pour des pièces fabriquées respectivement par EBM et SLM après un traitement de finition vibratoire chimiquement accéléré. Benedetti et al [15] mesurent un Ra de 5 µm sur des éprouvettes fabriquées par SLM et traitées par tribofinition. Enfin, Persenot et al [116] ainsi que Lhuissier et al [81] mesurent la diminution progressive du Ra d'éprouvettes fabriquées verticalement par EBM en fonction du temps de polissage électrochimique. À partir de mesures tomographiques, Persenot et al notent une réduction du Ra de 44 µm à 27 µm après 45min de polissage électrochimique. Lhuissier et al trouvent des résultats similaires et mettent en évidence la rapide dissolution des grains de poudre collés sur la surface lors des premières minutes de polissage (Figure 1.15).

	As-built	Usinée	Sablée	Electro-polie
Ra (µm)	19.3	0.3	9.4	1.4

TABEAU 1.5 – Mesures de la rugosité d'éprouvettes fabriquées par SLM pour différents traitements de surface [9]

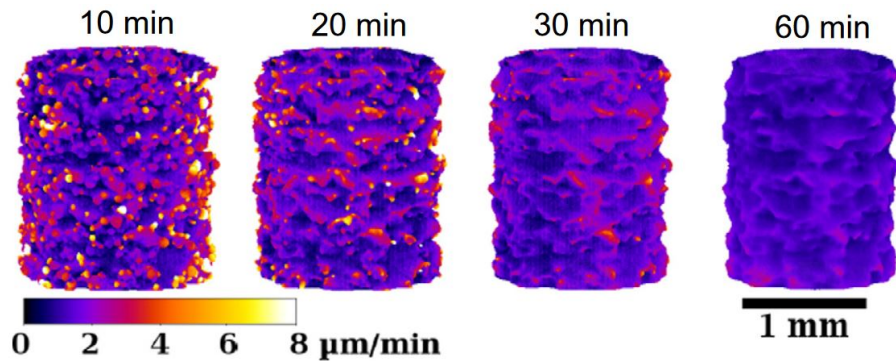


FIGURE 1.15 – Vues 3D de barres verticales fabriquées par EBM après 10, 20, 30 et 60 min de polissage électrochimique. L'échelle de couleur représente la cinétique locale de dissolution [81]

1.2.3.2 Traitements thermiques

Contrairement à l'usinage qui ne peut pas toujours être effectué, notamment pour des pièces au design complexe (structures lattices...), les traitements thermiques peuvent être appliqués indépendamment de la géométrie de la pièce. Ils sont donc fréquemment faits sur les pièces obtenues par fusion sur lit de poudres [147] et font l'objet d'études spécifiques afin d'améliorer les propriétés mécaniques des pièces traitées [46]. Ces traitements thermiques sont de différentes natures :

- Les traitements d'adoucissement : ce traitement consiste en un maintien à une température située en dessous du $\beta_{transus}$, généralement entre 600 et 800°C pendant 2 à 4 heures [26, 32, 62], suivi d'un refroidissement lent. Les traitements autour de 600°C correspondent à un simple détensionnement et les traitements autour de 800°C à un recuit [34]. Le recuit, tout comme le traitement de détensionnement, permet la relaxation des contraintes résiduelles. De plus, il entraîne la stabilisation en température de la phase β , ce qui est nécessaire pour l'utilisation "à chaud" de l'alliage [34]. Les traitements d'adoucissement sont actuellement systématiquement effectués sur les pièces fabriquées par SLM avant de les séparer de la plateforme de fabrication.
- Les traitements thermiques subtransus et supertransus : les traitements thermiques subtransus (à des températures inférieures au $\beta_{transus}$) et supertransus (à des températures supérieures au $\beta_{transus}$) sont utilisés afin de modifier la microstructure de la pièce obtenue et donc ses propriétés mécaniques [34, 46, 80]. Les traitements subtransus ne permettent pas de modifier la forme des ex-grains β qui gardent une structure colonnaire, contrairement aux traitements supertransus qui permettent d'éliminer cette anisotropie microstructurale [47, 152].
- Les traitements de compression isostatiques à chaud (CIC) : aussi nommé HIP (Hot Isostatic Pressing), d'après la norme DIN 65083, ce traitement consiste en une compression isostatique à chaud, généralement autour de 920°C et 120 MPa sous atmosphère d'argon pendant 2 heures, suivi d'un refroidissement à une vitesse inférieure à 150°/h [147]. Il permet d'éliminer les pores non débouchants ou d'en réduire le nombre et le volume, mais ne modifie ni l'état de surface, ni les porosités connectées à la surface [7, 15]. Masuo et al [89] n'observent, par microscopie optique, aucune porosité après CIC sur des pièces de TA6V obtenues par SLM et EBM. Les scans tomographiques effectués par Wu et al [156] sur des pièces de TA6V obtenues par SLM avant et après CIC montrent une réduction du nombre et du volume des pores, mais pas une élimination intégrale et le CIC semble être plus efficace sur les pores situés à coeur qu'en proche surface. Wu et al mesurent des pores dont le volume maximal est respectivement de 0.01mm^3 avant CIC et de 0.002mm^3 après CIC. La température atteinte lors du traitement CIC modifie également la microstructure qui, que cela soit pour les pièces fabriquées par SLM ou EBM, devient lamellaire (Figure 1.16). L'épaisseur des lamelles varie entre 2 et 4 μm selon les études [46, 85, 147, 162].

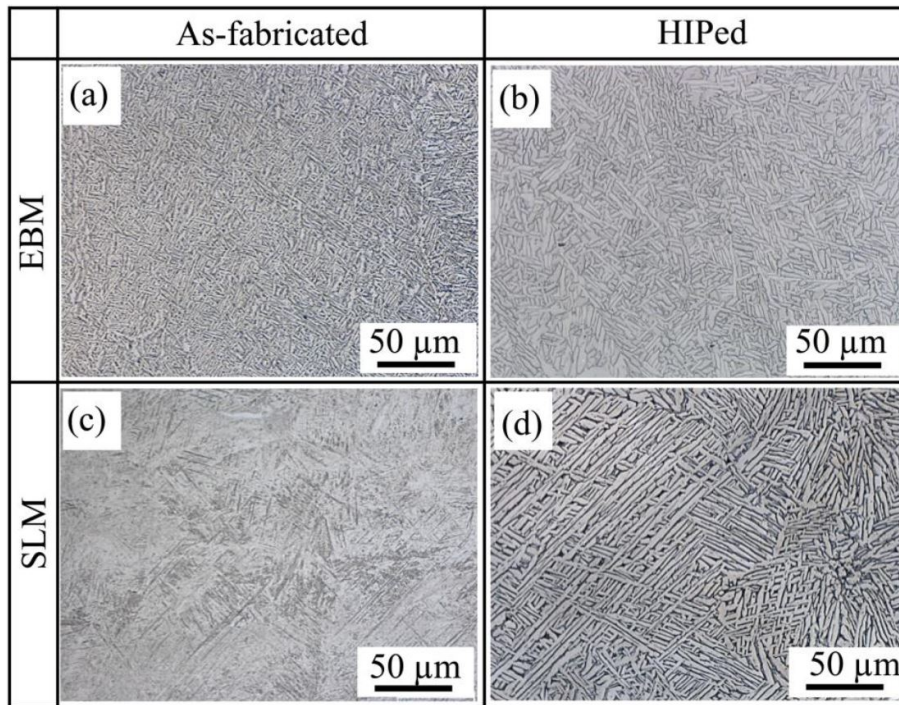


FIGURE 1.16 – Micrographies d'éprouvettes fabriquées par EBM observées avant (a), après HIP (b) ainsi que par SLM avant (c) et après HIP (d) [162]

1.3 Comportement mécanique du TA6V en fatigue à grand nombre de cycles

Le comportement mécanique du titane et les mécanismes de déformation associés sont complexes et dépendent notamment de la température et de la vitesse de déformation [48, 93]. Afin de rester dans le cadre de cette étude, seuls seront décrits les mécanismes de déformation sous sollicitations cycliques, à température ambiante.

1.3.1 Mécanismes de déformation et d'amorçage en fatigue à grand nombre de cycles

Afin d'étudier les mécanismes de déformation du Ti-6Al-4V, il est nécessaire de caractériser l'origine de la déformation plastique dans la phase hexagonale α dont le pourcentage volumique est supérieur à 95% dans le matériau final. L'accommodation de la déformation plastique dans les métaux hexagonaux se fait principalement selon deux mécanismes [149] :

- Le glissement des dislocations
- Le maclage

Si le maclage est un mécanisme significatif pour des niveaux de déformation importants, de nombreuses études montrent que l'amorçage en fatigue à grand nombre de cycles est lié à des phénomènes de glissement des dislocations. Le phénomène de maclage n'est donc pas développé dans cette étude.

1.3.1.1 Glissement des dislocations

Le glissement des dislocations dans la phase α du titane s'effectue selon quatre plans (Basal, Prismatique, Pyramidal de première espèce, Pyramidal de seconde espèce) et deux directions

($\langle a \rangle$ et $\langle c+a \rangle$). En tout, 30 systèmes de glissement peuvent accommoder la déformation selon $\langle a \rangle$ et $\langle c+a \rangle$ (figure 1.17). Les systèmes de glissement opérant uniquement selon la direction $\langle a \rangle$ ont une scission résolue critique plus faible que ceux opérant selon la direction $\langle c+a \rangle$. Zaefferer et al notent que pour du Ti-6Al-4V ayant une microstructure équiaxe fine (grains entre 3 et 6 μm) sollicité en traction uniaxiale, la scission résolue relative des systèmes se déformant selon $\langle a \rangle$ varie entre 0.5 et 31 alors que celles des systèmes se déformant selon $\langle c+a \rangle$ varie entre 184.5 et 218 [160]. Les systèmes prismatiques et basaux sont donc plus facilement activés et constituent les principaux systèmes de glissement alors que l'activité des systèmes pyramidaux de première et seconde espèce est très faible. À température ambiante, pour un titane de très haute pureté, la scission résolue critique du système prismatique est d'environ 15MPa alors que celle du système basal est de 60MPa [33]. Ceci souligne l'importance du glissement prismatique, mais également les fortes variations de scission résolue critique d'un système à l'autre. La température et les éléments d'alliage, notamment la présence d'éléments d'alliage interstitiels comme l'oxygène, affectent la facilité relative du glissement sur les différents systèmes. Ainsi, la facilité relative d'activation des systèmes de glissement basaux et pyramidaux par rapport à celle des systèmes prismatiques augmente avec la température [35]. Williams et al [154] ont étudié l'influence du taux d'aluminium sur les mécanismes de déformation de monocristaux. Ils notent ainsi que, pour des teneurs élevées en aluminium (6.6% m), la scission résolue critique des systèmes basaux et prismatiques devient équivalente. Un glissement prismatique activé plus facilement dans la phase α du Ti-6Al-4V ayant une microstructure duplex fine (colonies d'environ 10 μm de diamètre et lamelles α d'environ 500nm de largeur), est également constaté par Castagny [28] lors d'essais de traction uniaxiaux. Bridier [24] met également en évidence la prédominance des glissements prismatiques et basaux lors d'essais de traction monotone sur du TA6V ayant une microstructure duplex (colonies de diamètre d'environ 15 μm et lamelles d'1 μm de largeur), scissions résolues critiques des systèmes prismatiques et basaux étant respectivement de 388 et 373 MPa en traction et de 392 et 444 MPa en compression.

Il importe donc de souligner que les systèmes de glissement ne sont pas isotropiquement distribués, les systèmes primaires sont peu nombreux et ne permettent d'accommoder que la déformation selon $\langle a \rangle$. Ainsi, une texture cristallographique marquée est susceptible d'affecter le comportement mécanique, notamment le comportement en fatigue. Evans et al [45] effectuent des essais de traction et torsion avec un ratio $R=0.05$ sur des éprouvettes de Ti-6Al-4V obtenues par laminage à chaud et constatent un impact de la texture et de la taille de grain sur la résistance en fatigue, ce qui souligne l'importance de la caractérisation de ces deux paramètres.

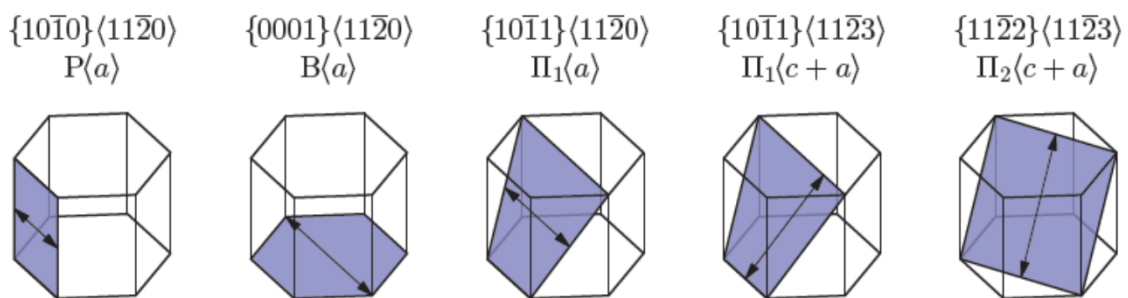


FIGURE 1.17 – Schéma des plans et directions de glissement dans la maille hexagonale du titane α . P :Prismatique; B :Basal; π_1 : Pyramidale de première espèce; π_2 : Pyramidale de seconde espèce [13]

1.3.1.2 Mécanismes d'amorçage en fatigue à grand nombre de cycles

De nombreuses études traitent de l'amorçage de fissures de fatigue dans les alliages de titane. Nous nous intéresserons ici particulièrement à l'amorçage dans le Ti-6Al-4V ayant une microstructure lamellaire. Si les mécanismes d'amorçage en [Fatigue à Grand Nombre de Cycles \(FGNC\)](#) dépendent du type de sollicitation mécanique, en l'absence de défaut interne, l'amorçage a lieu

systématiquement en surface et certains sites ont pu être mis en évidence :

Lütjering [86] note un amorçage ayant lieu au sein des colonies de lamelles, dans lesquelles des bandes de glissement s'étendant sur toute la longueur de la colonie sont observées (essais de traction/compression à $R=-1$). Il suggère que les fissures amorcent préférentiellement à partir d'une lamelle α particulièrement longue et large, car le glissement des dislocations y est plus important. L'amorçage n'a lieu qu'occasionnellement à l'interface α/β . Enfin, il semble que le paramètre microstructural important pour la résistance à l'amorçage de fissures de fatigue soit la taille des colonies de lamelles.

Yoder [159] observe des sites d'amorçage situés à la frontière entre deux colonies de lamelles d'orientations différentes. Les lamelles de la phase α étant toutes de même orientation au sein d'une colonie, le glissement au sein de celle-ci se fait sans voir d'obstacles, et il n'y a pas d'empilement de dislocations aux interfaces α/β . En revanche, l'accumulation (ou pile-up) de dislocations à la frontière entre deux colonies d'orientations différentes entraîne une augmentation locale de la contrainte et conduit à l'amorçage d'une fissure de fatigue.

Ces observations sont confirmées par les travaux de Brown [25]. Ce dernier effectue des essais de traction ($R=0$) sur des éprouvettes de TA6V ayant une microstructure lamellaire (taille des colonies environ 100 μm et largeur des lamelles environ 2 μm). Il souligne l'importance des frontières intercolonies par rapport à l'interface α/β qui semble avoir un rôle limite. Il observe d'importantes traces de glissement à cette frontière intercolonie après les essais de fatigue (figure 1.20a).

Plus récemment, Nalla [108] a mis en évidence après des essais de traction uniaxiaux ($R=0.1$ et $R=0.5$) sur du TA6V ayant une microstructure lamellaire (taille des colonies environ 500 μm et largeur des lamelles située entre 1 et 2 μm) un amorçage subsurfacique de fissures en fatigue caractérisé par des bandes de glissement traversant les colonies. La taille des bandes de glissement est proche de celle des colonies traversées.

Hines [63] effectue des essais de traction/compression ($R=-1$) sur du TA6V ayant une microstructure lamellaire (taille des colonies entre 100 et 200 μm). Il observe que l'amorçage se fait à partir d'une bande de glissement traversant une colonie et plus particulièrement au sein d'un grain β .

Des travaux plus récents de Zuo et al [163] qui effectuent des essais de fatigue gigacyclique à 20kHz ($R=-1$) sur du TA6V ayant une microstructure lamellaire, montrent un amorçage se faisant parfois à l'interface α/β , plus spécialement à l'interface d'une épaisse lamelle α ou de la phase α_{gb} avec la phase β . Ils expliquent cela par un glissement commençant d'abord dans la structure bcc où certains des nombreux systèmes de glissement disponibles sont aisément activables, puis les dislocations s'accumulent à l'interface α/β . Les grains α une grande longueur d'interface α/β deviennent alors des sites privilégiés au sein desquels une fissure peut amorcer. Si les lamelles sont suffisamment fines, la frontière entre deux colonies est bien le principal site d'amorçage (figure 1.20b).

Les microstructures dans les études de Yoder [159], Nalla [108], Hines [63] présentées respectivement figure 1.18a, 1.18b et 1.18c sont très similaires. En effet les lamelles sont organisées en colonies bien distinguables et peu d'enchevêtrements sont observés au sein des colonies. A contrario, la microstructure dans les travaux de Zuo [163] (figure 1.18d) présente beaucoup d'enchevêtrements et les colonies ne sont pas clairement identifiables. Ceci pourrait expliquer pourquoi l'interface α/β semble avoir un rôle plus prépondérant sur la localisation de l'amorçage dans cette étude.

Enfin, Book et al [19] étudient la localisation de la déformation dans des éprouvettes TA6V fabriquées horizontalement et verticalement par SLM et traitées thermiquement (soit 650°C 3h, soit 704°C 2h). La microstructure des éprouvettes visible figure 1.19 est similaire à celle observée dans l'étude de Zuo [163]. Book et al effectuent des essais de traction à $R=0.05$ à 1Hz et jusqu'à 1000 cycles en appliquant initialement une déformation de 1% sur chaque éprouvette. Les niveaux de chargement sont tels que la rupture a lieu autour de 3500 cycles. Les essais sont couplés à de la corrélation d'image haute résolution et à une analyse EBSD. Ils observent d'une part une localisation de la déformation ayant lieu à la frontière entre deux ex-grains β , notamment lorsque les orientations cristallographiques des régions situées de part et d'autre de la frontière ne permettent pas la

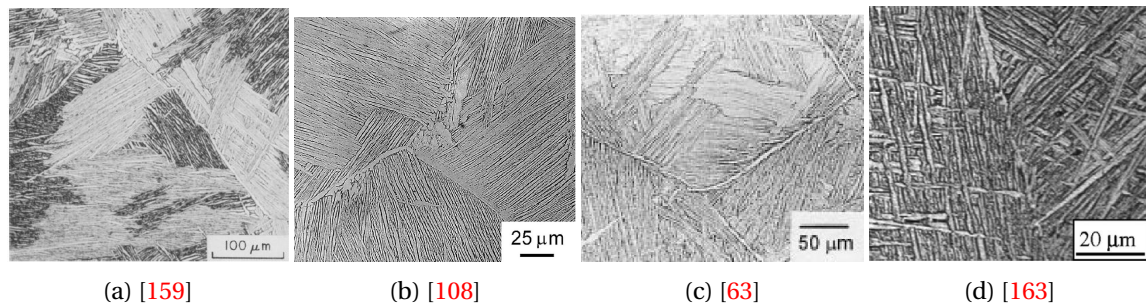


FIGURE 1.18 – Microstructure du TA6V dans différentes études traitant de l’amorçage en fatigue

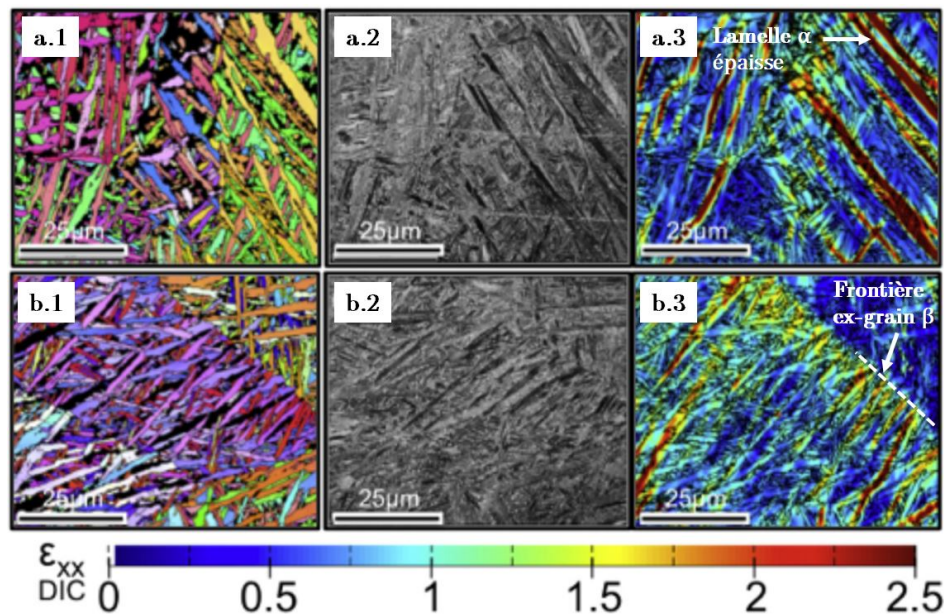


FIGURE 1.19 – Caractérisation des éprouvettes de fatigue horizontale (a) et verticale (b) traitée à 704°C 2h. 1 : Figure de pôle inverse ; 2 : Image électrons rétrodiffusés ; 3 : Cartographie de la déformation parallèle à la direction de sollicitation [19]

transmission du glissement (figure 1.19). Ils notent d’autre part, tout comme Zuo et al, une importante localisation de la déformation au sein d’une lamelle α particulièrement épaisse et longue, lorsqu’elle est orientée à 45° par rapport à la direction de sollicitation, ce qui correspond au plan de cisaillement macroscopique maximal.

Pour synthétiser, il semble que l’amorçage de fissures en fatigue à grand nombre de cycles dans les microstructures organisées en colonies de lamelles parallèles du Ti-6Al-4V a essentiellement lieu à l’interface entre deux colonies de lamelles d’orientations différentes, qui constitue une barrière au mouvement des dislocations. Lorsque la microstructure lamellaire présente beaucoup d’enchêvements, des colonies peu distinguables mais des frontières des ex-grains β marquées, les épaisses lamelles α et les frontières entre ex-grains β constituent des lieux privilégiés d’amorçage de fissures en fatigue. La taille des colonies, mais aussi la largeur des lamelles et la taille des ex-grains β sont les grandeurs microstructurales les plus influentes pour la résistance en FGNC. La figure 1.21 schématise les trois scénarios d’amorçage observés dans la littérature, à savoir : l’amorçage à partir de l’interface entre deux colonies de lamelle [25, 86, 159] ; l’amorçage à partir d’une bande de glissement traversant une colonie de lamelles sans voir l’interface α/β [63, 108] ; l’amorçage à interface α/β [19, 163].

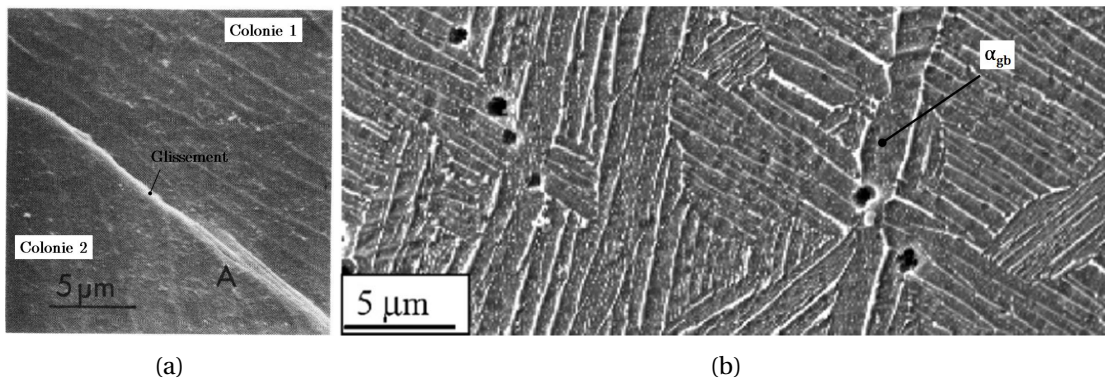


FIGURE 1.20 – Observation d’une bande de glissement située à une frontière entre colonies après essai de fatigue oligocyclique [25] 1.20a; Observation MEB de l’amorçage à partir d’une coupe transversale d’un faciès de rupture de fatigue [163] 1.20b

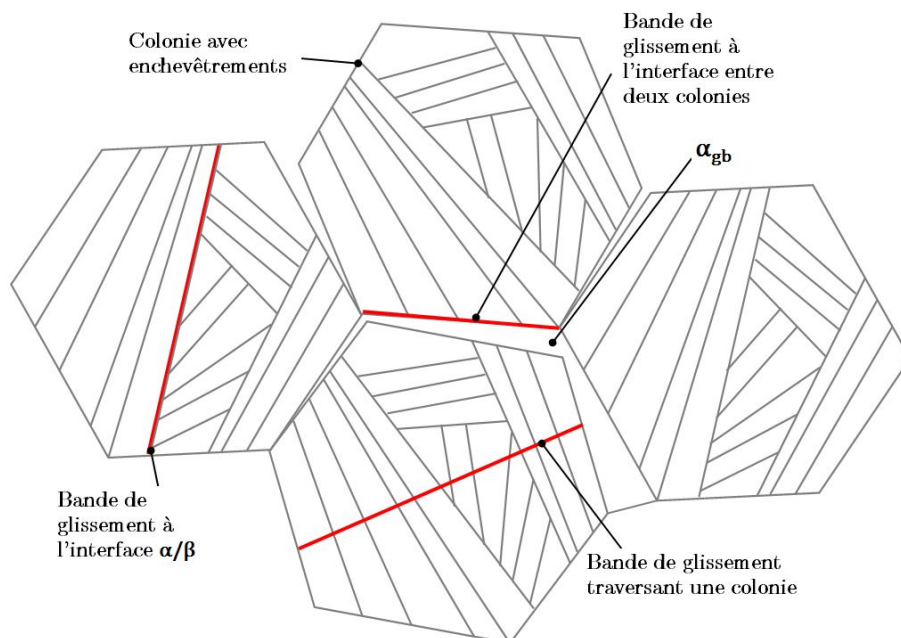


FIGURE 1.21 – Schématisation des 3 scénarios d’amorçage en fatigue observés dans le TA6V ayant une microstructure lamellaire

1.3.2 Propriétés en FGNC du TA6V obtenu par SLM et EBM

Les propriétés en FGNC des pièces obtenues par SLM et EBM dépendent de la microstructure et de la morphologie spécifique des défauts engendrés par les procédés. Il est généralement difficile de quantifier et de comprendre l'influence respective de chacun de ces défauts car, dans de nombreuses études, l'abattement des propriétés en fatigue par rapport au matériau sein est dû à une combinaison de paramètres incluant la porosité, la rugosité, les contraintes résiduelles et des microstructures spécifiques [58, 124, 148]. Les paragraphes suivants tentent donc de donner une vision, la plus claire possible, des effets respectifs de la surface et de la microstructure à partir d'une analyse de la littérature.

1.3.2.1 TA6V "as-built"

Procédé SLM La durée de vie en fatigue à grand nombre de cycles des éprouvettes de TA6V "as-built" fabriquées par SLM est largement inférieure aux durées de vie en fatigue des éprouvettes fabriquées par des procédés conventionnels comme présenté tableau 1.6. L'amorçage a lieu à partir de la surface où la rugosité importante est assimilable à de multiples entailles, ou à partir de porosités souvent proches de la surface [32, 58, 157]. L'effet des contraintes résiduelles n'est pas détaillé ici car, comme il a été dit précédemment, un traitement d'adoucissement est systématiquement effectué avant de séparer les éprouvettes du plateau de fabrication. Ce dernier est noté **Stress Relieving (SR)** dans la suite de cette étude.

Procédé EBM La durée de vie en fatigue à grand nombre de cycles des éprouvettes de TA6V "as-built" fabriquées par EBM est encore inférieure à celles fabriquées par SLM comme cela est visible tableau 1.6, ce qui est cohérent avec les rugosités plus importantes mesurées après EBM. L'amorçage sur éprouvettes "as-built" a lieu à partir de la surface et préférentiellement à partir d'entailles pouvant mesurer plusieurs centaines de micromètres de profondeur [117].

Étude	Procédé	Conditions	Microstructure	Essai	σ_{max} (MPa)
[108]	Forgeage	Polie	Bimodale	Traction R=0.1	590-610
[108]		TT-Polie	Lamellaire	Traction R=0.1	605-615
[55]		Electropolie	Bimodale	Traction R=0.1	610-630
[111]	Fonderie	CIC+usinée	Lamellaire	Traction R=0.1	500-550
[157]	SLM	Z - SR	Martensitique	Traction R=0.1	190-210
[32]		Z - SR		Traction R=-1	160-180
[40]	EBM	Z	Lamellaire	Traction R=-0.2	100-150
[116]		Z		Traction R=0.1	140-160

TABLEAU 1.6 – Limites de fatigue en traction uniaxiale à 2×10^6 cycles du TA6V obtenu par procédés conventionnels, SLM et EBM

Les limites en fatigue des éprouvettes obtenues par SLM et EBM étant respectivement plus de 2 fois et 4 fois inférieures aux limites en fatigue des éprouvettes obtenues par des procédés conventionnels, il est nécessaire d'appliquer des post-traitements afin d'obtenir des propriétés en fatigue permettant des applications structurelles.

1.3.2.2 Influence de la morphologie de la surface sans CIC

Procédé SLM L'influence de la surface sur la limite en fatigue¹ d'éprouvettes obtenues par SLM est visible tableau 1.7. Un usinage suivi d'un polissage de la surface des éprouvettes conduit à une

1. L'auteur a conscience qu'il n'y a pas de niveaux de contrainte correspondant à une durée de vie en fatigue infinie [11]. L'expression *limite en fatigue* constitue ici un abus de langage pour désigner une résistance en fatigue pour un nombre de cycles donné.

importante augmentation de la limite en fatigue. Cependant, la résistance en fatigue des éprouvettes SLM polies reste inférieure à celle obtenue par des procédés conventionnels. L'analyse des faciès de rupture révèle que l'amorçage a lieu à partir de porosités proches de la surface après usinage et polissage [32, 157].

Etude	Procédé	Conditions	Microstructure	Essai	σ_{max} (MPa)
[157]	SLM	Z - SR	Martensitique	Traction R=0.1	190-210
		Z - SR - polie		Traction R=0.1	490-510
[32]	Z - SR	Traction R=-1		160-180	
	Z - SR - polie	Traction R=-1		340-360	

TABLEAU 1.7 – Limites en fatigue à 2×10^6 cycles du TA6V SLM surface brute ou surface polie

Procédé EBM Tout comme pour le procédé SLM, la limite en fatigue des éprouvettes fabriquées par EBM est notablement améliorée après usinage et/ou polissage de la surface. Les limites en fatigue d'éprouvettes EBM usinées ou usinées et polies sont renseignées tableau 1.8. L'amorçage a lieu également à partir d'une importante porosité, souvent proche de la surface [57, 62, 65]. La taille et la forme des porosités associées à l'amorçage dépendent des paramètres de fabrication, différents dans chaque étude, ce qui explique les importantes disparités sur les limites en fatigue renseignées dans la littérature.

Etude	Procédé	Conditions	Microstructure	Essai	σ_{max} (MPa)
[57]	EBM	Z - usinée	Lamellaire	Traction R=0.1	475-525
[65]		Z - usinée		Traction R=0.1	225-275
[62]		Z - polie		Traction R=-1	350-400
[116]		Z		Traction R=0.1	140-160

TABLEAU 1.8 – Limites en fatigue à 2×10^6 cycles du TA6V EBM surface brute ou surface polie

Les différences de limites en fatigue entre les éprouvette SLM "as-built"/SLM usinée et EBM "as-built"/EBM usinée ne permettent pas de décorrélér rigoureusement l'influence de la surface sur la résistance en fatigue. En effet, les éprouvettes usinées amorçant à partir de porosités, leur limite en fatigue n'est pas représentative d'une limite en fatigue "matériau sain". Il convient donc de refermer les porosités avant l'usinage de l'éprouvette afin de pouvoir quantifier l'effet sur la résistance en fatigue de la surface rugueuse obtenue par ces procédés de fusion sur lit de poudres.

1.3.2.3 Influence de la morphologie de la surface après CIC

Procédé SLM L'application du post-traitement CIC permet de fermer les pores. En l'absence de ces pores, l'amorçage en fatigue d'éprouvettes SLM CIC et usinées a lieu en surface à partir d'hétérogénéités microstructurales. Il arrive que le CIC ne referme pas intégralement certains pores, qui dans ce cas constituent des sites d'amorçage privilégiés [32]. On se retrouve alors dans une situation classique d'amorçage sur défaut. Après usinage, la limite en fatigue des éprouvettes SLM CIC est 2 à 3 fois plus élevée que celle des éprouvettes SLM CIC surface brute, mais cette augmentation semble dépendre du type de chargement comme illustré tableau 1.9. Bien que le CIC n'améliore pas l'état de surface et donc n'a pas d'effet géométrique sur les sites d'amorçage des éprouvettes conservant une surface "as-built", il améliore légèrement la limite en fatigue. Ceci s'explique par le passage d'une microstructure martensitique (avant CIC), peu ductile, à une microstructure lamellaire, avec un allongement à la rupture bien plus important [98] et donc capable d'accomoder plus de déformations plastiques en surface avant amorçage.

Procédé EBM L'augmentation de la limite en fatigue à la suite de l'usinage de la surface est très importante lorsque les éprouvettes ont été préalablement traitées par CIC, puisque tout comme

Etude	Procédé	Conditions	Microstructure	Essai	σ_{max} (MPa)
[68]	SLM	Z-SR-CIC	Lamellaire	Traction R=-1	225-275
		Z-SR-CIC-usinée			490-500
Z-SR-CIC		Flexion R=-1		225-275	
Z-SR-CIC-usinée				400-425	
[9]		Z-SR-CIC		Traction R=0.1	200-220
		Z-SR-CIC-usinée			610-640

TABLEAU 1.9 – Limites en fatigue à 2×10^6 cycles du TA6V SLM CIC surface brute ou surface usinée

après SLM, les pores qui engendraient l'amorçage après usinage sur les éprouvettes non traitées sont éliminés. L'amorçage en fatigue a lieu en surface à partir d'hétérogénéités microstructurales ou en subsurface, à partir d'une porosité partiellement refermée par le CIC [31, 59]. La limite en fatigue d'éprouvettes EBM CIC est multipliée par 4 après usinage comme cela est visible tableau 1.10. Il y a très peu de différence entre les limites en fatigue d'éprouvettes EBM et EBM CIC car la microstructure est déjà initialement lamellaire et relativement ductile [47]. Enfin les microstructures après CIC des éprouvettes fabriquées par SLM et EBM étant très similaires, les limites en fatigue SLM CIC usinée et EBM CIC usinée sont pratiquement identiques [59].

Etude	Procédé	Conditions	Microstructure	Essai	σ_{max} (MPa)
[59]	EBM	Z-SR-CIC	Lamellaire	Traction R=0.1	130-160
		Z-SR-CIC-usinée		Traction R=0.1	625-650
Z-CIC-usinée		Traction R=0.1		590-620	
[31]		Z-CIC-polie		Traction R=-1	600-625
[117]		Z-CIC		Traction R=0.1	140-190

TABLEAU 1.10 – Limites en fatigue à 2×10^6 cycles du TA6V EBM CIC surface brute ou surface usinée

Conclusion

L'étude de la littérature permet de tirer les conclusions suivantes :

- La résistance en fatigue des pièces de TA6V obtenues par SLM et EBM est, avant tout post-traitement, respectivement 2 fois et 4 fois inférieure à la résistance en fatigue de pièces forgées et usinées.
- Le traitement de CIC permet la fermeture des pores et l'obtention d'une microstructure lamellaire, plus ductile que la martensite, mais n'améliore que très peu la résistance en fatigue des pièces si la surface reste brute de fabrication. Ceci souligne l'importance de la rugosité sur la résistance en fatigue.
- L'usinage des éprouvettes obtenues par SLM et EBM sans CIC permet une amélioration notable de la résistance en fatigue mais celle-ci reste inférieure à la résistance en fatigue de pièces forgées et usinées car des porosités proches de la surface entraînent un amorçage prématuré.
- Un traitement CIC suivi d'un usinage sur des pièces SLM et EBM permet d'obtenir des résistances en fatigue comparables à celles obtenues sur pièces usinées et forgées.

La figure 1.22 résume les données classiques obtenues en fatigue à R=0.1 dans la littérature et illustre les conclusions ci-dessus.

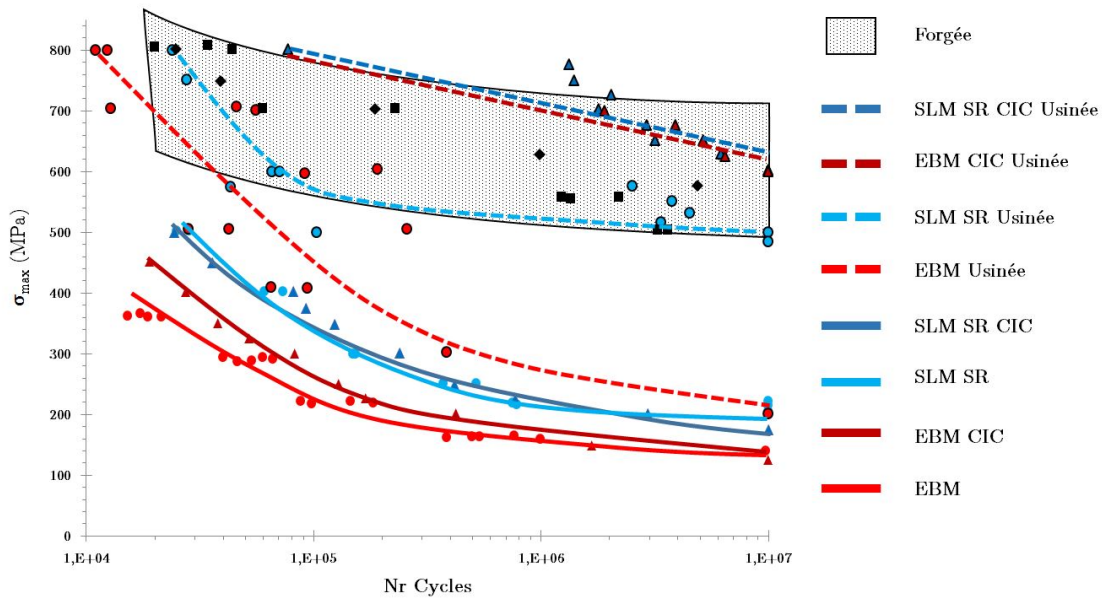


FIGURE 1.22 – Données en fatigue du TA6V testé en traction ($R=0.1$) dans différentes conditions : EBM [116]; EBM CIC [59]; SLM SR [157]; SLM SR CIC [9]; EBM Usinée [65]; SLM SR Usinée [157]; EBM CIC Usinée [59]; SLM SR CIC Usinée [9]; Forgée et coulée [108, 111]

1.4 Influence et prise en compte de l'état de surface sur le comportement en fatigue

Les défauts situés en surface des composants peuvent fortement affecter leur comportement en fatigue. Dans le domaine de la fatigue à grand nombre de cycles, les défauts de surface constituent des lieux potentiels pour l'amorçage d'une fissure qui conduira à la rupture du composant. Ces défauts peuvent être de différentes natures (inclusions, retassures, rugosité, porosité, fissures...), leur nombre et leur morphologie dépendant initialement du procédé de fabrication. De nombreuses approches cherchent à déterminer l'influence des défauts de surface sur le comportement en fatigue des composants. La rugosité pouvant être assimilée à une succession de défauts géométriques situés en surface, un soin particulier sera pris afin de décrire les modèles prenant en compte l'effet de ces défauts géométriques, aussi appelé *effet d'entaille*.

1.4.1 Lien entre *effet d'entaille* et limite d'endurance

En fatigue à grand nombre de cycles, les défauts géométriques de surface que constituent les entailles génèrent des concentrations locales de contraintes qui favorisent l'amorçage de fissures au fond de ces défauts. L'étude de cet effet sur la résistance en fatigue, communément appelé *effet d'entaille*, nécessite de quantifier l'influence des concentrations de contraintes, cela pour différents types de chargements et différents matériaux, sur la résistance en fatigue.

1.4.1.1 Coefficient de concentration de contrainte

Étant donné un milieu plan infini soumis à un champ de contraintes homogènes, le coefficient théorique de concentration de contrainte est défini tel que :

$$K_t = \left| \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nom}} \right| \quad (1.9)$$

où σ_{max} est la contrainte élastique théorique maximale en fond d'entaille et σ_{nom} est la contrainte élastique théorique nominale (figure 1.23). Cette relation n'est valable qu'en élasticité. La valeur

du K_t est dépendante de la géométrie de l'entaille et sa détermination peut se faire de manière analytique, notamment grâce aux formules introduites par Peterson [122], ou par calcul éléments finis.

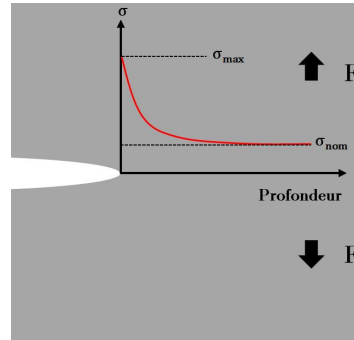


FIGURE 1.23 – Illustration d'une entaille dans un milieu infini soumis à un champ de contrainte homogène

1.4.1.2 Lien entre K_t et durée de vie

En effectuant une série de tests de flexion rotative sur des éprouvettes entaillées (acier doux) dont la profondeur de l'entaille est gardée constante, mais dont le rayon ρ varie, Frost et al [49] établissent un lien entre le facteur de concentration de contrainte K_t et la limite en fatigue, comme illustré figure 1.24. Il apparaît alors que pour des faibles valeurs de K_t , la limite en fatigue diminue rapidement lorsque K_t augmente. Pour des valeurs de K_t plus importantes, la limite en fatigue n'est plus dépendante du K_t , et des fissures non propageantes peuvent être observées en fond d'entaille lorsque les éprouvettes sont sollicitées à des niveaux de contraintes inférieurs à leur limite en fatigue. Ceci correspond à une situation où la contrainte locale est suffisante pour amorcer une fissure qui, après une courte phase de propagation dans un fort gradient de contrainte, s'arrête.

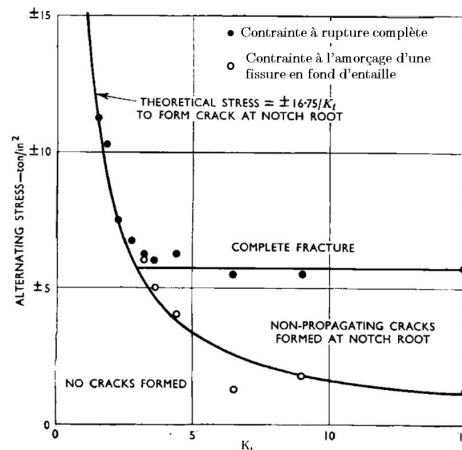


FIGURE 1.24 – Limite en fatigue en fonction du K_t pour des éprouvettes d'acier doux testées en flexion rotative [49]

L'observation d'un K_t seuil noté K_t^* , au-delà duquel la limite en fatigue d'éprouvettes en acier bas carbone n'est plus liée au K_t est également faite par Smith et Miller [130]. Ceux-ci ajoutent qu'au-delà de ce seuil l'entaille de profondeur d peut être assimilée à une fissure de longueur initiale $d + a$, où a est la longueur de la fissure non propageante. Lorsque l'entaille est suffisamment grande par rapport aux fissures non propageantes amorcées, a est négligeable devant d . Pour une fissure droite de longueur $2a$ traversant une plaque infinie soumise à un chargement uniforme σ_∞ , le formalisme de la Mécanique Linéaire Élastique de la Rupture (MLER) permet d'établir, en pointe de fissure, la valeur du facteur d'intensité de contrainte en mode I d'ouverture tel que :

$$\Delta K_I = \Delta \sigma_\infty \sqrt{\pi a} \quad (1.10)$$

La fissure se propage si la valeur de ΔK_I est supérieure à une valeur seuil notée ΔK_{th} , conduisant à la rupture du composant. Smith et Miller établissent donc la relation suivante, valable pour un rapport de charge donné, lorsque a est négligeable devant d :

$$\Delta \sigma_d = \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{\pi d}} \quad (1.11)$$

Avec $\Delta \sigma_d$ la limite de fatigue du composant entaillé, ΔK_{th} le seuil en amplitude du facteur d'intensité de contrainte et d la profondeur de l'entaille. Il apparaît donc que lorsque le K_t est suffisamment grand, la limite en fatigue dépend essentiellement de la longueur initiale de l'entaille, ce qui explique la valeur constante de la limite en fatigue sur le diagramme de Frost pour de grandes valeurs de K_t . Les diagrammes initialement introduits par Kitagawa et Takahashi [72] et largement repris à travers les travaux de Murakami [100, 103, 104] mettent en évidence la relation entre $\Delta \sigma_d$ et d pour différents matériaux et pour différentes formes d'entaille, comme illustré figure 1.25.

Lorsque pour un K_t et un matériau donné, la fissure équivalente (profondeur d'entaille et longueur de fissure non propageante) est courte, c'est-à-dire d'une profondeur inférieure à a_2 représentée sur le diagramme de Kitagawa (figure 1.27b), les prédictions fondées sur la MLER donnent des résultats non conservatifs [139]. Ceci met en évidence le fait que les mécanismes de propagation de la fissure non propageante initiée sont de différentes natures et dépendant de la taille de la fissure vis à vis de l'entaille. D'après Miller [94], pour une fissure située en fond d'entaille, les forces motrices sont la somme de deux contribution : la plasticité en fond d'entaille; la plasticité en pointe de fissure. Cette hypothèse est développée par Leis [79] qui étudie la vitesse de propagation de fissures dans des aciers, pour des tailles de fissure variant entre 50 μm et 12mm, plusieurs niveaux de contrainte et différentes sévérités d'entaille. Il met en évidence 5 cas de propagation de fissures en fond d'entaille :

- 1 : la fissure et la zone plastique engendrée en sa pointe sont contenues dans la zone de plasticité cyclique associée à l'entaille (figure 1.26a)
- 2 : la plasticité en pointe de fissure et la plasticité cyclique associée à l'entaille au niveau de la pointe de la fissure sont d'intensité équivalente (figure 1.26b)
- 3 : la zone plastique engendrée en pointe de fissure est en dehors de la zone de plasticité cyclique mais dans le champ élastique engendré par l'entaille (figure 1.26c)
- 4 : la zone plastique engendrée en pointe de fissure est située au-delà de la zone d'influence de l'entaille (figure 1.26d)
- 5 : la pointe de fissure est située au-delà de la zone d'influence de l'entaille mais la fissure est du même ordre de grandeur que la taille de grain. Il s'agit d'une fissure microstructurellement courte (figure 1.26e)

A noter que pour une entaille d'acuité donnée, la taille de la zone de plasticité cyclique est proportionnelle à la contrainte nominale appliquée. Les cas 3 et 4 correspondent, sur le diagramme de Kitagawa schématisé figure 1.27b, à une longueur de fissure équivalente supérieure à a_2 . D'un point de vue mécanique, la fissure est longue et la MLER est applicable afin de prédire sa propagation. Les cas 1 et 2 correspondent à une longueur de fissure équivalente comprise entre a_1 et a_2 . La plasticité n'est plus confinée en pointe de fissure et donc on ne peut plus considérer la fissure comme mécaniquement courte. Les prédictions fondées sur la MLER donnent des résultats non conservatifs [139]. Enfin dans le cas 5, il s'agit d'un problème de propagation de fissure courte sensible à la microstructure, à la surface libre aux effets de fermeture de fissure [12]. Ici

les microfissures amorcées en surface à partir d'hétérogénéités microstructurales sont tout autant susceptibles d'entraîner l'amorçage que la fissure amorcée en fond de l'entaille. La probabilité d'avoir une configuration microstructurale propice à la propagation de microfissures étant bien plus grande dans le reste du volume qu'en pointe d'entaille, celle-ci n'a pas d'influence sur la résistance en fatigue et on se retrouve dans une configuration où $\sigma_d = \sigma_0$ [94].

Taylor [140] propose et vérifie pour différents matériaux une méthode simple et empirique pour la détermination de a_2 , longueur de fissure équivalente en dessous de laquelle on ne peut plus considérer la fissure comme mécaniquement longue :

$$a_2 = \max(10d; 10r_p) \quad (1.12)$$

où d est la taille moyenne de grain (ou une autre dimension caractéristique de la microstructure) et r_p est la taille de la zone de plasticité cyclique en pointe de fissure au seuil de propagation :

$$r_p = \frac{1}{3\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{2\sigma_{yc}} \right)^2 \quad (1.13)$$

où σ_{yc} est la limite d'élasticité cyclique du matériau. Cela signifie donc que la fissure équivalente doit être un ordre de grandeur au dessus de la taille de la zone plastique et de la taille moyenne de grain.

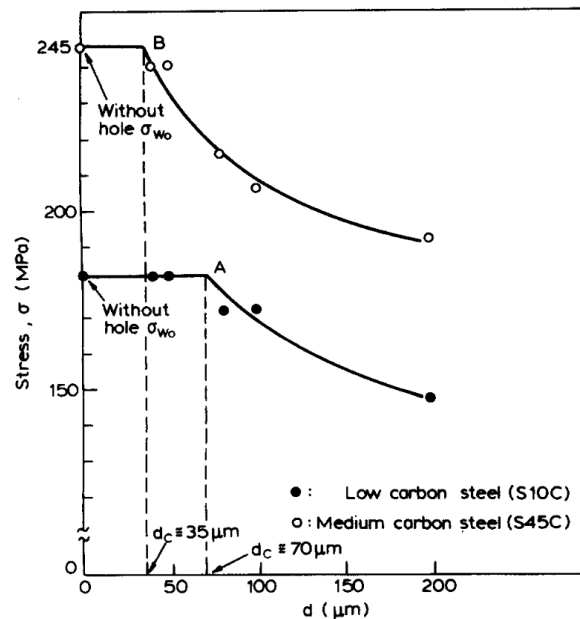


FIGURE 1.25 – Influence du diamètre du défaut sur la limite en fatigue pour 2 aciers [104].

Pour des éprouvettes présentant des entailles aiguës ($K_t > K_t^*$) et une limite d'endurance σ_d significativement inférieure à σ_0 (limite en fatigue du matériau sain), comme cela est le cas des éprouvettes fabriquées par SLM et EBM, la zone de plasticité cyclique est vraisemblablement confinée en pointe d'entaille et l'on se situe alors dans le cas 3 ou 4. Les méthodes permettant de prédire la rupture pour ces cas-là sont donc développées dans la suite de ce rapport.

Finalement, ces premières observations ont permis d'établir, en fonction de la morphologie de l'entaille, des domaines définissant le genre de critère qu'il est pertinent d'utiliser pour la prédiction de la limite de fatigue.

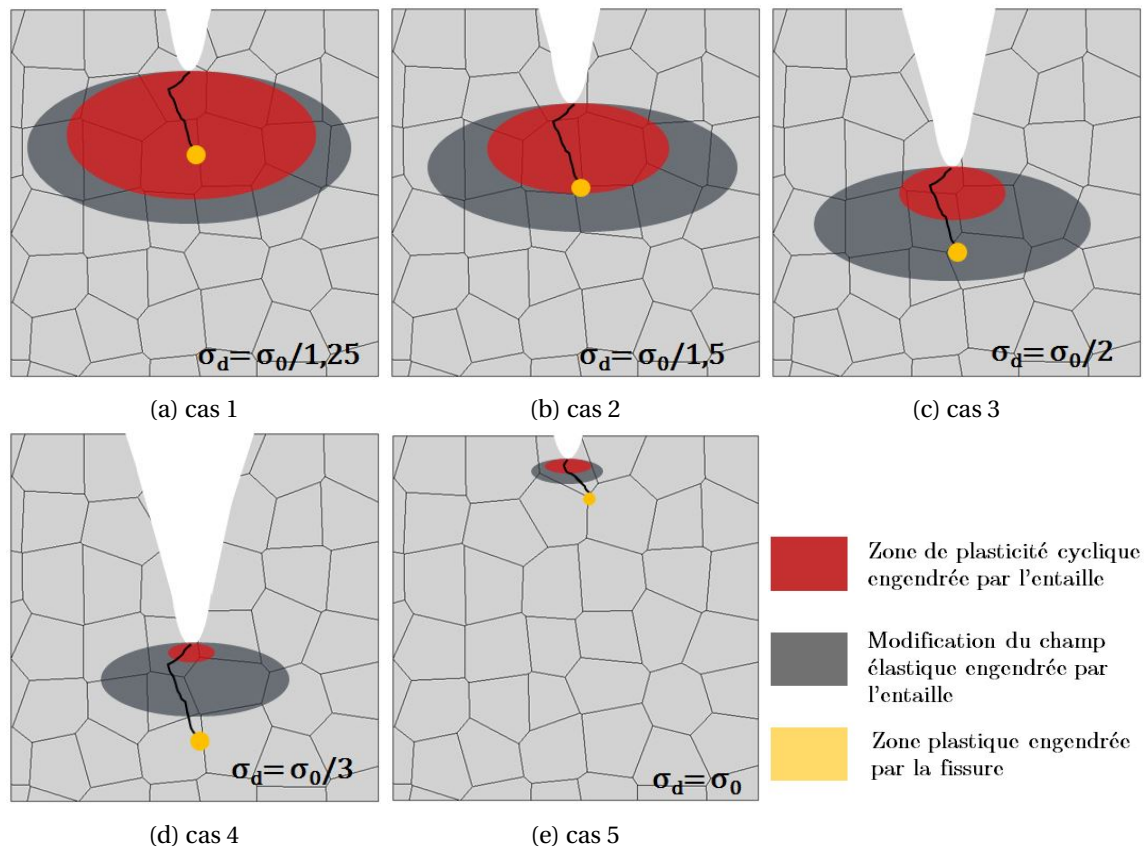


FIGURE 1.26 – Schématisation des différents cas de fissures non propageantes en pointe d'entaille

Pour $K_t < K_t^*$, c'est-à-dire pour des entailles émoussées ou des rayons de raccordement, la limite en fatigue est proportionnelle au K_t , ce qui signifie qu'un critère fondé sur la contrainte locale maximale semble pertinent. Nous sommes dans le cas où $K_f = |\frac{\Delta\sigma_0}{\Delta\sigma_d}| = K_t$. Aucune fissure non propageante n'est alors observée, ce qui signifie que la contrainte locale nécessaire pour amorcer permettra toujours d'avoir une intensité de contrainte en fond d'entaille suffisante pour propager dès la première barrière microstructurale. Ainsi, lorsqu'on se situe entre les points A et B sur le diagramme de Frost schématisé figure 1.27a, la détermination du K_t de manière analytique, notamment grâce aux formules introduites par Peterson [122], ou par calcul éléments finis, permet une bonne prédiction de la limite en fatigue. Cependant, comme remarqué par Neuber [109], cette approche dite du "point chaud" ne considère que le point de contrainte maximale pour prédire la durée de vie et non une zone représentative affectée par le phénomène d'endommagement cyclique. De plus le K_t n'étant défini qu'en élasticité, elle ne permet pas une prédiction précise pour des matériaux et des chargements où de la plasticité est observée en fond d'entaille.

Pour $K_t > K_t^*$, l'estimation de la limite en fatigue à partir de la contrainte locale n'est plus judicieuse, les prédictions étant nettement inférieures aux résultats expérimentaux. En effet, les observations de fissures non propageantes mesurant de 1 à quelques grains montrent que pour une contrainte nominale imposée $\Delta\sigma_{nom} < \Delta\sigma_d$, la contrainte locale en fond d'entaille peut être suffisante pour amorcer. En revanche, une fois en dehors de la zone de plasticité cyclique engendrée par l'entaille, cette fissure est arrêtée à la première barrière microstructurale atteinte. La détermination du niveau de contrainte nominale pour laquelle cette fissure va propager et conduire à la rupture de la pièce revient donc à déterminer la limite en fatigue du composant entaillé. Pour ce faire, il existe principalement quatre méthodes :

- Les approches fondées sur la mécanique linéaire élastique de la rupture telles qu'introduites par Smith et Miller [130] ainsi qu'El Haddad [43]. Celles-ci visent à déterminer le niveau de

contrainte pour lequel le facteur d'intensité de contrainte en pointe de fissure est suffisant pour propager une fissure.

- Les approches empiriques permettant de lier la limite en fatigue à la taille du défaut comme le modèle de Murakami. Celles-ci ont également pour fondement la mécanique linéaire élastique de la rupture car seule la taille du défaut compte, comme cela est le cas dans le calcul du ΔK_I . En revanche, elles ne nécessitent pas la détermination coûteuse du seuil ΔK_{th} .
- Les approches fondées sur le calcul du champ mécanique local. La limite en fatigue est alors approximée à partir d'une valeur non locale de la contrainte comme dans les travaux de Taylor [142], ou à partir d'un critère de fatigue intégrant explicitement la valeur locale du gradient de contrainte comme développé dans les travaux de Nadot et al [107].
- Les approches probabilistes comme initiées par Pessard et Morel [118] et développées dans les travaux de Koutiri et al [74]. Celles-ci permettent de prendre en compte la compétition entre l'amorçage à partir d'hétérogénéités microstructurales et l'amorçage à partir d'un défaut.

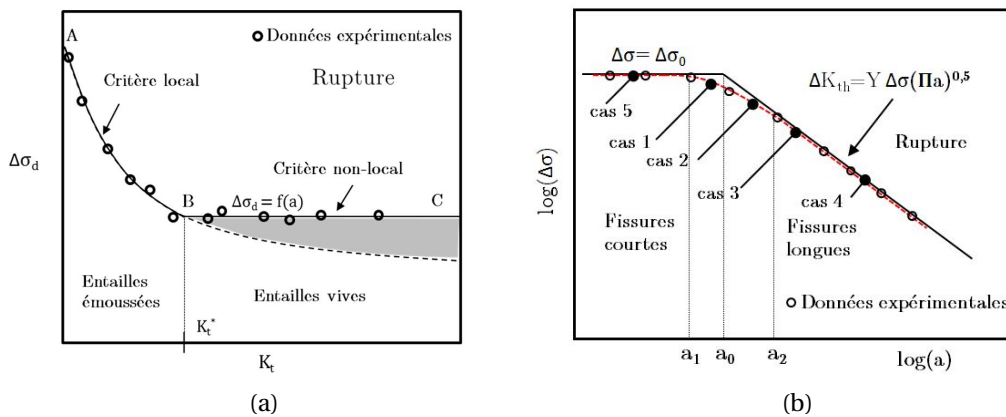


FIGURE 1.27 – Représentation du diagramme de Frost (a) et du diagramme de Kitagawa (b)

1.4.2 Approches analytiques prenant en compte l'influence d'un défaut surfacique

Les approches analytiques sont fondées sur le formalisme de la mécanique linéaire élastique de la rupture et visent à quantifier l'effet de l'entaille sur les conditions de propagation de la fissure amorcée en fond d'entaille. Elles sont donc valables pour déterminer la limite en fatigue de composants avec des entailles aiguës, susceptibles d'amorcer une fissure non propageante lorsque sollicitées en dessous de leur limite en fatigue respective. Comme déjà explicité, Smith et Miller [130] établissent la relation appelée équation 1.11, en assimilant l'entaille et la fissure en sa pointe à une seule fissure de longueur d qui peut, en première approximation, être égalisée à la profondeur de l'entaille. Cette méthode nécessite la détermination du ΔK_{th} , valable pour un rapport de charge, et n'est plus applicable lorsque les défauts surfaciques ne sont plus assimilables à une fissure (inclusions, trous, entailles larges et relativement peu profondes...)

Dans la continuité des travaux de Smith et Miller, Murakami [102] introduit la notion de fissure équivalente, en considérant le défaut et la fissure qui a amorcé comme une seule fissure équivalente (figure 1.28). En se basant sur des calculs analytiques pour différentes formes de fissure, Murakami démontre que le $K_{I_{max}}$ en pointe de fissure est proportionnel à la racine de l'aire projetée de la fissure dans la direction de contrainte principale maximale [102] (figure 1.29). Il établit ainsi une relation entre le $K_{I_{max}}$ et la racine de l'aire projetée de la fissure, valable pour différentes formes :

$$K_{I_{max}} \approx 0.650 \sigma_{\infty} \sqrt{\pi \sqrt{\text{aire}}} \quad (1.14)$$

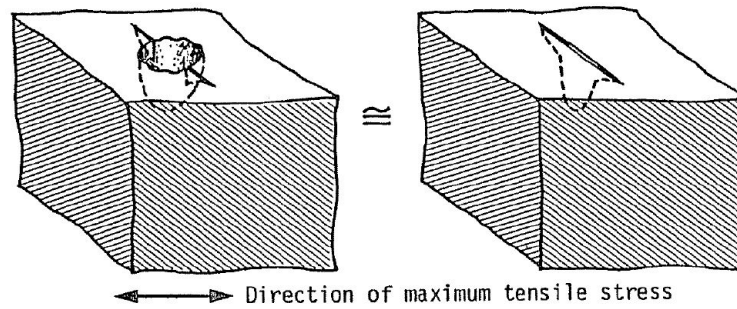


FIGURE 1.28 – Approximation d'un défaut et de sa fissure par une fissure d'aire projetée identique [102]

De plus, une étude approfondie de données de la littérature sur matériaux à défauts permet à Murakami d'établir une relation empirique entre ΔK_{th} , la racine de l'aire de la fissure et la dureté, valable pour différents matériaux (acier inox, laiton, aluminium, acier C10 à C50) :

$$\Delta K_{th} = 3.3 \times 10^{-3} (H_V + 120) (\sqrt{aire})^{1/3} \quad (1.15)$$

La limite en fatigue du composant entaillé est égale à la contrainte nominale pour laquelle la fissure amorcée en pointe du défaut propage, autrement dit la contrainte nominale pour laquelle $\Delta K \geq \Delta K_{th}$. Dans le cas d'un chargement en fatigue à $R = -1$ les équations 1.14 et 1.15 peuvent être combinées pour obtenir la relation :

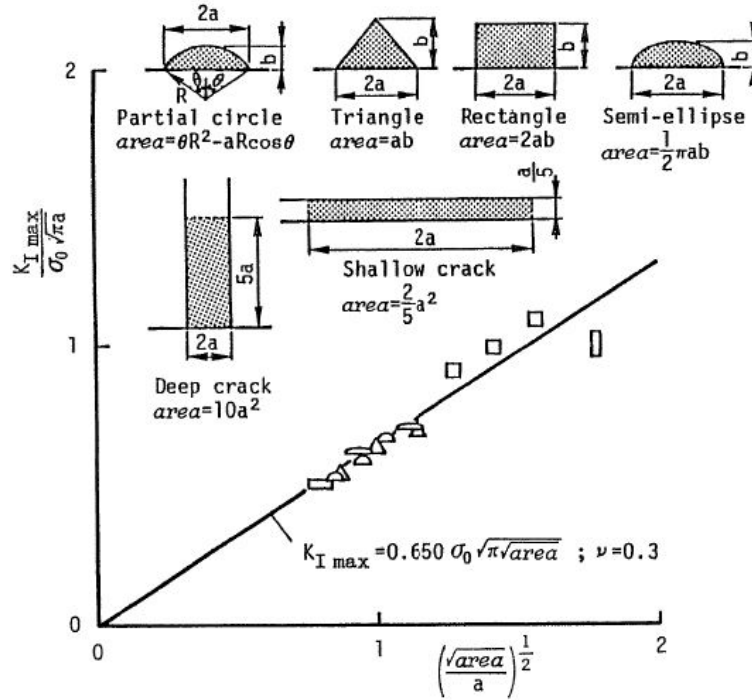
$$\sigma_D = \frac{1.43(H_V + 120)}{(\sqrt{aire})^{1/6}} \quad (1.16)$$

Cette relation est valable pour différentes formes de défauts, différents matériaux et s'affranchit de la détermination du ΔK_{th} . Elle a notamment été appliquée avec succès par Shojima et al [128] ainsi que Matsunaga et al [91] sur des éprouvettes de Ti-6Al-4V entaillées ayant une microstructure bimodale. Cependant, elle ne s'applique qu'à des défauts de surface débouchants, dont la \sqrt{aire} ne dépasse pas 1000 μm , et pour un rapport de charge $R = -1$. Cette méthode simple à appliquer ne permet pas de prédire la limite en fatigue de très gros défauts, ou de chargements multiaxiaux. De plus, elle permet de prédire une limite en fatigue mais ne fait pas intervenir un nombre de cycles, ce qui suppose l'existence d'une hypothétique limite de fatigue infinie, alors même que le développement de la fatigue gigacyclique a permis de montrer que la limite en fatigue obtenue à $10^6 - 10^7$ cycles ne garantit pas une durée de vie infinie [11]. Enfin, elle est fondée sur la mécanique linéaire élastique de la rupture, applicable à des fissures mécaniquement longues, alors que la longueur des fissures non propageantes est du même ordre de grandeur que la microstructure.

1.4.3 Méthodes non locales et méthodes à gradient

Comme mentionné par Luu et al [87], de nombreuses approches permettent de rendre compte de l'effet de taille du défaut, du champ de contraintes l'entourant et des gradients associés, sur la résistance en fatigue. Seules les principales sont présentées ici.

Méthodes non locales Taylor [141, 142] propose une approche fondée sur la distribution des contraintes autour du défaut. L'hypothèse physique sous-jacente est que pour que la fissure en pointe d'entaille s'amorce et propage, l'état de contrainte doit être suffisamment important sur une certaine distance (ou volume) à partir du point le plus chargé en pointe d'entaille. On considère alors qu'il y a rupture du composant entaillé si la contrainte effective (c'est-à-dire la contrainte équivalente dépendant de la distribution de contrainte autour du point chaud) dans un volume



de taille critique, à partir de la pointe de l'entaille, est supérieure à σ_0^D , la limite en fatigue du matériau sain. Le champ de contrainte étant calculé par méthode éléments finis, Taylor propose 3 façons d'obtenir la limite en fatigue :

- "Point method" : La limite en fatigue du composant entaillé est égale à la contrainte nominale à appliquer pour que la contrainte locale en un point M, situé à une distance critique D_c^{point} du fond de l'entaille, soit égale à la limite en fatigue du matériau sain.

$$\sigma(M) = \sigma_0^D \quad (1.17)$$

- "Line method" : La limite en fatigue du composant entaillé est égale à la contrainte nominale à appliquer pour que la moyenne des contraintes le long du ligne de longueur D_c^{line} , partant de la pointe de la fissure, soit égale à la limite en fatigue du matériau sain.

$$\frac{1}{D_c^{\text{line}}} \int_{l=0}^{l=D_c^{\text{line}}} \sigma(l) dl = \sigma_0^D \quad (1.18)$$

- "Volume method" (ou "Area method" en 2D) : La limite en fatigue du composant entaillé est égale à la contrainte nominale à appliquer pour que la moyenne des contraintes dans une sphère de rayon D_c^{vol} , centrée sur un point M, soit égale à la limite en fatigue du matériau sain.

$$\frac{1}{\frac{4}{3}\pi(D_c^{\text{vol}})^3} \int_{\theta=-\pi}^{\theta=+\pi} \int_{\phi=0}^{\phi=2\pi} \int_{r=0}^{r=D_c} \sigma(r, \theta, \phi) \sin\theta r^2 dr d\theta d\phi = \sigma_0^D \quad (1.19)$$

La figure 1.30 illustre ces différentes méthodes. La détermination de la distance critique D_c pour chacune des méthodes, et donc la détermination de la "process zone" associée à l'entaille, est une difficulté majeure de l'application de la méthode. La distance peut être déterminée de manière empirique, ou à partir du paramètre d'El Haddad a_0 [42] :

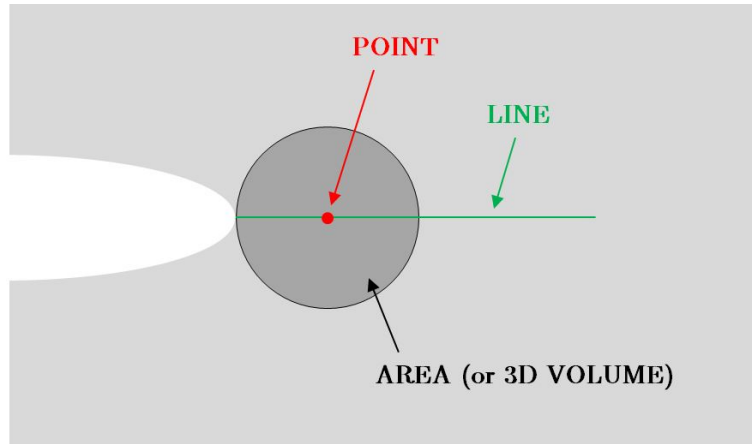


FIGURE 1.30 – Illustration des différentes méthodes non locales introduites par Taylor [142]

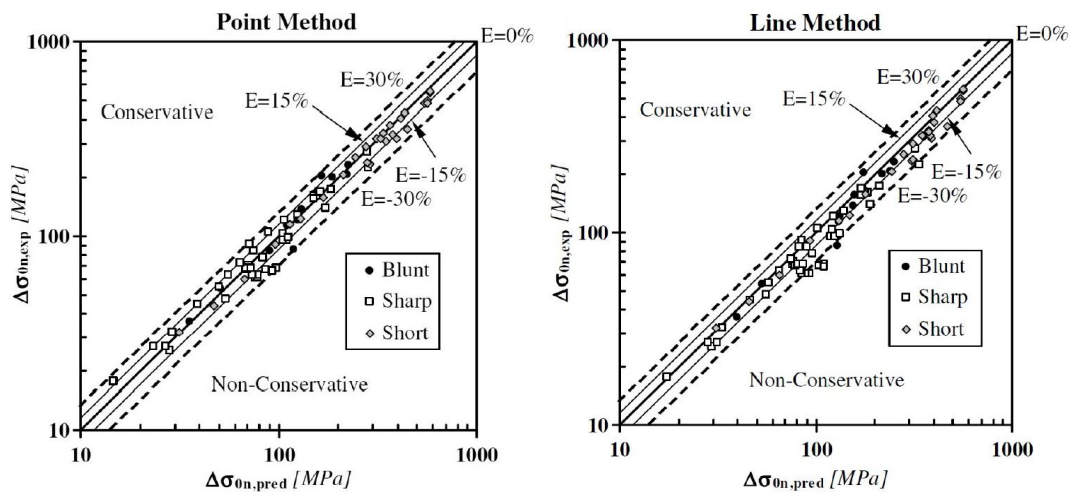

 (a) Application de la méthode point; équation 1.17
 (b) Application de la méthode ligne; équation 1.18

FIGURE 1.31 – Limite d'endurance expérimentale en fonction de la limite d'endurance prédite par les méthodes point et ligne [136]

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{\sigma_0^D} \right)^2 \quad (1.20)$$

Avec $D_c^{point} = a_0/2$, $D_c^{line} = 2a_0$ et $D_c^{vol} = a_0$ [142]. Susmel et Taylor [136] comparent la méthode point et la méthode ligne pour différents matériaux, différentes géométries d'entaille dans le régime de la fatigue à grand nombre de cycles. Ils montrent une très bonne corrélation entre la limite en fatigue expérimentale et la limite en fatigue prédite à partir de ces deux méthodes (figure 1.31a et 1.31b).

À noter que la distance a_0 est dépendante du matériau (à travers le ΔK_{th} et σ_0^D) mais semble varier également si les géométries d'entailles et/ou si les rapports de charge sont trop différents. Lanning et al [78] démontrent cet effet à partir d'essais de fatigue en traction/compression et traction-traction (R variant de -1 à 0.8) sur des éprouvettes de TA6V entaillées dont le K_t varie entre 1.97 et 4.07. Ils suggèrent que pour avoir une prédiction raisonnable ($\leq 12\%$) à partir de la méthode point, il faut, pour un rapport de charge identique, adapter la distance critique si les K_t sont trop différents. Ainsi ils trouvent une bonne prédiction de la limite en fatigue des éprouvettes testées à $R=0.1$, lorsque $K_t = 2.72$, $D_c = 0.040\text{mm}$, et lorsque $K_t = 4.07$, $D_c = 0.029\text{mm}$. Or, la dépendance de la distance critique, dans une certaine mesure, à la géométrie n'est pas retranscrite

dans le paramètre a_0 . La distance critique est donc dans de nombreux cas obtenue par identification inverse (pour une géométrie de défaut et un rapport de charge, on optimise D_c de sorte que la contrainte prédite par la méthode soit égale à la contrainte expérimentale), et ne peut pas être systématiquement corrélée à une taille caractéristique de la microstructure, ou à une longueur interne des mécanismes d'endommagement [44]. Ces méthodes, et notamment la "volume method", présentent l'immense avantage de pouvoir prédire avec une bonne précision la limite en fatigue de composants contenant des défauts de formes complexes, comme des piqûres de corrosion [44], sous des chargements multiaxiaux à amplitude constante [10, 112] ou à amplitude variable [126].

Méthodes à gradient Une autre manière de prendre en compte le champ de contrainte autour du défaut et l'effet du gradient associé au défaut est d'intégrer explicitement la valeur du gradient de contrainte dans le calcul du **Paramètre Indicateur de Fatigue (FIP)**. En s'inspirant des travaux de Papadopoulos [113], Nadot et Billaudeau [107] proposent un critère de fatigue multiaxial pour des composants contenant des défauts en utilisant le gradient de la contrainte hydrostatique (le long de la direction où celui-ci est maximal). Le gradient est calculé ici à partir du point le plus chargé et sur une distance égale à la taille caractéristique du défaut de telle sorte que :

$$G = \frac{\Delta J_{1 \max}}{\sqrt{aire}} = \frac{J_{1 \max}(0) - J_{1 \max}(\sqrt{aire})}{\sqrt{aire}} \quad (1.21)$$

Où $J_{1 \max}$ est la valeur maximale sur un cycle de la pression hydrostatique. La valeur du gradient est ensuite intégrée au FIP et donc, dans cette étude, à la contrainte équivalente de Crossland :

$$\sigma_{cr}^* = \sqrt{J_{2,a}} + \alpha J_{1 \max} \left(1 - a \left(\frac{G}{J_{1 \max}} \right)^n \right) \leq \beta \quad (1.22)$$

Les paramètres α et β doivent être identifiés à partir de deux essais de fatigue différents sur matériau sain. Le paramètre a nécessite un troisième essai de fatigue, sur le même matériau contenant un défaut. Ce critère a été expérimentalement validé pour trois matériaux différents (acier C36, fonte nodulaire et acier S45 C), des défauts artificiels (sphériques, elliptiques, trou de forage) et naturels (défauts de fonderie sphériques) dont les tailles varient entre 50 μm et 1000 μm , et des chargements multiaxiaux (torsion et traction-torsion combinés) à des rapports de charge de $R=-1$ et $R=-0.5$. Enfin n est un quatrième paramètre matériau considéré égal à 1 dans l'étude de Nadot et Billaudeau. Ces derniers trouvent une erreur entre la limite expérimentale et la limite prédite pour leur méthodologie inférieure à 10% dans 65% des cas, chaque cas correspondant à un matériau, un chargement et une géométrie de défaut donnée. Luu et al [87] proposent une formulation des critères de fatigue dans laquelle, en plus du gradient de contrainte hydrostatique, le gradient des contraintes de cisaillement est également pris en compte. Ces approches ont montré d'excellents résultats pour la prédiction en fatigue. Elles nécessitent cependant de connaître la direction le long de laquelle le gradient doit être calculé, ce qui les rend difficilement applicables lorsque la morphologie des défauts de surface est complexe.

1.4.4 Approches probabilistes de Pessard et Morel

Les observations expérimentales des mécanismes d'amorçage en fatigue sur des aciers forgés et des aluminiums de fonderie contenant des défauts ont permis à Pessard et Morel d'identifier deux mécanismes à l'origine de la rupture : la localisation de la déformation plastique à l'échelle mésoscopique entraînant l'amorçage d'une fissure microstructuralement courte et sa propagation ; La propagation d'une fissure mécaniquement longue initiée à partir d'un défaut [119–121]. Ils ont donc développé un modèle permettant la prise en compte de ces deux mécanismes.

Amorçage d'une fissure microstructuralement courte La condition d'amorçage dans le volume liée à l'accumulation de glissements plastiques est exprimée par l'inéquation :

$$\sigma_{eq1} \geq \sigma_{th1} \quad (1.23)$$

où σ_{eq1} est une contrainte équivalente dont l'expression ne sera pas détaillée ici et σ_{th1} une contrainte seuil. Afin de déterminer une probabilité de rupture associée à ce mécanisme, le concept de maillon le plus faible introduit par Weibull est utilisé [153], de sorte que :

$$P_{F1}(\sigma_{eq1}) = 1 - \exp\left(-\frac{V_{\Omega1}}{V_{01}} \left(\frac{\sigma_{eq1}}{\sigma_{th01}}\right)^{m1}\right) \quad (1.24)$$

où V_{01} est le volume représentatif d'un grain, $V_{\Omega1}$ le volume total sollicité, σ_{th01} le paramètre d'échelle et $m1$ le paramètre de forme de la distribution de Weibull.

Propagation d'une fissure amorcée à partir d'un défaut La fissure étant considérée comme mécaniquement longue, le formalisme de la MLER prédit sa propagation pour :

$$\Delta K \geq \Delta K_{th} \quad (1.25)$$

De manière similaire au premier mécanisme, la probabilité de rupture associée au second mécanisme est également calculée à partir de la distribution de Weibull de sorte que :

$$P_{F2}(\Delta K) = 1 - \exp\left(-\frac{V_{\Omega2}}{V_{02}} \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_{th02}}\right)^{m2}\right) \quad (1.26)$$

où V_{02} et $V_{\Omega2}$ sont respectivement le volume représentatif d'une fissure associé à un défaut et le volume total sollicité. $m2$ et ΔK_{th02} sont les paramètres de la distribution.

Probabilité d'amorçage de la structure et application du modèle La compétition entre les deux mécanismes d'amorçage est également prise en compte via le concept du maillon le plus faible si bien que la probabilité de survie de la structure est calculée ainsi :

$$1 - P_F = (1 - P_{F1})(1 - P_{F2}) \quad (1.27)$$

Pessard et Morel appliquent ce modèle pour la détermination de la limite de fatigue d'acier C35 contenant des porosités, sous chargement de traction, torsion et traction/torsion. L'analyse des porosités et de la microstructure faite dans l'étude est surfacique (2D) et la contrainte équivalente choisie est la contrainte de Crossland. Les résultats sont présentés figure 1.32. Les points de grande taille correspondent aux données expérimentales utilisées pour l'identification des paramètres du modèle. Le modèle permet une bonne prédiction pour les différents types de chargement et offre une flexibilité importante à travers le choix de la contrainte équivalente utilisée mais nécessite une longue étape d'identification. De plus, à part pour le chargement en traction/torsion pour lequel la prédiction est moins précise, aucun point expérimental ne se situe au niveau de la zone de transition entre les deux mécanismes. Là encore, le modèle suppose l'existence d'une durée de vie infinie et le cas d'une fissure non propageante entièrement située dans la zone de plasticité cyclique engendrée par le défaut n'est ici pas pris en compte.

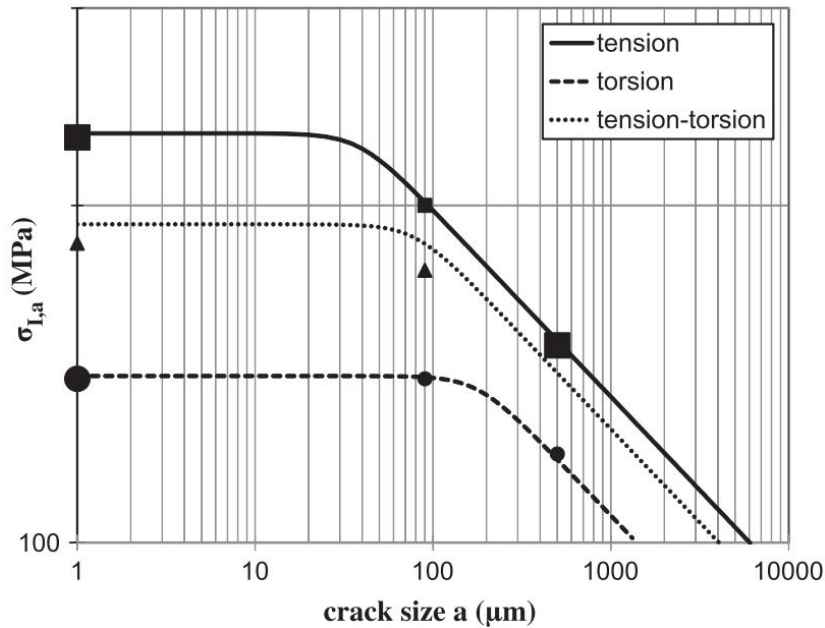


FIGURE 1.32 – Application de la méthode probabiliste en 2D à un acier C35 avec la contrainte équivalente de Crossland [118]

1.4.5 Approches prenant en compte l'influence de la rugosité

Il existe dans la littérature principalement deux approches visant à modéliser l'effet de la rugosité sur la résistance en fatigue. La première consiste à déterminer analytiquement l'influence de la rugosité à partir des paramètres de rugosité mesurés. Elle est essentiellement appliquée à des surfaces obtenues par usinage. La seconde consiste à considérer la rugosité comme une multitude d'entailles susceptibles d'entraîner l'amorçage. La totalité ou une partie de la surface est donc capturée et les défauts à l'origine de l'amorçage sont caractérisés. Les différentes méthodes décrites précédemment afin de prendre en compte l'effet d'entaille sont alors appliquées pour prédire la limite en fatigue des éprouvettes rugueuses.

Méthodes analytiques Neuber [109] puis Arola et Ramulu [4] proposent des formules semi-empiriques pour calculer le coefficient de concentration de contrainte K_t à partir de paramètres de rugosité. Cependant, le K_t ne permet pas la détermination directe de la limite en fatigue puisqu'il n'est pas égal au coefficient de concentration de contrainte sous chargement cyclique K_f . Peterson [122] propose une formule analytique permettant de lier le K_f au K_t :

$$K_f = 1 + q(K_t - 1) \quad \text{avec} \quad q = \frac{1}{1 + \gamma/\rho} \quad (1.28)$$

où q est la sensibilité au défaut du matériau, qui dépend du rayon en fond d'entaille ρ et d'un paramètre matériau γ , valant généralement 1 pour les aciers. Arola et Williams [5] valident ce modèle sur des éprouvettes en acier découpées par jet d'eau et ayant des R_a compris entre 2 et 6 μm . Ils obtiennent d'excellentes prédictions sur la limite en fatigue. Cependant, pour pouvoir appliquer leur méthodologie, la surface doit être périodique, avec des stries à espacement constant et morphologie égale, comme illustré figure 1.33. Ceci est donc adapté aux surfaces usinées, mais n'est pas applicable aux surfaces brutes de SLM et EBM.

Approches entailles multiples Plus récemment, As et al [6] ont étudié l'influence de l'état de surface d'éprouvettes en alliage d'aluminium sur la limite en fatigue. Les éprouvettes sont obtenues par forgeage puis la surface est frottée avec un papier abrasif à gros grains, de sorte que la rugosité

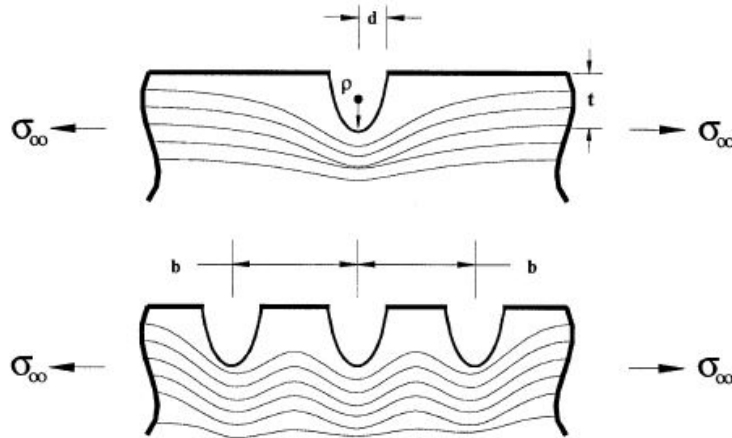
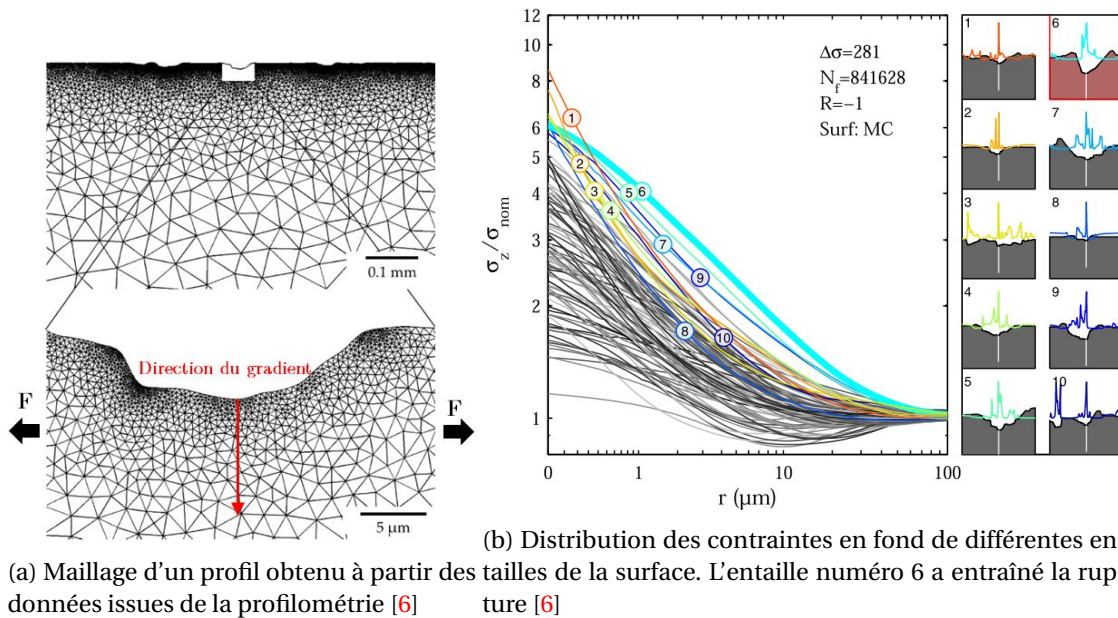


FIGURE 1.33 – Schématisation d'une surface type à laquelle est appliquée le modèle d'Arola et Ramulu [5]



(b) Distribution des contraintes en fond de différentes entailles de la surface. L'entaille numéro 6 a entraîné la rupture [6]

FIGURE 1.34

obtenue soit axisymétrique et que le R_a après abrasion soit compris entre 2.2 et 11 μm . La surface des éprouvettes est capturée par profilométrie et un code est programmé afin d'interpoler les mesures de profilométrie et de construire des profils maillés pour les calculs éléments finis. Un maillage obtenu par As et al, à partir des données de profilométrie est présenté figure 1.34a. Les éprouvettes sont testées en fatigue jusqu'à 10^6 cycles, sous chargement de traction à des rapports de charge $R=0.1$ et $R=-1$. Des calculs éléments finis reproduisent le chargement macroscopique appliqué à $R=-1$. As et al montrent que l'entaille en pointe de laquelle le K_t est maximal n'est pas celle qui entraîne l'amorçage. En revanche, ils remarquent que l'entaille pour laquelle la contrainte principale en un point situé à environ 5 μm de sa pointe est maximale entraîne l'amorçage en fatigue, et cela pour 42 des 47 éprouvettes rompues (figure 1.34b). Ils soulignent donc qu'à partir d'un profil réel de surface et de l'utilisation d'un critère non local, il est possible de retrouver le lieu d'amorçage. La méthodologie n'est en revanche appliquée qu'à des chargements de traction uniaxiaux.

Gerin et al [51, 52] utilisent une approche relativement similaire pour déterminer la limite de fatigue d'éprouvettes d'acier forgées et grenillées testées en flexion plane ($R=-1$). La surface utile de chaque éprouvette est intégralement scannée par profilométrie optique à balayage et les défauts ayant entraîné la rupture (appelés défauts critiques) sont identifiés. Ils montrent dans un

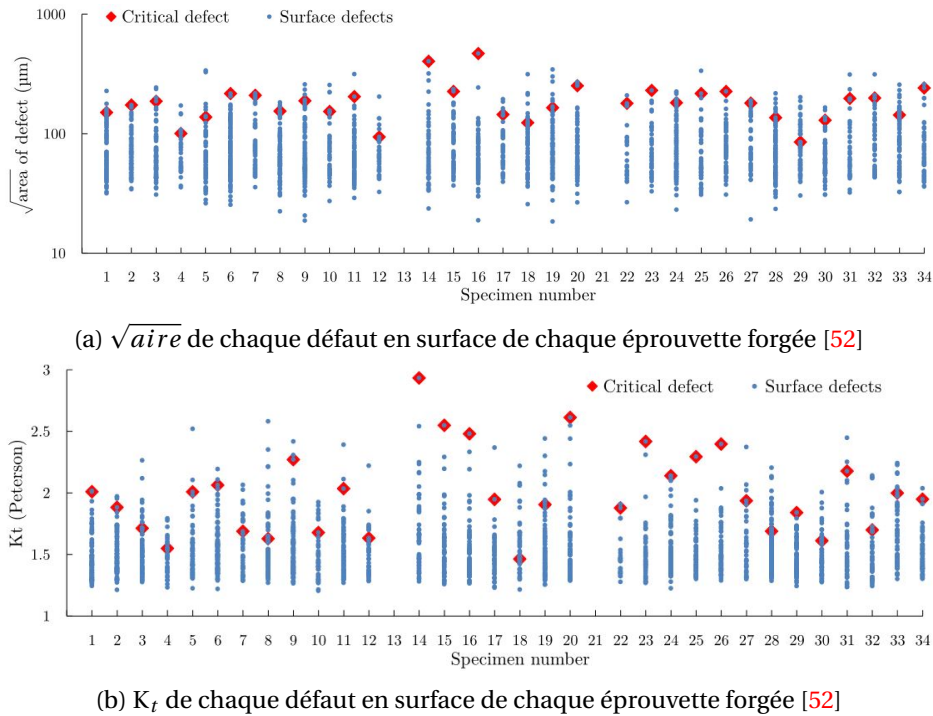


FIGURE 1.35

premier temps que sur chacune des éprouvettes, un critère en \sqrt{aire} ou en K_t ne permet pas de prédire systématiquement le défaut critique, soulignant les limites de ces méthodes. Gerin et al construisent ensuite des volumes maillés dont la surface est fondée sur les données acquises en profilométrie, de telle sorte que la morphologie des défauts est fidèlement reproduite. Des calculs éléments finis reproduisant le chargement réel appliqué aux éprouvettes (flexion plane $R=-1$) sont réalisés et les auteurs appliquent la méthode point sur chacun des défauts critiques modélisés, afin de prédire la limite en fatigue associée à chaque éprouvette testée. La distance critique qu'ils utilisent est déterminée par identification inverse sur les éprouvettes forgées. En utilisant une contrainte équivalente de Dang Van intégrant l'effet des contraintes résiduelles engendrées par le procédé de grenailage, Gerin parvient à prédire raisonnablement la limite en fatigue d'éprouvettes forgées et grenillées (figure 1.36).

Dans le cas de la fabrication additive, Persenot et al [117] effectuent des essais de traction ($R=0.1$) sur des éprouvettes cylindriques fabriquées par EBM avec différents angles de fabrication (0° , 45° et 90°). L'ensemble de la section utile des éprouvettes est scannée par tomographie (taille de voxel d'environ $2.5 \mu\text{m}$ de côté) avant et après essai. Ainsi, les défauts ayant entraîné la rupture peuvent être caractérisés en 3D. Le paramètre \sqrt{aire} est ensuite calculé pour chaque défaut critique et la limite en fatigue est déterminée à partir de l'approche d'El Haddad [42] :

$$\sigma_D = \sigma_{D0} \left(\frac{a_0}{a + a_0} \right)^{1/2} \quad (1.29)$$

où a_0 est le paramètre d'El Haddad déjà introduit équation 1.20. Le ΔK_{th} est déterminé à partir de données issues de la littérature. Les éprouvettes fabriquées à 0° et 45° n'ayant été testées qu'entre 10^5 et 3×10^5 cycles, leur limite en fatigue respective est extrapolée. Les résultats présentés figure 1.37 sous forme d'un diagramme de Kitagawa montrent une prédiction raisonnable mais la méthodologie est fastidieuse (scan tomographique intégral) et les limites inhérentes à ce type d'approche déjà évoquées persistent (limite en fatigue non infinie, chargements multiaxiaux, défauts ayant des paramètres \sqrt{aire} supérieurs dans le volume n'entraînant pas la rupture).

Enfin, Masuo et al [89] effectuent des essais de flexion rotative sur des éprouvettes SLM et EBM ayant subi un traitement CIC, soit en gardant une surface "as-built", soit avec une surface polie.

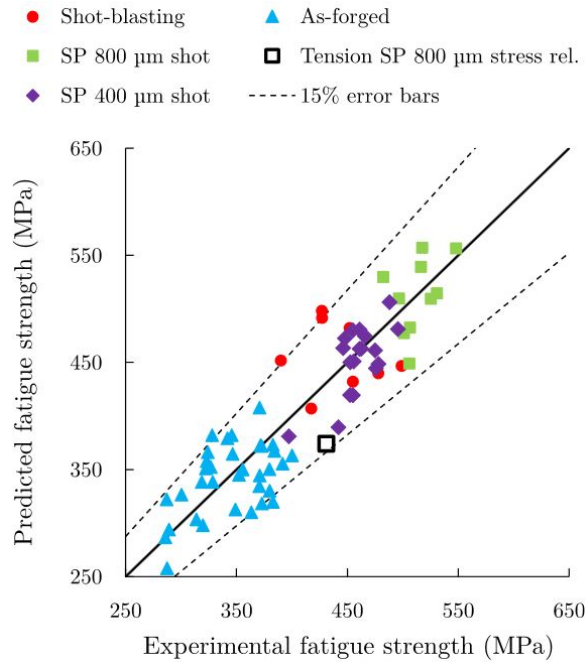


FIGURE 1.36 – Prédiction de la limite en fatigue en flexion plane pour chaque éprouvette par la méthode point

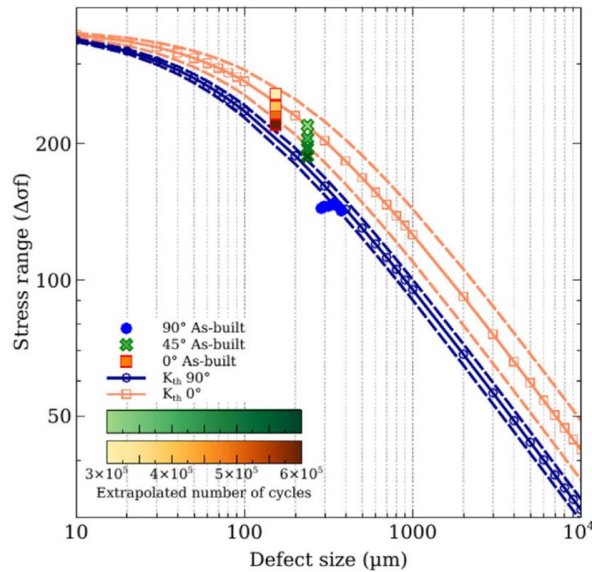


FIGURE 1.37 – Diagramme de Kitagawa pour des éprouvettes EBM fabriquées avec différents angles et testées en fatigue à R=0.1 [117]

Ils trouvent des limites en fatigue à 10^7 cycles d'approximativement 195 MPa et 205 MPa pour les éprouvettes EBM "as-built" et SLM "as-built", respectivement. Les limites en fatigue sur éprouvettes SLM et EBM polies sont respectivement égales à 610 et 590 MPa. Ils mesurent également la dureté de ces mêmes éprouvettes afin d'appliquer l'équation 1.16 et de retrouver le paramètre \sqrt{aire} du défaut équivalent à la rugosité ayant entraîné l'amorçage. Le paramètre \sqrt{aire} trouvé à partir de l'équation proposée par Murakami est supérieur à 1000 μm , ce qui est en dehors de son domaine de validité et confirme le besoin d'utiliser une autre méthodologie.

1.4.6 Approche statistique des valeurs extrêmes

En fatigue à grand nombre de cycles, la durée de vie est dominée à environ 90% par la phase d'amorçage et de micropropagation. Cette phase d'amorçage est largement influencée par la taille de grain, la désorientation entre les grains, la taille des défauts et les contraintes résiduelles [29, 66, 103]. Il semble donc cohérent que la variabilité de la résistance en fatigue dépende de la variabilité des différents paramètres évoqués. La sensibilité du comportement en fatigue par rapport aux défauts et à la microstructure ne peut donc être évaluée à partir d'une simple distribution du champ de contrainte. L'amorçage en fatigue à grande durée de vie ayant lieu à partir des zones les plus critiques (à la fois en termes de morphologie des défauts, de microstructure et de contraintes résiduelles), ce sont bien les extrêmes (du point de vue de la fatigue) qui pilotent la réponse macroscopique du matériau.

De nombreux outils statistiques des valeurs extrêmes ont été utilisés dans la littérature afin de prédire le comportement en fatigue de matériaux métalliques. Il existe différentes formes de fonctions de densité de probabilité visant à étudier les événements rares. On peut notamment citer les fonctions de Weibull [153] ou de Gumbel [61] qui sont utilisées pour l'établissement de modèles probabilistes des critères de fatigue [38, 96, 110].

Variabilité liée à la taille des défauts Une démarche classique utilisant la distribution de Gumbel consiste, par exemple, à estimer la taille du plus gros défaut contenu dans un volume à partir de la distribution de taille des défauts dans un plus petit volume. La limite en fatigue est ensuite déterminée à partir du plus gros défaut [16]. Murakami et Beretta [101] appliquent cette méthodologie à des éprouvettes d'acier haute résistance contenant des inclusions non métalliques testées en flexion rotative. Après avoir vérifié que ces inclusions sont bien à l'origine de la rupture, ils établissent la distribution du paramètre \sqrt{aire} associé aux inclusions présentes dans un volume de contrôle. Puis en utilisant la distribution de Gumbel, ils déterminent la valeur extrême du paramètre \sqrt{aire} dans le volume de l'éprouvette. Enfin, à partir de la \sqrt{aire} de la plus grosse inclusion, ils arrivent à estimer la borne inférieure de la limite en fatigue des éprouvettes. La distribution des valeurs extrêmes de Gumbel prédit une taille de défaut croissante pour un volume d'éprouvette croissant, sans introduire une valeur maximale possible (si ce n'est que le défaut ne peut pas avoir un volume supérieur au volume de l'éprouvette). Une alternative à ce problème consiste à utiliser la distribution généralisée de Pareto qui permet d'incorporer une limite à la taille maximale des défauts [8]. Cependant cette méthodologie ne prend en compte que la variabilité liée à la taille des défauts et en ce sens omet la prise en compte de la variabilité liée à la microstructure (ou aux contraintes résiduelles). Or de nombreuses études ont montré que la variabilité en fatigue n'était pas uniquement due à la variabilité du paramètre \sqrt{aire} , le défaut entraînant la rupture n'étant pas systématiquement celui ayant la plus grande \sqrt{aire} . Ceci est notamment montré dans les travaux de Gerin [52] (voir figure 1.35a), ou dans le cas d'entailles surfaciques obtenues par EBM, dans les travaux de Persenot [115].

Variabilité liée à la microstructure Przybyla et McDowell ont utilisé ces outils afin de définir un cadre probabiliste permettant de lier la microstructure aux paramètres moteurs de l'amorçage de fissures pour le Ti-6Al-4V à microstructure bimodale [123]. Pour ce faire ils construisent une base de volumes élémentaires ayant des microstructures différentes (% de phase α , taille des colonies, orientation cristallographique). Chacun des volumes doit être suffisamment grand pour que la valeur minimale du FIP considéré (fondé sur une prise de moyenne à l'échelle de la microstructure de la plasticité cyclique) dans l'étude ne dépende pas de la microstructure affectée à chaque volume élémentaire. En ce sens, les volumes élémentaires construits ne constituent pas des Volumes Élémentaires Représentatifs. 100 volumes élémentaires sont construits pour chaque type de microstructure. Les calculs E.F. en plasticité cristalline sont effectués sur l'ensemble des volumes élémentaires puis les valeurs extrêmes du FIP de chacun des volumes sont extraites. La

distribution de ces valeurs extrêmes permet de rendre compte des paramètres de microstructure introduits comme cela est visible figure 1.38

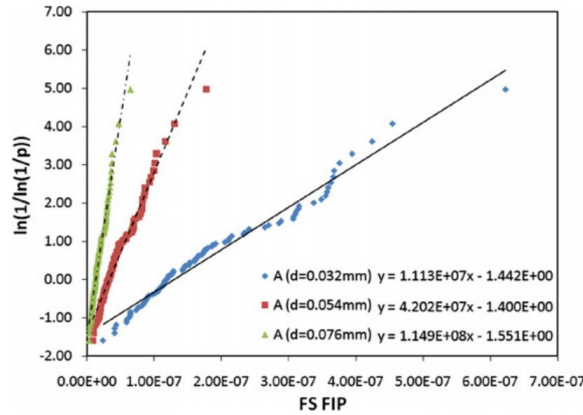


FIGURE 1.38 – Valeurs extrêmes du FIP issues de volumes ayant 4 types de microstructure différents (A;B;C;D). p correspond à la probabilité d'occurrence d'un FIP donné dans le volume. Les données sont ajustées par une distribution de Gumbel [123]

Hor et al [64] proposent également une méthodologie fondée sur une distribution de valeurs extrêmes pour prendre en compte la variabilité liée à la microstructure. Plutôt que de baser le FIP sur un critère de fatigue macroscopique dont les paramètres sont identifiés à partir des limites en fatigue à 1×10^6 pour une probabilité de rupture $p=0.5$ (les paramètres du critère décrivent donc un seuil médian) ils basent le FIP sur une valeur mésoscopique du critère de fatigue considéré. Pour ce faire ils créent 64 volumes élémentaires constitués de grains. Chaque volume a une distribution de taille de grain et d'orientation différente. Ils effectuent ensuite les calculs en plasticité cristalline sur chacun des volumes et cela pour différents cas de chargements. La distribution de la valeur extrême de la contrainte équivalente moyennée par grain de chaque volume est ensuite ajustée grâce au formalisme des valeurs extrêmes généralisées (voir ci-après). Les valeurs médianes de cette distribution pour deux cas de chargements différents permettent d'établir le critère mésoscopique et dès lors d'avoir un critère intégrant une sensibilité à la microstructure.

1.4.6.1 Cadre théorique de la distribution des valeurs extrêmes

Étant donné X une variable aléatoire de fonction de distribution $F(x)$. On définit les n valeurs extrêmes de cette variable telles que :

$$Y_n = \max(X_1, X_2, \dots, X_n) \quad (1.30)$$

On définit la fonction de distribution de Y_n comme suit :

$$F_{Y_n}(x) \equiv P(Y_n \leq x) = P(X_1 \leq x, X_2 \leq x, \dots, X_n \leq x) \quad (1.31)$$

Supposons que X_1, X_2, \dots, X_n soient statistiquement indépendantes et distribuées identiquement :

$$F_{X_1}(x) = F_{X_2}(x) = \dots = F_{X_n}(x) = F_X(x) \quad (1.32)$$

Par conséquent, il est possible de lier la fonction de distribution F_{Y_n} à la fonction de distribution $F_X(x)$ par la relation suivante :

$$F_{Y_n}(x) = [F_X(x)]^n \quad (1.33)$$

1.4.6.2 Théorème de Fisher-Tippett

Étant donnée $Y_n = \max(X_1, X_2, \dots, X_n)$, s'il existe deux suites réelles normalisant $(a_n)_{n \geq 1} > 0$, $(b_n)_{n \geq 1}$ et une fonction de distribution F non dégénérée (non réduite à un point) telle que :

$$P\left(\frac{Y_n - b_n}{a_n} \leq x\right) = G^n(a_n x + b_n) \rightarrow \lim_{n \rightarrow +\infty} F(x) \quad (1.34)$$

alors F appartient à la famille des lois de Gumbel, Fréchet ou Weibull et suit donc l'une des formulations suivantes :

- Gumbel : $F(x) = e^{-\exp(-x)}$ $x \in \mathbb{R}$
- Fréchet : $F(x) = \begin{cases} 0 & \text{si } x \leq 0 \\ e^{(-x)^{-k}} & \text{si } x > 0 \end{cases}$
- Weibull : $F(x) = \begin{cases} e^{(-(-x)^k)} & \text{si } x \leq 0 \\ 1 & \text{si } x > 0 \end{cases}$

k étant un paramètre strictement positif. La Figure 1.39 illustre la fonction densité de probabilité et la fonction de répartition pour ces trois distributions.

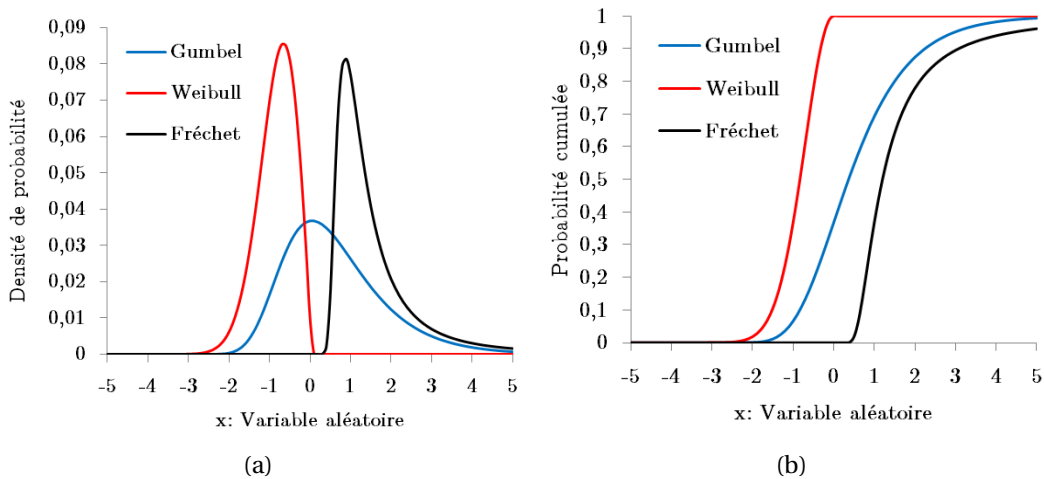


FIGURE 1.39 – Fonctions densité de probabilité (a) et probabilité cumulée (b) pour les trois distributions avec $k = 2$

La variable $x = \frac{Y_n - b_n}{a_n}$ (voir équation 1.34) est appelée maximum normalisé de la variable aléatoire X . Les paramètres a_n et b_n sont appelés facteurs d'échelle de la distribution. a_n est le facteur de forme et b_n le mode de la distribution. La principale difficulté lorsqu'on utilise la théorie des valeurs extrêmes généralisées se situe dans le choix de la distribution puisque l'on dispose de trois distributions différentes. Une manière de contourner cette difficulté est d'utiliser une distribution englobant les trois évoquées précédemment : la fonction de distribution des extrêmes généralisée proposée par Jenkinson [67].

1.4.6.3 GEV

Les trois distributions (Gumbel, Fréchet, Weibull) peuvent être regroupées en une seule forme paramétrique appelée loi des valeurs extrêmes généralisées (GEV) ne dépendant que d'un unique paramètre ξ , telle que :

$$\text{GEV : } G_{\xi}(y) = \begin{cases} e^{-(1+\xi y)^{-\frac{1}{\xi}}} & \text{si } \xi \neq 0, \forall y \text{ tel que } 1 + \xi y > 0 \\ e^{(-e^{-y})} & \text{si } \xi = 0 \end{cases} \quad (1.35)$$

ξ est un paramètre appelé indice extrême de la distribution. Son signe indique le type de loi asymptotique du maximum :

- $\xi = 0 \rightarrow$ Type Gumbel
- $\xi < 0 \rightarrow$ Type Weibull
- $\xi > 0 \rightarrow$ Type Fréchet

Afin de déterminer au mieux les valeurs de l'indice extrême ξ et des facteurs d'échelles a_n et b_n de la distribution, la méthode du maximum de vraisemblance est utilisée. Cette méthode consiste à maximiser, à un intervalle de confiance $(1 - \alpha)\%$ près, les probabilités de réalisation des événements indépendants observés. On définit donc la fonction de vraisemblance des paramètres ξ , μ et σ au vu des observations (y_1, y_2, \dots, y_m) de fonction de densité f telle que :

$$L(\xi, \mu, \sigma) = \prod_{i=1}^m f(y_i; \xi, \mu, \sigma) \quad (1.36)$$

Il s'agit donc d'un problème d'optimisation. La recherche du maximum de L s'effectue généralement en cherchant le maximum de $\log(L)$, plus simple à dériver (la fonction \log étant croissante cela est équivalent).

Références

- [1] AHMED, T. et H. J. RACK. 1998, «Phase transformations during cooling in alpha + beta titanium alloys», *Materials Science and Engineering A*, vol. 243, p. 206–211. [15](#)
- [2] AL-BERMANI, S. S., M. L. BLACKMORE, W. ZHANG et I. TODD. 2010, «The origin of microstructural diversity, texture, and mechanical properties in electron beam melted Ti-6Al-4V», *Metallurgical and Materials Transactions A : Physical Metallurgy and Materials Science*, vol. 41, n° 13, p. 3422–3434. [11](#)
- [3] ALI, H., H. GHADBEIGI et K. MUMTAZ. 2018, «Effect of scanning strategies on residual stress and mechanical properties of Selective Laser Melted Ti6Al4V», *Materials Science and Engineering A*, vol. 712, n° November 2017, p. 175–187. [10](#)
- [4] AROLA, D. et M. RAMULU. 1999, «An Examination of the Effects from Surface Texture on the Strength of Fiber Reinforced Plastics», *Journal of Composite Materials*, , n° 2, p. 102–123. [45](#)
- [5] AROLA, D. et C. L. WILLIAMS. 2002, «Estimating the fatigue stress concentration factor of machined surfaces», *International Journal of Fatigue*, vol. 24, n° 9, p. 923–930. [viii](#), [45](#), [46](#)
- [6] ÅS, S. K., B. SKALLERUD et B. W. TVEITEN. 2008, «Surface roughness characterization for fatigue life predictions using finite element analysis», *International Journal of Fatigue*, vol. 30, n° 12, p. 2200–2209. [45](#), [46](#)
- [7] ATKINSON, H. et S. DAVIES. 2000, «Fundamental aspects of hot isostatic pressing : an overview», *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 31A, n° December, p. 2981–3000. [25](#)

- [8] ATKINSON, H. V. et G. SHI. 2003, «Characterization of inclusions in clean steels : A review including the statistics of extremes methods», *Progress in Materials Science*, vol. 48, n° 5, p. 457–520. 49
- [9] BAGEHORNS, S., T. MERTENS, D. GREITEMEIER, L. CARTON et A. SCHOBERTH. 2015, «Surface finishing of additive manufactured Ti-6Al-4V - a comparison of electrochemical and mechanical treatments», dans *EUCASS 2015*. vii, xv, 22, 24, 33, 34
- [10] BANVILLET, A., T. PALIN-LUC et S. LASSERRE. 2003, «A volumetric energy based high cycle multiaxial fatigue criterion», *International Journal of Fatigue*, vol. 25, n° 8, p. 755–769. 43
- [11] BATHIAS, C. 1999, «There is no infinite fatigue life in metallic materials», *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 22, n° 7, p. 559–565. 31, 40
- [12] BATHIAS, C. et A. PINEAU. 2013, *Fatigue of Materials and Structures : Fundamentals*. 36
- [13] BATTAINI, M. 2008, *Deformation Behaviour and Twinning Mechanisms of Commercially Pure Titanium Alloys*, thèse de doctorat. vii, 27
- [14] BECKER, R., A. GRZESIAK et A. HENNING. 2005, «Rethink assembly design», *Assembly Automation*, vol. 25, n° 4, p. 262–266. 12
- [15] BENEDETTI, M., M. CAZZOLLI, V. FONTANARI et M. LEONI. 2016, «Fatigue limite of Ti6Al4V alloy produced by Selective Laser Sintering», *Structural Integrity Procedia*, vol. 00, p. 2452–3216. 24, 25
- [16] BERETTA, S. et Y. MURAKAMI. 1998, «Statistical analysis of defects for fatigue strength prediction and quality control of materials», *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 21, n° 9, p. 1049–1065. 49
- [17] BERMUDEZ, D., C. A. TERRAZAS, P. MORTON et R. WICKER. 2017, «Scanning Strategies in Electron Beam Melting To Influence», dans *Solid Freeform Fabrication Symposium*, p. 3–16. 11
- [18] BLATEYRON, F. 2018, «Areal field parameters», URL <https://guide.digitalsurf.com/en/guide-areal-field-parameters.html>. vii, 21
- [19] BOOK, T. A. et M. D. SANGID. 2016, «Strain localization in Ti-6Al-4V Widmanstätten microstructures produced by additive manufacturing», *Materials Characterization*, vol. 122, p. 104–112. vii, 28, 29
- [20] BOSCHETTO, A., L. BOTTINI et F. VENIALI. 2018, «Surface roughness and radiusing of Ti6Al4V selective laser melting-manufactured parts conditioned by barrel finishing», *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 94, n° 5-8, p. 2773–2790. 22
- [21] BOYER, R., G. WEISCH et E. COLLINGS. 1994, ASM International : Materials Park, OH, 1176 p.. xv, 14
- [22] BRANDL, E., C. LEYENS et F. PALM. 2009, «Mechanical properties of additive manufactured Ti-6Al-4V using wire and powder based processes», *Materials Science and Engineering*, vol. 26, p. 1–10. 12, 15
- [23] BREMEN, S., W. MEINERS et A. DIATLOV. 2012, «Selective Laser Melting. A manufacturing technology for the future?», *Laser Technik Journal*, vol. 9, p. 33–38. 9
- [24] BRIDIER, F. 2006, *Analyse expérimentale des modes de déformation et d'endommagement par fatigue à 20°C d'alliage de titane : aspects cristallographiques à différentes échelles*, thèse de doctorat, Université de Poitiers. 2006POIT2272. 27

- [25] BROWN, R. 1980, «Fatigue of Ti-6Al-4V with a widmanstatten microstructure», . vii, 28, 29, 30
- [26] CAIN, V., L. THIJS, J. VAN HUMBEECK, B. VAN HOOREWEDER et R. KNUTSEN. 2015, «Crack propagation and fracture toughness of Ti6Al4V alloy produced by selective laser melting», *Additive Manufacturing*, vol. 5, p. 68–76. 25
- [27] CALIGNANO, F., D. MANFREDI, E. P. AMBROSIO, L. IULIANO et P. FINO. 2013, «Influence of process parameters on surface roughness of aluminum parts produced by DMLS», *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 67, n° 9-12, p. 2743–2751. 9, 19
- [28] CASTANY, P., F. PETTINARI-STURMEL, J. CRESTOU, J. DOUIN et A. COUJOU. 2007, «Experimental study of dislocation mobility in a Ti-6Al-4V alloy», *Acta Materialia*, vol. 55, n° 18, p. 6284–6291. vii, 15, 27
- [29] CHAN, K. S. 2010, «Roles of microstructure in fatigue crack initiation», *International Journal of Fatigue*, vol. 32, n° 9, p. 1428–1447. 49
- [30] CHAN, K. S., M. KOIKE, R. L. MASON et T. OKABE. 2013, «Fatigue life of titanium alloys fabricated by additive layer manufacturing techniques for dental implants», *Metallurgical and Materials Transactions A : Physical Metallurgy and Materials Science*, vol. 44, n° 2, p. 1010–1022. 16, 22
- [31] CHASTAND, V., P. QUAEGBEUR, W. MAIA et E. CHARKALUK. 2018, «Comparative study of fatigue properties of Ti-6Al-4V specimens built by electron beam melting (EBM) and selective laser melting (SLM)», *Materials Characterization*, vol. 143, p. 76–81. 33
- [32] CHASTAND, V., A. TEZENAS, Y. CADORET, P. QUAEGBEUR, W. MAIA et E. CHARKALUK. 2016, «Fatigue characterization of Titanium Ti-6Al-4V samples produced by Additive Manufacturing», *Procedia Structural Integrity*, vol. 2, p. 3168–3176. 25, 31, 32
- [33] CHURCHMAN, A. T. 1954, «The Slip Modes of Titanium and the Effect of Purity on their Occurrence during Tensile Deformation of Single Crystals», *Proceedings of the Royal Society A : Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, vol. 226, n° 1165, p. 216–226. 27
- [34] COMBRES, Y. et C. CHAMPIN. 2013, *Traitements thermiques des alliages de titane*, vol. 33, EDITIONS T.I ©, 24 p.. 15, 25
- [35] CONRAD, H. 1981, «Effect of interstitial solutes on the strength and ductility of titanium», *Progress in Materials Science*, vol. 26, n° 2-4, p. 123–403. 27
- [36] CORDOVA, L., M. CAMPOS et T. TINGA. 2019, «Revealing the Effects of Powder Reuse for Selective Laser Melting by Powder Characterization», *Jom*, vol. 71, n° 3, p. 1062–1072. 9
- [37] COSTA, G., M. MONTEMURRO et J. PAILHES. 2017, «A NURBS-BASED TOPOLOGY OPTIMIZATION METHOD INCLUDING ADDITIVE MANUFACTURING CONSTRAINTS», dans *7th International Conference on Mechanics and Materials in Design*, J.F. Silva Gomes and Shaker A. Meguid editors, Albufeira, Portugal, p. 63. 12
- [38] DELAHAY, T. 2004, *Développement d'une méthode probabiliste de calcul en fatigue multiaxiale prenant en compte la répartition volumique des contraintes*, thèse de doctorat, Bordeaux I. 49
- [39] DO, D. K. et P. LI. 2016, «The effect of laser energy input on the microstructure, physical and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloys by selective laser melting», *Virtual and Physical Prototyping*, vol. 11, n° 1, p. 41–47. 10, 11, 15, 16

- [40] EDWARDS, P., A. O'CONNOR et M. RAMULU. 2013, «Electron Beam Additive Manufacturing of Titanium Components : Properties and Performance», *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, vol. 135, n° 6, p. 061 016. [31](#)
- [41] EDWARDS, P. et M. RAMULU. 2014, «Fatigue performance evaluation of selective laser melted Ti-6Al-4V», *Materials Science and Engineering A*, vol. 598, p. 327–337. [11](#), [22](#), [23](#)
- [42] EL HADDAD, M. H., N. E. DOWLING, T. H. TOPPER et K. N. SMITH. 1980, «J integral applications for short fatigue cracks at notches», *International Journal of Fracture*, vol. 16, n° 1, p. 15–30. [41](#), [47](#)
- [43] EL HADDAD, M. H., T. H. TOPPER et K. N. SMITH. 1979, «Prediction of non propagating cracks», *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 11, n° 3, p. 573–584. [38](#)
- [44] EL MAY, M., N. SAINTIER, T. PALIN-LUC et O. DEVOS. 2015, «Non-local high cycle fatigue strength criterion for metallic materials with corrosion defects», *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 38, n° 9, p. 1017–1025. [43](#)
- [45] EVANS, W. J., J. P. JONES et M. T. WHITTAKER. 2005, «Texture effects under tension and torsion loading conditions in titanium alloys», *International Journal of Fatigue*, vol. 27, n° 10–12, p. 1244–1250. [27](#)
- [46] DE FORMANOIR, C., A. BRULARD, S. VIVÈS, G. MARTIN, F. PRIMA, S. MICHOTTE, E. RIVIÈRE, A. DOLIMONT et S. GODET. 2017, «A strategy to improve the work-hardening behavior of Ti-6Al-4V parts produced by additive manufacturing», *Materials Research Letters*, vol. 5, n° 3, p. 201–208. [25](#)
- [47] DE FORMANOIR, C., S. MICHOTTE, O. RIGO, L. GERMAIN et S. GODET. 2016, «Electron beam melted Ti-6Al-4V : Microstructure, texture and mechanical behavior of the as-built and heat-treated material», *Materials Science and Engineering A*, vol. 652, p. 105–119. [11](#), [12](#), [15](#), [25](#), [33](#)
- [48] FROST, H. J. et M. F. ASHBY. 1982, *Deformation-mechanism maps : the plasticity and creep of metals and ceramics*, 1^{re} éd., Oxford ; New York ; Sydney : Pergamon. [26](#)
- [49] FROST, N. E. 1959, «A Relation between the Critical Alternating Propagation Stress and Crack Length for Mild Steel», *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, vol. 173, n° 1, p. 811–836. [viii](#), [35](#)
- [50] GAO, W., Y. ZHANG, D. RAMANUJAN, K. RAMANI, Y. CHEN, C. B. WILLIAMS, C. C. WANG, Y. C. SHIN, S. ZHANG et P. D. ZAVATTIERI. 2015, «The status, challenges, and future of additive manufacturing in engineering», *Computer-Aided Design*, vol. 69, p. 65–89. [9](#)
- [51] GERIN, B., S. MÉCANIQUE-MATÉRIAUX et B. GERIN. *Modélisation des effets de défauts et d'intégrité de surface sur la tenue en fatigue dans les composants forgés, year = 2017*, thèse de doctorat, Arts et Métiers ParisTech, Centre d'Angers. [19](#), [46](#)
- [52] GERIN, B., E. PESSARD, F. MOREL et C. VERDU. 2018, «A non-local approach to model the combined effects of forging defects and shot-peening on the fatigue strength of a pearlitic steel», *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol. 93, p. 19–32. [46](#), [47](#), [49](#)
- [53] GIBSON, I., D. W. ROSEN et B. STUCKER. 2010, *Additive manufacturing technologies : Rapid prototyping to direct digital manufacturing*, 1–459 p.. [11](#), [24](#)
- [54] GIL, F. J., M. P. GINEBRA, J. M. MANERO et J. A. PLANELL. 2001, «Formation of α -Widmanstätten structure : Effects of grain size and cooling rate on the Widmanstätten morphologies and on the mechanical properties in Ti6Al4V alloy», *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 329, n° 1-2, p. 142–152. [15](#), [16](#)

- [55] GOLDEN, P. J., R. JOHN et W. J. PORTER. 2010, «Investigation of variability in fatigue crack nucleation and propagation in alpha+beta Ti-6Al-4V», *Procedia Engineering*, vol. 2, n° 1, p. 1839–1847. [31](#)
- [56] GONG, H., H. GU, K. ZENG, J. DILIP, D. PAL, B. STUCKER, D. CHRISTIANSEN, J. BEUTH et J. J. LEWANDOWSKI. 2014, «Melt Pool Characterization for Selective Laser Melting of Ti-6Al-4V Pre-alloyed Powder», *Solid Freeform Fabrication Symposium*, p. 256–267. [17](#)
- [57] GONG, H., K. RAFI, H. GU, G. D. JANAKI RAM, T. STARR et B. STUCKER. 2015, «Influence of defects on mechanical properties of Ti-6Al-4V components produced by selective laser melting and electron beam melting», *Materials and Design*, vol. 86, p. 545–554. [23](#), [32](#)
- [58] GONG, H., K. RAFI, T. STARR et B. STUCKER. 2012, «Effect of defects on fatigue tests of as-built Ti-6Al-4V parts fabricated by Selective Laser Melting», *Solid freeform fabrication symposium*, p. 499–506. [11](#), [31](#)
- [59] GREITEMEIER, D., F. PALM, F. SYASSEN et T. MELZ. 2017, «Fatigue performance of additive manufactured TiAl6V4 using electron and laser beam melting», *International Journal of Fatigue*, vol. 94, p. 211–217. [vii](#), [33](#), [34](#)
- [60] GU, D., Y. C. HAGEDORN, W. MEINERS, G. MENG, R. J. S. BATISTA, K. WISSENBACH et R. POPRAWA. 2012, «Densification behavior, microstructure evolution, and wear performance of selective laser melting processed commercially pure titanium», *Acta Materialia*, vol. 60, n° 9, p. 3849–3860. [16](#)
- [61] GUMBEL, J. 1957, «Statistical analyses of extreme values for fatigue evaluation of metals», *Revue de statistique appliquée*, vol. 5, p. 51–86. [49](#)
- [62] GÜNTHER, J., D. KREWERTH, T. LIPPMANN et S. A. LEUDERS. 2017, «Fatigue life of additively manufactured Ti-6Al-4V in the very high cycle fatigue regime», *International Journal of Fatigue*, vol. 94, p. 236–245. [11](#), [25](#), [32](#)
- [63] HINES, J. A. et G. LÜTJERING. 1999, «Propagation of microcracks at stress amplitudes below the conventional fatigue limit in Ti-6Al-4V», *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 22, n° 8, p. 657–665. [28](#), [29](#)
- [64] HOR, A., N. SAINTIER, C. ROBERT, T. PALIN-LUC et F. MOREL. 2014, «Statistical assessment of multiaxial HCF criteria at the grain scale», *International Journal of Fatigue*, vol. 67, p. 151–158. [50](#)
- [65] HRABE, N., T. GNÄUPEL-HEROLD et T. QUINN. 2017, «Fatigue properties of a titanium alloy (Ti-6Al-4V) fabricated via electron beam melting (EBM) : Effects of internal defects and residual stress», *International Journal of Fatigue*, vol. 94, p. 202–210. [vii](#), [32](#), [33](#), [34](#)
- [66] JAMES, M. N., D. J. HUGHES, Z. CHEN, H. LOMBARD, D. G. HATTINGH, D. ASQUITH, J. R. YATES et P. J. WEBSTER. 2007, «Residual stresses and fatigue performance», *Engineering Failure Analysis*, vol. 14, n° 2, p. 384–395. [49](#)
- [67] JENKINSON, A. F. 1955, «The frequency distribution of the annual maximum (or minimum) values of meteorological elements», *Quarterly Journal of the Royal Meteorological Society*, vol. 81, n° 348, p. 158–171. [51](#)
- [68] KASPEROVICH, G. et J. HAUSMANN. 2015, «Improvement of fatigue resistance and ductility of TiAl6V4 processed by selective laser melting», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 220, p. 202–214. [11](#), [15](#), [33](#)

- [69] KEMPEN, L., L. THIJS, B. VRANCKEN, S. BULS, J. V. HUMBEECK et J.-P. KRUTH. 2013, «Producing crack-free, high density M2 HSS parts by Selective Laser Melting : Pre-heating the baseplate», dans *Proceedings of the 24th international solid freeform fabrication symposium*, August, p. 131–139. [10](#)
- [70] KHAIRALLAH, S. A., A. T. ANDERSON, A. M. RUBENCHIK et W. E. KING. 2017, «Laser powder-bed fusion additive manufacturing : Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones», *Additive Manufacturing Handbook : Product Development for the Defense Industry*, vol. 108, p. 613–628. [vii](#), [17](#), [18](#)
- [71] KIRCHNER, A., B. KLODEN, J. LUFT, T. WEISGARBER et B. KIEBACK. 2014, «Process Window for Electron Beam Melting of Ti-6Al-4V», *Euro PM2014 - AM :Technologies*, p. 6–11. [12](#)
- [72] KITAGAWA, H. et S. TAKAHASHI. 1976, «Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage», dans *In : Proc 2nd Int conf mech behaviour of mater - ICM2*. [36](#)
- [73] KOIKE, M., P. GREER, K. OWEN, G. LILLY, L. E. MURR, S. M. GAYTAN, E. MARTINEZ et T. OKABE. 2011, «Evaluation of titanium alloys fabricated using rapid prototyping technologies-electron beam melting and laser beam melting», *Materials*, vol. 4, n° 10, p. 1776–1792. [8](#)
- [74] KOUTIRI, I., D. BELLETT, F. MOREL et E. PESSARD. 2013, «A probabilistic model for the high cycle fatigue behaviour of cast aluminium alloys subject to complex loads», *International Journal of Fatigue*, vol. 47, p. 137–147. [39](#)
- [75] KOUTIRI, I., E. PESSARD, P. PEYRE, O. AMLOU et T. DE TERRIS. 2018, «Influence of SLM process parameters on the surface finish, porosity rate and fatigue behavior of as-built Inconel 625 parts», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 255, n° June 2017, p. 536–546. [9](#), [18](#)
- [76] KRÓL, M., L. A. DOBRZAŃSKI, REIMANN et I. CZAJA. 2013, «Surface quality in selective laser melting of metal powders», *Archives of Materials Science and Engineering*, vol. 60, n° 2, p. 87–92. [18](#), [19](#)
- [77] KUHLMAN, G. W., M. CONSULTANT et G. LLC. 2005, «Forging of Titanium Alloys», vol. ASM Handbook, 14, p. 331–353. [8](#)
- [78] LANNING, D. B., T. NICHOLAS et G. K. HARITOS. 2005, «On the use of critical distance theories for the prediction of the high cycle fatigue limit stress in notched Ti – 6Al – 4V 5», vol. 27, p. 45–57. [42](#)
- [79] LEIS, B. N. 1982, «Fatigue crack propagation through inelastic gradient fields», *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. [36](#)
- [80] LEUDERS, S., M. THÖNE, A. RIEMER, T. NIENDORF, T. TRÖSTER, H. A. RICHARD et H. J. MAIER. 2013, «On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting : Fatigue resistance and crack growth performance», *International Journal of Fatigue*, vol. 48, p. 300–307. [25](#)
- [81] LHUISSIER, P., C. DE FORMANOIR, G. MARTIN, R. DENDIEVEL et S. GODET. 2016, «Geometrical control of lattice structures produced by EBM through chemical etching : Investigations at the scale of individual struts», *Materials and Design*, vol. 110, p. 485–493. [vii](#), [19](#), [24](#), [25](#)
- [82] LI, P., D. H. WARNER, A. FATEMI et N. PHAN. 2016, «Critical assessment of the fatigue performance of additively manufactured Ti-6Al-4V and perspective for future research», *International Journal of Fatigue*, vol. 85, p. 130–143. [10](#)

- [83] LI, R., J. LIU, Y. SHI et L. WANG. 2012, «Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process», *International Journal of Advanced Manufacturing Technologies*, vol. 59, p. 1025–1035. [10](#)
- [84] LU, S. L., M. QIAN, H. P. TANG, M. YAN, J. WANG et D. H. STJOHN. 2016, «Massive transformation in Ti6Al4V additively manufactured by selective electron beam melting», *Acta Materialia*, vol. 104. [12](#)
- [85] LU, S. L., H. P. TANG, Y. P. NING, N. LIU, D. H. STJOHN et M. QIAN. 2015, «Microstructure and Mechanical Properties of Long Ti-6Al-4V Rods Additively Manufactured by Selective Electron Beam Melting Out of a Deep Powder Bed and the Effect of Subsequent Hot Isostatic Pressing», *Metallurgical and Materials Transactions A : Physical Metallurgy and Materials Science*, vol. 46, n° 9, p. 3824–3834. [25](#)
- [86] LÜTJERING, G. et J. C. WILLIAMS. 2007, *Titanium*, 2^e éd., Springer, 1–449 p.. [8](#), [13](#), [14](#), [15](#), [16](#), [28](#), [29](#)
- [87] LUU, D. H., M. H. MAITOURNAM et Q. S. NGUYEN. 2014, «Formulation of gradient multiaxial fatigue criteria», *International Journal of Fatigue*, vol. 61, p. 170–183. [40](#), [43](#)
- [88] MANCISIDOR, A. M., F. GARCIANDIA, M. S. SEBASTIAN, P. ÁLVAREZ, J. DÍAZ et I. UNANUE. 2016, «Reduction of the residual porosity in parts manufactured by selective laser melting using skywriting and high focus offset strategies», *Physics Procedia*, vol. 83, p. 864–873. [10](#)
- [89] MASUO, H., Y. TANAKA, S. MOROKOSHI, H. YAGURA, T. UCHIDA, Y. YAMAMOTO et Y. MURAKAMI. 2018, «Influence of defects, surface roughness and HIP on the fatigue strength of Ti-6Al-4V manufactured by additive manufacturing», *International Journal of Fatigue*, vol. 117, n° April, p. 163–179. [25](#), [47](#)
- [90] MATSUMOTO, Y., F. HASHIMOTO et G. LAHOTI. 1999, «Surface Integrity Generated by Precision Hard Turning», *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, vol. 48, n° 1, p. 59–62. [8](#)
- [91] MATSUNAGA, H., Y. MURAKAMI, M. KUBOTA et J.-H. LEE. 2003, «Fatigue Strength of Ti-6Al-4V Alloys Containing Small Artificial Defects», *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, vol. 52, n° 12Appendix, p. 263–269. [40](#)
- [92] MERCELIS, P. et J. P. KRUTH. 2006, «Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting», *Rapid Prototyping Journal*, vol. 12, n° 5, p. 254–265. [23](#)
- [93] MEYERS, M. A., O. VÖHRINGER et V. A. LUBARDA. 2001, «The onset of twinning in metals : A constitutive description», *Acta Materialia*, vol. 49, n° 19, p. 4025–4039. [26](#)
- [94] MILLER, K. J. 1982, «the Short Crack Problem», *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 5, n° 3, p. 223–232. [36](#), [37](#)
- [95] MISHRA, A. K., A. AGGARWAL, A. KUMAR et N. SINHA. 2018, «Identification of a suitable volumetric heat source for modelling of selective laser melting of Ti6Al4V powder using numerical and experimental validation approach», *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 99, n° 9-12, p. 2257–2270. [10](#)
- [96] MOREL, F. et N. HUYEN. 2008, «Plasticity and damage heterogeneity in fatigue», vol. 49, p. 98–127. [49](#)
- [97] MOUSSAOUI, K. 2013, *Influence de l'usinage sur la durée de vie en fatigue de pièces aéronautiques en alliage de titane*, thèse de doctorat, Université Toulouse 3 Paul Sabatier. [8](#)
- [98] MOWER, T. M. et M. J. LONG. 2016, «Mechanical behavior of additive manufactured, powder-bed laser-fused materials», *Materials Science and Engineering A*, vol. 651, p. 198–213. [22](#), [32](#), [33](#)

- [99] MUMTAZ, K. et N. HOPKINSON. 2009, «Top surface and side roughness of Inconel 625 parts processed using selective laser melting», *Rapid Prototyping Journal*, vol. 15, n° 2, p. 96–103. [18](#), [19](#)
- [100] MURAKAMI, Y. 2002, «Chapter 4 - Effect of Size and Geometry of Small Defects on the Fatigue Limit», dans *Metal Fatigue*, ISBN 978-0-08-044064-4, p. 35–55. [36](#)
- [101] MURAKAMI, Y. et S. BERETTA. 1999, «Small Defects and Inhomogeneities in Fatigue Strength : Experiments , Models and Statistical Implications», *Extremes*. [49](#)
- [102] MURAKAMI, Y. et M. ENDO. 1986, «Effects of Hardness and Crack Geometries on DeltaKth of Small Cracks Emanating from Small Defects», *Proceedings, The behaviour of short fatigue cracks, Mechanical Engineering Publications*, p. 275–294. [viii](#), [39](#), [40](#), [41](#)
- [103] MURAKAMI, Y. et M. ENDO. 1994, «Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength», *International Journal of Fatigue*, vol. 16, n° 3, p. 163–182. [36](#), [49](#)
- [104] MURAKAMI, Y. et T. ENDO. 1980, «Effects of small defects on fatigue strength of metals», *International Journal of Fatigue*, vol. 2, n° 1, p. 23–30. [viii](#), [36](#), [37](#)
- [105] MURR, L. E., S. M. GAYTAN, D. A. RAMIREZ, E. MARTINEZ, J. HERNANDEZ, K. N. AMATO, P. W. SHINDO, F. R. MEDINA et R. B. WICKER. 2012, «Metal Fabrication by Additive Manufacturing Using Laser and Electron Beam Melting Technologies», *Journal of Materials Science and Technology*, vol. 28, n° 1, p. 1–14. [15](#)
- [106] MURR, L. E., S. A. QUINONES, S. M. GAYTAN, M. I. LOPEZ, A. RODELA, E. Y. MARTINEZ, D. H. HERNANDEZ, E. MARTINEZ, F. MEDINA et R. B. WICKER. 2009, «Microstructure and mechanical behavior of Ti-6Al-4V produced by rapid-layer manufacturing, for biomedical applications», *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, vol. 2, n° 1, p. 20–32. [15](#)
- [107] NADOT, Y. et T. BILLAUDEAU. 2006, «Multiaxial fatigue limit criterion for defective materials», *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 73, n° 1, p. 112–133. [39](#), [43](#)
- [108] NALLA, R. K., B. L. BOYCE, J. P. CAMPBELL, J. O. PETERS et R. O. RITCHIE. 2002, «Influence of microstructure on high-cycle fatigue of Ti-6Al-4V : Bimodal vs. lamellar structures», *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 33, n° 13, p. 899–918. [vii](#), [28](#), [29](#), [31](#), [34](#)
- [109] NEUBER, H. 1958, *Kerbspannungslehre : Grundlagen für genaue Festigkeitsberechnung mit Berücksichtigung von Konstruktionsform und Werkstoff*, 2^e éd., Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1-226 p.. [38](#), [45](#)
- [110] NGUYEN THI THU, H. 2008, *Role of microstructural heterogeneities in multiaxial high cycle fatigue : application to laser assisted machining*, Theses, Arts et Métiers ParisTech. [49](#)
- [111] OH, J., J. G. LEE, N. J. KIM, S. LEE et E. W. LEE. 2004, «Effects of thickness on fatigue properties of investment cast Ti-6Al-4V alloy plates», *Journal of Materials Science*, vol. 39, n° 2, p. 587–591. [vii](#), [31](#), [34](#)
- [112] PALIN-LUC, T. et S. LASSERRE. 1998, «An energy based criterion for high cycle multiaxial fatigue», *European Journal of Mechanics, A/Solids*, vol. 17, n° 2, p. 237–251. [43](#)
- [113] PAPADOPOULOS, I. V. et V. P. PANOSKALTSIS. 1996, «Invariant formulation of a gradient dependent multiaxial high-cycle fatigue criterion», *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 55, n° 4, p. 513–528. [43](#)
- [114] PEGUES, J., M. ROACH, R. SCOTT WILLIAMSON et N. SHAMSAEI. 2018, «Surface roughness effects on the fatigue strength of additively manufactured Ti-6Al-4V», *International Journal of Fatigue*, vol. 116, n° April, p. 543–552. [22](#)

- [115] PERSENOT, T. 2018, *Fatigue of Ti-6Al-4V thin parts made by Electron Beam Melting*, thèse de doctorat, Université de Lyon. [49](#)
- [116] PERSENOT, T., J.-Y. BUFFIERE, E. MAIRE, R. DENDIEVEL et G. MARTIN. 2017, «Fatigue properties of EBM as-built and chemically etched thin parts», *Procedia Structural Integrity*, vol. 7, p. 158–165. [vii](#), [24](#), [31](#), [32](#), [34](#)
- [117] PERSENOT, T., A. BURR, G. MARTIN, J. Y. BUFFIERE, R. DENDIEVEL et E. MAIRE. 2019, «Effect of build orientation on the fatigue properties of as-built Electron Beam Melted Ti-6Al-4V alloy», *International Journal of Fatigue*, vol. 118, p. 65–76. [viii](#), [22](#), [31](#), [33](#), [47](#), [48](#)
- [118] PESSARD, E., D. BELLETT, F. MOREL et I. KOUTIRI. 2013, «A mechanistic approach to the Kitagawa-Takahashi diagram using a multiaxial probabilistic framework», *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 109, p. 89–104. [viii](#), [39](#), [45](#)
- [119] PESSARD, E., F. MOREL et A. MOREL. 2009, «The Anisotropic Fatigue Behavior of Forged Steel», *Advanced Engineering Materials*. [43](#)
- [120] PESSARD, E., F. MOREL, A. MOREL et D. BELLETT. 2011, «Modelling the role of non-metallic inclusions on the anisotropic fatigue behaviour of forged steel», *International Journal of Fatigue*.
- [121] PESSARD, E., F. MOREL, C. VERDU, L. FLACELIÈRE et G. BAUDRY. 2011, «Microstructural heterogeneities and fatigue anisotropy of forged steels», *Materials Science and Engineering A*. [43](#)
- [122] PETERSON, R. 1974, Wiley, New-York. [35](#), [38](#), [45](#)
- [123] PRZYBYLA, C. P. et D. L. MCDOWELL. 2011, «Simulated microstructure-sensitive extreme value probabilities for high cycle fatigue of duplex Ti – 6Al – 4V», *International Journal of Plasticity*, vol. 27, n° 12, p. 1871–1895. [viii](#), [49](#), [50](#)
- [124] RAFI, H. K., N. V. KARTHIK, H. GONG, T. L. STARR et B. E. STUCKER. 2013, «Microstructures and Mechanical Properties of Ti6Al4V Parts Fabricated by Selective Laser Melting and Electron Beam Melting», vol. 22, n° December, p. 3872–3883. [11](#), [12](#), [15](#), [31](#)
- [125] SAFDAR, A., H. Z. HE, L. Y. WEI, A. SNIS et L. E. CHAVEZ DE PAZ. 2012, «Effect of process parameters settings and thickness on surface roughness of EBM produced Ti-6Al-4V», *Rapid Prototyping Journal*, vol. 18, n° 5, p. 401–408. [18](#), [19](#)
- [126] SAINTIER, N., T. PALIN-LUC, J. BENABES et F. COCHETEUX. 2013, «Non-local energy based fatigue life calculation method under multiaxial variable amplitude loadings», *International Journal of Fatigue*, vol. 54, p. 68–83. [43](#)
- [127] SEYDA, V., N. KAUFMANN et C. EMMELMANN. 2012, «Investigation of aging processes of Ti-6Al-4V powder material in laser melting», *Physics Procedia*, vol. 39, p. 425–431. [9](#)
- [128] SHOJIMA, K., S. WELDLE, S. OKAZAKI, M. ENDO, D. EIFLER et F. BALLE. 2013, «Notch effects in high cycle fatigue of Ti-6Al-4V», *Materials Science Forum*, vol. 750, p. 232–235. [40](#)
- [129] SIMONELLI, M., Y. Y. TSE et C. TUCK. 2014, «Effect of the build orientation on the mechanical properties and fracture modes of SLM Ti-6Al-4V», *Materials Science and Engineering A*, vol. 616, p. 1–11. [11](#), [23](#)
- [130] SMITH, R. A. et K. J. MILLER. 1978, «Prediction of fatigue regimes in notched components», *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 20, n° 4, p. 201–206. [35](#), [38](#), [39](#)

- [131] SONG, B., S. DONG, B. ZHANG, H. LIAO et C. CODDET. 2012, «Effects of processing parameters on microstructure and mechanical property of selective laser melted Ti6Al4V», *Materials and Design*, vol. 35, p. 120–125. [9](#), [10](#), [16](#)
- [132] STRANO, G., L. HAO, R. M. EVERSON et K. E. EVANS. 2013, «Surface roughness analysis, modelling and prediction in selective laser melting», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 213, n° 4, p. 589–597. [18](#), [22](#)
- [133] SUARD, M. 2015, *Caractérisation et optimisation de structures treillis fabriquées par EBM*, thèse de doctorat, Université Grenoble Alpes. [vii](#), [10](#), [23](#), [24](#)
- [134] SUN, S., M. BRANDT et J. P. MO. 2014, «Evolution of tool wear and its effect on cutting forces during dry machining of Ti-6Al-4V alloy», *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B : Journal of Engineering Manufacture*, vol. 228, n° 2, p. 191–202. [vii](#), [15](#)
- [135] SURAND, M. 2013, *Étude du comportement viscoplastique en traction et en fluage de l'alliage TA6V de 20 à 600 degrés Celsius*, thèse de doctorat. Thèse de doctorat dirigée par Viguié, Bernard Science et Génie des Matériaux Toulouse, INPT 2013. [16](#)
- [136] SUSMEL, L. et D. TAYLOR. 2003, «Fatigue design in the presence of stress concentrations», *Journal of Strain Analysis for Engineering Design*. [viii](#), [42](#)
- [137] TAMMAS-WILLIAMS, S., H. ZHAO, F. LÉONARD, F. DERGUTI, I. TODD et P. B. PRANGNELL. 2015, «XCT analysis of the influence of melt strategies on defect population in Ti-6Al-4V components manufactured by Selective Electron Beam Melting», *Materials Characterization*, vol. 102, p. 47–61. [23](#)
- [138] TAN, X., Y. KOK, Y. J. TAN, M. DESCOINS, D. MANGELINCK, S. B. TOR, K. F. LEONG et C. K. CHUA. 2015, «Graded microstructure and mechanical properties of additive manufactured Ti-6Al-4V via electron beam melting», *Acta Materialia*, vol. 97, p. 1–16. [14](#)
- [139] TANAKA, K. 1987, «Short-crack fracture mechanics in fatigue conditions», *Elsevier Applied Science, Current Research on Fatigue Cracks*, p. 93–117. [36](#)
- [140] TAYLOR, D. 1989, *Fatigue thresholds*, Butterworths (Canada) Limited. [37](#)
- [141] TAYLOR, D. 1999, «A modified fracture-mechanics method for the prediction of fatigue failure from stress concentrations in engineering components», *European Structural Integrity Society*, vol. 23, n° C, p. 195–206. [40](#)
- [142] TAYLOR, D. 2000, «Prediction of fatigue failure location on a component using a critical distance method», vol. 22, p. 735–742. [viii](#), [39](#), [40](#), [42](#)
- [143] THIJS, L., F. VERHAEGHE, T. CRAEGHS, J. V. HUMBEECK et J. P. KRUTH. 2010, «A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V», *Acta Materialia*, vol. 58, n° 9, p. 3303–3312. [10](#), [11](#), [15](#)
- [144] TOLOCHKO, N. K., S. E. MOZZHAROV, I. A. YADROITSEV, T. LAOUI, L. FROYEN, V. I. TITOV et M. B. IGNATIEV. 2004, «Balling processes during selective laser treatment of powders», *Rapid Prototyping Journal*. [17](#)
- [145] TOWNSEND, A., N. SENIN, L. BLUNT, R. K. LEACH et J. S. TAYLOR. 2016, «Surface texture metrology for metal additive manufacturing : a review», *Precision Engineering*, vol. 46, p. 34–47. [20](#)
- [146] TRIANTAPHYLLOU, A., C. L. GIUSCA, G. D. MACAULAY, F. ROERIG, M. HOEBEL, R. K. LEACH, B. TOMITA et K. A. MILNE. 2015, «Surface texture measurement for additive manufacturing», *Surface Topography : Metrology and Properties*, vol. 3, n° 2. [18](#)

- [147] UHLMANN, E., R. KERSTING, T. B. KLEIN, M. F. CRUZ et A. V. BORILLE. 2015, «Additive Manufacturing of Titanium Alloy for Aircraft Components», *Procedia CIRP*, vol. 35, p. 55–60. [25](#)
- [148] VAN HOOREWEDER, B., R. BOONEN, D. MOENS et P. SAS. 2012, «On the Determination of Fatigue Properties of Ti6Al4V Produced by Selective Laser Melting On the determination of fatigue properties of Ti6Al4V produced by selective laser melting», , n° April 2012. [24](#), [31](#)
- [149] VANDERESSE, N. 2008, *Morphologie et déformation à chaud de microstructures lamellaires dans les alliages de zirconium et de titane*, thèse de doctorat. [26](#)
- [150] VAYRE, B., F. VIGNAT et F. VILLENEUVE. 2013, *Procedia CIRP*, vol. 7, p. 264–269. [12](#)
- [151] VERHAEGHE, F., T. CRAEGHS, J. HEULENS et L. PANDELAERS. 2009, «A pragmatic model for selective laser melting with evaporation», *Acta Materialia*, vol. 57, n° 20, p. 6006–6012. [17](#)
- [152] VRANCKEN, B., L. THIJIS, J.-P. KRUTH et J. VAN HUMBEECK. 2012, «Heat treatment of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting : Microstructure and mechanical properties», *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 541, n° 0, p. 177–185. [25](#)
- [153] WEIBULL, W. 1951, «A statistical distribution function of wide applicability», . [44](#), [49](#)
- [154] WILLIAMS, J. C., R. G. BAGGERLY et N. E. PATON. 2002, «Deformation behavior of HCP Ti-Al alloy single crystals», *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 33, n° 13, p. 837–850. [27](#)
- [155] WITKIN, D. B., D. N. PATEL, H. HELVAJIAN, L. STEFFENEY et A. DIAZ. 2018, «Surface Treatment of Powder-Bed Fusion Additive Manufactured Metals for Improved Fatigue Life», *Journal of Materials Engineering and Performance*. [24](#)
- [156] WU, M. W. et P. H. LAI. 2016, «The positive effect of hot isostatic pressing on improving the anisotropies of bending and impact properties in selective laser melted Ti-6Al-4V alloy», *Materials Science and Engineering A*. [25](#)
- [157] WYCISK, E., A. SOLBACH, S. SIDDIQUE, D. HERZOG, F. WALTHER et C. EMMELMANN. 2014, «Effects of defects in laser additive manufactured Ti-6Al-4V on fatigue properties», *Physica Procedia*, vol. 56, n° C, p. 371–378. [vii](#), [22](#), [31](#), [32](#), [34](#)
- [158] XU, W., M. BRANDT, S. SUN, J. ELAMBASSERIL, Q. LIU, K. LATHAM, K. XIA et M. QIAN. 2015, «Additive manufacturing of strong and ductile Ti – 6Al – 4V by selective laser melting via in situ martensite decomposition», *Acta Materialia*, vol. 85, p. 74–84. [11](#), [15](#)
- [159] YODER, G. R. et D. EYLON. 1979, «On the effect of colony size on fatigue crack growth in Widmanstätten structure alpha+beta titanium alloys», *Metallurgical Transactions A*, vol. 10, n° 11, p. 1808–1810. [28](#), [29](#)
- [160] ZAEFFERER, S. 2003, «A study of active deformation systems in titanium alloys : Dependence on alloy composition and correlation with deformation texture», *Materials Science and Engineering A*, vol. 344, n° 1-2, p. 20–30. [27](#)
- [161] ZENG, K. 2015, *Optimization of support structures for selective laser melting.*, thèse de doctorat, University of Louisville. [9](#)
- [162] ZHAO, X., S. LI, M. ZHANG, Y. LIU, T. B. SERCOMBE, S. WANG, Y. HAO, R. YANG et L. E. MURR. 2016, «Comparison of the microstructures and mechanical properties of Ti–6Al– 4V fabricated by selective laser melting and electron beam melting», *Materials and Design*, vol. 95, p. 21–31. [vii](#), [11](#), [12](#), [23](#), [25](#), [26](#)

- [163] ZUO, J. H., Z. G. WANG et E. H. HAN. 2008, «Effect of microstructure on ultra-high cycle fatigue behavior of Ti-6Al-4V», *Materials Science and Engineering A*, vol. 473, n° 1-2, p. 147–152. [vii](#), [28](#), [29](#), [30](#)

Chapitre 2

Matériau de l'étude

Sommaire

2.1 Fabrication des éprouvettes	66
2.1.1 Éprouvettes SLM	66
2.1.2 Éprouvettes EBM	69
2.1.3 Post-traitements associés	69
2.1.4 Éprouvettes de référence par procédé conventionnel	69
2.2 Microstructure	72
2.2.1 Préparation des échantillons	72
2.2.2 Microscopie optique	72
2.2.3 EBSD	74
2.2.4 Dureté	80
2.3 Caractérisation de la morphologie des surfaces	82
2.3.1 Méthodes d'analyse de la surface utilisées	82
2.3.2 Paramètres de rugosité	85
2.4 État des contraintes résiduelles	99
2.4.1 Protocole expérimental	99
2.4.2 Résultat des mesures	100
2.5 Conclusion	102
Références	103

Afin de caractériser et de quantifier l'influence de la morphologie de la surface sur la résistance en fatigue d'éprouvettes obtenues par SLM et EBM, différents lots d'éprouvettes ont été fabriqués et testés avec différents états de surface :

- **Surface Brute (SB)**, telle qu'obtenue après fabrication additive avant tout post-traitement.
- **Surface Usinée (SU)**, afin d'établir la résistance en fatigue "matériau sain".
- **Surface Polie chimiquement (SP)**, afin d'obtenir un état de surface intermédiaire entre le matériau sain et la surface "as-built".

Avant la modification de la surface, les éprouvettes ont subi des post-traitements (détensionnement et CIC) afin d'éliminer les autres défauts induits par les procédés de fabrication additive, et ainsi, de pouvoir décorrélérer leur influence respective sur la résistance en fatigue. Ces post-traitements, détaillés section 2.1.3.1, permettent également d'homogénéiser la microstructure et de limiter la sensibilité de la microstructure finale (après post-traitements) des éprouvettes aux paramètres de fabrication.

2.1 Fabrication des éprouvettes

2.1.1 Éprouvettes SLM

2.1.1.1 Éprouvettes de fatigue et d'érouissage cyclique

Les éprouvettes SLM cylindriques, testées en fatigue sous des chargements de traction/compression ($R=-1$), torsion ($R=-1$), traction/torsion ($R=-1$) et en traction/compression cyclique à déformation imposée, ont été fabriquées par une machine EOS M280-2, dans la direction \vec{Z} , à partir de poudre de TA6V grade 5 fournie par ECKA GRANULES. Ces éprouvettes sont donc toutes verticales. Les paramètres de fabrication utilisés sont renseignés dans le tableau 2.1 et ont été choisis afin de minimiser les défauts volumiques et surfaciques. La stratégie de lasage est une stratégie dite "stripes" (figure 2.1). À noter que pour cette stratégie, la trajectoire du laser à cœur subit une rotation de 67° à chaque nouvelle couche. À part sur les contours, le laser n'effectue donc jamais la même trajectoire pour deux couches successives.

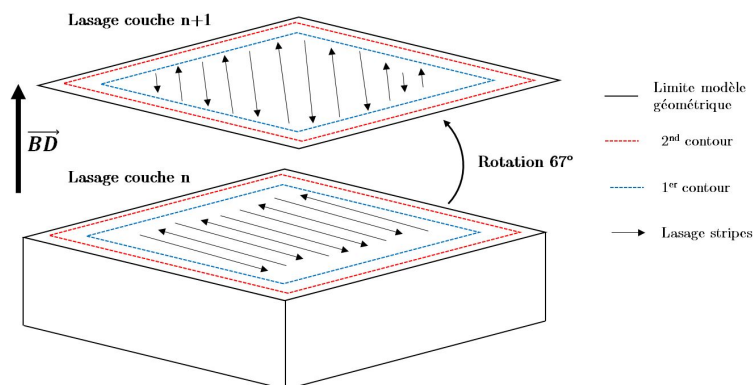


FIGURE 2.1 – Stratégie de lasage utilisée pour la fabrication des éprouvettes SLM

Procédé	Puissance Laser (W)	Espace inter-cordons (μm)	Epaisseur par couche (μm)	Vitesse de scan (mm.s^{-1})	Machine	Granulométrie D_{10} - D_{90} (μm)	Matériau
SLM	280	140	30	1200	EOS M280-2	21-50	TA6V grade 5

TABLEAU 2.1 – Principaux paramètres de fabrication utilisés pour les éprouvettes cylindriques SLM

Éprouvettes d'écroissage cyclique et de traction/compression Les éprouvettes SB et SP ont été fabriquées aux dimensions proches de la forme finale (figure 2.2a), puisque seules les têtes ont été usinées. Les éprouvettes SU ont été fabriquées avec une épaisseur supplémentaire sur le diamètre de 2mm par rapport au diamètre final (figure 2.2b). La surlongueur de 15mm visible à l'extrémité droite de l'éprouvette figure 2.2b ainsi que le point de centrage à l'autre extrémité (détail A) permettent respectivement le serrage en mors et le positionnement de la contrepointe, afin d'effectuer le chariotage du diamètre extérieur de l'éprouvette sans la retourner. Le chariotage de cette épaisseur et le filetage des têtes d'éprouvette ont été effectués en tournage par la société AGB, partenaire de l'étude, certifiée ISO 9001. Après ajustement de l'origine pour chaque pièce, dressage des faces et usinage des têtes, l'étape de chariotage du diamètre extérieur est réalisée selon la gamme suivante :

- Ébauche : Vitesse de coupe, $V_c = 36m/min$; Avance par tour, $f_n = 0.15mm/tr$; Profondeur de passe, $A_p = 0.5mm$.
- Finition : Vitesse de coupe, $V_c = 36m/min$; Avance par tour, $f_n = 0.08mm/tr$; Profondeur de passe, $A_p = 0.1mm$.

La géométrie des éprouvettes testées en fatigue et en écroissage cyclique sous chargement de traction/compression est identique, quel que soit l'état de surface, et visible figure 2.2c. Il s'agit d'éprouvettes cylindriques à section constante.

Éprouvettes de torsion Le même principe et une gamme d'usinage identique sont adoptés pour la réalisation des éprouvettes de fatigue testées en torsion. Les éprouvettes testées SB et SP sont fabriquées selon le plan visible figure 2.3a et les éprouvettes testées SU sont fabriquées selon le plan visible figure 2.3b. La géométrie des éprouvettes testées en fatigue sous chargement de torsion commune à tous les états de surface est visible figure 2.3c. Elle est légèrement différente des éprouvettes de traction/compression puisque les têtes ont une section carrée et la zone utile ne fait que 10mm de long.

2.1.1.2 Éprouvettes plates

Afin de faciliter l'observation des processus d'amorçage en fond d'entaille, des éprouvettes plates ont été fabriquées sur une machine SLM 280 HL, dans la direction \vec{Z} , à partir de poudre de TA6V grade 5 fournie par ECKA GRANULES. Là aussi, les paramètres de fabrication ont été choisis afin de minimiser les défauts volumiques et surfaciques. Les paramètres de fabrication utilisés sont renseignés dans le tableau 2.2.

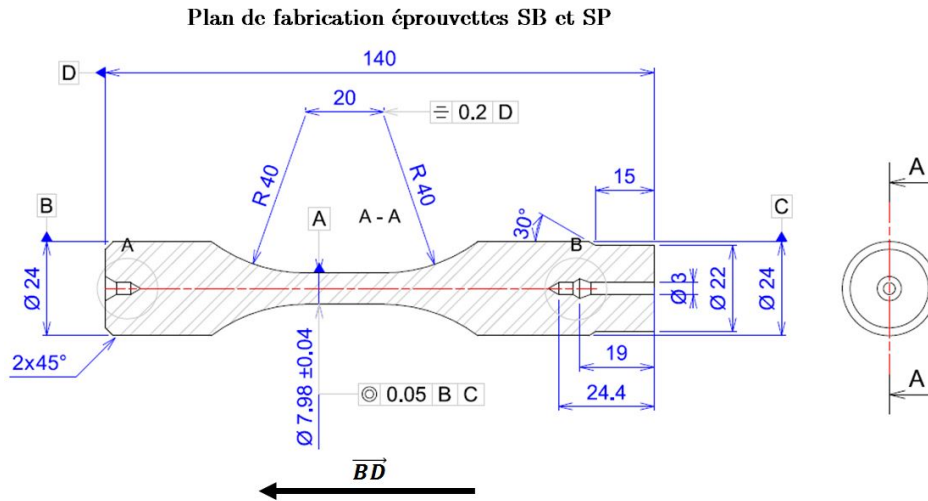
Procédé	Puissance Laser (W)	Espace inter-cordons (μm)	Épaisseur par couche (μm)	Vitesse de scan ($mm.s^{-1}$)	Machine	Granulométrie $D_{10}-D_{90}(\mu m)$	Matériau
SLM	275	120	30	1100	SLM 280 HL	21-50	TA6V grade 5

TABLEAU 2.2 – Principaux paramètres de fabrication utilisés pour les éprouvettes plates et les pavés droits SLM

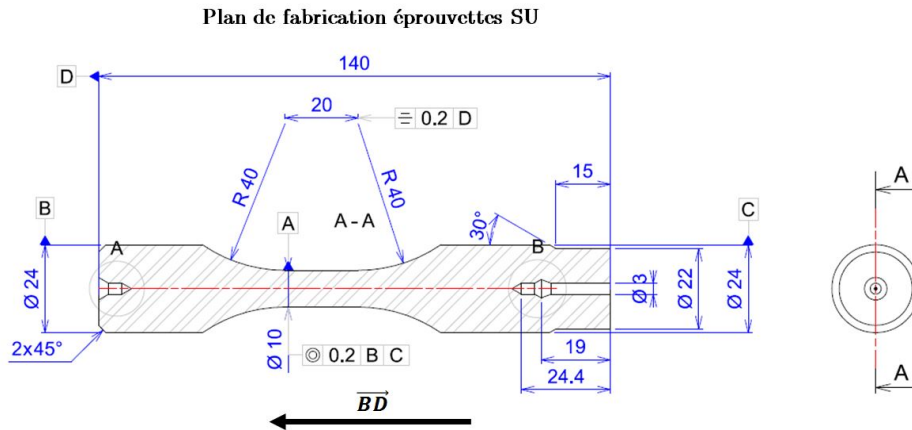
Une préforme est d'abord réalisée par SLM, puis découpée par électro-érosion à fil afin d'obtenir plusieurs éprouvettes plates, comme illustré figure 2.5. La surface découpée sera ensuite polie, et permettra l'observation des mécanismes d'amorçage en fatigue à la surface des éprouvettes SLM. Le plateau de fabrication des préformes est visible figure 2.4. Sur ce même plateau ont été disposés des pavés droits qui permettront d'effectuer les analyses de la microstructure et de la rugosité des pièces fabriquées à 90°.

2.1.1.3 Plateau d'analyse surfacique

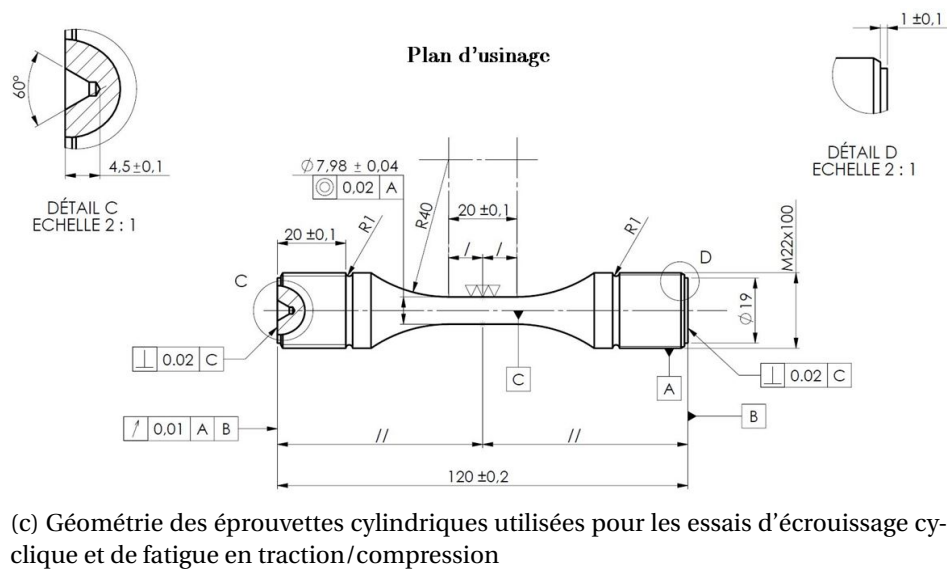
La rugosité pouvant varier en fonction de l'inclinaison de la surface par rapport à la direction de fabrication, un plateau constitué de parallélépipèdes ayant différents angles de fabrication θ et différents angles ϕ par rapport à la direction du flux d'argon a été réalisé. La figure 2.6 illustre la



(a) Plan de fabrication des éprouvettes de traction/compression destinées à être testées SB ou SP



(b) Plan de fabrication des éprouvettes traction/compression destinées à être testées SU



(c) Géométrie des éprouvettes cylindriques utilisées pour les essais d'érouissage cyclique et de fatigue en traction/compression

FIGURE 2.2 – Fabrication des éprouvettes d'érouissage cyclique et de traction/compression

géométrie des parallélépipèdes fabriqués ainsi que la convention adoptée pour la définition des angles θ et ϕ . Les paramètres de fabrication utilisés sont identiques à ceux des éprouvettes plates et sont renseignés tableau 2.2.

2.1.2 Éprouvettes EBM

L'ensemble des bruts des éprouvettes EBM réalisés sont cylindriques et fabriqués par une machine ARCAM A2, dans la direction verticale \vec{Z} , à partir de poudre de TA6V grade 5 fournie par ECKA GRANULES. Les éprouvettes ont été directement fabriquées par ARCAM EBM[®], avec une épaisseur de couche de 50 μ m. Les autres paramètres de fabrication n'ont pas été transmis par le fournisseur. Les géométries des bruts et des éprouvettes usinées sont identiques à ceux fabriquées par SLM visibles figures 2.2 et 2.3 pour les essais de traction/compression et torsion respectivement.

2.1.3 Post-traitements associés

2.1.3.1 Traitements thermiques

L'ensemble des éprouvettes fabriquées par SLM ont subi un traitement de détensionnement ainsi qu'un CIC, afin d'éliminer les contraintes résiduelles et les porosités non débouchantes. Les éprouvettes fabriquées par EBM ont, elles, uniquement été post-traitées par CIC. En effet les contraintes résiduelles dans les pièces fabriquées par EBM étant très faibles, le traitement de détensionnement n'est pas nécessaire. Les paramètres du détensionnement sont :

- Montée en température sous argon jusqu'à 750°C.
- Maintien en température sous argon à 750°C pendant 60 minutes.
- Descente jusqu'à 150°C en 30 min sous argon.
- Descente à température ambiante sous argon.

Les paramètres du CIC sont :

- Montée en température à 920°C et 120 MPa sous argon.
- Maintien en température et pression sous argon à 920°C et 120 MPa pendant 120 minutes.
- Refroidissement sous argon jusqu'à la température ambiante à une vitesse d'environ 100°C/h.

2.1.3.2 Polissage chimique

Afin d'obtenir un état de surface intermédiaire entre la surface "as-built" et la surface usinée, des éprouvettes SB ont été polies chimiquement. Les éprouvettes ont été trempées, à température ambiante, dans un réactif d'attaque composé de 4 mL d'acide fluorhydrique (HF 48%), 13 mL d'acide nitrique (HNO₃ 70%) et de 100 mL d'eau. Un agitateur magnétique a été utilisé pendant le polissage et la solution d'attaque a été entièrement renouvelée après chaque éprouvette polie. Les temps de polissage sont précisés systématiquement dans la dénomination des éprouvettes, SP15 correspondant à une éprouvette ayant été polie pendant 15 min.

2.1.4 Éprouvettes de référence par procédé conventionnel

Afin de comparer les limites en fatigue des éprouvettes de TA6V obtenues par fabrication additive, aux limites en fatigue d'éprouvettes obtenues par des procédés conventionnels, un lot d'éprouvettes issues de barres de Ti-6Al-4V a été fabriqué. Ces barres ont été obtenues par laminage à chaud puis trempées à l'air, et ont subi un traitement de relaxation, consistant en un maintien en température à 730°C pendant une heure, suivi d'un refroidissement à l'air. Des éprouvettes cylindriques ont été usinées à partir des barres, et ont été testées en fatigue sous chargement de traction/compression à R=-1. Ces éprouvettes sont dénommées **Laminé à chaud (HR)** dans la suite de ce rapport et leur géométrie est présentée figure 2.7.

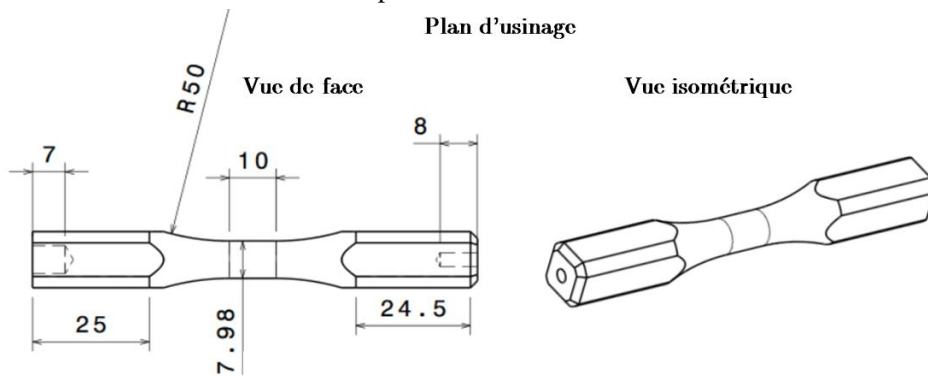
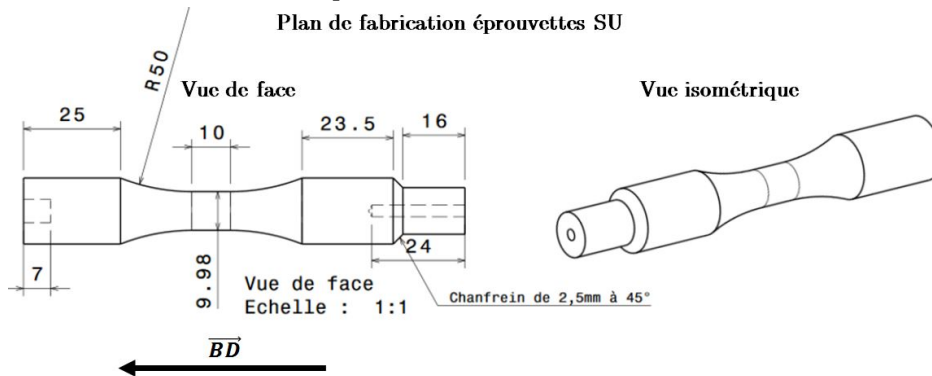
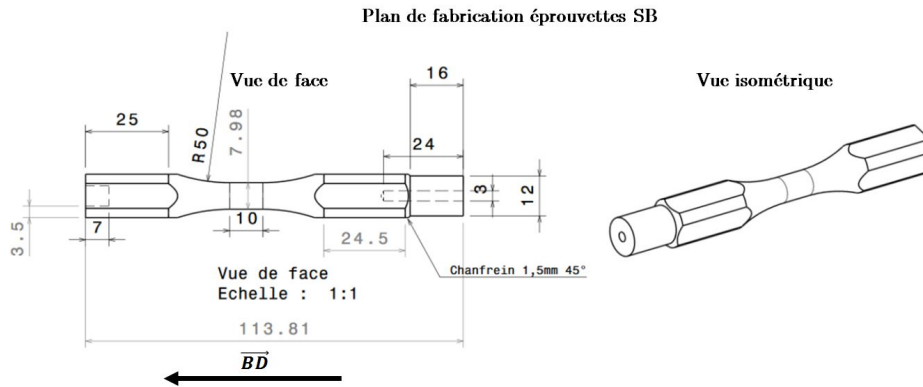


FIGURE 2.3 – Fabrication des éprouvettes de torsion

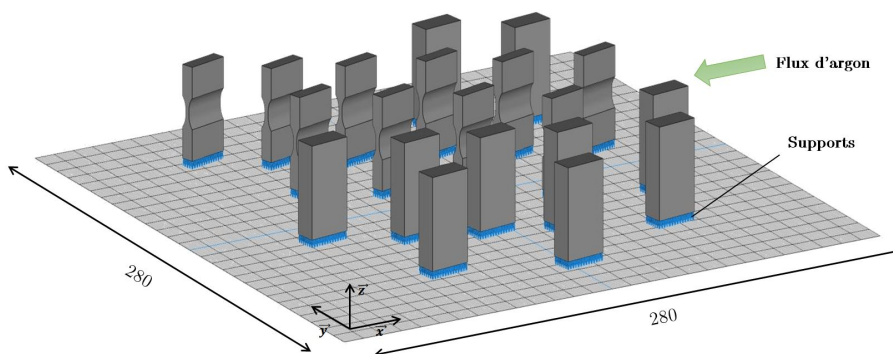


FIGURE 2.4 – Plateau de fabrication des éprouvettes plates et des pavés droits

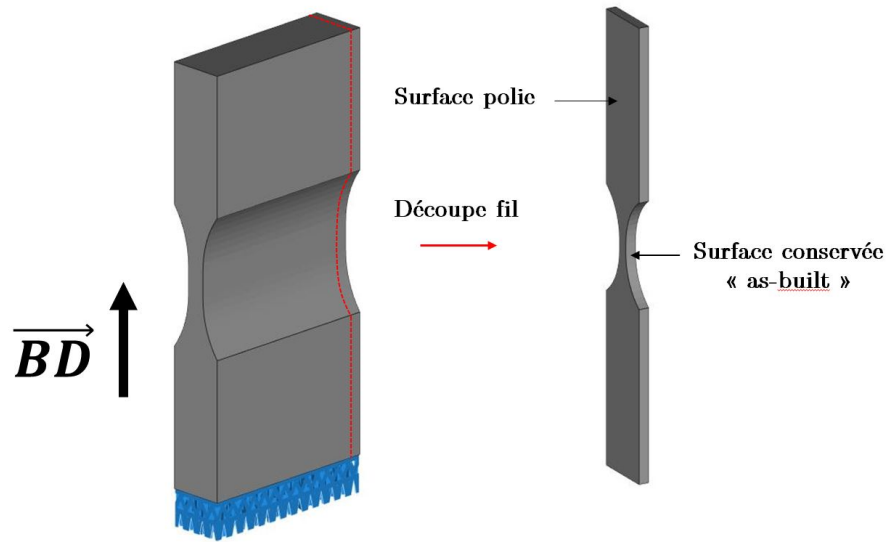


FIGURE 2.5 – Procédé d'obtention des éprouvettes plates

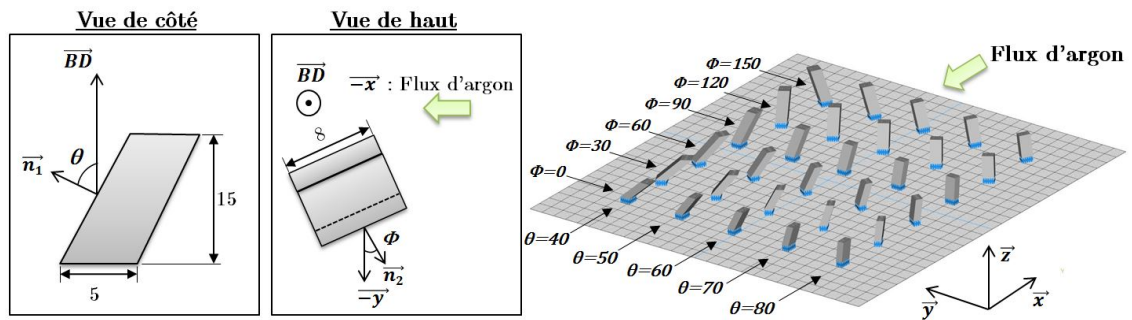


FIGURE 2.6 – Plateau de fabrication et géométrie des parallélépipèdes utilisés pour l'analyse surfacique

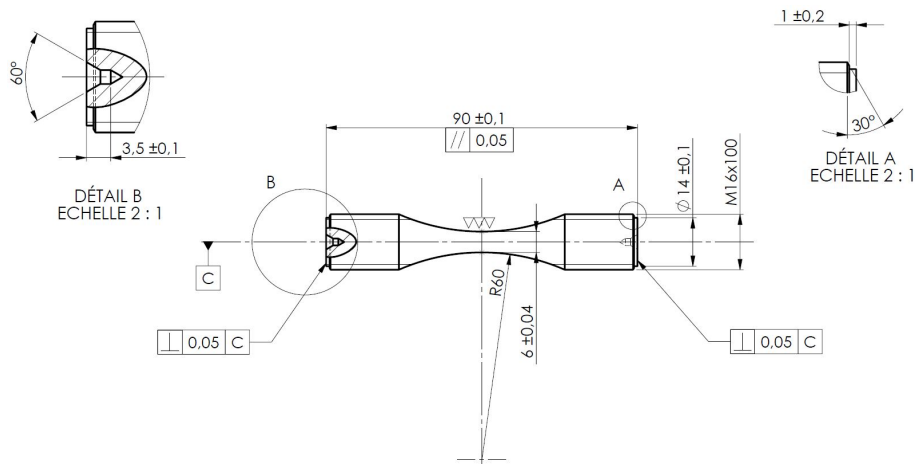


FIGURE 2.7 – Géométrie des éprouvettes HR utilisées pour les essais de fatigue en traction R=-1

2.2 Microstructure

L'analyse présentée ci-dessous permet de contrôler les éventuels défauts restés après traitement CIC et de caractériser complètement la microstructure en termes de morphologie et d'orientation des grains. C'est une étape indispensable à la compréhension des mécanismes d'amorçage.

2.2.1 Préparation des échantillons

Avant les observations par microscopie optique, EBSD et les mesures de dureté, les échantillons ont été polis manuellement en utilisant des papiers abrasifs au carbure de silicium jusqu'au grade 4000. Une étape de finition est nécessaire et consiste en un polissage sur draps avec une solution composée de 30% (vol) de silice colloïdale (OPS), 10% de peroxyde d'hydrogène (H_2O_2) et 60% d'eau pendant 30 min. Avant les observations au microscope optique, les échantillons sont plongés 30 secondes dans un réactif Kroll composé de 2 mL d' HF , 4 mL d' HNO_3 et 100 mL d'eau, puis immédiatement rincés à l'éthanol, et cela afin de révéler la microstructure. Les observations ont été réalisées avec un microscope Olympus PMG 3 et un microscope KEYENCE VH-Z100R.

2.2.2 Microscopie optique

SLM CIC La microstructure des éprouvettes SLM CIC est visible figures 2.8, 2.9a et 2.10. Elle est organisée en trois échelles :

- Les ex-grains β délimités par un liseré de phase α_{gb} . La structure de ces grains est observée colonnaire. À cœur, la direction longitudinale des ex-grains β est parallèle à la direction de fabrication alors que les grains proches de la surface sont inclinés (figure 2.8).
- Les colonies de lamelles, difficilement distinguables sur les micrographies, contiennent de nombreux enchevêtrements (figure 2.10).
- Les lamelles α_p d'environ $2 \mu m$ de largeur et séparées par la phase β (figure 2.9a). La distribution de la largeur des lamelles déterminée par la méthode Intersect à partir de l'observation de 130 lamelles est visible figure 2.9b.

Bien que les stratégies de lasage soient différentes à cœur et en surface (on parle de stratégie de cœur et de contour), la taille des lamelles à cœur et proche de la surface est identique.

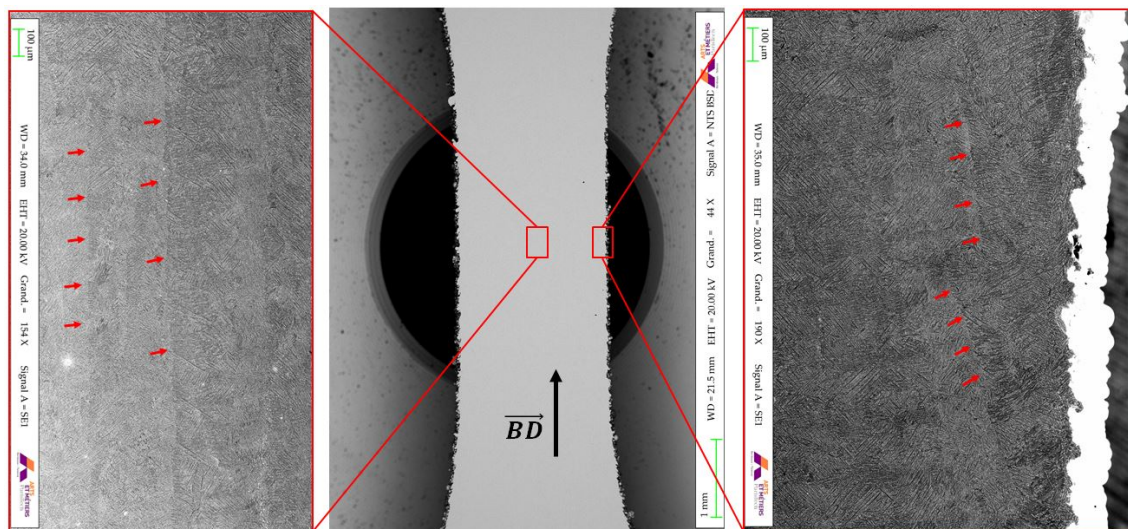


FIGURE 2.8 – Observations MEB de la microstructure d'échantillons SLM CIC dans le cœur et proche de la surface

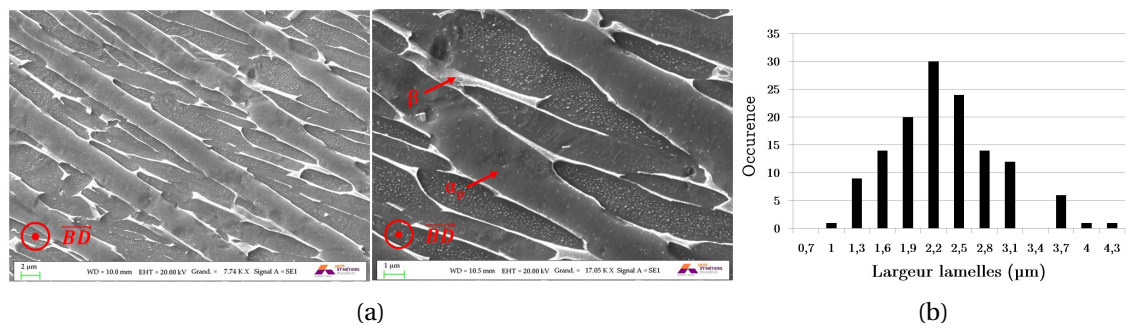


FIGURE 2.9 – Observations MEB à fort grossissement des lamelles (a) ; distribution de la largeur des lamelles α (b)

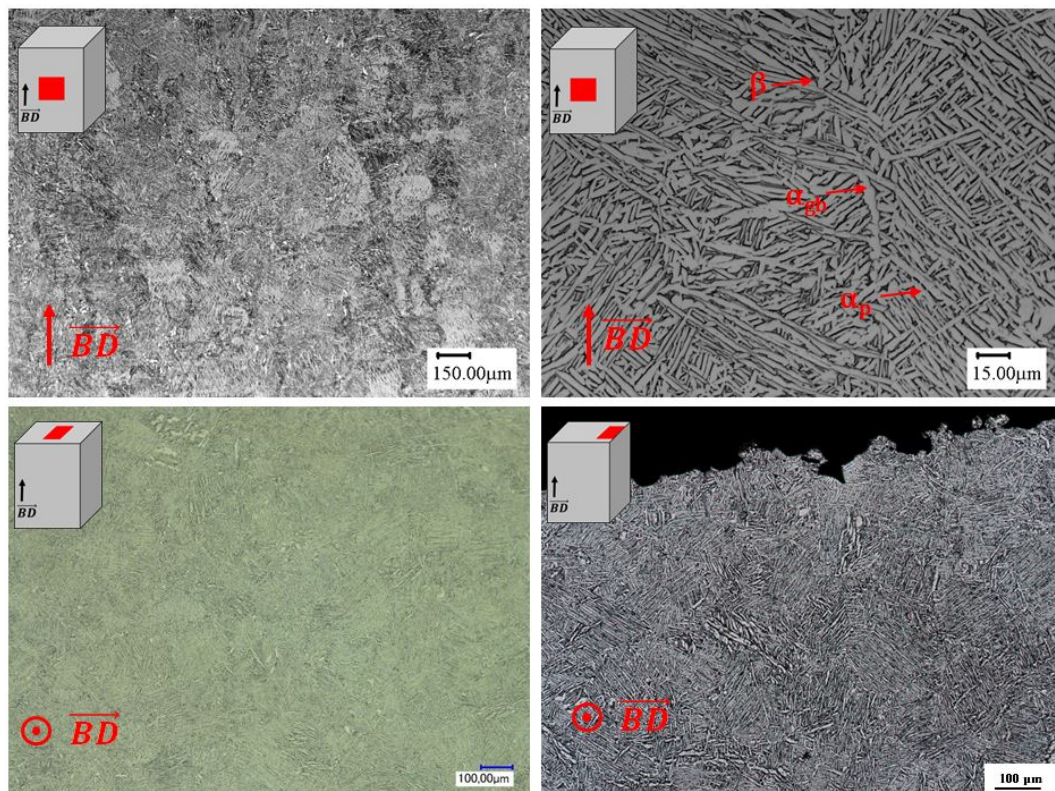


FIGURE 2.10 – Micrographies d'échantillons SLM CIC dans différentes directions et à différents grossissements

EBM CIC La microstructure des éprouvettes EBM CIC est visible figure 2.11. La microstructure est sensiblement identique à celle observée sur les éprouvettes SLM CIC. Bien qu'avant tout post-traitement, les microstructures SLM et EBM initiales soient différentes, celles-ci sont notablement modifiées par le CIC, car la température de traitement est proche du $\beta_{transus}$.

Lors de l'ensemble des observations métallographiques effectuées, aucune porosité non débouchante n'a été observée sur les éprouvettes SLM CIC et EBM CIC.

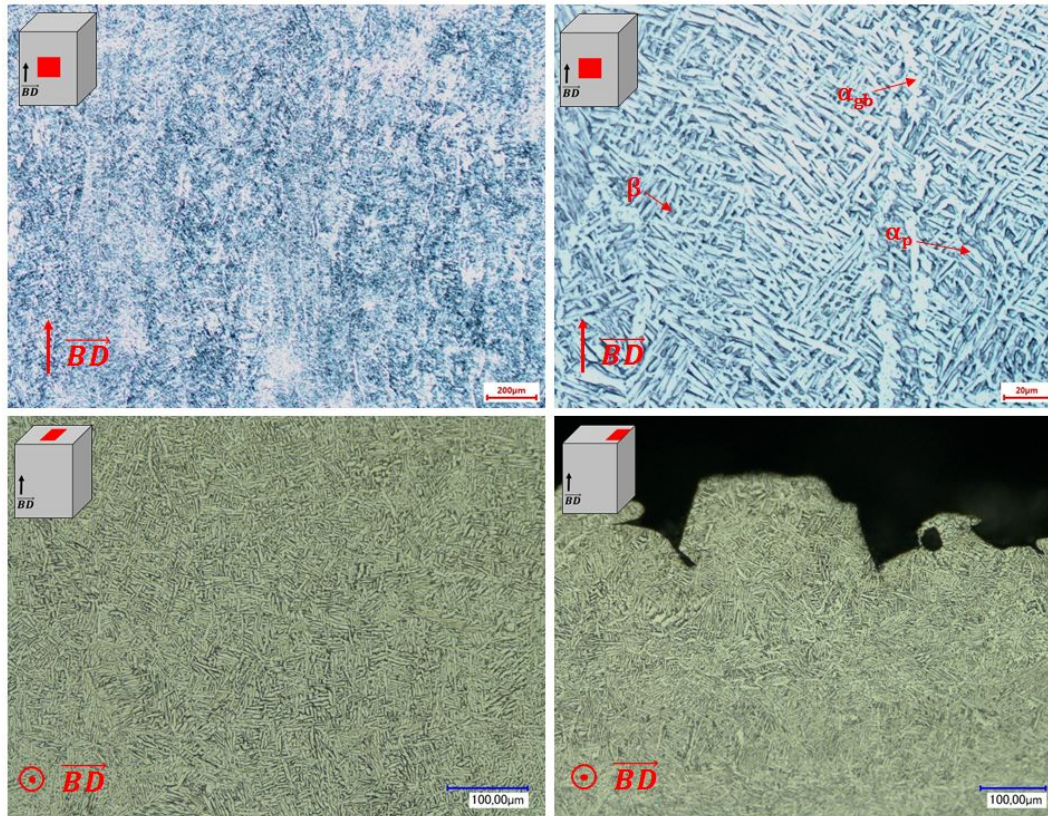


FIGURE 2.11 – Micrographies d'échantillon EBM CIC dans différentes directions et à différents grossissements

Hot-Rolled La microstructure des éprouvettes HR est visible figure 2.12. Il s'agit d'une microstructure équiaxe, constituée de nodules de phase α de forme cylindrique, d'environ $6\mu\text{m}$ de diamètre et allongés le long de la direction de laminage.

2.2.3 EBSD

L'analyse EBSD (Electron Back Scatter Diffraction) livre des informations sur la microstructure, comme la taille des grains, la texture cristallographique locale et donc l'orientation des grains. La phase α très majoritaire dans le TA6V à température ambiante ($\approx 95\%$ vol) est hexagonale compacte. Cette maille présentant une anisotropie structurale, il est intéressant d'avoir des informations sur la texture du matériau final car cela va directement affecter ses propriétés mécaniques. Il a par exemple été montré par Lebiavant [8] que certaines pièces de TA6V à microstructure bimodale obtenues par laminage présentent des « macrozones » dans lesquelles les grains α_p ont la même orientation. Ces « macrozones » constituent en fatigue des sites d'amorçage privilégiés et présentent, après essais cyclés, de nombreuses fissures. L'objectif de ces mesures EBSD est d'identifier la texture induite par le procédé, y compris dans les zones proches de la surface, lieux privilégiés d'amorçage de fissures.

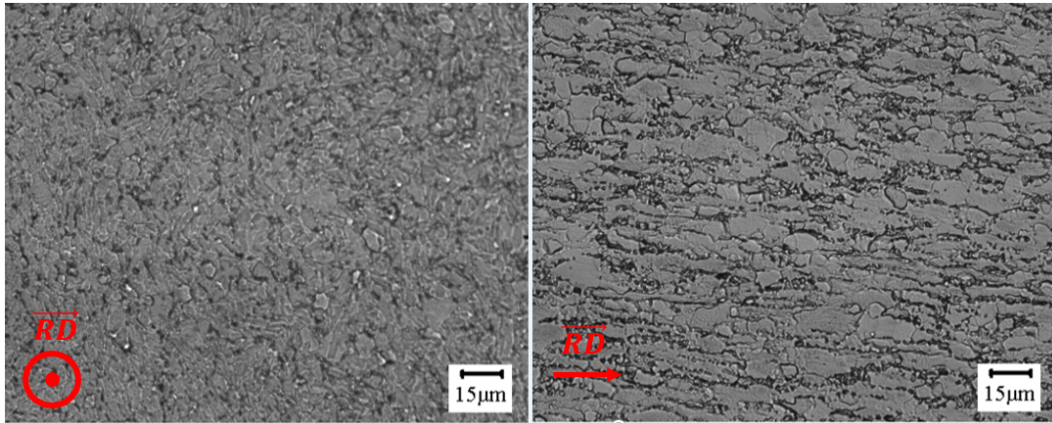


FIGURE 2.12 – Micrographies d'échantillon HR perpendiculaire et parallèle à la direction de laminage (Rolling Direction)

2.2.3.1 Procédure d'analyse

Du fait de la configuration particulière des échantillons pour l'EBSD, cette analyse a été réalisée sur les éprouvettes plates. Étant donné la finesse de la microstructure, ces analyses sont faites sur un MEB-FEG (Field Emission Gun) à l'ULB (Université Libre de Bruxelles). Quatre scans sont effectués sur des zones situées aux bords d'une éprouvette plate, au niveau de la zone utile, comme schématisé figure 2.13. Chaque scan nécessite 3 acquisitions qui sont assemblées afin de permettre une bonne analyse des orientations cristallines le long de l'échantillon. Le pas d'acquisition est de 1 μm , si bien qu'un scan représente une durée d'analyse d'environ 5h. L'ex phase β a été reconstruite en se basant sur la [Relation d'Orientation de Burger \(BOR\)](#) existant entre la phase β cubique centrée et la phase α hexagonale compacte. Afin de s'assurer que la transformation $\beta \rightarrow \alpha$ se fait suivant cette relation, il est important de vérifier la désorientation entre les différentes lamelles α . En effet, lorsque les orientations cristallographiques possibles des lamelles issues d'un même grain β obéissant à la BOR, sont comparées, il apparaît que six configurations sont possibles afin de décrire l'orientation relative du cristal. Chaque configuration est décrite par une paire axe\angle, dont la fréquence dans une situation aléatoire est donnée par Shi et al [16]. Le tableau 2.3 regroupe les six configurations possibles. L'occurrence des angles de désorientation entre lamelles issues d'un même grain β est présentée figure 2.14. Les joints de grain de type 1, 2, 3, 4 et 5 présentés tableau 2.3 apparaissent fréquemment ce qui confirme que la transformation $\beta \rightarrow \alpha$ s'effectue selon la BOR.

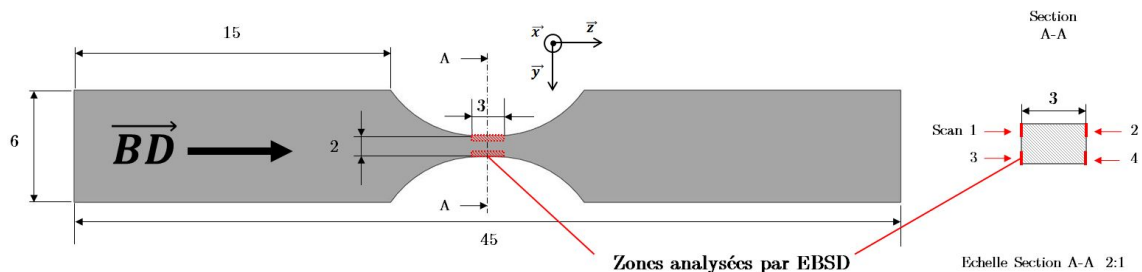


FIGURE 2.13 – Eprouvette sur laquelle ont été réalisées les analyses EBSD. Les rectangles rouges indiquent les zones d'analyse.

2.2.3.2 Morphologie des grains

Les cartographies EBSD de la phase α et de la phase β reconstruite sont présentées respectivement figure 2.15 et 2.16. Ces cartographies montrent l'organisation en lamelles de la phase alpha. Tout comme cela a été observé au MEB (en mode SE), il est possible de distinguer les ex-grains

type de joint de grain	Angle de désorientation	Axe de rotation
1	0°	-
2	60°	[11 $\bar{2}$ 0]
3	60.83°	[1.377 $\bar{1}$ 2.377 0.359]
4	63.26°	[$\bar{1}$ 0 5 5 $\bar{3}$]
5	90°	[1 2.38 1.38 0]
6	10.53°	[0001]

TABLEAU 2.3 – Paires axe\angle possibles entre deux lamelles formées à partir d'un même grain β d'après la BOR [16]

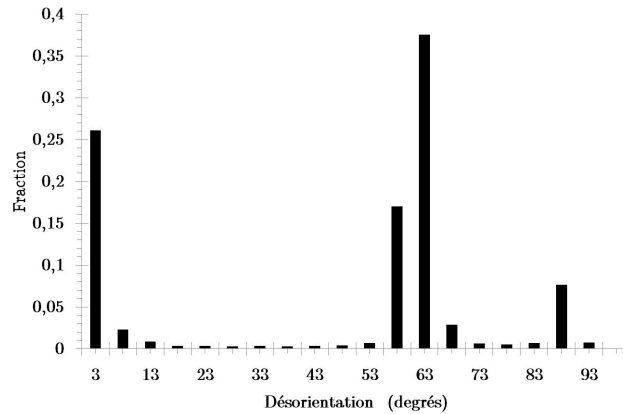


FIGURE 2.14 – Occurrence des angles de désorientation entre les lamelles α issues d'un même scan EBSD.

β inclinés par rapport à la direction de fabrication, situés entre 50 et 400 μm de la surface (Figure 2.17). De nombreuses études portant sur la microstructure d'éprouvettes SLM font état de la forme colonnaire des ex-grains β ([2, 4, 17, 21]) cependant les observations sont faites dans le volume, et non au bord des éprouvettes, où la stratégie de lasage est différente. Le scan figure 2.17 montre qu'au moins 3 morphologies de grains β sont distinguables :

- entre 0 et 30 à 50 μm de la surface, les grains β sont de petite taille et sont parfois contenus dans des grains de poudre partiellement fondus.
- entre 50 et 400 μm de la surface les grains β sont relativement fins, longs et inclinés par rapport à la direction de fabrication.
- Au-delà de 400 μm de la surface, les grains β adoptent la structure colonnaire classiquement observée dans la littérature.

L'observation de ces mêmes structures de grains β par EBSD à partir de la surface d'éprouvettes fabriquées par EBM sur une machine Arcam A2 (identique à la machine utilisée pour la construction des éprouvettes EBM testées en fatigue) est faite dans les travaux de Antonysamy et al [1] (figure 2.18). Ils utilisent une stratégie de lasage similaire à celle présentée figure 2.1, si ce n'est qu'ils ne réalisent qu'un seul contour et que la rotation entre les directions de lasage à cœur de deux couches successives est de 90°. Ils ajoutent qu'il existe entre le contour et le cœur des grains colonnaires dont la morphologie est régulière alors qu'ils observent que les grains colonnaires à cœur ont une morphologie irrégulière. Les cartographies EBSD qu'ils effectuent dans le plan de la couche montrent que les grains inclinés proches de la surface sont fins (largeur d'environ 100 μm). Les différences de stratégie de lasage en contour et à cœur permettent d'expliquer les différentes morphologies des grains :

- en contour : La trajectoire du laser d'une couche à l'autre est la même (si la géométrie de la section reste inchangée). Les grains β vont croître dans la direction du gradient thermique maximal. Cette direction est normale à la surface du bain de fusion comme schématisé figure 2.19a. Cette direction reste la même d'une couche à l'autre et tous les grains adoptent

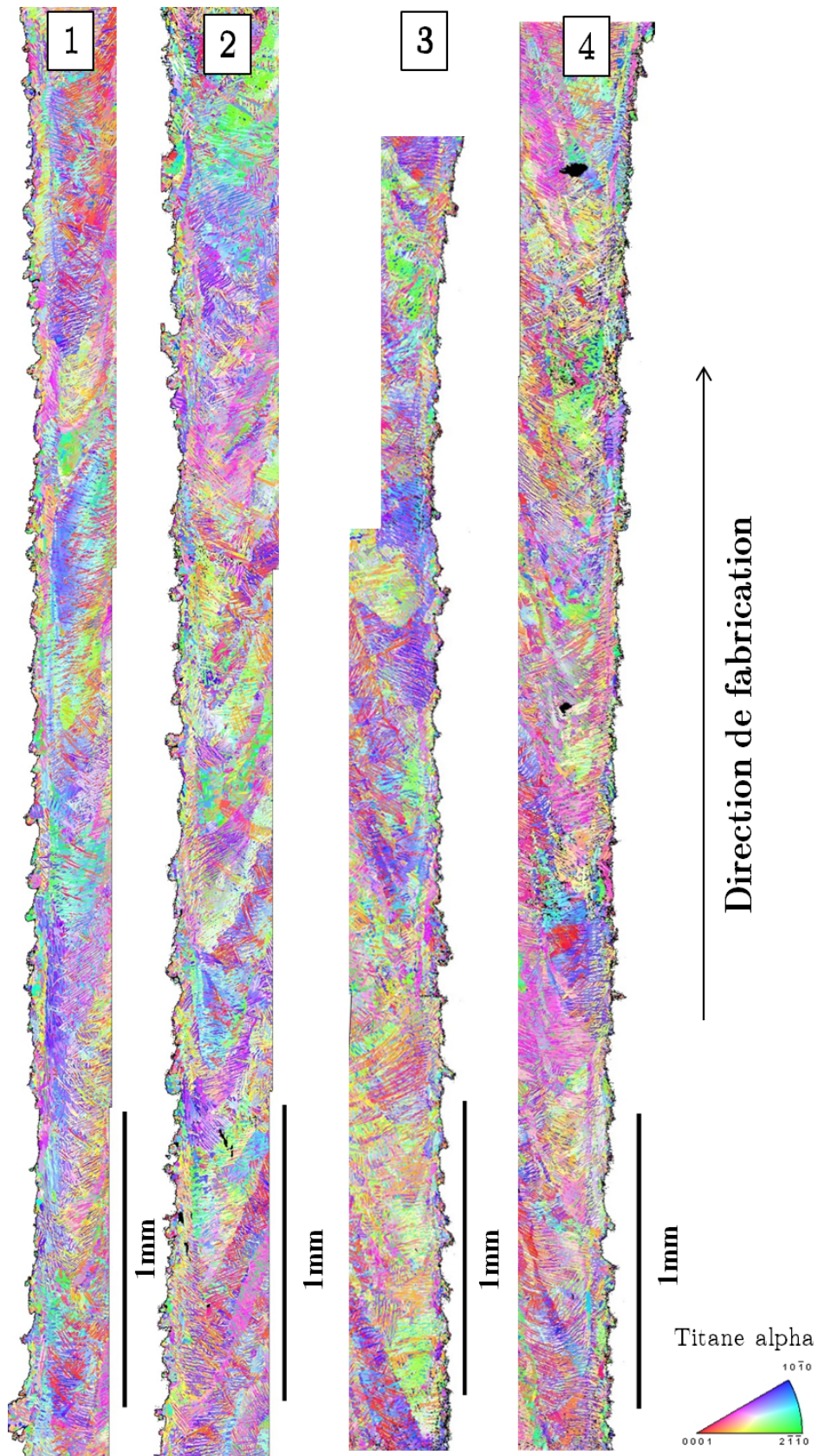


FIGURE 2.15 – Cartographie EBSD de la phase α au niveau des bords de la zone utile de l'éprouvette. La direction choisie comme référence pour le code couleur de la figure de pôle inverse est la direction y (voir Figure 2.13).

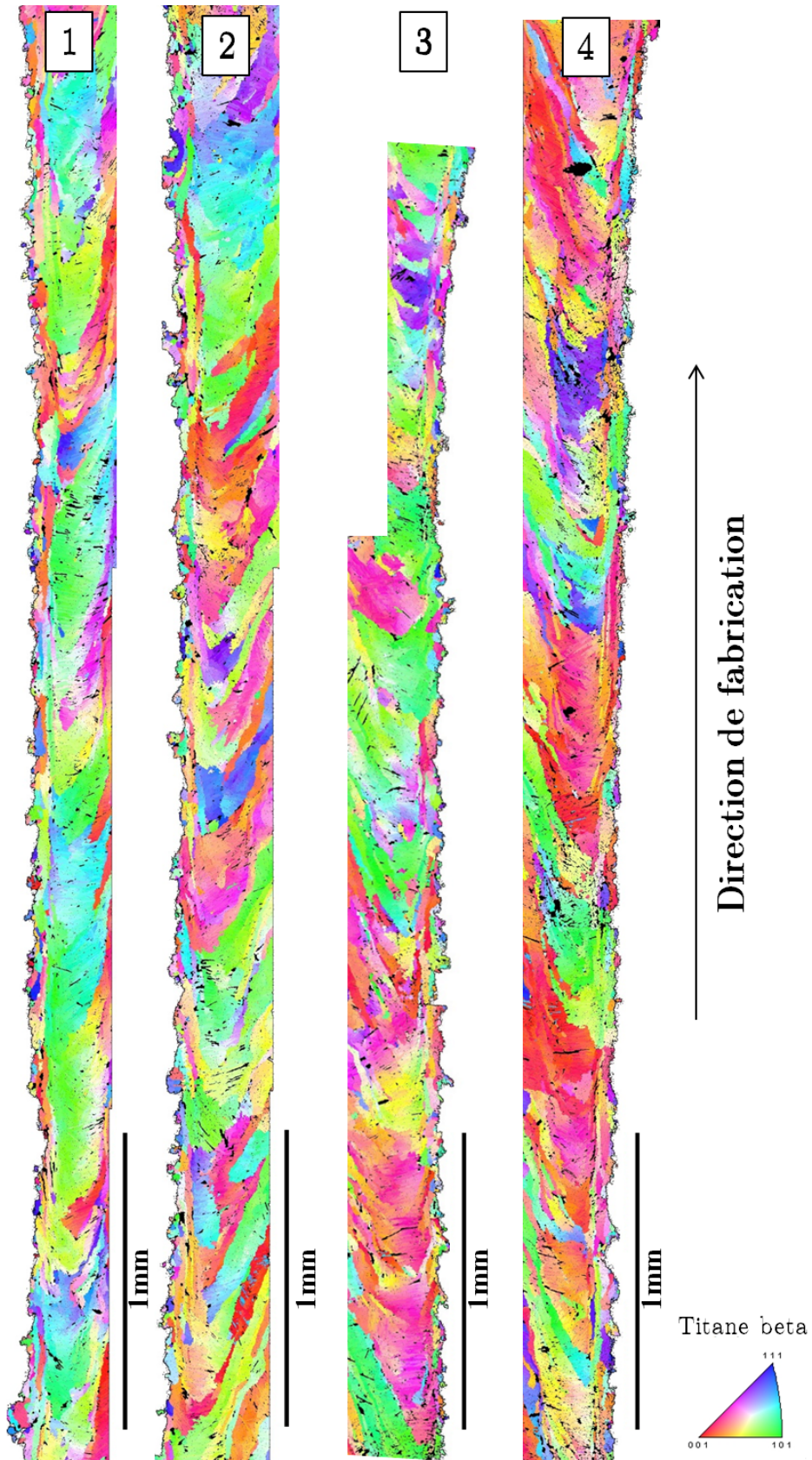


FIGURE 2.16 – Reconstruction de la phase β à partir de la cartographie EBSD au niveau des bords de la zone utile de l'éprouvette. La direction choisie comme référence pour le code couleur de la figure de pôle inverse est la direction y (voir Figure 2.13).

ainsi une forme inclinée.

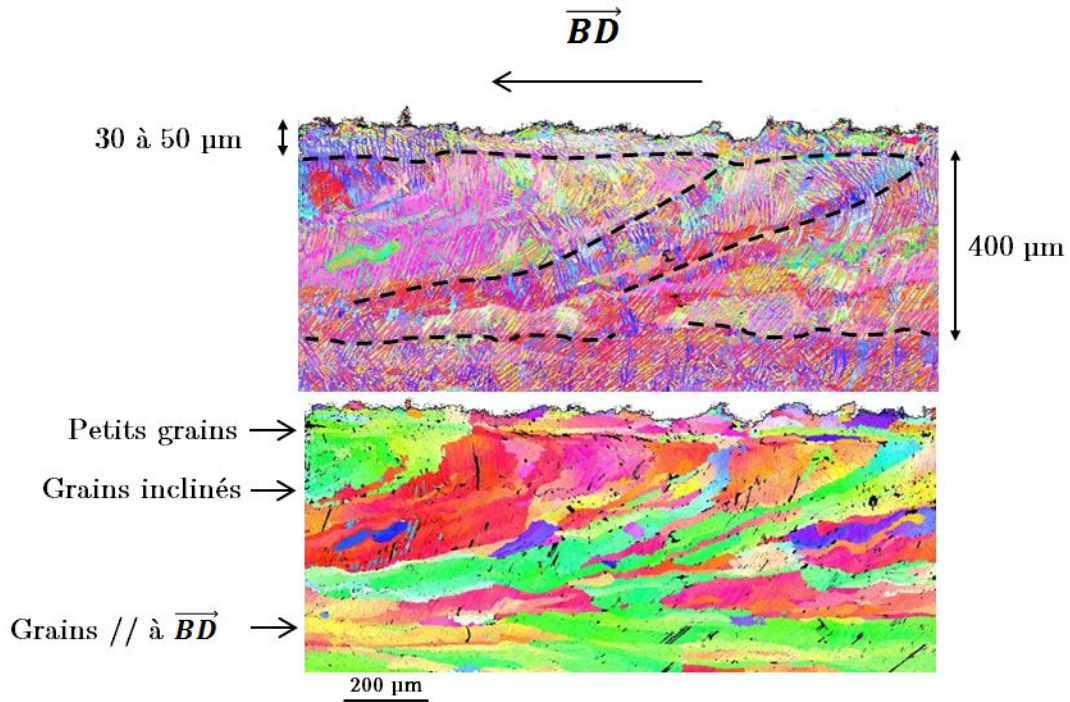


FIGURE 2.17 – Mise en évidence de l’inclinaison des ex grains β proche de la surface par rapport à la direction de fabrication.

- à cœur : La trajectoire du laser subit une rotation de 67° à chaque nouvelle couche. Le laser n’effectue donc jamais la même trajectoire pour deux couches successives. De plus la distance entre deux cordons laser est de $120\ \mu\text{m}$ pour un diamètre de spot laser de $203\ \mu\text{m}$. Le recouvrement y est important. Les grains vont donc croître au travers de nombreuses couches (plusieurs dizaines) avant qu’un nouveau grain soit nucléé. Si, pour une couche donnée, la croissance du grain peut se faire avec une légère inclinaison, la rotation du lasage à chaque couche implique qu’en moyenne, sur plusieurs dizaines de couches, la direction de croissance privilégiée du grain correspond à la direction d’empilement des couches (figure 2.19b)

2.2.3.3 Orientation cristallographique

Du fait de relations d’orientation privilégiées pendant la transformation $\beta \rightarrow \alpha$, seul un nombre fixe d’orientations relatives entre la phase β parent et la phase produite α peut être formé. Pour la BOR il y a douze variants qui lient la phase β à la phase α . Autrement dit, à partir d’un grain β il est possible d’obtenir jusqu’à 12 cristaux α ayant une orientation différente. Ainsi il est rare qu’une forte texture cristallographique soit conservée lors de la transformation $\beta \rightarrow \alpha$.

La Figure 2.20 présente les figures de pôles et figures de pôles inverses associées à chaque scan pour la phase α . L’indice de texture renseigné correspond à la fraction volumique de cristal ayant une orientation donnée, divisée par la fraction volumique de cristal ayant cette même orientation dans une configuration aléatoire (étant donné les symétries du cristal). Un indice de texture $T=3$ pour une orientation donnée signifie que la fraction volumique de cristal ayant cette orientation est 3 fois supérieure à la fraction volumique de cristal ayant cette orientation dans une distribution aléatoire (comme on peut retrouver lorsque l’on scanne des poudres). La texture cristallographique est faible et seul le scan 4 révèle à une texture $[11\bar{2}0]$ dans la direction de fabrication.

Les figures de pôles et figures de pôles inverses associées à la phase β montrent une texture $[001]$ plus marquée dans la direction de fabrication. Cette texture est très marquée sur le scan 4. Ceci s’explique par le fait que les cristaux cubiques croissent de manière préférentielle dans la direction

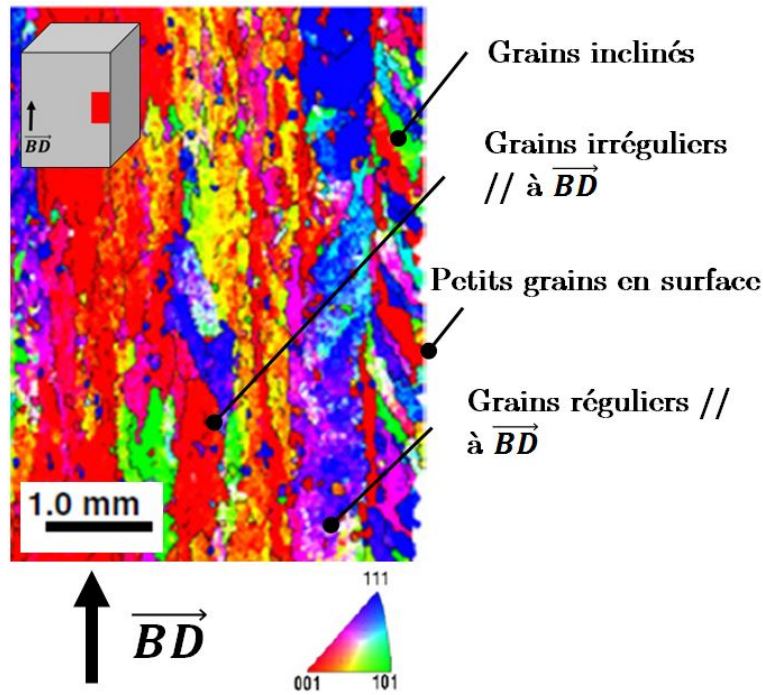


FIGURE 2.18 – Cartographie EBSD de la phase β reconstruite près de la surface d'une éprouvette de TA6V fabriquée par EBM [1]

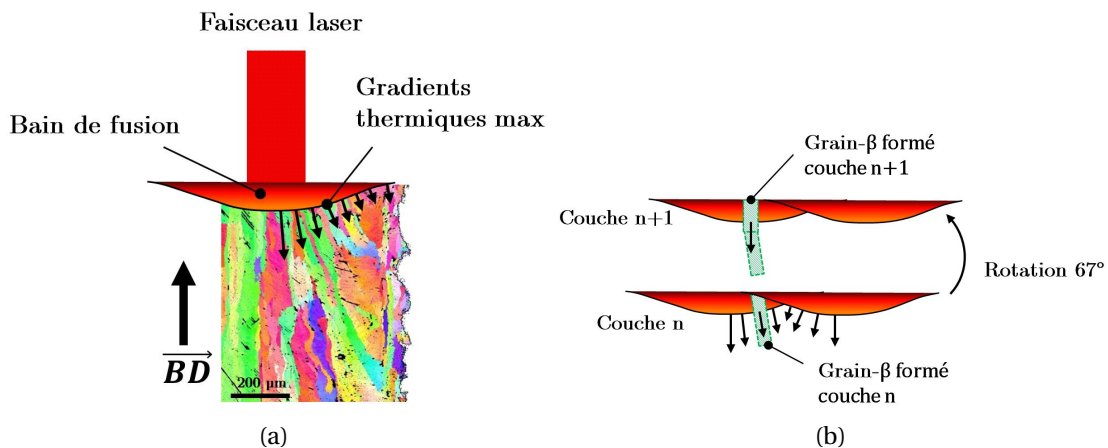


FIGURE 2.19 – Schématisation de la croissance des grains β en contour (a) et à cœur (b)

[001]. Simonelli et al [17] rapportent un indice de texture maximale pour des pièces SLM brutes de fabrication de 5,2 ce qui est cohérent avec les résultats trouvés. En effet le traitement CIC effectué en dessous du $\beta_{transus}$ n'impacte pas la texture des ex-grains β .

La figure 2.22 montre que les ex-grains β s'organisent majoritairement en amas dans lesquels les grains adjacents sont faiblement désorientés ($< 15^\circ$). De Formanoir et al [5] notent cette organisation en cluster des ex-grains β sur des éprouvettes de Ti-6Al-4V obtenues par EBM. La Figure 2.14 montre que principalement 5 des 6 variants sont présents. En effet le variant de type 6 (Tableau 2.3) n'apparaît que rarement. En revanche il semble que les variants de type 4 et 2 soient fréquemment formés, ce qui confirme les observations déjà faites par Simonelli et al [17].

2.2.4 Dureté

La dureté est un paramètre matériau caractérisant la résistance mécanique à une déformation plastique locale induite par une indentation. Sa mesure simple est dépendante de nombreuses

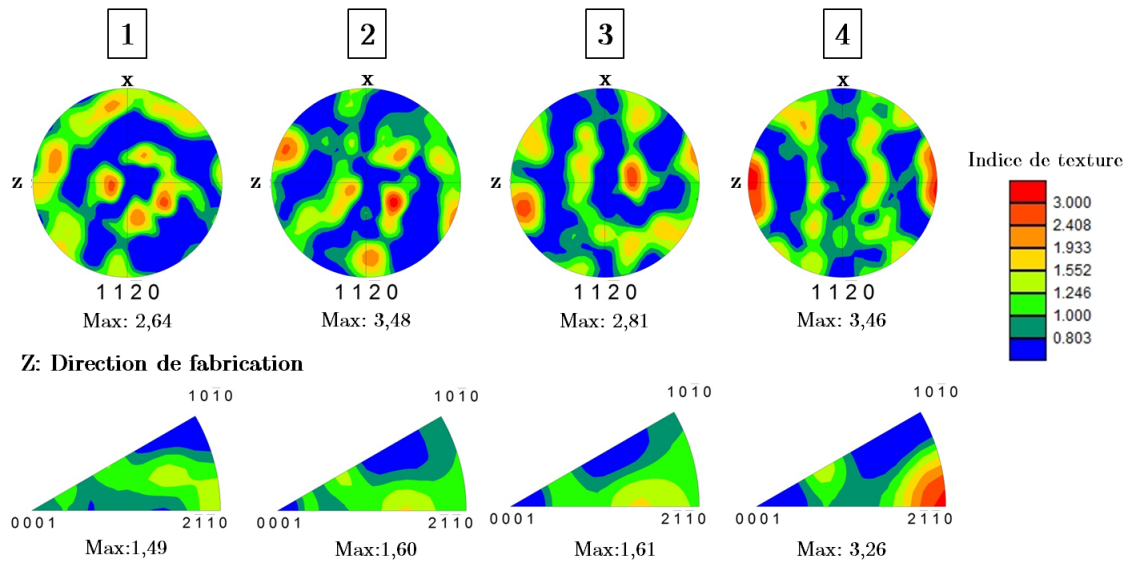


FIGURE 2.20 – Figures de pôles et figures de pôles inverses de la phase α . Pour les figures de pôles inverses la direction choisie comme référence est la direction de fabrication z.

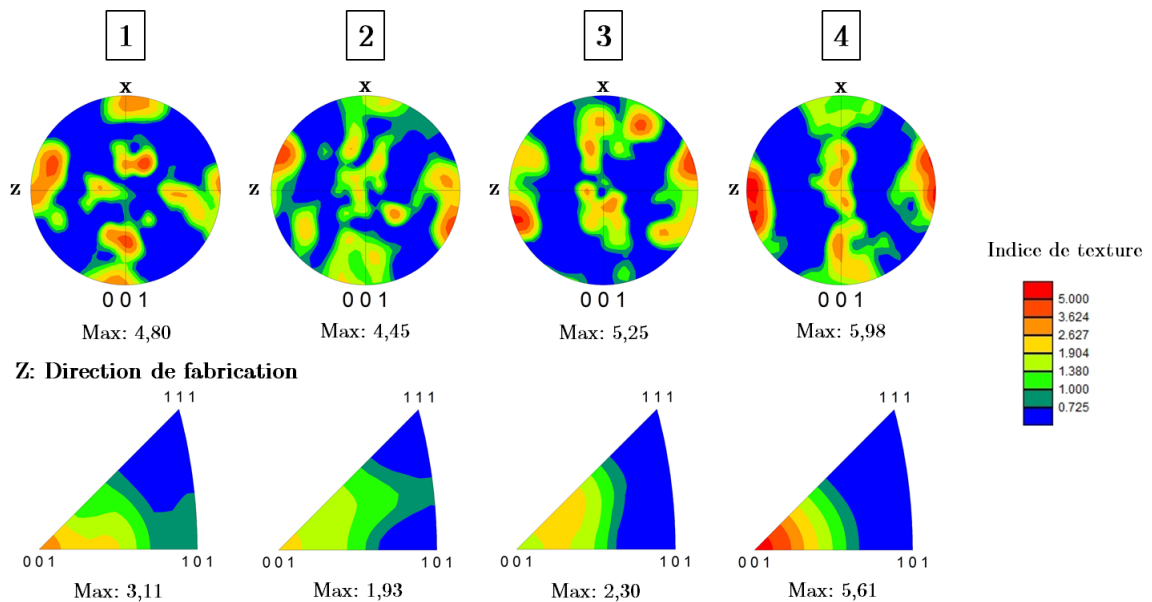


FIGURE 2.21 – Figures de pôles et figures de pôles inverses de la phase β reconstruite. Pour les figures de pôles inverses la direction choisie comme référence est la direction de fabrication z.

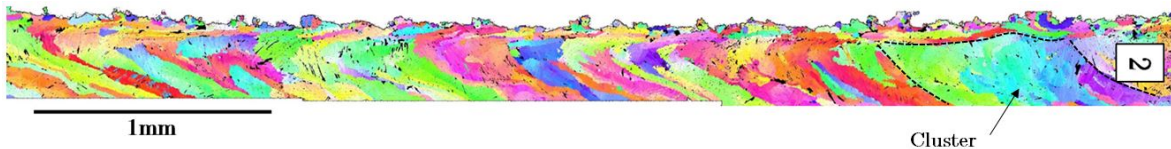


FIGURE 2.22 – Reconstruction de la phase β et mise en évidence de la formation en amas de grains faiblement désorientés

caractéristiques mécaniques (ductilité, limite élastique, écoulement, résilience...) et peut être introduite dans des démarches de prédiction de la durée de vie en fatigue d'éprouvettes saines [9] ou contenant des défauts [13]. La dureté a été mesurée dans le plan XY (normale au plan parallèle à la direction de fabrication) d'éprouvettes SLM CIC, EBM CIC, et laminés à chaud (HR), selon la norme ISO 6507-1, sur une machine Stuers duramin-A300. Huit points de mesure avec une force

Procédé	Dureté moyenne (HV)	SD (HV)
SLM CIC	316.0	9.4
EBM CIC	315.5	9.2
HR	316.4	7.4

TABLEAU 2.4 – Résultats des mesures de dureté Vickers

appliquée de 1 kg ont été faits. Les valeurs moyennes et l'écart type des mesures sont renseignés tableau 2.4. Les valeurs moyennes de la dureté mesurée sont très proches. Les microstructures SLM CIC et EBM CIC étant toutes les deux lamellaires avec une épaisseur de lamelle similaire, il est cohérent que leur valeur de dureté soit très proche.

2.3 Caractérisation de la morphologie des surfaces

2.3.1 Méthodes d'analyse de la surface utilisées

Afin de caractériser les surfaces obtenues par SLM et EBM, différentes méthodes d'analyse ont été utilisées. Les paragraphes suivants visent à décrire les différents états de surface obtenus au travers des paramètres de rugosité introduits au Chapitre 1 mais également à identifier les limites et les possibilités des méthodes d'analyse employées.

2.3.1.1 Observations de coupes 2D obtenues au MEB ou au microscope optique

Après découpe et polissage d'un échantillon de sorte que la direction de fabrication soit dans le plan d'observation, la surface des éprouvettes au niveau de la zone utile est observée. Des clichés sont pris de sorte que le contraste au niveau de la surface soit correctement détectable à l'oeil. La surface est ensuite ajustée manuellement par des b-splines, de sorte que la morphologie soit fidèlement transcrite. La procédure appliquée à une surface EBM est visible figure 2.23. Des points sont ensuite ajoutés numériquement sur la ligne dessinant le contour. La coupe 2D n'étant pas parfaitement horizontale, une régression linéaire est soustraite à chaque profil afin de l'aplanir et de calculer les paramètres de rugosité suivant la norme ISO 4287. Dans cette étude, les profils 2D ont été extraits au niveau de la zone utile des éprouvettes cylindriques obtenues par SLM et EBM testées en fatigue, et cela pour différentes conditions de surface :

- SLM SB
- SLM SP15
- SLM SP30
- EBM SB
- EBM SP30

Pour chacune des conditions, le calcul des paramètres de rugosité est effectué à partir d'au minimum 3 profils de longueur de base comprise entre 3 et 5mm. Pour le calcul de Ra compris entre 10 et 80 μ m, la norme préconise une longueur de base d'évaluation d'au moins 8mm et l'utilisation de filtres (passe haut/passe bas). De ce point de vue, les paramètres calculés ne sont pas strictement dans la norme mais permettent une bonne analyse comparative.

2.3.1.2 Capture 3D de la surface par profilométrie optique

Afin de capturer la topographie de surface, un profilomètre optique 3D à balayage interférométrique Bruker Contour GT-K0-X a été utilisé. Le principe de fonctionnement du profilomètre est schématisé figure 2.24. Un faisceau lumineux passe par un objectif dans lequel il est séparé en deux. Une partie est émise vers l'échantillon et est réfléchiée par sa surface, l'autre partie est émise vers un miroir intégré à l'objectif et placé à une distance de la lentille égale à sa distance focale.

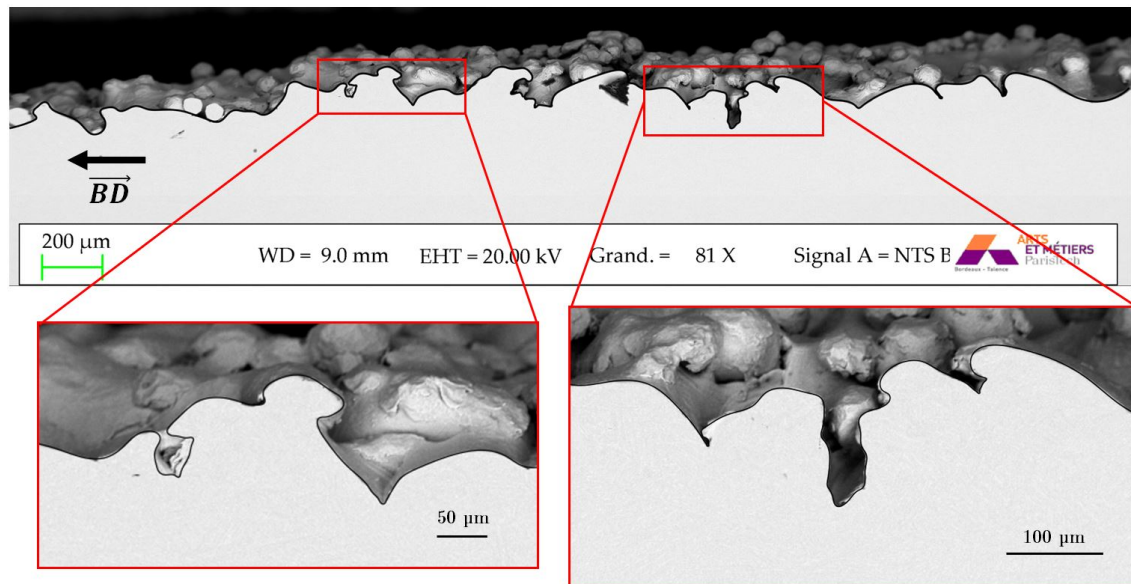


FIGURE 2.23 – Ajustement de la surface d'une éprouvette fabriquée par EBM à partir d'une coupe 2D observée au MEB

Les deux signaux réfléchis (l'un par la surface de l'échantillon, et l'autre par le miroir) interfèrent et produisent des franges d'interférences captées par la caméra. Lorsque l'objectif est focalisé sur la surface de l'échantillon, la distance lentille-miroir est égale à la distance lentille-échantillon, ce qui provoque l'interférence entre les deux signaux lumineux et donc la détection de franges d'interférence par la caméra. En faisant varier la distance de l'objectif suivant Z (et donc de la lentille) à la surface de l'échantillon, il est possible de trouver la valeur du Z pour laquelle il y a interférence, et ainsi de reconstruire la topographie de l'échantillon. Cette méthode d'analyse présente de nombreux avantages. Elle permet d'obtenir une résolution en Z indépendante du grossissement et environ égale à 8nm. La platine étant mobile dans le plan XY, il est possible de faire de multiples acquisitions puis de les rassembler dans le logiciel de post-traitement par *stitching*, et ainsi d'analyser de grandes surfaces. Cependant cette méthode ne permet pas de capturer la topologie exacte de surfaces complexes présentant des concavités, comme c'est le cas en fabrication additive. Cette limitation est illustrée figure 2.25. L'ensemble des scans profilométriques a été effectué avec un grossissement permettant une résolution dans le plan XY (dans le système de coordonnées du profilomètre figure 2.24) de 1,9 μm. La surface a été capturée en effectuant 4 scans au centre de la zone utile d'éprouvettes cylindriques, avant qu'elles ne soient testées en fatigue, comme illustré figure 2.26, et cela pour différentes conditions de surface :

- SLM SB
- SLM SP15
- SLM SP30
- EBM SB
- EBM SP30

Enfin, afin de quantifier l'influence de l'angle de fabrication et du flux d'argon sur la rugosité, les pavés droits fabriqués à 90° (figure 2.4) et l'ensemble des parallélépipèdes du plateau visible figure 2.6 ont été scannés avec cette même résolution de 1,9 μm. Deux scans ont été faits sur chaque parallélépipède afin de capturer la rugosité sur les faces supérieures (*upskin*) et inférieures (*downskin*).

2.3.1.3 Capture 3D de la surface par μ-tomographie aux rayons X

Afin de capturer en 3D la géométrie des défauts, un tomographe de laboratoire phoenix v|tome|x s a été utilisé. Le principe de fonctionnement de la tomographie de laboratoire est schématisé fi-

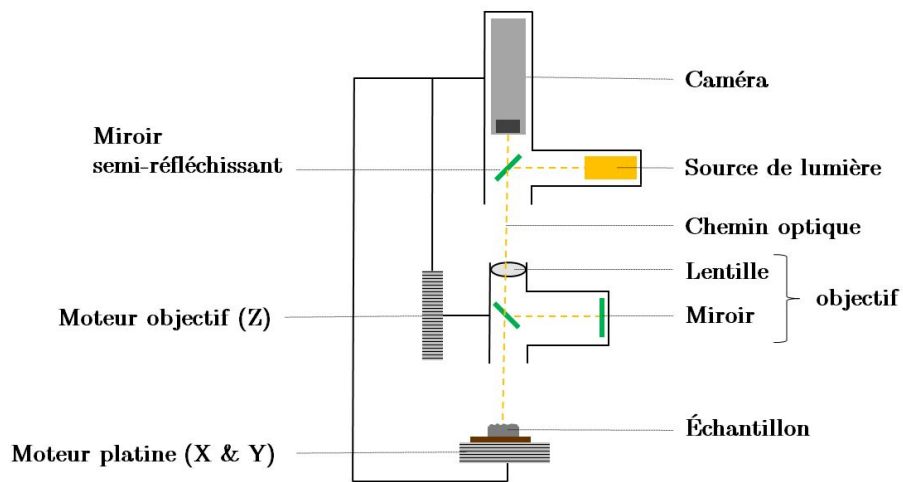


FIGURE 2.24 – Schéma du principe de fonctionnement du profilomètre optique

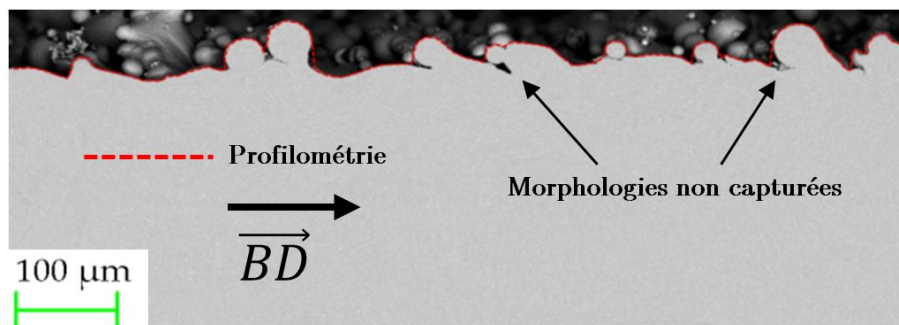


FIGURE 2.25 – Observation MEB d'une surface "as-built" SLM et mesure par profilométrie associée

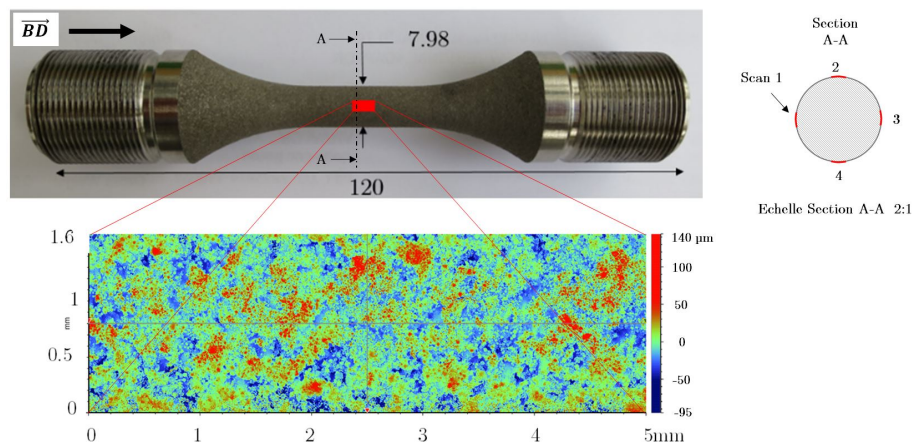


FIGURE 2.26 – Capture par profilométrie optique de la surface située au centre de la zone utile d'une éprouvette cylindrique SLM SB et exemple de données obtenues après aplanissement et filtrage

gure 2.27. Un tube à rayons X émet un rayonnement divergent qui va passer au travers de l'échantillon, situé sur une platine rotative. La caméra CCD, située derrière l'échantillon, capte les rayons X et enregistre ainsi une radiographie à chaque rotation (angle θ). La différence d'absorption des rayons X entre les différentes phases en présence (dans notre cas, TA6V et air ou argon) se traduit par des niveaux de gris différents sur les radiographies. Un algorithme de reconstruction permet ensuite d'obtenir une succession d'images suivant l'axe Z et la visualisation du volume 3D à partir d'un logiciel adapté. Des éprouvettes cylindriques SLM SB ont été scannées au niveau de la zone utile avec une taille de voxel située, selon les scans, entre 2.3 et 2.7 μm . Les données de tomographie ont été traitées avec le logiciel AVISO. Si les paramètres de rugosité 1D issus de scans tomographiques d'éprouvettes cylindriques peuvent être extraits à partir de plusieurs coupes 2D, comme décrit par Suard [20], ils sont dépendants, dans une certaine mesure, de la taille de voxel (qui varie dans notre cas selon les scans) et du seuillage appliqué aux données. Ainsi les scans tomographiques effectués ne sont pas utilisés pour le calcul des paramètres de rugosité mais permettront l'extraction d'une surface 3D marquée par de nombreuses concavités, qui sera utilisée lors des calculs éléments finis décrits ultérieurement dans ce manuscrit. L'analyse du volume proche surface a permis de vérifier le bon fonctionnement du traitement CIC puisqu'aucune porosité non débouchante n'a été observée.

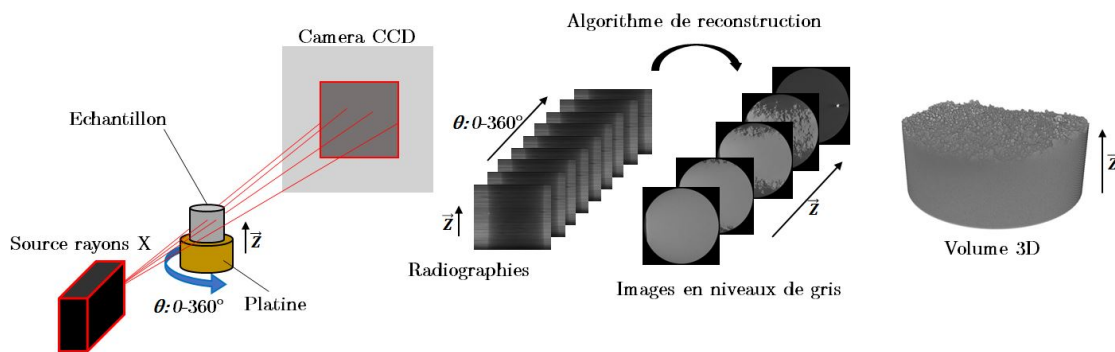


FIGURE 2.27 – Schéma du principe de fonctionnement de la tomographie de laboratoire

2.3.2 Paramètres de rugosité

2.3.2.1 Résultats des observations 2D

La figure 2.28 illustre un profil typique obtenu par la méthode 2D, pour chaque état de surface analysé.

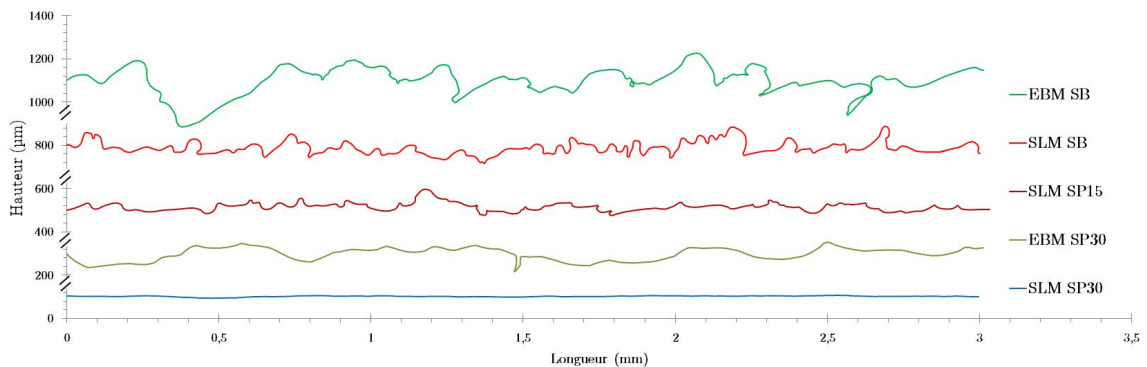


FIGURE 2.28 – Profils 2d obtenus à partir de l'observation de coupes micrographiques pour les différents états de surface analysés

Les résultats des mesures de rugosité sont présentés figure 2.29. Les barres d'erreurs renseignées sont calculées à partir de l'écart type des valeurs entre les différents profils mesurés pour un

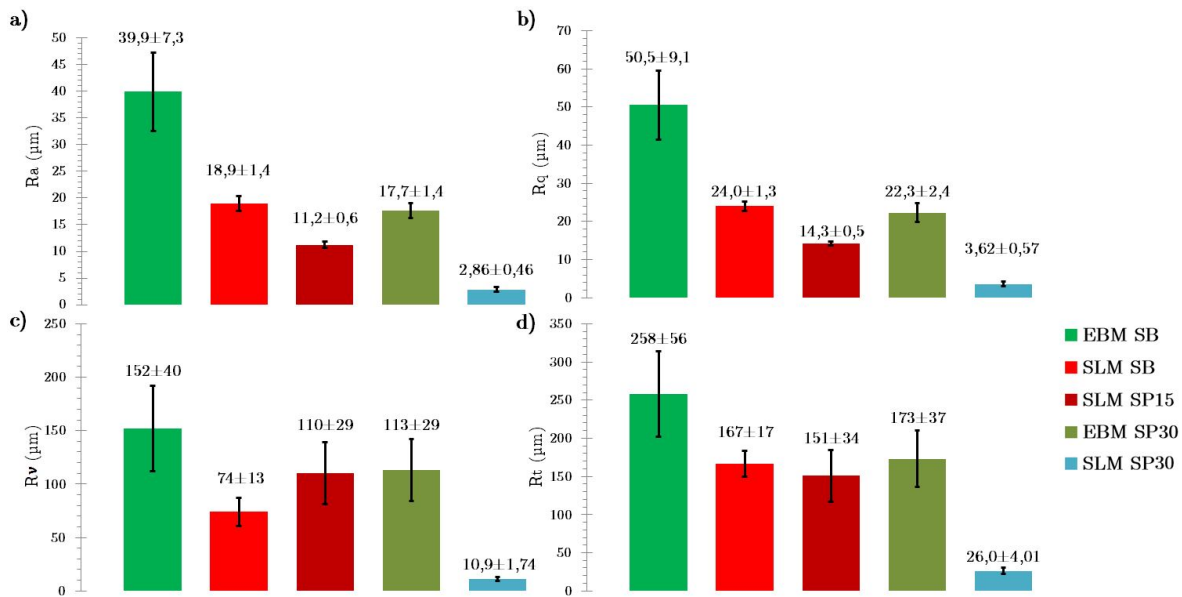


FIGURE 2.29 – Paramètres de rugosité mesurés à partir de l'extraction de profil 1D

même état de surface.

EBM SB La rugosité des éprouvettes EBM SB déterminée à partir de 10 profils d'environ 3.6mm de longueur est la plus importante, et cela quels que soient les paramètres de rugosité considérés ici. Le R_a est de 38.9 μm , ce qui est proche du R_a de 44.0 μm obtenu par Persenot et al [14] pour des éprouvettes EBM SB également fabriquées à 90° à partir de 36 profils d'environ 3mm de long, issus de données tomographiques. Suard et al [20] obtiennent un R_a de 40 μm et un R_t de 212 μm en employant la même méthodologie que Persenot et al sur des éprouvettes fabriquées dans les mêmes conditions. Les valeurs importantes du R_t mesuré s'expliquent par la présence d'importants défauts décrits comme "notch-like" par Persenot et al [15] visibles figure 2.31. Ces défauts se retrouvent ponctuellement sur les différents profils observés.

SLM SB La rugosité des éprouvettes SLM SB est environ deux fois inférieure à celle des éprouvettes EBM SB. Ceci s'explique notamment par le fait que les couches et les poudres utilisées ont respectivement une épaisseur et un diamètre deux fois plus petit en SLM qu'en EBM. La surface est constituée d'une alternance de pics et creux dont les morphologies sont relativement régulières (figures 2.28 et 2.30).

SLM SP15 Après 15 min de polissage chimique, le R_a des éprouvettes SLM passe de 18.9 μm à 11.2 μm . Comme cela est visible figures 2.28 et 2.30, l'amplitude des pics, liée aux grains de poudre collés en surface, est grandement réduite et le profil des creux est adouci. Il est à noter que la profondeur du creux le plus important est augmentée après polissage (R_v) comme cela est visible figure 2.30.

EBM SP30 Après 30 min de polissage chimique, le R_a des éprouvettes EBM passe de 38.9 μm à 17.7 μm . La hauteur des pics liée aux grains de poudre collés est grandement diminuée comme cela est constatable figure 2.28. La profondeur des creux est également amoindrie et leur profil adouci, à l'exception de quelques creux encore très marqués dont un exemple est visible figure 2.31. Des scans tomographiques d'éprouvettes EBM avant et après un polissage chimique de 30 min ont permis à Persenot et al [15] de montrer que les défauts "notch-like" sont à l'origine de défauts ponctuels observables en surface après polissage chimique.

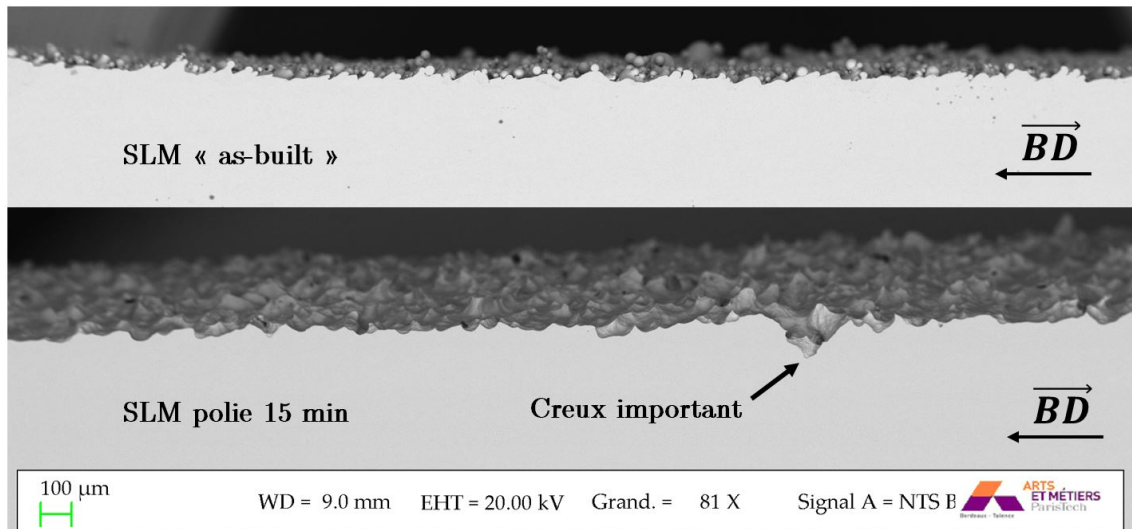


FIGURE 2.30 – Observations de la surface d'une éprouvette SLM "as-built" et d'une éprouvette SLM polie 15 min

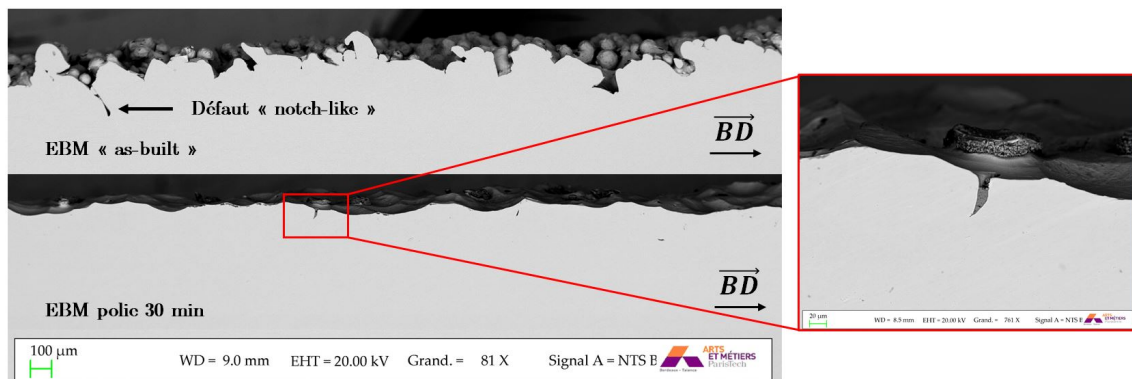


FIGURE 2.31 – Observations de la surface d'une éprouvette EBM "as-built" et d'une éprouvette EBM polie 30 min

SLM SP30 Après 30 min de polissage chimique, le Ra des éprouvettes SLM passe de 18.9 μm à 2.86 μm . La surface obtenue apparaît lisse. Les creux et les pics existants sont de faibles amplitudes et ont un rayon de courbure très grand.

2.3.2.2 Résultats des captures 3D par profilométrie

L'utilisation et le calcul de paramètres de rugosité surfaciques afin de caractériser les surfaces pour l'évaluation de leur criticité en fatigue sont un problème encore ouvert [22]. Si les paramètres de rugosité calculés à partir d'une analyse 2D impliquent systématiquement une étape de filtrage, Stout et al [18] suggèrent que, lorsque l'analyse est faite en 3D, un filtre ne doit être appliqué que lorsque la compréhension de l'influence des différentes longueurs d'onde de la rugosité sur les propriétés fonctionnelles, est bien établie. Dans le cas contraire, l'application d'un filtre pourrait entraîner une perte d'information. La stratégie employée ici consiste à analyser soit les données brutes après aplanissement (afin d'éviter le biais lié à l'inclinaison ou à la cylindricité de l'éprouvette), soit les données filtrées (après aplanissement) par un filtre à régression gaussienne passe bas (qui atténue les petites longueurs d'onde) avec une longueur de cutoff $\lambda_c = 20\mu\text{m}$. La fonction de pondération de ce filtre spatial est donnée par :

$$S_f(\lambda) = e^{\left[-\pi\left(\alpha\frac{\lambda_c}{\lambda}\right)^2\right]} \quad (2.1)$$

Où $\alpha = \sqrt{\ln(2)/\rho i}$ et λ une longueur d'onde du profil. Ainsi lorsque $\lambda = \lambda_c$ l'atténuation de l'amplitude est égale à 0.5. Ce dernier a été choisi car il permet de limiter l'influence de points aberrants tout en conservant un maximum d'information et notamment l'amplitude de la longueur d'onde liée aux grains de poudre collés en surface. L'effet du filtre pour différentes longueurs de cutoff est illustré figure 2.33. Il est remarquable que le meilleur compromis entre la conservation de l'ensemble des longueurs d'onde du profil et l'élimination des points aberrants est obtenu pour $\lambda_c = 20\mu\text{m}$ (figure 2.33d).

Influence du flux d'argon L'étude des paramètres de rugosité des éprouvettes issues du plateau représenté figure 2.6 permet de quantifier l'influence du flux d'argon sur la rugosité. Les valeurs de S_a et S_t calculés à partir des données brutes, en fonction de ϕ , pour différents angles de fabrication θ (ici 60 et 70°) pour les surfaces *upskin* et *downskin* sont tracées figure 2.32. Aucune influence de l'angle ϕ , quelque soit l'angle de fabrication, la nature de la surface (*upskin* ou *downskin*) n'est constatée, et cela à partir des données brutes ou filtrées.

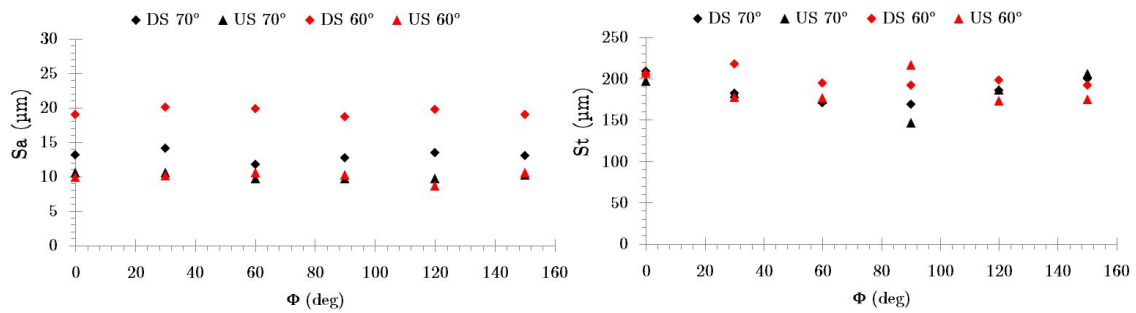
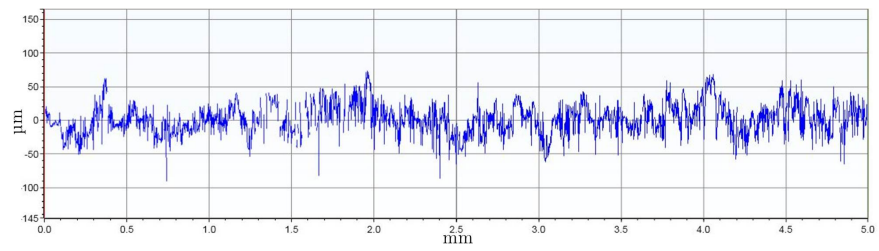
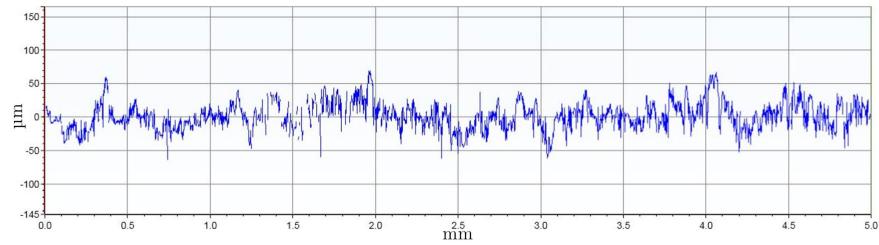


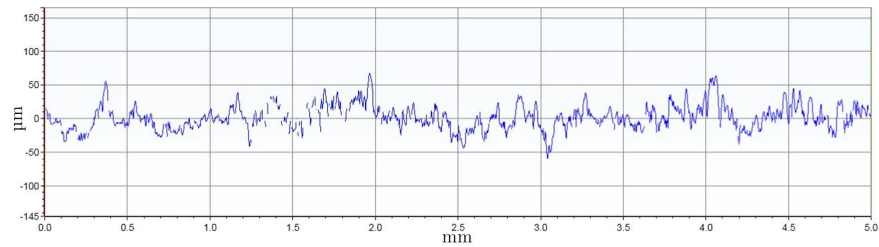
FIGURE 2.32 – Valeur de S_a et S_t en fonction de ϕ pour les surfaces *upskin* et *downskin* à des angles de fabrication θ de 60 et 70° (données brutes)



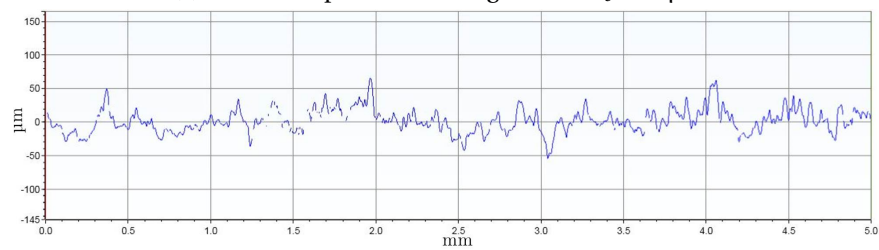
(a) Données aplanies brutes



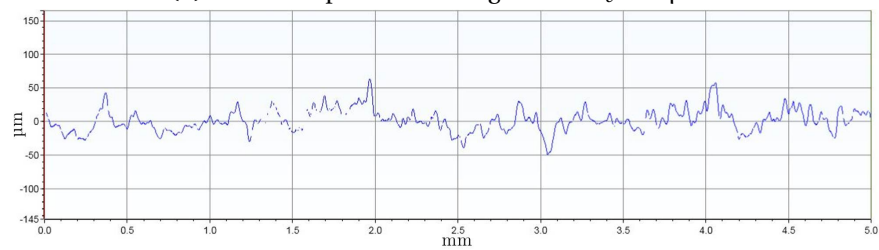
(b) Données aplanies + filtre gaussien $\lambda_c = 5\mu\text{m}$



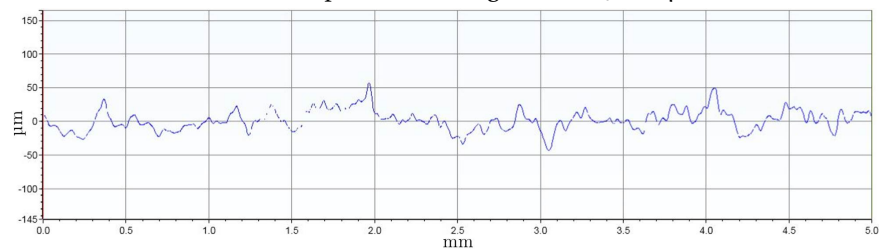
(c) Données aplanies + filtre gaussien $\lambda_c = 10\mu\text{m}$



(d) Données aplanies + filtre gaussien $\lambda_c = 20\mu\text{m}$



(e) Données aplanies + filtre gaussien $\lambda_c = 30\mu\text{m}$



(f) Données aplanies + filtre gaussien $\lambda_c = 50\mu\text{m}$

FIGURE 2.33 – Profils de hauteur associés aux données de profilométrie aplanies brutes et aplanies filtrées avec différentes longueurs de cutoff λ_c

Influence de l'angle de fabrication Dans le reste de l'étude, les valeurs des paramètres de rugosité calculées pour un angle de fabrication θ correspondent aux valeurs moyennées sur les 6 surfaces (une surface pour chaque angle ϕ) ayant un angle de fabrication θ identique. La barre d'erreur renseignée correspond à l'écart type calculé à partir des 6 valeurs du paramètre (une par surface). Les paramètres calculés à partir des données brutes sont renseignés figure 2.34 pour les surfaces *downskin* et figure 2.35 pour les surfaces *upskin*. Différentes observations peuvent être faites :

- La rugosité *downskin* des pièces fabriquées à 80° et 70° est la plus faible. Elle est notamment plus faible que celle des pièces fabriquées à 90°. Un meilleur état de surface *downskin* sur des éprouvettes en Inconel 625 légèrement inclinées (80°) que sur des éprouvettes verticales, a déjà été observé par Koutiri et al [7].
- Pour les surfaces *downskin*, à partir de 70°, une diminution de l'angle de fabrication entraîne une détérioration de l'état de surface, remarquable sur l'ensemble des paramètres de rugosité. La même tendance est observée par Strano et al [19] sur des éprouvettes d'acier 316L.
- A part pour les éprouvettes fabriquées à 90°, où la rugosité *upskin* et *downskin* est la même (par définition), la rugosité *upskin* est systématiquement inférieure à la rugosité *downskin* car il n'y a pas affaissement de la poudre située sous la surface lasée.
- La rugosité des surfaces *upskin* diminue à mesure que la surface se rapproche de l'horizontalité et donc que l'angle θ diminue.
- L'ensemble des tendances observées est également remarquable à partir des données filtrées.

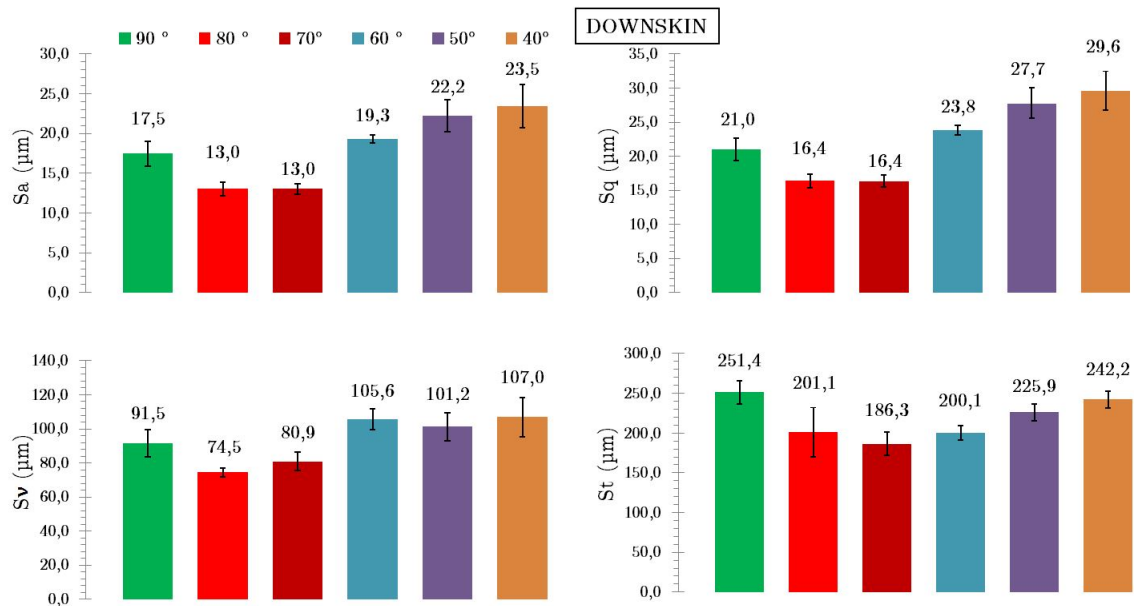


FIGURE 2.34 – Valeurs de Sa, Sq, Sv et St de surfaces *downskin* à différents angles de fabrication θ (données brutes)

Aspect général des surfaces *downskin* Comme vu précédemment, les surfaces *downskin* sont très rugueuses. Elles présentent une alternance de pics/creux très importants, surtout pour les surface à $\theta < 70^\circ$. Sur ces mêmes surfaces, on remarque la présence de nombreux amas de poudre (notamment à $\theta = 50^\circ$). Des grains de poudre sphériques sont observables sur l'ensemble des surfaces comme illustré figure 2.36.

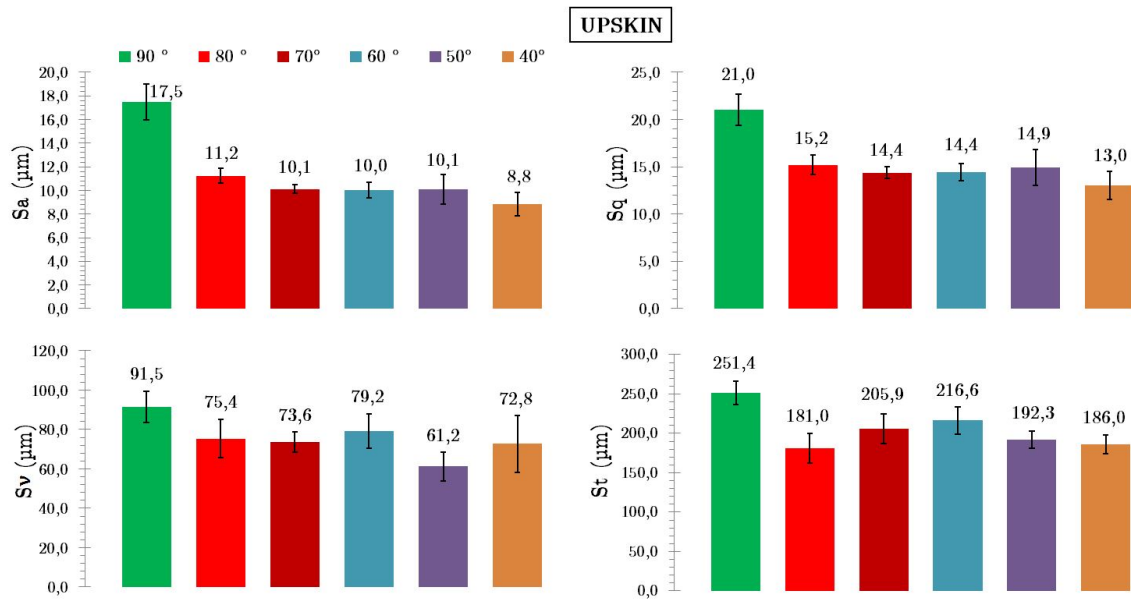


FIGURE 2.35 – Valeurs de S_a , S_q , S_v et S_t de surfaces *upskin* à différents angles de fabrication θ (données brutes)

Aspect général des surfaces *upskin* Les surfaces *upskin* sont également très rugueuses. Bien que de nombreux points n'ont pas pu être indexés correctement à cause de la morphologie de la surface, la figure 2.36 montre que, comparativement aux surfaces *downskin*, les surfaces *upskin* s'apparentent à des surfaces relativement plates sur lesquelles sont collées de nombreux grains de poudre. Plus on se rapproche de l'horizontalité, moins les creux sont importants et moins les grains de poudre collés sont nombreux.

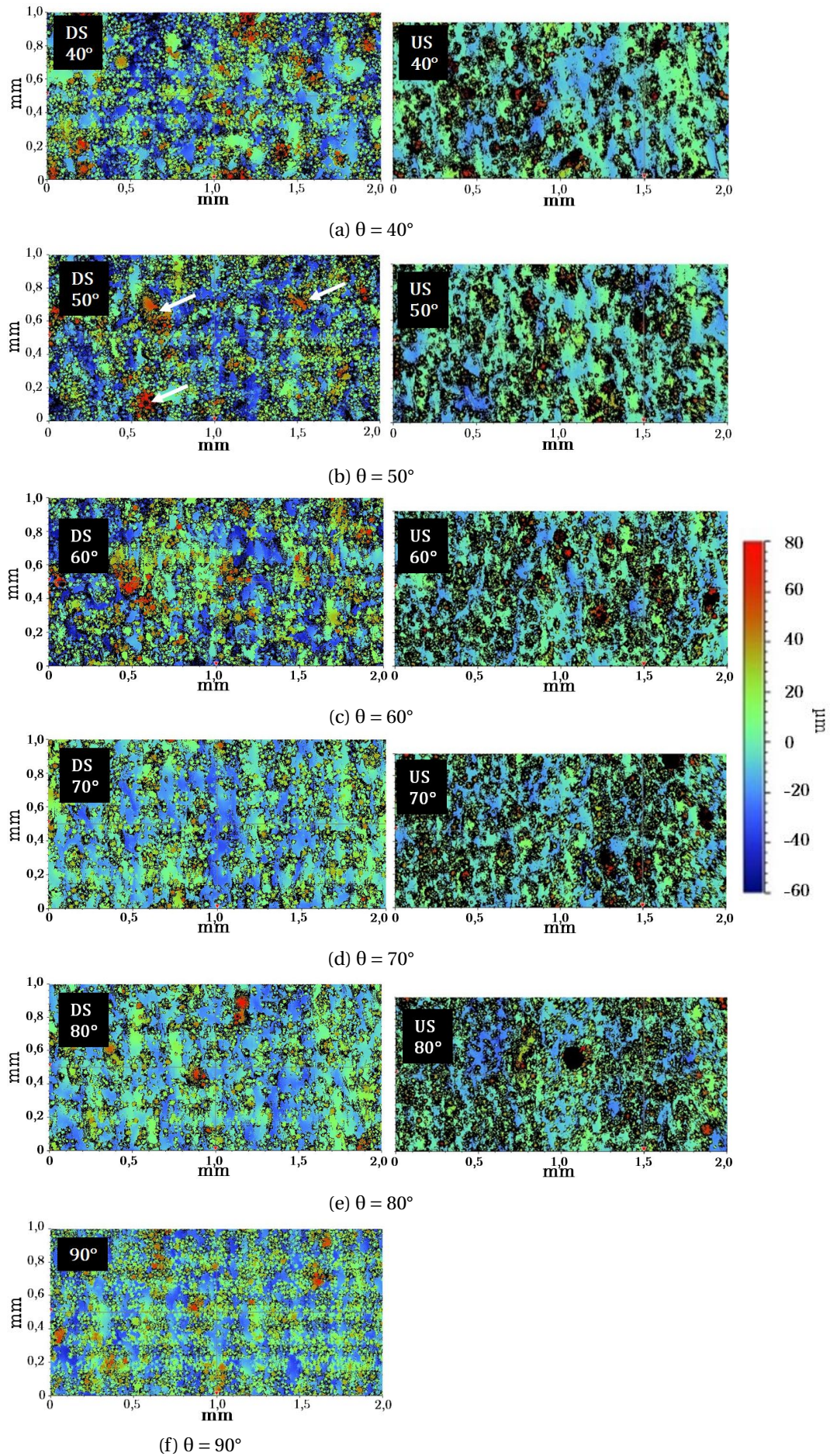


FIGURE 2.36 – Données profilométriques brutes de surfaces *downskin* et *upskin* à différents angles de fabrication θ

2.3.2.3 Résultats comparés 2D/3D

Les surfaces des éprouvettes testées en fatigue, pour lesquelles les paramètres de rugosité ont été calculés à partir des observations 2D ont également été scannées par profilométrie. La figure 2.37 présente différents paramètres de rugosité calculés à partir des données 3D filtrées, brutes ou des données 2D. Plusieurs observations peuvent être faites :

- La procédure de filtrage diminue systématiquement les valeurs des paramètres de rugosité.
- Les données 3D brutes et 2D ont un S_a (respectivement R_a) et un S_q (respectivement R_q) relativement proches et cela pour l'ensemble des états de surface.
- Les données 3D filtrées et 2D ont un S_v (respectivement R_v) et un S_t (respectivement R_t) proches et cela pour l'ensemble des états de surface.
- Lorsque les surfaces sont polies, et donc que les grains de poudre collés en surface ont été dissous, l'écart entre les mesures des paramètres de rugosité issus des différentes techniques est moindre et l'influence du filtre est également largement diminuée. Ceci est particulièrement remarquable sur les éprouvettes SLM SP30.

La détermination de paramètres de rugosité donnant des informations moyennées (S_a , et S_q) à partir de données de profilométrie brutes semble être acceptable. En effet, un maximum d'information est conservé, et les points aberrants influencent peu l'écart moyen à la ligne moyenne. Cependant on peut raisonnablement penser que le biais introduit dans l'analyse compense légèrement le fait que la profilométrie ne permet pas de capturer la morphologie complexe de certains creux (figure 2.25). Les mesures de paramètres ponctuels (S_v et S_t), peuvent être notablement affectées par les points aberrants et l'on préférera utiliser les données filtrées. La détermination des paramètres de rugosité est plus précise à partir des données 2D car la représentation de la surface est plus proche de la réalité. Cependant une longueur d'analyse importante est nécessaire afin d'être représentatif de l'état de surface de l'éprouvette. Dans le cas présent, les profils mesurants environ 3.5mm sont trop courts pour être représentatifs du point de vue de la norme, particulièrement dans le cas des éprouvettes EBM SB contenant des défauts "notch-like". Ceci explique notamment que les valeurs moyennées de R_v et R_t sur les différents profils EBM SB soient inférieures aux valeurs moyennées de S_v et S_t , respectivement, calculées à partir des données 3D filtrées EBM SB, bien que la valeur maximale de R_v et R_t tous profils confondus soit supérieure à la valeur de S_v et S_t toutes surfaces confondues (ce qui est cohérent avec les limitations de la profilométrie).

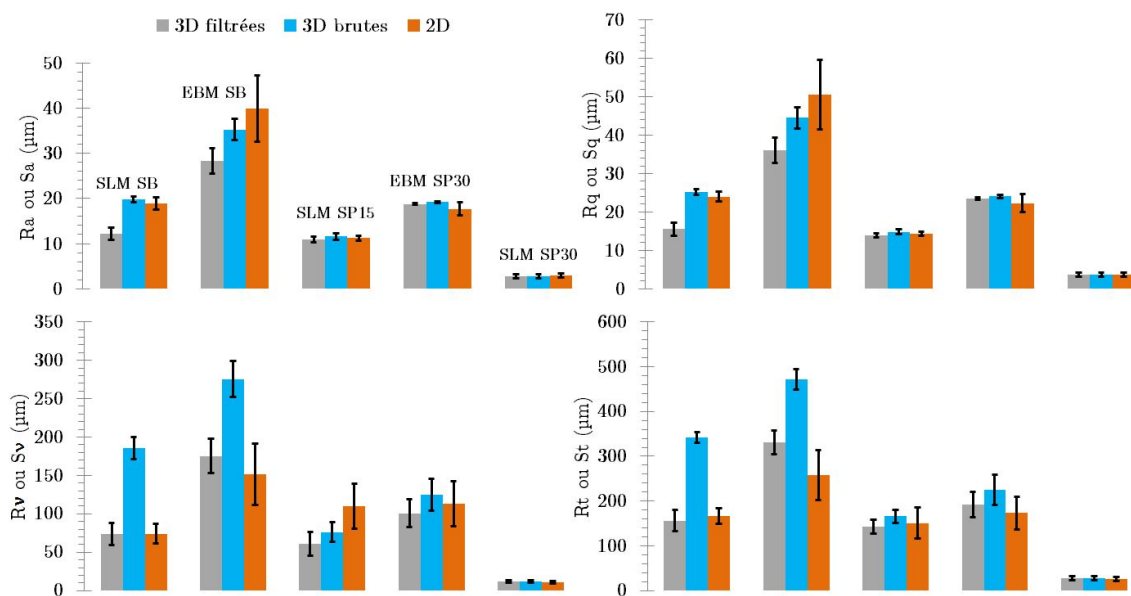


FIGURE 2.37 – Valeurs de S_a , S_q , S_v et S_t de surfaces d'éprouvettes cylindriques fabriquées à 90° et testées en fatigue suivant différentes méthodes de détermination

2.3.2.4 Longueurs d'onde et anisotropie

Longueur d'onde Les paramètres S_{al} et λ_a définis respectivement équation 1.5 et 1.7 donnent des informations sur la longueur d'onde caractéristique associée aux différents états de surface mesurés. La mesure du S_{al} nécessitant une surface 2D, elle a été faite à partir des données filtrées issues de la profilométrie. La valeur de $\langle \lambda_{a,BD} \rangle$ correspondant à la moyenne de l'ensemble des λ_a calculés pour chacun des profils parallèles à la direction de fabrication (cf figure 2.38) a également été obtenue à partir des données filtrées issues de la profilométrie.

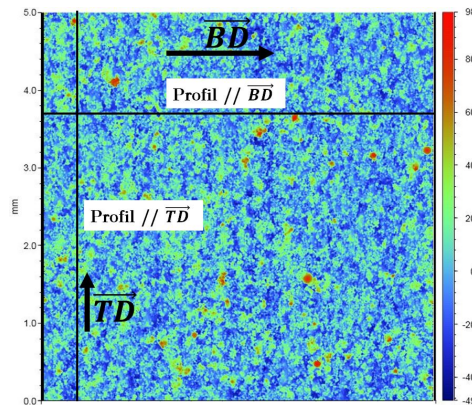


FIGURE 2.38 – Schématisation des profils utilisés pour caractériser la longueur d'onde et l'anisotropie des surfaces

La figure 2.39 montre les observations MEB des différents états de surface et met en évidence la distance entre deux creux consécutifs sur un profil. Pour les éprouvettes SLM SB, cette distance se situe entre 60 et 150 μm , ce qui correspond à une valeur 2 à 5 fois supérieure à l'épaisseur de couche (30 μm). Comme évoqué paragraphe 1.2.2.1, la longueur d'onde de la rugosité est liée à la profondeur du bain de fusion qui atteint plusieurs fois l'épaisseur d'une couche selon la puissance et la vitesse de lasage. Il est également remarquable, à partir de l'observation de la surface SLM SP15, que le polissage chimique de 15min ne semble pas modifier la longueur d'onde associée à la surface, soulignant le fait que l'amplitude des pics est réduite mais que les creux ne sont pas éliminés.

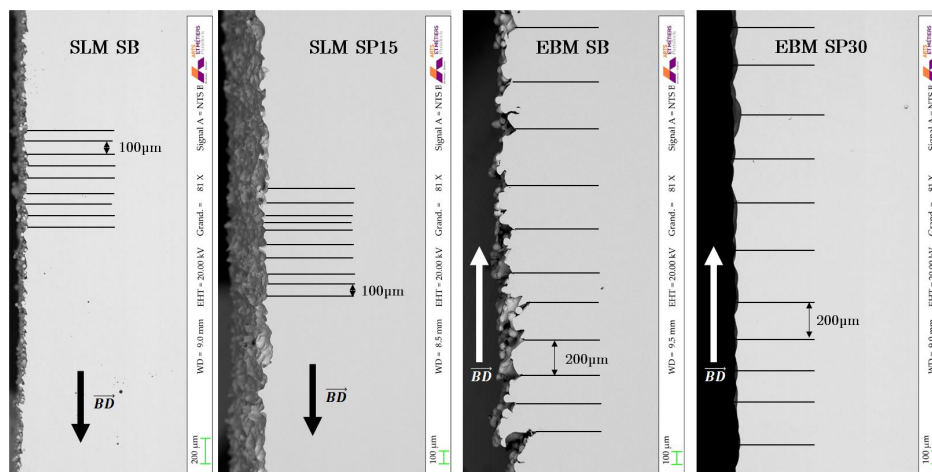


FIGURE 2.39 – Observations MEB des surfaces et mise en évidence de la longueur d'onde associée à chaque profil

Pour les éprouvettes EBM SB, cette distance se situe entre 150 et 250 μm . Ceci témoigne d'un bain de fusion plus profond qu'en SLM. L'étape de préfrittage des poudres permettant d'augmen-

ter la conductivité thermique du lit de poudre et les importantes puissances délivrées expliquent que la zone affectée thermiquement par le procédé soit grande (dans le cas présent entre 3 à 5 fois l'épaisseur de couche de 50 μm) [6]. Le polissage chimique de 30min permet d'éliminer les grains de poudre fusionnés ou partiellement fusionnés en surface et semble augmenter très légèrement la distance entre deux creux consécutifs avant et après polissage.

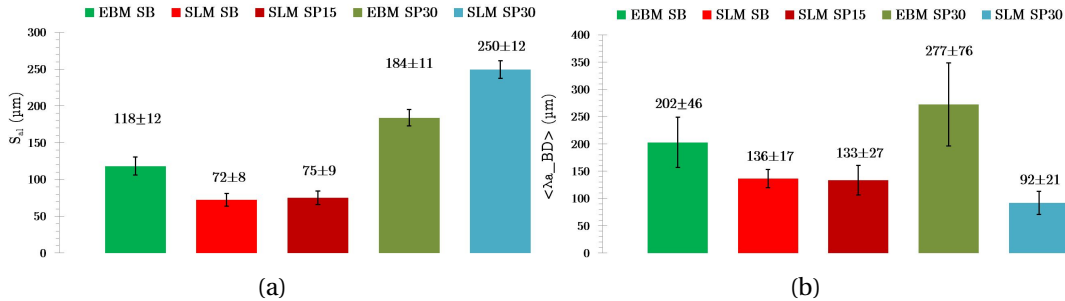


FIGURE 2.40 – Valeurs de S_{al} (a) et $\langle \lambda_{a_BD} \rangle$ (b) pour les différents états de surfaces, calculées à partir des données filtrées issues de la profilométrie

Les valeurs de S_{al} et $\langle \lambda_{a_BD} \rangle$ pour chacune des conditions sont renseignées respectivement figure 2.40a et 2.40b. Comme déjà évoqué dans l'état de l'art, le paramètre S_{al} symbolise la longueur minimale (dans toutes les directions du plan d'analyse) de laquelle il faut décaler la surface d'elle-même, pour qu'un maximum de creux de la surface décalée soient au-dessus d'un pic de la surface initiale (et ainsi avoir la condition $f_{ACF}(t_x, t_y) \leq 0.2$). En ce sens S_{al} permet de donner un ordre de grandeur de l'écart entre les pics et les creux de la surface. Les valeurs pour les différentes surfaces permettent de retranscrire une partie des observations faites figures 2.28 et 2.39 à savoir :

- le S_{al} des éprouvettes EBM SB est supérieur au S_{al} des éprouvettes SLM SB.
- le S_{al} des éprouvettes SLM SB et SLM SP15 est très proche, ce qui confirme que le polissage de 15min n'a pas d'effet sur la longueur d'onde caractéristique des surfaces dans le plan d'analyse.
- Après 30min de polissage sur éprouvette SLM SB, les creux assimilables à des entailles ne sont plus visibles (figure 2.28) et la longueur d'onde caractéristique du profil est augmentée de façon très significative.
- Le S_{al} des éprouvettes EBM SP30 est supérieur au S_{al} des éprouvettes EBM SB. Si cette tendance n'est pas nettement observable figure 2.39, il est possible que la direction dans laquelle la décroissance de la fonction d'autocorrélation soit maximale ne corresponde pas à la direction de fabrication.

En d'autres termes, cela signifie que l'on s'attend à avoir une occurrence de creux importante pour les éprouvettes SLM SB et SLM SP15, plus modérée pour les éprouvettes EBM SB et faible pour les éprouvettes EBM SP30 et SLM SP30. Les valeurs de $\langle \lambda_{a_BD} \rangle$ peuvent être comparées aux écarts creux-à-creux mesurés sur les observations MEB figure 2.39. Les valeurs de $\langle \lambda_{a_BD} \rangle$ sont légèrement supérieures aux valeurs de distance creux-à-creux visualisés, sans doute à cause des limitations de la technologie et du filtre utilisé mais permettent d'obtenir une bonne approximation de la longueur d'onde du profil. La valeur très faible du $\langle \lambda_{a_BD} \rangle$ des éprouvettes SLM SP30 s'explique par un très faible R_a . Les pics et creux étant éliminés par le polissage, le $\langle \lambda_{a_BD} \rangle$ mesuré n'est alors plus caractéristique de la forme prise par le bain de fusion lors de sa solidification pour cet état de surface.

Anisotropie L'anisotropie inhérente au procédé liée à la direction d'empilement des couches de matière peut entraîner une anisotropie de rugosité. Comme déjà évoqué précédemment, Edwards et Ramulu [4] mesurent un écart maximal entre le R_a longitudinal et le R_a transverse d'une éprouvette fabriquée à 90° de 13% (respectivement $35.8\mu\text{m}$ et $41.1\mu\text{m}$). D'après cette étude, le R_a est donc inférieur lorsque calculé à partir d'un profil parallèle à la direction de fabrication par rapport à un R_a calculé à partir d'un profil perpendiculaire à la direction de fabrication. Ceci constitue un résultat surprenant car on s'attend à ce que l'empilement des couches de matière participe à l'augmentation de la rugosité dans la direction longitudinale mais pas dans la direction transverse. L'observation au microscope optique d'un profil longitudinal et d'un profil transverse d'une éprouvette SLM SB fabriquée à 90° (figure 2.41a et 2.41b) semble effectivement montrer que la rugosité dans la direction longitudinale est supérieure à la rugosité dans la direction transverse. Afin de quantifier cela, les valeurs de $\langle R_{a_BD} \rangle$ (resp. $\langle R_{a_TD} \rangle$) correspondant à la moyenne de l'ensemble des R_a calculés pour chacun des profils parallèles (resp. perpendiculaire) à la direction de fabrication (cf figure 2.38) ont été calculées à partir des données filtrées issues de la profilométrie. Les résultats pour les différents états de surface étudiés sont présentés figure 2.42a. Les valeurs de $\langle R_{a_BD} \rangle$ et $\langle R_{a_TD} \rangle$ sont sensiblement égales pour les différents états de surfaces. Cela signifie que ces paramètres, calculés à partir des données de profilométrie filtrées ne permettent pas de capturer une orthotropie.

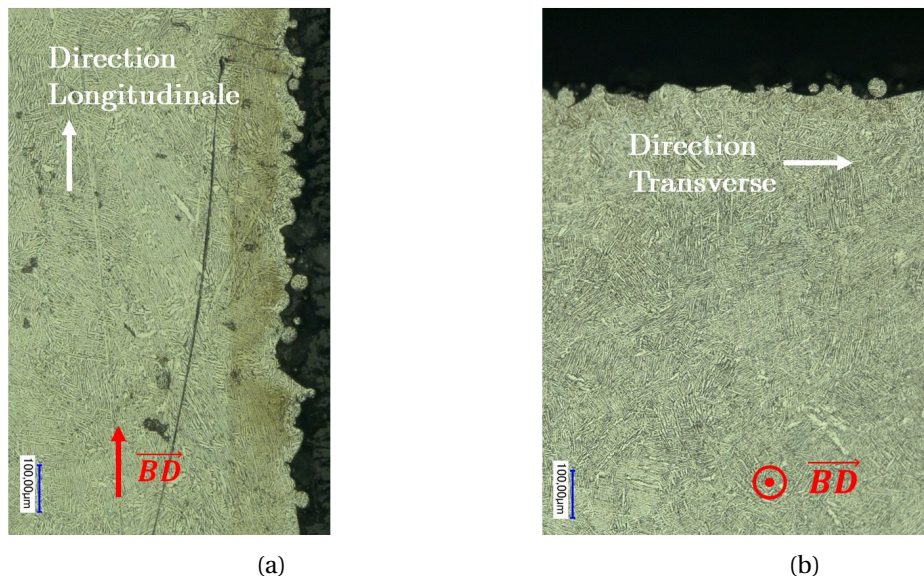


FIGURE 2.41 – Observations au microscope optique de coupes de la surface dans la direction longitudinale (a) et transverse (b)

Le facteur de forme d'état S_{tr} défini équation 1.6 est un paramètre permettant de rendre compte de l'anisotropie. Les valeurs de S_{tr} sont renseignées figure 2.42b. Celles-ci indiquent une faible anisotropie de la surface des éprouvettes EBM SB, SLM SB et SLM SP15 et une anisotropie plus marquée des éprouvettes EBM SP30 et SLM SP30. Les grains partiellement fusionnés en surface des éprouvettes EBM SB et SLM SB sont présents sur l'ensemble de la surface et participent à l'augmentation de la rugosité. Il est possible que la présence de ces grains en surface masque l'anisotropie liée à la direction d'empilement de couches. En effet lorsque les temps de polissage sont suffisants pour éliminer totalement les pics dus aux grains de poudre en surface, l'anisotropie est alors nettement marquée. Cependant, il n'est pas exclu que le procédé de polissage lui-même engendre une anisotropie (liée par exemple à l'axe de rotation de la solution chimique).

L'hypothèse d'une anisotropie engendrée par l'empilement des couches est vérifiable à partir des valeurs de S_{tr} sur les surfaces *downskin* des éprouvettes SLM SB fabriquées à $\theta = 80^\circ$ et $\theta = 70^\circ$

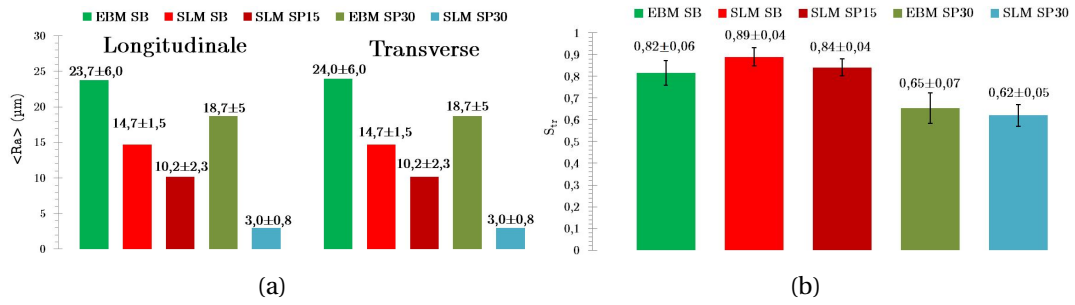


FIGURE 2.42 – Valeurs de $\langle R_{a_BD} \rangle$ et $\langle R_{a_TD} \rangle$ (a) et de S_{tr} (b) pour les différents états de surfaces inspectés à partir des données filtrées issues de la profilométrie

renseignées figure 4.39. Comme déjà évoqué, peu de grains étant collés sur ces surfaces, ils ne masquent pas la rugosité et la légère inclinaison permet de souligner l'anisotropie engendrée par l'effet "stair-case" associé à l'empilement des couches de matière. Aux angles inférieurs, les amas de poudre collés en surface ne permettent plus de mesurer via le S_{tr} une anisotropie marquée.

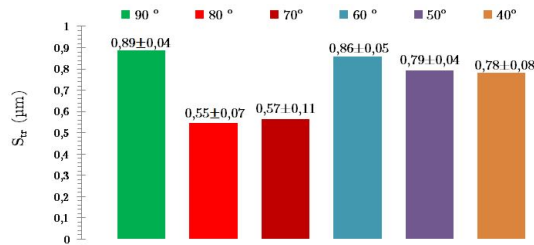


FIGURE 2.43 – Valeurs de S_{tr} pour les éprouvettes SLM SB fabriquées à différents angles θ

Cependant, la valeur du S_{tr} seule ne donne aucune indication sur les directions selon lesquelles la variation de la valeur de la fonction d'autocorrélation est maximale ou minimale. Cette indication est visible figure 2.44 à partir de l'observation des valeurs dans le plan de la fonction d'autocorrélation seuillée à la valeur 0.2 (valeur utilisée dans la norme pour le calcul des paramètres S_{al} et S_{tr}). La figure 2.44 montre que la variation jusqu'au seuil de 0.2 est presque systématiquement maximale dans la direction de fabrication et minimale dans la direction transverse, ce qui confirme l'hypothèse d'une anisotropie engendrée par l'empilement des couches. Ces figures permettent également de visualiser instantanément l'anisotropie plus marquée des éprouvettes SLM SB fabriquées à $\theta = 80^\circ$ et $\theta = 70^\circ$, ainsi que la décroissance plus lente de la fonction d'autocorrélation de la surface EBM SB, associée à une longueur d'onde plus importante.

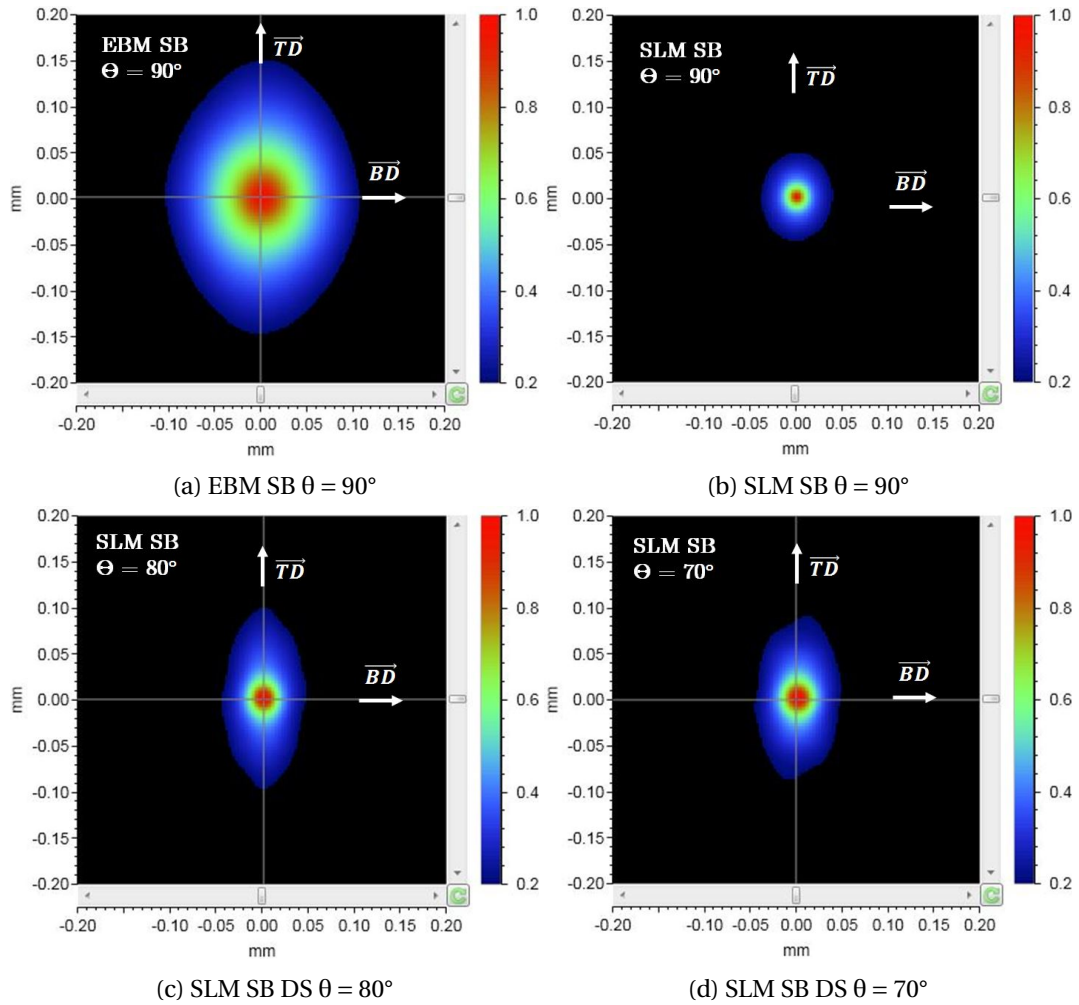


FIGURE 2.44 – Distribution dans le plan d'analyse des valeurs de la fonction d'autocorrélation seuillées à 0.2 pour différentes surfaces

2.4 État des contraintes résiduelles

Lors de la phase d'usinage des éprouvettes de Ti-6Al-4V, les importants efforts de coupe engendrés peuvent entraîner l'apparition de contraintes résiduelles de compression en surface. En effet, la déformation plastique du matériau en surface et en profondeur lors de la coupe, conduit généralement à l'apparition de contraintes résiduelles de compression [10]. Ces contraintes résiduelles modifient l'état de contrainte local et peuvent influencer sur la résistance en fatigue des éprouvettes [12].

2.4.1 Protocole expérimental

Les contraintes résiduelles en surface des éprouvettes testées en fatigue ont été mesurées par diffraction des rayons X, à l'aide de la méthode des $\sin^2\psi$, suivant la norme NF EN 15305 (les informations détaillant la méthode sont présentées par Deleuze [3]) et chacune des mesures a été faite au niveau de la zone utile de l'éprouvette. Les mesures ont été faites dans deux centres d'analyse différents :

- le Laboratoire Angevin de Mécanique, Procédés et innovAtion (LAMPA-ENSAM, Angers).
- le Laboratoire du site d'Arianegroup situé à Vernon (service JOLE82).

Les conditions expérimentales ont été gardées, dans chacun des centres d'analyse, sensiblement identiques. La tension d'accélération des électrons est de 40kV pour l'ensemble des mesures. Les RX sont produits par une anode en cuivre dont la longueur d'onde correspondant à la raie $K\alpha$ est de $\lambda = 1.5405620\mu\text{m}$. Cette anode est adaptée à la mesure sur des éprouvettes en titane car elle limite les effets de fluorescence, ce qui permet d'optimiser le rapport signal sur bruit. Le diamètre du spot utilisé est de 1mm. Environ 50% de l'intensité mesurée est issue d'une diffraction ayant lieu entre 0 et 5 μm de la surface et 90% issue d'une diffraction ayant lieu entre 0 et 10 μm . Le passage des déformations mesurées aux contraintes a été effectué en utilisant $E=110\text{ GPa}$ et $\nu = 0.33$, valeurs mécaniques macroscopiques mesurées sur nos éprouvettes. Différents lots d'éprouvettes ont été testés (une éprouvette par lot) :

- Lot SLM surface usinée (SLM SU traction) fabriqué pour les essais de traction/compression (avant et après essai).
- Lot SLM surface usinée (SLM SU torsion) fabriqué pour les essais de torsion (avant et après essai).
- Lot SLM SB (SLM SB torsion) fabriqué pour les essais de torsion (avant et après essai).
- Lot HR (HR traction) fabriqué pour les essais de traction/compression (avant et après essai).

Un profil de contrainte a également été réalisé sur une éprouvette issue du lot SLM SU traction avant essai. Une mesure est réalisée en surface puis des couches de matières sont enlevées par dissolution chimique. L'épaisseur enlevée est ensuite mesurée au micromètre et une nouvelle mesure de contrainte résiduelle est effectuée. Le procédé est répété jusqu'à ce que le niveau de contrainte mesuré soit proche de 0. Lorsque des couches de matière sont enlevées, il peut être important de prendre en compte la relaxation de contrainte due à la soustraction de contraintes mécaniques lors de l'enlèvement de matière sans quoi la contrainte mesurée après dissolution ne correspond pas à la contrainte réelle. Moore et Evans [11] proposent pour un enlèvement de matière à la surface d'un cylindre de rayon R une formule analytique afin de corriger la mesure de la contrainte normale telle que :

$$\sigma_z(r_1) = \sigma_{zm}(r_1) - 2 \int_{r_1}^R \frac{\sigma_{zm}(r) dr}{r} \quad (2.2)$$

Où $\sigma_z(r_1)$ est la valeur de la contrainte corrigée en $r = r_1$, $\sigma_{zm}(r_1)$ est la valeur de la contrainte mesurée en $r = r_1$ et $R - r_1$ correspond à l'épaisseur de matière enlevée. Dans le cas présent, la profondeur maximale du profil étant de 30 μm pour un cylindre de rayon $R=3.99\text{mm}$ (au niveau

de la zone de mesure) la correction du niveau de contrainte résiduelle est négligeable. L'incertitude renseignée de $\pm 80\text{MPa}$ correspond à l'écart type des différentes mesures en surface sur cette éprouvette auquel est additionné l'erreur de calcul. Cette incertitude est gardée constante pour les mesures en profondeur.

2.4.2 Résultat des mesures

Les résultats des mesures de contraintes résiduelles en surface sont synthétisés tableau 2.5. La contrainte renseignée est la contrainte normale dans la direction Z (direction de fabrication et de sollicitation lors des essais de traction). L'erreur de calcul renseignée correspond à l'erreur due à l'approximation du pic d'intensité et à l'ajustement de la courbe des $\sin^2\psi$. Cette erreur est significativement inférieure à l'incertitude totale sur la mesure. Les valeurs de contrainte, le long d'un profil, mesurées sur une éprouvette issue du lot SLM SU traction sont visibles figure 2.45. Plusieurs observations peuvent être faites :

- Les lots ayant été usinés présentent tous des contraintes résiduelles de compression en surface. Celles-ci sont modérées pour les lots SLM SU traction, avant (environ -170 MPa) et après essai (environ -150 MPa). Les mesures réalisées au LAMPA et à Arianegroup sont cohérentes sur ce point. Elles sont élevées pour les lots SLM SU torsion avant essai -470 MPa mais relaxent de manière importante. Enfin elles sont très élevées pour le lot HR traction avant essai (-610 MPa) et relaxent également. Cependant elles restent très élevées après essai (-410 MPa). Du point de vue des contraintes résiduelles, ce dernier lot ne respecte pas les spécifications aéronautiques classiquement données pour les essais de fatigue malgré des gammes d'usinage correspondant à celles du domaine.
- Le lot ayant une surface brute présente une erreur de calcul liée à la méthode du même ordre de grandeur que la valeur moyenne de la contrainte mesurée. Il est donc difficile de conclure mais les faibles valeurs des contraintes résiduelles mesurées sont cohérentes avec le traitement de détensionnement thermique qu'ont subi les éprouvettes.
- Le profil de contrainte mesurée montre que les contraintes résiduelles liées à l'usinage sont très superficielles puisqu'elles sont atténuées de moitié après $10\mu\text{m}$. Elles valent entre -50 et 0 MPa après $15\mu\text{m}$ et sont presque nulles après $30\mu\text{m}$.

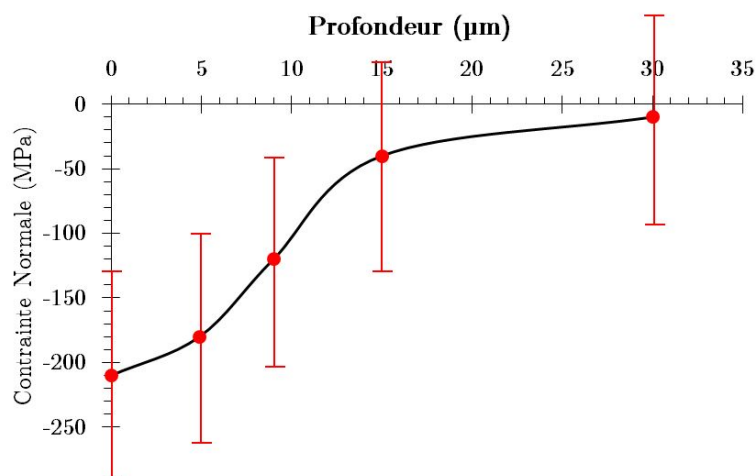


FIGURE 2.45 – Profil de contrainte réalisé sur une éprouvette SLM SU traction

Lots	Centre d'analyse	Total points de contrôle	$[\sigma_{min}; \sigma_{moy}; \sigma_{max}]$ (MPa)	Erreur calcul (MPa)
SLM SU traction avant essai	LAMPA	5	[-200;-160;-60]	20
	Arianegroup	4	[-210;-170;-110]	30
SLM SU traction après essai	LAMPA	4	[-190;-160;-150]	20
	Arianegroup	3	[-160;-130;-80]	30
SLM SU torsion avant essai	Arianegroup	6	[-550;-470;-400]	20
SLM SU torsion après essai	Arianegroup	1	-290	30
SLM SB torsion avant essai	Arianegroup	5	[10;60;130]	60
SLM SB torsion après essai	Arianegroup	1	40	30
HR traction avant essai	LAMPA	4	[-650;-610;-550]	30
HR traction après essai	LAMPA	3	[-430;-410;-390]	20

TABLEAU 2.5 – Synthèse des résultats d'analyse des contraintes résiduelles

2.5 Conclusion

La microstructure, la porosité, la rugosité et les contraintes résiduelles sont des paramètres qu'il est important de caractériser afin de pouvoir comprendre, quantifier et modéliser leur effet sur le comportement en fatigue. Dans le cas des éprouvettes fabriquées par SLM et EBM, un traitement de CIC et de détensionnement ont été systématiquement appliqués afin de s'affranchir de l'effet des porosités et des contraintes résiduelles (avant usinage).

La microstructure des différents lots a été déterminée par des observations au microscope optique ainsi que par EBSD. Après CIC, les éprouvettes SLM et EBM ont une microstructure lamellaire composée de lamelles α d'environ $2\mu\text{m}$ de largeur. Les ex-grains β allongés le long de la direction de fabrication lorsqu'ils sont dans le volume et inclinés lorsqu'ils sont proches de la surface témoignent de l'histoire thermique du procédé. Si ces ex-grains β sont texturés, ce n'est plus le cas des grains α après la transformation $\beta \rightarrow \alpha$, ce qui atteste du fait qu'il y a pas de sélection privilégiée de variants lors de la transformation.

La rugosité de différents lots d'éprouvettes testés en fatigue a été analysée à la fois à partir d'observations de coupes 2D et de captures 3D par profilométrie optique. Si la méthode 2D permet de capturer précisément le profil de la surface, elle nécessite une grande longueur d'analyse afin d'être représentative de l'état de surface réelle. Ceci est d'autant plus vrai que certains états de surface contiennent des défauts ponctuels (type notch-like pour l'EBM SB). L'influence de l'angle de fabrication pour des éprouvettes fabriquées par SLM a également été déterminée. Si une légère inclinaison (80 ou 70°) améliore l'état de surface *downskin* par rapport à des éprouvettes verticales (90°), une trop forte inclinaison ($\leq 60^\circ$) détériore l'état de surface à mesure que l'on se rapproche de l'horizontalité. À l'inverse, la rugosité de surface *upskin* diminue à mesure que l'inclinaison augmente. Ceci est résumé figures 2.46a et 2.46b qui illustrent la variation du paramètre R_a en fonction de l'angle de fabrication pour les surfaces *downskin* et *upskin* respectivement. L'ordre de grandeur de la longueur d'onde associée à la profondeur du bain de fusion a été déterminée à partir d'observations MEB, du calcul du paramètre S_{tr} et de la longueur d'onde moyenne $\langle \lambda_a \rangle$. Pour les éprouvettes SLM SB et EBM SB, cette longueur d'onde se situe autour de $100\mu\text{m}$ et $200\mu\text{m}$ respectivement. L'anisotropie liée à l'effet "stair-case" a pu être capturée à travers le calcul du paramètre S_{tr} . Elle est très limitée pour les éprouvettes EBM SB et SLM SB fabriquées à $\theta = 90^\circ$ et plus marquée pour les éprouvettes SLM SB fabriquées à $\theta = 80^\circ$ et $\theta = 70^\circ$.

Enfin les contraintes résiduelles en surface de différents lots d'éprouvettes testées en fatigue ont été mesurées. Elles sont très importantes pour le lot HR traction, importantes pour le lot SLM SU torsion et modérées pour le lot SLM SU traction. Le profil de contrainte mesuré montre que celles-ci sont très superficielles et largement atténuées après $15\mu\text{m}$. Les contraintes résiduelles des éprouvettes SLM SB sont très faibles puisqu'un traitement de détensionnement a été réalisé après la fabrication.

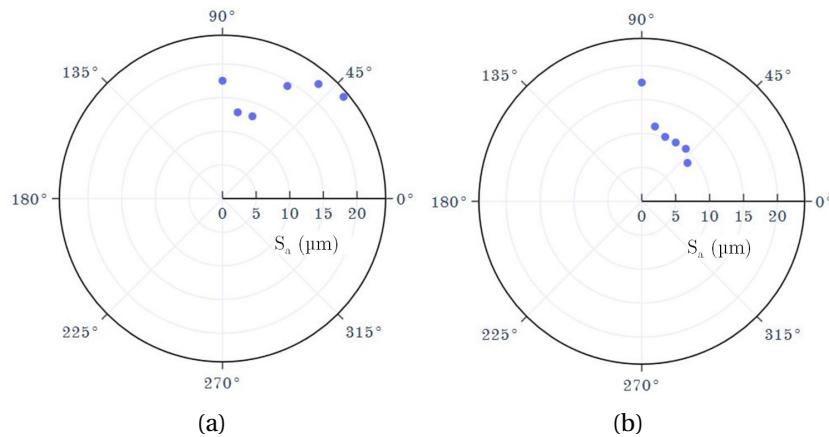


FIGURE 2.46 – Variation du R_a en fonction de l'angle de fabrication θ pour les surfaces SLM *downskin* (a) et *upskin* (b)

Références

- [1] ANTONYSAMY, A. A., J. MEYER et P. B. PRANGNELL. 2013, «Effect of build geometry on the β -grain structure and texture in additive manufacture of Ti6Al4V by selective electron beam melting», *Materials Characterization*, vol. 84, p. 153–168. [ix](#), [76](#), [80](#)
- [2] CHASTAND, V., A. TEZENAS, Y. CADORET, P. QUAEGBEUR, W. MAIA et E. CHARKALUK. 2016, «Fatigue characterization of Titanium Ti-6Al-4V samples produced by Additive Manufacturing», *Procedia Structural Integrity*, vol. 2, p. 3168–3176. [76](#)
- [3] DELEUZE, C. 2010, *Méthodologie d'analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X sur des pièces d'alliages de titane de nuance Ti-10V-2Fe-3Al*., thèse de doctorat, Ecole nationale supérieure des Arts et Métiers. [99](#)
- [4] EDWARDS, P. et M. RAMULU. 2014, «Fatigue performance evaluation of selective laser melted Ti-6Al-4V», *Materials Science and Engineering A*, vol. 598, p. 327–337. [76](#), [96](#)
- [5] DE FORMANOIR, C., S. MICHOTTE, O. RIGO, L. GERMAIN et S. GODET. 2016, «Electron beam melted Ti-6Al-4V : Microstructure, texture and mechanical behavior of the as-built and heat-treated material», *Materials Science and Engineering A*, vol. 652, p. 105–119. [80](#)
- [6] GIBSON, I., D. W. ROSEN et B. STUCKER. 2010, *Additive manufacturing technologies : Rapid prototyping to direct digital manufacturing*, 1–459 p.. [95](#)
- [7] KOUTIRI, I., E. PESSARD, P. PEYRE, O. AMLOU et T. DE TERRIS. 2018, «Influence of SLM process parameters on the surface finish, porosity rate and fatigue behavior of as-built Inconel 625 parts», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 255, n° June 2017, p. 536–546. [90](#)
- [8] LE BIAVANT-GUERRIER, K. 2000, *Etude de l'amorçage de fissure de fatigue dans le TI-6AL-4V*, thèse de doctorat, Ecole Centrale Paris. [74](#)
- [9] LEE, K.-S. et J.-H. SONG. 2006, «Estimation methods for strain-life fatigue properties from hardness», *International Journal of Fatigue*, vol. 28, p. 386–400. [81](#)
- [10] MAHDI, M. et L. ZHANG. 1999, «Applied mechanics in grinding. Part 7 : Residual stresses induced by the full coupling of mechanical deformation, thermal deformation and phase transformation», *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. [99](#)
- [11] MOORE, M. G. et W. P. EVANS. 1958, «Mathematical Correction for Stress in Removed Layers in X-Ray Diffraction Residual Stress Analysis», cahier de recherche. [99](#)

- [12] MOUSSAOUI, K. 2013, *Influence de l'usinage sur la durée de vie en fatigue de pièces aéronautiques en alliage de titane*, thèse de doctorat, Université Toulouse 3 Paul Sabatier. 99
- [13] MURAKAMI, Y. 2002, «Chapter 4 - Effect of Size and Geometry of Small Defects on the Fatigue Limit», dans *Metal Fatigue*, ISBN 978-0-08-044064-4, p. 35–55. 81
- [14] PERSENOT, T., A. BURR, G. MARTIN, J. Y. BUFFIERE, R. DENDIEVEL et E. MAIRE. 2019, «Effect of build orientation on the fatigue properties of as-built Electron Beam Melted Ti-6Al-4V alloy», *International Journal of Fatigue*, vol. 118, p. 65–76. 86
- [15] PERSENOT, T., G. MARTIN, R. DENDIEVEL, J.-Y. BU et E. MAIRE. 2018, «Materials Characterization Enhancing the tensile properties of EBM as-built thin parts : Effect of HIP and chemical etching», vol. 143, n° November 2017, p. 82–93. 86
- [16] SHI, R., V. DIXIT, H. L. FRASER et Y. WANG. 2014, «ScienceDirect Variant selection of grain boundary a by special prior b grain boundaries in titanium alloys», *Acta Materialia*, p. 156–166. xv, 75, 76
- [17] SIMONELLI, M., Y. Y. TSE et C. TUCK. 2014, «Effect of the build orientation on the mechanical properties and fracture modes of SLM Ti-6Al-4V», *Materials Science and Engineering A*, vol. 616, p. 1–11. 76, 80
- [18] STOUT, K., P. SULLIVAN, W. DONG, E. MAINSAH, N. LUO, T. MATHIA et H. ZAHOUANI. 2001, *Development of methods for Characterisation of Roughness in Three Dimensions*, 1^{re} éd., 384 p.. 87
- [19] STRANO, G., L. HAO, R. M. EVERSON et K. E. EVANS. 2013, «Surface roughness analysis, modelling and prediction in selective laser melting», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 213, n° 4, p. 589–597. 90
- [20] SUARD, M. 2015, *Caractérisation et optimisation de structures treillis fabriquées par EBM*, thèse de doctorat, Université Grenoble Alpes. 85, 86
- [21] THIJS, L., F. VERHAEGHE, T. CRAEGHS, J. V. HUMBEECK et J. P. KRUTH. 2010, «A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V», *Acta Materialia*, vol. 58, n° 9, p. 3303–3312. 76
- [22] ZABALA, A., L. BLUNT, W. TATO, A. AGINAGALDE, X. GOMEZ et I. LLAVORI. 2018, «The use of areal surface topography characterisation in relation to fatigue performance», vol. 14013, p. 1–6. 87

Chapitre 3

Comportement en fatigue

Sommaire

3.1 Comportement mécanique cyclique	106
3.1.1 Essais d'écrouissage cyclique en traction $R=-1$	106
3.2 Comportement en fatigue des éprouvettes usinées	110
3.2.1 Essais de fatigue en traction $R=-1$	110
3.2.2 Essais de fatigue en torsion $R=-1$	112
3.3 Effet de la surface "as-built" sur le comportement en fatigue	116
3.3.1 Essais de fatigue en traction $R=-1$	116
3.3.2 Essais de fatigue en torsion $R=-1$	119
3.3.3 Essais de fatigue sur éprouvettes plates en traction $R=0.1$	122
3.3.4 Analyse des déformations plastiques locales	124
3.4 Influence du polissage chimique sur le comportement en fatigue	131
3.4.1 Essais de fatigue en traction $R=-1$	131
3.5 Recherche d'un défaut équivalent à la surface	135
3.5.1 Démarche expérimentale	135
3.5.2 Résultat des essais de fatigue en traction $R=0.1$	136
3.6 Conclusions et lien entre le comportement en fatigue et les paramètres de rugosité	139
Références	140

Les principaux paramètres matériau affectant le comportement en fatigue des pièces de Ti-6Al-4V ayant été caractérisés précédemment (microstructure, rugosité, porosité et contraintes résiduelles), la détermination expérimentale de l'influence de l'état de surface sur le comportement en fatigue nécessite la réalisation d'essais de fatigue, pour différents états de surface, tout autre paramètre étant égal par ailleurs. Le plan d'expérience réalisé permet de quantifier l'influence de la rugosité, de caractériser les mécanismes d'amorçage et également de construire et d'alimenter un modèle numérique visant à modéliser l'influence de la surface sur la résistance en fatigue, présenté dans le chapitre suivant. Ces différents objectifs justifient l'ensemble des essais expérimentaux réalisés :

- Caractérisation du comportement mécanique cyclique afin de déterminer les lois de comportement utilisées dans le modèle numérique : essais d'érouissage cyclique en traction à $R=-1$ sur éprouvettes cylindriques SLM SU.
- Quantification de l'influence de l'état de surface sur la résistance en fatigue pour différents chargements : comparaison des essais de traction ($R=-1$) et torsion ($R=-1$) réalisés sur éprouvettes cylindriques SLM SU et SB, EBM SU et SB.
- Caractérisation de l'amorçage ayant lieu en surface des éprouvettes "as-built" et détermination de la plasticité locale en fond d'entaille : essais de fatigue en traction ($R=0.1$) sur éprouvettes plates SLM SB.
- Quantification de l'influence d'un état de surface intermédiaire entre l'état "as-built" et l'état usiné sur la résistance en fatigue afin de vérifier la méthodologie numérique développée : essais de fatigue en traction ($R=-1$) sur éprouvettes cylindriques SLM SP15 et EBM SP30.
- Recherche d'un défaut surfacique de dimension contrôlée, équivalent à la rugosité des éprouvettes plates SLM SB du point de vue de la fatigue afin de construire le modèle numérique : essais de fatigue en traction ($R=0.1$) sur éprouvettes plates SLM SU et surface entaillées.

Pour rappel : toutes les éprouvettes SLM testées en fatigue ont subi un traitement de détensionnement ainsi qu'un CIC; toutes les éprouvettes EBM testées en fatigue ont subi un CIC.

3.1 Comportement mécanique cyclique

3.1.1 Essais d'érouissage cyclique en traction $R=-1$

L'objectif des essais d'érouissage cyclique est de déterminer l'évolution du comportement mécanique élastoplastique macroscopique du matériau lorsque celui-ci est soumis à une sollicitation cyclique et cela afin d'identifier un modèle de comportement cyclique propre au matériau, qui sera par la suite utilisé pour les simulations numériques.

3.1.1.1 Conditions des essais d'érouissage cyclique

Les éprouvettes utilisées ont une géométrie cylindrique de section constante comme illustré figure 2.2c. Les essais de traction/compression $R=-1$ ont été effectués sur une machine servo-hydraulique MTS à une fréquence de $f=0.1$ Hz, à différents niveaux de déformation imposée : 0.8%, 0.9%, 1.1% et 1.3%. À l'exception de l'essai à 0.8% de déformation imposée, les essais ont été réalisés jusqu'à la rupture de l'éprouvette.

3.1.1.2 Résultats des essais d'érouissage cyclique

Les résultats des essais sont présentés figure 3.1a et 3.1b. L'alliage de Ti-6Al-4V testé présente une phase d'adoucissement rapide lors des cent premiers cycles, suivie d'une seconde phase d'adoucissement lent jusqu'à la rupture de l'éprouvette ou stabilisation de la contrainte. Une asymétrie entre la traction et la compression est également observable sur les cycles à demi-vie présentés figure 3.1b. Cette asymétrie avait déjà été remarquée sur des alliages de titane par Neeraj et al [22].

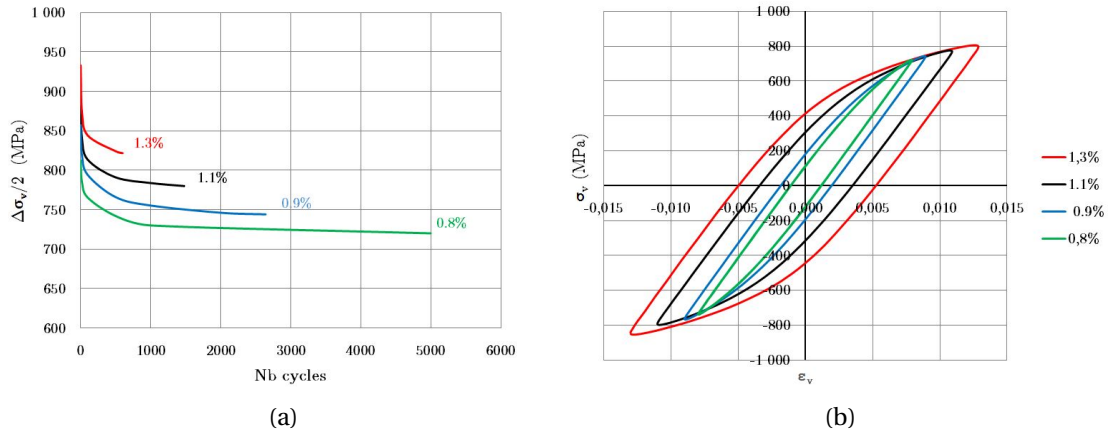


FIGURE 3.1 – Évolution de l’amplitude de la contrainte vraie lors des essais d’érouissage cyclique pour les différents niveaux de déformation imposée (a); cycles à demi-vie (ou stabilisés pour le niveau à 0.8%) en contrainte vraie/déformation vraie, pour les différents niveaux de déformation imposée (b)

Le phase d’adoucissement observable ici correspond à un érouissage isotrope entraînant sur le comportement mécanique macroscopique une diminution progressive de la limite élastique. Les essais réalisés à 1.1%, 0.9% et 0.8% de déformation montrent que l’évolution de l’amplitude de contrainte est minime après $\frac{N_r}{2}$ comme le montre la figure 3.1a. Ainsi la modélisation du comportement élastoplastique cyclique macroscopique du matériau se fera à partir des boucles d’hystérésis stabilisées à mi-durée de vie présentées figure 3.1b pour ces niveaux de déformation. Pour l’essai à 1.3% de déformation imposée, le dernier cycle non affecté par la rupture a été utilisé. La phase d’adoucissement ne sera pas prise en compte dans la modélisation.

3.1.1.3 Détermination de la loi de comportement

Le comportement du matériau est choisi comme élastique ou élastoplastique. L’élasticité est de type isotrope linéaire et le module est identifié à partir de la phase de décharge des boucles d’hystérésis stabilisées. Afin d’étudier par simulation numérique avec la méthode des éléments finis, l’évolution des champs de contraintes et de déformations à la surface des éprouvettes obtenues par SLM et EBM, lorsqu’elles sont soumises à un chargement cyclique, l’identification d’un modèle de comportement cyclique est nécessaire. L’optimisation des paramètres de la loi de comportement à partir des boucles d’hystérésis à mi-durée de vie est faite à l’aide du logiciel Zébulon. Elle vise à minimiser l’écart entre les courbes contraintes vraies/déformations vraies expérimentales et calculées numériquement à partir de la loi de comportement optimisée. Dans un premier temps, un algorithme d’optimisation génétique est utilisé afin d’approximer la solution et d’éviter le problème des minima locaux. La loi issue de cette première boucle d’optimisation sert ensuite à initialiser la seconde optimisation fondée sur l’algorithme de Levenberg-Marquardt [17]. Les résultats de l’optimisation sont présentés figure 3.2. L’écart entre les données expérimentales et simulées est très faible, surtout pour les niveaux de déformation de 1.1% et 1.3%. Cependant la loi de comportement issue de l’optimisation ne permet pas de prendre en compte l’asymétrie entre la traction et la compression. Enfin il est toujours possible de complexifier la loi de comportement, et donc d’augmenter le nombre de paramètres, afin d’avoir une meilleure correspondance entre les données expérimentales et simulées; mais un modèle trop complexe risquerait d’allourdir inutilement les calculs éléments finis.

Le module d’élasticité isotrope déterminé à partir de la décharge des boucles d’hystérésis associées à chacun des essais est de 110 GPa. Un coefficient de poisson de 0.34 a également été considéré pour modéliser la partie élastique du comportement du matériau. Afin de modéliser la plasticité cyclique, un modèle de type Armstrong Frederic [10] incluant deux érouissages cinématiques non linéaires et un érouissage isotrope a été choisi à l’issue de l’optimisation. La fonction

TABLEAU 3.1 – Paramètres du modèle de comportement élastoplastique

Paramètre	E	ν	C_1	D_1	C_2	D_2	R_0	K
Valeur	110 GPa	0.34	$1.0e^5$ MPa	$3.0e^2$	$1.4e^{-2}$ MPa	$1.45e^2$	$5.41e^2$ MPa	$-1.06e^2$ MPa

de charge, fondée sur la contrainte de Von-Mises est la suivante :

$$f_{vm}(\bar{\sigma}, \bar{X}, R) = \sqrt{\frac{3}{2}(\bar{\sigma}^d - \bar{X}^d) : (\bar{\sigma}^d - \bar{X}^d)} - R \quad (3.1)$$

où $\bar{\sigma}^d$ est la partie déviatorique du tenseur des contraintes, \bar{X}^d la partie déviatorique de l'écroissage cinématique calculée à partir des équations 3.2 et 3.3, et R est l'écroissage isotrope calculé en utilisant l'équation 3.4.

$$\bar{n} = \frac{3}{2} \frac{\bar{\sigma}^d - \bar{X}^d}{f_{vm}} \quad (3.2)$$

$$\bar{m}_{kin} = \bar{n} - \frac{3D}{2C} \bar{X} \quad (3.3)$$

$$R = R_0 + Kp \quad (3.4)$$

où p est la déformation plastique cumulée. Le tableau 3.1 résume les paramètres déterminés à l'issue de l'optimisation.

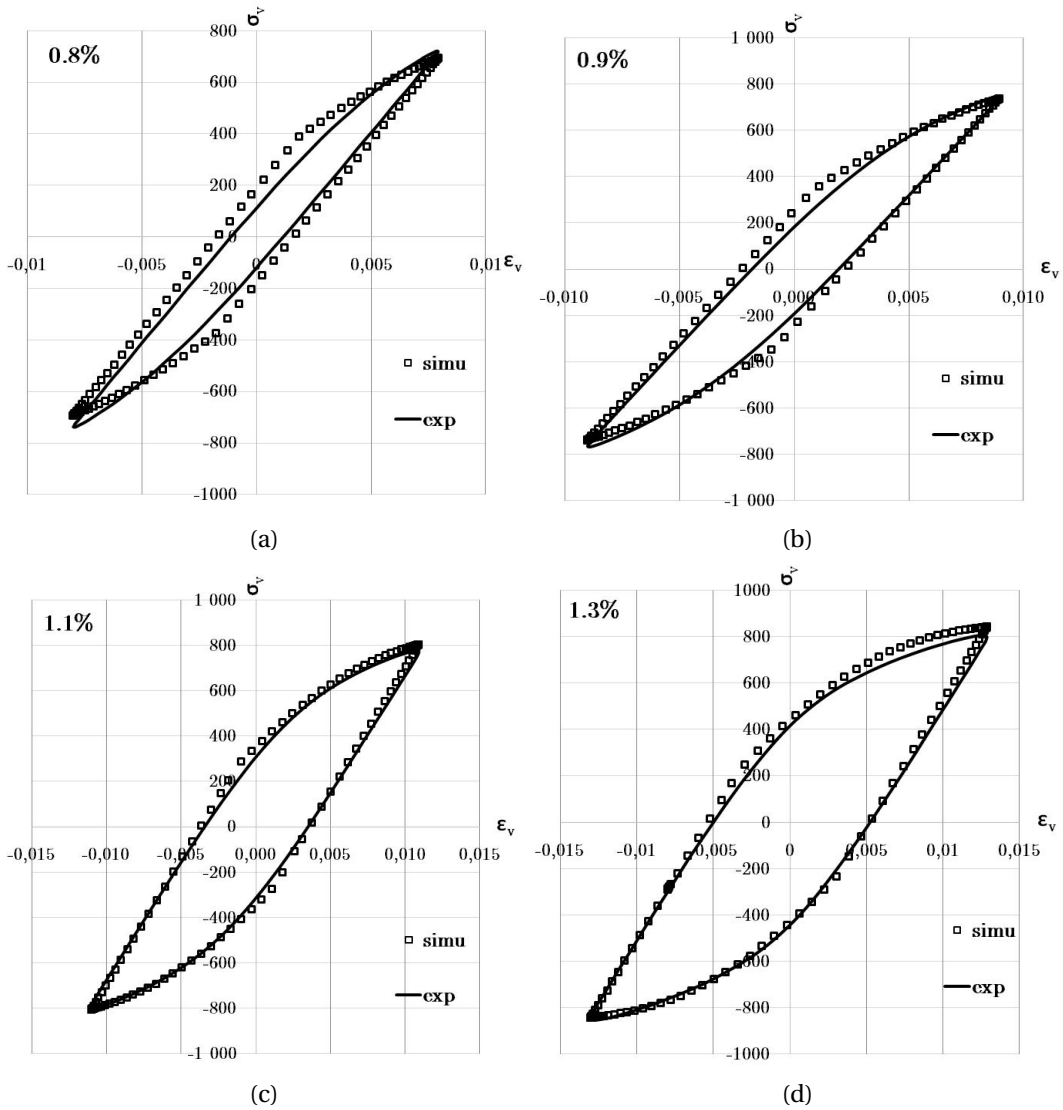


FIGURE 3.2 – Résultat de l’optimisation de la loi de comportement à partir des boucles d’hystérésis expérimentales à mi-durée de vie

3.2 Comportement en fatigue des éprouvettes usinées

3.2.1 Essais de fatigue en traction $R=-1$

3.2.1.1 Conditions des essais de fatigue en traction $R=-1$

Les éprouvettes SLM SU et EBM SU ont une géométrie identique aux éprouvettes d'érouissage cyclique, visible figure 2.2c. Ces éprouvettes ont un diamètre de 7.98 mm et une section constante sur une longueur de 20mm. Les éprouvettes HR présentées figure 2.7 sont cylindriques mais n'ont pas une section constante. Les essais uniaxiaux de traction/compression ($R=-1$) ont été réalisés à force imposée suivant un signal sinusoïdal, à l'air et à température ambiante. Ces essais ont été conduits sur un vibrophore Zwick, à environ 90Hz pour les éprouvettes HR et 115Hz pour les éprouvettes SLM SU et EBM SU, respectivement, en accord avec la norme ISO 1099. Le critère d'arrêt est une chute de la fréquence de 1Hz, ce qui correspond à une fissure de fatigue d'environ 3mm de long, ou un nombre de cycles égal à 2×10^6 cycles. Une caméra infrarouge SC4000 a été utilisée durant les essais afin de s'assurer qu'il n'y avait pas d'auto-échauffement des éprouvettes (mesuré $< 0.7^\circ$ lors des essais). Enfin les limites de fatigue à 2×10^6 cycles sont calculées à partir de la méthode *staircase* [7] et correspondent donc à une probabilité d'amorçage de 50%.

3.2.1.2 Résultats des essais de fatigue en traction $R=-1$

La figure 3.3-a illustre les résultats obtenus pour les essais de traction/compression. Le tableau 3.3 indique les limites en fatigue de chacun des lots à 2×10^6 cycles et l'écart type associé lorsque celui-ci est valide. Les éprouvettes HR présentent la meilleure résistance en fatigue, ce qui semble en accord avec la microstructure équiaxe fine, très appropriée pour des applications en fatigue [15]. De plus, d'importantes contraintes résiduelles ont été mesurées en surface d'éprouvettes HR (-410 MPa après essai), ce qui participe également à l'augmentation de la résistance en fatigue. Les éprouvettes SLM SU présentent une résistance en fatigue inférieure d'environ 150MPa (contrainte maximale), et cela sur toute la zone de durée de vie. Cet écart peut s'expliquer par les différences de microstructure. Cependant les mesures de dureté presque identiques ne permettaient pas de prédire ce résultat. La comparaison des données expérimentales SLM SU à des données issues des travaux de Molaei et al [20] et Kasperovich et al [14] est faite figure 3.3-b. Dans ces deux études, leurs éprouvettes sont également faites par SLM en Z, post-traitées par SR, CIC et usinées. Elles sont en plus polies (on peut donc supposer que les contraintes résiduelles en surface sont très faibles) puis testées en traction/compression à $R=-1$. Les résultats sont comparables, notamment pour les grandes durées de vie, ce qui souligne la faible influence des contraintes résiduelles présentes en surface de notre lot SLM SU. Les durées de vie des essais de fatigue des éprouvettes EBM SU semblent être réparties en deux populations : EBM SU P1 ; EBM SU P2. La première population (EBM SU P1) possède une durée de vie proche des éprouvettes SLM SU. La microstructure et le protocole d'usinage entre les lots SLM et EBM étant identiques (tous les lots ont été post-traités par CIC), il semble cohérent que ces deux séries aient une même résistance en fatigue. La seconde (EBM SU P2) présente une tenue en fatigue réduite par rapport à la première. L'analyse des faciès de rupture présentée ci-dessous permet d'expliquer ces résultats.

3.2.1.3 Analyse des faciès de rupture

L'analyse des faciès de rupture révèle que l'ensemble des éprouvettes testées ont amorcé en surface. Les éprouvettes issues des lots HR et SLM SU présentent toutes un amorçage surfacique à partir d'une hétérogénéité microstructurale, comme visible figures 3.4a, 3.4b, 3.4c et 3.4d. L'amorçage des éprouvettes EBM SU P1 se fait à partir d'une hétérogénéité microstructurale (figures 3.4e et 3.4f), alors que l'amorçage des éprouvettes EBM SU P2 a lieu à partir d'un important défaut resté en surface après l'usinage (figures 3.5a et 3.5b). La présence de ces défauts entraîne donc un amorçage prématuré et explique la répartition en deux populations des résultats de fatigue des

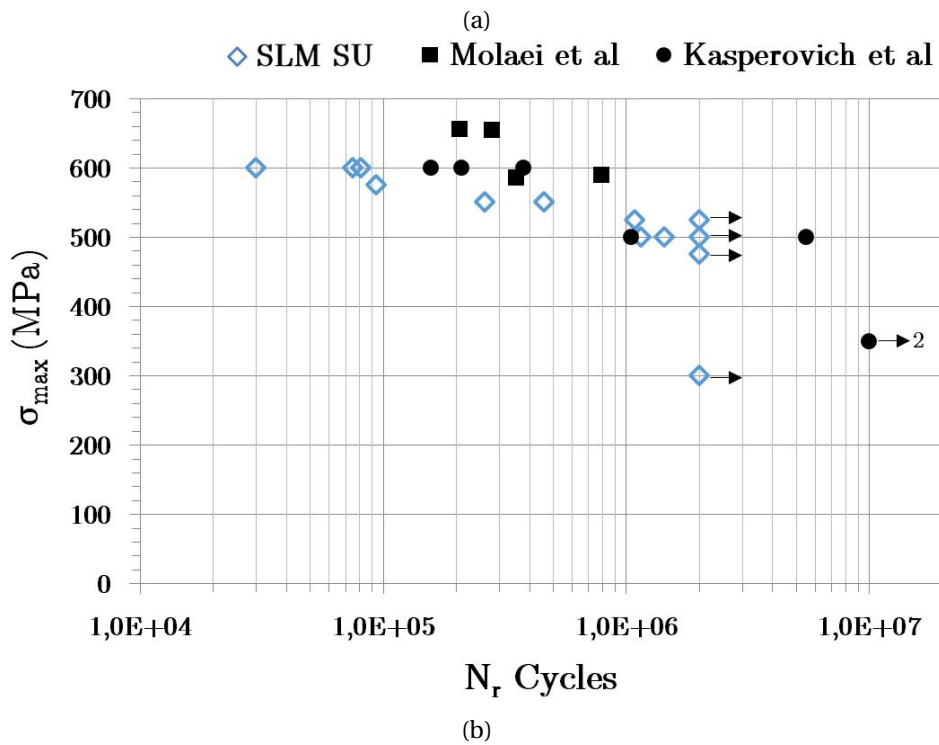
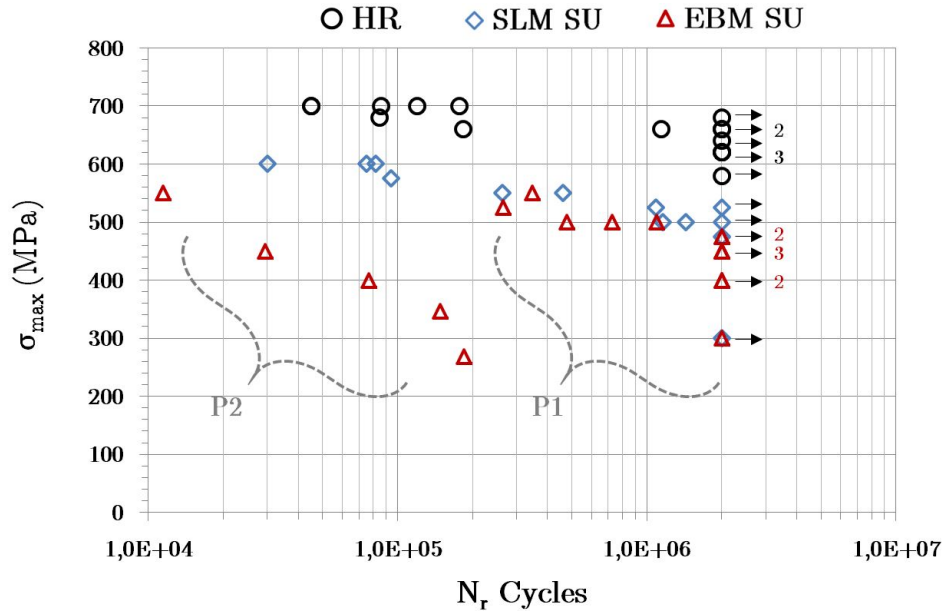


FIGURE 3.3 – résultats des essais de fatigue en traction R=-1 sur éprouvettes usinées (a); Comparaison des résultats sur éprouvettes SLM SU avec les données issues des travaux de Molaei et al [20] et Kasperovich et al [14] (b)

éprouvettes EBM SU. Enfin aucun pore non débouchant n'a été observé sur les faciès de rupture des éprouvettes, ce qui confirme que le post-traitement CIC a bien eu l'effet escompté.

3.2.2 Essais de fatigue en torsion $R=-1$

3.2.2.1 Conditions des essais de fatigue en torsion $R=-1$

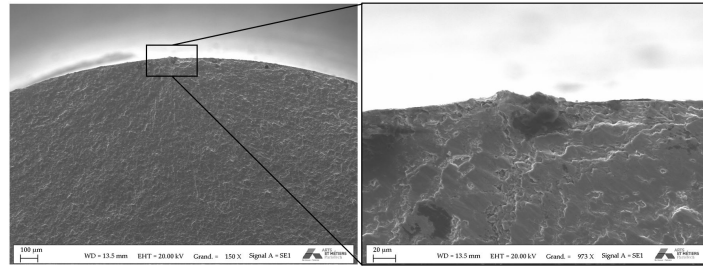
Seules les éprouvettes SLM SU ont été testées en torsion. La géométrie des éprouvettes est présentée figure 2.3c. Les essais de torsion ont été réalisés sur une machine MTS servo-hydraulique à une fréquence de 10Hz, à couple imposé, avec un rapport de charge $R=-1$, en accord avec la norme ISO 1352. Le critère d'arrêt utilisé est un dépassement de l'angle de rotation de 1° , ce qui correspond à une fissure de quelques mm, ou un nombre de cycles égal à 2×10^6 . Un système de refroidissement par air comprimé a été utilisé afin de limiter l'auto-échauffement des éprouvettes durant l'essai (mesuré $< 0.5^\circ$ lors des essais). Les essais de torsion génèrent des niveaux de plasticité plus élevés que les essais de traction uniaxiale et on s'attend à ce que la sensibilité aux surfaces brutes SLM et EBM soit différente lors des essais de traction et de torsion.

3.2.2.2 Résultats des essais de fatigue en torsion $R=-1$

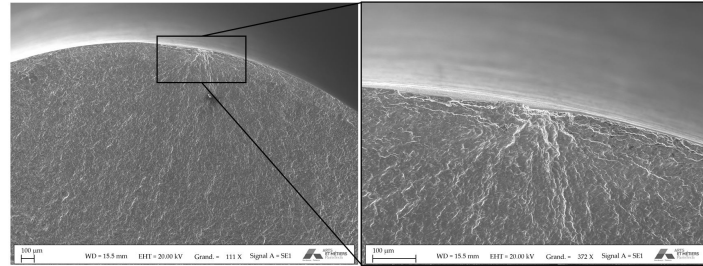
La figure 3.6 illustre les résultats des essais de torsion à $R=-1$. Les résultats d'essais de torsion sur une éprouvette verticale et une éprouvette à 45° SLM CIC usinées et polies, obtenus par Molaei et al [20], sont également renseignés. Les importantes contraintes résiduelles mesurées à la surface des éprouvettes de torsion semblent avoir un effet limité sur la résistance en fatigue puisque les résultats obtenus à partir d'éprouvettes polies par Molaei et al semblent similaires aux nôtres. La comparaison avec une éprouvette fabriquée à 45° est possible car, après CIC et usinage, l'anisotropie liée au procédé de fabrication n'est plus significative du point de vue de la fatigue [20, 21, 28]. La limite en fatigue en torsion des éprouvettes SLM SU est renseignée tableau 3.3.

3.2.2.3 Analyse des faciès de rupture

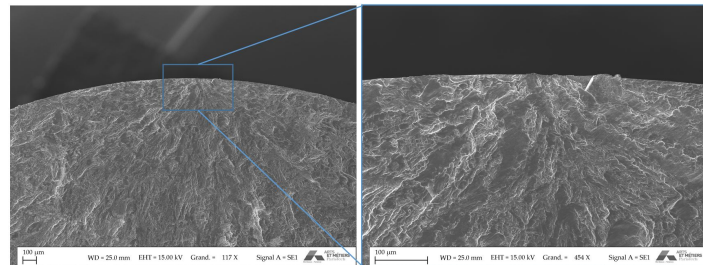
L'ensemble des éprouvettes rompues ont amorcé à partir de la surface. Deux faciès typiques sont présentés figures 3.7a et 3.7b. Ils montrent un amorçage à partir d'une hétérogénéité microstructurale. Les figures 3.8a et 3.8b montrent l'orientation des fissures en surface des éprouvettes SLM SU testées en torsion ($R=-1$). Pour l'ensemble des éprouvettes, l'orientation de la fissure initialement amorcée coïncide avec l'un des plans de cisaillement maximal. Les fissures apparaissent sur le plan horizontal ou vertical. Bien que les éprouvettes soient fabriquées verticalement, il ne semble donc pas que l'interface entre deux couches de matière constitue un site critique pour l'amorçage en fatigue lors d'essais de torsion car sinon l'amorçage aurait majoritairement été observé selon le plan horizontal de cisaillement maximal. Des observations similaires sont faites dans l'étude de Molaei et al [20]. Les figures montrent également qu'après une phase de propagation sur environ 0.25 mm de part et d'autre du site d'amorçage, la fissure adopte une orientation similaire à celle du plan de contrainte principale maximale, orienté à 45° par rapport à l'axe de rotation. Ces observations montrent que sur les éprouvettes SLM SU testées en torsion, la phase d'amorçage est pilotée par le cisaillement et cela pour l'ensemble des durées de vie et niveaux de contraintes testés.



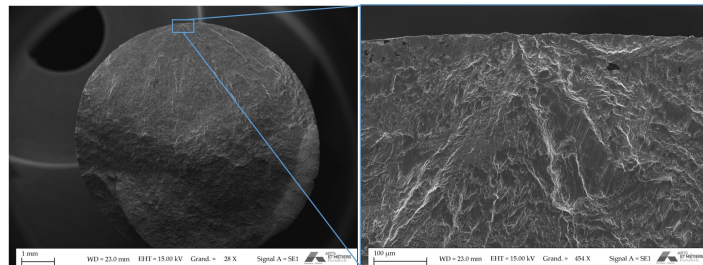
(a) HR, 1 138 044 cycles, 660MPa



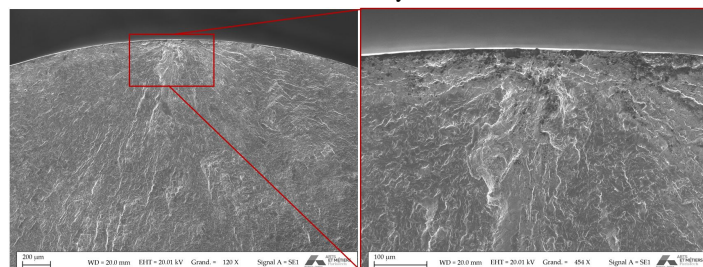
(b) HR, 84 749 cycles, 680MPa



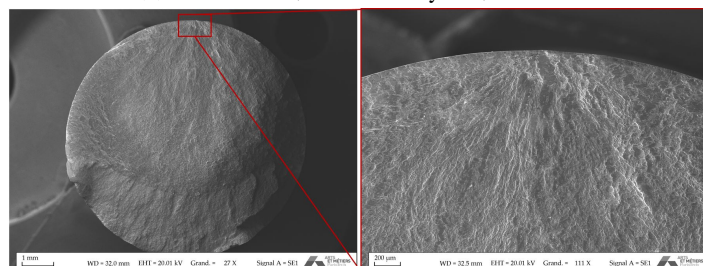
(c) SLM SU, 460 043 cycles, 550MPa



(d) SLM SU, 59 487 cycles, 600MPa

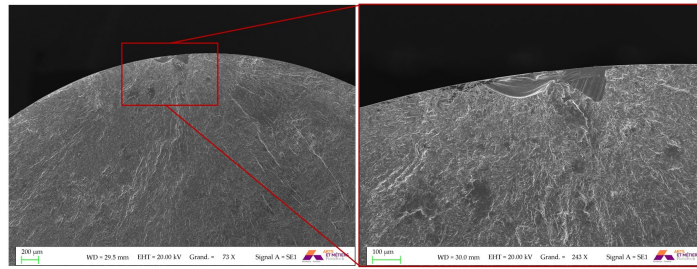


(e) EBM SU P1, 1 092 433 cycles, 500MPa

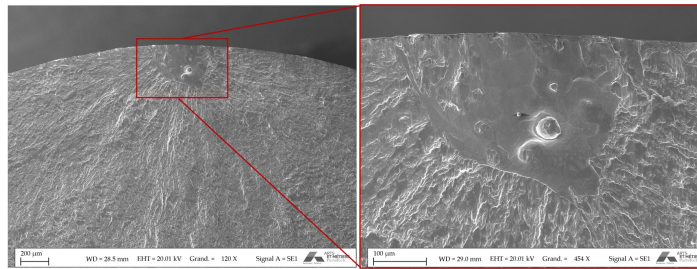


(f) EBM SU P1, 265 909 cycles, 525MPa

FIGURE 3.4 – Observations MEB de faciès de rupture après essais de fatigue en traction/compression des éprouvettes HR (a) et (b); SLM SU (c) et (d); EBM SU P1 (e) et (f)



(a) EBM SU P2, 76 767 cycles, 400MPa



(b) EBM SU P2, 11 477 cycles, 550MPa

FIGURE 3.5 – Observations MEB de faciès de rupture après essais de fatigue en traction/compression des éprouvettes EBM SU P2

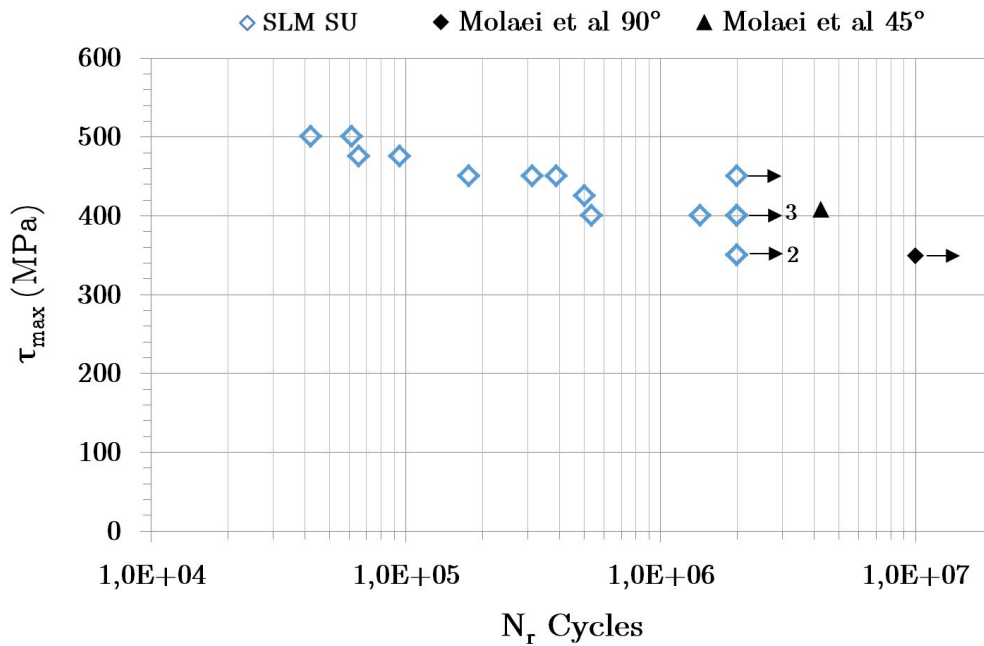
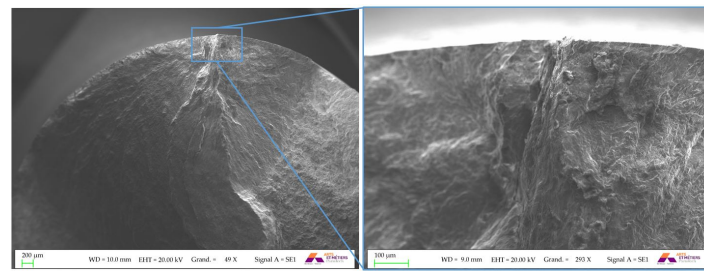
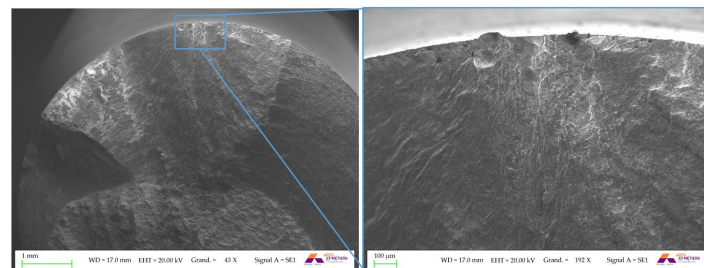


FIGURE 3.6 – résultats des essais de fatigue en torsion R=-1 sur éprouvettes usinées et comparaison des résultats sur éprouvettes SLM SU avec les données issues des travaux de Molaei et al [20]

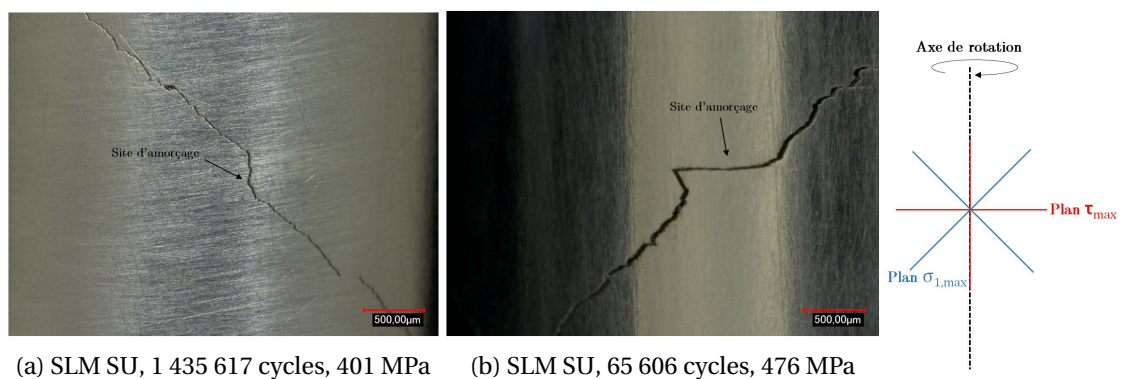


(a) SLM SU, 538 514 cycles, 401 MPa



(b) SLM SU, 42 149 cycles, 501 MPa

FIGURE 3.7 – Observations MEB de faciès de rupture après essai de fatigue en torsion R=-1



(a) SLM SU, 1 435 617 cycles, 401 MPa (b) SLM SU, 65 606 cycles, 476 MPa

FIGURE 3.8 – Observations au microscope optique de la surface d'éprouvettes SLM SU testées en torsion (R=-1)

3.3 Effet de la surface "as-built" sur le comportement en fatigue

3.3.1 Essais de fatigue en traction R=-1

Les conditions des essais réalisés sur les éprouvettes brutes sont identiques aux conditions des essais sur éprouvettes usinées renseignées section 3.2.1.1. La géométrie des éprouvettes est également la même, seul l'état de surface est différent puisque conservé "as-built".

3.3.1.1 Résultats des essais de fatigue en traction R=-1

Les résultats des essais de fatigue sont présentés figure 3.9. Les limites en fatigue à 2×10^6 cycles sont renseignées tableau 3.3. Comme déjà observé dans la littérature et mentionné dans l'état de l'art, l'effet de la rugosité est très important puisqu'il induit une chute de près de 60% de la résistance en fatigue pour les éprouvettes SLM, et de près de 80% pour les éprouvettes EBM (comparées aux éprouvettes usinées sans défaut resté en surface). Si l'on néglige l'effet des contraintes résiduelles de compression liées à l'usinage, cette chute de résistance est due à la rugosité. La rugosité des éprouvettes EBM étant plus grande que celle des éprouvettes SLM (du point de vue de l'ensemble des paramètres inspectés), il est cohérent que leur résistance en fatigue soit plus faible.

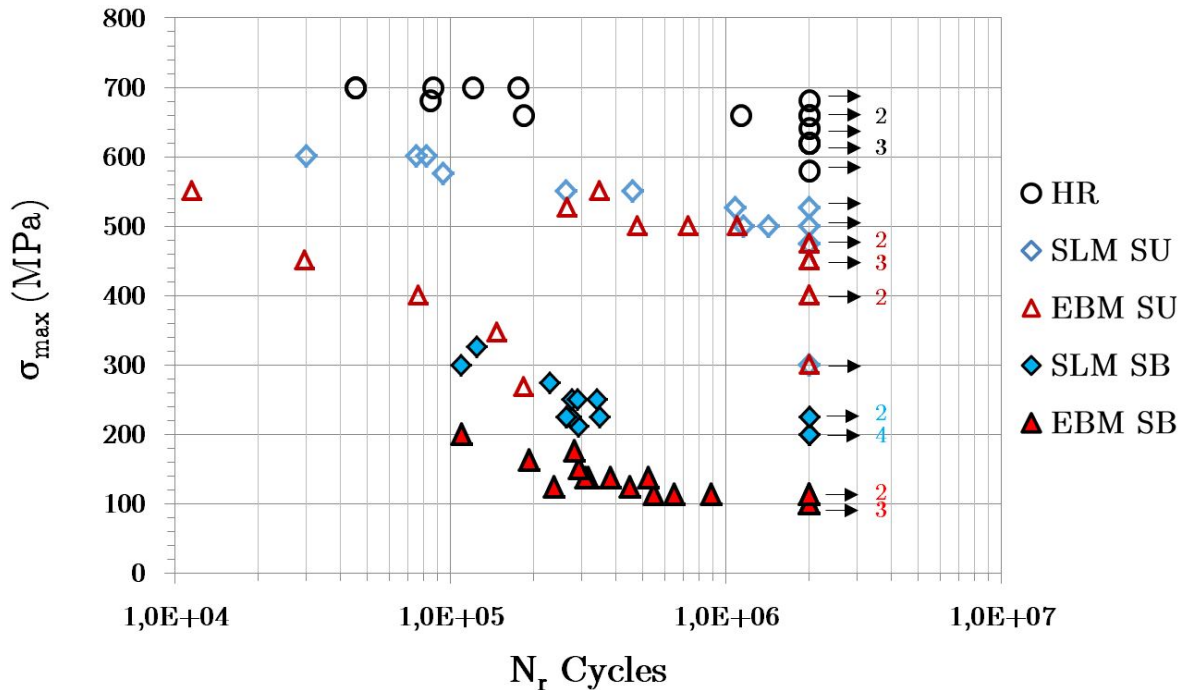


FIGURE 3.9 – résultats des essais de fatigue en traction R=-1 sur éprouvettes "as-built" et comparaison avec les résultats obtenus sur éprouvettes usinées

3.3.1.2 Analyse des faciès de rupture

Sur l'ensemble des éprouvettes rompues, l'amorçage a lieu en surface et l'analyse des faciès après essai permet de mettre en évidence 2 modes d'initiation :

- L'amorçage a lieu à partir d'une microentaille dont la morphologie est semblable à d'autres microentailles présentes en surface de la pièce. Il s'agit du principal mode d'initiation pour les éprouvettes SLM SB puisque 7/9 des éprouvettes ont rompu suivant ce mode. La figure 3.10a montre ce type d'amorçage sur éprouvette SLM SB.
- L'amorçage a lieu à partir d'un défaut, lié à un manque de fusion local. Il s'agit du principal mode d'initiation pour les éprouvettes EBM SB puisqu'elles initient toutes suivant ce mode.

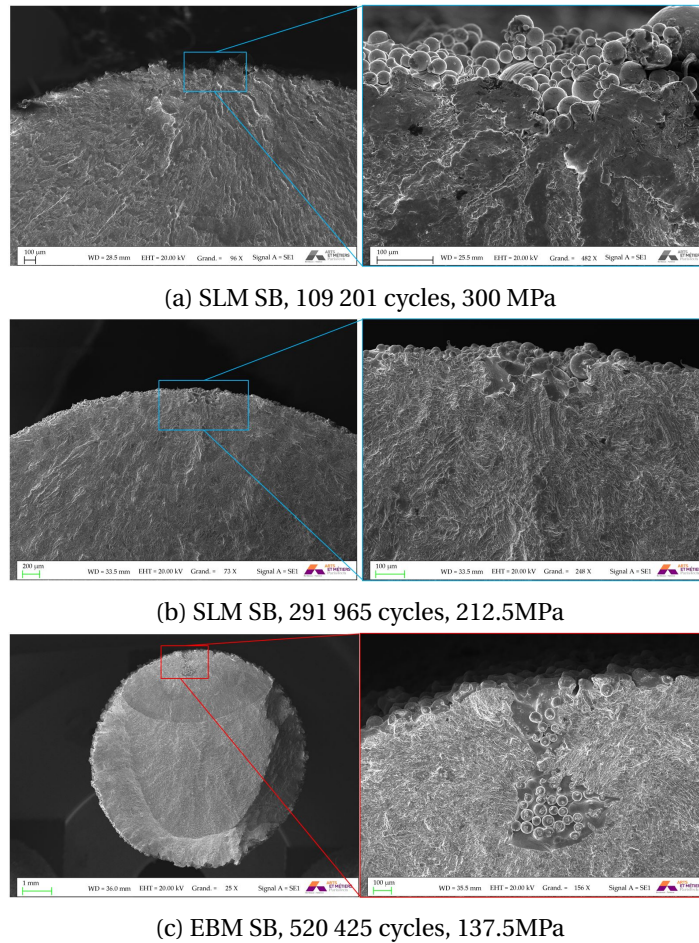


FIGURE 3.10 – Observations MEB de faciès de rupture après essais de fatigue en traction/compression

Seules 2 éprouvettes SLM SB amorcent à partir d'un défaut de lasage. Les figure 3.10b et 3.10c montrent ce type d'amorçage pour une éprouvette SLM SB et EBM SB respectivement.

3.3.1.3 Prédiction du modèle de Murakami

Afin de vérifier les prédictions du modèle de Murakami dans le cadre de cette étude, les \sqrt{aire} des défauts ayant entraîné l'amorçage sont mesurées à partir d'observations MEB pour les éprouvettes EBM SB (figure 3.11-a-b-c-d) et pour les deux éprouvettes SLM SB ayant initié à partir d'un défaut ponctuel (figure 3.11-e-f). Le tableau 3.2 renseigne les valeurs moyennées du paramètre \sqrt{aire} , les valeurs de dureté utilisées pour l'application du modèle ainsi que les limites en fatigue prédites et déterminées expérimentalement. Le modèle ne permet pas de prédire les limites en fatigue expérimentales puisqu'il y a plus de 20% d'écart entre la limite expérimentale et prédite pour les éprouvettes SLM SB et plus de 100% d'écart pour les éprouvettes EBM SB.

Nuance	$\sqrt{aire}(\mu\text{m})$	HV	$\sigma_{d-pred}(\text{MPa})$	$\sigma_{d-exp}(\text{MPa})$
SLM SB	160	316.0	268	222.5
EBM SB	383	315.5	231	111.25

TABLEAU 3.2 – Résultats de l'application du modèle de Murakami

De plus, il est observable sur le faciès présenté figure 3.12 que le défaut ayant entraîné l'initiation n'est pas celui ayant la plus grande \sqrt{aire} , ce qui souligne les limites de cette approche. Il convient

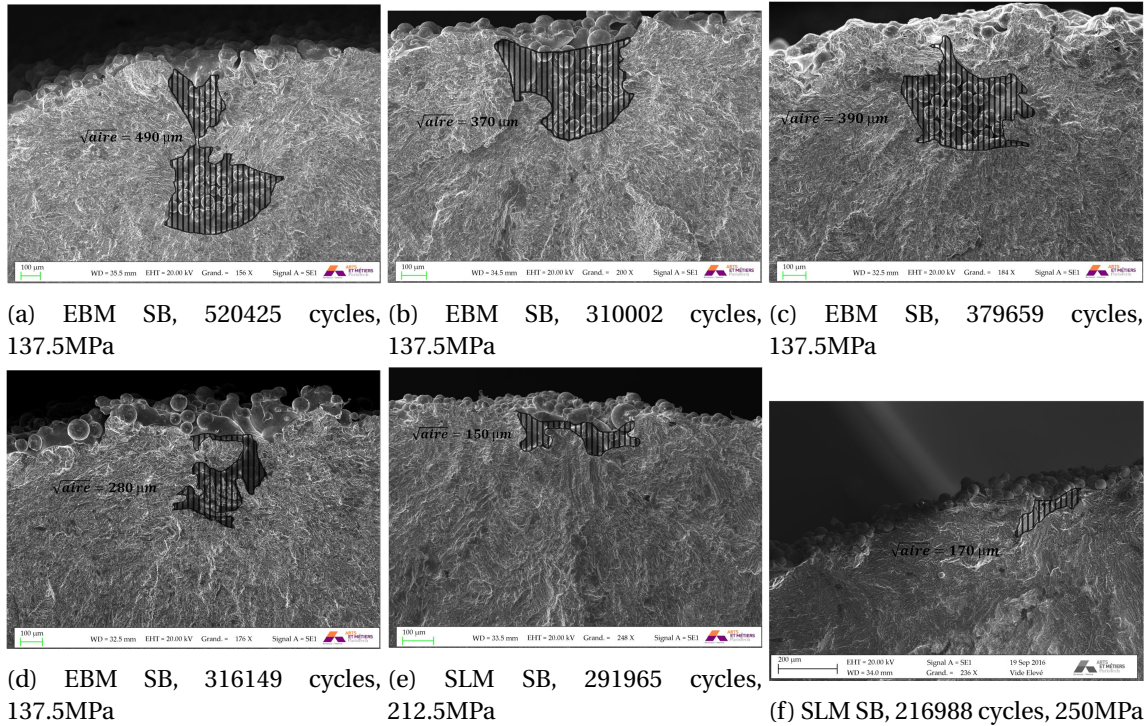


FIGURE 3.11 – Mesures de la \sqrt{aire} des défauts ayant entraîné l’amorçage à partir d’observations MEB

donc d’adopter une autre méthodologie afin de prédire les limites en fatigue des éprouvettes SLM SB et EBM SB. Cette méthodologie sera abordée au chapitre 4.

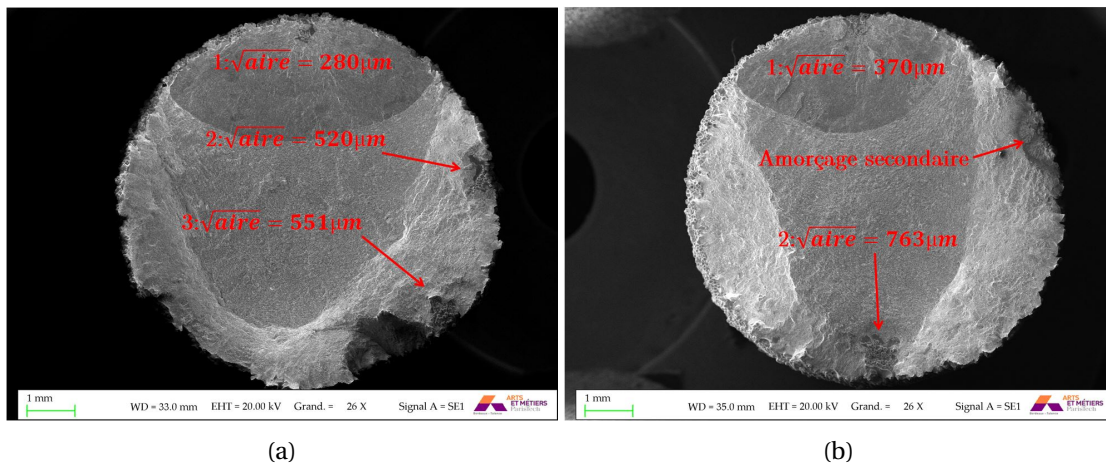


FIGURE 3.12 – Observation MEB du faciès de rupture d’une éprouvette EBM SB, 316 149 cycles, 137.5MPa (a) et 310 002 cycles, 137.5MPa (b) ; Les défauts pointés et numérotés ont un paramètre \sqrt{aire} plus important que le défaut ayant entraîné l’amorçage

3.3.2 Essais de fatigue en torsion R=-1

L'influence de l'état de surface obtenu par FA sur la fatigue a également été déterminée à partir d'essais de torsion sur éprouvettes SLM SB et EBM SB. Afin de minimiser les différences liées au protocole d'essai, les essais sur éprouvettes "as-built" ont été réalisés dans les mêmes conditions que sur éprouvettes usinées (cf section 3.2.2.1).

3.3.2.1 Résultats des essais de fatigue en torsion R=-1

Les résultats des essais de torsion sont présentés figure 3.13 et les limites en fatigue à 2×10^6 cycles sont indiquées tableau 3.3. Les résistances en fatigue des éprouvettes SLM SB et EBM SB sont respectivement environ 50% et 70% inférieures à la résistance en fatigue obtenue sur surface usinée. Cet abattement sur les limites en fatigue en torsion, bien que très important, est inférieur (en pourcentage) à celui observé en traction/compression. Ceci témoigne d'une sensibilité aux défauts différente en torsion et en traction (R=-1), déjà observée lors d'essais de fatigue sur des éprouvettes d'acier contenant de petits défauts en surface ($\leq 100\mu m$) par Endo et al [9] et Schönbauer et al [25].

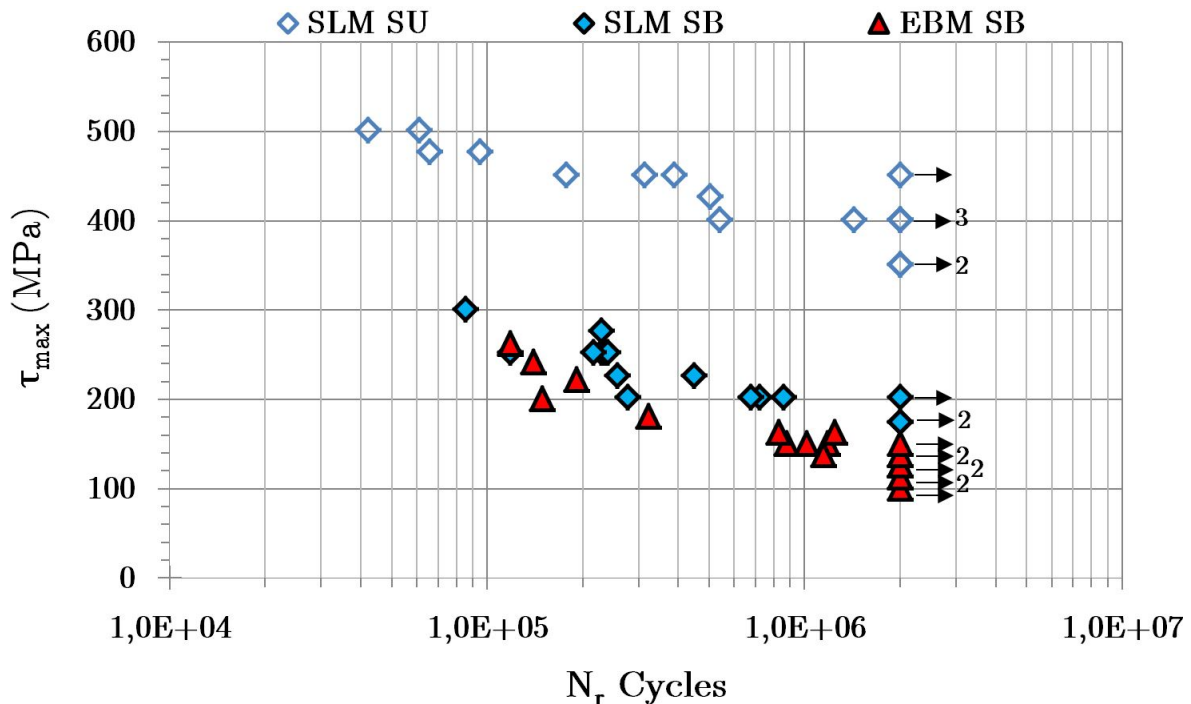
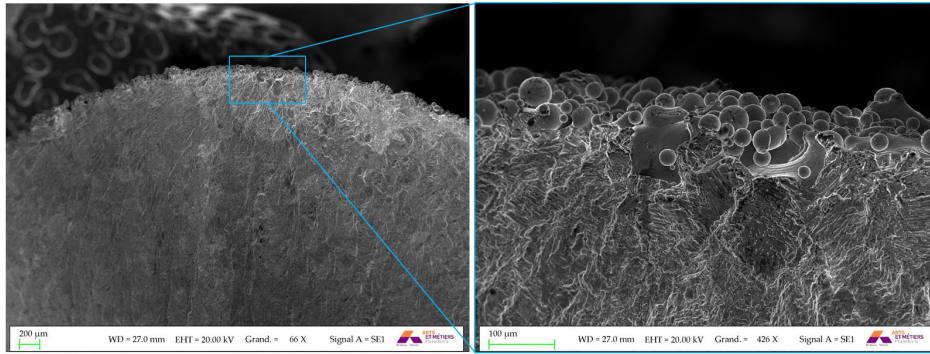


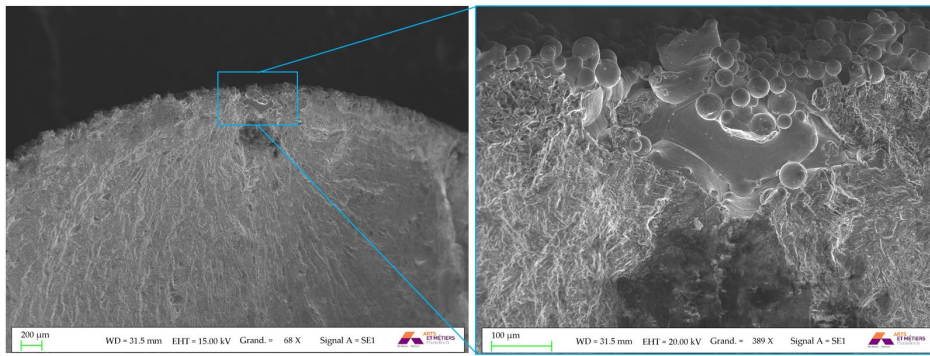
FIGURE 3.13 – résultats des essais de fatigue en torsion R=-1 sur éprouvettes brutes et comparaison avec les résultats obtenus sur éprouvettes usinées

3.3.2.2 Analyse des faciès de rupture

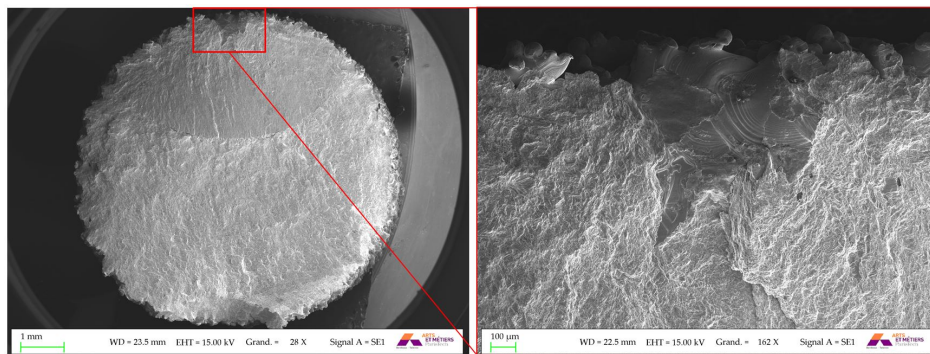
L'analyse des faciès de rupture montre là encore un amorçage ayant lieu systématiquement en surface. Les mêmes types d'amorçage observés en traction/compression entraînent l'initiation en torsion, à savoir, pour les éprouvettes SLM SB, un amorçage à partir de la rugosité (figure 3.14a), à l'exception d'une éprouvette amorçant à partir d'un défaut qui semble être lié à un manque de fusion (figure 3.14b). Les éprouvettes EBM SB amorcent toutes à partir d'un défaut de surface comme visible figure 3.14c. Le lot EBM SB testé en torsion est différent de celui testé en traction et les défauts à l'origine de l'amorçage en torsion sont en moyenne plus petits, ce qui souligne la sensibilité au procédé.



(a) SLM SB, 862 597 cycles, 201MPa



(b) SLM SB, 118 316 cycles, 251MPa



(c) EBM SB, 118 0342 cycles, 150MPa

FIGURE 3.14 – Observations MEB des faciès de rupture issus des essais de torsion ($R=-1$) sur éprouvettes "as-built"

Les fissures ayant amorcé en surface des éprouvettes SLM SB et EBM SB ne sont pas visibles car elles sont masquées par la rugosité. Afin d'observer l'orientation des fissures à l'amorçage vis-à-vis des plans de cisaillement maximal et de contrainte principale maximale, les éprouvettes ont été rompues en deux après l'essai. La zone d'amorçage a ensuite été repérée à partir de l'analyse du faciès puis la surface de l'éprouvette est inspectée. La figure 3.15 montre l'orientation des fissures en surface des éprouvettes SLM SB testées en torsion ($R=-1$). Quels que soient les niveaux de contrainte, des fissures initialement orientées selon le plan de cisaillement maximal (figures 3.15d, 3.15e et 3.15f) et selon le plan de contrainte principale maximale (figures 3.15a, 3.15b et 3.15c) sont observées, sans qu'aucune prédominance d'un type d'amorçage par rapport à l'autre ne puisse être notée. Il est notable que lorsque l'amorçage se fait selon un plan de cisaillement maximal, il s'agit toujours du plan horizontal, ce qui indique une orientation préférentielle de l'amorçage qui peut être liée à l'anisotropie de rugosité. Molaei et al [20] qui effectuent des essais de torsion ($R=-1$) sur éprouvettes SLM SB (également CIC) montrent qu'aux faibles durées de vie (≤ 60000 cycles), l'amorçage est contrôlé par le cisaillement et les fissures initiées sont dans un plan de cisaillement maximal alors qu'aux grandes durées de vie (≥ 60000 cycles), les défauts pilotent le processus d'amorçage et les fissures sont systématiquement dans le plan de contrainte principale maximale. Dans notre cas, aux grandes durées de vie, l'amorçage semble être lié au cisaillement et à la contrainte principale et la prédominance de l'un par rapport à l'autre varie vraisemblablement en fonction du défaut à l'origine de l'amorçage.

Les fissures en surface des éprouvettes EBM SB ne semblent pas présenter non plus d'orientation préférentielle (figure 3.16). Cependant le défaut à l'amorçage pouvant mesurer plusieurs centaines de micromètres de profondeur, il n'est pas exclu que l'orientation observée en surface ne corresponde pas à l'orientation de la fissure à proximité du défaut.

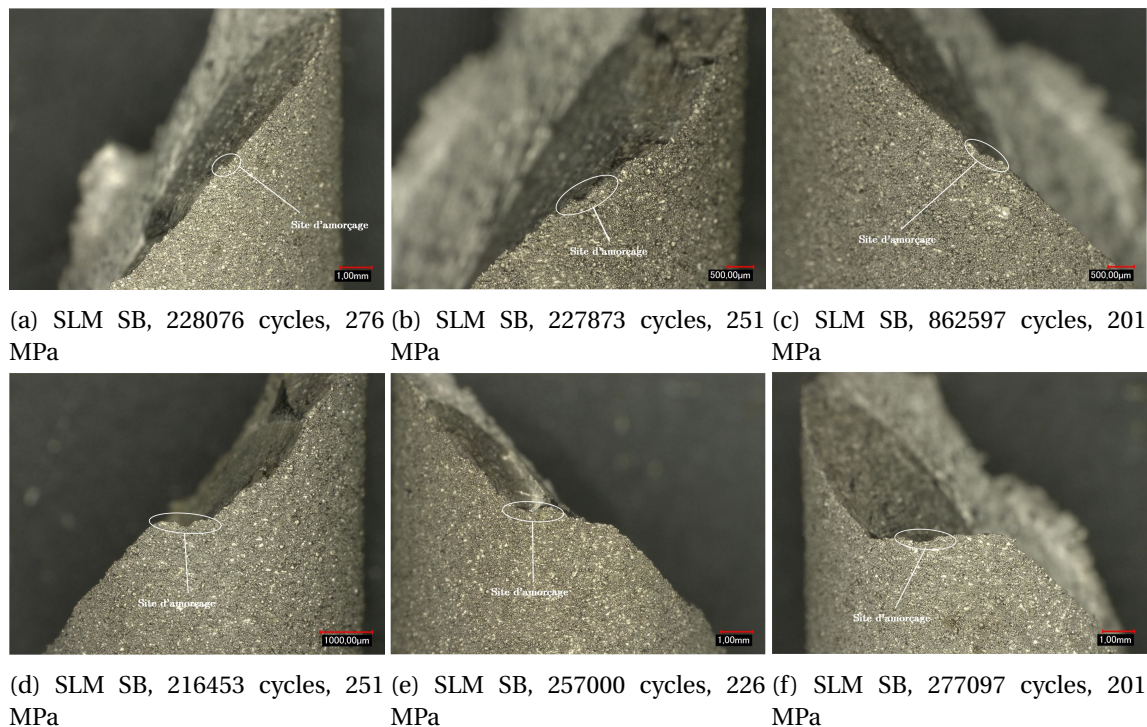
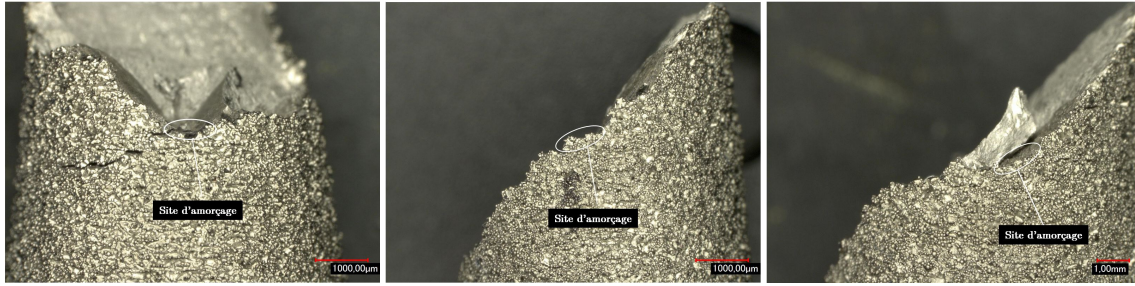


FIGURE 3.15 – Observations au microscope optique de la surface d'éprouvettes SLM SB testées en torsion ($R=-1$)



(a) EBM SB, 190599 cycles, 221 MPa (b) EBM SB, 1242631 cycles, 162 MPa (c) EBM SB, 1012832 cycles, 150 MPa

FIGURE 3.16 – Observations au microscope optique de la surface d'éprouvettes EBM SB testées en torsion (R=-1)

Essai	Nuance	σ_d (MPa)	Ecart-type (MPa)
Traction/Compression (R=-1)	HR	675.5	NV
	SLM SU	512.5	28.2
	EBM SU	455.0	NV
	SLM SB	222.5	NV
	EBM SB	111.25	NV
Torsion (R=-1)	SLM SU	416.7	40.6
	SLM SB	195.8	NV
	EBM SB	123.4	NV

TABLEAU 3.3 – Limites en fatigue à 2×10^6 cycles déterminées par la méthode *staircase* des différentes éprouvettes cylindriques testées; NV=Non Valide

3.3.3 Essais de fatigue sur éprouvettes plates en traction R=0.1

3.3.3.1 Conditions des essais de traction R=0.1

Afin de caractériser plus précisément l'amorçage en fond de microentaille des éprouvettes SB et de déterminer qualitativement les zones plastiques proches de la surface, des essais de fatigue en traction (R=0.1) ont été effectués sur des éprouvettes plates SLM SB dont la géométrie et le procédé d'obtention sont présentés respectivement figure 2.13 et section 2.1.1.2. Les essais sont réalisés sur une machine électromagnétique BOSE, à une fréquence de 10Hz, à force imposée, sous air et à 23°C. Le dispositif de l'essai est présenté figure 3.17. Les essais sont conduits jusqu'à l'amorçage d'une fissure, déterminé par un dépassement de 10% de l'amplitude de déplacement stabilisée pendant l'essai, ou jusqu'à 2×10^6 cycles. Le nombre d'éprouvettes disponible étant faible, les éprouvettes non rompues ont été relancées à un niveau de contrainte supérieure d'un pas, jusqu'à l'amorçage (Locati). Le niveau initial choisi est de 250 MPa et le pas de 25 MPa.

3.3.3.2 Résultats des observations des mécanismes d'amorçage

La surface polie des éprouvettes plates permet l'observation au MEB, après essai, de la morphologie des défauts ayant entraîné l'amorçage. Plusieurs observations sont faites :

- Les éprouvettes ayant une épaisseur de 2.5 à 3mm (selon le temps de polissage), il arrive que l'amorçage de la fissure principale se fasse dans l'épaisseur de l'éprouvette et ne puisse pas être observé en surface.
- Lorsque le site d'amorçage est observable, celui-ci est situé en pointe d'une entaille comme visible figures 3.18a, 3.18b et 3.18c; cependant rien ne garantit que l'amorçage n'a pas lieu ici dans l'épaisseur de l'éprouvette.
- Plusieurs fissures millimétriques sont parfois observées en surface des éprouvettes testées (figure 3.18d).



FIGURE 3.17 – Photographie du dispositif d'essai de traction à $R=0.1$ sur éprouvette plate SLM SB

- En plus des fissures macroscopiques, des fissures microscopiques mesurant 3 à $15\mu\text{m}$ sont observées sur les éprouvettes testées. Ces fissures initient à partir d'une entaille située en surface (figures 3.19a, 3.19d, 3.19c et 3.19b).
- Les observations étant uniquement faites en 2D, il est difficile de conclure sur les mécanismes de propagation. Cependant, l'interface α/β semble jouer un rôle puisqu'elle induit une bifurcation de la fissure qui propage ensuite le long de cette interface (il est difficile de distinguer si elle propage dans la phase α ou β) comme cela est nettement visible figure 3.19d.
- Enfin la figure 3.20 montre des entailles dont la géométrie du point de vue du K_t peut sembler très nocive, mais qui n'ont pas entraîné de fissuration. Ceci est notamment le cas pour les entailles visibles figures 3.20c et 3.20d qui présentent des morphologies assimilables à des pré-fissures. Cela souligne le fait qu'une approche locale purement géométrique ne permettrait pas de prédire la résistance en fatigue.

Ces observations montrent que lors d'un essai de fatigue en traction ($R=0.1$), les défauts de surface constituent des sites potentiels d'initiation et plusieurs de ces défauts sont susceptibles d'entraîner l'amorçage d'une fissure. Certains de ces défauts assimilables à des entailles amorcent en leur fond une fissure de quelques micromètres et cela pour différents niveaux de contrainte (figures 3.19a, 3.19b, 3.19c et 3.19d). Afin de s'assurer que l'amorçage de ces microfissures est possible pour des faibles niveaux de contrainte, sans qu'il y ait rupture, une éprouvette a été testée en traction $R=0.1$ à $\sigma_{max} = 250\text{MPa}$ pendant 500 000 cycles et observée au MEB. La présence de microfissures de longueurs similaires à celles mesurées sur les éprouvettes rompues est visible figure 3.21. Ces entailles ne propageant que sur quelques micromètres, montrent que, lors des essais, la contrainte nominale peut être suffisante pour amorcer une fissure en fond d'entaille mais insuffisante pour que celle-ci propage ensuite dans l'éprouvette. On est donc vraisemblablement dans un cas où les entailles en surface sont telles que $K_t \geq K_t^*$. Seule la surface polie des éprouvettes SLM SB peut permettre l'observation de ces fissures non propagées. Il arrive alors que sur certaines éprouvettes aucune fissure non propagée ne soit observée mais cela ne veut pas

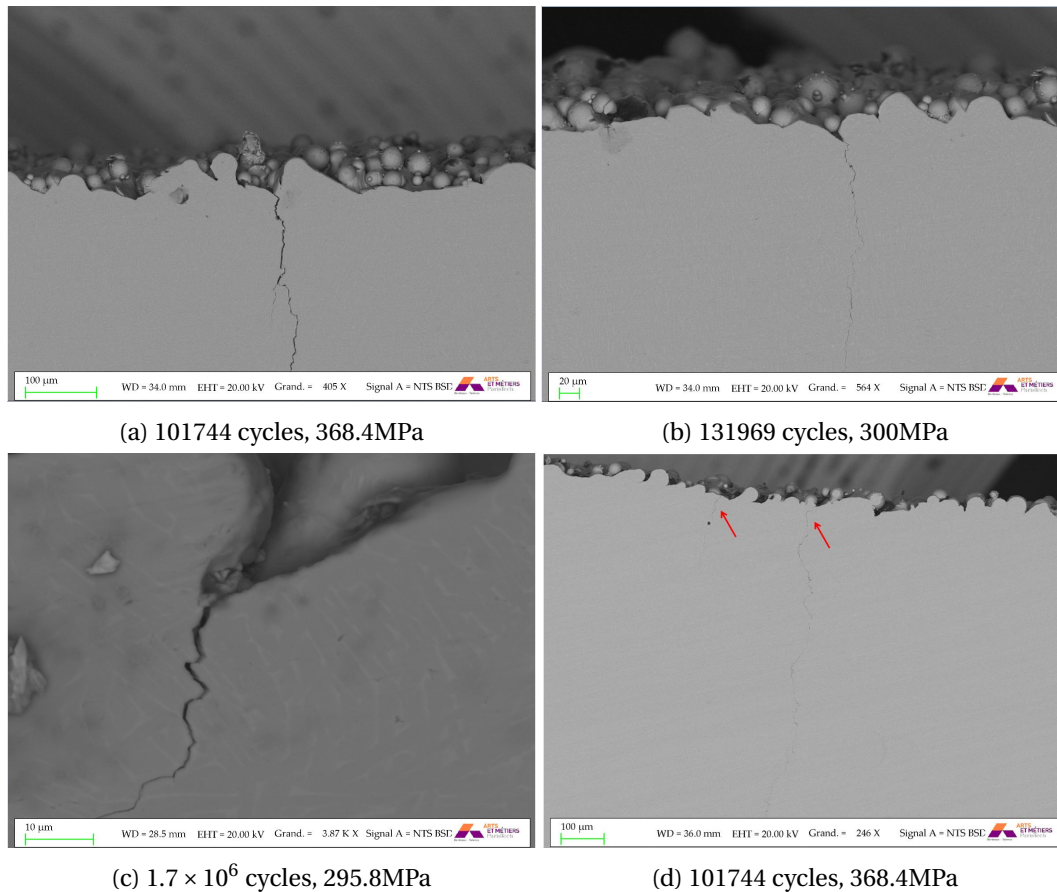


FIGURE 3.18 – Observations MEB des fissures macroscopiques initiées en surface après essais de fatigue en traction ($R=0.1$) sur éprouvettes SLM SB

nécessairement dire qu'aucune fissure n'est présente dans l'ensemble du volume situé près de la surface brute. La présence de ces microfissures en surface des éprouvettes démontre que, plusieurs entailles de morphologies différentes sont susceptibles d'entraîner un amorçage. Il semble alors nécessaire d'intégrer une statistique de points chauds (du point de vue de la fatigue) et pas uniquement une valeur extrême, afin de prédire la limite en fatigue des éprouvettes "as-built". De plus, les défauts que constituent les entailles en surface sont suffisamment aigus pour amorcer des fissures qui ne vont pas systématiquement propager. Ceci montre bien que d'importants gradients de contrainte sont présents en surface. Comme discuté dans l'état de l'art, la prédiction de la limite en fatigue à partir d'un critère local pour ce genre de défaut n'est plus judicieuse. Ces observations suggèrent donc l'utilisation d'un critère non local pour prédire la limite en fatigue des éprouvettes "as-built".

3.3.4 Analyse des déformations plastiques locales

Conjointement aux essais de fatigue sur éprouvettes plates, des mesures de Kernel Average Misorientation (KAM) en surface des éprouvettes, avant et après essais, ont été réalisées. Ces mesures ont pour objectif de déterminer qualitativement la taille des zones ayant plastifié lors des essais de fatigue.

3.3.4.1 Principe et conditions des mesures de KAM

Lorsqu'une déformation plastique apparaît localement au sein d'un grain, celle-ci entraîne une distorsion locale du réseau cristallin. Cette déformation est due à l'accumulation de dislocations géométriquement nécessaires (GND) qui permettent d'accommoder une partie de la déformation plastique dans les matériaux cristallins [5]. La mesure par EBSD de la désorientation moyenne

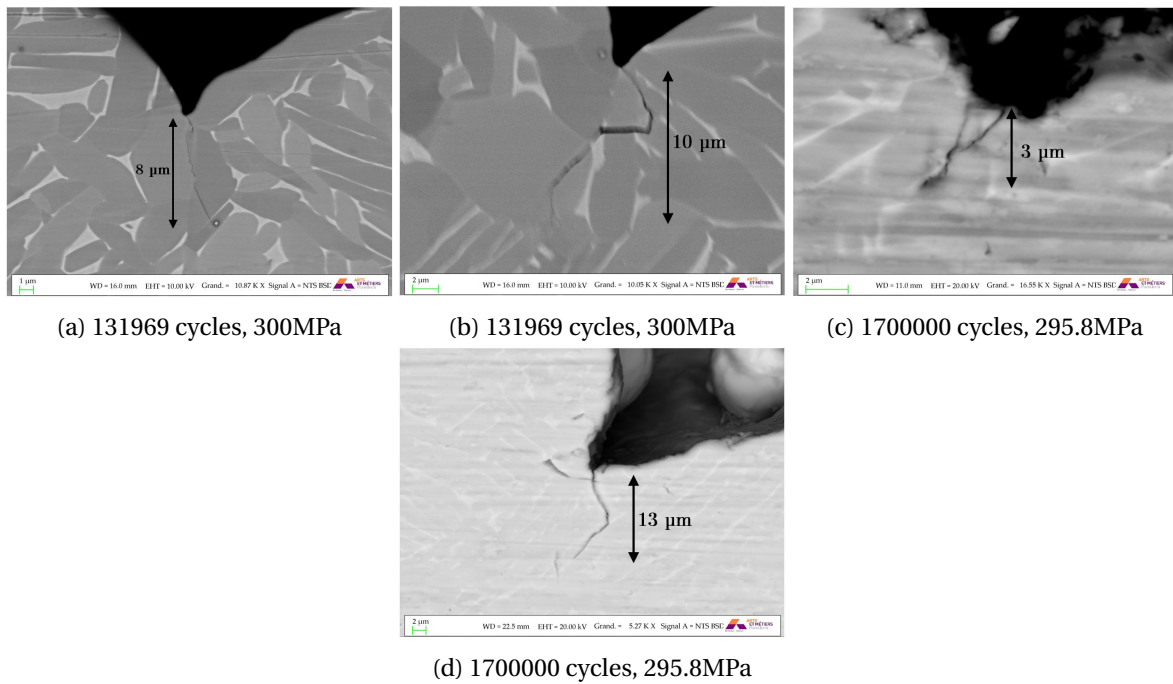


FIGURE 3.19 – Observations MEB des fissures non propagantes initiées en surface après essais de fatigue en traction ($R=0.1$) sur éprouvettes SLM SB

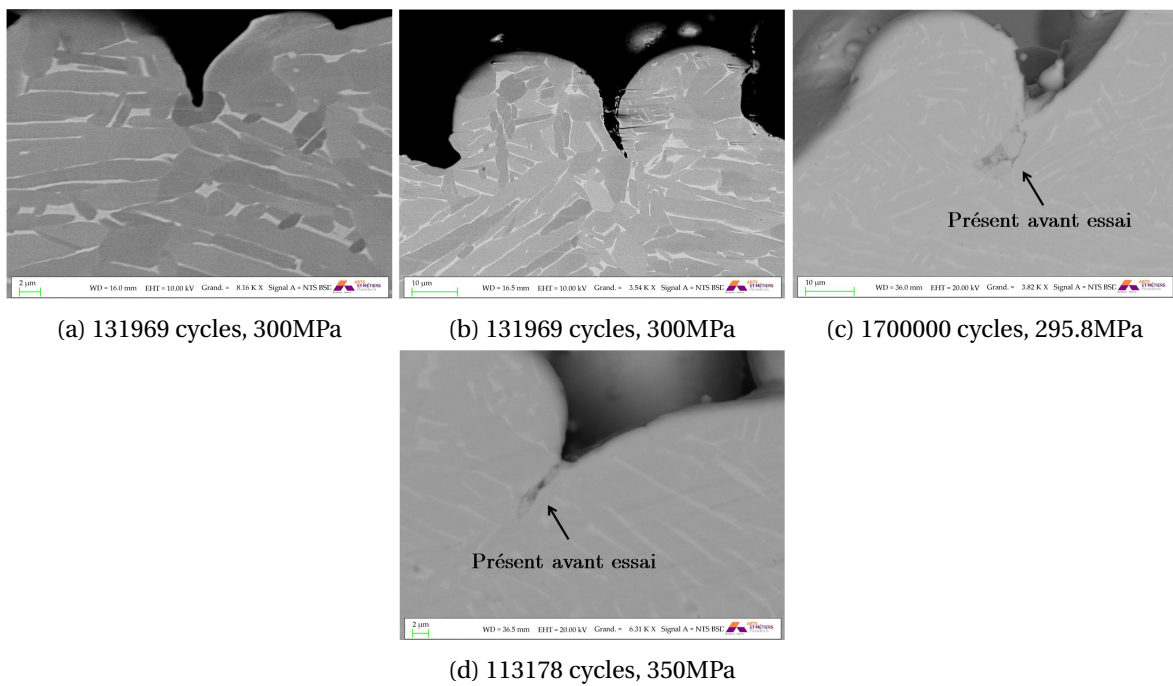


FIGURE 3.20 – Observations MEB d'entailles n'ayant pas entraîné d'amorçage

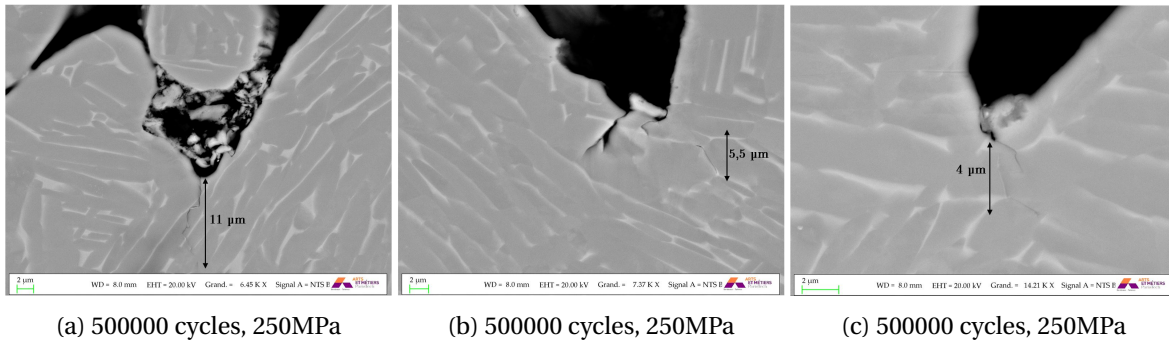


FIGURE 3.21 – Observations MEB de fissures non propageantes à la surface d’une éprouvette SLM SB non rompue testée en fatigue (traction $R=0.1$)

d’un pixel par rapport à ses voisins (issus d’un même grain) permet donc en théorie, après une phase de calibration, de mesurer une déformation plastique locale. Il a notamment été montré par Kamaya [12] qu’en fatigue oligocyclique, les fissures microstructurellement courtes amorcent préférentiellement à partir de grains présentant une importante désorientation locale développée durant le chargement cyclique. Lors d’une mesure de KAM, il convient de définir le nombre de voisins que l’on considère dans la moyenne. La désorientation locale notée M_L entre un pixel p_o et les n pixels situés dans son voisinage est alors calculée selon l’équation suivante :

$$M_L(p_o) = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \beta(p_o, p_i) \quad (3.5)$$

Où $\beta(p_o, p_i)$ est la désorientation entre le pixel fixe p_o et un pixel voisin d’indice i (cf figure 3.22). À noter que, pour que la valeur de $\beta(p_o, p_i)$ soit prise en compte dans le calcul de $M_L(p_o)$, il faut que $\beta(p_o, p_i)$ soit inférieure à une valeur seuil (3° dans cette étude); sinon le pixel p_i est considéré comme appartenant à un autre grain et la valeur de la désorientation $\beta(p_o, p_i)$ est retirée dans le calcul de $M_L(p_o)$. Bien que les cartographies des données de désorientation locale montrent qualitativement où est localisée la déformation plastique, il est très difficile de quantifier le degré de déformation plastique et de comparer des cartographies issues de scans sur différentes éprouvettes tant les valeurs de désorientations locales dépendent de nombreux paramètres [12], à savoir :

- préparation des échantillons.
- conditions du MEB (tension d’accélération, courant de sonde...)
- conditions d’observations EBSD et motif d’acquisition.
- résolution des mesures.
- nombre de voisins considérés.

Pour des déformations plastiques très localisées, plus les voisins considérés dans la moyenne sont éloignés du pixel central, plus la désorientation mesurée est importante. La mesure de désorientation est donc à la fois dépendante du nombre de voisins considéré mais également de la résolution spatiale de l’acquisition par EBSD. Afin de limiter la dépendance de la mesure de désorientation aux conditions d’essais, Kamaya et al [13] suggèrent de calculer le gradient de désorientation locale, noté $G_L(p_o)$. Pour ce faire, la valeur de $M_L(p_o)$ est calculée en considérant différents nombres de voisins y . $G_L(p_o)$ est alors le coefficient directeur a de la droite définie par l’équation (cf figure 3.23) :

$$M_L(p_o) = ay + b \quad (3.6)$$

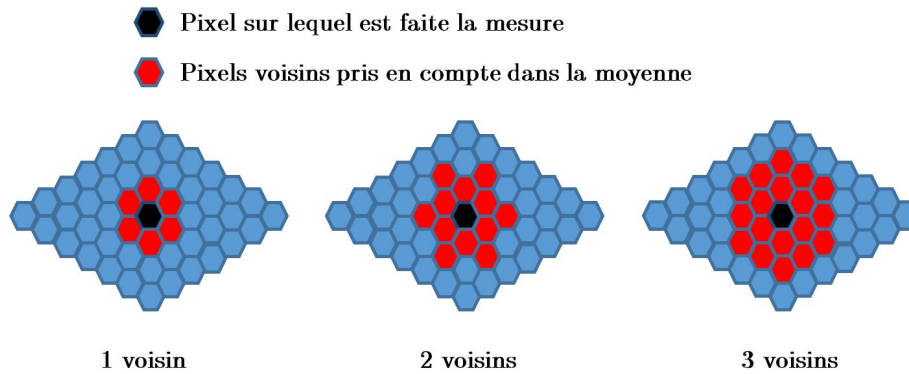


FIGURE 3.22 – Schéma de principe du KAM

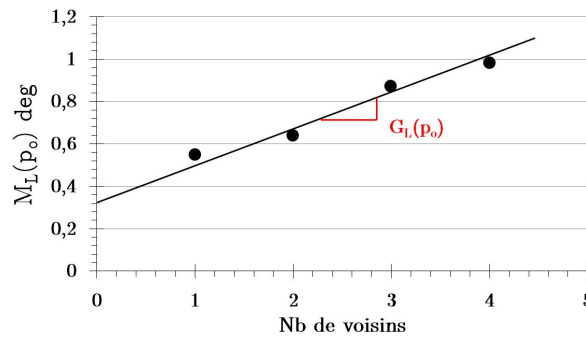


FIGURE 3.23 – Valeurs de $M_L(p_o)$ pour différents nombres de voisins et valeur de $G_L(p_o)$ associée

Dans cette étude, des cartographies d'environ $20 \times 20 \mu m$ ont été réalisées en pointe d'entaille avec (figure 3.24a) ou sans (figure 3.24b) microfissures, pour différentes éprouvettes. La résolution de mesure est de $0.1 \mu m$, de sorte qu'il y ait suffisamment de pixels dans la largeur d'une lamelle α . La désorientation a été calculée pour 3 voisins et le gradient de désorientation a été calculé à partir de mesures effectuées considérant 1, 2, 3 et 4 voisins. Comme visible figure 3.22, tous les points sont considérés lors de la mesure de la désorientation moyenne et pas uniquement les points périphériques. L'ensemble des cartographies a été filtré avant d'effectuer les mesures de désorientation et le calcul du gradient, de sorte que la taille de grain minimale soit de 5 pixels, et l'indice de confiance (CI) minimal soit de 0.3. Enfin il convient de fixer l'angle de désorientation maximale au-delà duquel la désorientation est considérée comme due à la présence d'un joint de grain (JDG). Celui-ci a été fixé empiriquement à 3° . Les mesures ont été faites sur un MEB FEG équipé d'une caméra EBSD, avec une tension d'accélération de 20kV et un courant de sonde de 2nA. Les données sont traitées à l'aide du logiciel OIM et seule la phase α est indexée puis les cartographies de gradient de désorientation sont reconstruites à partir d'un code python développé dans cette étude. Sur l'ensemble des cartographies présentées, l'axe de sollicitation est horizontal.

3.3.4.2 Résultats des mesures de KAM

Les mesures ont été effectuées sur des éprouvettes ayant été sollicitées à différents niveaux de contrainte. La première à un niveau relativement bas, $\sigma_{max} = 300MPa$, 131 969 cycles (figures 3.25 et 3.28), la seconde à un niveau intermédiaire $\sigma_{max} = 350MPa$, 113 178 cycles (figures 3.26 et 3.29) et la dernière à un niveau relativement haut $\sigma_{max} = 368MPa$, 101 744 cycles (figures 3.27 et 3.30). Seule la phase α étant indexée, les lamelles sont délimitées par des liserés noirs correspondant à la phase β . Les figures en couleur (3.25, 3.26 et 3.27) correspondent aux cartographies de désorientation et apportent une information qualitative sur la plasticité locale en fond d'entaille. Les figures en noir et blanc (3.28, 3.29 et 3.30) correspondent aux cartographies de gradient de désorientation et permettent de comparer les niveaux de la plasticité pour les différentes contraintes appliquées en réduisant la dépendance aux conditions de mesure. Plusieurs observations peuvent être faites :

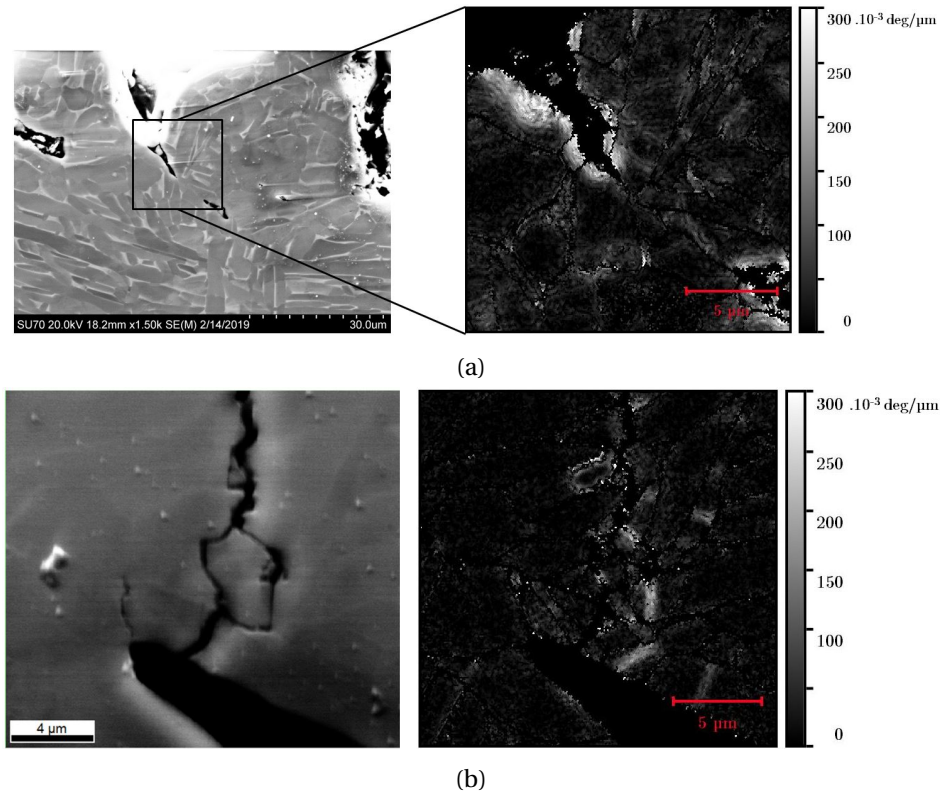


FIGURE 3.24 – Images MEB à plat et reconstructions de la cartographie de désorientation

- le gradient de désorientation et donc les déformations plastiques sont maximales en fond d'entaille. Les joints de grain situés à quelques micromètres de l'entaille semblent également être des sites où la déformation plastique est plus intense que sur le reste de la surface. Ceci est particulièrement visible figure 3.29c.
- à faible niveau de contrainte imposée, les déformations plastiques sont très faibles et certaines entailles plus émoussées ne semblent pas développer, ou très peu, de plasticité (figures 3.28b et 3.28c).
- l'augmentation du niveau de contrainte augmente la plasticité locale ainsi que la taille de la zone plastique en fond d'entaille. (figure 3.30a).
- à la lueur de ces observations, on peut supposer que pour les niveaux de contrainte et les gammes de durée de vie testées, la plasticité reste confinée en fond d'entaille et une plasticité cyclique macroscopique n'est pas observée.
- s'il semble étonnant que de la plasticité soit observée en fond des entailles parallèles à la direction de chargement (figures 3.26a et 3.27a), ceci est expliqué par l'allure générale de l'entaille dont un exemple est visible figure 3.31. De plus ces cartographies ne traduisent qu'une morphologie 2D du fond des entailles.

Les mesures de KAM démontrent donc qu'il y a bien le développement d'une plasticité en surface des éprouvettes SLM SB pendant des essais de fatigue en traction ($R=0.1$). La description du champ de contrainte locale en pointe d'entaille par éléments finis nécessite donc l'implémentation d'une loi de comportement élastoplastique. Cette plasticité est très localisée et témoigne, tout comme les fissures non propageantes, des importants gradients de contrainte présents en surface.

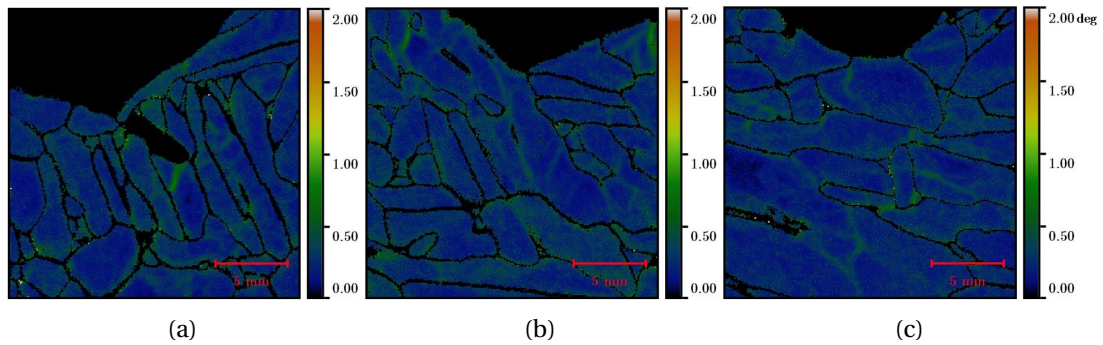


FIGURE 3.25 – Cartographies de la désorientation en pointe d'entaille après 131969 cycles, 300MPa

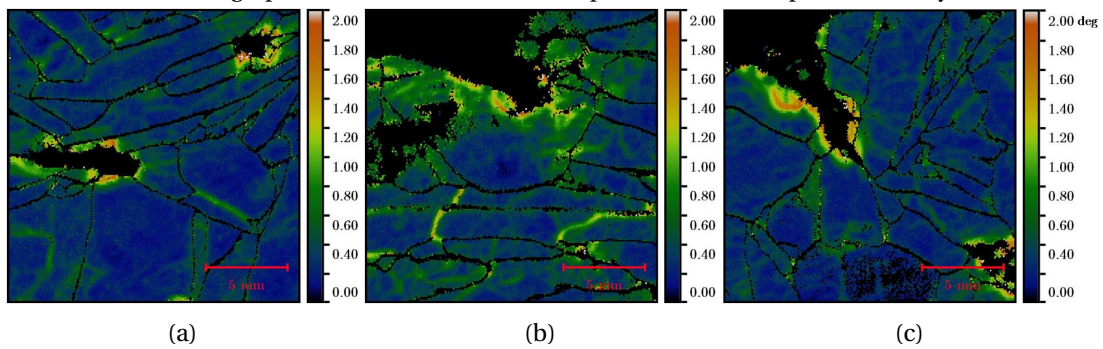


FIGURE 3.26 – Cartographies de la désorientation en pointe d'entaille après 113178 cycles, 350MPa

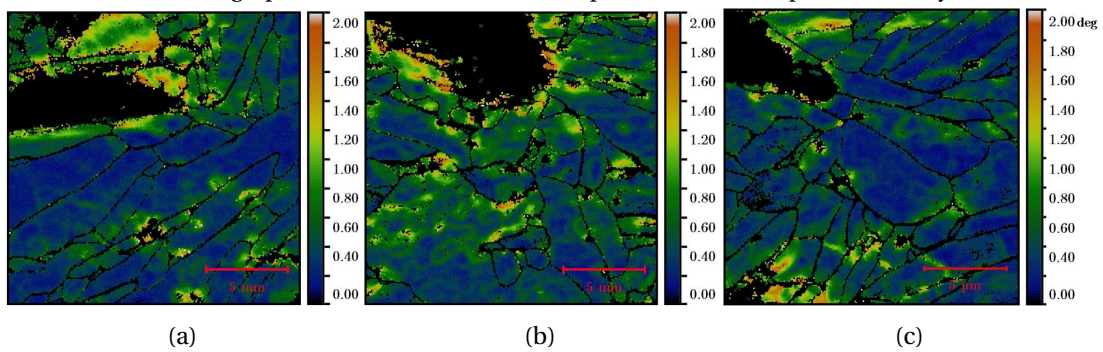


FIGURE 3.27 – Cartographies de la désorientation en pointe d'entaille après 101744 cycles, 368MPa

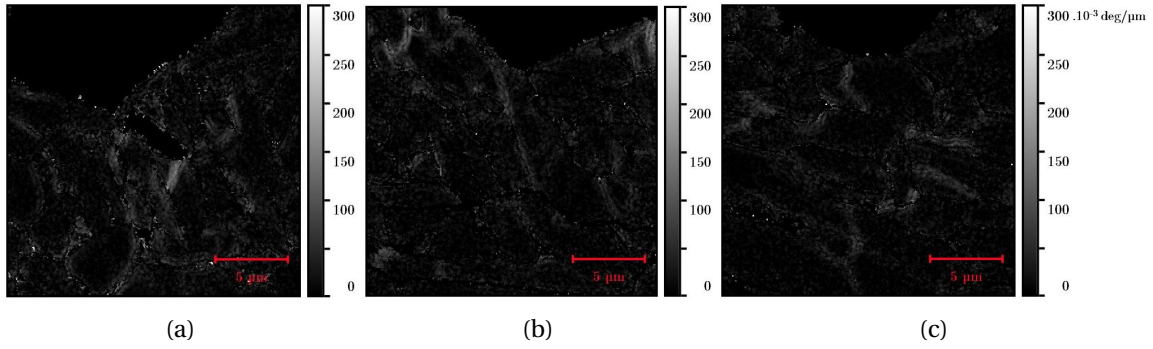


FIGURE 3.28 – Cartographies du gradient de désorientation en pointe d’entaille après 131969 cycles, 300MPa

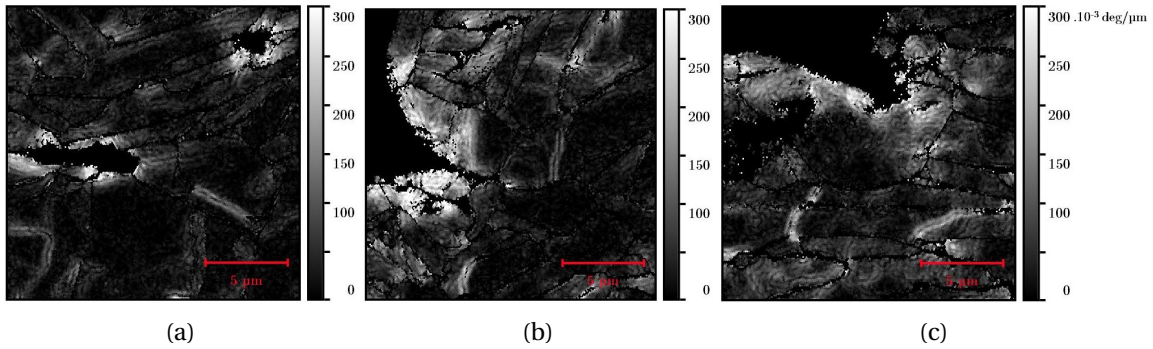


FIGURE 3.29 – Cartographies du gradient de désorientation en pointe d’entaille après 113178 cycles, 350MPa

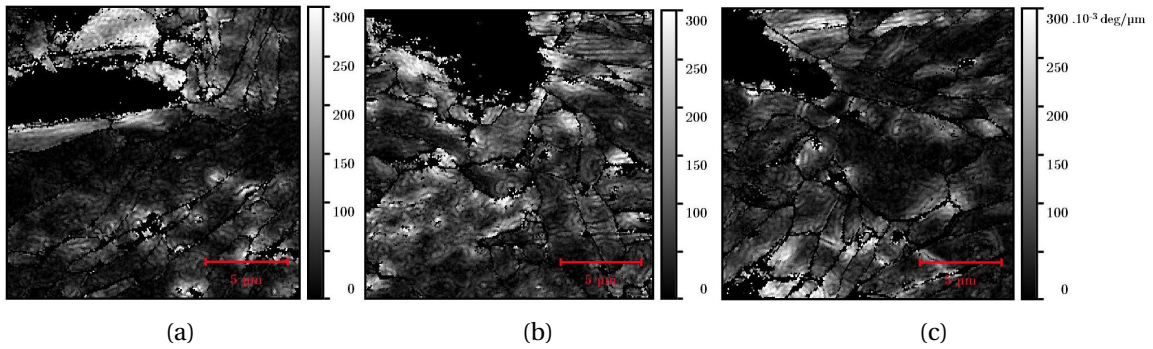


FIGURE 3.30 – Cartographies du gradient de désorientation en pointe d’entaille après 101744 cycles, 368MPa

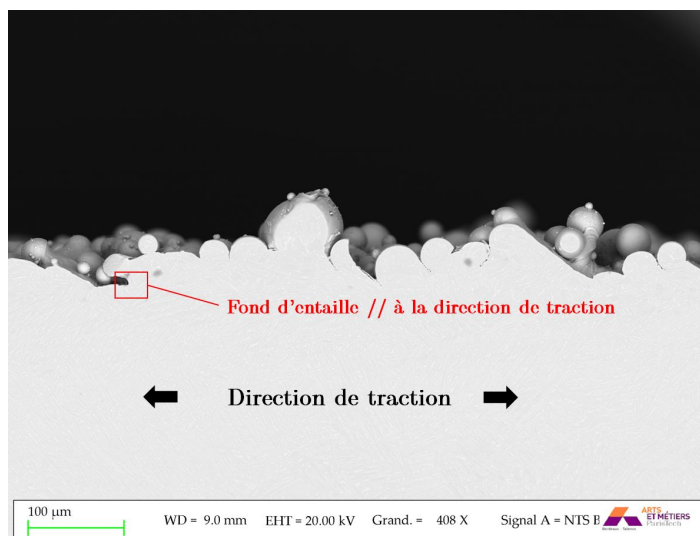


FIGURE 3.31 – Observation MEB de la morphologie d’une entaille typique dont le fond est orienté parallèlement à la direction de sollicitation

3.4 Influence du polissage chimique sur le comportement en fatigue

3.4.1 Essais de fatigue en traction R=-1

3.4.1.1 Conditions des essais de fatigue en traction R=-1

Afin d'obtenir un état de surface intermédiaire entre la surface "as-built" et la surface usinée, des éprouvettes obtenues par FA ont été polies chimiquement suivant le protocole présenté au chapitre 2.

Les éprouvettes SLM dont la géométrie avant polissage est présentée figure 2.3c ont été polies pendant 15min. Elles ont été testées sur machine MTS servo-hydraulique à une fréquence de 10Hz, à force imposée, en traction/compression (R=-1) jusqu'à rupture ou 2×10^6 cycles. Le critère d'arrêt est un dépassement de 10% de l'amplitude de déplacement stabilisé pendant l'essai, ce qui correspond à une fissure de quelques millimètres. L'ensemble des essais a été fait à température ambiante. 8 éprouvettes ont été testées pour déterminer l'influence du polissage.

Les éprouvettes EBM SP30 ont une géométrie avant polissage et des conditions d'essai identiques à celle des éprouvettes EBM SB testées en traction/compression R=-1 (figure 2.2c paragraphe 2.1.1.1, et conditions d'essai section 3.2.1.1). Elles ont été polies pendant 30min et 6 éprouvettes ont été testées.

Le nombre d'éprouvettes testées et rompues pour chaque nuance étant faible, les éprouvettes non rompues ont été ensuite sollicitées à des niveaux de contrainte supérieurs, jusqu'à rupture en fatigue, permettant l'observation de davantage de faciès de rupture.

3.4.1.2 résultats des essais de fatigue en traction R=-1

Les résultats des essais de fatigue en traction (R=-1) sur éprouvettes SLM SP15 et EBM SP30 sont présentés respectivement figure 3.32a et 3.32b. Les limites en fatigue déterminées par la méthode *staircase* sont présentées tableau 3.4. Contrairement à ce qui pouvait être attendu grâce à la réduction de la rugosité par le polissage, la résistance en fatigue des éprouvettes SLM SP15 est identique à la résistance des éprouvettes SLM SB alors que le Ra passe de 18.9µm avant polissage à 11.2µm après polissage. Le polissage plus long sur les éprouvettes EBM a un impact significatif sur la résistance en fatigue puisque la limite en fatigue passe de 111.25 MPa à 162.5 MPa, soit une amélioration de 46% sur la limite en fatigue, ce qui confirme ici l'effet bénéfique de la réduction de la rugosité.

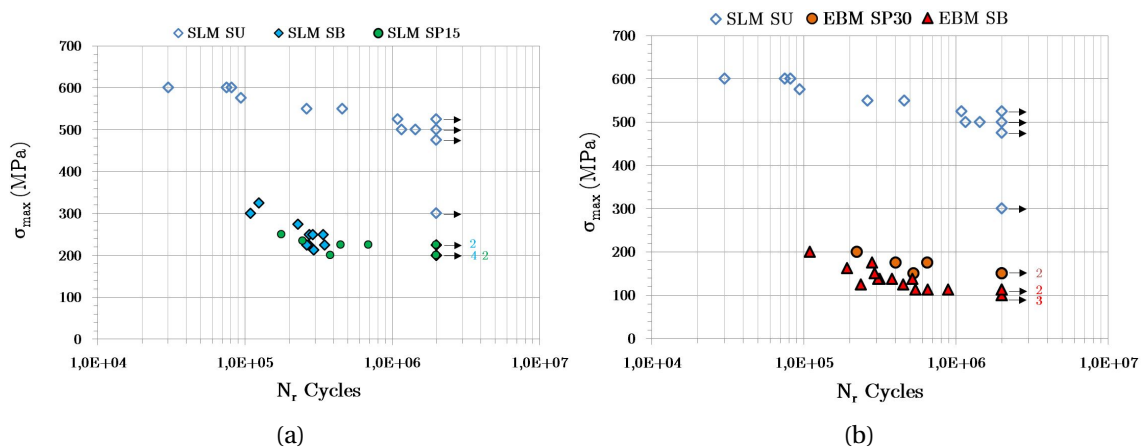


FIGURE 3.32 – Résultats des essais de fatigue en traction/compression (R=-1) sur éprouvettes polies

Essai	Nuance	σ_d (MPa)	Ecart-type (MPa)	Ra (μm)
Traction/Compression (R=-1)	SLM SB	222.5	NV	18.9
	SLM SP15	220.8	NV	11.2
	EBM SB	111.25	NV	39.9
	EBM SP30	162.5	NV	17.7

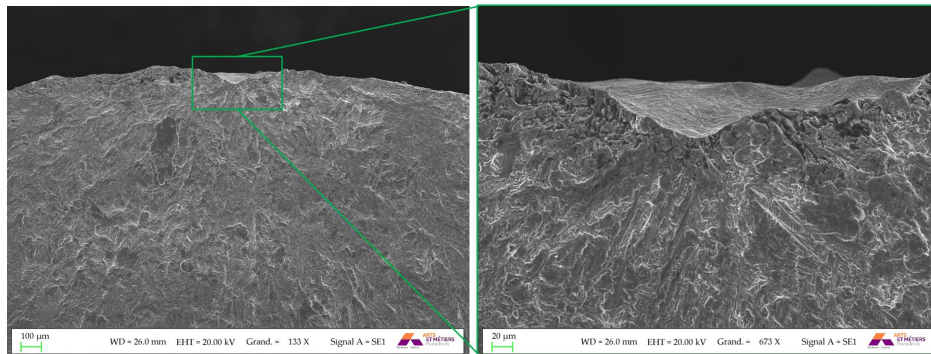
TABLEAU 3.4 – Limites en fatigue à 2×10^6 cycles déterminées par la méthode *staircase* des différentes éprouvettes cylindriques testées, et valeurs de Ra (déterminé par la méthode 2D) associées

3.4.1.3 Analyse des faciès de rupture

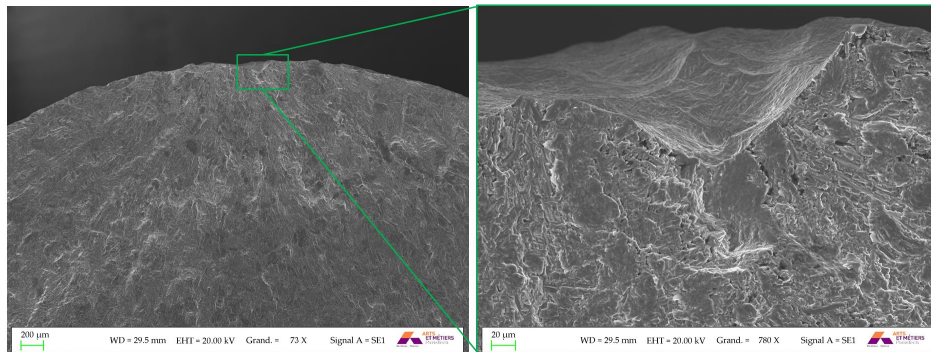
L'observation des faciès de rupture révèle, là encore, un amorçage systématiquement en surface. Les éprouvettes SLM SP15 initient à partir de défauts surfaciques particulièrement importants visibles figure 3.33a et 3.33b. Comme déjà évoqué lors de l'analyse de la surface, le polissage élimine les grains de poudre restés collés en surface (ce qui a tendance à diminuer le Ra) mais les creux les plus importants sont conservés, voire même accentués, le Rv passant de $74\mu\text{m}$ avant polissage à $110\mu\text{m}$ après polissage. L'observation de coupes 2D après essai comme figure 3.34 révèle également la présence d'une fissure non propageante au fond d'un important creux. Ces résultats indiquent que dans les conditions de polissage utilisées, celui-ci n'améliore pas la résistance en fatigue et ceci montre également les limites du paramètre Ra pour l'évaluation de la résistance en fatigue d'éprouvettes rugueuses.

Comme déjà évoqué lors de l'analyse des rugosités, la surface EBM SP30 contient des microentailles qui étaient, avant le polissage, des défauts de type "notch-like" à l'origine de l'amorçage sur les éprouvettes EBM SB. L'observation des faciès de rupture montre que ces défauts restés en surface sont bien à l'origine de l'amorçage, comme cela est visible figure 3.33c et 3.33d. Ceci explique pourquoi, même après 30min de polissage et une surface à l'aspect beaucoup moins rugueux, la limite en fatigue déterminée expérimentalement est encore très faible et l'impact du polissage chimique est limité. Cependant la profondeur des défauts à l'origine de l'amorçage est largement diminuée après polissage, ce qui peut expliquer l'effet bénéfique du polissage sur la limite en fatigue.

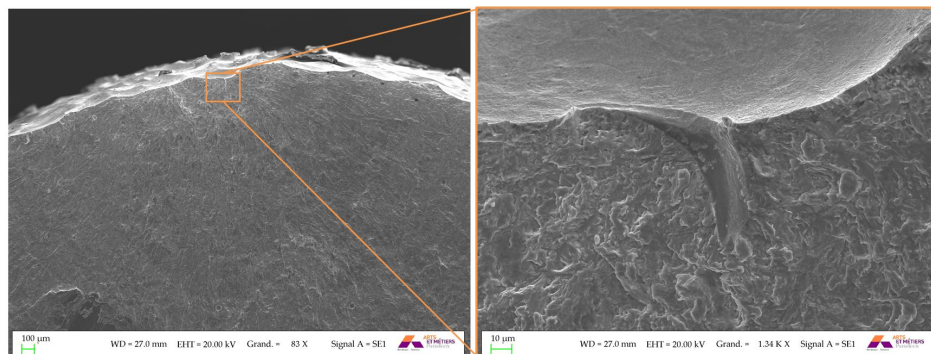
Tout comme les résultats des essais de fatigue sur éprouvettes brutes, les résultats sur éprouvettes polies seront utilisés dans la suite du document afin d'alimenter un modèle numérique visant à prendre en compte, pour différents états de surface, l'influence de la rugosité sur la résistance en fatigue.



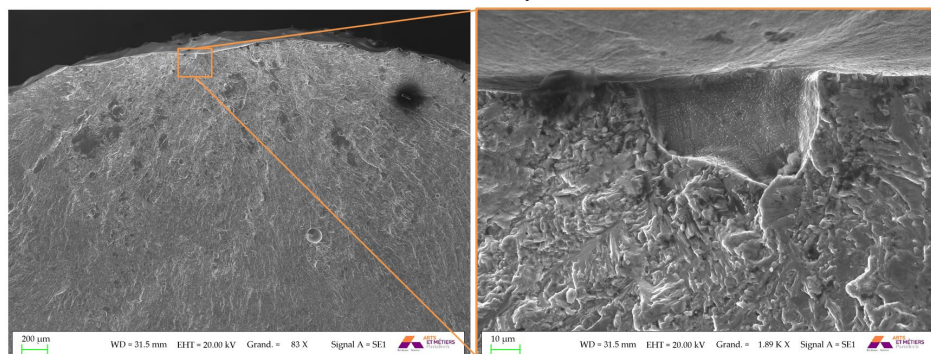
(a) SLM SP15, 449 271 cycles, 225 MPa



(b) SLM SP15, 246 912 cycles, 235 MPa



(c) EBM SP30, 223 937 cycles, 200 MPa



(d) EBM SP30, 527 037 cycles, 150 MPa

FIGURE 3.33 – Observations MEB des faciès de rupture issus des essais de traction ($R=-1$) sur éprouvettes polies

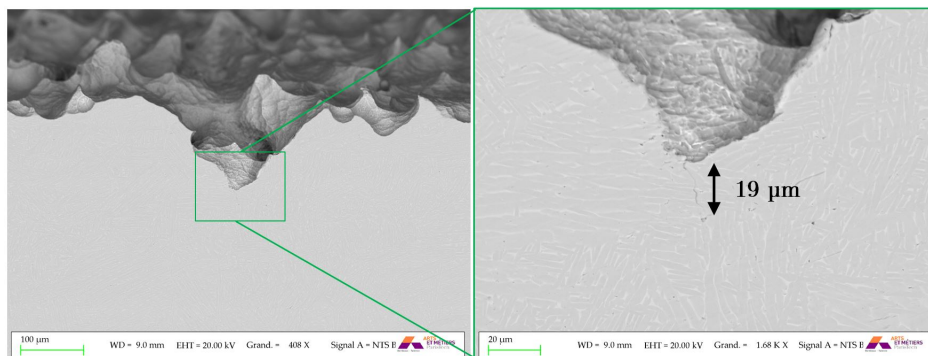


FIGURE 3.34 – Observation MEB d’une coupe 2d d’une éprouvette SLM SP15 après essai de fatigue. Une fissure non propageante est visible en fond d’une entaille

3.5 Recherche d'un défaut équivalent à la surface

La surface "as-built" des éprouvettes fabriquées par SLM étant constituée de multiples entailles aux dimensions variables, il est intéressant de chercher un défaut surfacique de dimension contrôlée équivalent à la rugosité du point de vue du comportement en fatigue et ceci afin de mettre physiquement en évidence les paramètres morphologiques des entailles qui influencent le plus la résistance en fatigue (profondeur, rayon d'entaille). Cette entaille équivalente pourra être utilisée pour la détermination d'un critère non local dans le modèle numérique. Pour ce faire, des éprouvettes SLM SU, dans lesquelles des entailles ont été insérées, sont testées en fatigue en traction à $R=0.1$ et comparées aux éprouvettes plates SLM SB testées dans ces mêmes conditions.

3.5.1 Démarche expérimentale

Pour fabriquer les éprouvettes, une préforme est usinée à partir des pavés droits fabriqués sur le plateau figure 2.2 section 2.1.1.2. Cette préforme est ensuite découpée au fil afin d'obtenir plusieurs éprouvettes plates et la surface découpée sera ensuite polie. L'introduction d'entailles de dimensions contrôlées sans dégrader la matière ou ajouter des contraintes résiduelles dans le Ti-6Al-4V, difficile à usiner, nécessite l'utilisation d'une technique appropriée. Récemment, des techniques laser ont été développées et offrent une alternative aux traitements de surface comme l'usinage, le polissage chimique, l'abrasion, pour l'obtention de surfaces à morphologie contrôlée [1, 6, 16, 19]. Ces techniques utilisent un laser pour affecter localement la matière et entraîner son évaporation. L'efficacité du procédé nécessite l'ajustement des paramètres laser (longueur d'onde, énergie d'impact, cadence) et des paramètres de scan (vitesse de scan et distance inter-cordon). En raison des forts gradients de température mis en jeu lors du procédé, de 10^3 à 10^5 $K.s^{-1}$, la microstructure peut localement être modifiée, des fissures thermiques peuvent être générées et une couche de TiO peut être formée, toutes ces modifications dépendant fortement des paramètres du procédé [1, 4, 27]. Cependant, les observations MEB en fond d'entaille n'ont pas révélé de couche d'oxyde, de fissures thermiques présentes avant essai ou de modification visible de la microstructure.

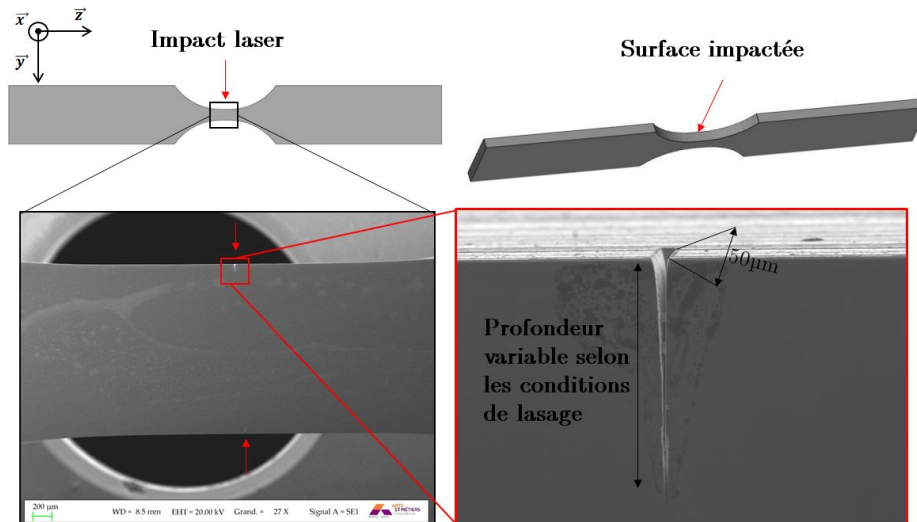


FIGURE 3.35 – Schématisation du protocole de lasage utilisé pour créer des entailles en surface d'éprouvettes plates SLM SU

Des entailles sont introduites sur chaque bord de l'éprouvette, comme présenté figure 3.35. Pour des conditions de lasage identiques, la profondeur et le rayon des entailles sont relativement proches. La profondeur des entailles et leur rayon varient en fonction des conditions de lasage. Trois conditions ont été testées (C1, C2 et C3) et pour chaque condition les paramètres ont été

Nuance	Niveau initial (MPa)	Pas (MPa)	Nb d'éprouvettes
SLM SB	250	25	5
SLM C1	200	25	2
SLM C2	100	25	3
SLM C3	250	25	5

TABLEAU 3.5 – Protocole d'essai de fatigue en traction R=0.1 sur éprouvettes plates

ajustés afin de limiter la modification de la surface sous la zone d'impact. La géométrie des entailles pour les trois conditions de lasage est présentée figure 3.36. Finalement les trois conditions peuvent être résumées ainsi :

- C1 : les entailles ont une profondeur supérieure au Rv (74µm lorsque mesuré avec la méthode 2D) des éprouvettes SLM SB qui représente la profondeur maximale du profil (par rapport à la ligne moyenne). Le rayon des entailles est difficilement mesurable mais de l'ordre de grandeur de 1 µm si bien qu'elle s'apparente à une fissure d'environ 90µm de longueur.
- C2 : les entailles ont une profondeur de 360µm ce qui est nettement supérieur au Rv des éprouvettes SLM SB. De même que pour la condition C1, les entailles s'apparentent à des fissures car leur rayon est extrêmement faible.
- C3 : les entailles ont une profondeur similaire au Rv des éprouvettes SLM SB et un rayon proche de 2 µm.

En tout, 2 éprouvettes ont été lasées dans la condition C1, 3 dans la condition C2 et 5 dans la condition C3. Toutes ont été testées en fatigue en traction à R=0.1 dans les conditions présentées section 3.3.3.1, identiques aux conditions des essais sur éprouvettes SLM SB, si ce n'est que le niveau de contrainte initial et le pas ont été adapté comme résumé tableau 3.5.

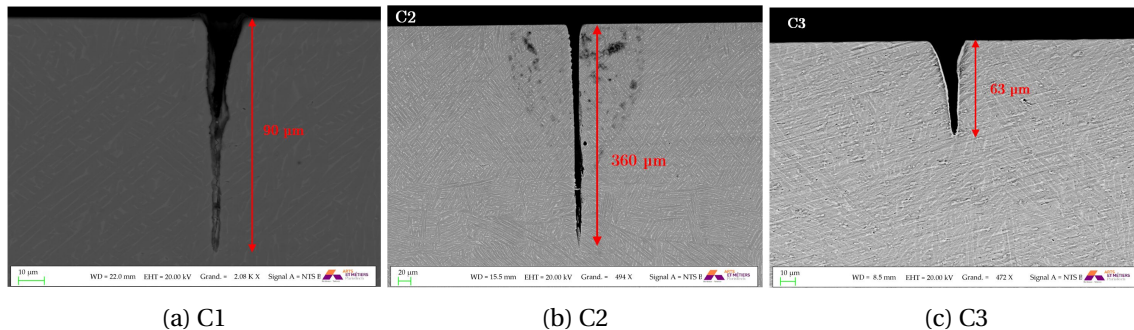


FIGURE 3.36 – Observations MEB des entailles dans les trois conditions testées

3.5.2 Résultat des essais de fatigue en traction R=0.1

Les résultats des essais sont présentés figure 3.37¹. Les résultats des essais de fatigue montrent que :

- les résultats, pour toutes les conditions inspectées, sont très dispersés. Si la morphologie des entailles générées pour chaque condition est proche, la profondeur, mais surtout le rayon, sont susceptibles d'être légèrement différents.
- la résistance en fatigue des éprouvettes testées peut se résumer ainsi : C2<C1<C3≈"as-built". Plus l'entaille est profonde, plus sa résistance en fatigue est faible.
- la résistance en fatigue des éprouvettes SLM SB et SLM C3 est proche. Du point de vue de la fatigue, l'impact des défauts artificiellement introduits ou de la surface brute de fabrication

1. La modification de la section par le polissage ayant été prise en compte pour le calcul du niveau de contrainte après l'essai, il arrive que certains niveaux ne soient pas des multiples de 25

est proche. Pour les deux conditions, seules 2/5 éprouvettes ont rompu à 300 MPa, ce qui tend à montrer que leurs limites en fatigue respectives sont situées entre 300 et 325 MPa.

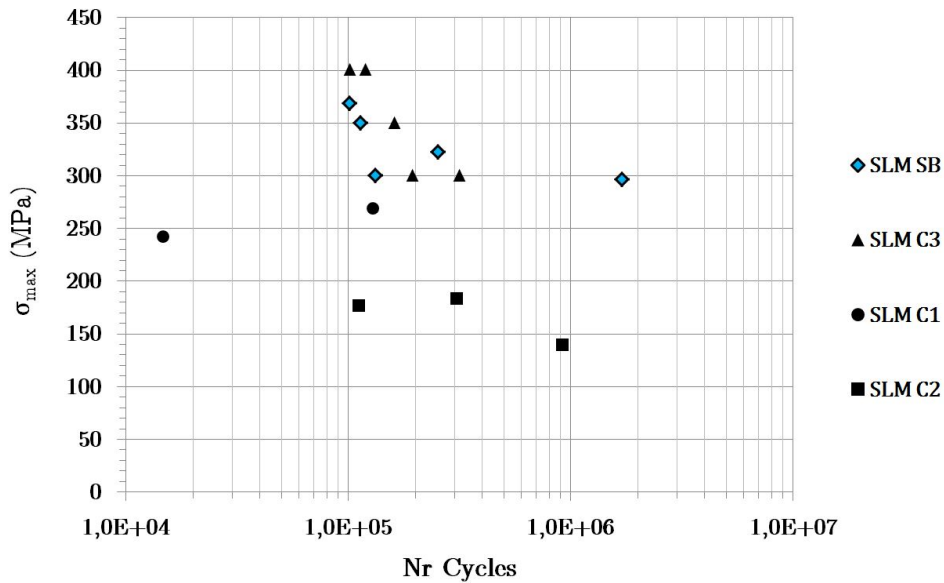


FIGURE 3.37 – Résultats des essais de fatigue en traction R=0.1 sur éprouvettes SLM SB; C1; C2; C3

Les éprouvettes entaillées initient toutes à partir de la pointe d'une entaille, comme illustré figure 3.38. De la multifissuration est également observée, à savoir : plusieurs entailles d'une même éprouvette entraînent la propagation d'une fissure macroscopique. Tout comme cela avait été constaté sur les éprouvettes SLM SB, des fissures sont parfois présentes en pointe des entailles après essai (figure 3.39). Si pour les conditions C1 et C2, les fissures sont nettement plus grandes que celles observées sur les éprouvettes SLM SB, celles remarquées sur les éprouvettes C3 sont du même ordre de grandeur. Les observations faites n'ayant été réalisées qu'après rupture des éprouvettes, on ne peut pas affirmer qu'il s'agit ici de fissures non propageantes. De plus, la pointe des fissures observées sur les éprouvettes SLM C1 et SLM C2 (respectivement figures 3.39a et 3.39b) est vraisemblablement au-delà du champ de contrainte modifié par l'entaille. Ceci tend à montrer que le gradient de contrainte associé à l'entaille C3 est proche du gradient de contrainte associé aux entailles les plus nocives sur les éprouvettes SLM SB alors que cela n'est probablement pas le cas pour les conditions C1 et C2.

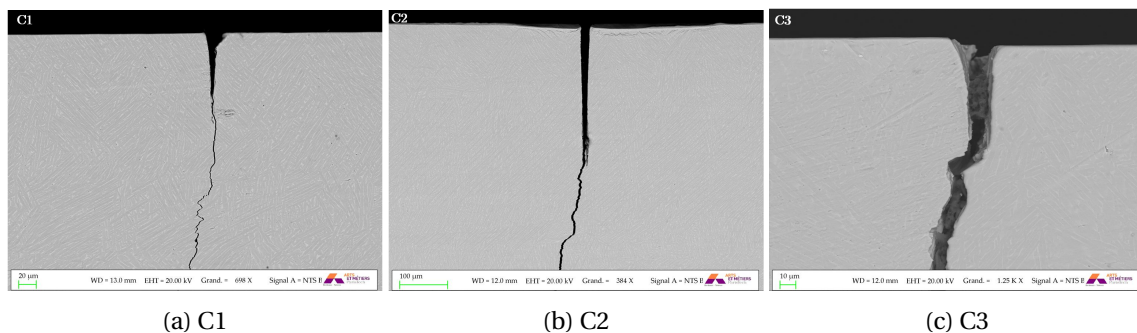


FIGURE 3.38 – Observations MEB de la fissure principale amorcée en pointe d'entaille dans les trois conditions testées

Finalement, les entailles faites en condition C3 permettent bien d'obtenir un défaut équivalent à la surface "as-built" en matière de résistance en fatigue. Dans cette condition, la profondeur de

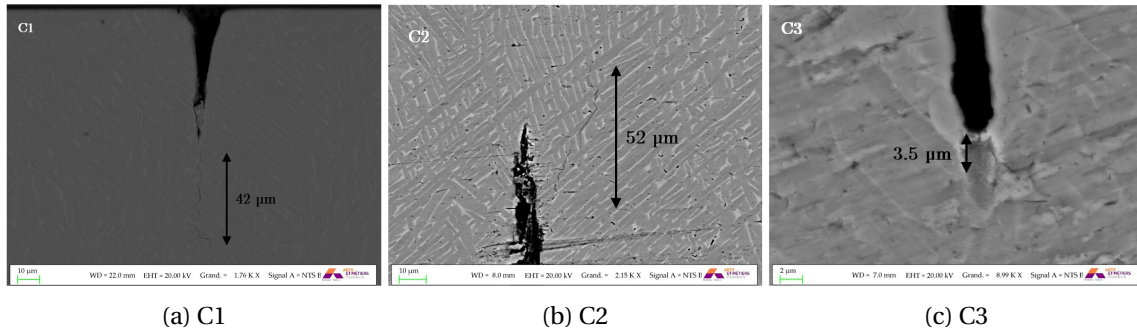


FIGURE 3.39 – Observations MEB de fissures amorcées en pointe d'entaille dans les trois conditions testées

l'entaille est proche du R_v de la surface, soulignant l'importance de ce paramètre pour prédire le comportement en fatigue. Le rayon des entailles les plus nocives des surfaces "as-built" est du même ordre de grandeur ou inférieur que le rayon de l'entaille C3. La figure 3.40 illustre ce point. Cependant comme il a été souligné précédemment, les entailles les plus nocives d'un point de vue géométrique n'entraînent pas systématiquement l'amorçage de fissures.

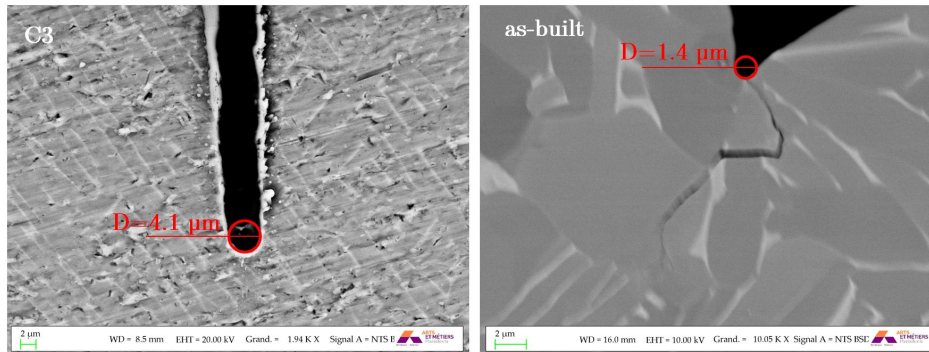


FIGURE 3.40 – Comparaison du diamètre d'une entaille en condition C3 et d'une entaille issue d'une surface SLM "as-built" ayant engendré l'amorçage d'une fissure

3.6 Conclusions et lien entre le comportement en fatigue et les paramètres de rugosité

Les essais de fatigue effectués sur des éprouvettes présentant différentes conditions de surface couplés aux mesures de rugosité permettent de mettre en évidence des corrélations entre la résistance en fatigue et les paramètres de rugosité. Si l'étude du lien entre les paramètres de rugosité et la limite en fatigue de surfaces usinées, présentant souvent une périodicité et une anisotropie importante, fait l'objet de nombreux travaux [18, 23, 29], la plupart des études traitant les surfaces obtenues par FA font le lien uniquement avec le Ra [24] ou ne décorrèlent pas les autres paramètres susceptibles d'affecter la limite en fatigue [2].

Les essais de traction/compression et les mesures de rugosité mettent en évidence différents points :

- Les surfaces sont constituées de multiples entailles.
- Le site d'amorçage en fatigue est systématiquement situé en surface à partir d'une entaille.
- Les entailles sont susceptibles d'amorcer des fissures qui ne vont pas propager.
- L'élimination par polissage chimique des grains de poudre collés en surface permet de réduire le Ra mais n'améliore pas la limite en fatigue.
- La réduction significative de la taille de l'entaille susceptible d'entraîner l'amorçage améliore la limite en fatigue.
- Les éprouvettes entaillées en condition C3 donnent des résistances en fatigue similaires aux éprouvettes SLM SB.

Au regard des observations faites, le paramètre à lier à la limite en fatigue doit être un paramètre local, prenant en compte la profondeur de l'entaille et n'étant pas affecté par des grains de poudre collés en surface. De plus, l'observation des fissures non propageantes pour les différentes conditions de surface (à supposer qu'elles soient également présentes après essais en surface des éprouvettes EBM SB et EBM SP30) tend à montrer que, d'après les résultats de Frost [11], Smith et Miller [26] et El Haddad [8], la forme des entailles n'est pas un paramètre déterminant et la limite en fatigue en traction/compression est proportionnelle à \sqrt{a} où a est la profondeur de l'entaille.

La figure 3.41 illustre la variation de la limite en fatigue en traction/compression ($R=-1$) à 2×10^6 cycles avec \sqrt{a} où a est la profondeur de la fissure équivalente. Dans un premier temps, a est pris égal à R_v (mesuré par la méthode 2D) pour les différents états de surface testés en traction/compression. Les données issues des travaux de Benedetti et al [3] sont également ajoutées. Ces derniers ont réalisé une campagne d'essais de fatigue en traction/compression ($R=-1$) sur des éprouvettes cylindriques SLM (également post-traitées CIC) dont la rugosité est réduite par un procédé de tribofinition obtenant ainsi un $R_v=28.1\mu\text{m}$.

Les résultats montrent que l'évaluation de la fatigue à partir de l'équation établie par Smith et Miller permet une prédiction raisonnable de la limite en fatigue pour les différents états de surface considérés. Seule la limite en fatigue des éprouvettes EBM SB est nettement surévaluée. Cependant l'analyse des faciès de rupture montre que la profondeur des défauts à l'amorçage visibles figures 3.11a,3.11b,3.11c,3.11d est bien supérieure au $R_v=152\mu\text{m}$ mesuré. Ceci signifie que dans le cas des éprouvettes EBM, la surface analysée est trop faible pour que les défauts critiques à l'origine de la rupture puissent être capturés. La profondeur moyenne mesurée des défauts à l'amorçage pour les éprouvettes EBM SB étant de $557\mu\text{m}$, il est possible d'estimer la valeur de σ_d en prenant cette fois $a = 557\mu\text{m}$. La prédiction du modèle est alors légèrement inférieure à la limite en fatigue expérimentale (figure 3.41).

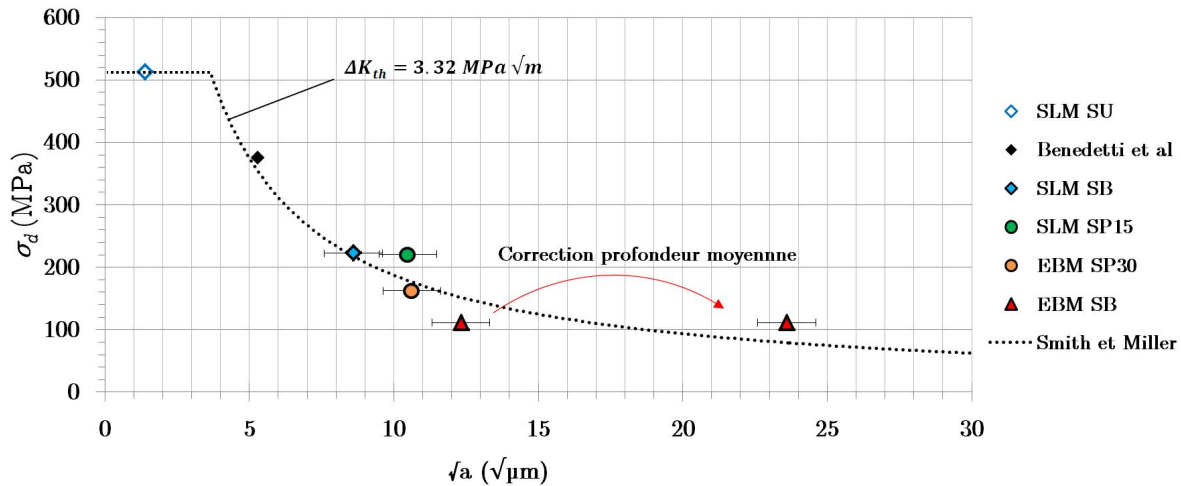


FIGURE 3.41 – Limite en fatigue (traction/compression) en fonction de la longueur de fissure équivalente pour différents états de surface

Le paramètre R_v semble donc un paramètre qui, à partir de la formule de Smith et Miller, permet de prédire raisonnablement la limite en fatigue d'éprouvettes obtenues par fabrication additive. Cependant la détermination de la résistance en fatigue à partir de ce paramètre pose un certain nombre de problèmes :

- Le défaut le plus profond n'est pas systématiquement responsable de l'amorçage et la variabilité liée à la microstructure n'est pas prise en compte.
- L'anisotropie et la longueur d'onde de la surface ne sont pas retranscrites à travers le R_v ; or il est tout à fait imaginable qu'une forte anisotropie et une faible longueur d'onde de rugosité aient un impact significatif sur la limite en fatigue. De plus une méthode et une zone d'acquisition adéquates doivent être utilisées afin de capturer correctement la morphologie du plus profond défaut présent en surface.
- L'application de la formule de Smith et Miller pour la détermination de la limite en fatigue de chargements multiaxiaux n'est pas possible.

Il est donc nécessaire de développer, à partir des mesures de la surface, un modèle pouvant prédire la limite en fatigue, sous des chargement multiaxiaux et permettant de prendre en compte la morphologie de la surface dans sa globalité.

Références

- [1] AHMMED, K. M., E. J. Y. LING, P. SERVIO et A. M. KIETZIG. 2015, «Introducing a new optimization tool for femtosecond laser-induced surface texturing on titanium, stainless steel, aluminum and copper», *Optics and Lasers in Engineering*. 135
- [2] BAGEHORNS, S., T. MERTENS, D. GREITEMEIER, L. CARTON et A. SCHOBERTH. 2015, «Surface finishing of additive manufactured Ti-6Al-4V - a comparison of electrochemical and mechanical treatments», dans *EUCASS 2015*. 139
- [3] BENEDETTI, M., M. CAZZOLLI, V. FONTANARI et M. LEONI. 2016, «Fatigue limite of Ti6Al4V alloy produced by Selective Laser Sintering», *Structural Integrity Procedia*, vol. 00, p. 2452–3216. 139
- [4] BROWN, M. S. et C. B. ARNOLD. 2010, «Fundamentals of Laser-Material Interaction and Application to Multiscale Surface Modification», . 135
- [5] CAI, W. et W. D. NIX. 2016, *Imperfections in Crystalline Solids*, MRS-Cambridge Materials Fundamentals, Cambridge University Press. 124

- [6] CHÉRIEF, M., C. LOUMENA, J. JUMEL et R. KLING. 2016, «Performance of Laser Surface Preparation of Ti6Al4 v», dans *Procedia CIRP*, vol. 45, Elsevier B.V., p. 311–314. [135](#)
- [7] DIXON, W. J. et A. M. MOOD. 1948, «A Method for Obtaining and Analyzing Sensitivity Data», *Journal of the American Statistical Association*. [110](#)
- [8] EL HADDAD, M. H., T. H. TOPPER et K. N. SMITH. 1979, «Prediction of non propagating cracks», *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 11, n° 3, p. 573–584. [139](#)
- [9] ENDO, M. et Y. MURAKAMI. 1987, «Effects of an Artificial Small Defect on Torsional Fatigue Strength of Steels», *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 109, n° 2, p. 124–129. [119](#)
- [10] FREDERICK, C. O. et P. J. ARMSTRONG. 2007, «A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect», *Materials at High Temperatures*, vol. 24, n° 1, p. 1–26, ISSN 09603409. [107](#)
- [11] FROST, V. N. E., K. J. MARSH et L. P. POOK. 1974, «Metal fatigue.», *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. [139](#)
- [12] KAMAYA, M. 2010, «Influence of bulk damage on crack initiation in low-cycle fatigue of 316 stainless steel», *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. [126](#)
- [13] KAMAYA, M. 2011, «Assessment of local deformation using EBSD : Quantification of accuracy of measurement and definition of local gradient», *Ultramicroscopy*. [126](#)
- [14] KASPEROVICH, G. et J. HAUSMANN. 2015, «Improvement of fatigue resistance and ductility of TiAl6V4 processed by selective laser melting», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 220, p. 202–214. [x](#), [110](#), [111](#)
- [15] LÜTJERING, G. et J. C. WILLIAMS. 2007, *Titanium*, 2^e éd., Springer, 1–449 p.. [110](#)
- [16] MARESSA, P., L. ANODIO, A. BERNASCONI, A. G. DEMIR et B. PREVITALI. 2014, «Effect of surface texture on the adhesion performance of laser treated Ti6Al4V alloy», *Journal of Adhesion*. [135](#)
- [17] MARQUARDT, D. W. 1963, «AN ALGORITHM FOR LEAST-SQUARES ESTIMATION OF NONLINEAR PARAMETERS», *J. Soc. INDUST. APPL. MATH.*, vol. 11, n° 2. [107](#)
- [18] MASUO, H., Y. TANAKA, S. MOROKOSHI, H. YAGURA, T. UCHIDA, Y. YAMAMOTO et Y. MURAKAMI. 2018, «Influence of defects, surface roughness and HIP on the fatigue strength of Ti-6Al-4V manufactured by additive manufacturing», *International Journal of Fatigue*, vol. 117, n° April, p. 163–179. [139](#)
- [19] MISHRA, S. et V. YADAVA. 2015, «Laser Beam MicroMachining (LBMM) - A review», . [135](#)
- [20] MOLAEI, R., A. FATEMI et N. PHAN. 2018, «Significance of hot isostatic pressing (HIP) on multiaxial deformation and fatigue behaviors of additive manufactured Ti-6Al-4V including build orientation and surface roughness effects», *International Journal of Fatigue*, vol. 117, n° April, p. 352–370. [x](#), [110](#), [111](#), [112](#), [114](#), [121](#)
- [21] MOWER, T. M. et M. J. LONG. 2016, «Mechanical behavior of additive manufactured, powder-bed laser-fused materials», *Materials Science and Engineering A*, vol. 651, p. 198–213. [112](#)
- [22] NEERAJ, T., M. F. SAVAGE, J. TATALOVICH, L. KOVARIK, R. W. HAYES et M. J. MILLS. 2005, «Observation of tension-compression asymmetry in α and α/β titanium alloys», dans *Philosophical Magazine*, vol. 85, p. 279–295. [106](#)

- [23] NOVOVIC, D., R. C. DEWES, D. K. ASPINWALL, W. VOICE et P. BOWEN. 2004, «The effect of machined topography and integrity on fatigue life», *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 44, n° 2-3, p. 125–134. [139](#)
- [24] PEGUES, J., M. ROACH, R. SCOTT WILLIAMSON et N. SHAMSAEI. 2018, «Surface roughness effects on the fatigue strength of additively manufactured Ti-6Al-4V», *International Journal of Fatigue*, vol. 116, n° April, p. 543–552. [139](#)
- [25] SCHÖNBAUER, B., H. MAYER, K. YANASE et M. ENDO. 2017, «Influence of small defects on the uniaxial and torsional fatigue strength of 17-4PH stainless steel», *Procedia Structural Integrity*, vol. 7, p. 492–496. [119](#)
- [26] SMITH, R. A. et K. J. MILLER. 1978, «Prediction of fatigue regimes in notched components», *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 20, n° 4, p. 201–206. [139](#)
- [27] VINCENC OBONA, J., V. OCELÍK, J. Z. SKOLSKI, V. S. MITKO, G. R. RÖMER, A. J. HUIS IN'T VELD et J. T. M. DE HOSSON. 2011, «On the surface topography of ultrashort laser pulse treated steel surfaces», *Applied Surface Science*. [135](#)
- [28] WU, M. W. et P. H. LAI. 2016, «The positive effect of hot isostatic pressing on improving the anisotropies of bending and impact properties in selective laser melted Ti-6Al-4V alloy», *Materials Science and Engineering A*, ISSN 09215093. [112](#)
- [29] ZABALA, A., L. BLUNT, W. TATO, A. AGINAGALDE, X. GOMEZ et I. LLAVORI. 2018, «The use of areal surface topography characterisation in relation to fatigue performance», vol. 14013, p. 1–6. [139](#)

Chapitre 4

Modélisation numérique de l'effet de l'état de surface sur la résistance en fatigue

Sommaire

4.1 Démarche de modélisation par calculs E.F	144
4.1.1 Création de surfaces et volumes maillés pour les calculs E.F	144
4.1.2 Paramètres des calculs E.F	147
4.1.3 Paramètre indicateur de fatigue mésoscopique (FIP)	148
4.1.4 Détermination de la distance critique	150
4.1.5 Valeurs extrêmes généralisées	154
4.1.6 Synthèse	158
4.2 État du champ de contrainte proche surface	160
4.2.1 Distribution des valeurs de contraintes locales	160
4.2.2 Effet de la prise de moyenne volumique	162
4.2.3 Gradients de contrainte en fond d'entaille	163
4.2.4 Plasticité en fond d'entaille	166
4.3 Prédiction de la résistance en fatigue	170
4.3.1 Chargement de traction/compression $R=-1$	171
4.3.2 Chargement de torsion $R=-1$	176
4.3.3 Discussions	177
4.4 Effet de l'anisotropie élastique et de l'angle de fabrication	180
4.4.1 Sensibilité du modèle à la direction de sollicitation	180
4.4.2 Sensibilité du modèle à l'angle de fabrication	181
4.5 Conclusion	184
Références	184

La prise en compte de l'effet de l'état de surface obtenu par fabrication additive sur la résistance en fatigue dans un modèle numérique nécessite le développement d'une approche originale, fondée sur la littérature, l'observation des surfaces et des mécanismes d'endommagement en fatigue. Ce chapitre présente donc la méthodologie adoptée pour la construction du modèle, son lien étroit avec les conclusions issues des chapitres précédents et propose l'application du modèle à différentes surfaces pour plusieurs cas de chargement.

4.1 Démarche de modélisation par calculs E.F.

Les observations des surfaces obtenues par SLM et EBM ont révélé des surfaces très rugueuses, constituées de multiples entailles ayant différentes géométries. Les essais de fatigue ont permis de montrer que ces entailles sont effectivement à l'origine de la rupture et pour une même surface plusieurs entailles sont susceptibles d'entraîner l'amorçage d'une fissure, ce qui souligne l'importance de ne pas modéliser une unique entaille par surface pour la création du modèle. De plus, comme présenté dans l'état de l'art, la prédiction de la limite en fatigue d'éprouvettes à défauts à partir du champ de contrainte proche du défaut donne de très bons résultats. Le choix est donc fait de calculer le champ de contrainte et de déformation proche des surfaces SLM et EBM, et pour ce faire, des surfaces et volumes maillés, fondés sur les observations 2D MEB, 3D profilométriques et 3D tomographiques sont créés.

4.1.1 Création de surfaces et volumes maillés pour les calculs E.F.

Trois moyens de mesure de surface sont utilisés afin de construire les surfaces et volumes maillés sur lesquels seront effectués les calculs éléments finis :

Observations de coupes 2D obtenues au MEB ou au microscope optique La méthodologie déjà présentée section 4.39 est utilisée afin d'obtenir une ligne constituée de b-spline délimitant la surface. La surface maillée construite à partir de cette ligne permet d'obtenir un maillage très fin (taille d'élément en surface $\leq 1\mu\text{m}$) lorsque la courbure est importante. Un exemple d'une surface EBM "as-built" de 3.6mm de long contenant environ 114 000 éléments triangulaires à interpolation quadratique est présenté figure 4.1.

Capture 3D de la surface par profilométrie optique Afin de construire un volume maillé permettant la convergence des calculs éléments finis, plusieurs étapes sont nécessaires :

- Les données issues de la profilométrie sont d'abord filtrées afin d'avoir une morphologie de surface correspondant à ce que l'on peut observer sur les surfaces "as-built". Le traitement retenu consiste en l'application d'un filtre à régression gaussienne passe bas avec un cut-off $\lambda_c = 20\mu\text{m}$ suivi d'un filtre statistique médian d'une taille de 8 pixels. L'effet des différents filtres sur les données brutes est présenté figure 4.2a et un profil typique issu de la profilométrie obtenu après filtrage est comparé à un profil typique que l'on peut espérer obtenir à partir de l'observation 2D d'une surface (figure 4.2b), compte tenu des limitations de la profilométrie déjà évoquées.
- Les données filtrées sont ensuite exportées sous forme d'un fichier texte contenant les coordonnées XYZ de l'ensemble des points de la surface mesurant typiquement $5 \times 1.6\text{mm}$.
- Une partie de la surface est extraite ($0.6 \times 0.6\text{mm}$) et des points sont numériquement ajoutés afin d'introduire une zone de raccordement dans la longueur projetée dans le plan XY est de $50\mu\text{m}$ comme illustré figure 4.3. Ceci permettra par la suite d'appliquer des conditions aux limites périodiques à l'élément de volume. Cette jonction pouvant engendrer localement des surcontraintes, les points situés dans le plan XY à moins de $20\mu\text{m}$ de celle-ci ne seront pas pris en compte dans le post-traitement.

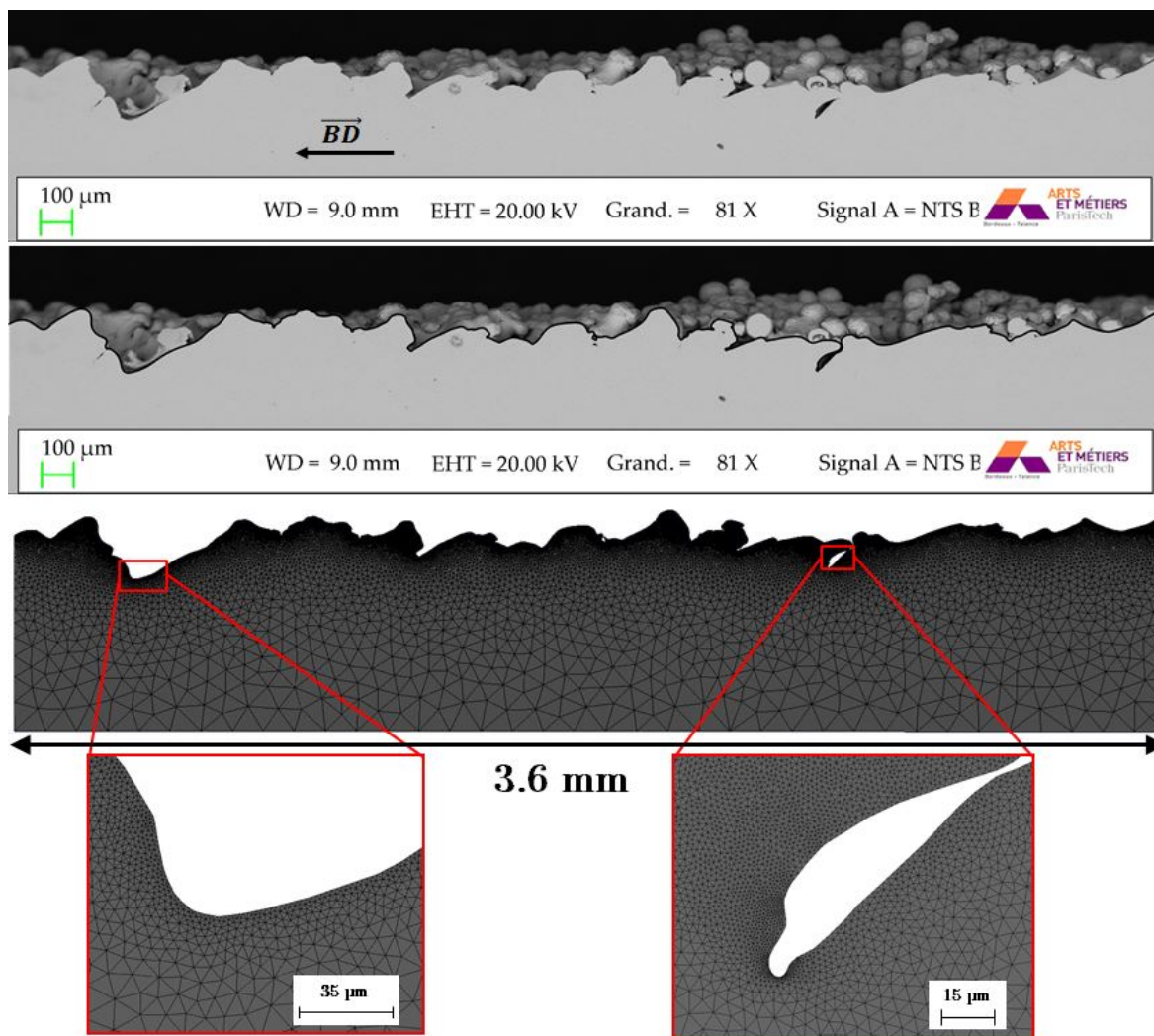


FIGURE 4.1 – Observation MEB d'une surface EBM "as-built" et maillage 2D associé

- Finalement un programme spécifique utilisant Gmsh [1] a été développé pour créer un volume maillé d'une épaisseur donnée dont la face supérieure est fondée sur les points issus de l'étape précédente. Les éléments sur cette surface ont une longueur projetée dans le plan XY égale à la résolution utilisée lors des mesures de profilométrie ($1.9\mu\text{m}$).

La procédure est schématisée figure 4.3. Les volumes de $0.7 \times 0.7 \times 0.5\text{mm}$ ainsi obtenus contiennent environ 1 400 000 éléments tétraédriques à interpolation quadratique. L'étude de convergence du maillage est présentée en annexe.

Capture 3D de la surface par μ -tomographie aux rayons X La surface des volumes scannés par tomographie est d'abord extraite et lissée à l'aide du logiciel AVISO. Elle est ensuite maillée directement dans AVISO et exportée au format stl. À l'aide d'un code dédié et du logiciel Gmsh [1], un volume d'une épaisseur de 0.4mm dont la face supérieure est fondée sur la surface déjà maillée et créé. La figure 4.4 illustre les dimensions typiques et le maillage des volumes construits via cette méthodologie. La taille de maille sur la face supérieure correspond à la résolution des scans tomographiques, c'est-à-dire environ $2.5\mu\text{m}$, ainsi, un volume de $0.6 \times 0.6 \times 0.4\text{mm}$, contient environ 980 000 éléments tétraédriques à interpolation quadratique.

Si la création des surfaces 2D et des volumes issus de la profilométrie est relativement rapide et automatisée, le maillage à partir de la surface 3D issue de la μ -tomographie à l'aspect souvent très chaotique, est très fastidieux, certaines configurations spécifiques rendant le maillage du volume à partir de la surface extrêmement délicat. Le tableau 4.1 renseigne les temps nécessaires à la

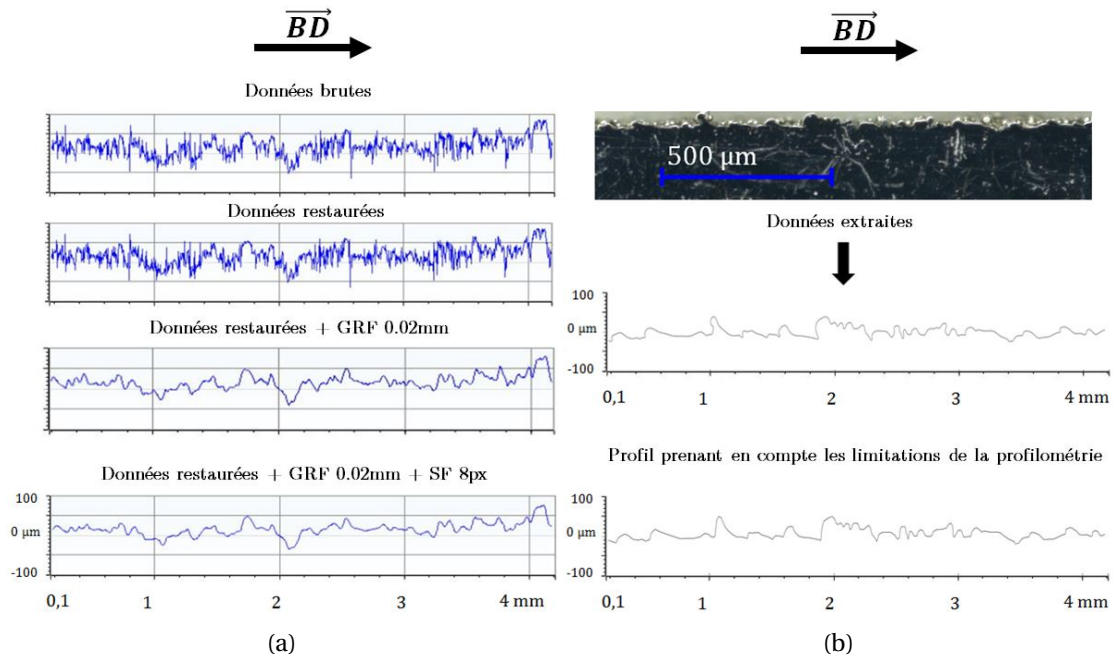


FIGURE 4.2 – Comparaison d'un profil typique obtenu par profilométrie (a) à un profil typique idéal que l'on pourrait obtenir compte tenu des limitations de la profilométrie (b)

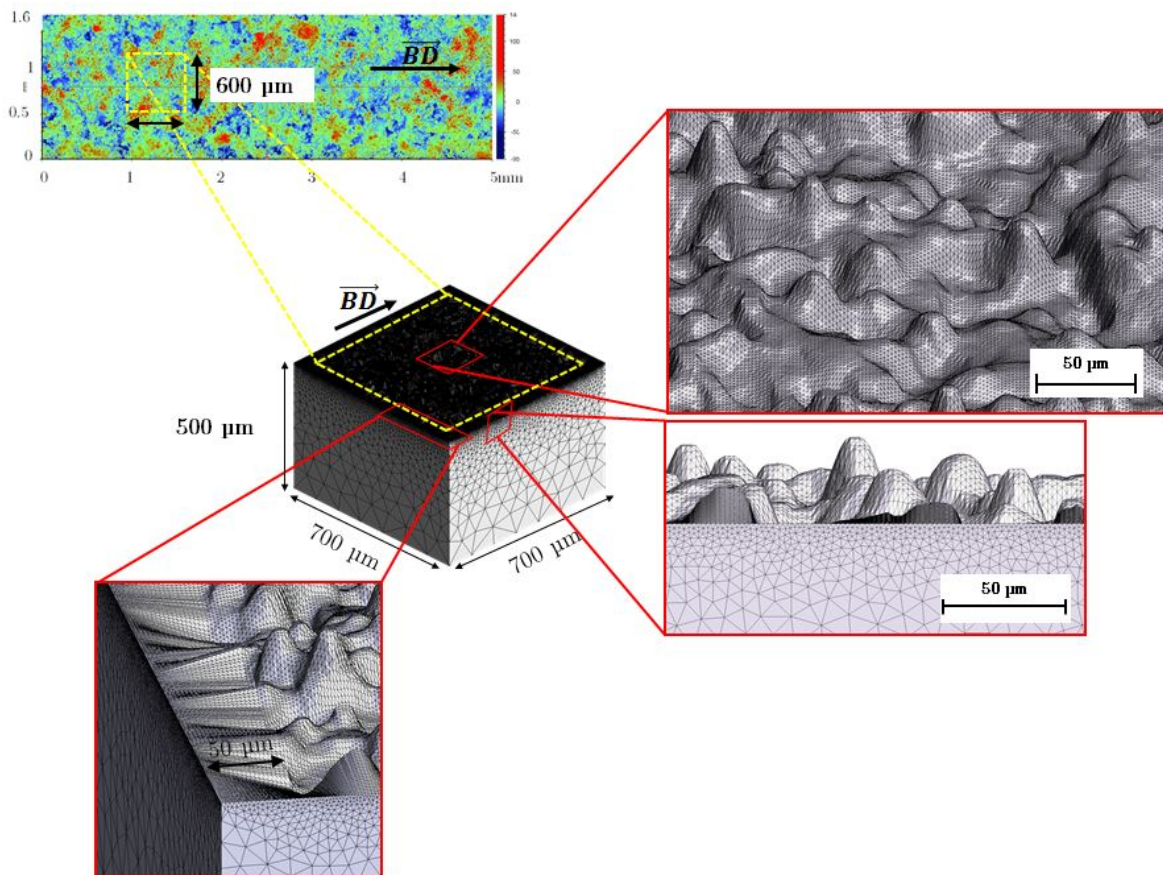


FIGURE 4.3 – Volume maillé généré à partir des données issues de la profilométrie

création du maillage à partir de chacune des méthodes après que les procédures de maillage ont été développées (en prenant en compte les étapes de filtrage des données).

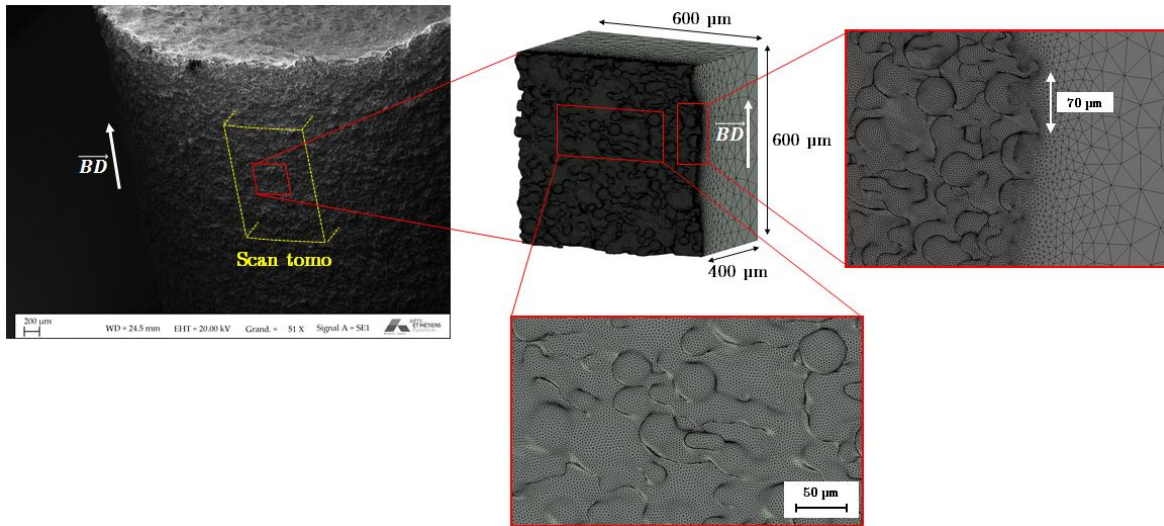


FIGURE 4.4 – Volume maillé généré à partir des données issues de la μ -tomographie

	2D micrographie	3D profilométrie	3D μ -tomographie
Temps (min)	45	35	300

TABLEAU 4.1 – Temps approximatif nécessaire à la création d'un maillage à partir des différentes méthodes de capture de la surface

4.1.2 Paramètres des calculs E.F.

Les calculs éléments finis sont réalisés en utilisant le code de calculs Zebulon[7].

4.1.2.1 Lois de comportement

À cause de la morphologie complexe de la surface, et au regard des résultats expérimentaux, des hauts niveaux de contraintes sont susceptibles d'apparaître dans le volume calculé. Afin d'évaluer l'effet de la plasticité locale sur le champ de contrainte proche de la surface, deux modèles constitutifs différents ont été considérés : un modèle élastique isotrope; un modèle élastoplastique isotrope. Dans le cas de l'élasticité, un module d'Young de 110 GPa et un coefficient de poisson de 0.34 sont choisis. La détermination des paramètres du modèle élastoplastique, faite à partir des essais d'érouissage cyclique, a été présentée section 3.1.1.3. Ces paramètres sont conservés pour les calculs EF réalisés en élastoplasticité isotrope.

4.1.2.2 Conditions aux limites

Les conditions aux limites sont imposées afin de reproduire, sur les volumes et surfaces maillés, les conditions de chargement imposés lors des essais de fatigue. Les conditions aux limites pour un chargement de traction uniaxiale (parallèle à la direction de fabrication) sur les surfaces 2D et les volumes issus de la μ -tomographie sont schématisées respectivement figure 4.5a et 4.5b. Les volumes maillés issus de la profilométrie permettent l'application de conditions aux limites périodiques. Ainsi, après avoir défini un système de coins, d'arêtes et de faces maîtres/esclaves, il est possible d'imposer une déformation moyenne dans le volume et ainsi de reproduire un chargement de traction (on impose ϵ_{11}) ou de torsion (on impose ϵ_{12}). Les chargements expérimentaux étant des chargements cycliques, plusieurs pas de temps sont nécessaires afin de le reproduire numériquement. Dans le cas des calculs élastoplastiques, plusieurs cycles peuvent être nécessaires afin d'obtenir un comportement stabilisé. Dans ce dernier cas, le calcul du FIP_{cr} est systématiquement fait à partir d'un cycle stabilisé.

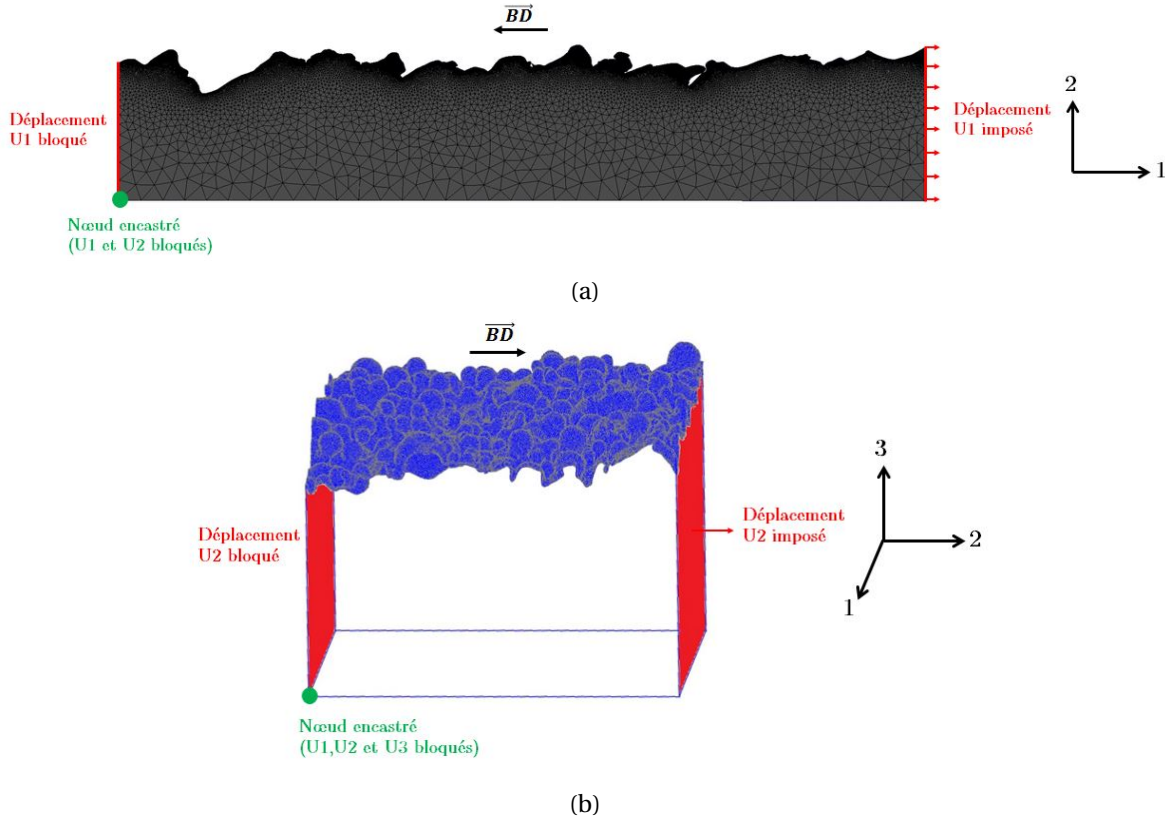


FIGURE 4.5 – Conditions aux limites reproduisant le chargement lors d'un essai de traction uniaxiale sur une surface 2D (a) et un volume 3D (b)

4.1.3 Paramètre indicateur de fatigue mésoscopique (FIP)

4.1.3.1 FIP Local

Afin de lier le champ de contrainte et de déformation proche de la surface à une probabilité de rupture, il est nécessaire de choisir un FIP permettant de rendre compte de la criticité d'un état de contrainte et de déformation vis-à-vis de la fatigue, et cela même pour des cas de chargements multiaxiaux. Parmi les critères proposés dans la littérature, le critère de Crossland [2] a été choisi pour sa simplicité et son faible coût de calcul. Ce critère local fondé sur la contrainte est une combinaison linéaire de l'amplitude du second invariant du tenseur déviateur $\tau_{oct,a}$ et de la valeur maximale de la pression hydrostatique calculée sur un cycle $\sigma_{H,max}$. Le FIP local calculé en un point M formulé à partir de la contrainte de Crossland s'écrit donc :

$$FIP_{cr}(M) = \tau_{oct,a}(M) + \alpha \sigma_{H,max}(M) \quad (4.1)$$

avec :

$$\tau_{oct,a}(M) = \sqrt{\frac{1}{2} \max_{t \in T} \left[\bar{\bar{S}}(M, t) - \bar{S}_m(M) \right] : \left[\bar{\bar{S}}(M, t) - \bar{S}_m(M) \right]} \quad (4.2)$$

$$\sigma_{H,max}(M) = \max_{t \in T} \left[\frac{1}{3} Trace(\bar{\bar{\sigma}}(M, t)) \right] \quad (4.3)$$

où $\bar{\bar{S}}(M, t)$ est le tenseur déviateur en M à l'instant t , \bar{S}_m est le tenseur déviateur moyen du cycle de chargement de période T et α un paramètre matériau. Cependant, au vu des observations lors des essais de fatigue, la prédiction de la limite en fatigue à partir de la contrainte locale en fond d'entaille n'est pas judicieuse pour les lots SLM SB, SLM SP15, EBM SB et EBM SP30 car :

- l'abattement sur la limite en fatigue par rapport aux éprouvettes saines est important.
- les entailles susceptibles d'entraîner l'amorçage ont un rayon de quelques micromètres et ont donc un K_t très élevé.
- les fissures non propageantes sont observées en fond des entailles à la surface des éprouvettes SLM SB indiquant que la contrainte locale peut être suffisante pour l'amorçage mais pas nécessairement suffisante pour passer la première barrière microstructurale après l'arrêt de la fissure.
- pour des niveaux de chargement proches de la limite en fatigue des éprouvettes SLM SB, la plasticité est confinée en fond d'entaille.

Tout cela atteste du fait que l'on est donc un cas où $K_t > K_t^*$ et où d'important gradients de contrainte dont il est nécessaire de capturer l'effet, à travers la mise en place d'une approche non locale, sont présents en fond d'entaille.

4.1.3.2 Prise en compte du gradient de contrainte

Comme déjà évoqué dans l'état de l'art, il existe principalement deux méthodologie : la [Prise de Moyenne Volumique \(PMV\)](#) du FIP sur une certaine distance; l'introduction explicite du gradient de contrainte dans l'expression du FIP. Cette dernière méthodologie nécessite la détermination de la direction le long de laquelle le gradient est maximal et cela pour chaque défaut. Étant donnée la morphologie complexe et propre à chacune des entailles, son application est très laborieuse. La prise en compte du gradient de contrainte pour la prédiction de la résistance en fatigue d'éprouvettes rugueuses est donc faite à partir d'une PMV du FIP. La procédure devant être applicable sous des chargements multiaxiaux et à des défauts de forme variable, la PMV (ou "volume method") présentée équation 1.19 est retenue pour cette étude. Le FIP non local est alors défini tel que :

$$\langle \text{FIP}_{cr}(\mathbf{M}) \rangle = \langle \tau_{oct,a}(\mathbf{M}) \rangle + \alpha \langle \sigma_{H,max}(\mathbf{M}) \rangle \quad (4.4)$$

avec :

$$\langle \tau_{oct,a}(\mathbf{M}) \rangle = \frac{1}{V_c} \iiint_{V_c} \tau_{oct,a}(\mathbf{M}) dV \quad (4.5)$$

$$\langle \sigma_{H,max}(\mathbf{M}) \rangle = \frac{1}{V_c} \iiint_{V_c} \sigma_{H,max}(\mathbf{M}) dV \quad (4.6)$$

où V_c est le volume de prise de moyenne. Dans cette étude V_c est considéré comme une sphère de rayon D_c centré en \mathbf{M} , ainsi :

$$\langle \tau_{oct,a}(\mathbf{M}) \rangle = \frac{1}{\frac{4}{3}\pi D_c^3} \int_{\theta=-\pi}^{\theta=+\pi} \int_{\phi=0}^{\phi=2\pi} \int_{r=0}^{r=D_c} \tau_{oct,a}(r, \theta, \phi) \sin\theta r^2 dr d\theta d\phi \quad (4.7)$$

$$\langle \sigma_{H,max}(\mathbf{M}) \rangle = \frac{1}{\frac{4}{3}\pi D_c^3} \int_{\theta=-\pi}^{\theta=+\pi} \int_{\phi=0}^{\phi=2\pi} \int_{r=0}^{r=D_c} \sigma_{H,max}(r, \theta, \phi) \sin\theta r^2 dr d\theta d\phi \quad (4.8)$$

Dans les calculs E.F cette PMV est effectuée en attribuant à chaque point de Gauss du volume, la valeur moyenne du FIP local de tous les points de Gauss situés à une distance inférieure à D_c du point de Gauss considéré. La limite en fatigue est considérée atteinte lorsque, en un point \mathbf{M} du volume considéré, la condition suivante est remplie :

Chargement	Tenseur	σ_d (MPa)	$\tau_{oct,a}$	$\sigma_{H,max}$	FIP
Trac/Comp (R=-1)	$\sigma_{11} = \sigma_{d-1} \cdot \sin(\omega t)$	512.5	295.9	170.8	β
Torsion (R=-1)	$\sigma_{12} = \tau_{d-1} \cdot \sin(\omega t)$	416.7	416.7	0	β

TABLEAU 4.2 – Chargements utilisés pour l'identification des paramètres matériaux α et β

$$\langle FIP_{cr}(M) \rangle = \beta \quad (4.9)$$

ou lorsque :

$$C_d(M) = \frac{\langle FIP_{cr}(M) \rangle}{\beta} = 1 \quad (4.10)$$

où β est un paramètre matériau associé à une probabilité de rupture pour un nombre de cycles donné et C_d le coefficient de danger. Les paramètres matériaux α et β sont identifiés à partir des limites en fatigue de traction/compression (R=-1) et de torsion (R=-1) sur matériau sain à une probabilité de rupture de 0.5 et 2×10^6 cycles. En effet, pour un niveau de chargement correspondant à la limite en fatigue, on a FIP = β . Le FIP du matériau sain étant considéré homogène dans tout le volume, il est calculé à partir du tenseur de contrainte nominal tel qu'explicité tableau 4.2. Pour la torsion, le volume considéré est le volume proche de la surface sur lequel la contrainte de cisaillement est maximale. On trouve ainsi $\beta = 416.7$ MPa et $\alpha = 0.707$. Les valeurs du FIP peuvent être représentées sur diagramme de Crossland (figure 4.6) qui permet de visualiser le seuil calculé à partir des limites en fatigue en traction et en torsion. Ce seuil permet de définir deux zones : une zone dite de sécurité pour laquelle la probabilité de rupture $p_r < 0.5$ et une zone de danger telle que $p_r > 0.5$. Afin de pouvoir calculer $\langle FIP_{cr}(M) \rangle$ en présence de gradients de contrainte et de comparer ces résultats au seuil macroscopique déterminé expérimentalement, il est donc nécessaire d'identifier la distance critique D_c .

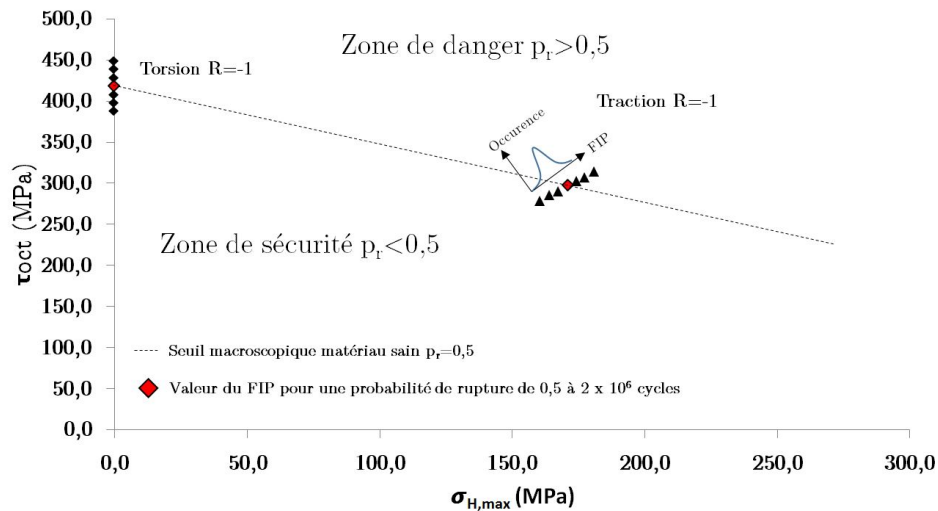


FIGURE 4.6 – Représentation dans le plan de Crossland des limites en fatigue expérimentales déterminées à 2×10^6 cycles pour une probabilité de rupture $p_r = 0.5$

4.1.4 Détermination de la distance critique

Comme évoqué section 1.4.3, la distance critique est caractéristique du matériau, dépend dans une certaine mesure de la morphologie du défaut [6] et peut être déterminée principalement par deux méthodes :

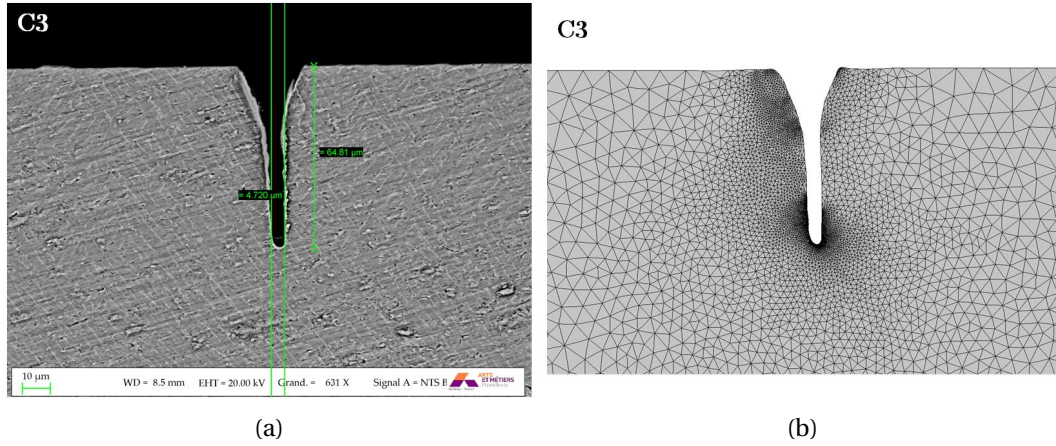


FIGURE 4.7 – Entaille en condition C3 (a) et maillage associé (b)

- à partir du paramètre d'El Haddad [4] a_0 (cf équation 1.20) et dans le cas d'une PMV $D_c = a_0$.
- par identification inverse à partir de défauts ayant entraîné la rupture de l'éprouvette.

Le paramètre a_0 étant uniquement matériau et n'intégrant donc aucune sensibilité à la morphologie du défaut, c'est la seconde méthodologie qui est préférée dans cette étude. Dans le cas des éprouvettes SLM SB, EBM SB, SLM SP15 et EBM SP30, la surface est constituée d'entailles microscopiques ayant un rayon variant entre 1 et 10 μm et des profondeurs de 20 à 400 μm. Pour chacune des surfaces, les entailles susceptibles d'entraîner la rupture de l'éprouvette ont des morphologies différentes et donc un gradient de contrainte en fond d'entaille différent. L'identification de la distance critique à partir d'une de ces entailles risquerait d'entraîner une dépendance de la méthodologie au choix arbitraire de l'entaille. Afin de limiter ce problème, l'identification inverse de la distance critique est faite à partir du défaut contrôlé identifié comme équivalent à la surface des éprouvettes SLM SB du point de vue de la fatigue (cf section 3.5). Pour ce faire, la démarche suivante est adoptée :

- une surface maillée est créée à partir de la surface réelle des éprouvettes contenant le défaut équivalent à la surface brute SLM (éprouvettes SLM C3, figures 4.7a et 4.7b).
- les conditions aux limites sont appliquées de telle sorte que le chargement cyclique appliqué numériquement soit égal au chargement appliqué à la limite en fatigue expérimentale des éprouvettes SLM C3, c'est-à-dire formulé en contrainte maximale : $\sigma_{d,exp} = 300$ MPa ($R=0.1$). Les calculs sont réalisés en élastoplasticité isotrope avec un état de contrainte plane. Trois cycles sont suffisants pour obtenir un comportement stabilisé. Le dernier cycle est utilisé pour le calcul du $\langle FIP_{cr}(M) \rangle$. Les résultats des calculs présentés figure 4.8 montrent une modification de l'état de contrainte liée à l'entaille sur une distance d'environ 40 μm et une zone plastique totale de près de 8 μm.
- D_c est choisie telle que pour le point le plus chargé (après prise de moyenne) en fond d'entaille : $\langle FIP_{cr}(M) \rangle = \beta$ ou $C_d = 1$. Plus la distance critique est grande, plus la valeur du $\langle FIP_{cr}(M) \rangle$ (ou du C_d) est faible puisque des points de Gauss de plus en plus éloignés du fond de l'entaille vont être intégrés dans la PMV. La figure 4.9 illustre la variation du C_d du point le plus chargé de la surface après PMV en fonction de la distance critique considérée. Finalement il vient que $C_d = 1.01$ lorsque $D_c = 6 \mu\text{m}$. Autrement dit, ceci signifie qu'en utilisant une distance critique de 6 μm, le paramètre indicateur de fatigue utilisé permet d'unifier les résultats sur éprouvette SLM C3 et éprouvettes SLM SU à 2×10^6 cycles, soit : $\langle FIP_{cr}(M) \rangle_{C3} = \langle FIP_{cr}(M) \rangle_{SU}$ à 2×10^6 cycles.

Cette distance critique de 6 μm sera conservée pour le calcul du $\langle FIP_{cr}(M) \rangle$ afin de prédire les limites en fatigue des éprouvettes SLM SB, SLM SP15, EBM SB, EBM SP30 en traction/compression à $R=-1$ et en torsion à $R=-1$. D_c est établie à partir d'un défaut de géométrie bien identifiée, testé en

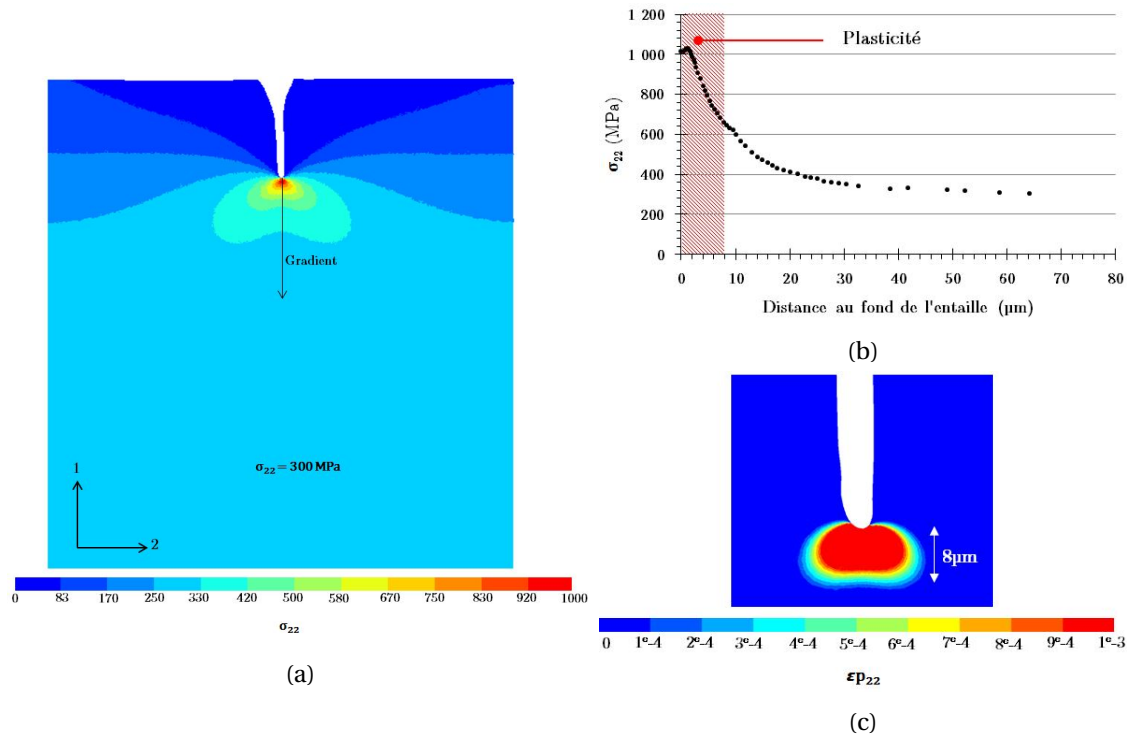


FIGURE 4.8 – Distributions des valeurs de σ_{22} à l'instant $t=2$ lorsque $\sigma_{22,nom} = \sigma_{d,exp} = 300 \text{ MPa}$ (a) ; distribution de contrainte associée en fond d'entaille (b) ; taille de la zone de plasticité associée en fond d'entaille

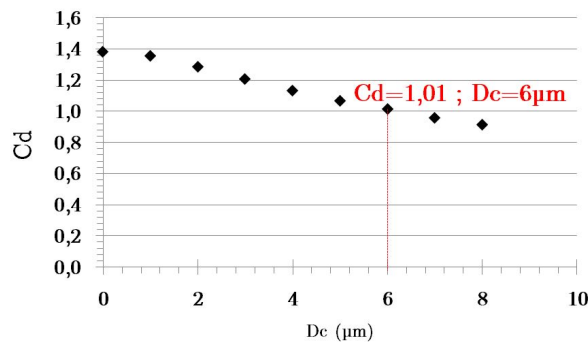


FIGURE 4.9 – Variation du C_d du point le plus chargé de la surface après PMV en fonction de la distance critique considérée

traction à un rapport de charge $R=0.1$ et en ce sens ne constitue pas un simple paramètre d'ajustement des données, dans le sens où ce paramètre est identifié sans utiliser directement les courbes SN des éprouvettes SB. La comparaison de la distance critique aux différentes grandeurs mises en évidence lors des observations MEB des surfaces des éprouvettes plates SLM SB testées en fatigue (traction $R=0.1$) est faite figure 4.10. Lorsque les éprouvettes sont sollicitées à des niveaux proches de leur limite en fatigue, les observations KAM ont montré que la zone plastique était extrêmement confinée. Les fissures non propageantes observées mesurent entre 2 et $15 \mu\text{m}$ et la largeur des lamelles α est d'environ $2 \mu\text{m}$. Il est donc tout à fait raisonnable de penser que la zone impliquée dans les phénomènes d'amorçage de fatigue, pour ces niveaux de chargements, est du même ordre de grandeur que D_c .

Cette distance critique vise donc à prendre en compte l'effet du gradient pour prédire la limite en fatigue d'éprouvettes rugueuses à 2×10^6 cycles. Cependant, à plus faible nombre de cycles (et plus haut niveaux de contraintes imposés) il a été remarqué par différents auteurs qu'il était nécessaire d'augmenter la distance critique (à mesure que le nombre de cycles pour lequel on cherche

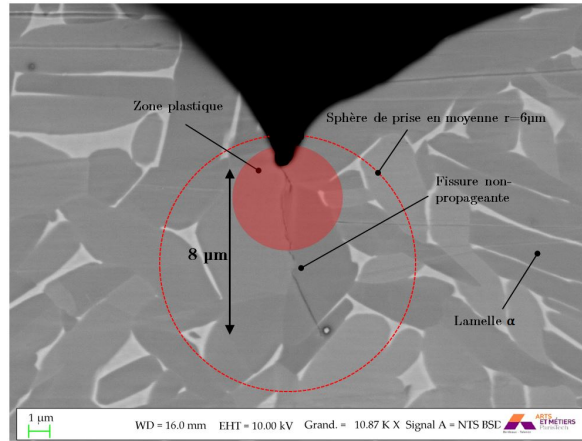


FIGURE 4.10 – Comparaison de la taille de la sphère de PMV par rapport aux grandeurs caractéristiques impliquées dans les mécanismes d’amorçage en fatigue sur une éprouvette SLM SB

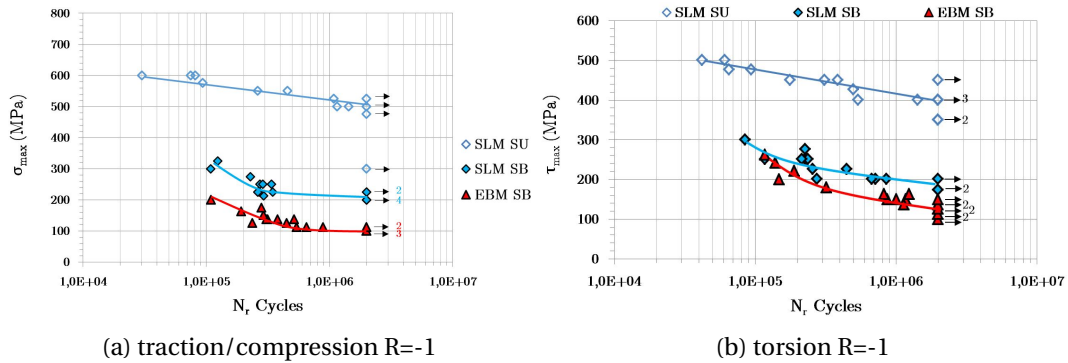


FIGURE 4.11 – Rappels des résultats des essais de fatigue sur éprouvettes SLM SU, SLM SB et EBM SB

à faire la prédiction diminuer) [11–13]. Les différences de pentes entre les éprouvettes lisses et les éprouvettes entaillées observées sur les courbes S-N, expliquent cette nécessité. Lorsque N_r diminue, $K_f = \left| \frac{\Delta\sigma_0}{\Delta\sigma_d} \right|$ diminue, ce qui se traduit par une modification de la sensibilité à l’entaille qu’il est nécessaire de prendre en compte par une modification de la distance critique. Cette différence de pente est également observée, notamment entre 1×10^5 et 3×10^5 cycles, sur nos essais, à la fois en traction/compression, et en torsion (cf figures 4.11a et 4.11b). Il est donc proposé ici de calibrer la distance critique de la même manière que cela a été fait à 2×10^6 cycles, à 100 000 et 200 000 cycles, en utilisant les valeurs renseignées figure 4.12. La contrainte nominale est donc modifiée et l’on cherche D_c telle que $\langle FIP_{cr}(M) \rangle_{C3} = \langle FIP_{cr}(M) \rangle_{SU}$ à 100 000 et 200 000 cycles. Les résultats de la procédure sont synthétisés tableau 4.3. Entre 1×10^5 et 2×10^5 , $D_c(\mu m)$ est calculée par interpolation telle que :

$$D_c = -2.33 \log(N_r) + 18.45 \quad (4.11)$$

$\sigma_{max,nom}$ (MPa)	Nr cycles	$\langle FIP_{cr}(M) \rangle_{SU}$ (MPa)	D_c (μm)
300	2×10^6	416.7	6.0
334	2×10^5	450.0	6.1
400	1×10^5	480.0	6.8

TABLEAU 4.3 – Résultats de la procédure de calibration de la distance critique

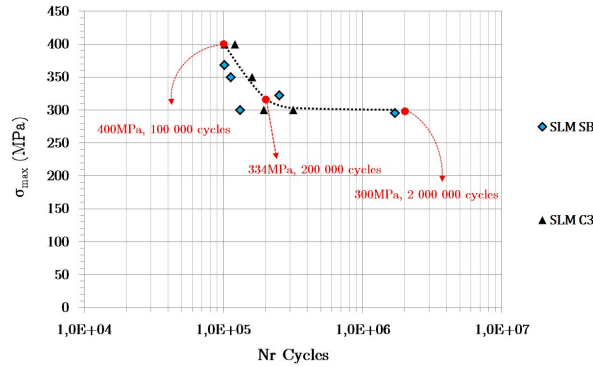


FIGURE 4.12 – Rappel des résultats en fatigue du lot SLM C3 et valeurs utilisées pour étendre la calibration de D_c à plus faible nombre de cycles

4.1.5 Valeurs extrêmes généralisées

4.1.5.1 Introduction

Le seuil du FIP déterminé à partir des limites en fatigue de traction/compression et de torsion correspond à un seuil macroscopique et l'on considère que la valeur nominale de la contrainte appliquée est égale à la valeur du FIP en tout point du volume. En réalité la rupture a lieu à partir d'un point chaud et la valeur locale du FIP, à l'échelle de la microstructure, est supérieure à la valeur moyennée du seuil. Dans le cas des éprouvettes lisses ce point chaud est conditionné par la microstructure locale (microtexture, désorientation, morphologie des lamelles). L'étude de Hor et al [5] déjà évoquée section 1.4.6 montre par des calculs de plasticité cristalline que la valeur extrême locale du FIP (moyennée par grain) pour un volume, est dépendante de la microstructure (figure 4.13) et qu'une manière de prendre en compte, pour la prédiction de la limite de fatigue, cette hétérogénéité du champ mécanique, est de construire sur la base de différentes microstructures, une distribution de valeurs extrêmes.

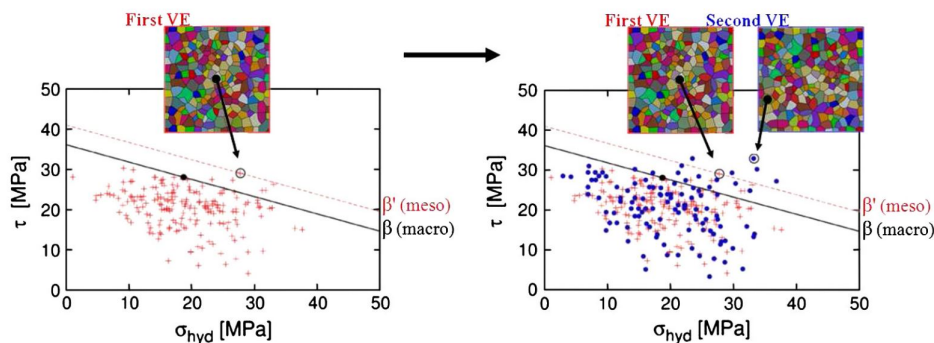


FIGURE 4.13 – Différences entre le FIP macroscopique et le FIP mésoscopique mises en évidence à partir des valeurs extrêmes du FIP moyennées par grain dans un calcul d'agrégats [5]

De manière analogue, les microentailles en surface des éprouvettes SB étudiées induisent des hétérogénéités du champ mécanique. Sur une même éprouvette, il a été montré que plusieurs entailles étaient susceptibles d'entraîner l'amorçage d'une fissure et que certaines entailles qui semblaient critiques d'un point de vue purement géométrique n'amorçaient pas de fissure. La prédiction de la limite en fatigue à partir de la valeur extrême du $\langle FIP_{cr}(M) \rangle$ associée à une seule entaille pour la prédiction en fatigue ne semble donc pas judicieuse, notamment parce qu'on ne prend pas en compte la variabilité de la microstructure sous les entailles dans les calculs réalisés dans ce chapitre. Il est donc proposé de lier la criticité du chargement en fatigue à la médiane d'une distribution des valeurs extrêmes du $\langle FIP_{cr}(M) \rangle$ et ainsi de prendre en compte l'hétérogénéité du champ mécanique associée à plusieurs entailles.

4.1.5.2 Extraction des valeurs extrêmes

Afin de construire cette distribution de valeurs extrêmes, il est nécessaire de construire une procédure d'extraction, à partir de l'observation des surfaces et des faciès de rupture des éprouvettes testées en fatigue. Pour rappel, ces observations ont montré des morphologies d'entailles ayant entraîné la rupture propres à chaque surface :

- SLM SB : amorçage en majorité à partir d'entailles que l'on retrouve régulièrement sur le profil de rugosité.
- SLM SP15 : amorçage à partir d'un creux particulièrement important mis en évidence par le polissage chimique.
- EBM SB : amorçage à partir de défauts que l'on retrouve ponctuellement sur le profil. Ces défauts ont une profondeur supérieure à 100µm par rapport à la ligne moyenne et un faible rayon d'entaille.
- EBM SP30 : amorçage à partir d'une entaille qui était avant polissage un défaut de type "notch-like".

SLM SB Au vu des observations MEB sur éprouvette plate, la morphologie des entailles susceptibles d'entraîner l'amorçage sur les éprouvettes SLM SB semble difficile à discriminer. On ne peut donc pas définir avant le calcul, sur la base de la géométrie, les entailles desquelles on extrait le $\langle FIP_{cr}(M) \rangle$ pour construire notre distribution de valeurs extrêmes. Il est donc choisi d'effectuer les calculs et d'extraire a posteriori les maximums du $\langle FIP_{cr}(M) \rangle$ correspondant à des entailles différentes. Les valeurs aux points de Gauss les plus sollicités en surface et séparés d'une distance minimale d_{seuil} sont donc extraites suivant cette procédure :

- Après calculs, les valeurs du $\langle FIP_{cr}(M) \rangle$ de chaque point de Gauss du volume (ou de la surface de calcul) sont classées par ordre décroissant.
- La première valeur, qui correspond à la valeur maximale sur l'ensemble du volume et qui est située en fond d'une entaille est ajoutée dans la distribution de valeurs extrêmes.
- Un test est fait sur la seconde valeur du $\langle FIP_{cr}(M) \rangle$: si la distance de ce point de Gauss aux points de Gauss déjà ajoutés dans la distribution (pour l'instant un seul) est supérieure à d_{seuil} , sa valeur est ajoutée dans la distribution.
- On procède de manière itérative jusqu'à ce qu'on ne puisse plus ajouter que les valeurs correspondant à des points de Gauss situés dans le volume, loin de la surface rugueuse. Les valeurs de la distribution sont donc des valeurs situées en fond d'entaille, toutes à une distance entre elles supérieure à d_{seuil} .
- La distribution des valeurs extrêmes du $\langle FIP_{cr}(M) \rangle$ est ajustée grâce au formalisme des valeurs extrêmes généralisées présenté section 1.4.6.1 et la médiane de la statistique est extraite.

Cette méthodologie rend la valeur de la médiane de la distribution (après ajustement) notée $\langle FIP_{cr} \rangle_{p=0.5}$ dépendante de la distance minimale d_{seuil} puisque plus d_{seuil} est faible, plus des valeurs basses du $\langle FIP_{cr}(M) \rangle$ sont ajoutées dans la distribution et plus la valeur de $\langle FIP_{cr} \rangle_{p=0.5}$ sera faible. La variation des paramètres de la distribution (après ajustement) pour des calculs en élasticité effectués sur des éprouvettes SLM SB à partir des données issues de la profilométrie est présentée figure 4.14. Il est remarquable qu'à partir d'une distance $d_{seuil} \geq 300\mu\text{m}$ les paramètres de la distribution, notamment la médiane, sont stabilisés. C'est donc cette distance $d_{seuil} = 300\mu\text{m}$ qui est utilisée pour la suite de l'analyse.

Il est important de souligner que l'ensemble des volumes (ou surfaces 2D) sur lesquels sont faits les calculs éléments finis doit être suffisamment grands pour permettre l'extraction d'au moins 20 valeurs extrêmes, afin de garantir un bon ajustement de la distribution. Comme cela est visible pour le cas de surfaces 2D d'environ 3.5mm de long figure 4.15, un maximum de 11 valeurs extrêmes peut être extrait d'une surface. Plusieurs surfaces (ou volume dans le cas des calculs 3D) sont donc nécessaires pour obtenir une distribution d'au moins 20 valeurs.

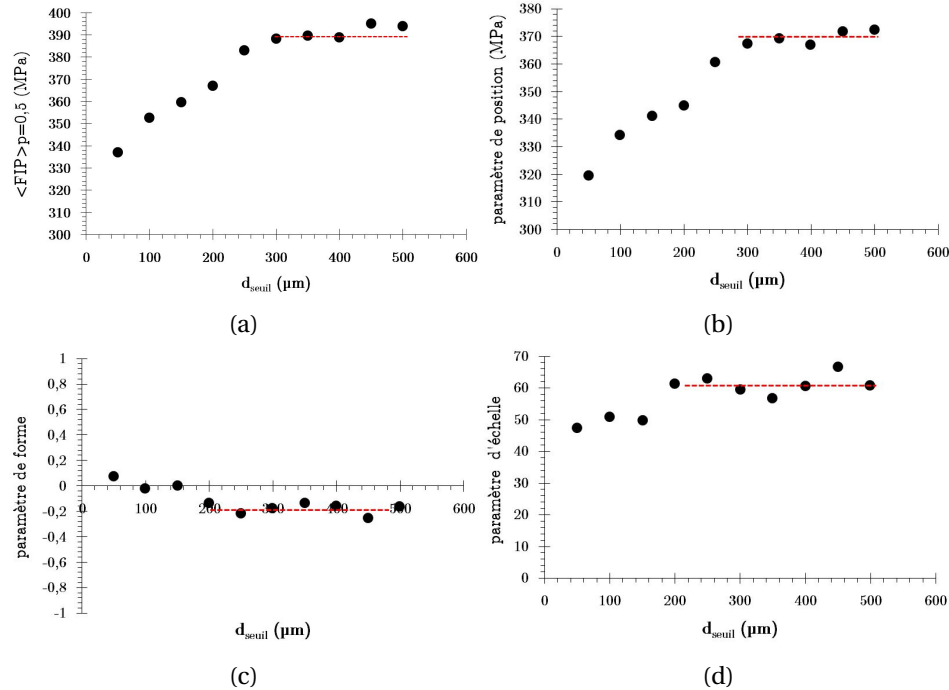


FIGURE 4.14 – Médiane (a), paramètre de position (b), paramètre de forme (c) et paramètre d'échelle (c) de la distribution ajustée de valeurs extrêmes du $\langle FIP_{cr}(M) \rangle$ issues des calculs EF en élasticité sur des volumes construits à partir des données de profilométrie sur éprouvettes SLM SB

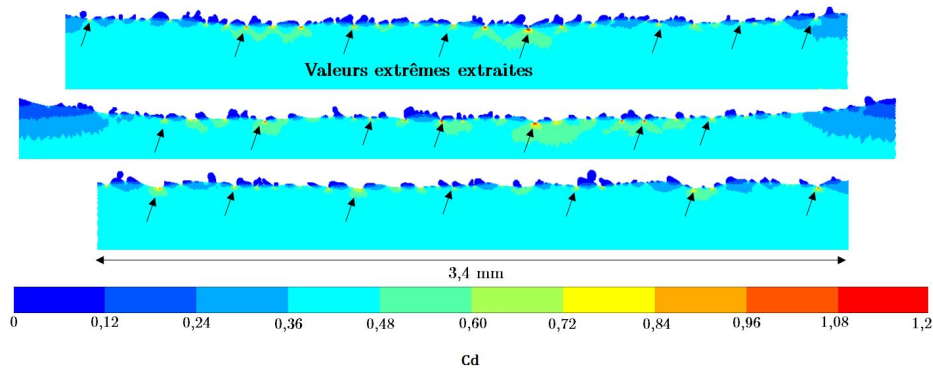


FIGURE 4.15 – Visualisation de la distribution du coefficient de danger sur des surfaces 2D SLM SB

SLM SP15 Les entailles particulièrement profondes par rapport au reste de la surface à l'origine de l'amorçage des éprouvettes SLM SP15 sont observées. La fréquence d'apparition de ces défauts sur les profils 2D analysés au MEB étant faible, il n'a pas été possible de construire une population de défauts suffisante pour obtenir une distribution d'au moins 20 valeurs. En revanche, les grandes cartographies de la surface réalisées par profilométrie mettent en évidence des défauts ayant une profondeur supérieure à 60μm par rapport à la ligne moyenne (figure 4.16).

Il a donc été choisi, pour chacun de ces défauts, de construire le volume maillé l'englobant, d'effectuer les calculs EF et d'extraire la valeur maximale du $\langle FIP_{cr} \rangle$ associée au défaut (figure 4.17).

EBM SB Étant donné les limitations de la profilométrie déjà évoquées, il semble évident que la morphologie des défauts à l'origine de l'amorçage des éprouvettes EBM SB ne peut pas être correctement capturée par cette technologie. La valeur locale du FIP_{cr} est très sensible à la morphologie mais cela est moins le cas du $\langle FIP_{cr} \rangle$, la PMV limitant la sensibilité à la morphologie de l'entaille. Il n'est donc pas évident qu'une description exacte de la morphologie des défauts susceptibles d'entraîner l'amorçage soit nécessaire. Un cas hypothétique illustrant ce propos est présenté figure

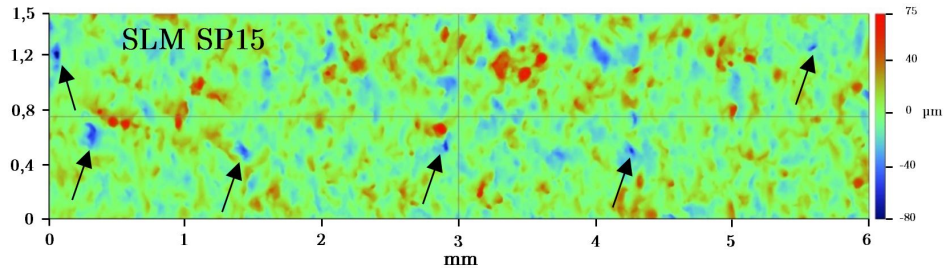


FIGURE 4.16 – Observation au profilomètre des défauts identifiés comme étant à l'origine de l'amorçage sur les éprouvettes SLM SP15

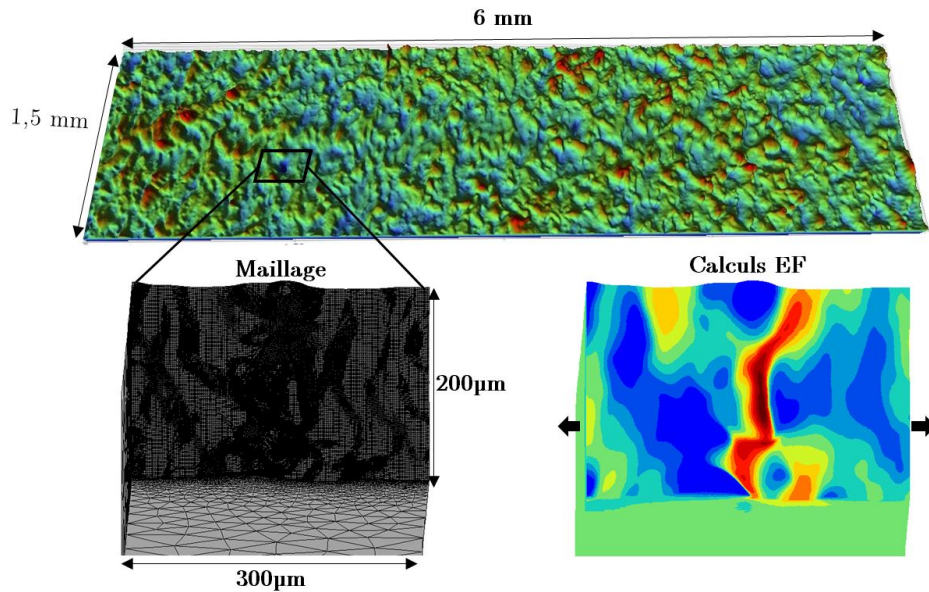


FIGURE 4.17 – Maillage et calculs associés à un défaut en surface des éprouvettes SLM SP15

4.18. Afin de vérifier cela, la même méthodologie que celle appliquée pour l'extraction des valeurs extrêmes sur les éprouvettes SLM SB a été utilisée. La figure 4.19 illustre les variations des paramètres de la distribution des valeurs extrêmes ajustée en fonction de d_{seuil} . Il est remarquable que pour l'intervalle de distance choisi, les paramètres de la distribution ne convergent jamais, rendant la méthodologie extrêmement dépendante de la distance seuil considérée.

Ceci indique que le profil n'est pas suffisamment représentatif de la surface rugueuse. Afin de comparer tout de même les résultats à partir des données issues de la profilométrie aux résultats obtenus en 2D, une distance $d_{seuil} = 600\mu\text{m}$ a été choisie. Étant donné le nombre et la taille des volumes maillés, il s'agit de la distance maximale permettant d'avoir suffisamment de valeurs dans la distribution.

Contrairement à la profilométrie, l'observation de la coupe transverse des surfaces permet de capturer la morphologie de défauts, considérés comme de potentiels sites d'amorçage en fatigue. À partir de l'observation des faciès de rupture et des observations faites par Persenot et al [9] les valeurs du $\langle FIP_{cr} \rangle$ des défauts de plus de $100\mu\text{m}$ de profondeur et ayant un rayon d'entaille inférieur à $10\mu\text{m}$ ont été considérés comme extrêmes et retenus dans la distribution. La figure 4.20 illustre les défauts ainsi sélectionnés sur des profils 2D issus d'éprouvettes EBM SB. Sur les différents profils de 3.6mm de long, entre 0 et 2 valeurs extrêmes sont extraites.

EBM SP30 Sur ces éprouvettes, les défauts entraînant l'amorçage s'apparentent à des entailles d'une profondeur supérieure à $20\mu\text{m}$. Outre ces défauts, la surface étant relativement lisse, leur identification visuelle est très aisée. La figure 4.21 illustre ces entailles. Il a donc été choisi d'iden-

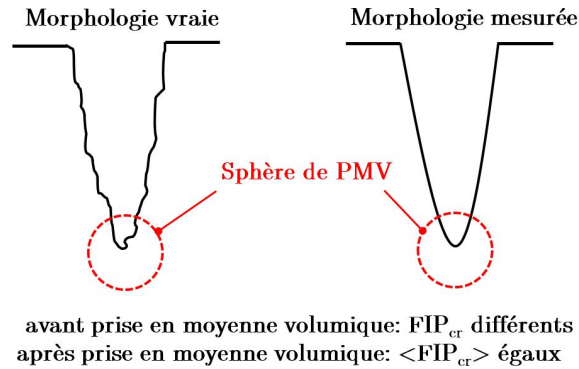


FIGURE 4.18 – Illustration d'un cas hypothétique où la morphologie mesurée est différente de la morphologie réelle (donc valeurs locales du FIP_{cr} différentes) mais la valeur du $\langle FIP_{cr} \rangle$ est la même dans les deux cas

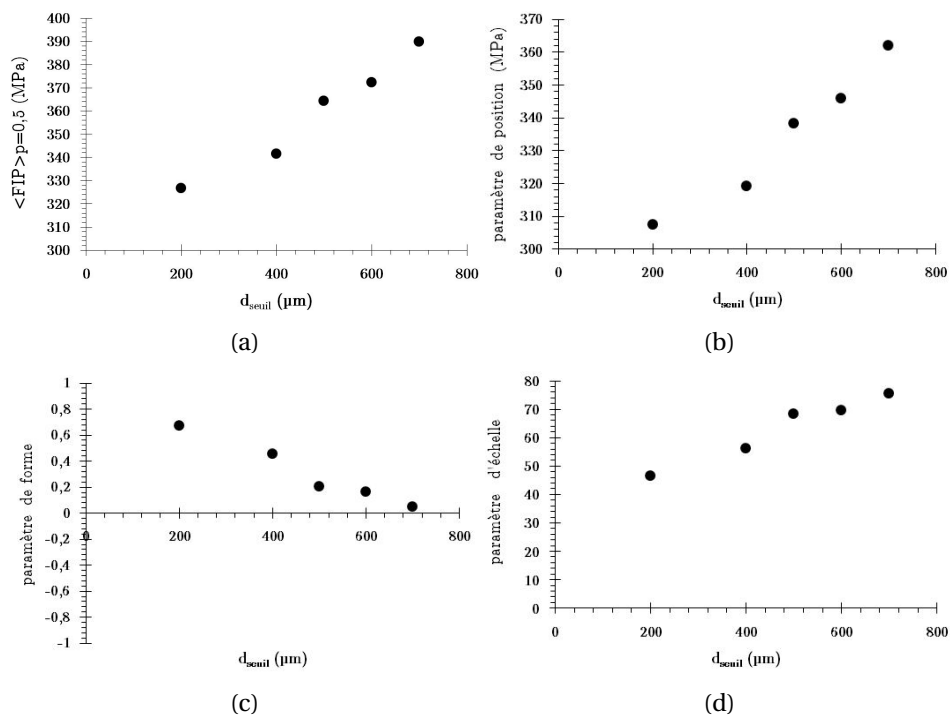


FIGURE 4.19 – Médiane (a), paramètre de position (b), paramètre de forme (c) et paramètre d'échelle (c) de la distribution ajustée de valeurs extrêmes du $\langle FIP_{cr}(M) \rangle$ issue des calculs EF en élasticité sur des volumes construits à partir des données de profilométrie sur éprouvettes EBM SB

tifier visuellement ces entailles à partir de plusieurs profils et de placer dans la distribution de valeurs extrêmes la valeur en fond de chaque entaille sélectionnée.

Pour l'ensemble des états de surface simulés, la distribution de valeurs extrêmes est donc construite à partir des valeurs du $\langle FIP_{cr} \rangle$ associée à des défauts dont la morphologie est proche de la morphologie des défauts identifiés sur les faciès de rupture ou sur les observations MEB de coupes transverses de la surface.

4.1.6 Synthèse

La méthodologie numérique développée dans ce rapport peut être résumée ainsi :

- création de maillages à partir de données de la surface.

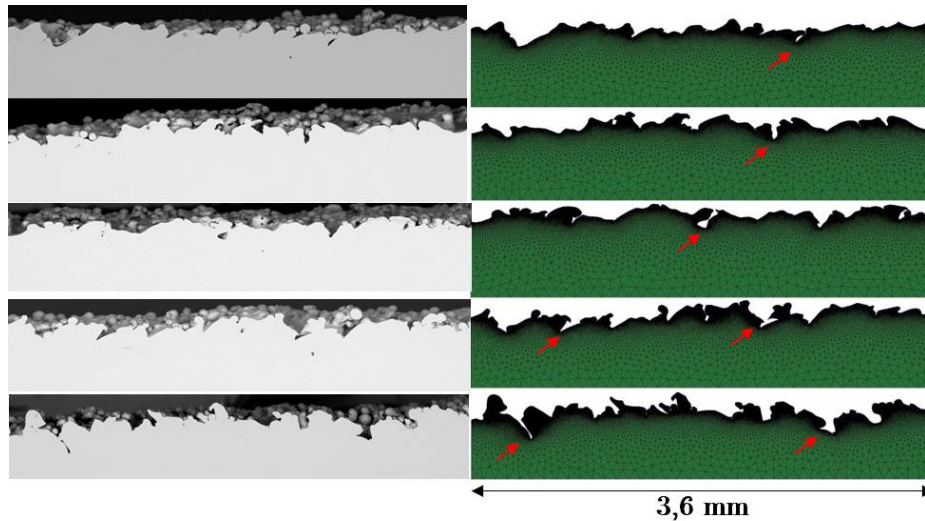


FIGURE 4.20 – Observations MEB de la surface des éprouvettes EBM SB et maillages associés pour la construction de la distribution de valeurs extrêmes

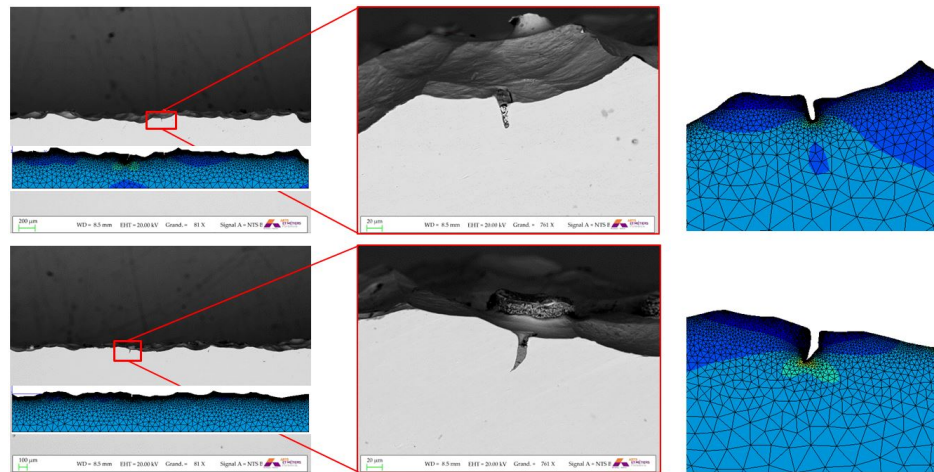


FIGURE 4.21 – Observations MEB de la surface des éprouvettes EBM SP30 et maillages associés pour la construction de la distribution de valeurs extrêmes

- calculs EF en imposant la contrainte nominale afin de reproduire le chargement expérimental.
- extraction des valeurs extrêmes du $\langle FIP_{cr} \rangle$ afin de construire une distribution.
- ajustement de la distribution par la méthode des valeurs extrêmes généralisées et calcul de la médiane associée $\langle FIP_{cr} \rangle_{p=0.5}$.
- comparaison entre la médiane $\langle FIP_{cr} \rangle_{p=0.5}$ associée aux éprouvettes SU et aux éprouvettes SB ou SP.

Ces différentes étapes sont illustrées sous forme d'un schéma de synthèse figure 4.22. Afin d'appliquer cette démarche, les méthodologies d'acquisition de la surface doivent permettre de capturer suffisamment de défauts susceptibles d'entraîner l'amorçage. Le tableau 4.4 renseigne les différentes méthodes de maillage, d'extraction et les chargements appliqués pour chacun des état de surface. La démarche fondée sur les maillages construits à partir des données issues de la tomographie étant très coûteuse, elle n'a été appliquée qu'aux éprouvettes SLM SB. De plus, les chargements de torsion nécessitant un maillage périodique, ceux-ci n'ont pu être appliqués que sur les données issues de la profilométrie. Ces calculs doivent permettre de vérifier l'applicabilité de la méthode pour différents cas :

- différentes méthodes d'acquisition de la surface (SLM SB).
- différents cas de chargement (SLM SB).
- différentes méthodes d'extraction de la morphologie de la surface.
- différents états de surface.

Surface	Maillage	Volume des données	Extraction	Chargements
SLM SB	2D	3 surf. 3.6mm	auto $d_{seuil} = 300\mu\text{m}$	traction R=-1
	3D profilo	8 vol. 0.6x0.6mm		traction R=-1 torsion R=-1
	3D tomo	4 vol. 0.6x0.6mm		traction R=-1
SLM SP15	3D profilo	20 vol. 0.3x0.2mm	sélection morphologie	traction R=-1
EBM SB	2D	17 surf. 3.6mm	sélection morphologie	traction R=-1
	3D profilo	8 vol. 0.6x0.6mm	auto $d_{seuil} = 600\mu\text{m}$	traction R=-1 torsion R=-1
EBM SP30	2D	9 surf. 3.6mm	sélection morphologie	traction R=-1

TABLEAU 4.4 – Synthèse des calculs EF effectués

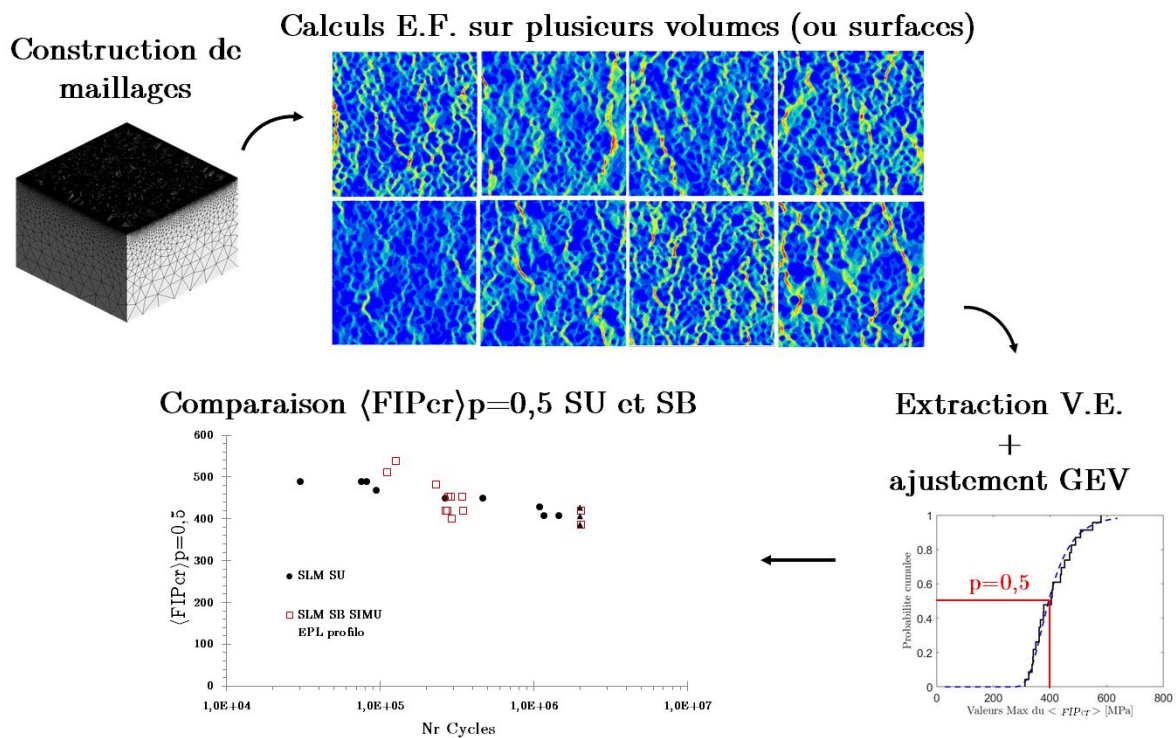


FIGURE 4.22 – Schéma de principe des simulations numériques visant à prédire l'effet de la surface sur la résistance en fatigue d'éprouvettes obtenues par SLM et EBM

4.2 État du champ de contrainte proche surface

4.2.1 Distribution des valeurs de contraintes locales

Quelle que soit la méthode d'acquisition de la surface utilisée, les micro-entailles en surface des éprouvettes modifient localement le champ de contrainte de telle sorte que les niveaux de contraintes proche d'un fond d'entaille sont bien supérieurs à la contrainte nominale appliquée. La figure 4.23 illustre la distribution des valeurs de $\tau_{oct,a}$ aux points de Gauss au sein des éléments

de volume calculés en traction ($R=-1$) tels que pour chacun des états de surface $\sigma_{nom} = \sigma_{d,exp}$. On distingue principalement trois populations de points de Gauss :

- les points de Gauss situés au-delà de la zone d'influence de la surface, qui ont une valeur égale à l'amplitude de cisaillement nominale imposée. La fréquence de ces points est particulièrement importante pour les surfaces SLM SP15 (figure 4.23b) et EBM SP30 (figure 4.23d).
- les points de Gauss situés dans les pics de la surface qui ont une valeur proche de 0. La fréquence de ces points est très importante pour les surfaces SLM SB (figure 4.23a) et EBM SB (figure 4.23c). Si cette fréquence élevée est en partie liée à la finesse du maillage au niveau des pics de la surface, cela montre que pour ces surfaces, une partie de la matière est inefficace d'un point de vue mécanique. Le polissage chimique effectué ayant permis d'éliminer les grains de poudre collés en surface et de réduire l'amplitude des pics, le volume de matière inefficace est inférieur pour ces surfaces et peu de points de Gauss prennent des valeurs proches de 0 (figure 4.23b et 4.23d). Ces surfaces polies s'apparentent donc à des surfaces relativement lisses contenant des entailles. La notion de matière "inefficace" a déjà été mise en évidence expérimentalement par Suard et al [10] qui effectuent des essais quasi-statiques de traction sur des barreaux cylindriques de Ti-6Al-4V obtenus par EBM et remarque que la rigidité de la poutre n'est portée que par un diamètre mécaniquement équivalent, inférieur au diamètre nominal des barreaux, et cela notamment à cause de la rugosité importante.
- les points de Gauss situés en surface, proche du fond d'une entaille qui agit comme un concentrateur de contrainte. Les valeurs de $\tau_{oct,a}$ associées à ces points sont localement très importantes.

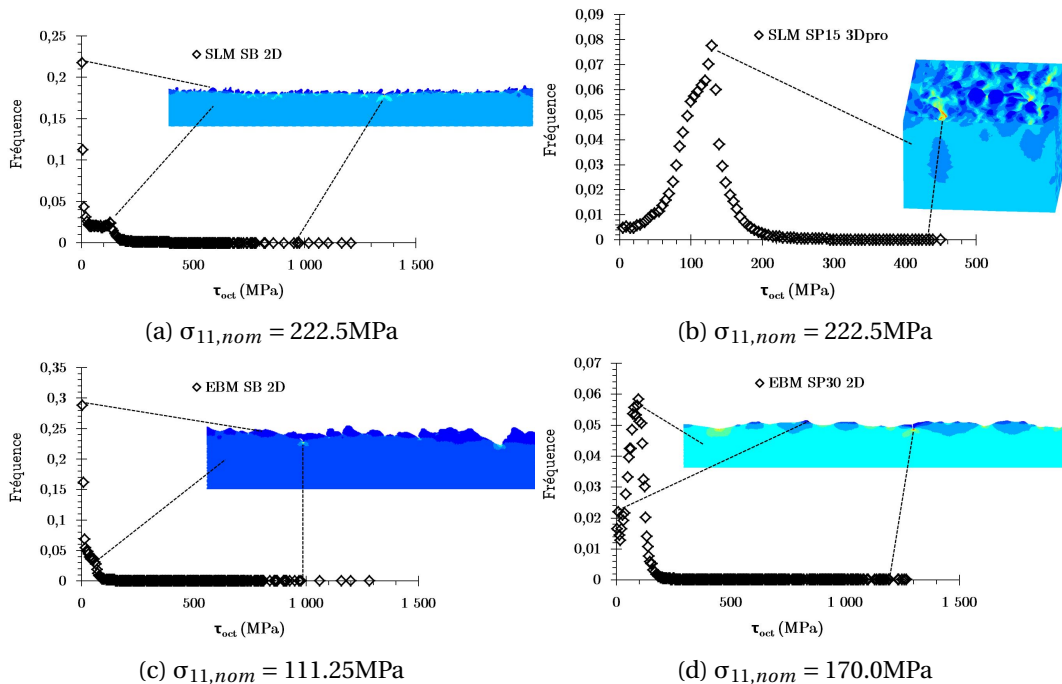


FIGURE 4.23 – Distribution des valeurs de $\tau_{oct,a}$ au sein d'une surface ou volume, pour une surface SLM SB (a), SLM SP15 (b), EBM SB (c), EBM SP30 (d) pour un chargement simulé de traction ($R=-1$) en élasticité avec pour chacun des états de surface $\sigma_{nom} = \sigma_{d,exp}$

La figure 4.23 montre également que pour chacune des surfaces, peu de points de Gauss ont des niveaux de $\sigma_{vm} \geq \sigma_y$ ce qui est équivalent pour ce cas de chargement à $\tau_{oct,a} \geq R_0/\sqrt{3}$ (≈ 312 MPa) et donc peu seront sujets à la plasticité. Ceci est mis en évidence dans le cas d'une surface SLM SB 2D figure 4.24. Seules les valeurs des points de Gauss situés très proche d'un fond d'entaille sont affectées par la plasticité. Celle-ci a pour effet de diminuer fortement les niveaux de cisaillement que l'on retrouve en fond d'entaille.

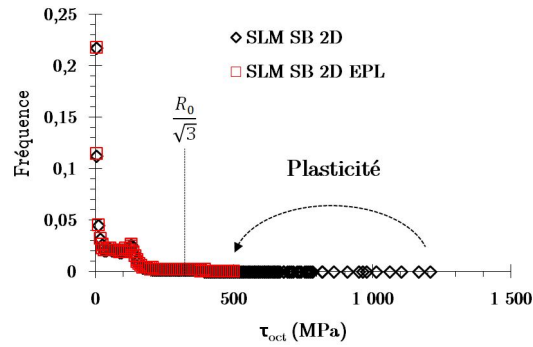


FIGURE 4.24 – Distribution des valeurs de $\tau_{oct,a}$ au sein d'une surface SLM SB pour un chargement simulé de traction ($R=-1$) en élasticité et élastoplasticité avec $\sigma_{nom} = \sigma_{d,exp}$

4.2.2 Effet de la prise de moyenne volumique

La PMV sur une distance critique $D_c = 6\mu\text{m}$ permet ici de prendre en compte l'effet du gradient de contrainte. Plus le gradient de contrainte est fort, plus l'effet de la procédure de PMV est important. La PMV ne va donc pas avoir d'effet sur les valeurs de contraintes des points de Gauss loin de l'influence de la surface mais un impact fort sur les valeurs de contraintes des points de Gauss en fond d'entaille. La figure 4.25 illustre la distribution des valeurs extrêmes du FIP_{cr} avec (non local) et sans (local) PMV, pour des calculs élastiques et élastoplastiques sur 3 surfaces 2D SLM SB chargées en traction ($R=-1$) tels que $\sigma_{11,nom} = \sigma_d = 222.5\text{MPa}$. La procédure d'extraction étant pour ces surfaces automatique, ce ne sont pas forcément les mêmes entailles desquelles la valeur maximale du FIP_{cr} est extraite en élasticité et en élastoplasticité. Plusieurs observations peuvent être faites :

- l'effet de la PMV sur les valeurs extrêmes du FIP_{cr} est important, que les calculs soient réalisés avec ou sans plasticité. Ceci confirme la présence d'importants gradients de contrainte en fond d'entaille.
- la prise en compte de la plasticité diminue la médiane de la distribution des valeurs locales du FIP_{cr} . Cependant, après PMV, pour ce niveau de contrainte imposé, la plasticité n'a qu'un effet moindre sur la distribution de valeurs extrêmes moyennées.
- la distribution de valeurs extrêmes du $\langle FIP_{cr} \rangle$ obtenue avec cette méthode d'extraction est très resserrée, ce qui tend à montrer que les entailles considérées pour construire la distribution ont une criticité proche, du point de vue du critère de fatigue de l'étude.

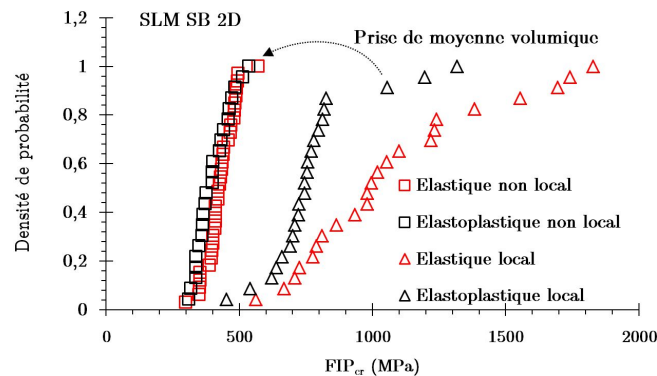


FIGURE 4.25 – Distribution des valeurs extrêmes de FIP_{cr} avec et sans PMV pour 3 surfaces SLM SB chargées en traction telles que $\sigma_{11,nom} = \sigma_d = 222.5\text{MPa}$

4.2.3 Gradients de contrainte en fond d'entaille

4.2.3.1 Comparaison des méthodes d'acquisition de la surface

Les distributions de contrainte en fond d'entaille dépendent de la morphologie de l'entaille qui est déterminée par la procédure d'acquisition de la surface (2D, 3D profilométrie, 3D tomographie). Les calculs sur les éprouvettes SLM SB ayant été réalisés sur des maillages construits à partir des trois procédures d'acquisition, il est possible de comparer les distributions de contrainte en fond des entailles critiques (c'est-à-dire associées à une valeur extrême du $\langle FIP_{cr} \rangle$) entre ces différentes procédures. La figure 4.26 illustre le gradient du FIP_{cr} (local) associé à 3 entailles critiques : la première ayant la valeur locale maximale parmi les valeurs extrêmes extraites ; la seconde une valeur locale intermédiaire parmi les valeurs extrêmes extraites ; la troisième la valeur locale minimale parmi les valeurs extrêmes extraites, pour un cycle de chargement en traction/compression ($R=-1$) tel que la contrainte nominale maximale appliquée $\sigma_{11,nom} = \sigma_d = 222.5\text{MPa}$.

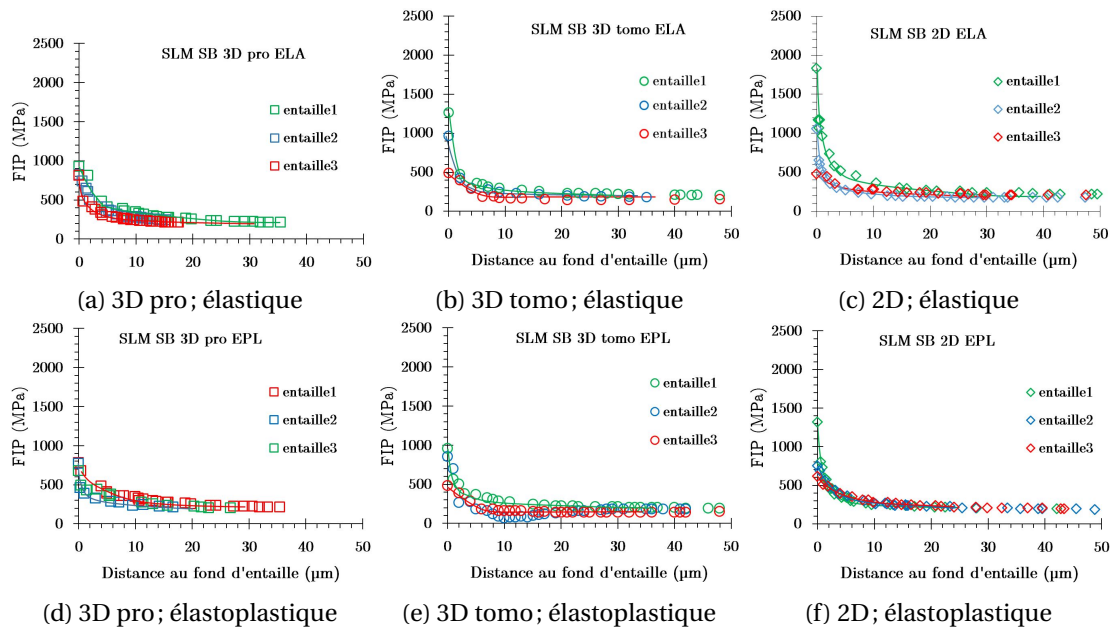


FIGURE 4.26 – Distribution du FIP_{cr} local pour des entailles SLM SB associées à une valeur extrême (1 : maximale; 2 :intermédiaire; 3 :minimale) pour chacune des méthodes d'acquisition et pour les calculs élastiques et élastoplastiques avec un chargement de traction/compression ($R=-1$) tel que $\sigma_{11,nom} = \sigma_d = 222.5\text{MPa}$

Les observations suivantes peuvent être faites :

- les distances sur lesquelles les distributions de contrainte sont affectées par les entailles sont entre 15 et 30μm, et cela pour l'ensemble des conditions inspectées, ce qui est légèrement supérieur à la longueur des fissures non propageantes.
- les figures 4.26a, 4.26b et 4.26c montrent une certaine variabilité des distributions de contrainte en fond d'entaille associés à chacune des méthodes de calculs. Cette variabilité est faible pour les données issues de la profilométrie et forte pour les données 2D et 3D issues de la tomographie. En effet les limitations liées à la profilométrie ainsi que le filtrage des données appliqué ont tendance à limiter la variabilité de la morphologie des creux.
- les figures 4.26d, 4.26e et 4.26f montrent que le comportement élastoplastique a tendance à limiter la valeur maximale du FIP_{cr} , car la valeur maximale du cisaillement est saturée par la loi d'écrouissage introduite. La variabilité des gradients lorsque les calculs sont conduits en élastoplasticité est alors moindre. Les gradients obtenus à partir des données 2D et de tomographie sont très proches. La distance affectée par l'entaille pour des calculs conduits à partir des données de profilométrie est légèrement plus courte; cependant les valeurs du FIP_{cr} entre 0 et 6μm sont relativement proches pour les trois méthodologies. De ce fait, on ne s'attend pas à avoir de grandes différences sur les valeurs du FIP_{cr} après PMV sur 6μm.

La comparaison des distributions de contrainte en fond des entailles critiques est également faite sur les éprouvettes EBM SB à partir des données de profilométrie et des données 2D. Les distributions du FIP_{cr} associées à 3 entailles critiques sont tracées pour chacune des méthodologies figure 4.27. Les calculs réalisés sont élastiques avec $\sigma_{11,nom} = \sigma_d = 111.25\text{MPa}$. La distance affectée par les gradients est d'environ 20 à 40 μm . Là encore, les étapes de filtrage des données issues de la profilométrie limitent la variabilité des distributions. De plus, les niveaux de contraintes locaux en fond d'entaille sont nettement inférieurs en profilométrie par rapport aux calculs 2D. La morphologie des entailles susceptibles d'entraîner l'amorçage n'est pas systématiquement capturée en profilométrie et ainsi les gradients associés aux entailles considérées comme critiques sont bien inférieurs aux gradients associés aux entailles critiques calculés en 2D. Les niveaux de contrainte étant bien plus faibles entre 0 et 6 μm , on s'attend à observer des valeurs du FIP_{cr} après PMV, sur 6 μm , plus faibles pour les calculs 3D profilométriques.

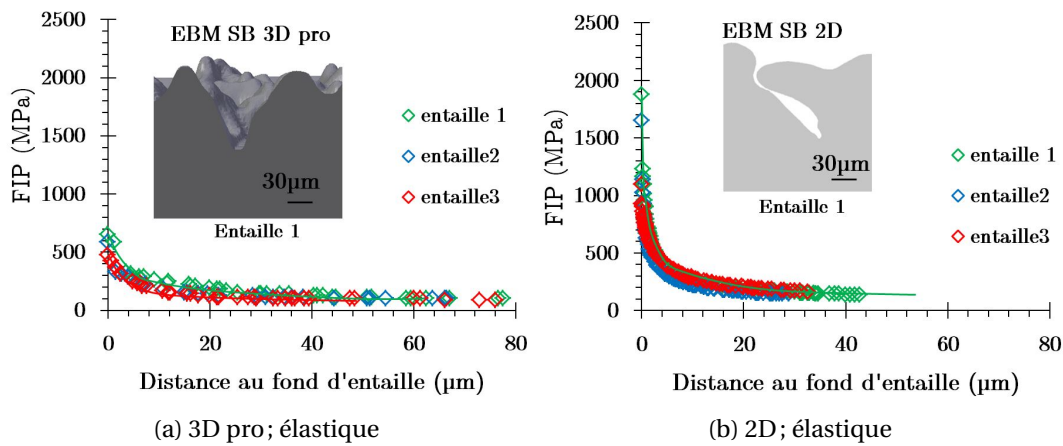


FIGURE 4.27 – Distribution du FIP_{cr} local pour des entailles EBM SB associées à une valeur extrême (1 : maximale; 2 :intermédiaire; 3 :minimale) pour les méthodes d'acquisition profilométrique et 2D et pour les calculs élastiques avec un chargement de traction/compression ($R=-1$) tel que $\sigma_{11,nom} = \sigma_d = 111.25\text{MPa}$

4.2.3.2 Comparaison des distributions associées à différentes surfaces pour une même méthode d'acquisition

Des calculs sur éprouvettes SLM SB, EBM SB et EBM SP30 ont été réalisés à partir de l'acquisition 2D des surfaces. Selon le même principe que la figure 4.26, la figure 4.28 illustre les distributions du FIP_{cr} associées à 3 entailles critiques issues de surfaces SLM SB, EBM SB et EBM SP30 lorsque les calculs sont réalisés en élasticité et que chacune des surfaces est sollicitée en traction/compression ($R=-1$) telle que $\sigma_{11,nom} = \sigma_d$ c'est-à-dire 222.5MPa, 111.25MPa et 170MPa respectivement pour les éprouvettes SLM SB, EBM SB et EBM SP30. Pour ces différents états de surface, il est remarquable que les distributions sont extrêmement similaires non seulement en matière de distance affectée par celui-ci (15-40 μm), mais également en matière de niveau de contrainte locale. Il est donc raisonnable de penser qu'utiliser une seule distance critique $D_c = 6\mu\text{m}$ pour prendre en compte l'effet du gradient associé à ces différentes morphologies de défauts est judicieux. Cet effort de comparaison est également réalisé à partir de calculs issus des données profilométriques pour des entailles issues de surfaces SLM SB et SLM SP15 comme illustré figure 4.29. La similarité des distributions est également observable.

Afin de comparer l'effet de ces microentailles sur le champ de contrainte à l'effet d'une morphologie de défaut plus communément abordée dans la littérature, les calculs 2D ont également été réalisés sur une entaille de dimension $\rho = 100\mu\text{m}$ et $a = 50\mu\text{m}$ telle qu'illustrée figure 4.30. Les distributions de contrainte et les valeurs de gradient, calculées par régression linéaire sur les 4 premiers microns à partir du fond d'entaille, sont comparées pour une entaille EBM SB et pour l'entaille de dimension $\rho = 100\mu\text{m}$ et $a = 50\mu\text{m}$ figure 4.31. Les valeurs très différentes des gradients de respectivement $-180\text{MPa}\cdot\mu\text{m}^{-1}$ pour l'entaille EBM SB et de $-9\text{MPa}\cdot\mu\text{m}^{-1}$ pour l'entaille ma-

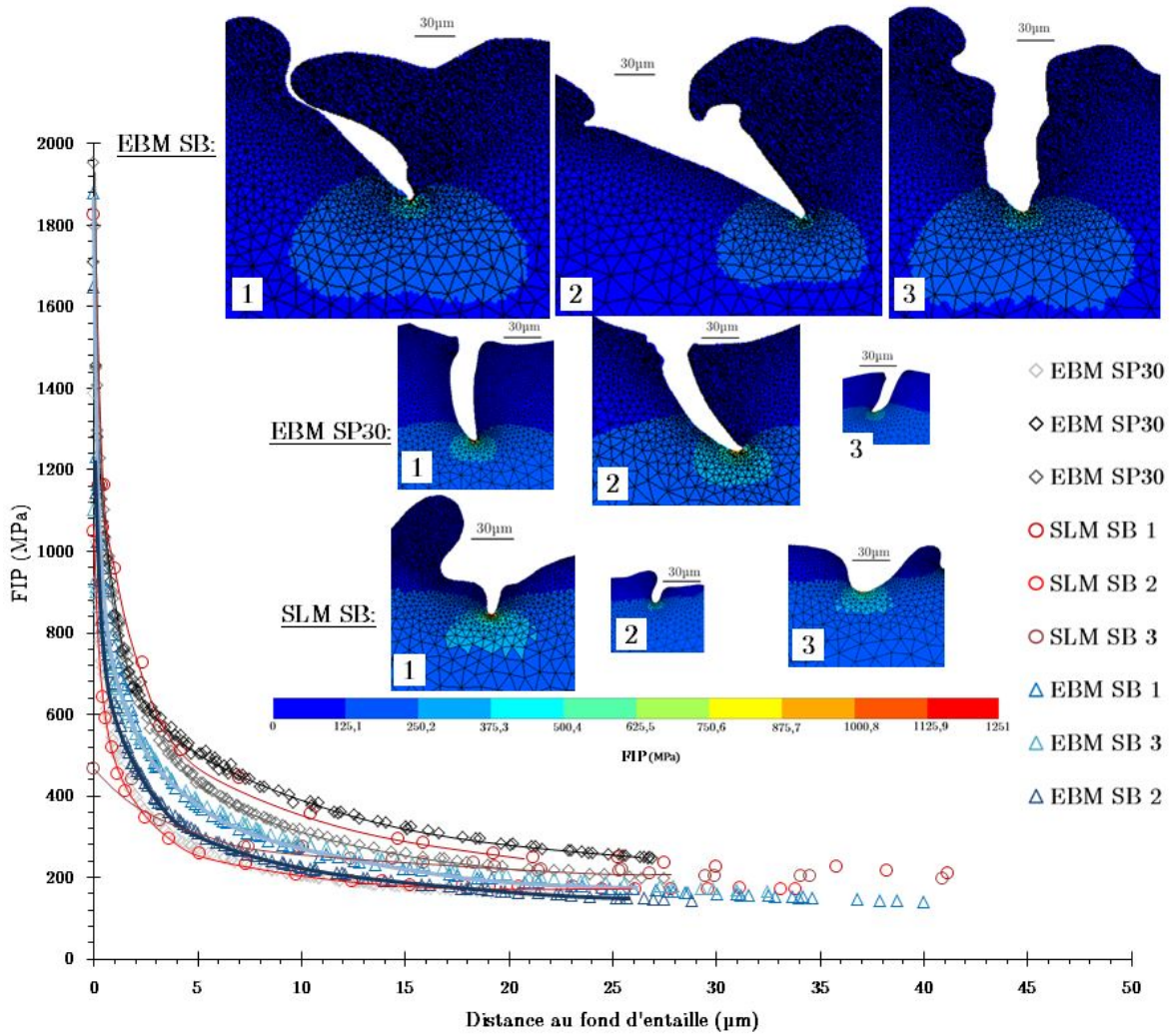


FIGURE 4.28 – Distributions du FIP_{cr} en fond d'entaille pour les éprouvettes SLM SB, EBM SB et EBM SP30 à partir des données 2D, calculées en élasticité avec $\sigma_{11,nom} = \sigma_d$ et distribution du FIP_{cr} en fond des entailles critiques à partir desquelles les gradients sont tracés

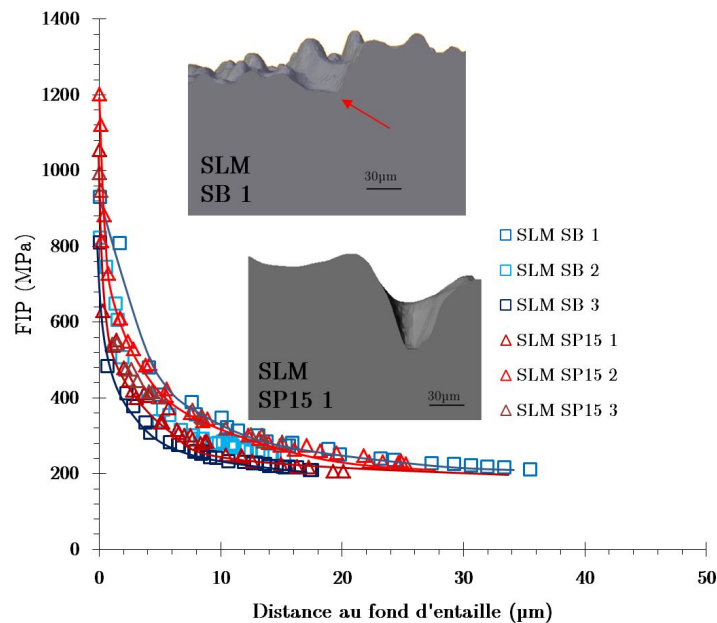


FIGURE 4.29 – Distributions du FIP_{cr} en fond d'entaille pour les éprouvettes SLM SB et SLM SP15 à partir des données 3D profilométriques, calculées en élasticité avec $\sigma_{11,nom} = \sigma_d$

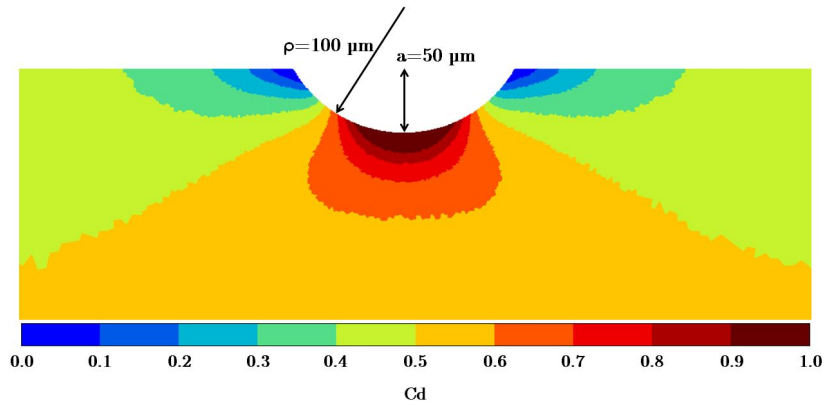


FIGURE 4.30 – Coefficient de danger (C_d) pour une entaille $\rho = 100\mu\text{m}$ et $a = 50\mu\text{m}$. Les calculs sont réalisés en élasticité avec $\sigma_{11,nom} = 222.5\text{MPa}$

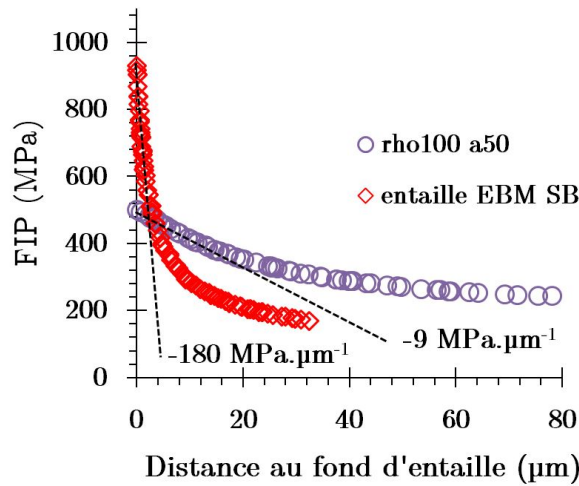


FIGURE 4.31 – Distributions du FIP_{cr} en fond d'entaille pour une entaille EBM SB et une entaille $\rho = 100\mu\text{m}$ et $a = 50\mu\text{m}$, calculées en élasticité

croscopique montrent bien la nécessité d'adapter la méthode de prise en compte de celui-ci à la morphologie spécifique des entailles en surface des éprouvettes brutes EBM et SLM.

4.2.4 Plasticité en fond d'entaille

Les analyses KAM ont révélé qu'après des essais de fatigue en traction à $R=0.1$ sur éprouvettes SLM SB, la plasticité, qui constitue un marqueur d'endommagement en fatigue, est localisée au fond des entailles situées en surface. La taille des zones plastiques et les niveaux de plasticité dépendent de la contrainte à laquelle sont sollicitées les éprouvettes. La section ci-dessous rend compte de la détermination numérique des niveaux de plasticité et de la taille des zones plastiques associées aux différentes surfaces et permet de comparer ces résultats aux observations faites à partir des mesures de KAM.

4.2.4.1 Plasticité associée aux différentes méthodes d'acquisition

Les gradients de contraintes en fond d'entaille étant affectés par la géométrie de l'entaille, elle-même déterminée par la méthode d'acquisition associée (et la morphologie de la surface), il est nécessaire d'étudier l'influence de la méthode d'acquisition utilisée sur la plasticité en fond d'entaille. La figure 4.32 illustre les distributions de déformation plastique cumulée ($\Delta\epsilon_p/2$) (ce qui correspond à l'application d'une montée en charge après 3 cycles de stabilisation du comportement et une valeur de la contrainte nominale $\sigma_{11,nom} = \sigma_d$) pour les éprouvettes SLM SB et cela

pour chacune des méthodologies d'acquisition de la surface.

La longueur maximale du gradient de déformation plastique est de $3\mu\text{m}$ pour les calculs à partir des données issues de la profilométrie et de la tomographie, et de $6\mu\text{m}$ pour les calculs 2d. Pour l'ensemble des méthodologies, la plasticité est donc confinée en fond d'entaille. La taille de la zone plastique calculée est du même ordre de grandeur que la largeur des lamelles ($2\mu\text{m}$) or à l'échelle du grain, la plasticité possède un caractère cristallographique. L'utilisation d'un comportement élastoplastique homogène isotrope à cette échelle pose question. Cependant il ne s'agit ici que d'avoir un ordre de grandeur de la déformation plastique, les résultats des calculs menés avec comportement homogène isotrope représentant une réponse médiane de calculs conduits en plasticité cristalline. En effet, on peut s'attendre à ce qu'un arrangement de lamelles favorablement orienté pour le glissement des dislocations en fond d'entaille présente plus de plasticité que ce qui est calculé à partir du comportement homogène isotrope, alors qu'un arrangement défavorablement orienté en présente moins. Comme déjà évoqué, les rayons très faibles (entre 1 et $4\mu\text{m}$) des entailles en surface des éprouvettes SLM SB ne peuvent pas être correctement capturés par la profilométrie ou même par la tomographie, la taille de voxel étant d'environ $2.5\mu\text{m}$. La contrainte de Von-Mises en fond d'entaille et la taille de la zone plastique calculées à partir de ces données 3D sont donc inférieures à celles obtenues à partir des calculs 2d. Il est également remarquable que pour l'ensemble des calculs, certaines entailles dont la valeur du $\langle \text{FIP}_{cr} \rangle$ est sélectionnée pour construire la distribution de valeurs extrêmes ne présentent pas de plasticité. C'est par exemple le cas des entailles 3 figures 4.32a, 4.32b et 4.32c. Les valeurs maximales de $\Delta\epsilon_p/2$ sont situées entre 0.5% et 1.7% pour les calculs 2d (selon les entailles), et entre 0 et 1% pour les calculs 3d. À noter que les niveaux de déformation imposés lors des essais d'érouissage cyclique ($R=-1$) ayant permis la détermination de la loi de comportement sont situés entre 0.8% et 1.3%, ce qui est proche des niveaux de déformation plastique maximum calculés ici.

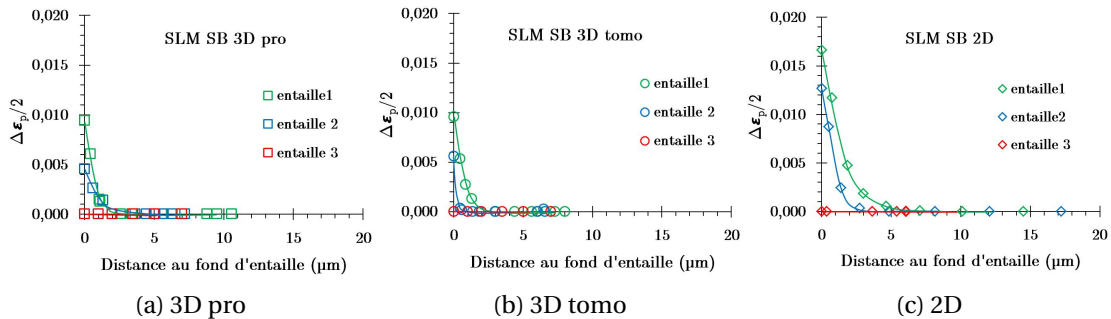


FIGURE 4.32 – Distribution de $\Delta\epsilon_p/2$ pour des entailles SLM SB associées à une valeur extrême (1 : maximale; 2 :intermédiaire; 3 :minimale) pour les méthodes d'acquisition profilométrique (a), tomographique (b) et 2D (c). Un demi-cycle correspond à une montée en charge à $\sigma_{11,nom} = \sigma_d = 222.5\text{MPa}$

4.2.4.2 Plasticité associée à différentes surfaces

Selon le même principe que celui adopté pour les figures 4.26 et 4.28, la figure 4.33 illustre les distributions de $\Delta\epsilon_p/2$, associées à 3 entailles critiques issues de surfaces SLM SB, EBM SB et EBM SP30 lorsque chacune des surfaces est sollicitée en traction/compression ($R=-1$) telle que $\sigma_{11,nom} = \sigma_d$ c'est-à-dire 222.5MPa, 111.25MPa et 170MPa respectivement pour les éprouvettes SLM SB, EBM SB et EBM SP30. Pour les trois états de surface, la distribution de la déformation plastique cumulée est affectée par l'entaille sur une distance variant entre 2 et $5\mu\text{m}$. Si ces distances sont relativement proches, il est remarquable que la valeur maximale de $\Delta\epsilon_p/2$ est plus importante pour les surfaces EBM SB et EBM SP30. En effet celle-ci atteint une valeur maximale de 5.5% dans le cas de la surface EBM SB et de 5.0% dans le cas de la surface EBM SP30 contre seulement 1.7% pour la surface SLM SB. Cette grande différence est notamment expliquée par la loi de comportement associée au matériau et aux simulations. En effet, comme illustré figure

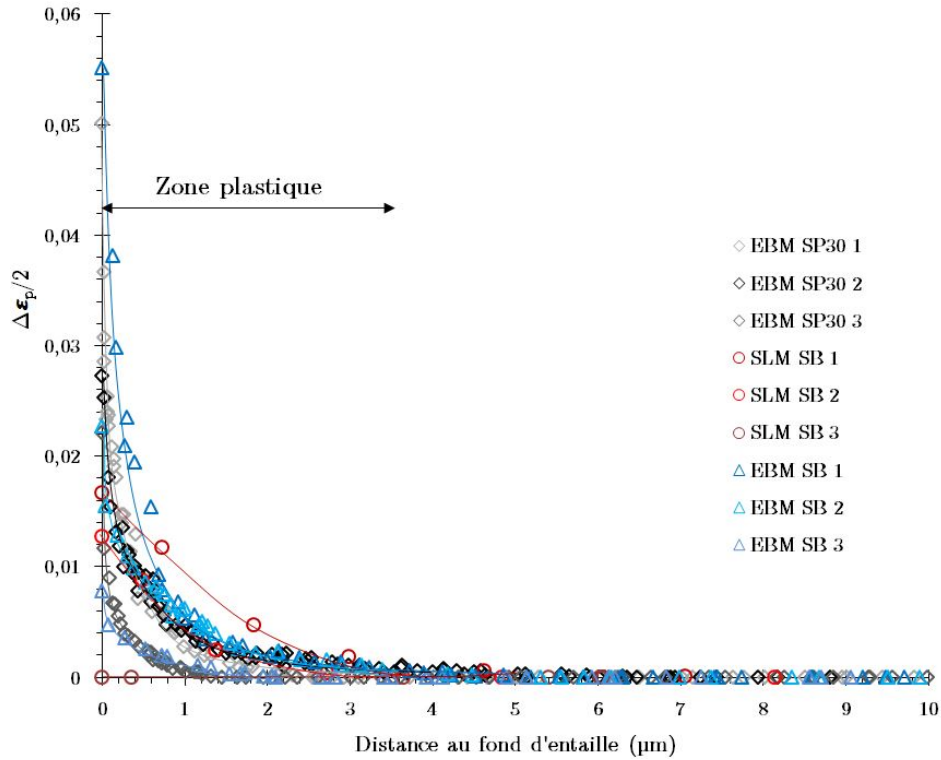


FIGURE 4.33 – distribution du $\Delta\epsilon_p/2$ en fond d'entaille pour les éprouvettes SLM SB, EBM SB et EBM SP30 à partir des données 2D $\sigma_{11,nom} = \sigma_d$

4.34, à partir de 750 MPa le rapport $\frac{d\Delta\epsilon/2}{d\Delta\sigma/2}$ (et donc $\frac{d\epsilon_p}{d\sigma_{vm}}$) devient plus grand et une petite variation de σ_{vm} entraîne d'importants écarts de ϵ_p . Enfin contrairement à la surface SLM SB, l'ensemble des entailles des surfaces EBM SB et EBM SP30 dont la valeur du $\langle FIP_{cr} \rangle$ est sélectionnée pour construire la distribution de valeurs extrêmes présente de la plasticité.

4.2.4.3 Plasticité associée à différents niveaux de chargement

Les mesures de KAM ont permis de mettre en évidence une augmentation de la plasticité en fond d'entaille lorsque la contrainte nominale appliquée augmente. Cet effet est numériquement mis en évidence pour une entaille en surface d'une éprouvette EBM SB figures 4.35 et 4.36. Les calculs sont effectués pour trois différents niveaux de contrainte :

- $\sigma_{11,nom} = \sigma_d = 111.25$ MPa. Ce niveau correspond à la limite en fatigue déterminée expérimentalement à 2×10^6 cycles sur les éprouvettes EBM SB.

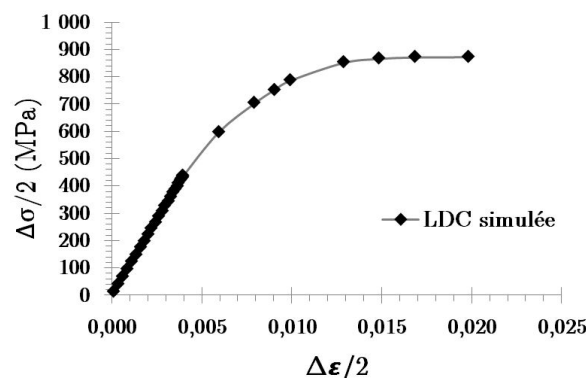


FIGURE 4.34 – Courbe d'érouissage cyclique déterminée à partir de la loi de comportement utilisée pour les simulations numériques

- $\sigma_{11,nom} = 1.5\sigma_d = 166.87$ MPa. Ce niveau correspond d'après la courbe S-N (figure 3.9) à des éprouvettes EBM SB ayant amorcé après environ 250 000 cycles.
- $\sigma_{11,nom} = 1.8\sigma_d = 200$ MPa. Ce niveau correspond d'après la courbe S-N (figure 3.9) au niveau maximal testé expérimentalement en traction/compression sur le lot EBM SB. L'éprouvette testée à 200 MPa a amorcé une fissure après 109850 cycles.

Pour le plus faible niveau de contrainte simulé, l'entaille engendre de la plasticité jusqu'à une distance de $5\mu\text{m}$ et la valeur maximale de $\Delta\epsilon_p/2$ est de 2.3%. Pour le niveau de contrainte intermédiaire, la déformation plastique est présente jusqu'à $12\mu\text{m}$ du fond d'entaille et la valeur maximale de $\Delta\epsilon_p/2$ est de 6.8%. Enfin pour le niveau de contrainte maximal, la plasticité s'étend sur $17\mu\text{m}$ et la valeur maximale de $\Delta\epsilon_p/2$ est de 10.9% (il s'agit d'une valeur en 1 point de Gauss qui n'est pas nécessairement représentative des niveaux de déformation plastique réels). La plasticité calculée augmente donc de manière très significative lorsque le niveau de contrainte nominale augmente. Il est intéressant de noter que pour les niveaux hauts et intermédiaires, la distance critique initialement calibrée à $6\mu\text{m}$ (et donc la zone de PMV) est inférieure à la taille de la zone plastique. Si la zone de PMV représente une zone dans laquelle les marqueurs d'endommagement en fatigue (plasticité, fissures non propageantes) sont contenus, il est probable que la distance critique calibrée à 2×10^6 cycles, ne soit plus valable autour de 1×10^5 cycles.

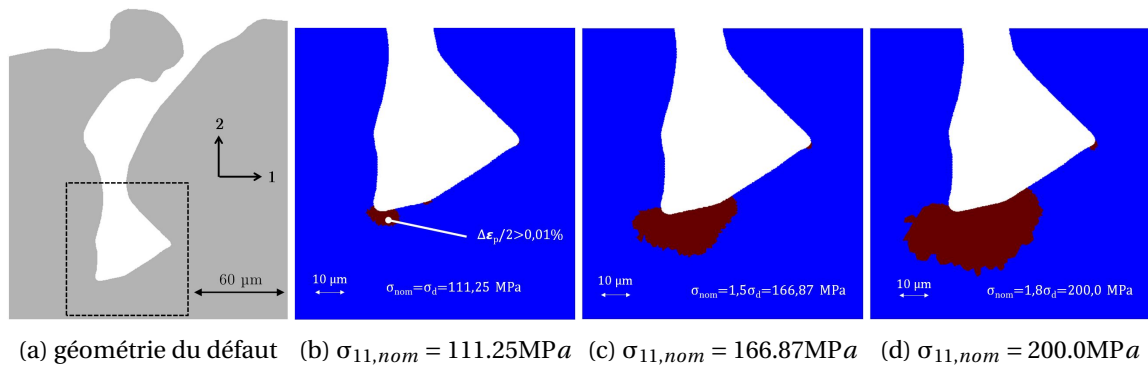


FIGURE 4.35 – Taille de la zone plastique en fond d'une entaille située à la surface d'une éprouvette EBM SB, pour différents niveaux de chargement

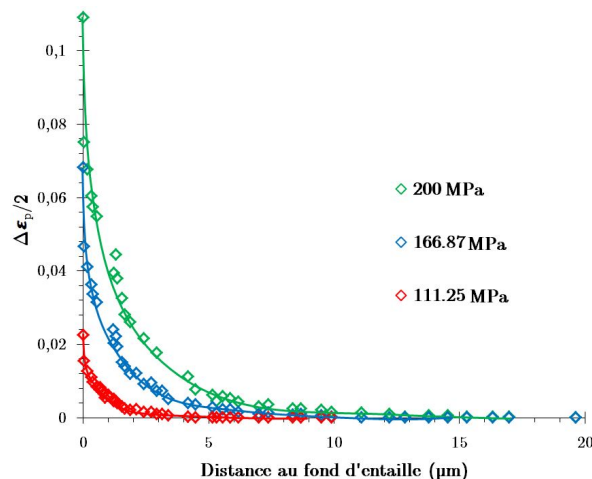


FIGURE 4.36 – Distribution de $\Delta\epsilon_p/2$ en fond d'entaille pour une éprouvette EBM SB sollicitée en traction/compression ($R=-1$) à différents niveaux de chargement

4.2.4.4 Comparaison de la plasticité en traction/compression et en torsion

Sur les volumes 3D obtenus à partir des données de profilométrie de la surface des éprouvettes SLM SB, des chargements de traction/compression ($R=-1$) et de torsion ($R=-1$) ont été appliqués. Ceci permet de comparer, pour un même volume, la quantité de plasticité lors de ces deux chargements cycliques. La figure 4.37 illustre la plasticité en surface d'un volume 3D profilométrique SLM SB sollicité à la limite en fatigue expérimentale correspondant au lot SLM SB de traction/compression (4.37b) et de torsion (4.37c). Comme cela est classiquement observé sur éprouvettes lisses, la plasticité est plus importante lors d'un essai de torsion que lors d'un essai de traction/compression (pour une même durée de vie). Cette plasticité est pour les deux chargements extrêmement localisée puisque seul 0.0013% du volume de calcul présente une déformation plastique cumulée supérieure à une valeur seuil (fixée ici à 0.01%) en traction/compression, contre 0.019% en torsion respectivement (soit environ 15 fois plus qu'en traction/compression). Dans les deux cas, les niveaux de plasticité sont relativement faibles puisque les valeurs locales maximales de $\Delta\epsilon_p/2$ atteignent pour ce volume en traction/compression 0.23% et en torsion 0.38% respectivement.

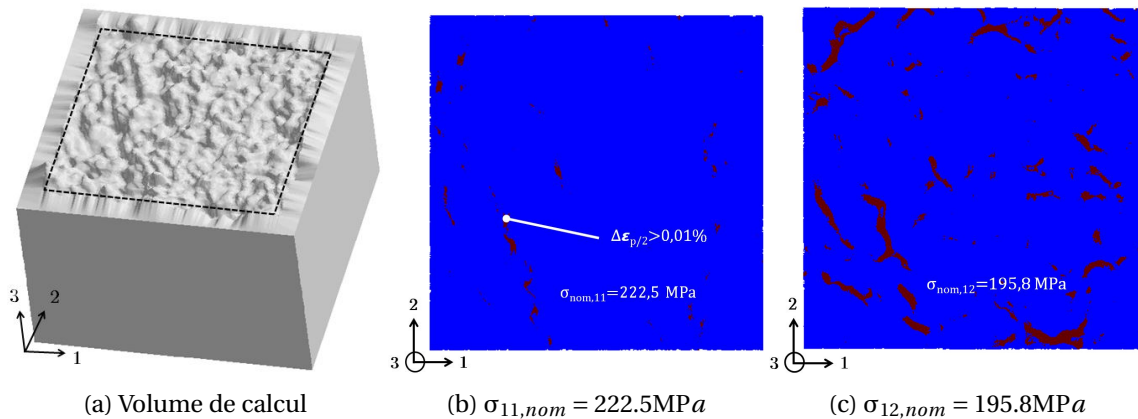


FIGURE 4.37 – Plasticité en surface d'un volume 3D profilométrique SLM SB sollicité à sa limite en fatigue en traction/compression (b) et en torsion (c); seule la zone dans les pointillés noirs de la figure (a) est visible figures (b) et (c)

4.3 Prédiction de la résistance en fatigue

Les calculs réalisés permettent de rendre compte des forts gradients de contraintes et de la déformation plastique localisée en fond d'entaille ce qui constitue un résultat intéressant. Cependant la méthodologie développée section 4.1 a comme objectif principal la prédiction de la résistance en fatigue d'éprouvettes rugueuses. Afin de visualiser la prédiction de la méthodologie, deux stratégies sont envisageables :

- 1- Pour un état de surface donné, on applique une contrainte nominale égale à la contrainte expérimental (correspondant à un point expérimental sur la courbe S-N). On compare la valeur du $\langle \text{FIP}_{cr} \rangle_{p=0.5}$ obtenue sur surface rugueuse, à la valeur obtenue sur surface usinée. Dans le cas de la surface usinée, l'état de contrainte est supposé homogène et $\langle \text{FIP}_{cr} \rangle_{p=0.5}$ est directement proportionnel à la contrainte nominale appliquée. Plus ces valeurs sont proches, plus l'effet de la surface sur la résistance en fatigue est, d'un point de vue numérique, correctement pris en compte. On présente donc les résultats expérimentaux obtenus sur un graphe $\langle \text{FIP}_{cr} \rangle_{p=0.5} = f(N_r)$ grâce à la procédure numérique comme cela est illustré figure 4.38.
- 2- Pour un état de surface donné, on cherche la valeur de la contrainte nominale à appliquer pour que le $\langle \text{FIP}_{cr} \rangle_{p=0.5}$ calculé à partir d'une surface rugueuse soit égale au $\langle \text{FIP}_{cr} \rangle_{p=0.5}$ de

la surface usinée, et cela pour chacun des points expérimentaux correspondant à la surface usinée. On peut ainsi comparer la contrainte nominale numérique à la contrainte nominale expérimentale pour obtenir ce résultat. Cette dernière stratégie permet de facilement visualiser l'aspect prédictif de la méthode. Si son application pour des calculs élastiques est simple car il y a un facteur de proportionnalité entre le $\langle FIP_{cr} \rangle_{p=0.5}$ et la contrainte nominale appliquée, ce n'est plus le cas pour des calculs élastoplastiques. Il faut donc procéder de manière itérative.

La procédure numérique ayant été appliquée à différentes surfaces, différentes méthodologies de construction du maillage, différents cas de chargements, différentes lois de comportement, le formalisme suivant est adopté afin de clarifier systématiquement les conditions de calculs : chargement ; état de surface ; méthodologie d'acquisition ; comportement ; distance critique constante ou $f(N_r)$. À titre d'exemple, la procédure appliquée à un chargement de traction/compression ($R=-1$), une surface brute SLM, maillée à partir des données de profilométrie, en élasticité isotrope et avec une distance critique de PMV conservée à une valeur de $6\mu\text{m}$ pour l'ensemble des durées de vie, s'écrit : [Trac ($R=-1$) ; SLM SB ; pro ; ela ; $D_c = cst$]

4.3.1 Chargement de traction/compression $R=-1$

4.3.1.1 Application aux éprouvettes SLM SB

La figure 4.38 illustre, pour la stratégie de visualisation 1, l'application de la procédure au cas [Trac ($R=-1$) ; SLM SB ; pro ; ela ; $D_c = cst$]. Ces résultats montrent qu'entre 300 000 et 2×10^6 cycles, l'effet de la surface sur la résistance en fatigue est correctement pris en compte par la méthodologie développée. Cependant, à plus faible nombre de cycles (autour de 100 000 cycles), l'effet d'entaille associé à la surface est surévalué. La taille de la zone plastique initialement très localisée devient plus importante et les niveaux de déformation plastique deviennent significatifs. Les valeurs du champ de contrainte proche de la surface calculées en élasticité sont donc nettement plus élevées que celles calculées en élastoplasticité, ce qui conduit à un $\langle FIP_{cr} \rangle_{p=0.5}$ supérieur. Ceci est visible figure 4.39a. L'effet de la plasticité sur la valeur du $\langle FIP_{cr} \rangle_{p=0.5}$ est plus important à mesure que la contrainte nominale est haute. Comme il a été montré figure 4.25, même s'il y a une différence notable sur les valeurs de contrainte locale en élasticité et en élastoplasticité à 2×10^6 cycles, cette différence est estompée par la PMV et les écarts sur le $\langle FIP_{cr} \rangle_{p=0.5}$ à 2×10^6 cycles sont très faibles (2.9% sur la limite en fatigue). Enfin, la prise en compte de la variation de la sensibilité à l'entaille avec le nombre de cycles (en prenant $D_c = f(N_r)$) permet de limiter les écarts entre $\langle FIP_{cr} \rangle_{p=0.5;SU}$ et $\langle FIP_{cr} \rangle_{p=0.5;SB}$ à faible nombre de cycles.

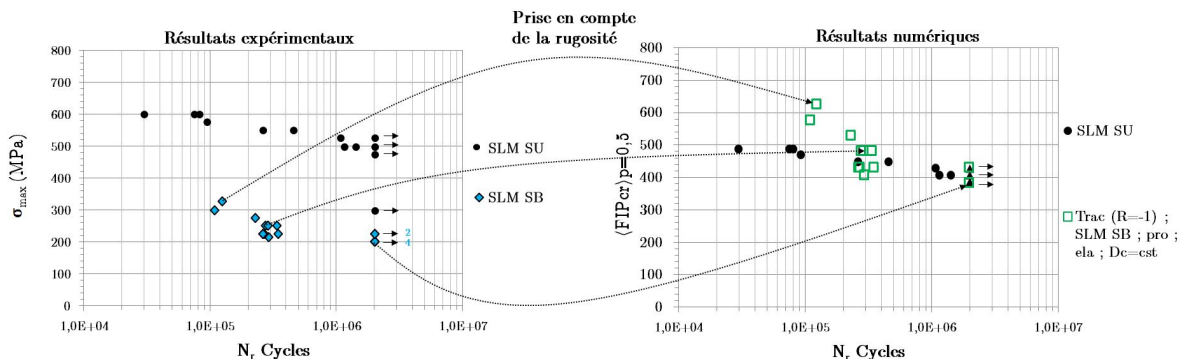


FIGURE 4.38 – Application de la procédure au cas Trac ($R=-1$) ; SLM SB ; pro ; ela ; $D_c = cst$

Ces résultats sont très encourageants mais compte tenu des limitations inhérentes à la profilométrie et des nombreuses étapes de filtrage, on pourrait s'attendre à ce que l'effet de la surface sur la résistance en fatigue soit légèrement sous-estimé. En effet, comme illustré à partir des nombreuses distributions de contraintes tracées précédemment, les niveaux de contraintes locales et

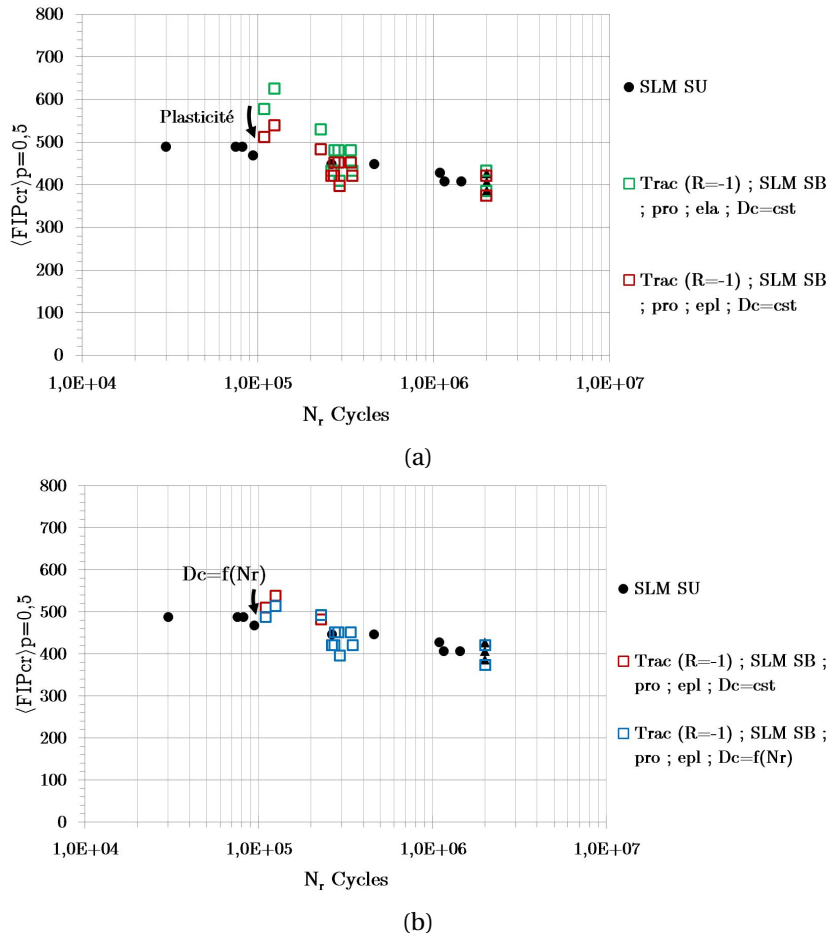


FIGURE 4.39 – Application de la procédure au cas Trac (R=-1); SLM SB; pro; epl; $D_c = cst$ (a) et Trac (R=-1); SLM SB; pro; epl; $D_c = f(N_r)$ (b)

de déformation plastique cumulée sont plus faibles que lorsque la surface est décrite précisément en 2d. Cependant, l'effet de la PMV est différent pour les volumes issus de la profilométrie et les surface 2d. Comme cela est illustré figure 4.40, la différence entre les valeurs locales et non locales (c'est-à-dire après PMV) du FIP_{cr} est moindre pour les calculs 3d. Ceci s'explique par la morphologie des entailles différente pour les deux méthodes d'acquisition. Par profilométrie, les rayons d'entaille sont en moyenne plus grands qu'en 2d, et du même ordre de grandeur que la distance critique, alors que certaines des entailles 2d ont un rayon d'entaille d'environ $2\mu m$. Pour ces dernières, lorsque la sphère de PMV est centrée sur le fond d'entaille, certains points de Gauss très peu chargés sont pris en compte dans le calcul de la moyenne, ce qui participe à la forte atténuation entre la valeur locale et non locale du FIP_{cr} . Cette différence de morphologie d'entaille est illustrée figure 4.41.

Les résultats de la procédure numérique appliquée aux cas Trac (R=-1); SLM SB; 2d; ela; $D_c = cst$ et Trac (R=-1); SLM SB; 2d; epl; $D_c = f(N_r)$ sont présentés pour la stratégie de visualisation 1 figure 4.42. Les résultats montrent que l'effet de la surface est légèrement sous-estimé. L'erreur sur la prédiction du $\langle FIP_{cr} \rangle_{p=0.5}$ à 2×10^6 cycles est de 5.3%. Comme cela a été dit, la PMV, bien que nécessaire pour prendre en compte l'effet du gradient de contrainte, atténue très fortement les valeurs locales du FIP_{cr} et peut expliquer la légère sous-estimation de l'effet de la rugosité sur la résistance en fatigue. La figure 4.42 montre également la nécessité de prendre en compte la plasticité et la variation de D_c à plus faible nombre de cycles.

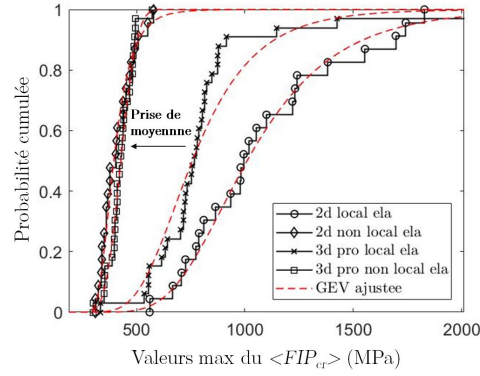


FIGURE 4.40 – Distribution des valeurs extrêmes du FIP_{cr} localement et après PMV, en élasticité avec $\sigma_{11,nom} = 222.5MPa$, à partir de surfaces brutes SLM capturées en 2d et par profilométrie

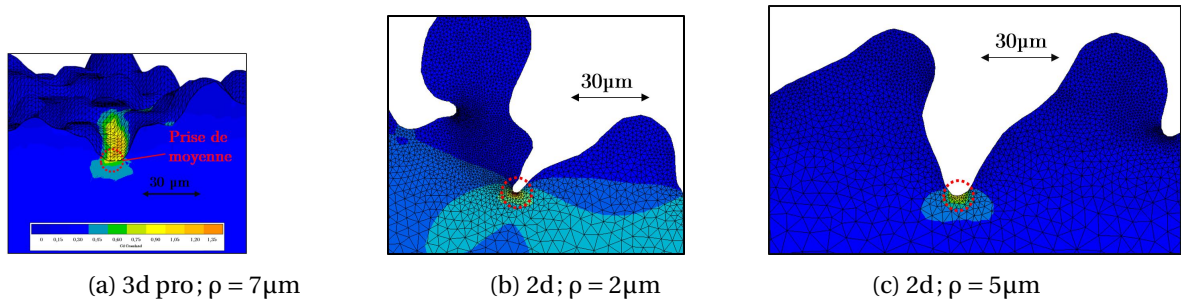


FIGURE 4.41 – Morphologies d'entailles obtenues par différentes méthodologies d'acquisition de la surface SLM SB et distribution du C_d lorsque $\sigma_{11,nom} = 222.5MPa$ (calculs élastiques)

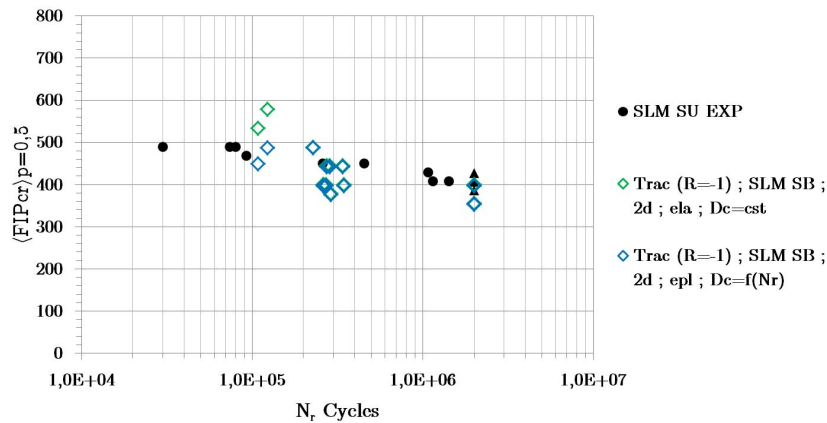


FIGURE 4.42 – Application de la procédure au cas Trac (R=-1); SLM SB; 2d; ela; $D_c = cst$ et Trac (R=-1); SLM SB; 2d; epl; $D_c = f(N_r)$

Finalemt la figure 4.43 illustre les résultats de la procédure numériques appliquée aux cas Trac (R=-1); SLM SB; tomo; ela; $D_c = cst$ et Trac (R=-1); SLM SB; tomo; epl; $D_c = f(N_r)$. Là encore les prédictions à 2×10^6 donnent des résultats satisfaisants. L'effet de la rugosité est correctement pris en compte jusqu'à 300 000 cycles. Même si la plasticité et la variation de la distance critique permettent de limiter les valeurs du $\langle FIP_{cr} \rangle_{p=0.5;SB}$ à 100 000 cycles, les prédictions numériques surestiment d'environ 12% la résistance en fatigue à ce nombre de cycles. Comme cela a été vu figure 4.35, pour des niveaux de contraintes nominales relativement élevés, la taille de la zone plastique est supérieure à la taille de la zone de PMV. Or, d'après la loi de comportement utilisée (figure 4.34), pour un % de déformation plastique d'environ 5%, l'augmentation de la déformation plastique n'entraîne pas de variation de la contrainte de cisaillement. Ainsi, le critère de Crossland étant un FIP fondé sur la contrainte, pour des niveaux de déformation plastique assez importants, l'augmentation de cette déformation plastique n'entraînera pas numériquement (ou

très peu) d'augmentation de la contrainte équivalente. En dessous de 300 000 cycles, il est donc nécessaire d'intégrer la déformation plastique au paramètre indicateur de fatigue afin de prédire correctement l'effet de la rugosité.

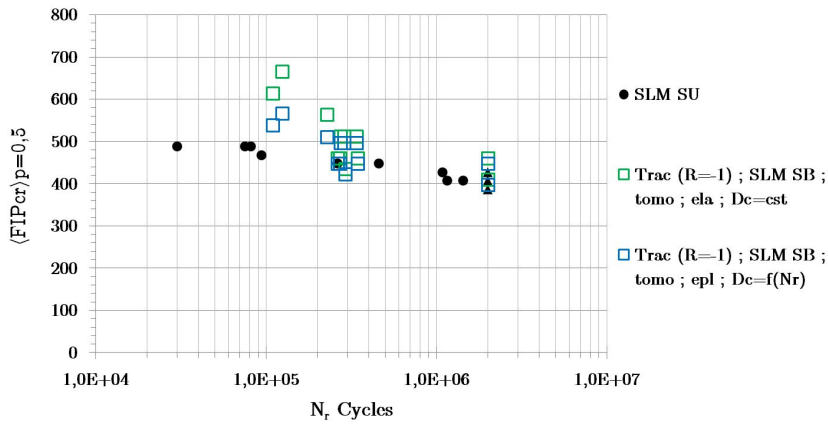


FIGURE 4.43 – Application de la procédure au cas Trac (R=-1) ; SLM SB ; tomo ; ela ; $D_c = cst$ et Trac (R=-1) ; SLM SB ; tomo ; epl ; $D_c = f(N_r)$

4.3.1.2 Application aux éprouvettes EBM SB

La même procédure numérique est appliquée aux éprouvettes EBM SB. Les résultats des cas Trac (R=-1) ; EBM SB ; 2d ; ela ; $D_c = cst$ et Trac (R=-1) ; EBM SB ; pro ; ela ; $D_c = cst$ présentés figure 4.44 (stratégie de visualisation 1) montrent que les calculs 2d permettent d'unifier les résultats à 2×10^6 cycles. Pour ce même nombre de cycles, la méthode fondée sur la profilométrie sous-estime de 80MPa l'effet de la rugosité, soit environ 18% d'écart entre le $\langle FIP_{cr} \rangle_{p=0.5;SB}$ et le $\langle FIP_{cr} \rangle_{p=0.5;SU}$. Ceci est expliqué par les limitations de la profilométrie illustrées figure 4.45 et donc l'incapacité à capturer la morphologie des défauts susceptibles d'entraîner l'amorçage. Dans le cas des éprouvettes SLM SB, malgré les limitations de la technologie, les morphologies des entailles et les distributions de contraintes associées en 2d et en profilométrie sont relativement proches, et cet écart n'est plus perceptible sur la valeur du $\langle FIP_{cr} \rangle$ après PMV. Pour les éprouvettes EBM SB, l'écart géométrique est suffisamment important pour impacter les valeurs moyennées du FIP_{cr} . La procédure numérique est donc dans une certaine mesure discriminante.

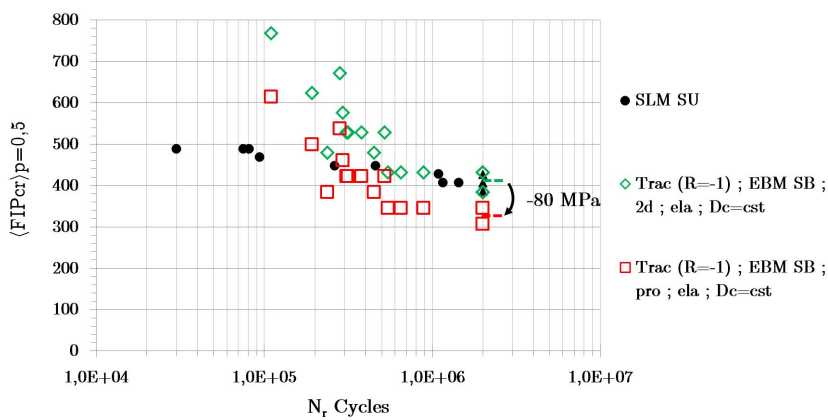


FIGURE 4.44 – Application de la procédure au cas Trac (R=-1) ; EBM SB ; 2d ; ela ; $D_c = cst$ et Trac (R=-1) ; EBM SB ; pro ; ela ; $D_c = cst$

Tout comme ce qui a été observé pour les éprouvettes SLM SB, la procédure numérique ne permet pas une bonne prédiction de la résistance en fatigue jusqu'à des durées de vie de 100 000

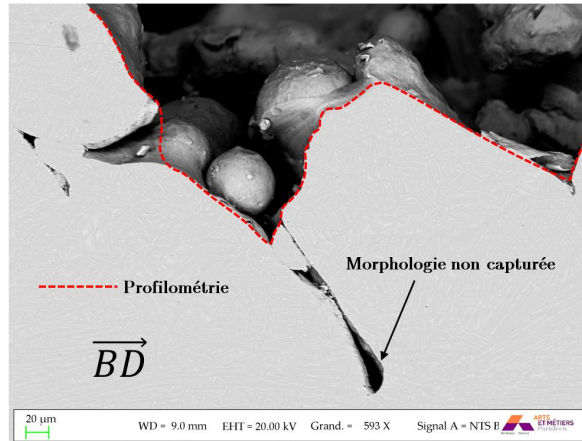


FIGURE 4.45 – Observation MEB d'une surface "as-built" EBM et mesure par profilométrie associée

cycles où les déformations plastiques sont significatives et cela même pour des calculs élastoplastiques et une distance critique variable (figure 4.46).

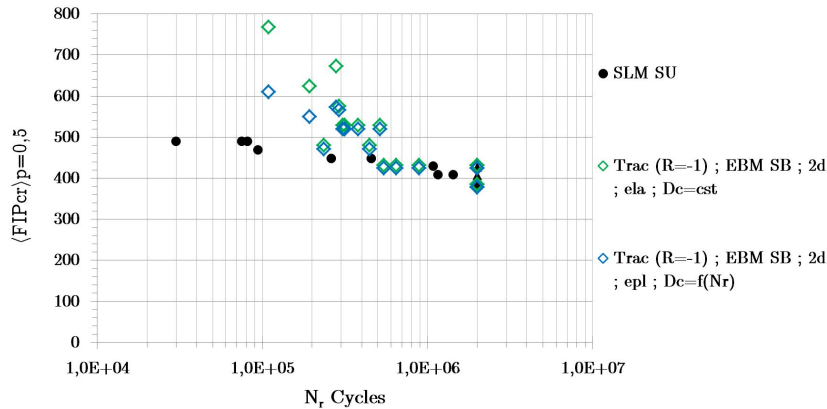


FIGURE 4.46 – Application de la procédure au cas Trac (R=-1); EBM SB; 2d; ela; $D_c = cst$ et Trac (R=-1); EBM SB; 2d; epl; $D_c = f(N_r)$

4.3.1.3 Application aux éprouvettes SLM SP15 et EBM SP30

Afin de contrôler la validité de la procédure numérique pour des états de surface différents des états "as-built", celle-ci a également été appliquée pour prédire la limite en fatigue à 2×10^6 cycles (correspondant à une probabilité de rupture de 50%) des éprouvettes SLM SP15 et EBM SP30. Pour cette durée de vie, l'écart sur le $\langle FIP_{cr} \rangle_{p=0.5}$ entre les calculs élastiques et élastoplastiques étant très limité (cf figure 4.25), les calculs sont réalisés avec un comportement élastique isotrope. La stratégie de visualisation 2 permettant de comparer les contraintes nominales expérimentales et numériques est appliquée ici. Pour chacun des états de surface, on détermine donc $\sigma_{11,nom}$ telle que $\langle FIP_{cr} \rangle_{p=0.5} = \beta$.

La figure 4.47 illustre l'application de la procédure numérique (stratégie 2) aux éprouvettes SLM SP15. La limite en fatigue numériquement prédite est de 204.0 MPa contre 220.8 MPa expérimentalement, soit un écart de 7.6%, ce qui constitue un résultat satisfaisant puisque la procédure est capable de prédire judicieusement la limite en fatigue. Elle confirme en cela que la quantification de l'effet de la surface sur la limite en fatigue doit prendre en compte les morphologies les plus nocives de la surface et non un paramètre moyen tel que le R_a qui dans ce cas précis n'aurait pas permis d'expliquer l'absence d'amélioration de la résistance en fatigue après polissage.

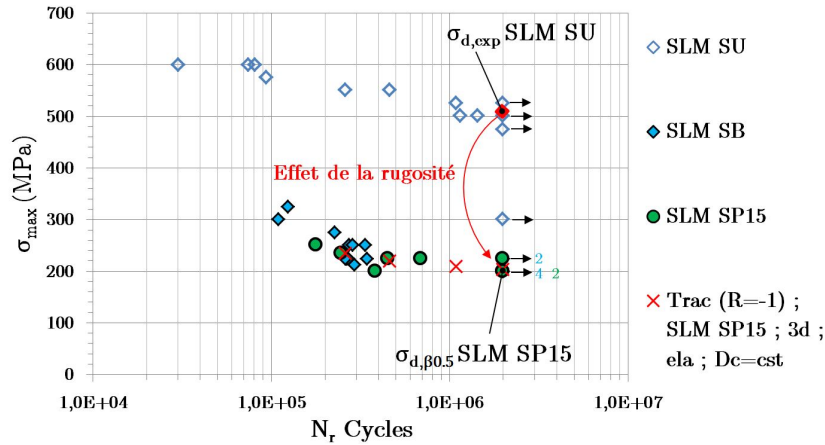


FIGURE 4.47 – Application de la procédure au cas Trac ($R=-1$); SLM SP15; 3d; ela; $D_c = cst$ et comparaison avec les résultats expérimentaux

La procédure appliquée aux éprouvettes EBM SP30 permet de prédire la limite en fatigue à 2×10^6 cycles avec une erreur de 11%. La procédure est donc capable ici de capturer l'amélioration de la résistance par rapport aux éprouvettes brutes. Elle permet également d'expliquer pourquoi malgré un aspect relativement lisse de la surface, la résistance en fatigue est encore très faible (3 fois plus faible que pour les éprouvettes SLM SU). En effet les entailles encore présentes après polissage engendrent d'importants gradients de contrainte et entraînent la rupture des éprouvettes.

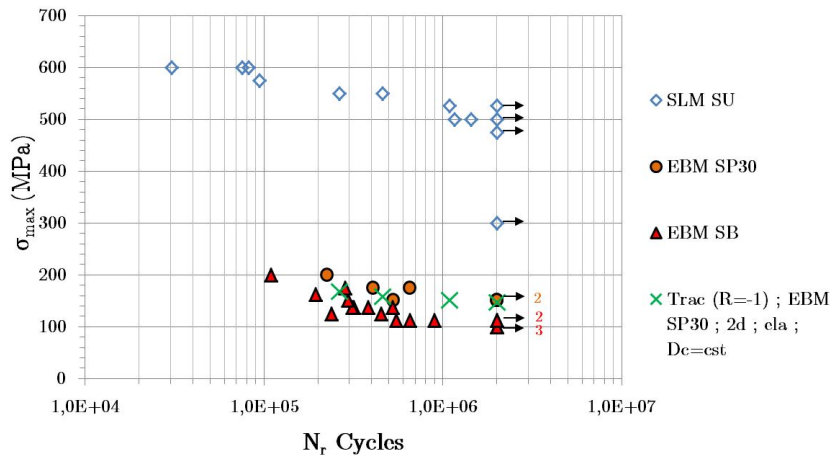


FIGURE 4.48 – Application de la procédure au cas Trac ($R=-1$); EBM SP30; 2d; ela; $D_c = cst$ et comparaison avec les résultats expérimentaux

4.3.2 Chargement de torsion $R=-1$

La procédure numérique ayant également pour objectif de quantifier l'effet de la surface sous des chargements multiaxiaux, elle a été appliquée au chargement de torsion ($R=-1$). Seuls les volumes obtenus à partir des données de profilométrie permettent l'application de condition aux limites périodiques, et donc d'un chargement de torsion. L'épaisseur des volumes ($500\mu m$) étant relativement faible devant le rayon des éprouvettes ($3.99mm$), la contrainte de cisaillement imposée numériquement est égale à la contrainte de cisaillement nominale maximale (c'est-à-dire en surface). La figure 4.49 montre les résultats obtenus (stratégie de visualisation 1). Les paramètres du FIP_{cr} ayant été déterminés à partir des données sur SLM SU en traction/compression et torsion ($R=-1$), celui-ci unifie de fait ces deux cas. Là encore la procédure permet de capturer correctement l'effet de la surface sur la résistance en fatigue. Pour ce cas particulier, l'ajout du comportement élastoplastique et de la distance critique variable permet d'étendre le domaine de validité de la

méthodologie.

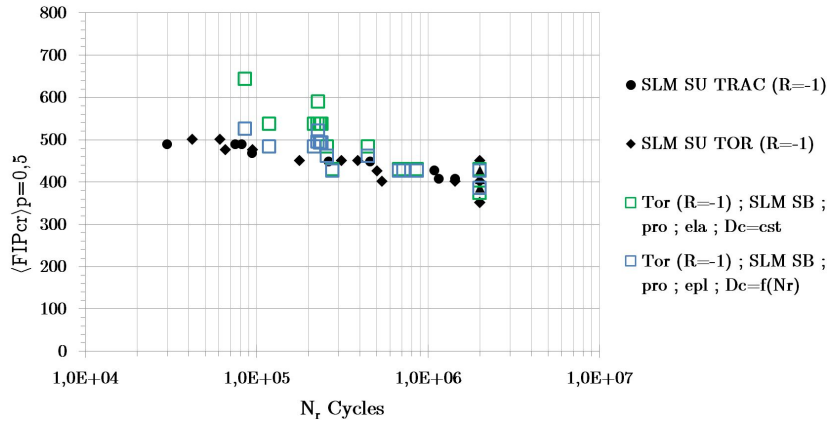


FIGURE 4.49 – Application de la procédure au cas Tor (R=-1) ; SLM SB ; pro ; ela ; $D_c = cst$ et Tor (R=-1) ; SLM SB ; pro ; epl ; $D_c = f(N_r)$

4.3.3 Discussions

La procédure numérique développée permet, pour différents états de surface et différents cas de chargement, de prendre correctement en compte l'effet de la rugosité sur la limite en fatigue à 2×10^6 cycles. Si les surfaces ont des rugosités différentes, les micro-entailles qui entraînent la rupture sur chacune d'entre elles engendrent des gradients de contrainte similaires. Ceci permet l'utilisation d'une seule distance critique, calibrée à partir d'un défaut de morphologie contrôlée, pour l'ensemble des états de surface. Pour appliquer cette procédure, il est nécessaire que suffisamment de défauts susceptibles d'entraîner l'amorçage soient capturés. Ces conditions rendent l'application de la procédure très coûteuse et il est primordial de vérifier que les défauts que l'on identifie comme critiques seront similaires aux défauts observés sur les faciès de rupture. Du fait de la sensibilité en fatigue du Ti-6Al-4V à ces micro-entailles, traduit au travers de la distance critique, il n'est pas nécessaire que l'exacte morphologie des entailles soit capturée (cas SLM SB) mais il est nécessaire que la morphologie capturée soit statistiquement représentative des défauts critiques à l'origine de l'amorçage. Ainsi, si le rayon et la taille des entailles capturées sont trop différents de ceux des entailles entraînant effectivement la rupture, la méthodologie ne permet plus de prédire correctement la limite en fatigue (cas EBM SB). Les prédictions des niveaux de contrainte restent bonnes tant que les niveaux de plasticité sont faibles. Pour $N_r \leq 2 \times 10^5$ cycles, la méthodologie ne permet pas de prédire avec précision la résistance en fatigue. Pour ces durées de vie, l'effet de la surface est surestimé et les prédictions sont donc conservatives. Les figures 4.50 et 4.51 illustrent les valeurs du coefficient de danger (C_d) en surface lorsque les calculs sont conduits en élasticité et que $\sigma_{11,nom} = \sigma_d$. Sur chacun des volumes ou surfaces, seules certaines zones très localisées présentent un fort C_d (représenté par les zones rouges). Le caractère local du phénomène de fatigue est bien retranscrit et ces zones représentent les potentiels sites d'amorçage.

Afin d'appliquer la procédure à un cas de dimensionnement en fatigue à grand nombre de cycles, une stratégie pourrait consister à calculer la contrainte nominale permettant d'obtenir $\langle FIP_{cr} \rangle_{p=0.9;SB} = \langle FIP_{cr} \rangle_{p=0.9;SU} = \beta$ (il ne s'agit donc plus de la médiane mais de la valeur du $\langle FIP_{cr} \rangle$ pour une probabilité cumulée de 0.9) et ainsi d'obtenir une valeur plus conservative. Le tableau 4.5 renseigne pour les différents cas (tous calculés en élasticité) :

- la limite en fatigue expérimentale ($\sigma_{d,exp}$ correspondant à une probabilité de rupture de 50% à 2×10^6 cycles).
- la limite en fatigue déterminée numériquement en égalisant $\langle FIP_{cr} \rangle_{p=0.5;SB} = \beta (\sigma_{d,\beta 0.5})$.
- la limite basse déterminée numériquement en égalisant $\langle FIP_{cr} \rangle_{p=0.9;SB} = \beta (\sigma_{d,\beta 0.9})$.

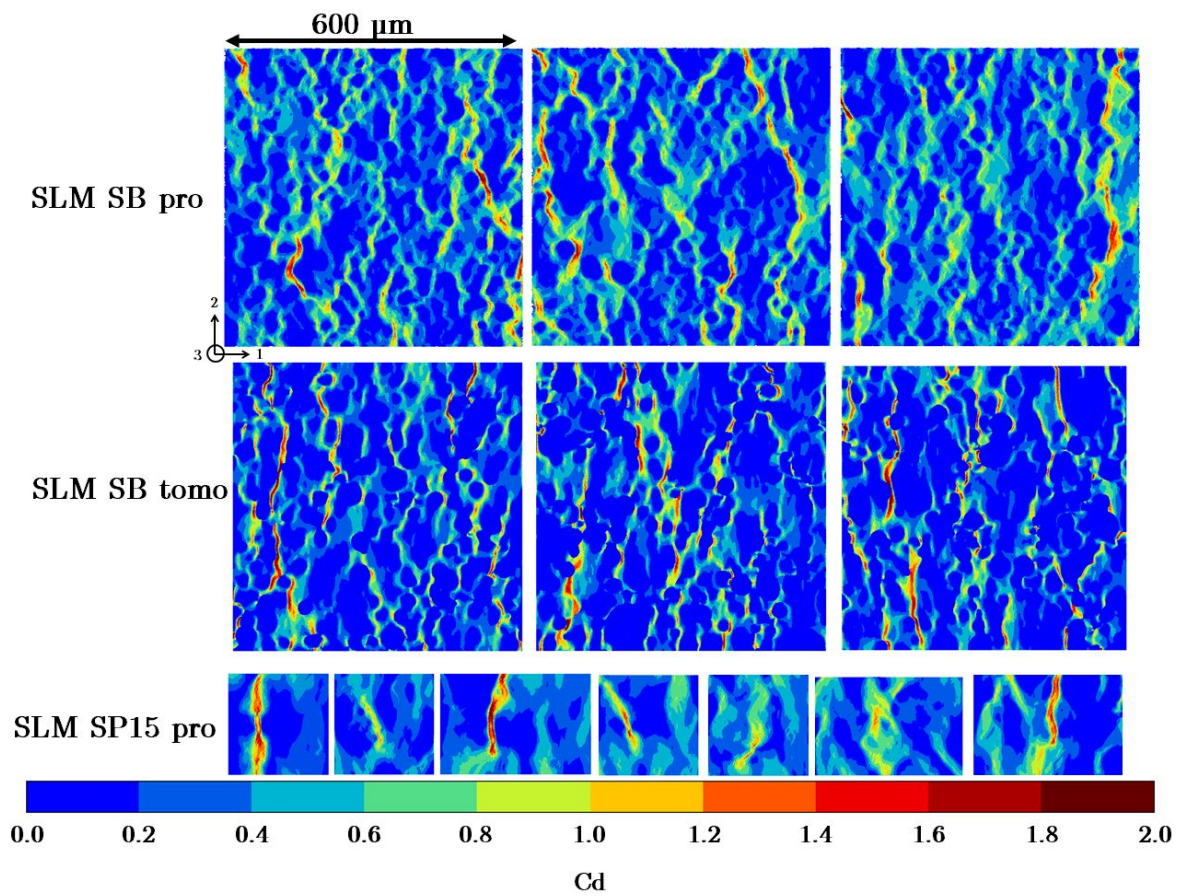


FIGURE 4.50 – Coefficient de danger (C_d) en surface des volumes SLM SB pro, SLM SB tomo et SLM SP15 pro $\sigma_{11,nom} = \sigma_d$. Les calculs sont réalisés en élasticité

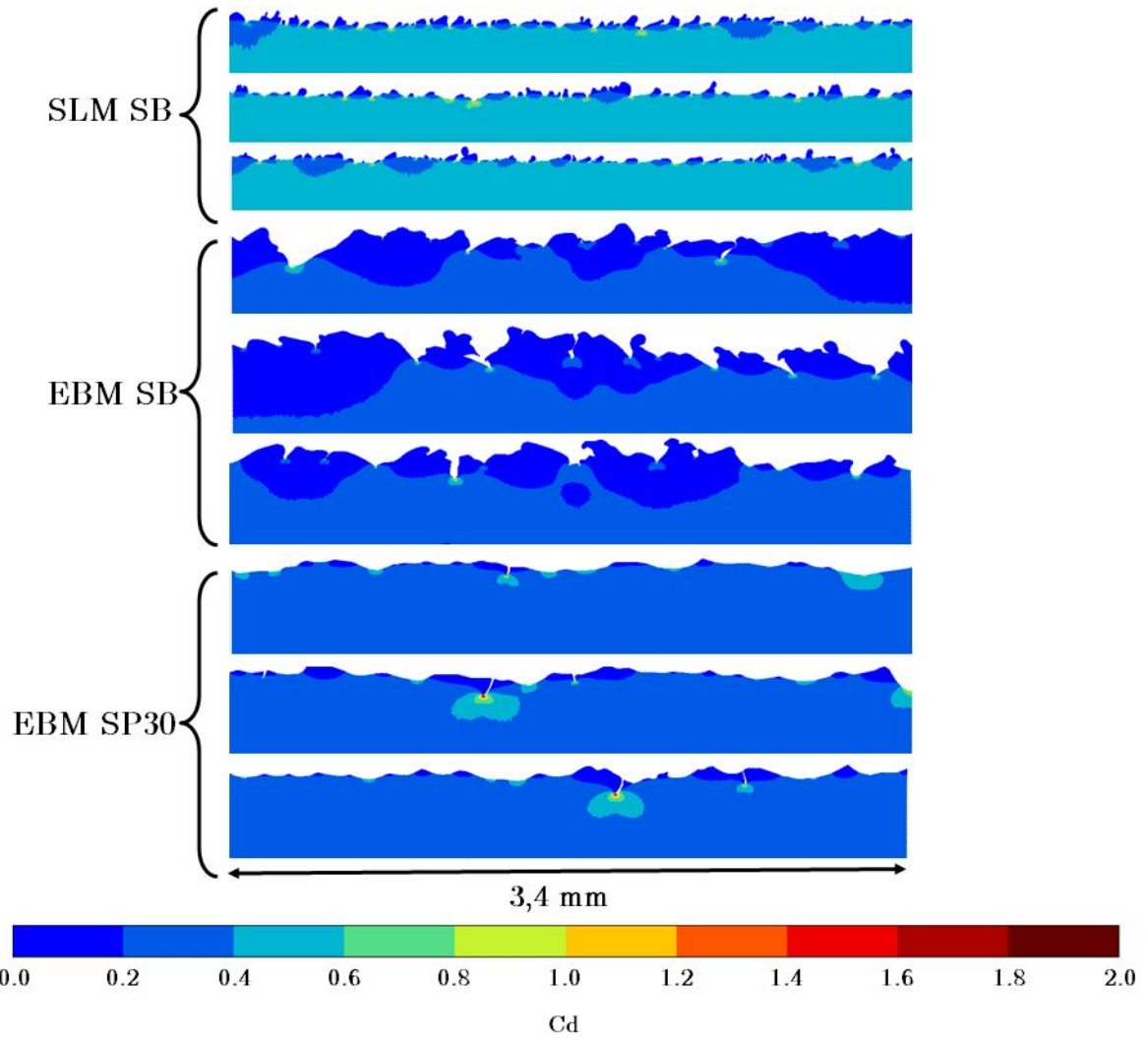


FIGURE 4.51 – Coefficient de danger (C_d) pour les surfaces SLM SB 2d, EBM SB 2d et EBM SP30 2d avec $\sigma_{11,nom} = \sigma_d$. Les calculs sont réalisés en élasticité

Chargement	Surface	Type	$\sigma_{d,exp}$	$\sigma_{d,\beta 0.5}$	$\sigma_{d,\beta 0.9}$	$\sigma_{d,\beta 0.1}$	Err (%)
Trac/comp (R=-1)	SLM SB	2d	222.5	234.9	182.0	279.5	5.6
		profilo		216.8	184.6	258.4	2.6
		tomo		203.5	152.6	294.0	8.5
	EBM SB	2d	111.25	108.7	82.7	133.3	2.27
		profilo		135.9	120.6	160.6	22.1
	SLM SP15	profilo	220.8	205.4	165.4	244.6	7.0
EBM SP30	2d	162.5	144.5	96.4	196.6	11.0	
Torsion (R=-1)	SLM SB	profilo	195.8	196.0	157.5	244.2	1.0

TABEAU 4.5 – Récapitulatif des résultats prédictifs de la procédure numérique développée

- la limite haute déterminée numériquement en égalisant $\langle FIP_{cr} \rangle_{p=0.1;SB} = \beta (\sigma_{d,\beta 0.1})$.
- l'erreur sur la prédiction numérique.

Les cas surlignés en vert correspondent aux cas où $\sigma_{d,\beta 0.9} \leq \sigma_{d,exp} \leq \sigma_{d,\beta 0.1}$. À part pour les simulations EBM SB à partir de la profilométrie, toutes les prédictions ont une erreur inférieure à 11% et la limite expérimentale est toujours située entre la limite basse et haute de la prédiction numérique. Il est également remarquable que la différence $\sigma_{d,\beta 0.1} - \sigma_{d,\beta 0.9}$ est plus faible pour les calculs issus des données profilométriques. Cela montre que la variabilité des champs de contrainte en fond d'entaille est plus réduite et cela à cause des limitations de la profilométrie et des étapes de filtrage nécessaires.

4.4 Effet de l'anisotropie élastique et de l'angle de fabrication

Les mesures des paramètres de rugosité présentées section 2.3 ont montré que, dans le cas des éprouvettes SLM SB, la rugosité dépend de l'angle de fabrication θ et qu'il y a une légère anisotropie entre les directions transverse (perpendiculaire à la direction de fabrication) et longitudinale (parallèle à la direction de fabrication). Cette section vise à déterminer si la procédure développée est sensible à ces différences de rugosité et prédit des résistances en fatigue différentes pour des directions de sollicitation et des angles de fabrication différents.

4.4.1 Sensibilité du modèle à la direction de sollicitation

Le paramètre $S_{tr} = 0.89$ mesuré à partir des données profilométriques sur les éprouvettes SLM SB indique une légère anisotropie entre la direction longitudinale et transversale. L'analyse de la fonction d'autocorrélation associée à cette surface (figure 2.44d) montre que sa décroissance est plus rapide dans la direction longitudinale que dans la direction transversale. Dans le cas où la rupture en fatigue est essentiellement contrôlée par l'état de surface, on peut donc supposer qu'une éprouvette sollicitée en traction parallèlement à la direction longitudinale a une moins bonne résistance en fatigue que lorsqu'elle est sollicitée parallèlement à la direction transversale. Ceci est mis en évidence par les travaux de Nicoletto [8] qui effectue des essais de flexion plane (R=0) sur des éprouvettes SLM SB SR (détensionnées) en Ti-6Al-4V fabriquées de façon à être sollicitées parallèlement à la direction transversale (YZ) ou à la direction longitudinale (XZ) comme cela est illustré figure 4.52. Il note à 10^5 cycles, une résistance (exprimée en contrainte maximale) en fatigue de 320 MPa pour les éprouvettes Y-Z, contre 240 MPa pour les éprouvettes Z-X (soit 25% d'écart). Cette importante différence est due, d'après l'auteur, à l'orientation plus nocive des défauts inter-couches présents dans les éprouvettes Z-X; cependant il n'est pas exclu que les différences de rugosité jouent également un rôle.

Edwards et Ramulu [3] ont testé en traction (R=-0.2) des éprouvettes plates SB de Ti-6Al-4V fabriquées par SLM. Ils montrent également qu'à 10^5 cycles la résistance en fatigue des éprouvettes

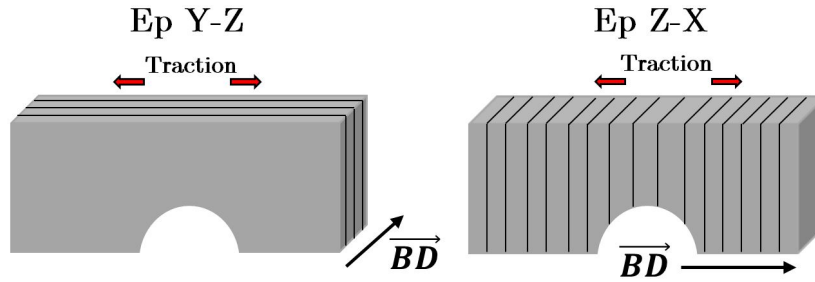


FIGURE 4.52 – Schéma de fabrication illustrant la direction de fabrication et de sollicitation des éprouvettes issues de l'étude de Nicoletto [8]

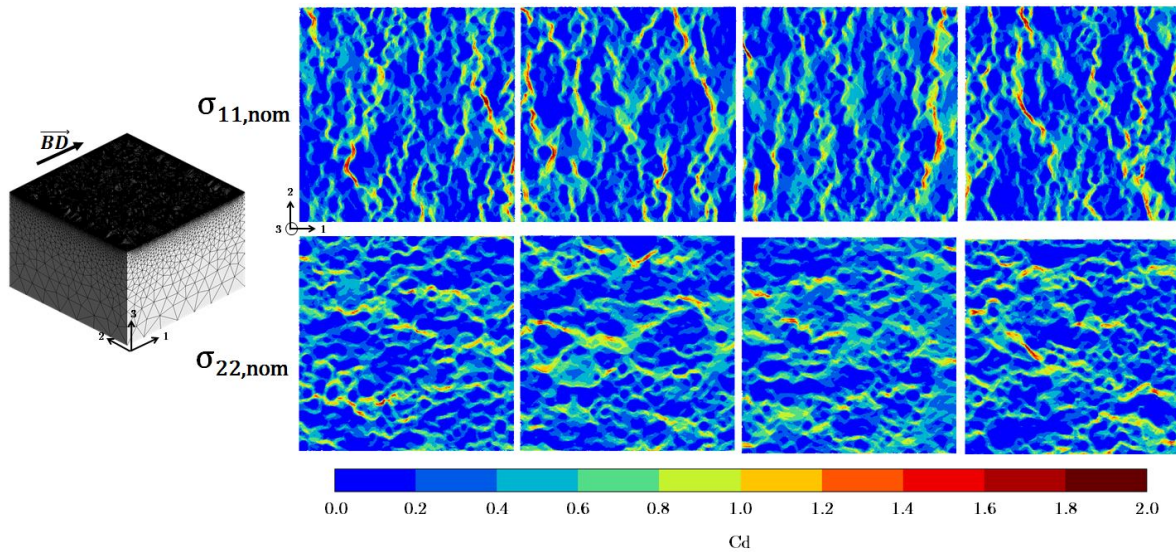


FIGURE 4.53 – Coefficient de danger (C_d) en surface de 4 volumes SLM SB issus de la profilométrie avec $\sigma_{11,nom} = 222.5\text{MPa}$ et $\sigma_{22,nom} = 222.5\text{MPa}$. Les calculs sont réalisés en élasticité

sollicitées dans une direction parallèle à la direction de fabrication est environ 15% inférieure à celle des éprouvettes sollicitées dans une direction perpendiculaire à la direction de fabrication.

Afin de vérifier si l'anisotropie mesurée affecte la prédiction de la résistance en fatigue issue de la procédure numérique, celle-ci est appliquée aux volumes SLM SB profilométriques (calculs élastiques). La contrainte nominale imposée n'est alors plus $\sigma_{11,nom}$ mais $\sigma_{22,nom} = 222.5\text{MPa}$, comme illustré figure 4.53. La limite en fatigue (à 2×10^6 cycles, prédite pour une sollicitation dans la direction transversale est de $\sigma_{d,simu,22} = 239.2\text{MPa}$ (contre $\sigma_{d,simu,11} = 216.8\text{MPa}$ dans la direction longitudinale) soit une limite environ 10% supérieure à celle calculée dans la direction longitudinale et cela avec une procédure d'extraction identique dans les 2 cas (procédure automatique). Ce résultat montre que la prédiction de la limite en fatigue est sensible à l'anisotropie mesurée (même si elle est relativement faible). Bien que difficile à comparer avec les résultats de la littérature où l'anisotropie mesurée sur la résistance en fatigue est une combinaison d'une anisotropie de microstructure, et contraintes résiduelles, de formes de défauts et de rugosité, cette prédiction est encourageante et montre par le calcul ce que l'on pouvait supposer en observant les surfaces brutes dans différents plans de coupe (figures 2.41a et 2.41b) : du point de vue de la fatigue, il est plus nocif de solliciter une pièce en traction dans une direction parallèle à sa direction de fabrication que dans une direction perpendiculaire.

4.4.2 Sensibilité du modèle à l'angle de fabrication

Afin de contrôler la sensibilité de la procédure à l'angle de fabrication, celle-ci est appliquée à une surface *downskin* et *upskin* fabriquée telle que $\theta = 40^\circ$ et capturées par profilométrie. Un des

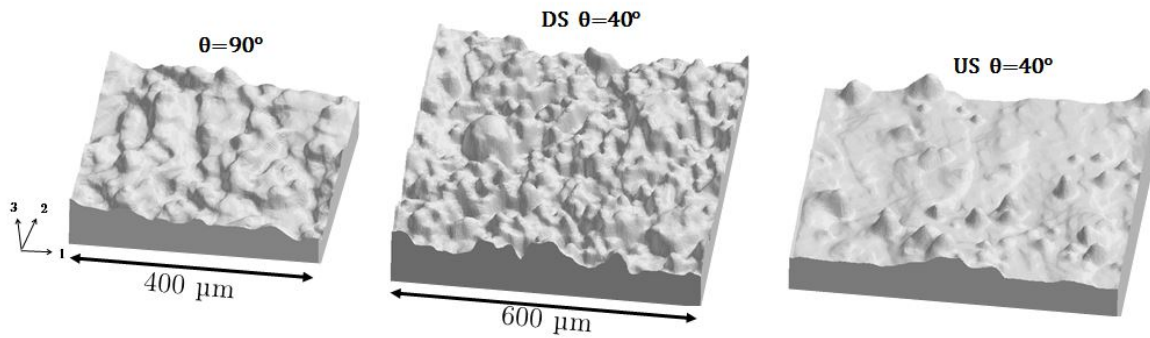


FIGURE 4.54 – Volumes utilisés pour la procédure numérique avec $\theta = 40^\circ$ comparé à une partie d'un des volumes utilisé pour la procédure avec $\theta = 90^\circ$

Surface	90° longi	90° trans	40° DS longi	40° US longi
$\sigma_{d,\beta 0.5}$ MPa	216.8	239.2	188.1	274.7

TABLEAU 4.6 – Résultats de la procédure numérique appliquée à des surfaces SLM SB capturées par profilométrie

volumes utilisés pour les calculs est présenté figure 4.54. Les valeurs en surface de C_d obtenues pour les différentes surfaces en imposant $\sigma_{11,nom} = 222.5\text{MPa}$ sont présentées figure 4.55. Il est observable que les valeurs maximales du coefficient de danger (ici local) sont plus importantes sur la surface *downskin*, et plus faibles sur la surface *upskin* que celle à 90° et cela pour une même contrainte appliquée. La procédure d'extraction est la même dans les trois cas (automatique avec $d_{seuil} = 300\mu\text{m}$) et les distributions des valeurs extrêmes du $\langle FIP_{cr} \rangle$ sont présentées figure 4.56. Ces distributions montrent que du point de vue du paramètre indicateur de fatigue utilisé, la surface $\theta = 40^\circ$ DS est la plus nocive et la surface $\theta = 40^\circ$ US est la moins nocive. Les résultats prédictifs de la méthodologie pour ces différentes surfaces sont présentés tableau 4.6. Ces résultats semblent cohérents avec les mesures de rugosité et démontrent le potentiel de la procédure numérique développée. Cependant, aucune étude ne montre à ce jour l'impact de l'angle de fabrication sur la résistance en fatigue d'éprouvettes SLM SB et CIC.

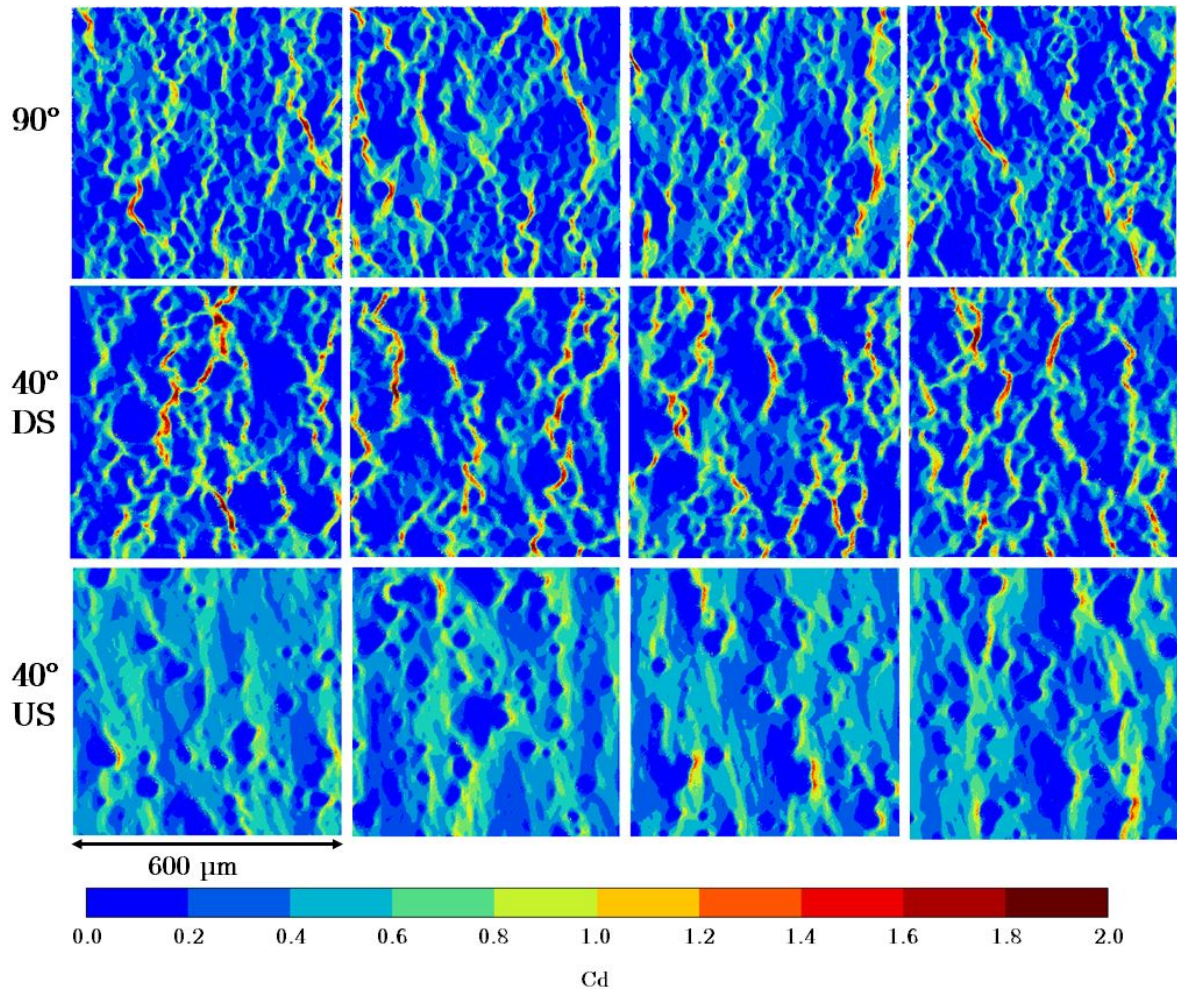


FIGURE 4.55 – Coefficient de danger (C_d) en surface d'éprouvettes SLM SB issues de la profilométrie avec $\sigma_{11,nom} = 222.5\text{MPa}$. Les calculs sont réalisés en élasticité

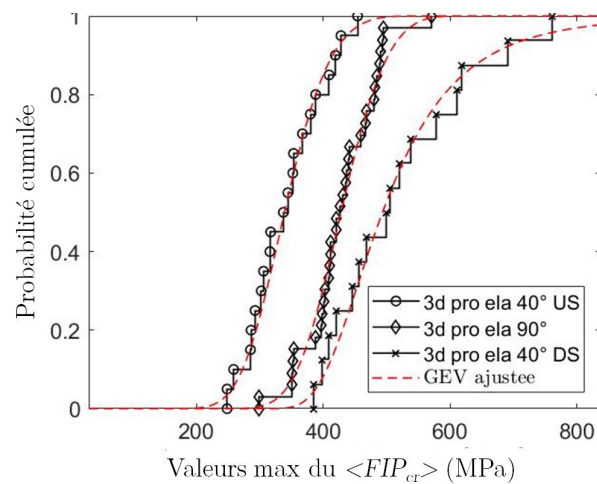


FIGURE 4.56 – Distribution des valeurs extrêmes du $\langle FIP_{cr} \rangle$ avec $\sigma_{11,nom} = 222.5\text{MPa}$ pour les surfaces SLM SB $\theta = 90^\circ$; $\theta = 40^\circ$ US; $\theta = 40^\circ$ DS. Les calculs sont réalisés en élasticité

4.5 Conclusion

Une procédure numérique permettant de prendre en compte l'effet de la rugosité sur la résistance en fatigue a été développée. À partir de scans profilométriques, tomographiques et de coupes 2D, des maillages visant à reproduire la géométrie réelle de la surface sont construits. Les champs de contraintes sont calculés et sont liés à une résistance en fatigue par l'intermédiaire du paramètre indicateur de fatigue. Ce paramètre permet de prendre en compte l'effet du gradient associé aux entailles (PMV) et le fait que plusieurs entailles sont susceptibles d'entraîner l'amorçage (distribution de valeurs extrêmes). La procédure permet de prédire judicieusement la limite en fatigue en traction/compression d'éprouvettes SLM SB, EBM SB, SLM SP15 et EBM SP30 ainsi qu'en torsion $R=-1$ d'éprouvettes SLM SB. Elle nécessite cependant que la morphologie des défauts capturés corresponde aux défauts observés sur les faciès d'amorçage. De plus, un nombre suffisant de défauts critiques doit être modélisé afin de construire la distribution de valeurs extrêmes. Cette procédure est sensible à l'anisotropie de rugosité mesurée sur les surfaces SLM SB ainsi qu'à l'angle de fabrication θ et donc prédit pour ces surfaces des limites en fatigue différentes pour des directions de sollicitations différentes ou des angles de fabrication différents.

Enfin les calculs des champs de contrainte ont permis de mettre en évidence des distributions de contrainte en fond d'entaille affectées sur des longueurs du même ordre de grandeur que les fissures non propageantes (pour les surfaces SLM SB, entre 2 et $15\mu\text{m}$), la notion de matière "inefficace" et des déformations plastiques très localisées en fond d'entaille. Tout cela permet d'assurer la cohérence des calculs numériques avec les résultats expérimentaux.

Références

- [1] 2009, «Gmsh : a three-dimensional finite element mesh generator with built-in pre-and post-processing facilities», *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 79(11), vol. 0, p. 1309–1331. 145
- [2] CROSSLAND, B. 1956, «Effect of large hydrostatic pressures on the torsional fatigue strength of an alloy steel», dans *International conference on fatigue of metals*, p. 12. 148
- [3] EDWARDS, P. et M. RAMULU. 2014, «Fatigue performance evaluation of selective laser melted Ti-6Al-4V», *Materials Science and Engineering A*, vol. 598, p. 327–337. 180
- [4] EL HADDAD, M. H., N. E. DOWLING, T. H. TOPPER et K. N. SMITH. 1980, «J integral applications for short fatigue cracks at notches», *International Journal of Fracture*, vol. 16, n° 1, p. 15–30. 151
- [5] HOR, A., N. SAINTIER, C. ROBERT, T. PALIN-LUC et F. MOREL. 2014, «Statistical assessment of multiaxial HCF criteria at the grain scale», *International Journal of Fatigue*, vol. 67, p. 151–158. xii, 154
- [6] LANNING, D. B., T. NICHOLAS et G. K. HARITOS. 2005, «On the use of critical distance theories for the prediction of the high cycle fatigue limit stress in notched Ti – 6Al – 4V 5», vol. 27, p. 45–57. 150
- [7] MISSOUM-BENZIANE, D., V. CHIARUTTINI, J.-D. GARAUD, F. FEYEL, R. FOERCH, N. OSIPOV, S. QUILICI, J. RANNOU, A. ROOS et D. RYCKELYNCK. 2011, «Z-set / ZeBuLoN : une suite logicielle pour la mécanique des matériaux et le calcul de structures», dans *10e colloque national en calcul des structures*, hal, Giens, p. 1–8. 147
- [8] NICOLETTO, G. 2017, «Anisotropic high cycle fatigue behavior of Ti-6Al-4V obtained by powder bed laser fusion», *International Journal of Fatigue*, vol. 94, n° April, p. 255–262. xiii, 180, 181

- [9] PERSENOT, T., A. BURR, G. MARTIN, J. Y. BUFFIERE, R. DENDIEVEL et E. MAIRE. 2019, «Effect of build orientation on the fatigue properties of as-built Electron Beam Melted Ti-6Al-4V alloy», *International Journal of Fatigue*, vol. 118, p. 65–76. [157](#)
- [10] SUARD, M. 2015, *Caractérisation et optimisation de structures treillis fabriquées par EBM*, thèse de doctorat, Université Grenoble Alpes. [161](#)
- [11] SUSMEL, L. et D. TAYLOR. 2007, «A novel formulation of the theory of critical distances to estimate lifetime of notched components in the medium-cycle fatigue regime», *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 30, n° 7, p. 567–581. [153](#)
- [12] SUSMEL, L. et D. TAYLOR. 2008, «The modified Wöhler curve method applied along with the theory of critical distances to estimate finite life of notched components subjected to complex multiaxial loading paths», *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 31, n° 12, p. 1047–1064.
- [13] SUSMEL, L. et D. TAYLOR. 2010, «An Elasto-Plastic Reformulation of the Theory of Critical Distances to Estimate Lifetime of Notched Components Failing in the Low/Medium-Cycle Fatigue Regime», *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 132, n° 2, p. 021 002. [153](#)

Conclusion générale

Acquis

Ce travail de thèse né dans le cadre du projet **FUTURPROD** a pour objectif d'améliorer la compréhension du comportement en fatigue des pièces de Ti-6Al-4V obtenues par fusion sur lit de poudre. Celles-ci étant presque systématiquement traitées par détensionnement et CIC par les industriels du secteur aéronautique, le choix a été fait de se concentrer sur l'effet de la rugosité sur la résistance en fatigue.

Dans un premier temps, la morphologie des pièces de Ti-6Al-4V obtenues par SLM et EBM puis traitées par CIC a été finement étudiée. La microstructure composée de lamelles α d'environ $2\mu\text{m}$ de largeur séparées par un liseré de phase β a été observée à cœur et en surface. Les analyses EBSD ont montré que la phase α était très peu texturée malgré une ex-phase β texturée, et que la morphologie des ex-grains β dépendait de la stratégie de lasage et était donc différente à cœur et en surface. La rugosité des pièces fabriquées verticalement par SLM, EBM avec et sans polissage chimique a été caractérisée au travers de différents paramètres et grâce à différentes méthodes d'acquisition de la surface. Globalement, la surface des pièces brutes EBM présente des écarts aperiodiques et une rugosité deux fois supérieure à celle des pièces brutes SLM (en matière de R_a ou S_a). Le polissage chimique permet systématiquement de diminuer le R_a mais pas nécessairement de réduire la profondeur maximale par rapport à la ligne moyenne (R_v). La profilométrie optique permet de privilégier la représentativité de l'échantillon au détriment de la description précise de la morphologie. L'inverse est vrai pour l'observation de coupes 2D. Enfin, l'évolution de la rugosité en fonction de l'angle de fabrication d'éprouvettes SLM a été caractérisée.

L'influence de l'état de surface sur la résistance en fatigue a ensuite été caractérisée en effectuant des essais de fatigue sur éprouvettes surface brute, surface polie chimiquement et surface usinée. Les essais de traction ($R=-1$) et de torsion ($R=-1$) ont montré un abattement important de la résistance en fatigue du fait d'entailles situées en surface pour les éprouvettes brutes SLM ou de défauts surfaciques "notch-like" pour les éprouvettes brutes EBM respectivement. Bien que le polissage chimique permette de réduire le R_a , il n'améliore pas nécessairement la résistance en fatigue, la rupture ayant lieu à partir d'entailles dont la profondeur n'a pas toujours été réduite par le polissage. À la lueur de ces résultats, R_v semble être un paramètre surfacique qu'il est possible de corrélérer à la limite en fatigue obtenue sous chargement de traction uniaxiale ($R=-1$). Des essais complémentaires ont permis d'observer, en surface d'éprouvettes brutes SLM, des fissures non propageantes de 2 à $15\mu\text{m}$ de longueur initiées en fond d'entaille qui témoignent des forts gradients de contrainte. Ces derniers ont également été mis en évidence grâce à des mesures de désorientation intra-grains. En effet les mesures de KAM après essai de fatigue ont révélé la présence de zones plastiques confinées en fond d'entaille.

Au regard de ces observations, une procédure numérique visant à prédire l'effet de la rugosité sur la résistance en fatigue a été développée. Des calculs éléments finis sont conduits sur des maillages construits à partir de différentes méthodes d'acquisition de la surface des éprouvettes. Ils mettent en évidence la notion de matière "inefficace", les forts gradients de contrainte

et le confinement des zones plastiques. Un paramètre indicateur de fatigue intégrant les forts gradients de contrainte et les multiples sites potentiels d'amorçage via respectivement une prise de moyenne volumique et une distribution de valeurs extrêmes, est établi. Ce dernier permet de correctement prendre en compte l'effet de la rugosité sur la résistance en fatigue entre 300 000 et 2×10^6 cycles d'éprouvettes SLM et EBM, brutes ou polies, sous chargement de traction/compression et de torsion. En dessous de 300 000 cycles, l'intégration de la déformation plastique dans le critère de fatigue est nécessaire afin d'améliorer la précision du modèle. Enfin la sensibilité de la procédure à l'anisotropie des surfaces brutes obtenues par SLM et à l'angle de fabrication est testée. Les résultats très encourageants obtenus sont cohérents avec les observations expérimentales faites dans la littérature et montrent le potentiel de la méthodologie.

Les nouveaux résultats expérimentaux et numériques développés dans cette thèse permettent une meilleure compréhension des mécanismes d'amorçage en surface d'éprouvettes à forte rugosité. Cependant, de nombreuses investigations restent nécessaires afin notamment de comprendre à des échelles plus fines, les paramètres moteurs de l'amorçage et d'étendre le domaine de validité de la démarche numérique à d'autres états de surface, d'autres chargements et éventuellement d'autres matériaux.

Prolongement et perspectives

Application étendue de la méthodologie numérique

Nouveaux chargements multiaxiaux

Si la méthodologie numérique développée a été appliquée avec succès à de nombreuses surfaces, seuls les cas de chargement de traction/compression et de torsion ont été réalisés. Les pièces en conditions réelles étant soumises à une grande variété de chargements, il est important d'investiguer l'effet de la rugosité dans ces conditions par des essais de fatigue multiaxiaux comme de la traction/torsion combinée et de vérifier si la procédure numérique permet, là encore, une prédiction judicieuse.

Ensemble des angles de fabrication

L'application de la procédure aux surfaces *upskin* et *downskin* ayant un angle de fabrication $\theta=40^\circ$ a donné des résultats très encourageants. Il serait intéressant de réaliser la prédiction de la résistance en fatigue à partir des scans des surfaces fabriquées à $\theta=50;60;70;80^\circ$ et notamment de voir si la plus faible rugosité mesurée des surfaces *downskin* fabriquées à 70 et 80° que celles des surfaces fabriquées à 90° se traduit numériquement par une meilleure résistance en fatigue. Ceci pourrait indiquer à terme le besoin d'optimiser les pièces et leur positionnement dans l'enceinte de fabrication afin que les zones les plus sollicitées soient fabriquées avec un angle optimal (par exemple 80°).

Prise en compte de la déformation plastique

Prendre en compte la déformation plastique pour des nombres de cycles inférieurs à 300 000 est nécessaire afin d'augmenter la précision de la prédiction. Pour ce faire, une piste pourrait consister à utiliser une loi de type Manson-Coffin [1, 2] permettant de lier le nombre de cycles à l'amplitude de la déformation et ainsi d'ajuster, pour chaque niveau de contrainte, le nombre de cycles correspondant à partir des valeurs de déformation calculées. L'impact schématique de cette approche est illustré figure 4.57.

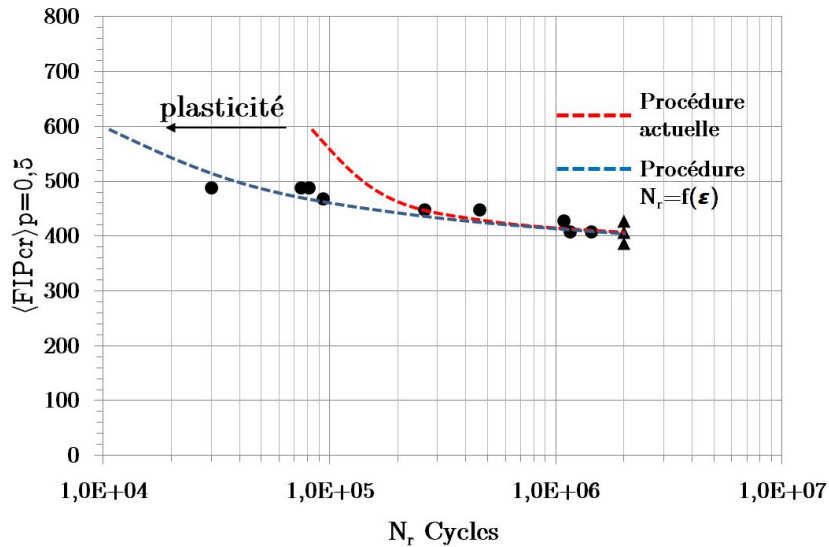


FIGURE 4.57 – Impact schématique de l'utilisation d'une loi de type Manson-Coffin pour unifier les résultats simulés et expérimentaux en dessous de 300 000 cycles

Limites de la méthodologie

Il est remarquable que la procédure numérique proposée n'intègre pas d'effet de taille. En effet, dès lors que l'échantillon de surface capturée est suffisamment grand pour permettre l'extraction après calcul, d'au moins 20 valeurs extrêmes, la procédure est applicable sans que les dimensions totales de la pièce soient prises en compte. Du fait du grand nombre de défauts susceptibles d'entraîner l'amorçage en surface, cet effet de taille est très vite saturé. Cependant, il serait intéressant d'effectuer des essais de fatigue sur des éprouvettes SLM (et EBM) surface brute, dont la taille de la zone utile est progressivement réduite, afin d'observer à partir de quelles dimensions un effet de taille (liée uniquement à un plus faible nombre d'entailles sollicitées) est mesurable.

La méthodologie a été appliquée avec succès à des surfaces polies chimiquement mais présentant tout de même des entailles engendrant de forts gradients de contrainte. Mais permet-elle de prédire la résistance en fatigue de surfaces ayant une rugosité bien moindre et ne présentant pas d'entailles nocives? Pour l'auteur, la prise de moyenne volumique n'a de sens que si les défauts à l'origine de l'amorçage engendrent une concentration de contrainte $K_t \geq K_t^*$ et sont alors susceptibles d'entraîner l'amorçage de fissures non propageantes. Dans le cas contraire, la prédiction de la rupture à partir d'un paramètre intégrant une prise de moyenne volumique entraînerait une sous-estimation de l'abatement de la résistance en fatigue. La détermination de ce seuil K_t^* n'est pas chose aisée puisqu'il dépend, tout comme la distance critique, du matériau, de sa microstructure, du chargement et traduit une sensibilité à l'effet d'entaille. Un important effort de recherche est nécessaire afin de comprendre plus précisément quelles sont les grandeurs physiques affectant cette sensibilité au défaut q (définie équation 1.28), afin de proposer une théorie valable pour différents chargements et différentes microstructures. La capacité de la microstructure à accommoder la déformation plastique, la valeur de la contrainte nominale de Von Mises imposée par rapport à la limite élastique du matériau, le taux de triaxialité du chargement imposé et la morphologie du défaut sont autant de paramètres qu'il serait intéressant d'inspecter en vue de proposer une telle théorie.

Compétition rugosité/microstructure

Si l'on continuait de polir jusqu'à obtenir une surface quasi-lisse, l'amorçage n'aurait plus nécessairement lieu à partir d'une entaille, mais à partir d'une hétérogénéité microstructurale (joint de grain ou bande de glissement persistante par exemple). À ce stade, améliorer encore l'état de

surface n'aurait alors pas d'impact sur la résistance en fatigue [5]. Il serait donc intéressant d'étudier la compétition sur l'amorçage entre la surface et la microstructure en fatigue multiaxiale. Si la compétition défaut surfacique/microstructure constitue déjà un sujet d'étude (cf les travaux de Morel, Saintier et Nadot [3, 4]), la combinaison de la variabilité des entailles à la variabilité de la microstructure constituerait un travail aussi original qu'intéressant. Dans le cadre de cette thèse, une telle étude a été initiée, notamment en développant un outil permettant la génération de Voronoï dans un volume quelconque (une brève introduction à la plasticité cristalline est présentée en annexe). Des premiers calculs conduits en élasticité anisotrope sur des surfaces SLM brutes, SLM polies 30min et SLM lisse ont été lancés. Les maillages des surfaces sont visibles figures 4.58a, 4.58b et 4.58c.

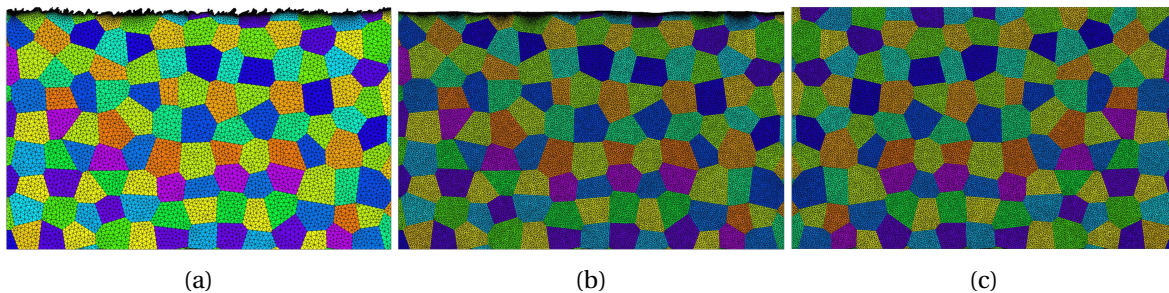


FIGURE 4.58 – Maillage d'une surface SLM brute (a) ; SLM polie 30min (b) ; SLM lisse (c)

Les premiers résultats présentés figure 4.59 montrent que pour un chargement imposé $\sigma_{11,nom} = \sigma_d$, à mesure que la rugosité diminue, l'importance de l'anisotropie élastique dans la localisation de l'amorçage (ici retranscrit à travers la contrainte équivalente de Von Mises) augmente. Ceux-ci sont encourageants et montrent qu'une étude numérique rigoureuse permettrait peut-être, de mieux décrire la compétition sur l'amorçage en fatigue entre la rugosité et la microstructure.

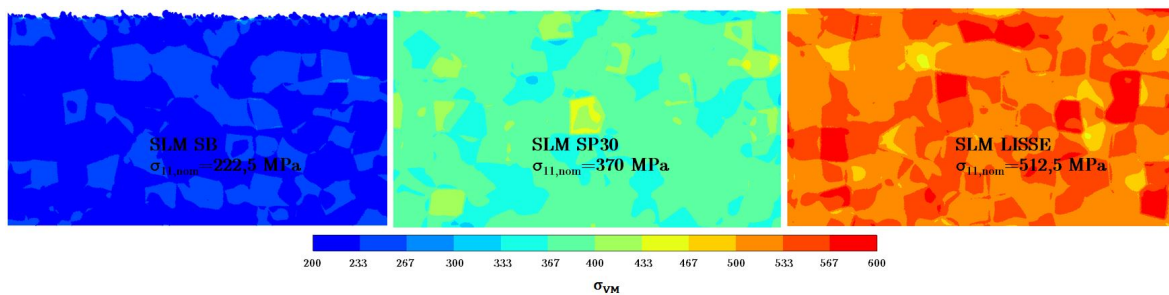


FIGURE 4.59 – Cartographie de la contrainte équivalente de Von Mises pour une surface SLM brute, polie 30min et lisse, pour une contrainte nominale appliquée $\sigma_{11,nom} = \sigma_d$.

Références

- [1] COFFIN, L. 1954, «A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal», . 188
- [2] MANSON, S. S. 1953, «Behavior Of Materials Under Conditions Of Thermal Stress», cahier de recherche. 188
- [3] MOREL, F, R. GUERCHAIS et N. SAINTIER. 2015, «Competition between microstructure and defect in multiaxial high cycle fatigue», *Frattura ed Integrità Strutturale*. 190
- [4] NADOT, Y., C. NADOT-MARTIN, A. DRAGON et M. VINCENT. 2017, «Competition between surface defect and grain size under fatigue loading-ARMCO iron», dans *Procedia Structural Integrity*. 190

- [5] NOVOVIC, D., R. C. DEWES, D. K. ASPINWALL, W. VOICE et P. BOWEN. 2004, «The effect of machined topography and integrity on fatigue life», *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 44, n° 2-3, p. 125–134. [190](#)

Annexe A

Annexes

A.1 Étude de convergence du maillage

L'étude de convergence du maillage a pour objectif de déterminer la finesse du maillage en surface et le dégrossissement (c'est-à-dire la vitesse d'augmentation de la taille des éléments à mesure que l'on s'éloigne de la surface) minimales, permettant d'obtenir des valeurs stabilisées du paramètre indicateur de fatigue considéré dans l'étude. Pour ce faire, des calculs de traction sont réalisés sur un volume construit à partir des données issues de la profilométrie. Le maillage du volume est, pour chacun des calculs, progressivement affiné (figure A.1). Les valeurs maximales du $FIP_{cr}(M)$ et du $\langle FIP_{cr}(M) \rangle$ sont extraites afin de déterminer le nombre d'éléments nécessaires à leur convergence. La figure A.2 montre que la configuration de maillage dénombrant 81289 éléments est suffisante pour que la valeur locale et non locale du FIP_{cr} convergent (à 1% près). Cette finesse de maillage est utilisée pour les calculs réalisés à partir des données issues de la profilométrie.

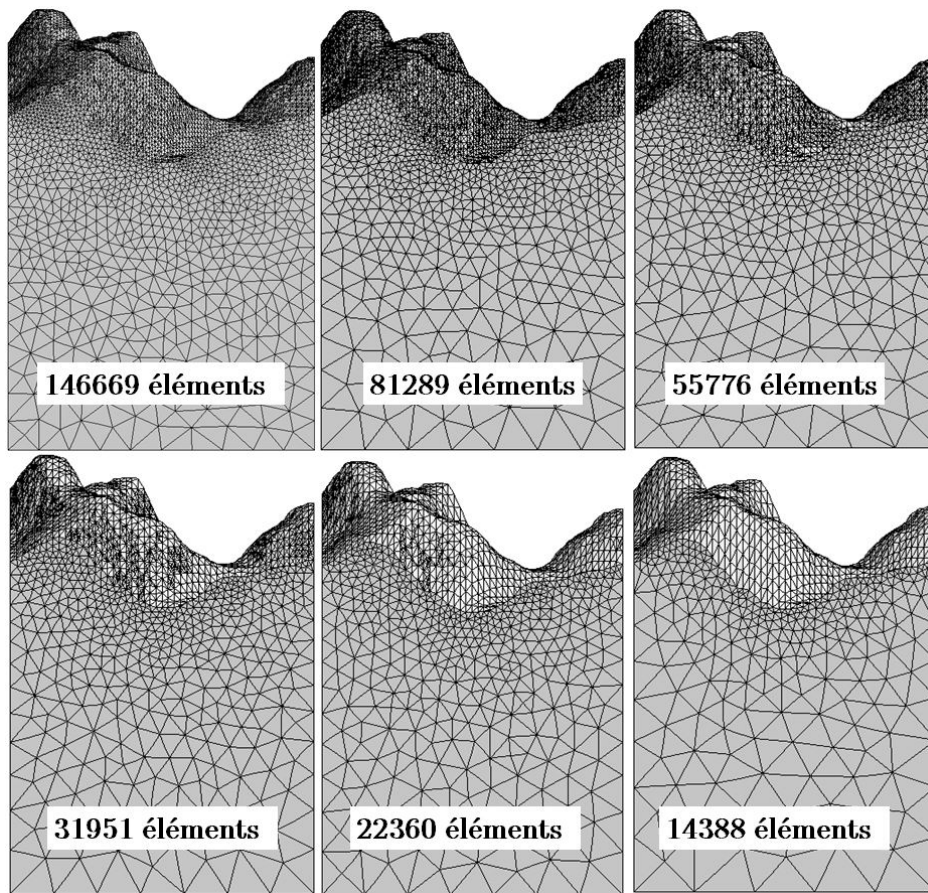
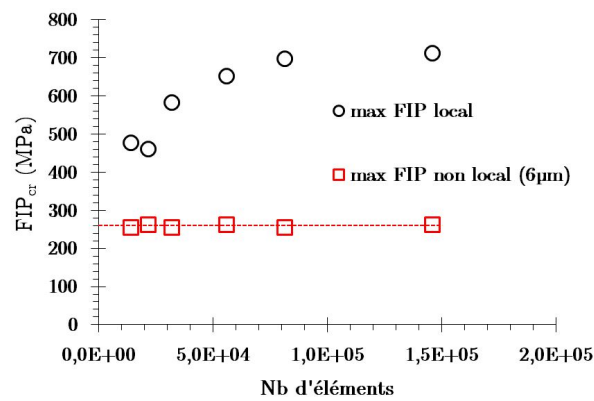


FIGURE A.1 – Maillage d'un volume issu des données de profilométrie

FIGURE A.2 – Valeur maximale du $FIP_{cr}(M)$ et du $\langle FIP_{cr}(M) \rangle$ en fonction du nombre d'éléments du maillage

A.2 Plasticité Cristalline

A l'échelle du monocristal, les mécanismes cristallographiques de déformation (glissement des dislocations, clivage, transformation martensitique) dépendent de la direction de sollicitation. Le monocristal est donc par nature anisotrope. Si à l'échelle du polycristal, le comportement mécanique macroscopique est souvent établi comme étant homogène isotrope, de nombreuses hétérogénéités du champ de déformation existent à l'échelle de la microstructure. Les modèles traditionnels macroscopiques n'étant pas capables de capturer ces mécanismes très locaux, des modèles de plasticité cristalline ont été introduits afin de rendre compte des mécanismes de déformation à l'échelle du cristal. L'amorçage de fissures en fatigue à grand nombre de cycles résultant de déformations plastiques très localisées, il semble judicieux d'utiliser un modèle de plasticité cristalline afin de le prédire [6]. Les modèles de comportement en plasticité cristalline existent actuellement sous deux formes :

- les modèles monocristallins : Utilisés pour décrire le comportement de matériaux monocristallin ou comme modèle élémentaire de grains constitutifs des agrégats polycristallins.
- les modèles polycristallins : Adaptés pour décrire le comportement de matériaux polycristallins ceux-ci peuvent utiliser une méthode d'homogénéisation (ou méthode à champ moyen) permettant la transition entre l'échelle mésoscopique et macroscopique ou une méthode sans homogénéisation imposant des conditions de continuité du déplacement aux joints de grains. Cette dernière méthode (sans homogénéisation) nécessite une puissance de calcul supérieure mais permet de mieux caractériser les phénomènes de localisation de la déformation.

A.2.1 Modèle monocristallin

Il existe principalement deux types de modèle monocristallin : les modèles dits «quasi-physiques» dans lesquels les variables internes sont fondées sur les densités de dislocations. Les modèles de Tabourot [12] et Déprés [2] en sont des exemples. Ceux-ci permettent d'établir un lien robuste avec la physique (car les lois de comportement sont liées à une densité de dislocation) mais la détermination des paramètres matériaux nécessitent des mesures très complexes et ces modèles ne permettent pas toujours de couvrir les chargements cycliques. Les modèles dits « phénoménologiques » fondés sur des variables internes d'écrouissage. Les modèles de Pierce [9] et Meric et Cailletaud [8] en sont des exemples. Ces modèles peuvent être adaptés à des chargements cycliques complexes et sont relativement simples d'utilisation car les paramètres matériaux sont obtenus par identification inverse. Ces derniers étant utilisés dans cette étude, ils sont présentés en détails.

A.2.1.1 Bases cinétiques

Ces modèles sont pour la plupart fondés sur le formalisme développé par Asaro et Rice [1]. La cinématique d'une déformation isotherme décrit le procédé de déformation d'un cristal initialement parfait (état initial) à un état déformé (ou final) par l'application de forces ou de déplacements extérieurs pendant une certaine durée. Le champ de position final est lié au champ de position initial par la matrice du gradient de déformation totale \mathbf{F} . Il est possible de décomposer \mathbf{F} en deux termes :

$$\mathbf{F} = \mathbf{F}_e \mathbf{F}_p \quad (\text{A.1})$$

Où \mathbf{F}_e correspond au gradient de déformation élastique (réponse réversible du cristal ou rotation de corps rigide), et \mathbf{F}_p au gradient de déformation plastique (déformation irréversible qui

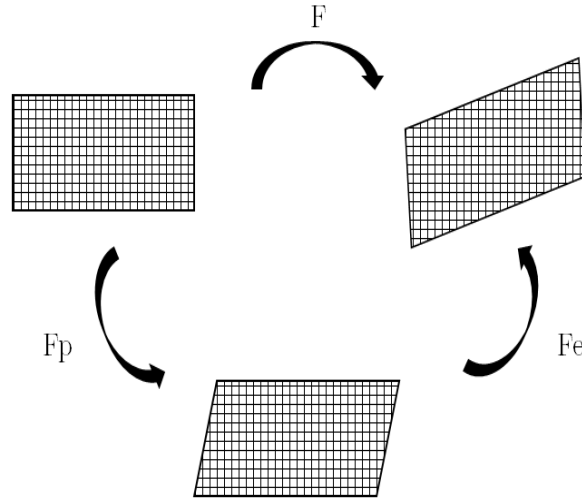


FIGURE A.3 – Décomposition du gradient de déformation totale

persiste lorsque tous les déplacements et forces extérieurs appliqués au cristal sont retirés). Le passage de l'état initial à un état intermédiaire par F_p conduit donc à une configuration où le cristal reste parfait (ceci implique que les dislocations induisant le changement de forme soient toutes situées en périphéries du cristal) et est libre de toute contrainte externe. Le mouvement collectif des dislocations sur chaque système de glissement s entraîne une quantité de glissement plastique γ^s qu'il est possible de lier à la déformation plastique totale :

$$\dot{\mathbf{F}}_p \cdot \mathbf{F}_p^{-1} = \sum_{s=1}^N \dot{\gamma}^s (\mathbf{m}^s \otimes \mathbf{n}^s) \quad (\text{A.2})$$

où $\dot{\gamma}^s$ est la vitesse (ou taux) de déformation plastique sur le système de glissement s , \mathbf{m}^s est la direction de glissement normée ($\vec{b} \div \|\vec{b}\|$) et \mathbf{n}^s la normale au plan de glissement. En négligeant les termes du second ordre il vient :

$$\dot{\boldsymbol{\epsilon}}_p = \frac{1}{2} \sum_{s=1}^N \dot{\gamma}^s (\mathbf{m}^s \otimes \mathbf{n}^s + \mathbf{n}^s \otimes \mathbf{m}^s) \quad (\text{A.3})$$

La vitesse de déformation plastique du cristal est égale à la somme des vitesses de déformation plastique sur l'ensemble des systèmes de glissement du cristal. Ceci implique que le glissement des dislocations soit le seul mécanisme de déformation plastique et que les déformations soient petites (termes du second ordre négligés).

A.2.1.2 Modèles phénoménologiques

Les modèles phénoménologiques utilisent principalement la cission résolue critique comme variable d'état pour chaque système de glissement. Le taux de cisaillement sur chaque système de glissement est alors une fonction de la cission résolue et de la cission résolue critique. C'est le cas du modèle de Méric et Cailletaud [7, 8] qui présente le formalisme suivant :

$$\dot{\gamma}^s = \left\langle \frac{|\tau^s - x^s| - r^s}{K} \right\rangle^n \text{signe}(\tau^s - x^s) \text{ avec } \langle x \rangle = \begin{cases} x & \text{si } x \geq 0 \\ 0 & \text{si } x \leq 0 \end{cases} \quad (\text{A.4})$$

où n et K sont des paramètres matériaux (respectivement la sensibilité à la vitesse de déformation et la consistance du matériau), x^s traduit l'écroissage cinématique sur le système de glissement s et r^s l'écroissage isotrope.

Écrouissage cinématique L'évolution de l'écrouissage cinématique est souvent donnée par une loi non-linéaire de type Armstrong-Frederick [4] :

$$x^s = c\alpha^s \quad (\text{A.5})$$

$$\dot{\alpha}^s = \dot{\gamma}^s - d\alpha^s \dot{v}^s \quad (\text{A.6})$$

où d et c/d sont les paramètres décrivant respectivement la vitesse d'écrouissage cinématique et la capacité. v^s est comparable à la déformation plastique cumulée sur le système s de sorte que :

$$\dot{v}^s = |\dot{\gamma}^s| \quad (\text{A.7})$$

Le terme d'écrouissage cinématique représente les facteurs de résistance au glissement qui peuvent être outrepassées par des effets thermiques (montée des dislocations).

Écrouissage isotrope

$$r^s = \tau_0 + Q \sum_{r=1}^N h_{sr} (1 - e^{bv^r}) \quad (\text{A.8})$$

où τ_0 est la cission résolue critique initiale, b et Q sont la capacité et la vitesse d'écrouissage isotrope respectivement et \underline{h} est la matrice d'interaction. Celle-ci a pour fonction de capturer les interactions micromécaniques entre les différents systèmes de glissement. Le terme d'écrouissage isotrope peut être vu comme la résistance au glissement des dislocations provenant de mécanismes de durcissement athermiques associés à une augmentation de la densité de dislocation. Le terme $1 - e^{bv^r}$ s'apparente à une densité de dislocation et permet en cela de lier l'approche quasi-physique à l'approche phénoménologique [3]. Cette formulation est la plus fréquemment employée pour les modèles de plasticité cristalline éléments finis (ou CPFE) bien qu'elle souffre d'un manque de fondement physique puisque l'état du cristal n'est décrit qu'à travers sa scission résolue critique τ_c et non à partir d'une population de défaut.

A.2.2 Modèle polycristallin

Comme évoqué précédemment, les modèles polycristallins peuvent utiliser ou non des méthodes d'homogénéisation. Si ces méthodes d'homogénéisation sont très utiles lorsque le modèle vise à prédire la texture du matériau, leur utilisation ne permet pas d'accéder aux champs mécaniques locaux (car l'ensemble des grains de même orientation sont rassemblés en une phase) et pour cette raison, seul le fonctionnement des méthodes n'utilisant pas d'homogénéisation est développé ici.

A.2.2.1 Principe général

Le calcul d'agrégats polycristallins est rendu possible en attribuant à chaque grain un modèle monocristallin et une orientation cristallographique. A la frontière entre deux grains, symbolisant le joint de grain, des conditions de continuité du déplacement et du vecteur traction sont imposées. Les différences d'orientation cristalline (notamment entre deux grains voisins) conduisent à la formation d'un champ de contrainte et de déplacement complexe et hétérogène [11].

A.2.2.2 Création de l'agrégat

Afin que le modèle numérique soit conforme au matériau expérimental, il est nécessaire de créer une représentation tridimensionnelle de la microstructure réelle. La méthode la plus courante consiste à créer un pavage de Voronoï qui constitue une bonne modélisation de grains issus de la solidification (Figure : A.4). À chaque grain est ensuite attribuée une orientation cristalline

en veillant à ce que la texture globale et locale soit respectée. La Diffraction aux rayons X et l'EBSD sont des techniques d'analyses permettant d'accéder respectivement à la texture globale et à la distribution d'orientation locale 2d. Elles permettent d'assurer (en 2d) l'obtention d'un modèle initial conforme au matériau réel. Le nombre de grains à simuler afin d'avoir un agrégat représentatif du matériau dépend de nombreux paramètres comme la texture, le nombre de systèmes de glissement considéré dans le modèle monocristallin, les conditions aux limites appliquées... D'après certains auteurs, une trentaine de grains semblent suffisants afin d'atteindre un comportement homogénéisé du polycristal [10].

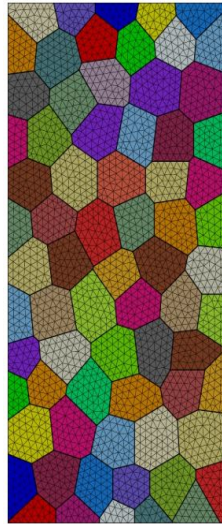


FIGURE A.4 – Pavage de Voronoï en 2d [5]

Références

- [1] ASARO, R. J. et J. R. RICE. 1977, «Strain localization in ductile single crystals», *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 25, n° 5, p. 309–338. [III](#)
- [2] DÉPRÉS, C., M. FIVEL et L. TABOUROT. 2008, «A dislocation-based model for low-amplitude fatigue behaviour of face-centred cubic single crystals», *Scripta Materialia*, vol. 58, n° 12, p. 1086–1089. [III](#)
- [3] FIVEL, M. et S. FOREST. 2004, «Plasticité cristalline et transition d'échelle : cas du monocristal», *Techniques de l'ingénieur*, vol. M4016, n° 0, p. 1–23. [V](#)
- [4] FREDERICK, C. O. et P. J. ARMSTRONG. 2007, «A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect», *Materials at High Temperatures*, vol. 24, n° 1, p. 1–26. [V](#)
- [5] GUILHEM, Y. 2011, *Etude numérique des champs mécaniques locaux dans les agrégats polycristallins d'acier 316L sous chargement de fatigue*, thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris. [xiv](#), [VI](#)
- [6] MCDOWELL, D. L. 2007, «Simulation-based strategies for microstructure-sensitive fatigue modeling», *Materials Science and Engineering A*, vol. 468-470, n° SPEC. ISS., p. 4–14. [III](#)
- [7] MERIC, L. et G. CAILLETAUD. 1991, «Single-Crystal Modeling for Structural Calculations : Part II. Finite-Element Implementation», *Journal of Engineering Materials and Technology-Transactions of the Asme*, vol. 113, n° 1, p. 171–182. [IV](#)
- [8] MERIC, L., P. POUBANNE et G. CAILLETAUD. 1991, «Single-Crystal Modeling for Structural Calculations : Part I. Model Presentation», *Journal of Engineering Materials and Technology-Transactions of the Asme*, vol. 113, n° 1, p. 162–170. [III](#), [IV](#)

- [9] PEIRCE, D., R. J. ASARO et A. NEEDLEMAN. 1983, «Material rate dependence and localized deformation in crystalline solids», *Acta Metallurgica*, vol. 31, n° 12, p. 1951–1976. [III](#)
- [10] QUILICI, S., S. FOREST et G. CAILLETAUD. 1998, «On size effects in torsion of multi and polycrystalline specimens», *Journal de physique IV*, vol. 8, p. 325–332. [VI](#)
- [11] ROTERS, F., P. EISENLOHR, L. HANTCHERLI, D. D. TIAHJANTO, T. R. BIELER et D. RAABE. 2010, «Overview of constitutive laws, kinematics, homogenization and multiscale methods in crystal plasticity finite-element modeling : Theory, experiments, applications», *Acta Materialia*, vol. 58, n° 4, p. 1152–1211. [V](#)
- [12] TABOUROT, L., M. FIVEL et E. RAUCH. 1997, «Generalised constitutive laws for f.c.c. single crystals», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 234-236, p. 639–642. [III](#)

Annexe B

Glossaire

BOR Relation d'Orientation de Burger. [75](#)

CAO Conception Assistée par Ordinateur. [3](#)

CIC Compression Isostatique à Chaud. [4](#), [I](#)

EBM Electron Beam Melting. [4](#), [I](#)

FA Fabrication Additive. [3](#)

FGNC Fatigue à Grand Nombre de Cycles. [27](#)

FIP Paramètre Indicateur de Fatigue. [43](#)

HR Laminé à chaud. [69](#)

LBM Laser Beam Melting. [10](#)

MEB Microscopie Électronique à Balayage. [17](#)

PMV Prise de Moyenne Volumique. [149](#)

REACH Registration, Evaluation, Authorisation and Restriction of Chemicals. [4](#)

SB Surface Brute. [66](#)

SLM Selective Laser Melting. [3](#), [I](#)

SP Surface Polie chimiquement. [66](#)

SR Stress Relieving. [31](#)

SU Surface Usinée. [66](#)

COMPORTEMENT EN FATIGUE DE PIÈCES DE Ti-6Al-4V OBTENUES PAR SLM ET EBM: EFFET DE LA RUGOSITÉ

RÉSUMÉ: Les pièces de Ti-6Al-4V obtenues par SLM et EBM, souvent post-traitées par détensionnement et CIC, conservent un état de surface très rugueux qui réduit leur résistance en fatigue. L'utilisation de telles pièces pour des applications structurelles nécessite donc de comprendre et de quantifier l'effet de la rugosité sur les mécanismes d'amorçage de fissures en fatigue. Cette étude présente une méthodologie à la fois expérimentale et numérique pour la prise en compte de l'effet de la rugosité sur la résistance en fatigue à grand nombre de cycles des pièces obtenues par fabrication additive. La microstructure lamellaire d'éprouvettes SLM et EBM traitées par détensionnement et CIC a été caractérisée grâce à des observations au microscope optique et par EBSD. Les surfaces brutes de fabrication présentent une rugosité spécifique que la confrontation de différentes méthodes de mesure de rugosité (observations de coupes 2D et profilométrie) a permis de caractériser. Le rôle de cet état de surface sur la résistance en fatigue a été identifié par des essais de fatigue uniaxiaux et multiaxiaux sur surface brute, usinée ou polie chimiquement. L'analyse systématique au MEB des faciès de rupture, pour chacun des lots, a permis d'identifier les défauts de surface à l'origine de l'amorçage. Des essais de fatigue complémentaires conduits sur éprouvettes SLM surface brute, couplés à des observations MEB et des mesures de désorientations intra-grains (KAM) en fond d'entaille, ont révélé la présence de fissures microscopiques et de zones plastiques confinées. La dernière partie de ce travail propose une approche numérique, fondée sur des calculs E.F., visant à quantifier l'effet de la surface sur la résistance en fatigue. Les maillages ont été construits à partir de l'acquisition de la surface (coupes 2D ; profilométrie ; tomographie) et les calculs ont été conduits en élasticité et élastoplasticité. La criticité du champ de contrainte en fatigue a été évaluée au travers d'un paramètre intégrant les forts gradients de contrainte proche de la surface grâce à une prise de moyenne volumique et les nombreux sites potentiels d'amorçage par une statistique de valeurs extrêmes.

Mots-clés: Fabrication additive, Ti-6Al-4V, Fatigue, Rugosité, Modélisation Éléments Finis

FATIGUE BEHAVIOR OF Ti-6Al-4V PARTS OBTAINED BY SLM AND EBM: EFFECT OF THE SURFACE ROUGHNESS

ABSTRACT: Ti-6Al-4V parts obtained by SLM and EBM, often post-treated by stress relieving and HIP, have a very rough surface finish that reduces their fatigue strength. The use of such parts for structural applications therefore requires to understand and to quantify the effect of roughness on fatigue crack initiation mechanisms. This study presents both an experimental and numerical methodology for taking into account the effect of roughness on high cycle fatigue strength of parts obtained by additive manufacturing. The lamellar microstructure of SLM and EBM specimens treated by stress relief and HIP was characterized by optical microscope and EBSD observations. The "as-built" surfaces have a specific roughness. The comparison of different methods of roughness measurement (2D cross-section observations and profilometry) made it possible to characterize it. The role of this surface state on fatigue strength was determined by uniaxial and multiaxial fatigue tests on either "as-built", machined or chemically polished surfaces. Systematic SEM analysis of the fracture surfaces for each batch has made it possible to identify the surface defects that caused the initiation. Additional fatigue tests conducted on SLM "as-built" surface specimens, coupled with SEM observations and intra-grain misorientation (KAM) measurements at the notch tip, revealed the presence of microscopic cracks and confined plastic areas. The last part of this work proposes a numerical approach, based on F.E. calculations, to quantify the effect of the surface on fatigue strength. The meshes were constructed from the acquisition of the surface (2D cross-sections; profilometry; tomography) and the calculations were carried out in elasticity and elastoplasticity. The criticality of the stress field regarding fatigue was evaluated through a parameter integrating the high near-surface stress gradients through volume averaging and the many potential initiation sites through extreme value statistics.

Keywords: Additive Manufacturing, Ti-6Al-4V, Fatigue, Roughness, Finite Element Modelling